



Title	構造用材料の溶接残留応力・溶接変形によぼす溶接諸条件の影響に関する研究
Author(s)	寺崎, 俊夫
Citation	大阪大学, 1976, 博士論文
Version Type	VoR
URL	https://hdl.handle.net/11094/933
rights	
Note	

The University of Osaka Institutional Knowledge Archive : OUKA

<https://ir.library.osaka-u.ac.jp/>

The University of Osaka

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に関する研究

昭和 51 年 5 月

寺 崎 俊 夫

目 次

緒論		1
第1章	溶接残留応力・溶接変形に影響を与える溶接諸条件を含んだ熱弾塑性パラメータの提案	3
1.1	緒言	3
1.2	熱弾塑性パラメータの提案	3
1.2.1	応力・ひずみを支配する因子	3
1.2.2	残留応力分布に影響を与える熱弾塑性パラメータ	5
1.2.3	溶接変形に影響を与える熱弾塑性パラメータ	9
1.3	残留応力分布への熱弾塑性パラメータの適用に関する実験的検討	13
1.3.1	実験	13
1.3.2	熱弾塑性パラメータの適用性の検討	14
1.4	溶接変形への熱弾塑性パラメータの適用に関する実験的検討	16
1.4.1	実験	16
1.4.2	熱弾塑性パラメータの適用性の検討	17
1.5	結 論	19
附録Ⅰ-I	有限要素法熱弾塑性理論の無次元化について	20
附録Ⅰ-II	有限要素法熱弾塑性プログラムについて	23
附録Ⅰ-III	横収縮・横曲り変形と入熱のパラメータの関係	25
第2章	溶接残留応力におよぼす溶接諸条件の影響への熱弾塑性パラメータの適用	26
2.1	緒言	26
2.2	実験	26
2.3	入熱条件・板厚・板幅・材料定数を含んだ平均温度上昇の影響	27
2.3.1	残留応力分布の型	27
2.3.2	平均温度上昇の影響	28
2.3.3	平均温度上昇の無次元パラメータによる異種材料間の残留応力分布の比較と残留応力分布の略算式	31
2.4	予熱温度の影響	32

2.5	溶接長の影響	33
2.6	残留応力分布の決定法	36
2.7	結論	37
附録2-I	残留応力分布の1次元熱弾塑性解析結果 と実験値の比較	38
附録2-II	半無限板の境界に集中荷重が作用して いる時の任意点の応力	39
第3章	溶接変形におよぼす溶接諸条件の影響 への熱弾塑性パラメータの適用	41
3.1	緒言	41
3.2	実験	42
3.3	入熱条件・板厚を含んだ入熱のパラメータの影響	42
3.3.1	入熱のパラメータの影響	42
3.3.2	従来のパラメータによる溶接変形の整理と 入熱のパラメータによる溶接変形の整理と比較	44
(1)	従来のパラメータ導入過程と問題点	44
(2)	溶接法を変化させた時の溶接変形の整理	48
3.3.3	入熱の無次元パラメータによる異種材料間 の溶接変形の比較と溶接変形の略算式	51
3.4	予熱温度の影響	53
3.5	溶接長の影響	55
3.6	結論	56
附録3-I	固有ひずみ論による溶接長の評価	
第4章	残留応力分布・溶接変形におよぼす冷却過程 での相変態の影響	58
4.1	緒言	58
4.2	実験	58
4.3	残留応力分布	60
4.3.1	相変態の影響	60
4.3.2	予熱温度が相変態のある材料の残留応力 分布におよぼす影響	63
4.3.3	相変態を考慮した残留応力分布の略算式	64
4.4	溶接変形	66

4.4.1	相変態の影響	66
4.4.2	高張力鋼の溶接変形の略算式	70
4.5	結論	71
第5章	多層突合せ溶接における残留応力分布と溶接変形	72
5.1	緒言	72
5.2	実験	72
5.3	残留応力分布におよぼす溶接諸条件の影響	73
5.3.1	多重熱サイクルの影響	74
5.3.2	パス間温度・予熱温度	75
5.3.3	相変態の影響	76
5.4	溶接変形におよぼす溶接諸条件の影響	77
5.4.1	溶接変形を定める近似的手法	77
5.4.2	溶接諸条件の影響	79
	(1) 入熱と板厚の影響	79
	(2) 降伏応力の影響	80
	(3) 間先形状の影響	81
	(4) 溶接法の影響	82
	(5) 溶接長の影響	83
5.4.3	溶接変形の整理と略算式	84
5.5	結論	86
附録5-1	多層突合せ継手の溶接変形の近似式	87
第6章	先在き裂を有する突合せ継手の残留応力・残留ひずみへの熱弾塑性パラメータの適用	90
6.1	緒言	90
6.2	き裂長を考慮した熱弾塑性パラメータ	90
6.3	残留応力・残留ひずみにおよぼす諸条件の影響	93
6.3.1	残留応力分布・残留相当塑性ひずみ分布型	93
6.3.2	き裂長・入熱・降伏応力の影響と応力ひずみの略算式	93
6.3.3	予熱温度の影響	97
6.3.4	相変態の影響	97

6.4 結論

99

総括

100

謝辞

104

参考文献

105

本論文に関連した発表論文

110

Nomenclature

- σ : Stress
- σ_y : Yield strength
- σ_{y0} : Yield strength at reference temperature
- ϵ : Strain
- ϵ_y : Yield strain
- ϵ_{y0} : Yield strain at reference temperature
- θ : Temperature
- θ_T : Transformation temperature
- θ_C : A_{C1} temperature
- θ_M : Temperature above which yield strength becomes zero
- θ_i : Initial temperature
- θ_0 : Interpass temperature
- T : Rise of temperature
- E : Young's modulus
- E_0 : Young's modulus at reference temperature
- H : Coefficient of work hardening
- α : Coefficient of linear expansion
- α_0 : Coefficient of linear expansion at reference temperature
- c : Specific heat
- ρ : Density
- λ : Thermal conductivity
- k : Thermal diffusivity
- η : Thermal efficiency
- I : Welding current
- V : Welding voltage
- v : Welding speed
- Q : Heat input per unit weld length
- q : Heat input per unit time
- t : Time
- W : Plate width
- L : Plate length
- h : Plate thickness
- $2a$: Crack length
- x, y : Coordinates of the point (location)
- D : Specific deposited heat
- K_0 : Bessel function of second kind and zero order

$\epsilon^* = \epsilon / \epsilon_{Y0}$: Dimensionless strain
 $\sigma^* = \sigma / \sigma_{Y0}$: Dimensionless stress
 $\theta^* = \alpha_0 \theta / \epsilon_{Y0}$: Dimensionless temperature
 $\sigma_Y^* = \sigma_Y / \sigma_{Y0}$: Dimensionless yield strength
 $\alpha^* = \alpha / \alpha_0$: Dimensionless coefficient of linear expansion
 $E^* = E / E_0$: Dimensionless Young's modulus
 $H^* = H / E_0$: Dimensionless coefficient of work hardening
 $L^W = L / W$: Dimensionless plate length
 $X = x / h, Y = y / h$: Dimensionless location
 $\tau = 2\sqrt{kt} / W$: Dimensionless time
 $W^* = W / h$: Dimensionless plate width
 $L^* = L / h$: Dimensionless plate length
 $X^* = x / h, Y^* = y / h$: Dimensionless location
 $\tau^* = 2\sqrt{kt} / h$: Dimensionless time
 $Y^a = y / a$: Dimensionless location
 $W^a = W / a$: Dimensionless plate width
 $\tau_a = 2\sqrt{kt} / a$: Dimensionless time
 $T_0 = Q / h^2$: Heat input parameter
 $T_0^* = \alpha_0 T_0 / \epsilon_{Y0}$: Dimensionless heat input parameter
 $T_{av} = Q / 2c_p h W$: Rise of average temperature
 $T_{av}^* = \alpha_0 T_{av} / \epsilon_{Y0}$: Dimensionless rise of average temperature
 $T_{aM} = Q / \sqrt{2\pi e a h c_p}$: Rise of maximum temperature at crack tip
 π : The ratio of the circumference to its diameter
 e : Base of natural logarithms
 $T_{aM}^* = \alpha_0 T_{aM} / \epsilon_{Y0}$: Dimensionless rise of maximum temperature at crack tip

緒論

大に工接多導イ的力藤うに形施溶ら伝しク礎底これ能変接・か熱にや基⁸¹⁾留⁸²⁾こ性・溶力くはか論の⁸³⁾残田て使用力や底古りらみ形接上い使底計留仲明ず変⁸⁴⁾溶⁸⁵⁾用物の留設残てをひ接りを造が溶溶つえ機固・述いて理論構件はに例生は力、用し性接条とめ響発ら底たをに塑溶諸こた影⁸⁶⁾のり留ま論か弾は接るのの⁸⁷⁾縮本残⁸⁸⁾理ら熱形溶すこ件⁸⁹⁾収藤接。性明法。くて造くのASWる。ま形た性溶字変に条る横溶る塑を素る多し構多ど履(Aけく望変し塑含て工接めか。諸いて⁹⁰⁾てい弾構要いのと接もな被接Tおなが接因弾をいば溶たらる接てい淵して熱機限てで象溶鋼金の溶Gに少と溶起熱と用らる明あ溶れ用増用し元生有⁹¹⁾まつ。カ合常ク、合的こ。と数をな力えをですさを。利に次発元扱れを。張ム通一W場較るカ冷論定タる底与響とばな論⁹²⁾をかノの次りこ接る高ウてAAの比す底急導理一き留を影こよが性藤論らは形2取。溶いはニしJMらは理留熱伝物メで残響すな⁹³⁾究弾佐理明ら変はをし⁹⁴⁾てでミと一Gれ報整残加熱のラ理接影ば要に研熱・イを⁹⁵⁾接ら題か一⁹⁶⁾進ル法マ(こ情に接な。料バ整溶なよ重形のと辺が題⁹⁷⁾溶⁹⁸⁾問しア扱最ア接づ接る統部的ら材のをきお上ま⁹⁹⁾く論渡千問T¹⁰⁰⁾・田の履りに。溶サ溶しす統部かとこタ。

を便—
目的は。
目でる
の究す
記研に
上本と
をこ
してタる
し一け
とメづ
象う名
対パと
をの「
手こタ
継—
接—
溶—
セクパ
合一性
突メ塑
はラ弾
究パ熱
研た「
本ッ上
も宜

解を溶力。源理一溶メタリ
 値タ・応る熱性メテラ一よ
 数一カ留め問塑ういパメに
 法メ応残で瞬弾に用すう駿
 素ラ留がのに熱性をばバ突
 要バ残件も板と塑ムよ性を
 限性接条た平論弾ラお塑と
 有塑溶諸しは導熱グを弾こ
 び弾る接にで伝る口響熱る
 よ熱け溶か章熱すア影てき
 おのお。らノて閉性てしで
 論こにい明才いに塑しそ用
 理て手なを。つ形弾と。適
 性し継行響。に突熱主。に
 塑せを影る合接法にる手
 弾。合理すな場溶素形に継
 熱。突整ぼらな。要突て接。態
 とたののよか力的限接し溶る
 論し料値お章想底有溶にせい
 導導材験にも理留。か合ては
 伝誘種突形はに残し力ら突し
 熱り各の突文しり導底明のに
 をよて形接論手よ誘留を際が
 にい突溶本接にを残り突ら才
 析用接。を論タ接一が明。軟
 板溶に力。板曲塑に。件と。お鋼溶て。層の附る。
 れ金すか底。鋼横弾もト条と。に軟のし。多件の
 う合ぼら留。ス・熱と次諸る。形に鋼付。条先て
 えALよ明残。ン縮たと。接す。変い力に。て諸
 考・おてて。ン収しう。溶に。接導張件。し接
 と鋼にいし。テ横導なるすか。溶で高条。用溶
 いス力用対。スる誘行いばら。・章て諸。利す
 なレ底をに。糸よてをてよ明。力ろッ接。をば
 シン留タ件。トにい理ッおてる底才よ溶。果よ
 的テ残一條るイ着お整なにい留章にた。結お
 較ス。メ諸いナ溶トの行形用て残2とれるのに
 比系てう接てテド章果ををめが才こらい章形
 がトしバ溶いスーノ結果リタ求態。るえて4変。欠
 響イと性た導一ビ才験考曲一を突しす手し才接。接
 影ナ象塑れをオて。突較横メ式相察正をにし溶る溶
 のテ対弾ら式・いいて比・ラ算の考修形がいといの。
 態スを熱え算板用ないと縮パ略中てを突らな力て上力
 一手を与略鋼を行用果収性の却い式接明章底し面底
 継響。る軟板をを結横塑形冷つ算溶を才留に平留
 る軟板をを結横塑形冷つ算溶を才留に平留
 金験タ究が弾変はに略・とは残かは残
 伝誘種突形はに残し力ら突し
 熱り各の突文しり導底明のに
 をよて形接論手よ誘留を際が
 にい突溶本接にを残り突ら才
 析用接。を論タ接一が明。軟

は彼等が導いた有限要素法熱弾塑性理論を用いて、応力・ひずみを決定する因子を明らかにしている。

上田⁽³⁾の記号を参照して2次元有限要素法熱弾塑性基礎式に次の無次元量を導入する。(附録1-I参照)

$$\left. \begin{aligned} \{\sigma^*\} &= \{\sigma\} / \sigma_0 & \{\varepsilon^*\} &= \{\varepsilon\} / \varepsilon_0 & \{d^*\} &= \{d\} / h \varepsilon_0 \\ \{\theta^*\} &= \{\theta\} \alpha_0 / \varepsilon_0 & \sigma_0^* &= \sigma_0 / \sigma_0 & E^* &= E / E_0 & d^* &= d / d_0 & H^* &= H / E_0 \\ \{F^*\} &= \{F\} / h \sigma_0 & \{B^*\} &= \{B\} h & \{D^*\} &= \{D\} / E_0 & \{K^*\} &= \{K\} / E_0 h \\ \{C^*\} &= \{C\} / \alpha_0 E_0 & \{A^*\} &= \{A\} / h^2 \sigma_0 & \{u^*\} &= \{u\} h \varepsilon_0 & S^* &= S / h^2 \\ W^* &= W / h & L^* &= L / h & X^* &= x / h & Y^* &= y / h \end{aligned} \right\} \quad (1-1)$$

ただし、 $\{ \}$: 列ベクトル $[\]$: 行列 σ : 応力 ε : ひずみ
 d : 要素の節点変位 θ : 温度 q : 降伏応力
 E : 縦弾性係数 α : 線膨張係数 H : 加工硬化係数
 F : 節点外力 B : ひずみ行列 D : 応力行列
 C : 一次元の $E d$ に相当 K : 剛性行列 A : 熱による節点力
 u : 全体の節点変位 S : 要素の面積 W : 板幅
 L : 板の長さ h : 板厚 x, y : テンコ座標
 Subscript "0": 基準温度を表わす

式(1-1)の無次元量を用いると有限要素法熱弾塑性基礎理論式は次のように表示できる。

$$\begin{aligned} \text{ひずみと変位の関係} & \{\dot{\varepsilon}^*\} = [B^*] \{\dot{u}^*\} \\ \text{応力とひずみの関係} & \{\dot{\sigma}^*\} = [D^*] \{\dot{\varepsilon}^*\} - \{C^*\} \theta^* \\ \text{要素の力の平衡条件} & \{\dot{F}_e^*\} = [K_e^*] \{\dot{u}^*\} - \{A_e^*\} \\ \text{全体の力の平衡条件} & \{\dot{F}^*\} = [K^*] \{\dot{u}^*\} - \{A^*\} \end{aligned}$$

ただし添字 e は要素をあらわし、 $\dot{}$ は増分をあらわす。

$$[K_e^*] = \oint_{\Omega_e} [B^*]^T [D^*] [B^*] d\Omega^*$$

$$\{A_e^*\} = \oint_{\Omega_e} [B^*]^T \{C^*\} \theta^* d\Omega^*$$

$$\{u^*\} = \sum_{\alpha=1}^N \frac{L^*}{L^*} \{d^*\} \quad \{A^*\} = \sum_{\alpha=1}^N \frac{L^*}{L^*} \{A_e^*\} \quad [K^*] = \sum_{\alpha=1}^N [K_e^*]$$

有限要素法の応力・ひずみは三角形の大きさを無限小にすればエネルギー論的に正解な値になること⁽⁵⁾と式(1-2)より応力・ひずみは式(1-1)の無次元量の関数になることがわかる。すなわち、応力・ひずみは次の諸要因の関数となる。(附録1-I参照)

$$\text{底力ひずみ} = f(\theta^*, \dot{\theta}^*, q^*, \dot{q}^*, E^*, \dot{E}^*, H^*, \dot{H}^*, \alpha^*, \dot{\alpha}^*, L^*, W^*, X^*, Y^*) \quad (1-3)$$

なお、溶接施行時に外力 F が作用することは一般にないので、外力の因子 F^* , $\dot{F}^*$ は式(1-3)より除いている。

1.2.2 残留応力分布に影響を与える熱弾塑性パラメータ

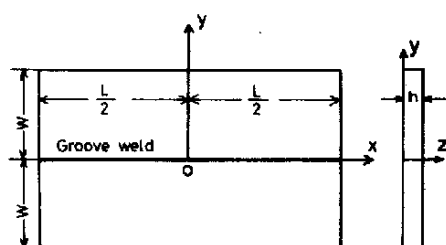


Fig.1-1 Specimen of groove weld

Table 1-2 Dimensionless variables used in residual stress distributions

Strain	$\epsilon^* = \epsilon / \epsilon_0$
Stress	$\sigma^* = \sigma / \sigma_0$
Temperature	$\theta^* = \theta / \theta_0$
Yield Strength	$\sigma_y^* = \sigma_y / \sigma_0$
Coefficient of Linear Expansion	$\alpha^* = \alpha / \alpha_0$
Young's Modulus	$E^* = E / E_0$
Coefficient of Work Hardening	$H^* = H / E_0$
Plate Length	$L^* = L / W$
Location	$X^* = x / W$ $Y^* = y / W$
Time	$\tau^* = 2\sqrt{kt} / W$

Fig.1-1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、(X軸上)グルーブ溶接する場合を対象として、残留応力分布を規定するパラメータについて考察する。

本項では熱源の移動効果を無視して、X軸上に単位溶接長・単位板厚当り強度 Q/h (cal/cm²) の平面熱源が瞬間投与されると仮定する。この場合、式(1-1)の無次元量の寸法の基準である板厚 h のかわりに板幅 W をもういた Table 1-2 の無次元変数を使用して式(1-3)の因子の中の W^* を消去した。これらの無次元変数を使用した場合には Fig.1-2 に示す任意の点 $P(X, Y)$ の任意の時刻 τ における無次元化した底力・ひずみが同じになるためには式(1-3)より次の3つの条件が同時に成立しなけければならない。

- ① 温度 $\theta^* = \theta^*(\tau, X, Y)$ の履歴が同じであること
- ② 材料定数 q^* , α^* , E^* , H^* の温度 θ^* に関する依存性が同じであること
- ③ 板の長さ L^* が同じであること

まず、上記の条件の1について考察する。瞬間平面熱源の場合には、Fig.1-2の任意点 $P(X, Y)$ の任意の時刻 τ における温度 θ^* は板表面からの熱放射を無視すると次式で与えられる。

$$\theta^* - \theta_i^* = 2T_{aw}^* \left[U_p(\tau, Y) + \sum_{n=1}^{\infty} U_p(\tau, Y \pm 2n) \right] \quad (1-4)$$

ただし $T_{aw}^* = \alpha_0 T_{aw} / \epsilon \gamma_0$ $T_{aw} = Q / 2c_p h W$: 板の平均温度上昇

$\theta_i^* = \alpha_0 \theta_i / \epsilon \gamma_0$ θ_i : 板の初期温度

$$U_p(\tau, Y) = \frac{1}{\sqrt{\tau}} \cdot \frac{1}{\tau} \cdot \exp(-Y^2/\tau^2)$$

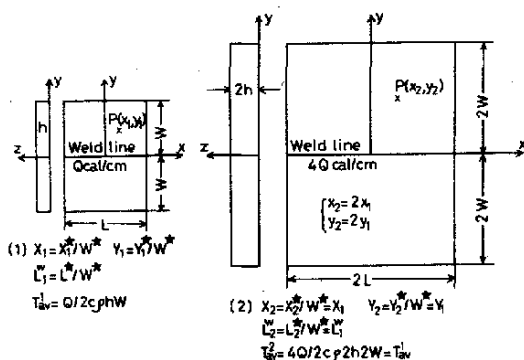


Fig.1-2 Similar plates of groove weld (instantaneous plane heat source)

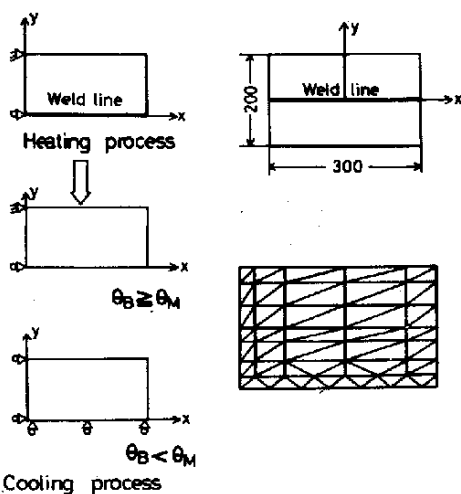
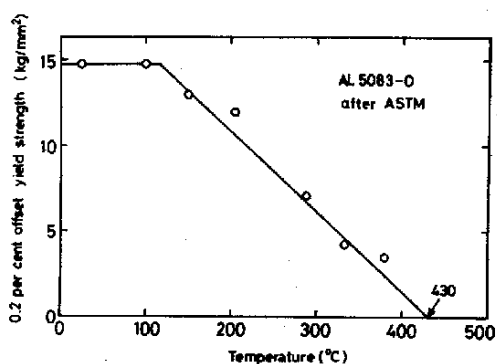


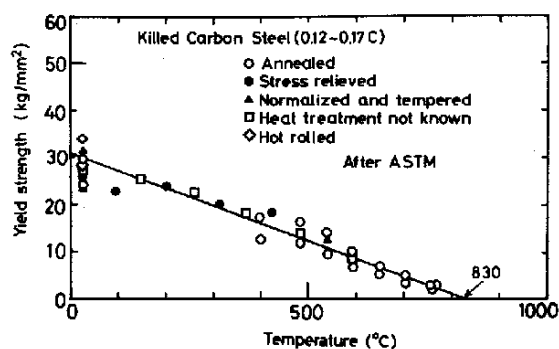
Fig.1-3 Boundary conditions and mesh division for analyzing residual stress

式(1-4)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、温度 θ^* の履歴は板の平均温度上昇 T_{aw}^* と板の初期温度 θ_i^* によって決定される。したがって、上記の条件①は T_{aw}^* と θ_i^* が同じであることと書きかえることができる。

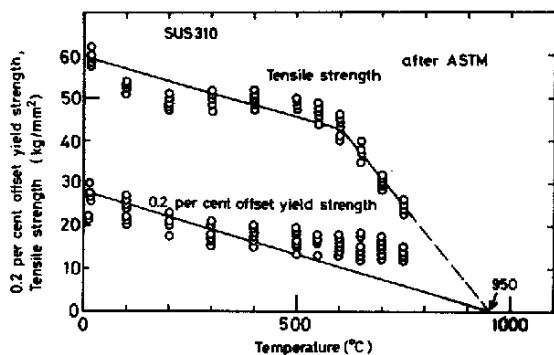
次に上記条件②について考察する。材料定数 α^* , ϵ^* , E^* , H^* の温度依存性が残留応力におよぼす影響を知るために、Fig.1-3に示すように初期温度 $\theta_i = 0^\circ\text{C}$ の平板($L=300\text{mm}$, $W=100\text{mm}$)2枚の突合せ部、すなわち、 X 軸上に $Q/h = 3000\text{ cal/cm}^2$ の平面熱源が瞬間投与された場合について Y 軸上の残留応力 $\sigma_x^* (= \sigma_x / \sigma_0)$ の解析を行った。解析には二次元有限要素法熱弾塑性プログラムを使用した。(プログラムの信頼性については附録I-II参照) 解析の境界条件と要素分割図をFig.1-3に示す。境界条件は X 軸上の温度 θ_B が降伏応力が零となる温度 θ_M より大きい場合、突合せ継手の2枚の板が別々に挙動し、 $\theta_B < \theta_M$ の場合、一枚板になるようにしている。



(a) AL5083-O



(b) Mild steel



(c) SUS310

Fig.1-4 Temperature dependence of yield and tensile strength

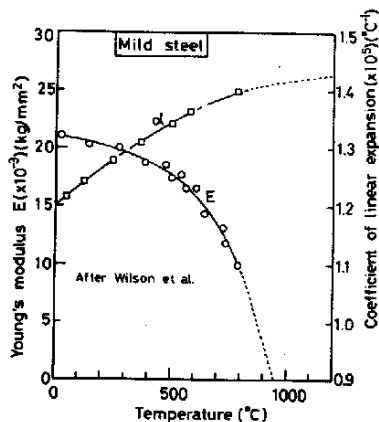


Fig.1-5 Physical and mechanical properties of mild steel as a function of temperature

材料定数の温度依存性は文献(16)~(20)によるとFig.1-4, Fig.1-5と
なっている。そこで、材料定数の温度依存性としてFig.1-6に示す4
つの形式のものを採用した。

Table 1-1 Physical and Mechanical properties

	Mild steel	Al5083-O	SUS310	HT80	9%Ni steel
$c(\text{cal/}^\circ\text{C}\cdot\text{g})$	0.13	0.23	0.12	0.13	0.12
$\rho(\text{g/cm}^3)$	7.8	2.64	8.03	7.8	7.9
$E_0(\text{kg/mm}^2)$	21000	7100	20400	21000	20500
$\sigma_0(\text{kg/mm}^2)$	31	148	28	80	64
$E_0(=\sigma_0/\epsilon_0)$	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}	1.2×10^{-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

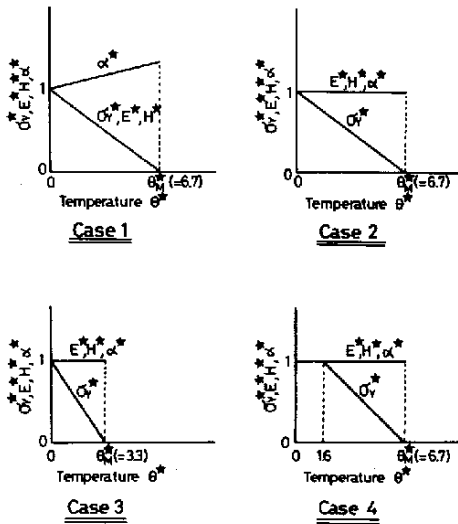


Fig.1-6 Temperature dependence of physical and mechanical properties selected for thermo-elasto-plastic analyses

すなわち、温度 $\theta_M^* (= \alpha_0 \theta_M / \epsilon_0)$ 以上では材料は応力を受けもたないものとし。

Case 1 材料定数 $\sigma_0^*, \alpha^*, E^*, H^*$ 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_0^* 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 上記と同様で $\theta_M^* = 3.3$ の場合

Case 4 σ_0^* の温度依存性が図に示すような2本の直線とせられ、 $\theta_M^* = 6.7$ の場合

について解析した。解析には基準温度 (0°C) の材料定数として Table 1-1 の軟鋼を使用した。

$T_{av}^* = 1.0$ の解析結果を Fig. 1-7 に示す。図からわかるように、Case 3 を除くは残留応力分布の形状はほぼ同一であり、残留応力の大きさの差はたかだか 10% 以内におさまっている。このことから、残留応力分布に主として影響を与えるのは材料が応力を受けもたなくなる温度 θ_M^* であり、 θ_M^* と θ_M^* の間における Fig. 1-6 のような材料定数の変化の特性が残留応力分布によぼす影響は二次的なものと過ぎないと思われる。なお、相変態のように Fig. 1-6 と異なる材料特性を示す場合については第 4 章で詳細に調べている。したがって、上記の条件②は Fig. 1-6 のような材料定数の温度依存性をもつ材料 (相変態が残留応力に寄与しない材料) では「材料が応力を受けもたなくなる温度 θ_M^* が同じであること」と書きかえてもよさそう。

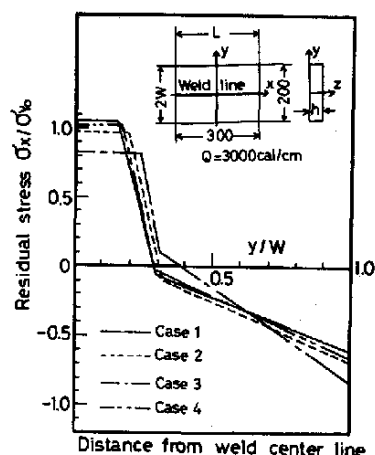


Fig. 1-7 Residual stress distributions for selected temperature dependence of physical and mechanical properties

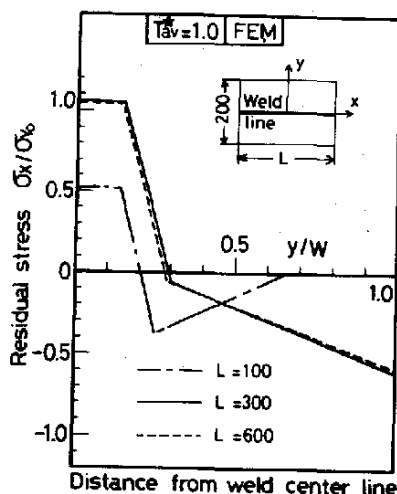


Fig. 1-8 Effect of weld length on residual stress distributions

次に上記条件③について考察する。板の長さ L^W はFig. 1-8のプルーフ溶接の場合には溶接長と同一になるので、以後は L^W を溶接長と呼ぶ。

Fig. 1-8は $T_{av}^*=1.0$ の条件で2次元有限要素法熱弾塑性解析した溶接長 L^W と溶接部中央の残留応力分布の関係を示している。図によると、溶接長がある程度長くなると溶接部中央の残留応力分布は変化しないことがわかる。したがって、上記の条件③はある溶接長(L_{cr}^W とする)以上の長さの L^W であれば考えなくてもよいことがわかる。

以上の考察によると、残留応力の σ_0^* を規定する主たるパラメータは T_{av}^* および σ_0^* であり、同一材料では T_{av} と σ_0 であると結論される。

1.2.3 溶接変形に影響を与える熱弾塑性パラメータ

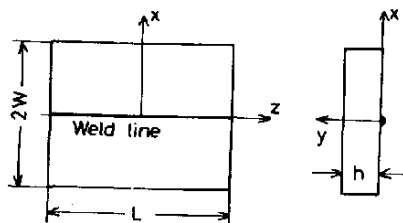
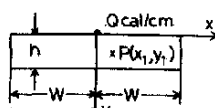


Fig. 1-9 Specimen for analysis on welding deformations in bead-on-plate test

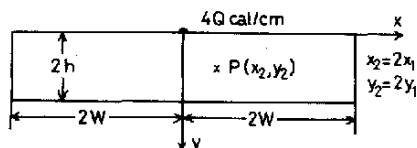
Fig. 1-9に示す長さ L 、幅 $2W$ 、板厚 h の平板表面を z 軸に沿ってビードオンプレート溶接(以後“ビード溶着”と呼ぶ)する場合を対象として、横収縮・横曲り変形を規定するパラメータについて考察する。本項でも熱源の移動効果を無視して z 軸上に単位溶接長当り強さ Q (cal/cm)の線熱源が瞬間投入されると仮定する。

Table 1-3 Dimensionless variables used in welding deformations

Strain	$E^* = E/E_0$
Stress	$\sigma^* = \sigma/\sigma_0$
Temperature	$\theta^* = \alpha_0 \theta/E_0$
Yield Strength	$\sigma_y^* = \sigma_y/\sigma_0$
Coefficient of Linear Expansion	$\alpha^* = \alpha/\alpha_0$
Young's Modulus	$E^* = E/E_0$
Coefficient of Linear Expansion	$H^* = H/E_0$
Plate Width	$W^* = W/h$
Location	$X^* = X/h$ $Y^* = Y/h$
Time	$t^* = 2kt/h$



$$(1) T_0^* = Q/h^2 \quad X_1^* = x_1/h \quad Y_1^* = y_1/h \quad W_1^* = W/h$$



$$(2) T_0^* = 4Q/(2h)^2 = Q/h^2 = T_0^* \quad X_2^* = x_2/2h = X_1^* \\ Y_2^* = y_2/2h = Y_1^* \quad W_2^* = 2W/2h = W_1^*$$

Fig.1-10 Similar plates of bead-on-plate test (instantaneous line heat source)

溶接変形に影響する要因を見出すために式(1-1)の無次元量を参照して、ひずみ・応力・温度・材料定数などについて Table 1-3 の無次元変数を使用した場合、Fig.1-10 の任意の点 $P(X^*, Y^*)$ の任意の時刻 t^* 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式(1-3)より次の3つの条件が同時に成立しなければならない。

- ① 温度 $\theta^* = \theta^*(t^*, X^*, Y^*)$ の履歴が同じであること。
- ② 材料定数 $\alpha^*, \alpha^*, E^*, H^*$ の温度 θ^* に関する依存性が同じであること。
- ③ 板幅 W^* が同じであること。

まず、上記の条件①について考察する。瞬間線熱源の場合には Fig.1-10 の任意点 $P(X^*, Y^*)$ の任意の時刻 t^* における温度 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。

$$\theta^* - \theta_i^* = T_0^* \left[u_e(t^*, X^*, Y^*) + \sum_{n=1}^{\infty} \left\{ u_e(t^*, X^* \pm 2nW^*, Y^*) + u_e(t^*, X^*, Y^* \pm 2n) \right\} \right] \quad (1-5)$$

ただし

$$T_0^* = \alpha_0 Q / E_0 c p h^2$$

T_0^* : "入熱の無次元パラメータ"以後呼ぶ。

$$\theta_i^* = \alpha_0 \theta_i / E_0$$

θ_i : 板の初期温度

$$u_e(k, \xi, \eta) = 2/(\pi k^2) \cdot \exp \left\{ -(\xi^2 + \eta^2)/k^2 \right\}$$

式(1-5)からわかるように、瞬間線熱源が投与されたという初期条件を用いるが、温度 θ^* の履歴は入熱のパラメータ T_0^* と板の初期温度 θ_i により決定される。したがって、上記の条件①は「 T_0^* と θ_i^* が同じである」と書きかえることができる。

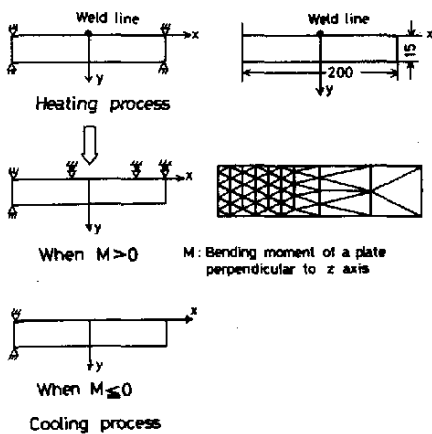


Fig.1-11 Boundary conditions and mesh division for analyzing welding deformations

境界条件は原点の温度が上昇中は完全拘束、原点の温度が冷却中の場合には z 軸回りの曲げモーメント $M > 0$ （板の溶接側が凸になる変形を生じさせるモーメントを正としている。）の間は曲げ変形を拘束、 $M < 0$ の場合は拘束なしとしている。このような周辺条件を与えた理由はビード溶着による横曲り変形の過渡的变化を溶接線の中点断面において実測してみると溶接長およそ 100mm 以上の場合には溶接側に凸の曲り変形がほとんど生じないという実験的事実によっている（Fig. 3-11 参照） 解析には Table 1-1 の軟鋼の材料定数を用いた。

Fig. 1-12 は Fig. 1-6 の材料定数をもつ材料の横収縮・横曲り変形の過渡的变化の二次元有限要素法熱弾塑性解析結果である。横収縮 δ と横曲り変形 γ の定義を Fig. 1-13 に示す。Fig. 1-12 からわかるように θ_M^* 値の異なる Case 3 を除いては横収縮・横曲り変形の過渡的变化にはあまり差が認められない。このことから、溶接変形に主として影響を与えるのは材料が応力を受けもたなくなる温度 θ_M^* であって、 θ_M^* と θ_M^* の間における Fig. 1-6 のような材料定数の変化の特性が溶接変形におよぼす影響は二次的なものと思われる。なお、相変態のように Fig. 1-6 と異なる材料特性を示す場合については第 4 章で詳細に調べている。したがって、上記の条件②は Fig. 1-6 のような材料特性をもつ材料（相変態が溶接変形に寄与しない材料）では「材料が応力を受けもたなくなる温度 θ_M^* が同じであること」と書きかえてもよからう。

次に、上記の条件②について考察する。材料定数 α^* 、 μ^* 、 E^* 、 H^* の温度依存性が溶接変形におよぼす影響を知るために、材料定数の温度依存性として、Fig. 1-6 に示す 4 つの形式のものを採用した。溶接変形の解析は Fig. 1-9 に示すビード溶着試験片において、 $W = 100\text{mm}$ 、 $t = 15\text{mm}$ 、 $\theta_i = 0^\circ\text{C}$ として z 軸上に強さ $Q = 1000\text{cal/cm}$ の線熱源が瞬間投与された場合について、 xy 平面内の二次元有限要素法熱弾塑性解析を行なった。解析の境界条件と要素分割を Fig. 1-11 に示す。

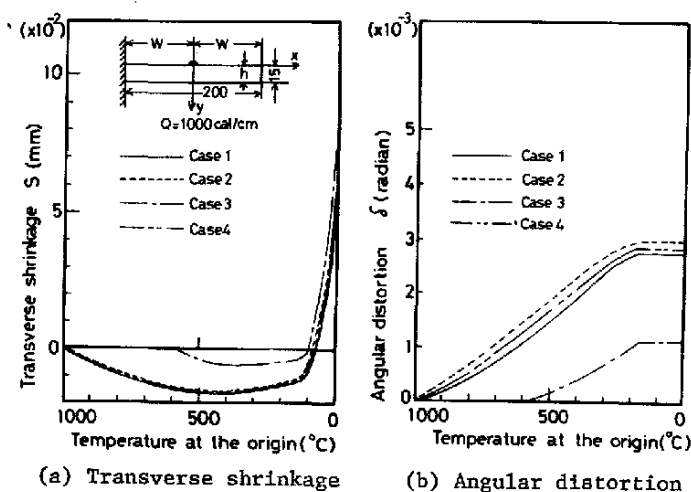


Fig.1-12 Welding deformations for selected temperature dependence of physical and mechanical properties

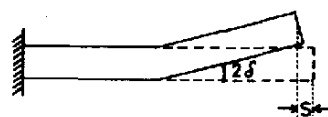


Fig.1-13 Definition of transverse shrinkage S and angular distortion δ

次に、上記条件③について考察する。板幅 W^* は板が拘束されていない場合、十分に大きければ溶接部の温度上昇にあまり寄与しない。このため熱履歴により生じる残留塑性ひずみに板幅 W^* は影響を与えず、残留塑性ひずみより求められる溶接変形に板幅 W^* は寄与しないと考えられる。

以上の考察より、溶接変形を規定するパラメータは入熱の無次元パラメータ T^* 、初期温度の無次元パラメータ θ_i^* および材料が応力をうけもたなくなる温度の無次元パラメータ θ_m^* であり、同一材料では θ_i/θ_m と θ_i であると結論される。

1.3 残留応力分布への熱弾塑性パラメータ適用に関する実験的検討

1.3.1. 実験

1.2.2項で明らかになった熱弾塑性パラメータ T_{av} , α_i , α_m (同一材料では T_{av} , α_i) がグルーブ溶接の残留応力を主として支配する因子であるかどうかを実験により検討する。

実験で用いた材料は軟鋼 (SS41) と Al 合金 (Al5083-O) の2種類であり、それらの化学成分と機械的性質を Table 1-4 に示す。(なお

Table 1-4 Chemical compositions and mechanical properties of materials

SS41

Chemical composition (%)						Y.S.	T.S.	El.
C	Si	Mn	P	S		(kg/mm ²)	(kg/mm ²)	(%)
0.14	0.29	0.62	0.016	0.017		28.4	45.5	34.8

Al5083-O

Chemical composition (%)								P.S.	T.S.	El.
Cu	Si	Fe	Mn	Mg	Cr	Ti		(kg/mm ²)	(kg/mm ²)	(%)
0.04	0.09	0.22	0.48	4.5	0.15	0.02		13.8	30.9	29.0

SUS310

Chemical composition (%)								P.S.	T.S.	El.
C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr		(kg/mm ²)	(kg/mm ²)	(%)
0.07	0.83	1.66	0.03	0.01	19.8	24.6		28.0	59.0	58.2

T.S.: Tensile strength
Y.S.: Yield strength
P.S.: Proof strength
El.: Elongation in 30mm

2章で使用するオーステナイト系ステンレス鋼310も示しておく) 溶接はGMAWによるVグルーブ単層溶接であり、板の初期温度 α_i は15~20°Cの範囲であった。

Fig. 1-14(a)は板厚内の応力分布が一様でなくなる原因である横曲り変形・縦曲り変形を拘束し、横収縮・縦収縮は自由に発生するようにした拘束治具である。

溶接線方向の残留応力は Fig. 1-14(b)に示すように、溶接後、板の中央断面を中心に、溶接線に平行

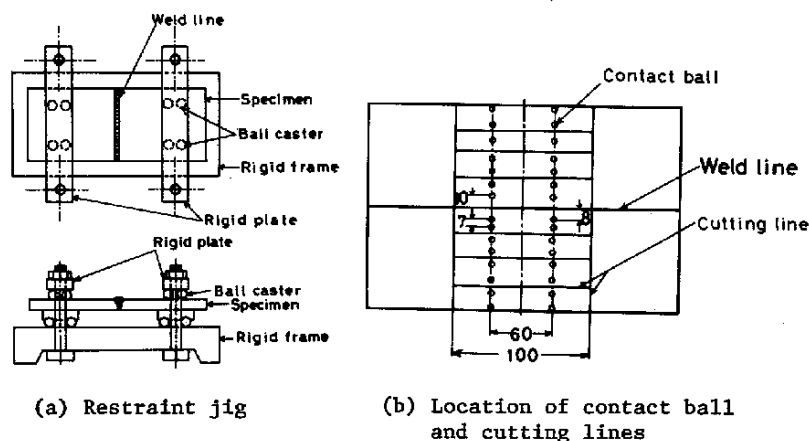


Fig.1-14 Experimental apparatus of residual stress

Table 1-5 Experimental conditions

(a) Mild steel

T_{av} (°C)	L (mm)	2W (mm)	h (mm)	I (Amp.)	V (Volt.)	v (cm/min.)	Q (cal/cm)
80	450	300	15	450	24	31	3500
	300	300	12	430	25	38	2850
125	300	200	12	445	25	38	3000
	300	240	12	435	24	30	3500
	450	300	15	435	25	20	5500

(b) Mild steel and Al alloy

T_{av}^*	Material	θ_M^*	L (mm)	2W (mm)	h (mm)	I (Amp.)	V (Volt.)	v (cm/min.)	Q (cal/cm)
1.0	Al5083-O	4.6	300	200	10	135	24	30	1070
	SS41	6.7	300	240	12	435	25	20	3500

 T_{av} : Average temperature

L: Plate length

W: Plate width

h: Thickness

I: Welding current

V: Welding voltage

v: Welding speed

Q: Heat input

 t_f : Arc time T_{av}^* : Average temperature parameter θ_M^* : Material parameter

に標点距離 60mm のコンタクトボールを打ち込み、開放前後の標点距離の変化から求めたひずみに縦弾性係数をかけて求めた。
なお、開放前後の標点距離の変化は *pfender meter* (1/1000 mm) により測定し、ひずみは板厚表裏面の標点距離の変化の平均値より求めた。

実験条件を Table 1-5 に、実験結果を整理するのに必要な材料を Table 1-1 に示す。

1.3.2 熱弾塑性パラメータの通用性の検討

実験は初期温度 $\theta_0 = 15 \sim 25^\circ\text{C}$ ほぼ一定で行なわれているので、残留応力に影響を与えるパラメータは材料が一定の場合、平均温度上昇 T_{av} 、異種材料の場合、平均温度上昇の無次元パラメータ T_{av}^* 、降伏応力が変となる温度の無次元パラメータ θ_M^* である。

Fig. 1-15 は軟鋼を用いて、平均温度上昇 $T_{av} = 80^\circ\text{C}$, 125°C とそれを一定にして、板厚 h 、板幅 W 、単位溶接長さ当りの入熱 Q を Table 1-5 (a) に示すように変化させた時の残留応力分布を示している。図によると入熱 $Q = 3000 \sim 5500 \text{ cal/cm}$ 、板厚 $h = 12 \sim 15 \text{ mm}$ 、板幅 $W = 100 \sim 150 \text{ mm}$ と変化させても、平均温度上昇 T_{av} が同じであれば、残留応力の実験値は横軸に溶接線からの距離 y を板幅 W で割った値 y/W で整理することにより 1 本の曲線に載てくることがわかる。

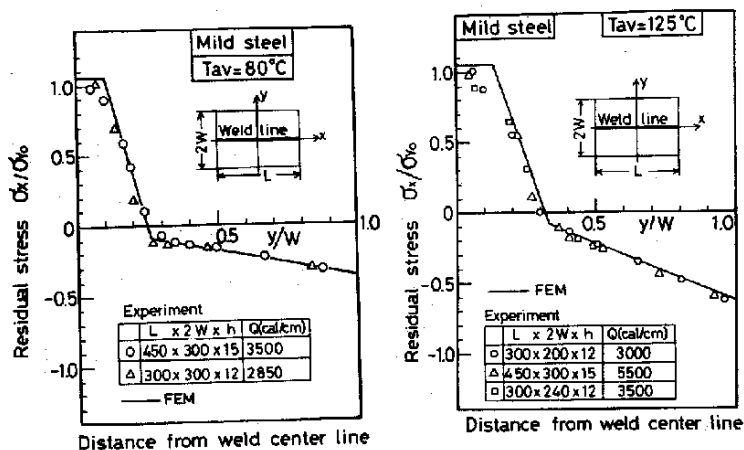


Fig.1-15 Arrangement of residual stress distribution of mild steel by average temperature increase parameter T_{av}

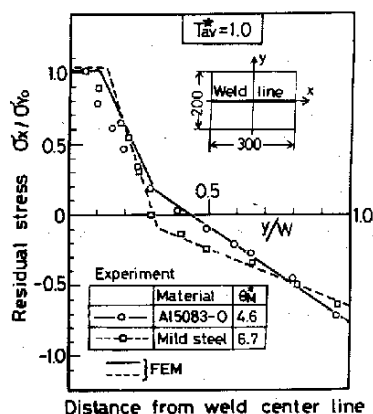


Fig.1-16 Arrangement of residual stress distributions of mild steel and Al alloy by parameter T_{av}^* and θ_M^*

Fig. 1-16 は平均温度上昇の無次元パラメータ $T_{av}^* = 1.0$ となるように Table 1-5 (c) に示す実験条件で実験した時の軟鋼と Al 合金の残留応力分布を示している。縦軸は残留応力 σ_x を 0°C での降伏応力 σ_0 で割った値 σ_x/σ_0 を取り、横軸は溶接線からの距離 y を板幅 W で割った値を取っている。Fig. 1-16 の Al 合金 ($\theta_M^* = 4.6$, 実線)、軟鋼 ($\theta_M^* = 6.7$, 破線) の残留応力分布の実験曲線と Fig. 1-7 の有限要素法熱弾塑性解析による残留応力分布 (Case 1 --- $\theta_M^* = 6.7$, Case 3 --- $\theta_M^* = 3.3$) を比較すると材料の相異は T_{av}^* , θ_M^* によって取り扱えること

がわかる。

以上より、熱弾塑性パラメータが溶接残留応力に通用できることが実験により明らかになった。

1.4 溶接変形への熱弾塑性パラメータの適用に関する実験的検討

1.4.1 実験

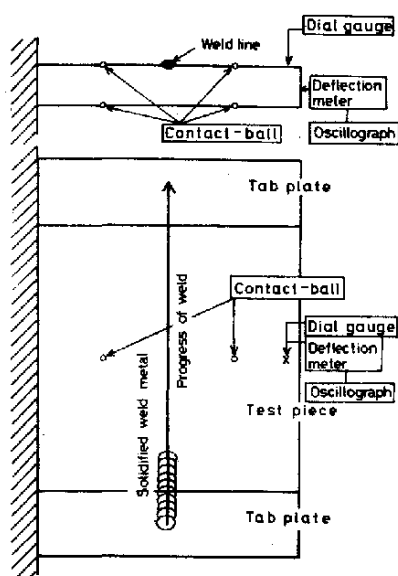


Fig.1-17 Apparatus of welding deformations measurement

1.2.3項で明らかになった熱弾塑性パラメータ T_0^* , α_L^* , α_M^* (同一材料では α_L^* , α_M^*) がビード溶着の溶接変形を主として支配する因子であるかどうかを実験により検討する。

実験で用いた材料は軟鋼(SS41)とAl合金(Al5083-O)の2種類で、残留応力の実験で用いた材料と同じである。溶接はGMAWを使用し、板の初期温度 α_L は15~25°Cの範囲であった。実験は板幅200mm、板の長さ200mmの一枚板を使用した。溶接にあたって、Fig.1-17に示すように溶接の始終端におけるアーチの点滅消滅によるビードの不連続が溶接変形に影響をおよぼさないように、試験片の両側に板幅200mm、長さ20mmのタブ板を添えた。

Table 1-6 Experimental conditions

(a) Mild steel

h (mm)	L (mm)	W (mm)	I (Amp.)	V (Volt.)	v (cm/min.)	Q (cal/cm)	t _f (sec)
6	200	200	335	26	97	900	12
10	200	200	400	26	40	2600	30

(b) Mild steel and Al alloy

Material	h (mm)	L (mm)	W (mm)	I (Amp.)	V (Volt.)	v (cm/min.)	Q (cal/cm)	t _f (sec)
Al5083-O	6	200	200	200	24	120	472	10
SS41	6	200	200	335	26	97	900	12

h: Thickness
L: Plate length
W: Plate width
I: Welding current

V: Welding voltage
v: Welding speed
Q: Heat input
t_f: Arc time

横収縮・横曲り変形の測定はFig.1-17に示すようにいずれも溶接線の中央断面で行なった。横収縮・横曲り変形の過渡的变化は変位計によりダイナミックストレーンゲージを通して電磁オシロに記録した。また、完全冷却後の横収縮は溶接線をはさんで標点距離100mm

について板の表裏面で測定し、その平均値をとった。測定器としてAl合金はコンパレータ(1/1000mm)を使用し、軟鋼はpfender meter(1/1000mm)を用いた。横曲り変形の最終値は溶接線から90mm離れた点dial gauge(1/100mm)を取りつけて、溶接前後の

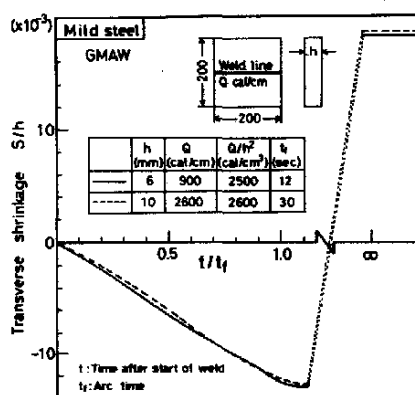
みの変化量から求めた。

実験条件を Table 1-6 に、実験結果を整理するのに必要な材料定数は Table 1-1 を使用した。

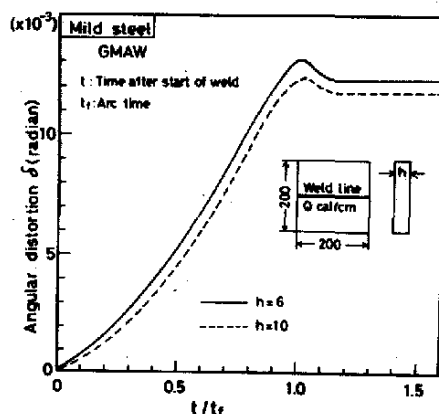
1.4.2 熱弾塑性パラメータの適用性の検討

実験は初期温度 $Q_0 = 15 \sim 25^\circ\text{C}$ ほぼ一定で行なわれているので、溶接変形に影響を与えるパラメータは材料が一定の場合、入熱のパラメータ Q/h^2 、異種材料の場合、入熱の無次元パラメータ T_0^* 、降伏応力が零となる温度の無次元パラメータ Q_m^* である。

Fig. 1-18 は軟鋼において、入熱のパラメータ Q/h^2 がほぼ 2500 cal/cm^2 となるように板厚と入熱を Table 1-6 (a) のように変化させた時の横収縮・横曲り変形の過渡的变化を示している。横軸は溶接スタート後の時間 t を溶接終了に要した時間 t_f で割った値 t/t_f を取り、縦軸は横収縮 S を板厚 h で割った値 S/h と横曲り変形 δ を取っている (S/h , δ と Q/h^2 の関係は附録 1-Ⅲ 参照) 図より、入熱のパラメータ Q/h^2 が同一であれば横収縮・横曲り変形の過渡的变化がほぼ一致していることがわかる。

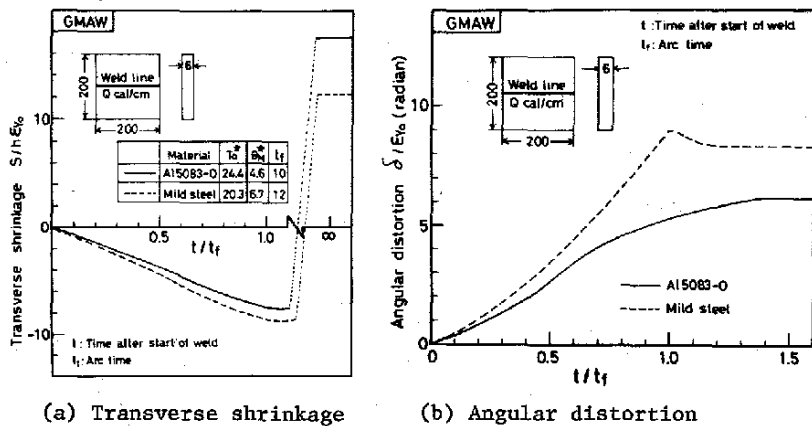


(a) Transverse shrinkage



(b) Angular distortion

Fig. 1-18 Arrangement of welding deformations of mild steel by heat input parameter Q/h^2



(a) Transverse shrinkage (b) Angular distortion

Fig.1-19 Arrangement of welding deformations of mild steel and Al alloy by parameter T_0^* and θ_M^*

Fig. 1-19は入熱の無次元パラメータ $T_0^* = 22$ となるように Table 1-6(a) に示す実験条件で実験した時の軟鋼とAl合金の溶接変形の過渡的変化を示している。縦軸は横収縮 S を板厚 h と 0°C での降伏ひずみ ϵ_0 で割った値 $S/h \epsilon_0$ 、横曲り変形 δ を ϵ_0 で割った値 δ/ϵ_0 を取っている ($S/h \epsilon_0$ 、 δ/ϵ_0 と T_0^* の関係は附録1—Ⅲ参照)。Fig. 1-19のAl合金 ($\theta_M^* = 4.6$ 実線)、軟鋼 ($\theta_M^* = 6.7$ 破線) の横収縮・横曲り変形の試験曲線と Fig. 1-12 の有限要素法熱弾塑性解析による横収縮・横曲り変形 (Case 1 ---- $\theta_M^* = 6.7$, Case 3 ---- $\theta_M^* = 3.3$) を比較すると材料の相異は T_0^* 、 θ_M^* によって取り扱えることがわかる。以上より、熱弾塑性パラメータが溶接変形に適用できることが実験により明らかになった。

1.5 結論

本章は熱伝導理論と有限要素法熱弾塑性理論を用いて、溶接残留応力・溶接変形を主として支配する熱弾塑性パラメータを理論的に明らかにし、実験により溶接残留応力・溶接変形に熱弾塑性パラメータが適用できることを明らかにしたものである。

本章で得られた結論を要約すると次の通りである。

- (1) 熱伝導論と熱弾塑性理論解析により瞬間平面熱源をグループ溶接継手に投与した時の残留応力分布は相変態が残留応力に寄与しない場合には熱弾塑性パラメータ

平均温度上昇の無次元パラメータ $T_{av}^* = \alpha_0 Q / 2cp h w \epsilon \gamma_0$

初期温度の無次元パラメータ $\theta_i^* = \alpha_0 \theta_i / \epsilon \gamma_0$

降伏応力が零になる温度の無次元パラメータ $\theta_M^* = \alpha_0 \theta_M / \epsilon \gamma_0$

で規定され、

同一材料では、

平均温度上昇

$$T_{av} = Q / 2cp h w \quad (^\circ\text{C})$$

初期温度

$$\theta_i \quad (^\circ\text{C})$$

で規定されることを明らかにした。(溶接長が十分に長い場合)

- (2) 熱伝導論と熱弾塑性理論解析により瞬間線熱源をビード溶着した時の溶接変形は相変態が溶接変形に寄与しない場合には熱弾塑性パラメータ

入熱の無次元パラメータ $T_0^* = \alpha_0 Q / cp h \epsilon \gamma_0$

初期温度の無次元パラメータ $\theta_i^* = \alpha_0 \theta_i / \epsilon \gamma_0$

降伏力が零となる温度の無次元パラメータ $\theta_M^* = \alpha_0 \theta_M / \epsilon \gamma_0$

で規定され、

同一材料では

入熱のパラメータ

$$Q/h^2 \quad (\text{cal/cm}^2)$$

初期温度

$$\theta_i \quad (^\circ\text{C})$$

で規定されることを明らかにした。

- (3) 上記の理論的に導かれた残留応力・溶接変形の熱弾塑性パラメータが溶接に適用できることを軟鋼とAl合金を用いた残留応力と溶接変形の実験により明らかにした。

附録 1-1 有限要素法熱弾塑性理論の無次元化について

2次元有限要素法熱弾塑性理論式(1-2)が式(1-1)の無次元量で無次元化されることを三角形要素の理論を用いて証明する。

(a) ひずみマトリックス $[B^*] = [B]$ の証明

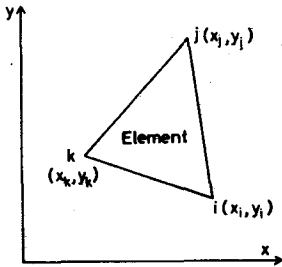


Fig. A-1 Element

ひずみマトリックスは節点座標のみの関数となり、Fig. A-1の三角形(節点が i, j, k)では次式で与えられる。

$$[B] = \frac{1}{2\Delta} \begin{bmatrix} y_j - y_k & 0 & y_k - y_i \\ 0 & x_k - x_j & 0 \\ x_k - x_j & y_j - y_k & x_i - x_k \end{bmatrix}$$

$$\begin{bmatrix} 0 & y_j - y_i & 0 \\ x_i - x_k & 0 & x_j - x_i \\ y_k - y_i & x_j - x_i & y_i - y_j \end{bmatrix}$$

ただし $2\Delta = \begin{vmatrix} 1 & x_i & y_i \\ 1 & x_j & y_j \\ 1 & x_k & y_k \end{vmatrix}$

$$\therefore [B^*] = \frac{1}{2\Delta^*} \begin{bmatrix} Y_j^* - Y_k^* & 0 & Y_k^* - Y_i^* \\ 0 & X_k^* - X_j^* & 0 \\ X_k^* - X_j^* & Y_j^* - Y_k^* & X_i^* - X_k^* \end{bmatrix}$$

$$\begin{bmatrix} Y_j^* - Y_i^* & 0 & X_i^* - X_k^* \\ 0 & X_j^* - X_i^* & Y_i^* - Y_j^* \\ X_j^* - X_i^* & Y_i^* - Y_j^* & Y_k^* - Y_i^* \end{bmatrix} \quad \text{ただし、} \quad \Delta^* = \Delta/h^2, \quad X_p^* = X_p/h, \quad Y_p^* = y_p/h, \quad p = i, j, k$$

(b) 応力マトリックス $[D^*] = [D]/E_0$ の証明

平面応力の場合について証明する。(平面ひずみでも成立する。) 弾性域では

$$[D] = [D_e] = \frac{E}{1-\nu^2} \begin{bmatrix} 1 & \nu & 0 \\ \nu & 1 & 0 \\ \text{SYM} & \text{SYM} & \frac{1-\nu}{2} \end{bmatrix}$$

1.1.1. ν : ポアソン比

$$\therefore [D_e^*] = \frac{E^*}{1-\nu^2} \begin{pmatrix} 1 & \nu & 0 \\ \text{SYM} & 1 & 0 \\ & & \frac{1-\nu}{2} \end{pmatrix}$$

塑性領域では

$$[D] = [D_p] = [D_e] - \frac{1}{S_0} \begin{pmatrix} S_1^2 & S_1 S_2 & S_1 S_3 \\ & S_2^2 & S_2 S_3 \\ \text{SYM} & & S_3^2 \end{pmatrix}$$

1.1.1.1

$$S_0 = \frac{4}{9} \bar{\sigma}^2 H + S_1 \sigma_x' + S_2 \sigma_y' + 2 S_3 \tau_{xy}$$

$$S_1 = \frac{E}{1-\nu^2} (\sigma_x' + \nu \sigma_y') \quad S_2 = \frac{E}{1-\nu^2} (\sigma_y' + \nu \sigma_x')$$

$$S_3 = \frac{E}{1+\nu} \tau_{xy}$$

$$\bar{\sigma}^2 = \frac{3}{2} (\sigma_x'^2 + \sigma_y'^2 + \sigma_z'^2 + 2 \tau_{xy}^2)$$

$\sigma_x', \sigma_y', \sigma_z'$: 偏差応力

$$\therefore [D_p^*] = [D_e^*] - \frac{1}{S_0^*} \begin{pmatrix} S_1^{*2} & S_1^* S_2^* & S_1^* S_3^* \\ & S_2^{*2} & S_2^* S_3^* \\ \text{SYM} & & S_3^{*2} \end{pmatrix}$$

1.1.1.1.1

$$S_0^* = S_0 / E_0 \sigma_{Y0}^2 = \frac{4}{9} \bar{\sigma}^{*2} H^* + S_1^* \sigma_x^* + S_2^* \sigma_y^* + 2 S_3^* \tau_{xy}^*$$

$$S_1^* = S_1 / E_0 \sigma_{Y0} = \frac{E^*}{1-\nu^2} (\sigma_x^* + \nu \sigma_y^*)$$

$$S_2^* = S_2 / E_0 \sigma_{Y0} = \frac{E^*}{1-\nu^2} (\sigma_y^* + \nu \sigma_x^*)$$

$$S_3^* = S_3 / E_0 \sigma_{Y0} = \frac{E^*}{1+\nu} \tau_{xy}^*$$

$$\sigma^* = \sigma / \sigma_{Y0}$$

(c) $\{C^*\} = \{C\} / \alpha_0 E_0$ の証明

弾性領域では

$$\{C\} = [D_e] (\{\alpha\} + \frac{d\{\alpha\}}{d\theta} \theta + \frac{d[D_e]^{-1}}{d\theta} \{\sigma\})$$

$$\therefore \{C^*\} = [D_e^*] (\{\alpha^*\} + \frac{d\{\alpha^*\}}{d\theta^*} \theta^* + \frac{d[D_e^*]^{-1}}{d\theta^*} \{\sigma^*\})$$

1.1.1.1.1.1

$$[D_e^*]^{-1} = [D_e]^{-1} E_0$$

塑性域では

$$\{c\} = \left(\{D_e\} - \frac{\{D_e\}\{\sigma\} \left\{ \frac{\partial \bar{\sigma}}{\partial \epsilon} \right\}^T \{D_e\}}{S} \right) \nabla - \frac{\{D_e\}\{\sigma\}}{S} \frac{\partial \epsilon}{\partial \theta}$$

ただし

$\{\sigma\}$: 偏差応力

$$\nabla = \{\alpha\} + \frac{d\{\alpha\}}{d\theta} \cdot \theta + \frac{d\{D_e\}^T}{d\theta} \{\sigma\}$$

$$S = \left\{ \frac{\partial \bar{\sigma}}{\partial \epsilon} \right\}^T \{D_e\} \{\sigma\} + H \left\{ \frac{\partial \bar{\epsilon}_p}{\partial \epsilon_p} \right\}^T \{\sigma\}$$

$\bar{\epsilon}_p$: 相当塑性ひずみ

$$\therefore \{c^*\} = \left(\{D_e^*\} - \frac{\{D_e^*\}\{\sigma^*\} \left\{ \frac{\partial \bar{\sigma}^*}{\partial \epsilon^*} \right\}^T \{D_e^*\}}{S^*} \right) \nabla^* - \frac{\{D_e^*\}\{\sigma^*\}}{S^*} \frac{\partial \epsilon^*}{\partial \theta^*}$$

ただし

$$\{\sigma^*\} = \{\sigma\} / \sigma_0$$

$$S^* = S / E_0 \sigma_0 = \left\{ \frac{\partial \bar{\sigma}^*}{\partial \epsilon^*} \right\}^T \{D_e^*\} \{\sigma^*\} + H^* \left\{ \frac{\partial \bar{\epsilon}_p^*}{\partial \epsilon_p^*} \right\}^T \{\sigma^*\}$$

$$\nabla^* = \nabla / \alpha_0 = \{\alpha^*\} + \frac{d\{\alpha^*\}}{d\theta^*} \theta^* + \frac{d\{D_e^*\}^T}{d\theta^*} \{\sigma^*\}$$

(d) 要素剛性マトリックス $[k_e^*] = [k_e] / E_0$ の証明

$$[k_e] = k \int [B]^T [D] [B] dx dy$$

$$\therefore [k_e^*] = \int [B^*]^T [D^*] [B^*] dX^* dY^*$$

(e) 熱による要素節点力ベクトル $\{A_e^*\} = \{A_e\} / k^2 \sigma_0$ の証明

$$\{A_e\} = k \int [B]^T \{c\} \theta dx dy$$

$$\therefore \{A_e^*\} = \int [B^*]^T \{c^*\} \theta^* dX^* dY^*$$

附録Ⅰ-Ⅱ 有限要素法熱弾塑性プログラムについて

有限要素法熱弾塑性プログラムを山川⁵⁰⁾の論文を参照して作成した。
なお、山川と次の2点で異なっている。

① 弾塑性遷移領域の取り扱い

② 溶融要素の取り扱い

そこで、上記の2点について記述すると共に、プログラムの妥当性についても検討した。

(a) 弾塑性遷移領域の取り扱い⁵¹⁾

ある温度増分 $\Delta\theta (= \theta_2 - \theta_1)$ が与えられた時に弾性から塑性に遷移する要素について次の仮定を設ける。

【仮定】 “温度増分 $\Delta\theta$ の間では応力増分と温度増分の間に線形関係が成立する。”

弾性から塑性に遷移する要素は温度増分 $\Delta\theta$ のうち最初の $\Delta\theta_e = \theta_x - \theta_1$ の間で弾性変形し、その後の温度増分 $\Delta\theta_p = \theta_2 - \theta_x$ の間で塑性変形する。この時、塑性変形を開始する温度 θ_x を次式の t をもちいてあらわし、次のように決定する。

$$\theta_x = \theta_1 + t(\theta_2 - \theta_1) \quad \text{ただし } 0 \leq t \leq 1$$

仮定より塑性ポテンシャル $f = \bar{\sigma} - \sigma_y(\bar{\epsilon}_p, \theta)$ は $\theta = \theta_x$ で零となる。
すなわち、 t は次のようになる。

$$f_{\theta=\theta_x} = f_{\theta=\theta_1} + df_{\theta=t(\theta_2-\theta_1)} = 0$$

$$\therefore f_{\theta=\theta_1} + t \left(\frac{\partial \bar{\sigma}}{\partial \theta} \dot{\theta} - \frac{\partial \sigma_y}{\partial \theta} \dot{\theta} \right)_{\theta=\theta_1} = 0 \quad (\because \theta = \theta_x \text{ では塑性ひずみ増分は零である})$$

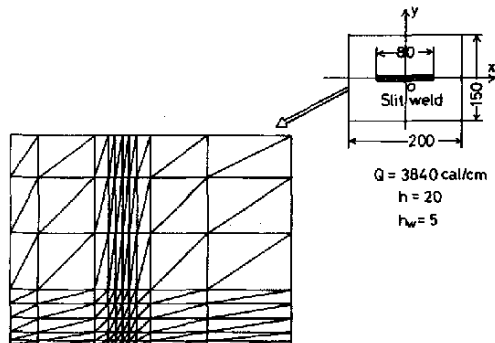
$$\therefore t = - \left(\frac{\frac{\partial \bar{\sigma}}{\partial \theta} \dot{\theta}}{\frac{\partial \bar{\sigma}}{\partial \theta} \dot{\theta} - \frac{\partial \sigma_y}{\partial \theta} \dot{\theta}} \right)_{\theta=\theta_1}$$

この t を用いて、要素E1個を降伏せる。

除荷の判定はPrandtl-Reussの方程式で導かれるスカラー関数 λ の正負ではない

$\lambda < 0$

の時除荷として、次のstepから弾性として
いる。⁵⁰⁾



Mesh division

Fig.A-2 Mesh division

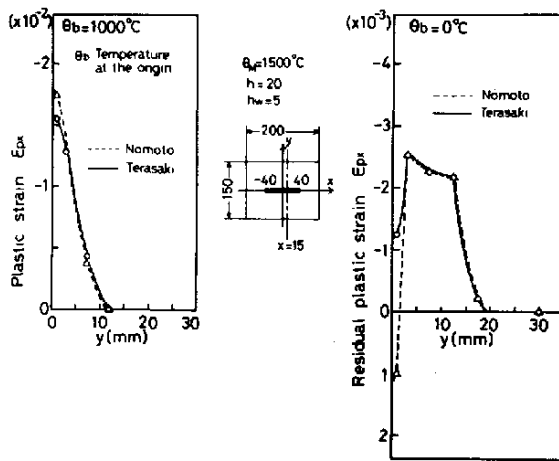


Fig. A-3 Plastic strain distributions

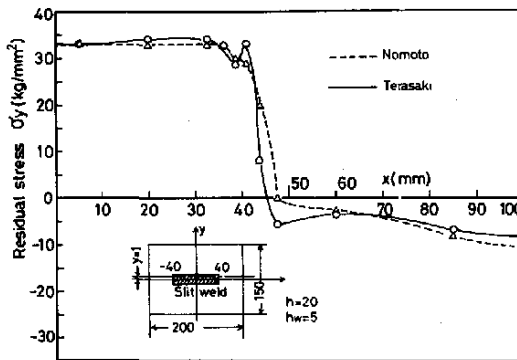


Fig. A-4 Residual stress distributions

(b) 溶融要素の取り扱い

要素の温度が降伏応力が零となる温度 θ_m 以上に上昇する要素を溶融要素と呼ぶことにする。溶融要素は要素の温度 θ が $\theta \geq \theta_m$ の場合、応力をもたないので、液体と同じ挙動をすると考え、まわりの要素の変形に従うようにしている。したがって、溶融要素の塑性ひずみは見かけのひずみと同じであるとして与えている。また、溶融要素に拘束があれば、温度上昇過程では拘束条件がなくなるとして、溶融効果を表わしている。

(c) プログラムの信頼性

プログラムの信頼性を調べるために有限要素法熱弾塑性解析の権威者である野本氏⁽⁴⁾に Fig. A-2 に示すスリット型溶接継手を同一の要素分割・同一の解析条件で数値解析してもらった。解析条件は

母板の板厚 20 mm、のび厚 5 mm、ビード幅 4 mm、ビード長 80 mm、板の長さ 200 mm、板幅 150 mm、単位溶接長当りの入熱 3840 cal/cm である。野本氏は要素の降伏を厳密に 1 個ずつおこなわれており、著者と少し異なる。

Fig. A-3 は $x=15$ mm 断面の塑性ひずみ分布を原点の温度 $\theta_m=1000^\circ\text{C}$ 、 0°C に対して示している。Fig. A-4 は $y=1$ mm 断面の残留応力 σ_y の分布を示している。Fig. A-3、Fig. A-4 より野本氏の結果と著者の結果がよく一致しており、著者のプログラムが信頼できることがわかる。

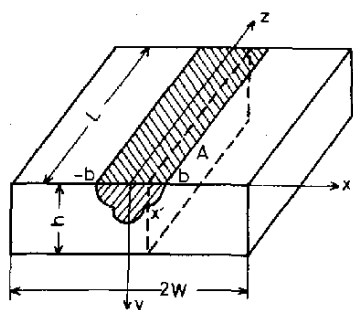


Fig. A-5 Schematic illustration of residual plastic strain

附録I-Ⅲ

横収縮・横曲変形と入熱のパラメタの関係

Fig. A-5はZ軸上に瞬間線熱源が投与された時に発生する残留塑性ひずみ分布の様式図である。

横収縮Sは次式に示すようにFig. A-5の任意の断面Aの残留塑性ひずみ分布の平均値を板幅方向に残留塑性ひずみの発生領域(-b~bと

する)間で積分することにより求められる。

$$S = \int_{-b}^b \frac{1}{h} \int_0^h \epsilon_{pr}(x', y) dy dx'$$

ただし ϵ_{pr} : 残留塑性ひずみ

上式を式(1-1)に代えて無次元化すると

$$\frac{S}{h\epsilon_{r0}} = \int_{-B^*}^{B^*} \int_0^1 \epsilon_{pr}^*(X'^*, Y^*) dY^* dX'^* \quad \text{--- ①}$$

ただし $B^* = b/A$

となる。

また、横曲変形Sはビーム理論での仮定「X軸に垂直なYZ断面は常に平面を保つ」を設けるとFig. A-5の残留塑性ひずみと次の関係にある。

$$S = \int_0^b \frac{\epsilon_1(x')}{h} dx'$$

ただし
$$\epsilon_1(x') = -\frac{6}{h} \int_0^h \epsilon_{pr}(x', y) dy + \frac{12}{h^2} \int_0^h \epsilon_{pr}(x', y) y dy$$

上式を式(1-1)に代えて無次元化すると

$$\frac{S}{\epsilon_{r0}} = \int_0^{B^*} \epsilon_1^*(X'^*) dX'^* \quad \text{--- ②}$$

ただし
$$\epsilon_1^*(X'^*) = -6 \int_0^1 \epsilon_{pr}^*(X'^*, Y^*) dY^* + 12 \int_0^1 \epsilon_{pr}^*(X'^*, Y^*) Y^* dY^*$$

となる。

式(1)、(2)と式(1-3)および1.2項の横収縮・横曲変形(入熱のパラメタ T_0^*)と次の関係にあることが導かれる。

$$\left. \begin{aligned} \frac{S}{h\epsilon_{r0}} &= f(T_0^*) \\ \frac{S}{\epsilon_{r0}} &= g(T_0^*) \end{aligned} \right\} \begin{aligned} &\text{式②より} \\ &\text{一材料に} \\ &\text{は次式となる} \end{aligned} \quad \left. \begin{aligned} \frac{S}{h} &= f'(Q/A^2) \\ S &= g'(Q/A^2) \end{aligned} \right\} \quad \text{--- ④}$$

第2章 溶接残留応力におよぼす溶接諸条件の影響への熱弾塑性パラメータの適用

2.1 緒言

本章は単層グルーブ溶接において発生する残留応力分布におよぼす溶接諸条件の影響を熱弾塑性パラメータを用いて論じたものである。残留応力は溶接構造物の使用性能に大きな影響を与えるため^{23)~27)}、古くから残留応力に関する研究が多く行なわれている。^{3) 4) 8)~12)} 特に、グルーブ溶接継手は残留応力の発生機構を明らかにする場合の対象としてよく用いられている。溶接入熱などの条件が残留応力分布におよぼす影響については¹⁰⁾が研究している。これは溶接入熱が溶接線に沿って瞬間投与されると仮定した1次元熱弾塑性解析の手法を用い溶接線方向の残留応力分布と溶接入熱の関係を論じている。しかし、この研究ではFig. 1-1の板幅2Wの1枚板の中央x軸上に熱が投与されると仮定しており、材料の変形抵抗が小さくなる高温においては板幅Wの2枚の板がそれぞれ独立に変形し得るというグルーブ溶接特有の現象を無視していること、解析に1次元熱弾塑性解析を用いていることの2つの理由により求められた残留応力分布はTall等²³⁾が行なった実験結果やFig. 2-1に示す著者の実験結果とはかならずしも一致しない。

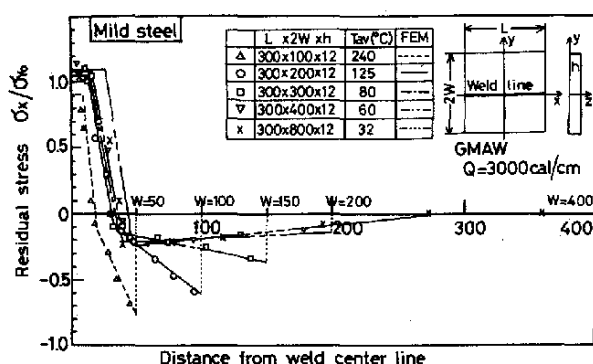


Fig. 2-1 Residual stress distributions in groove welds of mild steel

本法熱弾塑性解析と実験を対比し、残留応力分布におよぼす溶接諸条件の影響を熱弾塑性パラメータを用いて論じ、実用的な残留応力の略算式を導いている。

2.2 実験

軟鋼(SS41)、Al合金(Al5083-O)、オーステナイト系ステンレス鋼(SUS310S)の3種の材料を用い、Table 2-1に示すように板の長さL、板幅W、板厚hおよび溶接入熱Qの種々の組合せについて実験を行なった。溶接は

Table 2-1 Experimental conditions

Material	Specimen number	Length L (mm)	Width 2W (mm)	Thickness h (mm)	Welding Conditions			T _{av} (°C)
					I (A)	V (V)	v (cm/min.)	
SS41	ML1	100	200	12	435	25	35	131
	ML2	200	200	12	445	25	35	134
	ML3	300	200	12	445	25	38	125
	ML4	400	200	12	435	25	35	131
	MW1	300	100	12	435	25	38	240
	MW2	300	240	12	435	24	30	122
	MW3	300	300	12	430	25	38	80
	MW4	300	400	12	435	25	38	60
	MW5	300	800	12	435	25	35	32
	MQ1	300	200	12	455	25	23	210
	MQ2	300	200	12	438	25	28	153
	MQ3	300	200	12	420	25	56	80
	MT1	450	300	15	450	24	31	78
	MT2	450	300	15	435	24	21	111
	MT3	450	300	15	435	25	20	122
	MT4	300	200	10	455	25	30	114
	MT5	300	200	10	455	24	35	157
	MT6	300	200	10	450	24	42	130
	MT7	300	400	12	425	25	38	58
A15083-0	AL1	300	200	10	220	26	40	120
	AL2	300	200	10	220	27	60	82
	AL3	300	200	10	230	27	49	105
	AL4	300	200	10	135	24	30	88
	AL5	300	400	10	220	27	60	41
SUS310	SS1	300	200	10	220	27	40	76
	SS2	300	200	10	210	27	26	114
	SS3	300	200	10	215	31	32	109
	SS4	300	200	10	205	27	43	67

GMAWによるVグルーブ単層溶接である。板の初期温度は15～25℃の範囲であった。実験方法および残留応力の測定は1.3.1項と同じである。残留塑性ひずみは溶接前にコンタクトボールを打ち込むことにより、見かけのひずみを求め、見かけのひずみと弾性ひずみの差より求めた。実験結果を整理するために必要な材料定数はTable 1-1をもちいる。Table 1-1の材料定数値を用いて、各試験片の平均温度上昇T_{av}を計算した結果をTable 2-1の右欄に示してある。

2.3 入熱条件・板厚・板幅・材料定数を含んだ平均温度上昇の影響

2.3.1 残留応力分布の型

オ1章Fig. 1-8で明らかになったように溶接長Lは十分に長い場合には溶接部中央の溶接線方向の残留応力分布に影響を与えない。実験は初期温度 $\theta_0 = 15 \sim 25^\circ\text{C}$ ほぼ一定で行なわれているので、残留応力分布はそれぞれの材料ごとに板の平均温度上昇T_{av}によって定まる。

Fig. 2-1は軟鋼において板厚を、入熱Qが一定で、板幅Wにおいて平均温度上昇T_{av}を変化させた時の残留応力分布を示している。図より平均温度上昇が異なると残留応力分布の型が異なることがわかる。

Fig. 2-2 (a), (b), (c)は平均温度上昇T_{av}の比較的低い場合と高い場合について、使用した3種の材料の残留応力の測定値を無次元座標Y (=y/h)

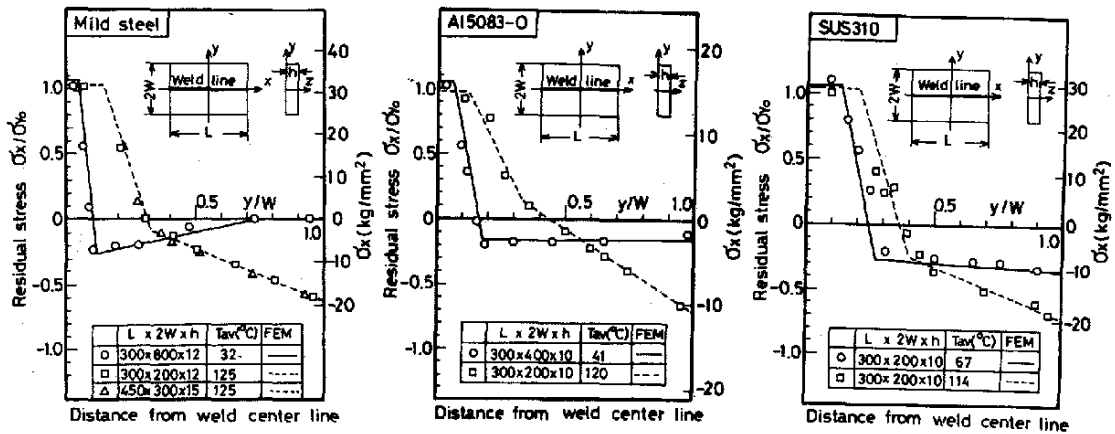


Fig.2-2 Effect of rise of average temperature T_{av} on residual stress distributions

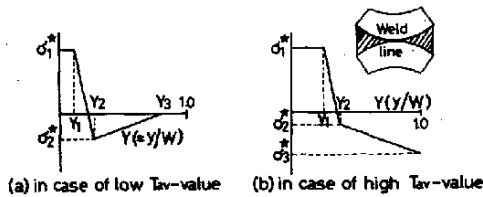


Fig.2-3 Patterns of residual stress distribution obtained by experiments

に大別できる。このことは溶接金属の変形抵抗がかわり小さくなる高温状態($\sigma \geq \sigma_m$)では板幅 W の2枚の板がFig.2-3(a)の図中のようにそれぞれ別個に変形するというグループ溶接特有の現象に基因するものである。

2.3.2 平均温度上昇の影響

残留応力分布をFig.2-3に示したように3本の折れ線であらわすならば図に示す残留応力 σ_1^* , σ_2^* , σ_3^* ($=\sigma/\sigma_y$)および位置 Y_1 , Y_2 , Y_3 ($=y/W$)の値を知ることで残留応力分布は評価できる。

Fig.2-4(a), (b), (c)は縦軸に残留応力 σ_1^* , σ_2^* , σ_3^* および位置 Y_1 , Y_2 , Y_3 を取り、横軸に平均温度上昇 T_{av} を取って、実際に使用した軟鋼、Al合金、ステンレス鋼の二次元有限要素法熱弾塑性解析による計算結果と実験値とを示している。実験値と計算値とはおおむねよい一致を示している。

これらの実験値と計算値が次のようなことになっている。Fig.2-4(a)によれば軟鋼板では T_{av} がおおよそ50°C以下の場合($W \geq 10^{-2}$ cmの場合)

に対してプロットしたものである。図において3つの折れ線であらわした曲線は二次元有限要素法熱弾塑性解析の結果を直線で結んだものであって、実験値とを比べてよい一致を示している。

図によるといすれ材料でもその残留応力分布は平均温度上昇 T_{av} の高低によっておおむねFig.2-3の2種類

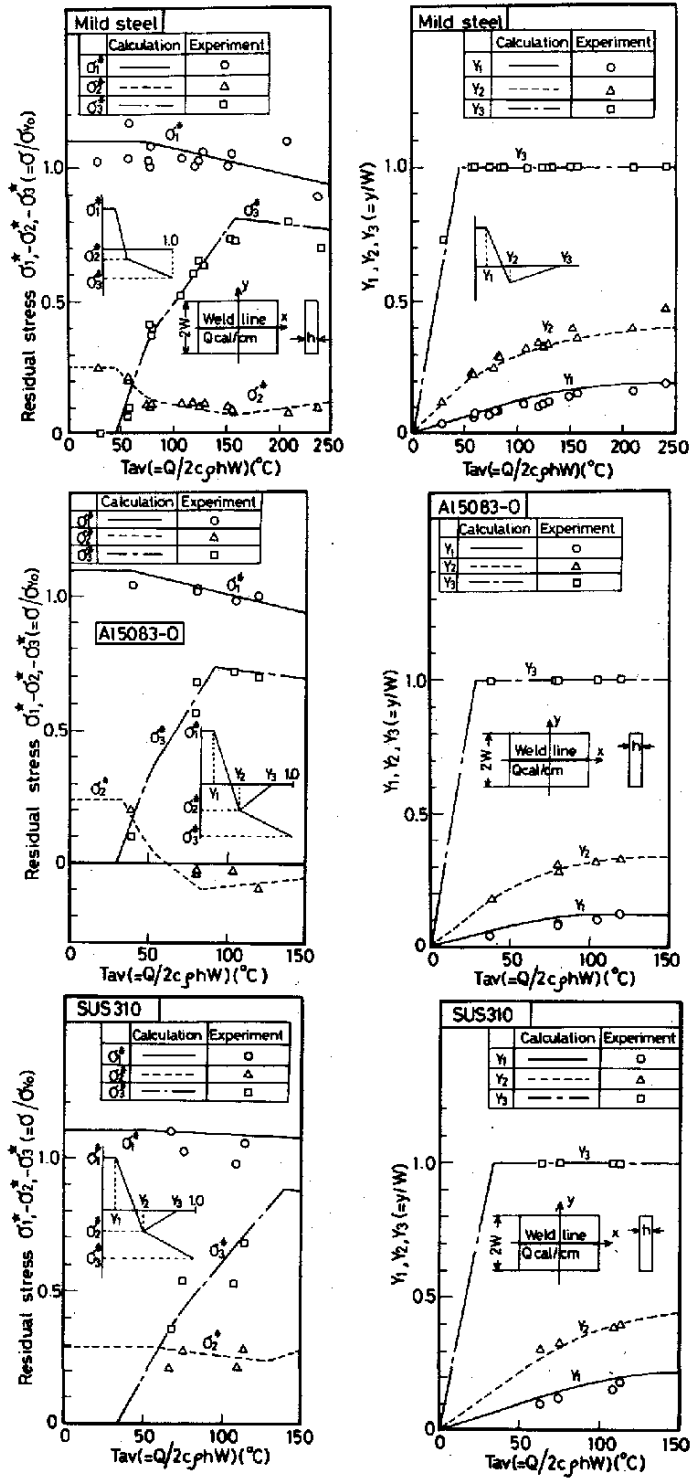


Fig.2-4 Arrangement of residual stresses σ_1^* , σ_2^* , σ_3^* and locations Y_1 , Y_2 , Y_3 by rise of average temperature T_{av} .

すなわち、入熱が十分小さい板幅が十分に大きい場合 $\sigma_1^* \approx 1.0 \sim 1.1$
 $\sigma_2^* \approx -0.25$ $\sigma_3^* = 0$ で残留応力分布は Fig. 2-3 の (a) 型の分布となる。
 この場合には Fig. 2-4 (a) に示すように y_1, y_2, y_3 は T_{av} にほぼ比例して増加している。したがって、 y_1, y_2, y_3 (cm) は板幅 W に無関係で入熱 Q/h (cal/cm²) に比例することがわかる。Fig. 2-4 (a) から比例定数を求め、残留応力値とともにまとめると Table 2-2 のようになる。
 次に、Fig. 2-4 (a) において T_{av} がおよそ 150°C 以上の場合 ($W \leq 0.33 \times 10^{-2} Q/h$ の場合) すなわち、入熱が十分大きい板幅が十分に小さい場合 $\sigma_1^* \approx 0.9 \sim 1.1$ $\sigma_2^* \approx -0.1$ $\sigma_3^* \approx -0.8$ で残留応力分布は Fig. 2-3 の (b) 型の分布となる。この場合には Fig. 2-4 (a) に示すように y_1, y_2, y_3 は T_{av} に無関係にほぼ一定である。したがって、 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。Fig. 2-4 (a) からこの比例定数を求め、残留応力値とともにまとめると Table 2-2 のようになる。
 T_{av} が 50°C と 150°C の間では残留応力分布は上記述べた 2 つの中間の様相を示す。すなわち、 $\sigma_1^* \approx 1.0 \sim 1.1$ $\sigma_2^* \approx 0$ で σ_3^* は T_{av} の上昇とともに 0 からおよそ -0.8 まで変化する。一方、 y_1 と y_2 はどちらかといえば板幅に無関係で入熱 Q/h に比例するが、 y_3 は入熱に無関係で $y_3 = W$ である。

Table 2-2 Conventional formulae for calculating residual stress distributions in the groove welded plate

Material	Width of plate (cm)	Residual stress (kg/mm ²)	Location (cm)
Mild steel (SS41)	$W \geq 10^{-2} Q/h$	$\sigma_1 = (1.0 \sim 1.1) \sigma_y$ $\sigma_2 = -0.25 \sigma_y$ $\sigma_3 = 0$	$y_1 = 0.6 \times 10^{-3} Q/h$ $y_2 = 2.0 \times 10^{-3} Q/h$ $y_3 = 1.1 \times 10^{-3} Q/h$
	$W \leq 0.33 \times 10^{-2} Q/h$	$\sigma_1 = (0.9 \sim 1.1) \sigma_y$ $\sigma_2 = -0.1 \sigma_y$ $\sigma_3 = -0.8 \sigma_y$	$y_1 = 0.18 W$ $y_2 = 0.4 W$ $y_3 = W$
Al-alloy (AI5083-O)	$W \geq 2.7 \times 10^{-2} Q/h$	$\sigma_1 = (1.0 \sim 1.1) \sigma_y$ $\sigma_2 = -0.24 \sigma_y$ $\sigma_3 = 0$	$y_1 = 0.8 \times 10^{-3} Q/h$ $y_2 = 2.3 \times 10^{-3} Q/h$ $y_3 = 1.8 \times 10^{-3} Q/h$
	$W \leq 0.9 \times 10^{-2} Q/h$	$\sigma_1 = (0.9 \sim 1.1) \sigma_y$ $\sigma_2 = 0.05 \sigma_y$ $\sigma_3 = -0.7 \sigma_y$	$y_1 = 0.12 W$ $y_2 = 0.33 W$ $y_3 = W$
Stainless steel (SUS310)	$W \geq 1.5 \times 10^{-2} Q/h$	$\sigma_1 = (1.0 \sim 1.1) \sigma_y$ $\sigma_2 = -0.3 \sigma_y$ $\sigma_3 = 0$	$y_1 = 1.0 \times 10^{-3} Q/h$ $y_2 = 2.2 \times 10^{-3} Q/h$ $y_3 = 1.5 \times 10^{-3} Q/h$
	$W \leq 0.4 \times 10^{-2} Q/h$	$\sigma_1 = (1.0 \sim 1.1) \sigma_y$ $\sigma_2 = -0.25 \sigma_y$ $\sigma_3 = -0.9 \sigma_y$	$y_1 = 0.22 W$ $y_2 = 0.45 W$ $y_3 = W$

Fig. 2-4 (b) の Al 合金板と Fig. 2-4 (c) の オーステナイト系ステンレス鋼板の残留応力分布についても上述の軟鋼板と類似の特性が認められる。これらの材料について、上と同様に残留応力分布を求めるのに必要な諸量を計算した結果を Table 2-2 に示す。

2.3.3 平均温度上昇の無次元パラメータによる異種材料間の残留応力分布の比較と残留応力分布の略算式

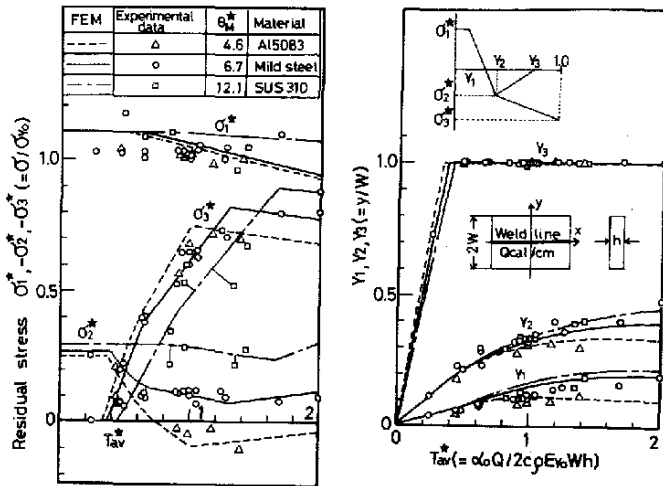


Fig.2-5 Arrangement of residual stresses $\sigma_1^*, \sigma_2^*, \sigma_3^*$ and locations Y_1, Y_2, Y_3 of Al alloy, mild steel and stainless steel by dimensionless parameter T_{av}^*, θ_M^*

実験に使用した3種の材料の残留応力分布を平均温度上昇の無次元パラメータ $T_{av}^* (= \alpha_0 T_{av} / \epsilon \gamma_0)$ で比較した。

Fig.2-5はFig.2-4(a), (b), (c)の横軸 T_{av} を T_{av}^* に換算し、縦軸に残留応力 $\sigma_1^*, \sigma_2^*, \sigma_3^*$ と位置 Y_1, Y_2, Y_3 を取って、計算値と実験値を整理したものである。

図によると T_{av}^* が大きい場合には T_{av} の値が同一であっても、残留応力と位置は

θ_M^* の値の大きさの順番に応じて変化していること、 T_{av}^* が小さい場合には θ_M^* の値によって、残留応力と位置は少し変化しているが、 $T_{av}^* \leq 0.4$ の範囲ではほぼ θ_M^* の値のいかんにかかわらず残留応力と位置はほぼ一本の線にあるとみなせることがわかる。したがって、材料が異なる時の残留応力分布は θ_M^* の値によって変化するが、特に $T_{av}^* \leq 0.4$ の範囲では残留応力分布は材料のいかんにかかわらず次式の略算式で近似的に与えられる。(ただし、相変態が残留応力分布に寄与する材料は含まれない。)

$$\left. \begin{aligned} \sigma_1^* &= 1.1 & y_1 &= 0.075 \alpha_0 Q / c_p \epsilon \gamma_0 h \\ \sigma_2^* &= -0.25 & y_2 &= 0.22 \alpha_0 Q / c_p \epsilon \gamma_0 h \\ \sigma_3^* &= 0 & y_3 &= 1.3 \alpha_0 Q / c_p \epsilon \gamma_0 h \end{aligned} \right\} \quad (2-1)$$

$$\text{ただし、} \quad 4 \leq \theta_M^* \leq 12$$

上式の適用範囲 $T_{av}^* \equiv 0.4$ は軟鋼の場合、約 50°C 温度上昇に相当する。

2.4 予熱温度の影響

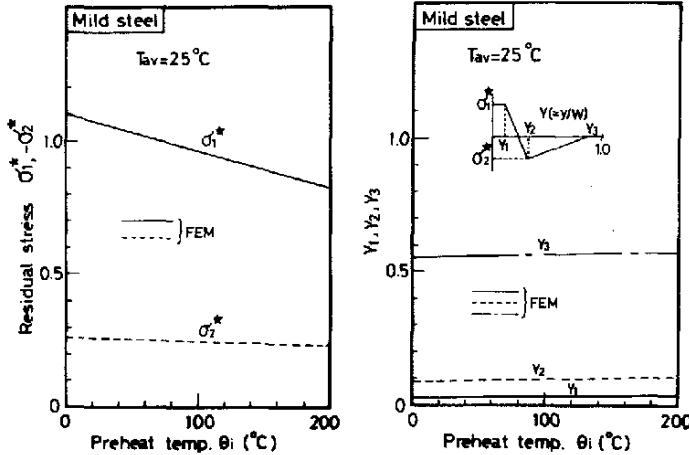


Fig.2-6 Effect of initial or preheat temperature θ_i on residual stresses σ_1^* , σ_2^* and locations Y_1 , Y_2 , Y_3 of mild steel

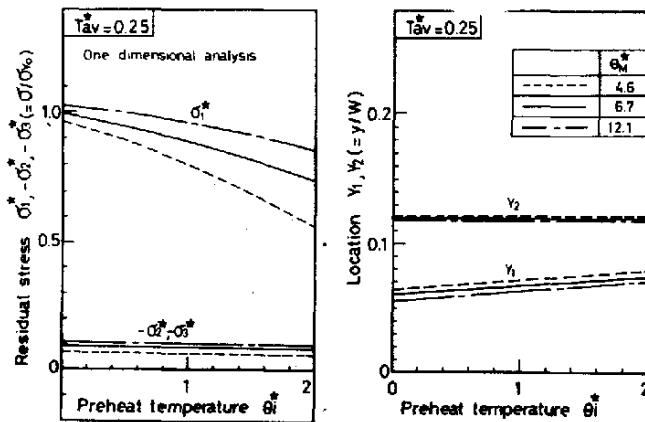


Fig.2-7 Effect of dimensionless parameter θ_i on residual stresses σ_1^* , σ_2^* , σ_3^* and locations Y_1 , Y_2 , Y_3

によると引張残留応力 σ_1^* が θ_i^* の上昇に対して、減少する傾向が一番大きいことがわかる。そこで、 σ_1^* の変化が 0.2 となる θ_i^* を求め、この条件範囲内では残留応力分布は予熱温度の影響をうけないと考える。図によると σ_1^* の変化が 0.2 以内となる θ_i^* は

$$\theta_i^* \leq 0.2 \theta_M^* \quad \text{すなわち、} \quad \theta_i \leq 0.2 \theta_M \quad (2-2)$$

の関係を満足する。

Fig.2-6 は平均温度上昇 $T_{av} = 25^\circ\text{C}$ の条件で軟鋼板を対象として、残留応力 σ_1^* , σ_2^* ($\sigma_3^* = 0$) と位置 Y_1 , Y_2 , Y_3 におよぼす初期温度 θ_i の影響を二次元熱弾塑性解析した結果である。図によると初期温度 θ_i が $0^\circ\text{C} \sim 200^\circ\text{C}$ での σ_1^* の相異は約 0.2 であり、残留応力分布の全般的な傾向は θ_i によってほとんど影響をうけないといえる。

Fig.2-7 は $T_{av} = 0.25$ の条件で $\theta_M^* = 4.6, 6.7, 12.1$ の材料を対象として、残留応力 σ_1^* , σ_2^* , σ_3^* と位置 Y_1 , Y_2 ($Y_3 = 1.0$) におよぼす初期温度の無次元パラメータ θ_i^* の影響を一次元熱弾塑性解析した結果である。(一次元熱弾塑性解析した残留応力分布の計算値と実験値の関係は附録 2-I 参照) 図

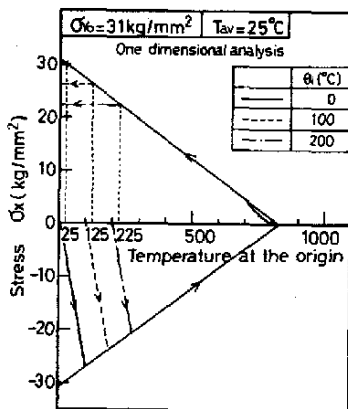
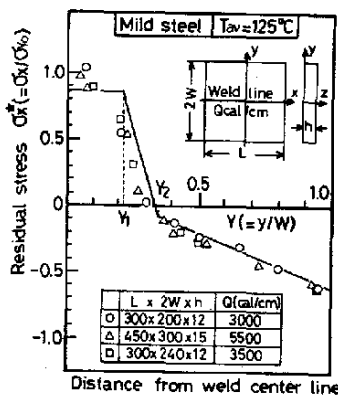
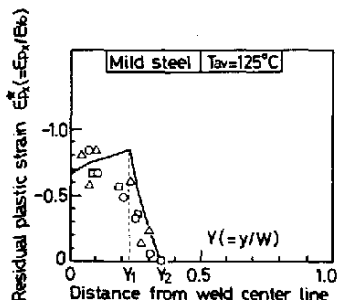


Fig. 2-8 Effect of initial temperature θ_i on transient stress σ_x



(a) Residual stress distribution



(b) Residual plastic strain distributions

Fig. 2-9 Distributions of residual stress and plastic strain

以上のより初期温度 θ_i が残留応力分布に影響を与えていく理由は定性的には次のように考えられる。予熱温度が θ_i になると応力が変化しなくなる温度は $\theta_i + T_{av}$ となる。溶接部の応力は Fig. 2-8 に示すように冷却中は常に降伏応力に等しく、 $\sigma_y^* = \sigma_y^*(\theta_i + T_{av})$ で与えられる。このため、応力 σ_y^* におよぼす初期温度 θ_i の影響は $\theta_i = 0$, θ_i での応力 σ_y^* の変化 $\Delta \sigma_y^*$ 。

$$\Delta \sigma_y^* = \sigma_y^*(\theta_i + T_{av}) - \sigma_y^*(T_{av})$$

よって評価され、 $\theta = 0^{\circ}\text{C}$ の降伏応力 1 に比較すれば $\Delta \sigma_y^*$ は小さいことが Fig. 2-8 よりわかる。位置 Y_1, Y_2 は Fig. 2-9 に示すように残留塑性ひずみの発生領域に関係する(残留塑性ひずみが急激に変化する位置 Y_1 は応力 σ_x の急激な変化位置と対応し、残留塑性ひずみが零になる位置 Y_2 は応力 σ_x の変化が小さくなる点と対応している。) 塑性ひずみの発生領域は次式に示すように温度 θ よりも温度差 $\Delta \theta$ に基因する。

$$\alpha \Delta \theta = \sigma_y / E$$

このため、塑性ひずみ発生領域 Y_1, Y_2 は初期温度 θ_i の影響を受けにくいと考えられ、残留応力分布も初期温度 θ_i の影響を受けにくいものと思われる。

2.5 溶接長の影響

溶接長が残留応力分布におよぼす影響についてのこれまでの研究では主として Saint-Venant's principle をもちいて、板幅の 2 倍 (4W) だけ溶接長が長ければ、溶接部中央の残留応力分布は影響を受けないと考えられていた。しかし、Fig. 2-10 に示す溶接線上の溶接線方向の応力 σ_x は板の端部より少し中へはいると一定となっており、Saint-Venant's principle で溶接長の影響を考えると問題があることがわかる。

Y軸上の残留応力の σ_x が溶接長の影響を受けない最小の溶接長 L_{cr} (限界溶接長と呼ぶ)を次の考えにより求めた。すなわち、溶接長端部の境界条件は境界面上に垂直な応力が零であることである。

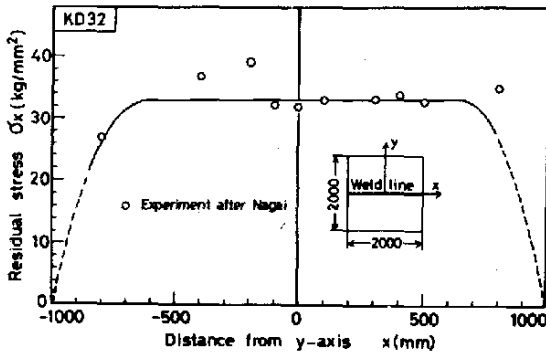


Fig. 2-10 Residual stress distribution on weld line by Nagai

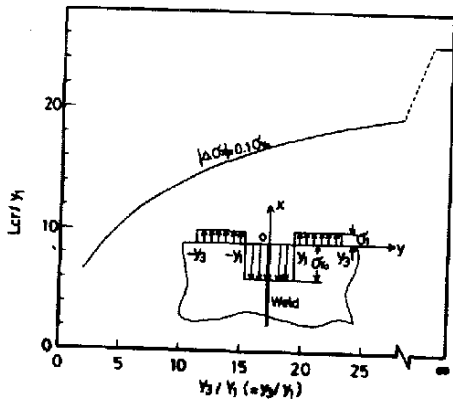


Fig. 2-11 Relation between critical weld length L_{cr}/y_1 and locations Y_3/Y_1 obtained by welding conditions

したがって、無限長の溶接長において発生している残留応力 σ_x (①とする)に対して、境界となる所に残留応力 σ_x と符号の異なる応力を外力として作用させることにより、端面の存在を力学的にあらわせる。

そこで、Fig. 2-11 の図中に示すような釣合した外力(溶接長の対称断面上に作用している残留応力と符号が異なる応力)

$$\sigma_x = -\sigma_y \quad (0 \leq |y| \leq y_1)$$

$$\sigma_x = \frac{y_1}{y_3 - y_1} \sigma_y \quad (y_1 \leq |y| \leq y_3)$$

を作用させ、X軸上におけるX方向の応力 $\Delta\sigma_x$ を計算する。

Timoshenko²⁸⁾や Muskhelishvili²⁹⁾によると応力 $\Delta\sigma_x$ は

$$\frac{\Delta\sigma_x}{\sigma_y} = -\frac{2}{\pi} \left\{ \frac{x/y_1}{1+(x/y_1)^2} + \tan^{-1} \frac{1}{x/y_1} \right\} + \frac{1}{(y_3/y_1)-1} \left\{ -\frac{x/y_1}{1+(x/y_1)^2} + \frac{(y_3/y_1) \cdot (x/y_1)}{(y_3/y_1)^2 + (x/y_1)^2} + \tan^{-1} \frac{y_3/y_1}{x/y_1} - \tan^{-1} \frac{1}{x/y_1} \right\}$$

となる(附録2-II参照)。 $\Delta\sigma_x$ は板の端面からの距離 ∞ で零となるが、便宜上 $|\Delta\sigma_x| = 0.1\sigma_y$ になる板の端面からの距離を求め、その2倍を L_{cr} とした。 Fig. 2-11 はこのようにして計算した限界溶接長 L_{cr} と外力(残留応力)の特徴を示す y_3, y_1 との関係を示している。 Fig. 2-11 と Fig. 2-4 あるいは Fig. 2-5 とを

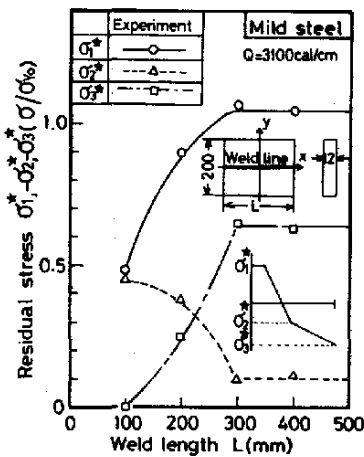


Fig.2-12 Effect of weld length on residual stress at the section of half weld length

組合せると、与えられた溶接諸条件に対して L_{cr} を求めることができる。

一例として、 $\tan^* \leq 0.4$ なる十分に広幅の溶接継手を考える。この場合、Fig. 2-4 より $Y_3/Y_1 = 17$ であり、Fig. 2-11 から

$$L_{cr} = 17 y_1 = y_3$$

となり、式(2-1)より

$$L_{cr} = 1.3 \alpha_0 Q / c p \epsilon \gamma_0 \eta \quad (2-3)$$

と求められる。

上記に述べた L_{cr} の推定の妥当性を実験によって検討する。Fig. 2-12 は Table 2-1 において溶接長の影響を調べた M.L. シーズの実験結果である。M.L.

シーズでは平均温度上昇は約 130°C であり、Fig. 2-4、Fig. 2-11 から L_{cr} を求めると 18 cm となる。残留応力の測定は標点距離 6 cm で行なっているので、 $L_{cr} = 18 + 6 = 24\text{ cm}$ 以上の溶接長で残留応力の測定値はほぼ変化しなくなる。このことは Fig. 2-12 の実験結果とほぼ一致している。

日本造船研究協会 SK147 部会ではその研究の一部として造船用鋼板(降伏応力 $25 \sim 40\text{ kg/mm}^2$)の溶接残留応力を測定している³⁰⁾。この実験では溶接長 $2000 \sim 2250\text{ mm}$ 、板幅 1000 mm 、板厚 25.4 mm の板を2枚、入熱 $Q = 108 \sim 195\text{ kJ/cm}$ でグルーブ溶接し、溶接部の溶接線方向の残留応力分布を調べている。以上の溶接諸条件の場合、大部分の溶接継手で $\tan^* \leq 0.4$ の条件が成立し、 L_{cr} は式(2-3)で与えられる。すなわち、板端部から $36 \sim 50\text{ cm}$ 内部にはいると溶接線上の応力はほぼ一定になると予想される。SK147の実験値は一例を Fig. 2-10 に示すように $32 \sim 50\text{ cm}$ 板端部から内部にはいるとほぼ一定となっており、上記の推定とほぼ一致する。

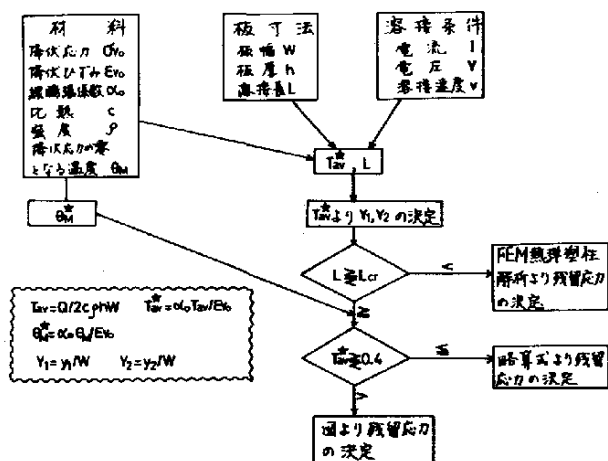


Fig.2-13 Flow chart of deciding residual stress distribution

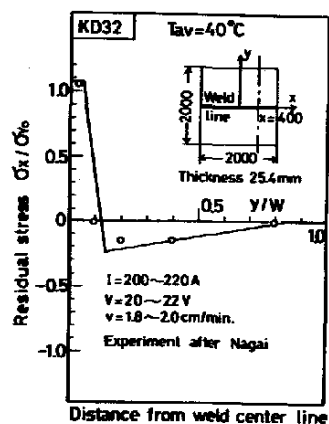


Fig.2-14 Residual stress distribution of mild steel by Nagai

2.6 残留応力分布の決定法

Fig. 2-13は溶接諸条件が与えられた時に残留応力分布を決定するフローチャートを示している。すなわち、材料、板寸法、溶接条件より降伏応力が零となる温度 θ_m の無次元量 θ_m^* 、平均温度上昇の無次元量 T_{av}^* 、溶接長 L が与えられると、まず、Fig. 2-5と T_{av}^* より残留応力の特徴的座標 Y_1, Y_2 を決定し、次に Fig. 2-11と Y_1, Y_2 より溶接長 L と限界溶接長 L_{cr} の大小を調べる。そして、 $L < L_{cr}$ ならば、2次元有限要素法熱弾塑性解析により残留応力分布を求める。 $L \geq L_{cr}$ 、 $4 \leq \theta_m^* \leq 12$ ならば $T_{av}^* \leq 0.4$ の判定をし、 $T_{av}^* \leq 0.4$ ならば略算式(2-1)より残留応力分布を求め、 $T_{av}^* > 0.4$ ならば Fig. 2-11と θ_m^* の値により内挿法を使用して残留応力分布を求める。 $\theta_m^* < 4$ or $\theta_m^* > 12$ の場合は2次元有限要素法熱弾塑性解析により残留応力分布を求める。

Fig. 2-14はFig. 2-13の決定法により求めた造船用大入熱用鋼板KD32の残留応力分布の計算値とSK1473の委員会でも求められた残留応力分布の実験値を示している。計算値と実験値がほぼ一致しており、Fig. 2-13の残留応力分布の決定法が有効であることがわかる。

2.7 結論

本章は才1章で明らかになった熱弾塑性パラメータを用いて、残留応力分布におよぼす溶接諸条件の影響を実験と2次元有限要素法熱弾塑性解析により明らかにしたものである。本章で得られた結論を要約すると次の通りである。

- (1) 残留応力分布は材料に関係なく、平均温度上昇 T_{ave} の高底において、おおむね Fig. 2-3 の2種類に大別できる。
- (2) 平均温度上昇 T_{ave} が軟鋼、Al合金、オーステナイト系ステンレス鋼の残留応力分布におよぼす影響を明らかにし、Table 2-2に残留応力分布を求める略算式を示した。Table 2-2により、入熱・板幅・板厚が残留応力分布におよぼす影響が評価できる。
- (3) 平均温度上昇の無次元パラメータ T_{ave} で軟鋼、Al合金、オーステナイト系ステンレス鋼の三種の材料の残留応力分布を整理し、 $T_{\text{ave}} \leq 0.4$ の範囲では、すなわち、広幅溶接継手や入熱が小さい場合、 θ_M^* に無関係に残留応力分布は略算式(2-1)で求められることを示した。
- (4) 初期温度 θ_i^* は $T_{\text{ave}} \leq 0.4$ の範囲では次の条件を満たすかぎり $\theta_i^* \leq 0.2 \theta_M^*$ ($\theta_i \leq 0.2 \theta_M$) 残留応力分布に影響を与えないと考えられる。(ただし、相変態が残留応力分布に影響を与える材料には適用できない。) 軟鋼の場合、 $\theta_i = 0 \sim 200^\circ\text{C}$ の範囲で残留応力分布に影響を与えない。
- (5) 板中央の残留応力分布が変化しなくなる限界溶接長 L_{cr} は入熱・板厚・板幅・材料定数の関数となり、平均温度上昇の無次元パラメータ T_{ave} で残留応力分布を整理した Fig. 2-5 と限界溶接長におよぼす残留応力分布の影響を示した Fig. 2-11 により求められる。特に、 $T_{\text{ave}} \leq 0.4$ の場合 $L_{cr} = 1.3 L_0 \alpha / c_p \epsilon \gamma_0 h$ (鋼板では $L_{cr} = 0.33 \alpha / h \epsilon \gamma_0$) となる。

(附録2-1) 残留応力分布の1次元熱弾塑性解析結果と実験値との比較

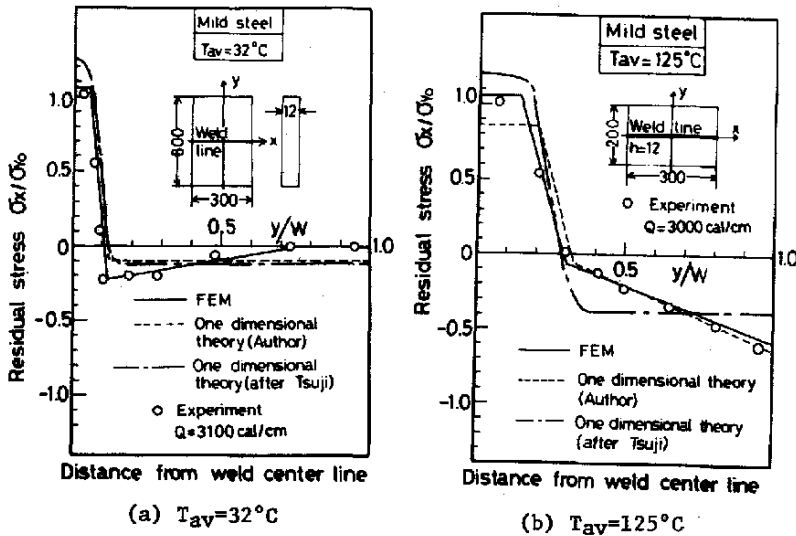


Fig.B-1 Residual stress distributions

Fig. B-1 は残留応力分布の計算結果と実験値を比較したものである。図中の実線は二次元有限要素法熱弾塑性解析結果であり、破線は著者が作成した1次元熱弾塑性解析プログラムによる計算結果であって、単層グループ溶接の特徴である母板の回転変形を考慮している。また、一点鎖線は過¹⁾の1次元熱弾塑性解析結果である。Fig. B-1 (a) のように平均温度上昇 T_{av} が低い場合には引張残留応力分布の計算値と実験値はほぼ一致しているが、圧縮残留応力は一致していないこと、残留応力の特徴的座標 Y_1, Y_2 は計算値と実験値がほぼ一致していることがわかる。Fig. B-1 (b) のように平均温度上昇 T_{av} が高い場合には著者の1次元熱弾塑性解析結果は実験と比較すると引張応力値が溶接部で小さく、特徴的座標 Y_1 が大きすぎる点以外はほぼ実験値と一致していること、過の解析結果は単層グループ溶接特有の母板の回転変形を考慮していないため、実験値とあまり一致を示していないことがわかる。

(附録2-Ⅱ) 半無限板の境界に集中荷重が作用している時の任意点の応力

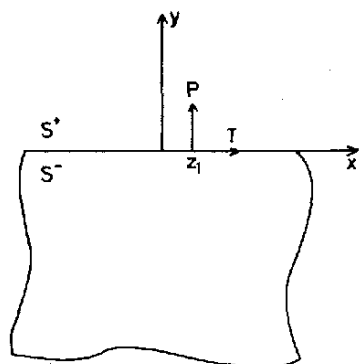


Fig. B-2 Physical-plane

Fig. B-2に示すように半無限板の領域を S^- ($y < 0$) 領域とする。境界 x -軸上に荷重が作用し、半無限板内で荷重が作用していない場合、Muskhelishvili⁽²⁹⁾の応力関数 $\varphi(z)$ 、 $\psi(z)$ は正則関数であり、微分した $\bar{\varphi}(z) = \varphi'(z)$ 、 $\bar{\psi}(z) = \psi'(z)$ も正則となる。 S^- 領域で定義されている関数 $\bar{\varphi}(z)$ 、 $\bar{\psi}(z)$ を使って、 S^+ 領域の関数 $\Omega(z)$ を次式のように

$$\Omega(z) = -\bar{\varphi}(z) - z\bar{\varphi}'(z) - \bar{\psi}(z) \quad (z \in S^+) \quad \text{①}$$

$$\bar{\Omega}(z) = -\bar{\psi}(z) - z\bar{\psi}'(z) - \bar{\varphi}(z) \quad (z \in S^+) \quad \text{①'}$$

ただし、 $\bar{f}(z) = \overline{f(\bar{z})}$ の意味

定義する。式①より S^- 領域での $\bar{\Omega}(z)$ は S^- 領域の $\bar{\varphi}(z)$ 、 S^+ 領域での $\Omega(z)$ を用いて表わすと次式となる。

$$\bar{\Omega}(z) = -\bar{\varphi}(z) - \Omega(z) - z\bar{\varphi}'(z) \quad (z \in S^-) \quad \text{②}$$

式②を用いると応力・変位と応力関数の関係は式③となる。

$$\left. \begin{aligned} \sigma_x + \sigma_y &= 2[\bar{\varphi}(z) + \bar{\Omega}(z)] \\ \sigma_y - \sigma_x + i2\tau_{xy} &= 2[(\bar{z} - z)\bar{\varphi}'(z) - \bar{\psi}(z) - \Omega(z)] \\ \sigma_y - i2\tau_{xy} &= \bar{\varphi}(z) - \Omega(\bar{z}) + (z - \bar{z})\bar{\varphi}'(z) \end{aligned} \right\} \quad \text{③}$$

Fig. B-2の問題は x -軸上の境界条件

$$\left. \begin{aligned} \sigma_y - i2\tau_{xy} &= 0 \quad z < z_1 - \Delta x, \quad z > z_1 + \Delta x \\ \sigma_y - i2\tau_{xy} &= (P - iT)/2\Delta x \quad z_1 - \Delta x \leq z \leq z_1 + \Delta x \end{aligned} \right\} \quad \text{④}$$

を解く問題である。式④は式③と境界が x -軸であることを考慮すると次式と同じである。

$$\Phi(t) - \Omega(t) = \begin{cases} 0 & t < z_1 - \Delta x, t > z_1 + \Delta x \\ (P - i T) / 2 \cdot \Delta x & z_1 - \Delta x \leq t \leq z_1 + \Delta x \end{cases} \quad \text{--- ⑤}$$

ただし t : 境界線上の任意の値

式⑤は x 軸を不連続線とする正則関数の差を示しているため、Cauchy 積分の定義を利用して、Hilbert 問題の 1 種として解析できる⁵²⁾。
すなわち、

$\Omega(t) - \Phi(t) = f(t)$ の解は

$$\Phi(z) = \frac{1}{2\pi i} \int_{-\infty}^{\infty} \frac{f(t)}{t - z} dt + R(z) \quad \text{--- ⑥}$$

ただし、 $R(z)$: 正則関数
で与えられる。式⑤、⑥より

$$\Phi(z) = -\frac{T + iP}{2\pi} \cdot \frac{1}{z - z_1},$$

となり、式②より $\Omega(z)$ が求まる。以上より Fig. B-2 の応力関数は次式となる。

$$\Phi(z) = -\frac{T + iP}{2\pi} \cdot \frac{1}{z - z_1},$$

$$\Omega(z) = \frac{T - iP}{2\pi} \cdot \frac{1}{z - z_1} - \frac{T + iP}{2\pi} \cdot \frac{z_1}{(z - z_1)^2} \quad \text{--- ⑦}$$

式⑦、式③より応力は求まる。

第3章 溶接変形におよぼす溶接諸条件の影響への熱弾塑性パラメータの適用

3.1 緒言

本章はビード溶着において発生する溶接変形におよぼす溶接諸条件の影響を熱弾塑性パラメータを用いて論じたものである。溶接変形は溶接に伴って発生する欠陥と考えられ、溶接構造物の精度・寿命などに影響を与えている。^{31), 32)} したがって、溶接変形の問題に関しては古くから多くの研究が行なわれ、多大の成果をあげている。^{33)~39)} 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による溶接変形を取り扱っており、最近の溶接構造物材料の多様化、溶接技術の進歩に対応して溶接変形を系統的に論じた報告はあまり見あたらない。

本章では軟鋼、Al合金、オーステナイト系ステンレス鋼の3種の材料を用い、溶接法としてGMAWを用いたビード溶着の実験と軟鋼を用い、GMAW、SMAW、GTAW、SAWの4種の溶接法を用いたビード溶着の実験を行ない、横収縮・横曲り変形におよぼす溶接諸条件の影響を熱弾塑性パラメータを用いて論じている。

また、軟鋼の横収縮・横曲り変形の実験結果を渡辺・佐藤³¹⁾が導いたパラメータ(以後“従来のパラメータ”と呼ぶ)と第1章で導いた熱弾塑性パラメータとを用いて整理した結果を比較考察するとともに、使用した3種の材料の溶接変形を比較的簡単に推定できる略算式を導いた。

Table 3-1 Experimental conditions

Material	Length L (mm)	Width W (mm)	Thickness h (mm)	Welding Process (Thermal Efficiency)	Heat Input Q (cal/cm)
Mild steel	5~1500	200	6~20	GMAW (0.7)	600~5000
	200		6~15	GTAW (0.65)	400~2000
	200		6~20	SMAW (0.8)	1000~2000
	200		10~20	SAW (0.9)	3000~9000
Al-alloy (Al 5083-O)	200	200	6~20	GMAW (0.8)	400~1800
Stainless steel (SUS 310)	200	200	6~12	GMAW (0.7)	600~4500

3.2 実験

軟鋼 (SS41)、Al合金 (Al 5083-O)、オーステナイト系ステンレス鋼 (SUS 310) の3種の材料を用い、Table 3-1に示すように板の長さ、板厚、

溶熱入熱 Q を種々変化させて、GMAW でビード溶着し、横収縮・横曲り変形を求める実験をまず行ない、次に軟鋼を用いて、溶接法を GMAW、GTAW、SMAW、SAW の4種に変化させてビード溶着し、横収縮・横曲り変形を求める実験を行なった。板の初期温度は $15 \sim 25^\circ\text{C}$ の範囲であった。実験方法および横収縮・横曲り変形の測定は1.4.1項と同じである。各種溶接法の熱効率 η は Christensen⁵³⁾ 西口⁵⁴⁾ を参照して決定している。実験結果を整理するのに必要な材料定数は Table 1-1 をもっている。

3.3 入熱条件・板厚を含んだ入熱のパラメータの影響

3.3.1 入熱のパラメータの影響

前節の実験は初期温度 $\theta_0 = 15 \sim 25^\circ\text{C}$ とほぼ一定で行なわれているので、同一材料では溶接変形は入熱のパラメータ Q/h^2 によって定まる。

Fig. 3-1 は横軸に入熱のパラメータ Q/h^2 を取り、縦軸に横収縮 S/h (図(a))、横曲り変形 δ (図(b)) を取って、軟鋼を GMAW でビード溶着した時の実験値を

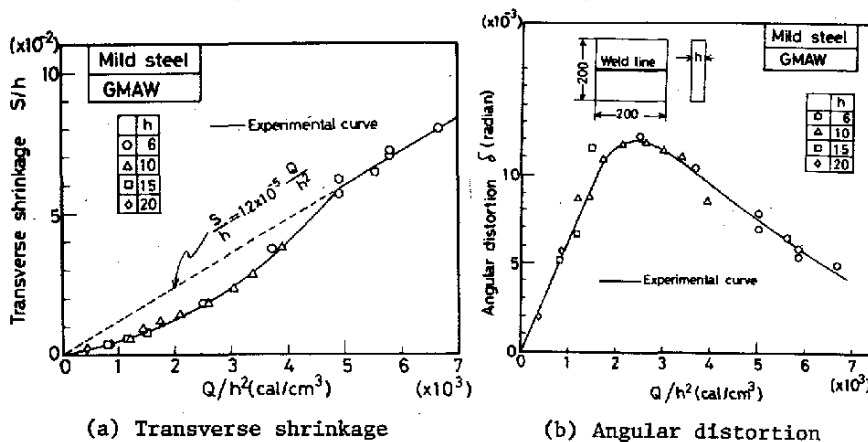


Fig. 3-1 Effect of heat input parameter Q/h^2 on welding deformations of mild steel

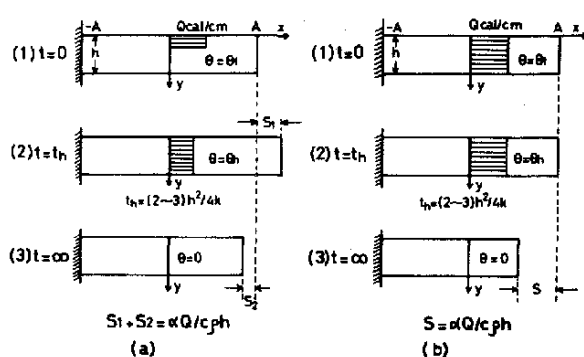


Fig.3-2 Generating mechanism of transverse shrinkage of bead-on-plate test

単位溶接長さ当りの入熱 Q (cal/cm) が板厚 h (cm) 内に一様に与えられた場合、すなわち、 Q/h (cal/cm²) の瞬間平均熱源が溶融温度 θ_f をもったあるビード幅で与えられた場合には投与した熱量による熱膨張量 $\alpha Q/cph$ は y 軸上の金属が溶融しているため、すべて自己吸収される。このため、時間 $t = \infty$ では熱が板からなくなることに伴い、自己吸収された $\alpha Q/cph$ だけ横収縮 S_1 となってしまう。($t = t_h$ は板厚内の温度分布が一様になる時間であり、 θ_h は $t = t_h$ での一様温度である。Fig.3-2(b)では $t_h = 0$ 、 $\theta_h = \theta_f$ となる。)

次に、 $Q/h^2 \lesssim 5000$ cal/cm³ の範囲で横収縮 S/h は直線に載っており、直線より下にある。これはFig.3-2(a)に示すように、時刻 $t = 0$ に投与された熱量が y 軸上の板厚表裏面の温度差がほぼなくなる時間 $t_h = (2-3) h/4\alpha$ になった時、図(1)で y 軸上の温度上昇が零であった部分が図(2)で温度上昇 $\theta = \theta_h$ ($\theta_h = 0$ と考えているため、温度 = 温度上昇となる) となるため、 S_1 だけ熱膨張を生じる。そして図(2)から $t = \infty$ の図(3)になった時、投与熱量がなくなることに伴い収縮 $\alpha Q/cph$ を生じる。したがって、横収縮は S_2 となり、 $S_1 + S_2 = \alpha Q/cph$ の関係が生じる。 $Q/h^2 \lesssim 5000$ (cal/cm³) で直線より下がる量は S_1 となる。

Table 3-2 Conventional formulae for calculating weld deformations of bead-on-plate test

Material	Condition	Angular distortion	Transverse shrinkage
Mild steel	$Q/h^2 \leq 2500$	$\delta = 6 \times 10^{-6} Q/h^2$	$S = 5 \times 10^{-6} Q/h$
	$2500 \leq Q/h^2 \leq 5000$	$\delta = -2.4 \times 10^{-6} Q/h^2 + 0.021$	$S/h = 1.9 \times 10^{-5} Q/h^2 - 0.035$
	$Q/h^2 \geq 5000$		$S = 1.2 \times 10^{-5} Q/h$
Al-alloy (Al5083-O)	$Q/h^2 \leq 800$	$\delta = 1.8 \times 10^{-5} Q/h^2$	$S = 2 \times 10^{-5} Q/h$
	$800 \leq Q/h^2 \leq 1700$		$S/h = 7 \times 10^{-5} Q/h^2 - 0.04$
	$Q/h^2 \geq 1700$	$\delta = -6.7 \times 10^{-6} Q/h^2 + 0.02$	$S = 4 \times 10^{-6} Q/h$
Stainless steel (SUS316)	$Q/h^2 \leq 1800$	$\delta = 1.9 \times 10^{-5} Q/h^2$	$S = 8.4 \times 10^{-6} Q/h$
	$1800 \leq Q/h^2 \leq 3800$		$S/h = 2.8 \times 10^{-5} Q/h^2 - 0.037$
	$Q/h^2 \geq 3800$	$\delta = -5.2 \times 10^{-6} Q/h^2 + 0.044$	$S = 1.8 \times 10^{-5} Q/h$

整理したものである。板厚 $h = 6 \sim 20$ mm, 入熱 $Q = 1300 \sim 4000$ cal/cm と種々変化させているにもかかわらず、入熱 Q/h^2 については整理されていることがわかる。

Fig.3-1(a)において、横収縮 S/h は $Q/h^2 \lesssim 5000$ cal/cm³ の範囲で直線 $S/h = 1.2 \times 10^{-5} Q/h^2$ に載っている。この直線は次のようにして求めた。Fig.3-2(b)の図中に示すように図(1)の時間 $t = 0$ で単

Fig. 3-1(a)において横曲り変形 δ が $Q/t^2 \approx 2500 \text{ cal/cm}^2$ でピーク値を持ち、 Q/t^2 がこれよりも大きくても、小さくても低下することは次のように考えられる。横曲り変形は入熱 Q/t^2 による板の表裏面の温度差と、板の曲げ剛性 E とに影響される。板の表裏面の温度差は薄板では小さく、板厚が増すと大きくなり、ある値に近づく。板の曲げ剛性は板厚が大きえば大きい。上記の2つの要因により、 Q/t^2 の中間の値で横曲り変形は最大となる。

Fig. 3-1より入熱のパラメータ Q/t^2 が横収縮・横曲り変形におよぼす影響を数式化した結果をTable 3-2に示す。Table 3-2より次のことがわかる。

横収縮 S

- ① $Q/t^2 \leq 2500 \text{ cal/cm}^2$ 、 $Q/t^2 \geq 5000 \text{ cal/cm}^2$ で横収縮 S は入熱 $Q \text{ (cal/cm)}$ に比例し、板厚 t に反比例する。

横曲り変形 δ

- ① $Q/t^2 \leq 2500 \text{ cal/cm}^2$ で横曲り変形 δ は入熱 Q に比例し、板厚 t の2乗に反比例する。

3.3.2 従来のパラメータによる溶接変形の整理と入熱のパラメータによる溶接変形の整理の比較

(1) 従来のパラメータ導入過程と問題点

渡邉・佐藤^{35), 42)}の研究によれば溶接諸条件が溶接諸条件が溶接変形におよぼす影響は横収縮の場合には $\pi IV/t^2$ のパラメータで、横曲り変形の場合には $\pi IV/t^2$ のパラメータで取り扱える。この項では彼等がパラメータを導入した過程の要点と問題点を明らかにする。

(2) 要点

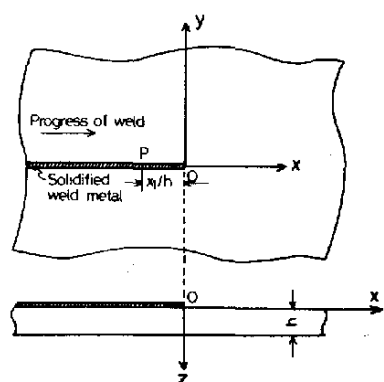


Fig. 3-3 Moving point heat source

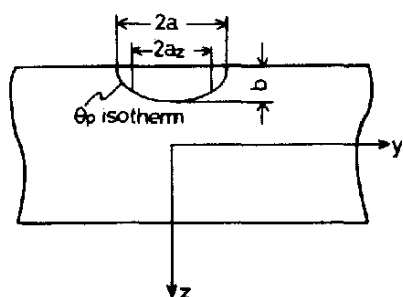


Fig. 3-4 Schematic illustration of isothermal curve

- ① 溶接熱に関するパラメータを導くため、溶接部近傍の温度分布状態に注目して、次の考えによりパラメータを導いた。Fig. 3-3に示すように溶接アークを移動点熱源と仮定し、熱源と共に移動する移動座標を考え、準定常状態において、熱源後方の x/h の点Pでの板厚断面の平均温度上昇が次式で示すように、

$$T = \frac{q}{2\pi\lambda h} e^{\frac{vx}{2\lambda}} \cdot K_0\left(\frac{vx}{2\lambda}\right) \propto \frac{q}{h} \cdot \left(\frac{vx}{2\lambda}\right)^{-0.46}$$

$$\propto \frac{q}{h} (vh)^{-0.46} \cdot \left(\frac{x}{h}\right)^{-0.46} \propto \frac{q}{h} \cdot (vh)^{-0.46}$$

$$\equiv \frac{q}{h\sqrt{vh}} \propto \frac{qIV}{h\sqrt{vh}} \quad (3-1)$$

ただし、 $q = 0.24\pi IV$: 単位時間当りの入熱 (cal/sec)
 K_0 : 第2種零次ベッセル関数

パラメータ $qIV/h\sqrt{vh}$ で与えられる。

- ② 溶接変形は残留固有ひずみによって生じる。そこで残留固有ひずみが Fig. 3-4 に示すように幅 $2a$ 、深さ a の楕円である等温度曲線 $\theta = \theta_p$ 曲線のみに発生し、固有ひずみ g_y の大きさが次式で、

$$g_y = -\alpha \theta_p \cdot \frac{az}{a}$$

ただし、 az : $z = z$ における θ_p 等温度曲線の幅

与えられると仮定し、横収縮・横曲り変形のパラメータを

$$S \propto \frac{a}{h} \cdot f_1\left(\frac{a}{h}\right) \quad S \propto a \cdot f_2\left(\frac{a}{h}\right)$$

導いた。

- ③ 熱影響部の幅 $2a$ と深さ a の実験結果が Fig. 3-5 に示すように①で求めたパラメータで整理できることを明らかにし、②にこの結果

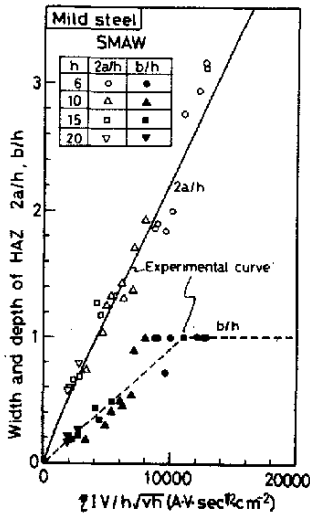


Fig.3-5 Effect of heat input parameter $QIV/h\sqrt{vh}$ on HAZ geometry of SMAW in mild steel by Satoh

$$\frac{a}{h} \propto \frac{QIV}{h\sqrt{vh}} \quad \frac{b}{h} \propto \frac{QIV}{h\sqrt{vh}} \quad (3-2)$$

を代入して、横収縮・横曲り変形に影響を与えるパラメータ

$$S = f\left(\frac{QIV}{h\sqrt{vh}}\right) \quad S = g\left(\frac{QIV}{h\sqrt{vh}}\right) \quad (3-3)$$

を導いた。

(b) 問題点

- (1) ①で導かれた温度上昇は板厚断面の平均温度上昇であり、板厚断面内の固有ひずみの分布形状で生じる横曲り変形には式(3-1)のパラメータは適用できない。また、固有ひずみは温度履歴で決定されるものであって、ある時刻 $t_1 (=x_1/v_h)$ での温度上昇で済まるものではない。温度履歴を考えると点 $P(x_1/h, 0)$ の温度上昇は次式^{43), 44)}

$$T = \frac{q}{2\pi\lambda h} \cdot e^{\frac{vx_1}{2k}} \cdot K_0\left(\frac{vx_1}{2k}\right) = \frac{1}{2\pi\lambda h} \cdot \frac{q}{c\rho v h} \propto \frac{QIV}{vh}$$

となり、パラメータ $QIV/h\sqrt{vh}$ は導かれず、パラメータ $\frac{QIV}{vh}$ が導かれる。

- (2) 渡辺・佐藤は①の根拠として Fig. 3-5 の SMAW による熱影響部の幅 $2a$ 、深さ h が式(2)に示すようにパラメータ $QIV/h\sqrt{vh}$ で整理できることを上げている。しかし、熱影響部を決めるのは最高温度であり、温度履歴で決定される。溶接アークを移動点熱源と考えた場合には Adams⁵⁵⁾ の導いた式を変形すると最高温度 Op での幅、深さは次式で決定される。

$$\frac{a}{h} = R\left(\frac{Q}{h^2}\right) \quad \frac{b}{h} = F\left(\frac{Q}{h^2}\right) \quad (3-4)$$

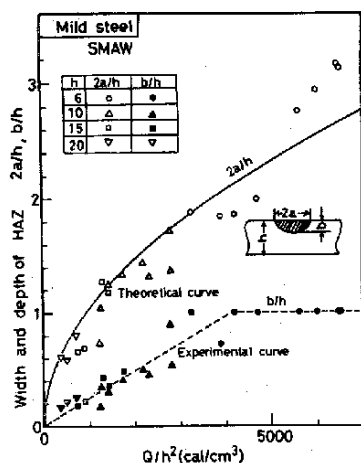


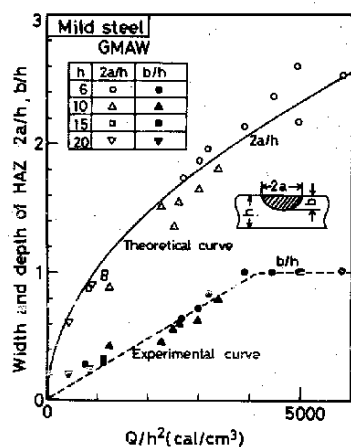
Fig. 3-6 Effect of heat input parameter Q/h^2 on HAZ geometry of SMAW in mild steel by Satoh

Fig. 3-6 は Fig. 3-5 の渡辺・佐藤の SMAW の実験値も Q/h^2 で整理したものであり、Fig. 3-7 は GMAW の熱影響部の幅と深さの実験値をパラメータ Q/h^2 (図(a)) とパラメータ $\eta IV/h\sqrt{v}$ (図(b)) で整理したものである。Fig. 3-6、Fig. 3-7 (a) における $2a/h$ の曲線は瞬間線熱源を半無限板の表面に与えたとして次式により計算した曲線である。

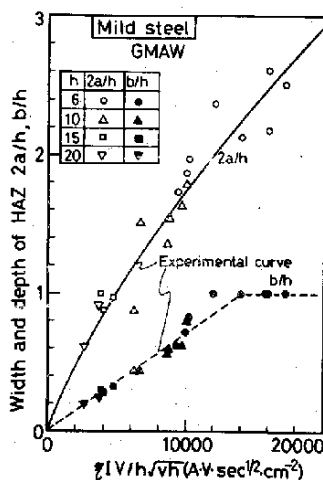
$$\frac{a}{h} = \sqrt{\frac{Q}{h^2} \cdot \frac{0.234}{\theta_{max} - \theta_i}}$$

ただし

$\theta_{max} = 870^\circ\text{C}$: 使用材料の炭素 $C = 0.16\%$ の時の A_{C3} 温度
 $\theta_i = 20^\circ\text{C}$: 室温



(a) Parameter Q/h^2



(b) Parameter $\eta IV/h\sqrt{v}$

Fig. 3-7 Effect of heat input parameter on HAZ geometry of GMAW in mild steel

Fig. 3-5 ~ Fig. 3-7 より、パラメータ Q/h^2 で整理したものとパラメータ $\eta IV/h\sqrt{v}$ で整理したものは実験値のパラッキに大差なく、 Q/h^2 の場合には理論計算で熱影響部の幅 a/h が評価でき、理論的に $\eta IV/h\sqrt{v}$ よりも Q/h^2 の方がすぐれていると思われる。

以下より、従来のパラメータによる横収縮・横

曲り変形の整理に問題が多かったことが明らかになった。特に、横収縮は従来のパラメータでは $S = f\left(\frac{\eta IV}{h\sqrt{v}}\right)$ であり、入熱のパラメータでは $S/h = F(Q/h^2)$ であり、パラメータの取り方によって、実験値の整理結果は大きく異なる。しかし、横曲り変形は従来のパラメータが理論的に通用できないにもかかわらず、従来のパラメータは $S = g(\eta IV/h\sqrt{v})$ 、入熱のパラメータ $S = G(Q/h^2)$ であり、相違はないであり、 $v = 0.4 \sim 1.5 \text{ cm/sec}$ 、 $h = 0.6 \sim 2 \text{ cm}$ の範囲の実験値では、パラメータの取り方によって実験値の整理結果はあまり変化しない可能性がある。

(2) 溶接法を変化させた時の溶接変形の整理

GMAW, GTAW, SMAW, SAW に対し Table 3-1 に示す条件 (板厚 $6 \sim 20 \text{ mm}$, 溶接入熱 $400 \sim 9000 \text{ cal/cm}$) で軟鋼板をビード溶着した時に発生する横収縮・横曲変形の試験結果を入熱のパラメータ Q/h^2 を用いて整理した結果をそれぞれ Fig. 3-8(a), Fig. 3-9(a) に示し、従来のパラメータを用いて整理した結果をそれぞれ Fig. 3-8(b), Fig. 3-9(b) に示す。図(a)と図(b)を比較すると入熱のパラメータ Q/h^2 によって整理した図(a)の方が全体として実験値のパラメータが近い。特に、 $Q/h^2 \leq 2000 \sim 2500 \text{ (cal/cm}^2\text{)}$ の範囲では採用した溶接法がいかんにかかわらず実験値はほぼ一本の

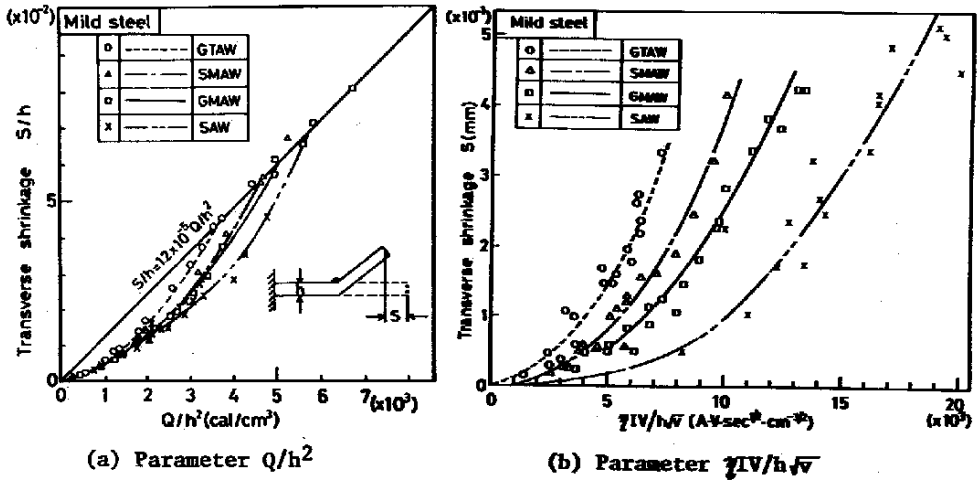


Fig.3-8 Arrangement of transverse shrinkage of various welding process by heat input parameter

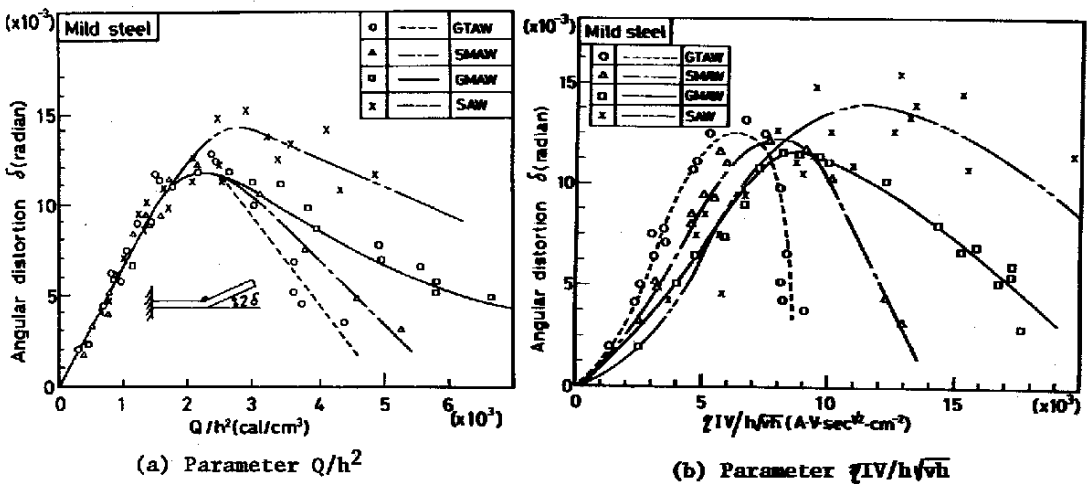


Fig.3-9 Arrangement of angular distortion of various welding process by heat input parameter

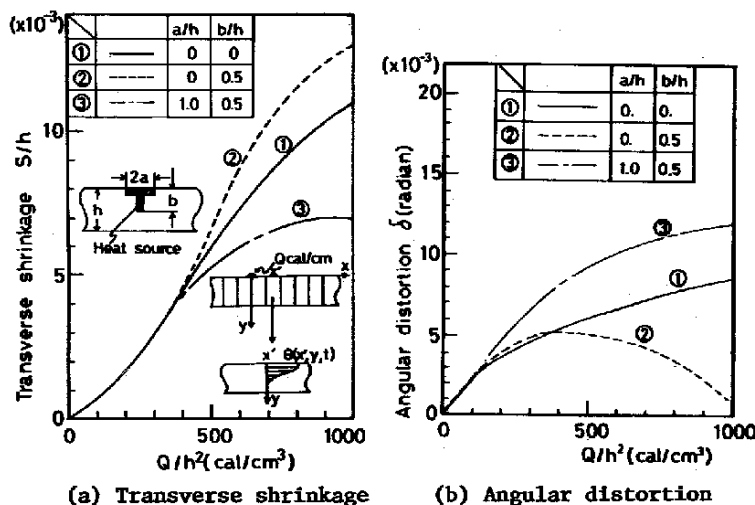


Fig. 3-10 Effect of heat source shape on welding deformations

曲線で表示されており、入熱のバラ×7の優位性がうかがわれる。

Q/h^2 約 2500~3000 (cal/cm^2) の範囲では各溶接法に応じて横収縮・横曲り変形の値が異なっている。この理由は熱源形状の相異と考えられる。Fig. 3-10 は熱源形状が横収縮・横曲り変形におよぼす影響を1次元熱弾塑性解析⁽¹⁰⁾

により求めた結果である。解析は板全体を因中に示すように各短冊に分割し、各短冊がそれぞれ熱サイクルに応じて生じる変形を加算したものが板全体の变形であると考慮して行った。なお、解析における境界条件はFig. 3-11に示すように溶接長が200mmと長い場合、溶接側が凸になる横曲り変形が生じていないことを考慮して次のようにした。すなわち、冷却の初期段階では溶接側に凸の曲げ変形が生じないようにFig. 3-12に示す拘束を与えた。

そして、このような拘束を与えると、y軸上生じるz軸周りの拘束曲げモーメントMが生じることを利用し、モーメントMが丁度零を通過する瞬間以後は拘束を取り除いて周辺自由な条件で冷却させた。したがって、横曲り変形 δ はFig. 3-12に示すようにB点以降で生じる。Fig. 3-10によると入熱 Q/h^2 が小さい場合には横収縮・横曲り変形は熱源形状の影響を受けにくいこと、入熱 Q/h^2 が大

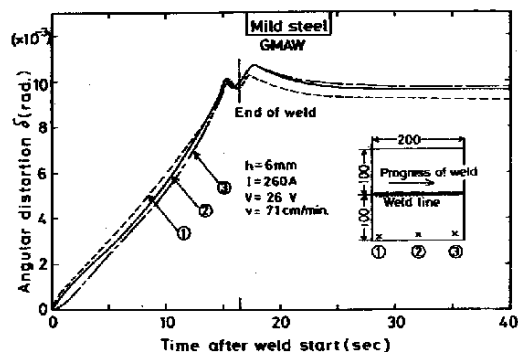


Fig. 3-11 Transient angular distortion during welding and cooling process

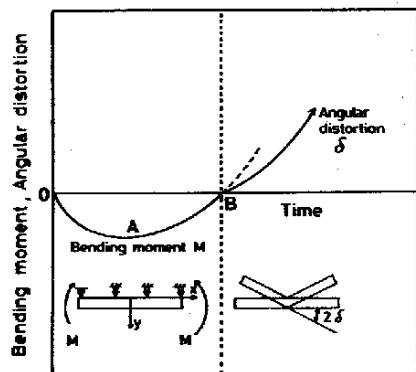


Fig. 3-12 Boundary condition applied to welding deformation analyses

Table 3-3 Effect of welding process on nugget geometry and welding deformations

Welding process	Welding current I (A)	Welding voltage V (V)	Welding speed v (cm/min)	Bead width a/h	Penetration depth b/h	Transverse shrinkage S (mm)	Angular distortion δ (radian)
GMAW	400	26	75	0.88	0.40	0.24	9.8×10^{-3}
SMAW	186	32	50	0.75	0.25	0.25	7.4×10^{-3}
GTAW	253	17	30	0.50	0.35	0.28	4.2×10^{-3}

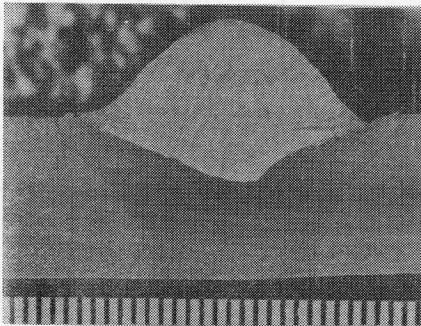
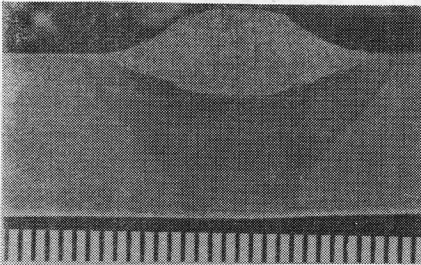
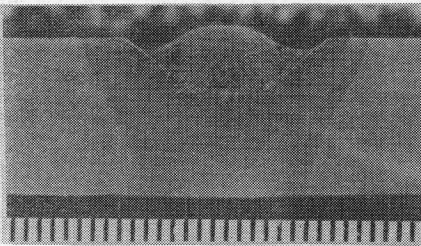
(a) GMAW $Q=1398 \text{ cal/cm}$ ($h=6 \text{ mm}$)(b) SMAW $Q=1371 \text{ cal/cm}$ ($h=6 \text{ mm}$)(c) GTAW $Q=1342 \text{ cal/cm}$ ($h=6 \text{ mm}$)

Photo.3-1 Geometry of nugget

Fig. 3-9 の図 (a) と Fig. 3-10 の熱源形状と溶接変形の関係は定性的に一致している。

きい場合には横収縮・横曲り変形は熱源形状の影響を受けやすいことがわかる。そして、入熱 Q/h^2 が大きい場合には熱源形状が変形におよぼす影響について次のようなことがいえる。すなわち、Fig. 3-10 の3つのケース

- ① 熱源が1点に集中して与えられる場合
- ② 熱源が深さ方向に集中して与えられる場合
- ③ 熱源が幅方向に大きく広がり、深さ方向にも分布して与えられる場合

の計算結果を比較することより、横収縮は

$$② > ① > ③$$

となり、横曲り変形は

$$③ > ① > ②$$

となっている。photo. 3-1 は板厚 6mm の軟鋼板をほぼ周入熱 ($Q/h^2 \approx 3800 \text{ cal/cm}^2$) で溶接した時の GMAW, SMAW, GTAW の溶け込み形状を示している。photo. 3-1 においてビード形状を熱源形状と考え、Fig. 3-10 に示す熱源形状の幅 a 、深さ b と板厚 h の比を求めると Table 3-3 となる。

Table 3-3 より著者の行った実験条件での GMAW と SMAW の熱源形状は Fig. 3-10 の③に、GTAW の熱源形状は①と考えられ、実験結果を整理した Fig. 3-8.

3.3.3 入熱の無次元パラメータによる異種材料間の溶接変形の比較と溶接変形の略算式

Fig. 3-13は横軸に入熱の無次元パラメータ T_0^* ($=\Delta Q/cp\epsilon_{Y0}h$)を取り、縦軸に横収縮 δ を板厚 h 、降伏ひずみ ϵ_{Y0} で割った横収縮の無次元 $\delta/h\epsilon_{Y0}$ と横曲り変形 δ を降伏ひずみ ϵ_{Y0} で割った横曲り変形の無次元量 δ/ϵ_{Y0} を取って初期温度が一足り軟鋼、Al合金、オーステナイト系ステンレス鋼のGMAWによるビード溶着時の溶接変形を整理したものである。図より、横収縮 $\delta/h\epsilon_{Y0}$ は θ_M^* が、小さいほど大きく、横曲り変形 δ/ϵ_{Y0} は θ_M^* が大きいほど大きくなっており、横収縮・横曲り変形の無次元量は θ_M^* の大きさの順番になっていることがわかる。

Fig. 3-14は、1次元熱弾塑性解析により材料のパラメータ θ_M^* が横収縮・横曲り変形の無次元量におよぼす影響を調べたものである。Fig. 3-13とFig. 3-14の定性的傾向が一致していることより、異種材料間の溶接変形を比較する場合には入熱の無次元パラメータ T_0^* と材料の無次元パラメータ θ_M^* が有効であることがわかる。そこで、Fig. 3-13の3種の実験曲線より溶接変形を求める略算式を導き、溶接変形が未知の材料に対して材料定数と物理定数が与えられれば溶接変形が求められるようにした。

$$\left. \begin{array}{ll} \text{横収縮} & \delta/h\epsilon_{Y0} = a_1(T_0^*)^2 + a_2T_0^* \quad T_0^* \leq T_{cr}^* \\ & \delta/h\epsilon_{Y0} = T_0^* \quad T_0^* > T_{cr}^* \\ \text{横曲り変形} & \delta/\epsilon_{Y0} = b_3T_0^* / \{(T_0^* - b_1)^2 + b_2\} \end{array} \right\} \quad (3-5)$$

ただし $T_{cr}^* = 1.85\theta_M^* + 27.6$ T_{cr}^* : 横収縮が $\delta/h\epsilon_{Y0} = T_0^*$ の直線に載る T_0^* の値

$$a_1 = -9.26 \times 10^{-4}\theta_M^* + 2.62 \times 10^{-2} \quad a_2 = 9.3 \times 10^{-3}\theta_M^* + 0.14$$

$$b_1 = 0.33\theta_M^* + 8.0 \quad b_2 = 40.5\theta_M^* - 51.6$$

$$b_3 = 8.18(\theta_M^* - 4.04)^2 + 66.6$$

適用範囲 $\theta_M^* = 4 \sim 12$ $\theta_L^* \equiv 0$ 溶接法GMAW、溶接長 $L=20\text{cm}$

具体的に各種材料の溶接変形の略算式を示すと前述したTable 3-2となる。

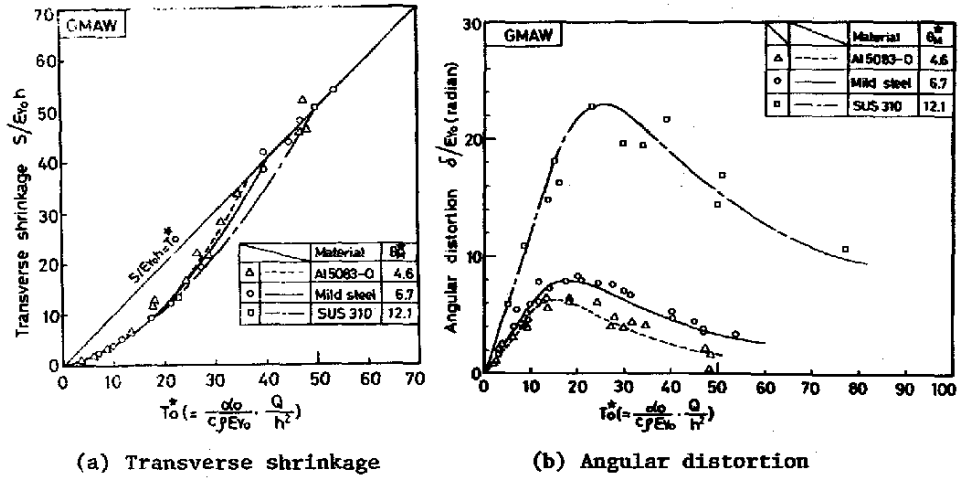


Fig.3-13 Arrangement of welding deformations of Al alloy, mild steel and stainless steel by dimensionless parameter T_O^*

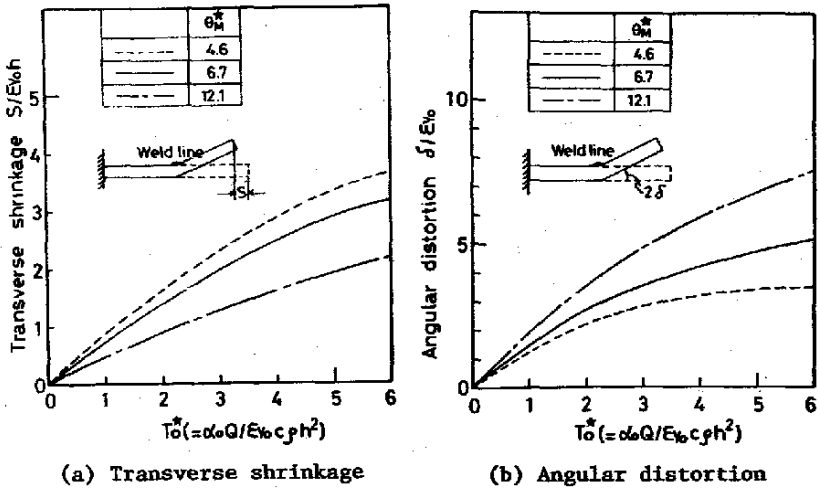


Fig.3-14 Effect of material parameter θ_M^* on welding deformation

3.4 予熱温度の影響

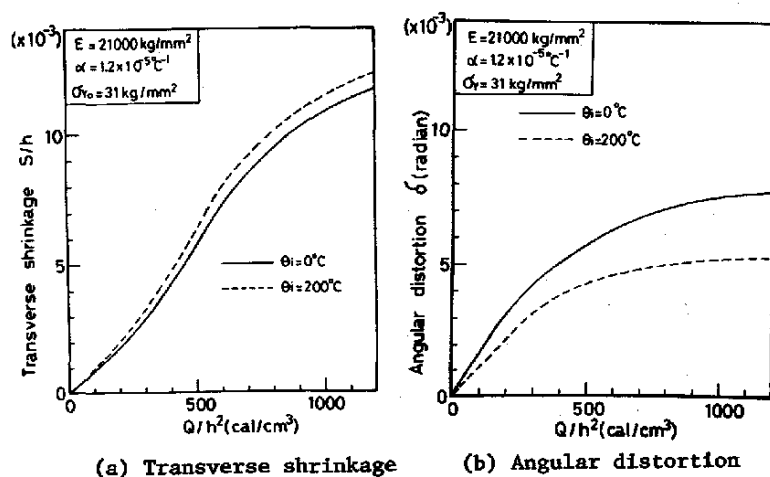


Fig.3-15 Effect of initial or preheat temperature on welding deformations

Fig. 3-15は初期温度 θ_0 が横収縮・横曲り変形におよぼす影響を軟鋼を対象として1次元熱弾塑性解析した結果である。Fig. 3-15によると初期温度 θ_0 が大きくなると横収縮はやや増加する傾向にあること、横曲り変形はかなり小さくなること、特に入熱のパラメータ Q/h^2 の値が大きくなると横曲り変形は初期温度 θ_0 の増加によって低下することがわかる。

3.5 溶接長の影響

Fig. 3-16は溶接長が溶接部中央断面の y 軸上の溶接変形におよぼす影響を調べた結果である。縦軸は溶接長 $L = \infty$ の時の y 軸上の横収縮 S_∞ 、横曲り変形 δ_∞ で溶接長 L の時の変形 S 、 δ を割った値 S/S_∞ 、 δ/δ_∞ を取り、横軸は溶接長 L を取っている。図によると溶接長が $0 \leq L \leq 20 \text{ cm}$ の範囲で溶接変形は溶接長の影響を大きく受け、溶接長の増加と共に大きく増加していること、 $L \geq 20 \text{ cm}$ の範囲で溶接変形は溶接長の影響をあまり受けて、溶接長の増加と共にわずかに増加していることがわかる。図中の実線は無限板において溶接部に相当する領域($L \times 2c$)内に固有ひずみが存在すると考えて計算した結果である。溶接長 L と溶接変形 S 、 δ の関係は次式であらわされる(附録3-I参照)。

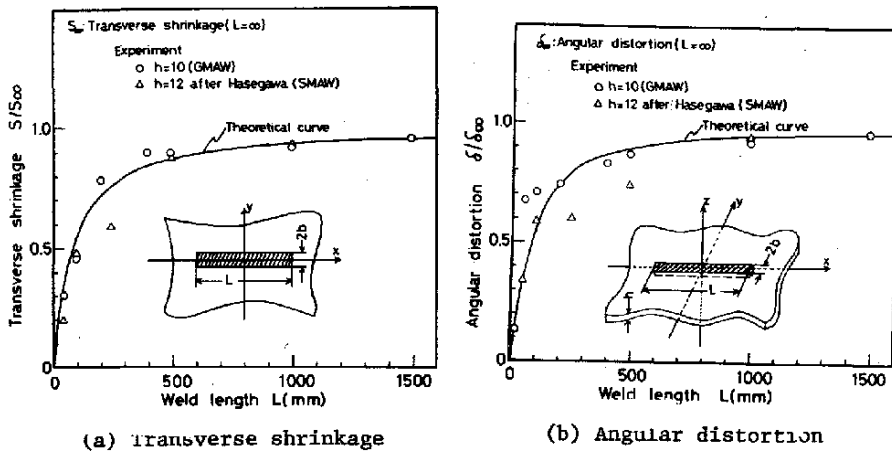


Fig.3-16 Effect of weld length on welding deformations of bead-on-plate test

$$\left. \begin{aligned} S/S_{\infty} &= [4 \tan^{-1}(L/20) + 0.1 L \log(1 + 400/L^2)] / 2\pi \\ S/S_{\infty} &= [8 \tan^{-1}(L/12) + (1+\nu) L/6 \cdot \log(1 + 144/L^2)] / 4\pi \end{aligned} \right\} (3-6)$$

ただし、 S_{∞} 、 δ_{∞} は $L = \infty$ での y 軸上の変形 L :単位は cm

また、図中の実験値は溶接条件が同じ実験値の中で最大溶接長の溶接変形が曲線に載るよう補正し、補正値を他の実験値に掛けてプロットしている。板厚 $t=12mm$ をビード溶着した時の溶接変形の実験値は長谷川⁵⁶⁾が求めたものである。

式(3-6)より実用的な近似式を導くと次式となる。

$$\left. \begin{aligned} 0 \leq L \leq 200 \text{ cm} & ; S = 0.64 L^{3/20} S_{20} \quad \delta = 0.64 L^{3/20} \delta_{20} \\ L > 200 \text{ cm} & ; S, \delta \text{ は一定} \end{aligned} \right\} (3-7)$$

ただし S_{20} , δ_{20} : 溶接長 $L=20cm$ での横収縮・横曲り変形

式(3-5)と式(3-6)の式(3-7)をもろいと任意の板をGMAWでビード溶着した時の溶接変形が求まる。

3.6 結論

本章は第1章で明らかになった熱弾塑性パラメータを用いて、溶接変形におよぼす溶接諸条件の影響をビード溶着の溶接変形の実験値により、明らかにしたものである。本章で得られた結論を要約すると次の通りである。

- (1) 溶接法をSMAW、GMAW、GTAW、SAWと種々変化した時の軟鋼の溶接変形の実験値を従来の溶接変形の整理パラメータと熱弾塑性パラメータでそれぞれ整理し、熱弾塑性パラメータによる溶接変形の整理の方がすぐれていることを示した。また溶接法の相違が溶接変形におよぼす影響は溶け込み形状の相違が溶接変形におよぼす影響として取り扱える可能性があることを示した。そして、軟鋼を今回用いた4種の溶接法でビード溶着した時の溶接変形は入熱のパラメータが $Q/k \leq 2500 \text{ cal/cm}^3$ の範囲で溶接法の影響をほぼ受けないことを示した。
- (2) 入熱のパラメータが $Q/k \leq 2500 \text{ cal/cm}^3$ の範囲で横収縮 δ は入熱 Q に比例し、板厚 t に反比例する。横曲り変形 δ は入熱 Q に比例し、板厚 t の2乗に反比例する。
- (3) 初期温度(一樣予熱温度)は横収縮にあまり影響を与えないが、横曲り変形に影響を与える。
- (4) 溶接長が溶接変形におよぼす影響を固有ひずみ論を用いて理論解析し、実験値を整理することにより溶接長の影響を数式化した。
- (5) 入熱の無次元パラメータを用いて軟鋼、Al合金、オーステナイト系ステンレス鋼の溶接変形の実験値を整理し、溶接変形を求める略算式を導いた。

附録3-I 固有ひずみ論による溶接長の評価

溶接長 L は溶接板の剛性に関係があるため、横収縮・横曲り変形の因子となる。溶接長が溶接変形におよぼす影響を理論解析する場合に、溶接熱源は移動熱源であるため、3次元熱弾塑性解析をしなければならぬ。しかし、3次元解析は不可能に近いのが現状である。そこで、固有ひずみ論⁽⁴⁾の考えを導入し、剛性に注目して、溶接変形におよぼす溶接長の影響を調べた。

(i) 横収縮におよぼす溶接長の評価

Fig. 3-16(a)の図中に示すように無限平板の x 軸上に長さ L の溶接線があり、幅 $2a$ と溶接長 L の長方形領域内に一様な固有ひずみ g が存在する場合を考える。

この場合、変位ポテンシャル ψ は次式となり。

$$\psi = \frac{(1+\nu)g}{2\pi} \int_{-a}^a \int_{-\frac{L}{2}}^{\frac{L}{2}} \frac{1}{2} \log[(x-\xi)^2 + (y-\eta)^2] d\xi d\eta$$

点 $(0, a)$ での変位 v より横収縮 $S(=2v)$ は次式となる。

$$S/S_{\infty} = \frac{1}{2\pi} \left\{ 4 \tan^{-1} \frac{L}{4a} + \frac{L}{2a} \log(1 + 16a^2/L^2) \right\}$$

ただし、 $S_{\infty} = 2(1+\nu)ag$

Fig. 3-16(a)は $a=5\text{cm}$ として計算した結果である。

(ii) 横曲り変形におよぼす溶接長の評価

Fig. 3-16(b)の図中に示すように無限平板の表面($z = \frac{t}{2}$, $y=0$)上に x 軸に平行に溶接が置かれた場合を考える。計算にあたって次の仮定を設ける。

- ① 板厚 t が薄い無限平板を考える。
- ② x, y, z 方向の変位 u, v, w は z の1次関数で与えられる。
- ③ 微小たわみで板厚方向のひずみ ϵ_z 、横剪断変形 γ_{yz} , γ_{zx} を無視する。すなわち、 $\epsilon_z = 0$, $\gamma_{yz} = \gamma_{zx} = 0$
- ④ 固有ひずみ g_x, g_y, g_{xy} が z の1次関数で与えられる。すなわち

$$g_x = \alpha_1 + \beta_1 z \quad g_y = \alpha_2 + \beta_2 z \quad g_{xy} = \alpha_3 + \beta_3 z$$

以上の仮定を設けると z 方向の変位 w は次式で与えられる。(41)

$$w = -\frac{1}{4\pi} \int_{-\frac{L}{2}}^{\frac{L}{2}} \int_{-b}^b \left\{ (1+\nu)(\beta_1 + \beta_2) \log r' + (1-\nu)(\beta_1 + \beta_2) \frac{(x-x')^2 + (y-y')^2}{2r'^3} \right. \\ \left. + (1-\nu)\beta_3 \frac{2(x-x')(y-y')}{r'^2} + (1+\nu)(\beta_1 + \beta_2) \right\} dx' dy' \\ \text{ただし, } r'^2 = (x-x')^2 + (y-y')^2$$

領域 $(L \times 2b)$ に β_2 が一定で $\beta_1 = \beta_3 = 0$ の固有ひずみが存在している時、 x 軸に垂直な断面 $(x=0)$ での点 $(x=0, y=b, z=L/2)$ での横曲り変形 δ は $\delta = \frac{2\mu}{3\eta}$ より次式で与えられる。

$$\delta/\delta_\infty = \frac{1}{4\pi} \left[8 \tan^{-1} \frac{L}{4b} + \frac{(1+\nu)L}{2b} \log \left(1 + \frac{16b^2}{L^2} \right) \right] \\ \text{ただし, } \delta_\infty = -\beta_2 b \quad 0 < \nu < 1 \text{ で成立}$$

Fig 3-16(b)の実線は $b=3\text{cm}$ として計算した結果である。

第4章 残留応力分布・溶接変形におよぼす冷却過程での相変態の影響

4.1 緒言

第2章、第3章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とり扱えることを明らかにした。しかし、第2.3章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、高張力鋼などの相変態が残留応力・溶接変形に影響すると考えられる材料は取り扱っていない。

本章では高張力鋼や9%Ni鋼を対象として、冷却過程での相変態が残留応力・溶接変形におよぼす影響を実験と2次元有限要素法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・溶接変形におよぼす影響を明らかにした。

4.2 実験

Table 4-1に示す化学組成、機械的性質をもつ高張力鋼HT80(以後“HT80”と呼ぶ)、9%Ni鋼(以後“9Ni”と呼ぶ)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450mm、板幅150mm、板厚12mmのHT80の試験片2枚を用いてV型ガーループ単層溶接で行なった。溶接はGMAWを使用して、電流420~450A、電圧25V、溶接速度25cm/min.の溶接条件で、走行台車を使用して行なった。溶接線方向の残留応力 σ_x は第2章と同様に溶接後の完全冷却した板にコンフズボールを打ち込み、 μ fender ひずみ計(1/1000mm)により

Table 4-1 Chemical compositions and mechanical properties of high strength steel HT80 and 9%Ni steel

(a) HT80

Chemical composition(%)										Y.S.	T.S.	R.A.
C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	B	(kg/mm ²)	(kg/mm ²)	(%)
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

(b) 9%Ni steel

Chemical composition(%)							Y.S.	T.S.	R.A.
C	Si	Mn	P	S	Ni		(kg/mm ²)	(kg/mm ²)	(%)
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

求めた切断前後のひずみに縦弾性係数がかかるという単純な方法によった。

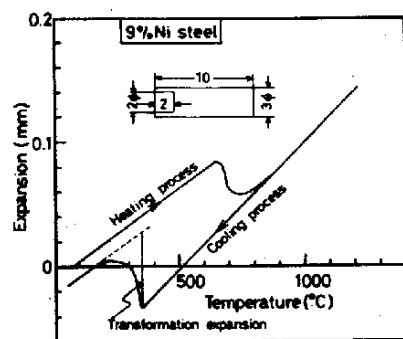
Table 4-2 Experimental conditions

Material	Length L (mm)	Width W (mm)	Thickness h (mm)	Welding Process (Thermal Efficiency)	Heat Input Q (cal/cm)
High strength steel (HT80)	200	200	6~12	GMAW (0.7)	1400~7000
9% Ni steel	200	200	6~13	GTAW (0.65)	500~4000

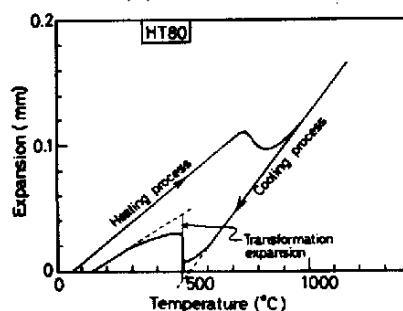
ビード溶着による溶接変形の実験は Table 4-2 に示すように板の長さ 200mm, 板幅 200mm と一定で、板厚 h (mm) 単位溶接長当りの入熱 Q (cal/cm) を種々変化させて行った。溶接は HT80 に GMAW を使用し、9Ni に GTAW を使用した。横収縮の測定は μ fender ひずみ計を使用し、横曲り変形の測定は dial gauge (1/100mm) を使用して、第 3 章と同様な方法で行った。

残留応力・溶接変形の実験において、HT80 の GMAW による溶接では心線として HT80 用の MGS-80 (神鋼製品) を使用し、 $(Ar+2\%O_2)$ 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は Table 1-1 を使用した。また、使用した材料の相変態履歴を Fig. 4-1 に示す。図より、HT80 の相変態ひずみは約 $\epsilon_r = 0.007$ であり、9Ni の相変態ひずみは約 $\epsilon_r = 0.0075$ であることがわかる。



(a) 9%Ni steel



(b) High strength steel

Fig. 4-1 Dilatometric curve

4.3 残留応力分布

4.3.1 相変態の影響

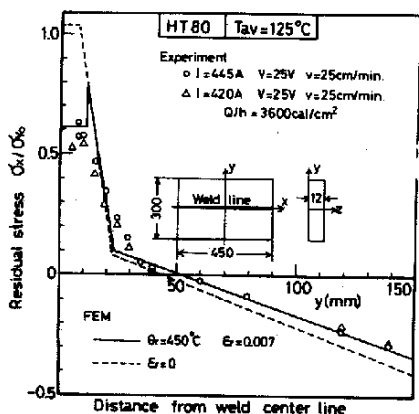


Fig.4-2 Residual stress distributions in groove weld of high strength steel HT80

Fig.4-2はHT80における溶接線方向の残留応力分布の実験結果と計算結果を示している。計算結果は2次元有限要素法熱弾塑性解析によりTable 4-1の材料定数を用いて求めている。破線は冷却中の変態膨張ひずみ $\epsilon_t = 0$ の条件で計算した結果であり、実線はFig.4-1を参考にして最高温度が A_c1 点の温度以上に上昇した領域だけ冷却中の変態温度 $\theta_r = 450^\circ\text{C}$ で、一度に変態膨張ひずみ $\epsilon_t = 0.007$ が発生すると仮定して求めたものである。

実験結果と計算結果の実線がほぼ一致していることより、残留応力分布におよぼす相変態の有無の影響は破線と実線と比較することにより明らかになる。すなわち、

- ① 引張応力の最大値が降伏応力のよりかなり低い原因は冷却中の変態膨張にある。
- 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。)

相変態が残留応力分布におよぼす影響の要因として、主に次の2つの因子が考えられる。

- ① 冷却中の相変態開始温度 θ_r
- ② 冷却中の変態膨張ひずみ ϵ_t

Table 4-3は佐藤⁽⁵⁹⁾が以前に求めた

Table 4-3 Transformation strain and range during cooling of materials

Steel	Transformation range during cooling ($^\circ\text{C}$)	Transformation strain ϵ_t (%)
Mild steel	780 ~ 540	0.46
HT60	610 ~ 360	0.70
HT80	520 ~ 400	0.72
9%Ni steel	400 ~ 180	0.75

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_t である。Table 4-3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. 4-3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—温度の関係をもつ Table 1-1の材料定数をもつ

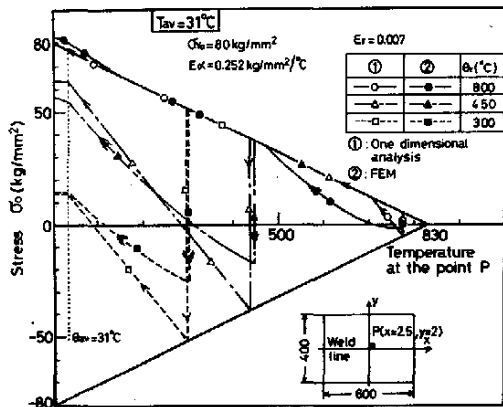


Fig. 4-3 Effect of transformation temperature on transient stress near the origin

HT80を対象とし、平均温度上昇 31°C の条件、すなわち、残留応力の立場から無限板とみなせる条件で、HT80を対象として、変態温度 θ_r が溶接部の応力 σ_0 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、変態ひずみは Table 4-3、Fig. 4-1を参考にして $\epsilon_r = 0.007$ と一定にしている。図中の①は縦弾性係数 E 、線膨張係数 α の温度依存性を考慮しない1次元熱弾塑性解析により求めた結果で

ある。また、②は縦弾性係数 E 、線膨張係数 α の温度依存性を第1章と同様に直線近似で考慮した2次元有限要素法熱弾塑性解析により求めた結果である。①、②より変態温度 θ_r が低温になると溶接部の応力 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2次元有限要素法熱弾塑性解析の方が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。2次元熱弾塑性解析において用いた縦弾性係数 E は温度に対して直線変化させているが、鋼の場合には Fig. 1-5に示すように、縦弾性係数はかなり的高温まで室温の値をもっているため、2次元熱弾塑性解析においても、相変態直後の応力は圧縮降伏応力線上にあると思われる。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 $E\alpha = 0.252\text{ kg/mm}^2/^\circ\text{C}$ にほぼ等しいことが応力の変化量と温度の変化量（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 $(64 - (-39))\text{ kg/mm}^2$ であり、傾き $103/419 \approx 0.245\text{ kg/mm}^2/^\circ\text{C}$ となる。）よりわかる。

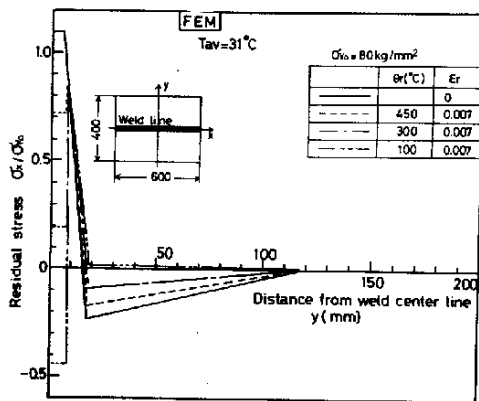


Fig. 4-4 Effect of transformation temperature on residual stress distributions

の温度以上に上昇した領域) 塑性ひずみ発生領域 y_2 。残留応力が零となる位置 y_3 は変態開始温度 θ_r の影響を受けはれない。 $y=y_1$ の応力は相変態のない場合の残留応力 σ_0^* に急激にもどることもわかる。

Fig. 4-5は変態開始温度 θ_r と溶接部の残留応力 $\sigma_0^* (= \sigma_0/\sigma_0)$ の関係をFig. 4-3と同じ材料について示している。図中の実線は2次元有限要素法解析、破線は相変態後の応力変化の傾きが $E\alpha = 0.252 \text{ kg/mm}^2\text{C}$ にほぼ等しいことを利用して、Fig. 4-5の図中に示す両端固定棒に温度変化 $\theta_r \rightarrow \theta_0 + T_{av}$ を与えた時の応力変化と相変態後の応力が圧縮降伏応力の線にあることを考慮して(Fig. 4-3の①参照)求めたものである。実線と破線がほぼ一致していることより、溶接部の応力 σ_0 は両端固定棒で評価してもよいと考えられる。

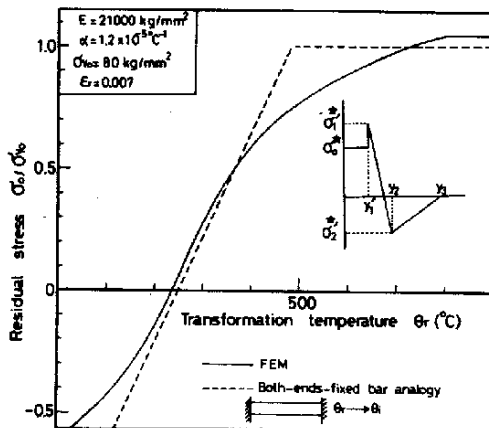


Fig. 4-5 Relation between transformation temperature and residual stress on weld line

4.3-2 予熱温度が相変態のある材料の残留応力分布におよぼす影響

Fig. 4-6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 $E = 2/000 \text{ kg/mm}^2$ 、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_y が変化した時、原点の温度に対する溶接部の応力 σ_0 の過渡的变化を1次元熱弾塑性解析した結果である。図によると降伏応力 $\sigma_y = 80 \text{ kg/mm}^2$ の場合には予熱温度 θ_i が大きくなると残留応力 σ_0 が急激に低下すること（矢印1の曲線参照）。 $\sigma_y = 31 \text{ kg/mm}^2$ の場合には予熱温度 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（矢印2の曲線参照）。

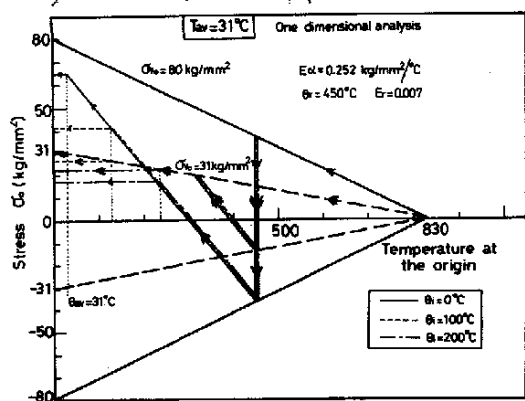


Fig. 4-6 Effect of initial or preheat temperature on transient stress near the origin

Fig. 4-6と相変態後の応力の変化が $E\alpha$ に依存していることより、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、

$$E\alpha(\theta_r - \theta_i - T_{an}) - \sigma_y(\theta_r) < \sigma_y(\theta_i + T_{an}) \quad (4-1)$$

の時、すなわち、 $\sigma_0(\theta_i + T_{an})$ が降伏応力 $\sigma_y(\theta_i + T_{an})$ より小さい時に顕著にあらわれ、

$$E\alpha(\theta_r - \theta_i - T_{an}) - \sigma_y(\theta_r) < \sigma_y(\theta_i + T_{an}) \quad (4-2)$$

の時、すなわち、 $\sigma_0(\theta_i + T_{an})$ が降伏応力 $\sigma_y(\theta_i + T_{an})$ に等しい時に、ありあうわれないことがわかる。

Fig. 4-7は式(4-1)を満足する条件で、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、相変態があり、式(4-1)を満足する条件の場合には予熱温度 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。

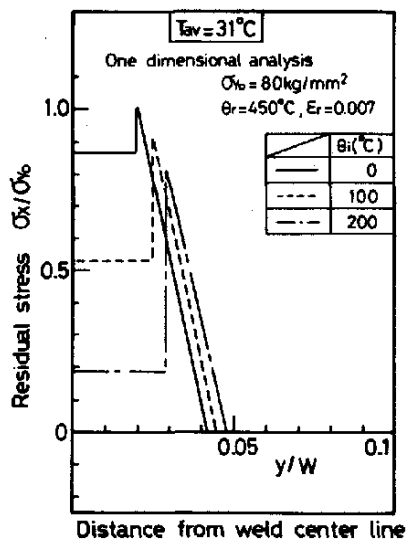


Fig. 4-7 Effect of initial or preheat temperature on residual stress distributions

4.3.3. 相変態を考慮した残留応力分布の略算式

4.3.1項、4.3.2項の結論を利用し、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。実溶接実合セ継手の場合には平均温度上昇 T_{av} は低いので、残留応力の立場から無限板と考える。 $T_{av}^* \leq 0.4$ の場合を対象としている。記号は Fig. 4-5 と第2章の文字を使用している。相変態が残留応力分布に影響を与えない材料の残留応力分布は式(2-1)で与えられる。相変態を生じる領域は最高温度が A_c の温度以上に上昇する点であり、 A_c 点の温度 θ_c まで温度上昇する点 y_1' は瞬間平面熱源の温度上昇式より次式となる。

$$y_1' = 0.242 Q / c \rho \lambda (\theta_c - \theta_i) \quad (4-3)$$

Fig. 4-3, Fig. 4-6 より溶接部の残留応力 σ_0 は次の事実より与えられる。すなわち、変態を開始する前は溶接部の応力は引張降伏応力 $\sigma_Y(\theta_r)$ 上にあること、1次元熱弾塑性解析によると変態ひずみ ϵ_r による応力変化は $E\epsilon_r$ であること、相変態終了後の応力変化が4.3.2項より $E\alpha(\theta_r - \theta_i - T_{av})$ であることより、

$$\left. \begin{aligned} E\epsilon_r < 2\sigma_Y(\theta_r) \quad \sigma_0 &= \sigma_Y(\theta_r) - E\epsilon_r + E\alpha(\theta_r - \theta_i - T_{av}) \\ E\epsilon_r \geq 2\sigma_Y(\theta_r) \quad \sigma_0 &= -\sigma_Y(\theta_r) + E\alpha(\theta_r - \theta_i - T_{av}) \end{aligned} \right\} (4-4)$$

ただし $\sigma_0 > \sigma_Y(\theta_i + T_{av})$ の場合には $\sigma_0^* = 1.1$

応力 σ_1^* は4.3.2項と式(2-1)、式(4-3)より次式となる。

$$\left. \begin{aligned} y_1 \geq y_1' \quad \sigma_1^* &= 1.1 \\ y_1 < y_1' \quad \sigma_1^* &= 1.35(y_1' - y_1)/(y_1 - y_2) + 1.1 \end{aligned} \right\} (4-5)$$

応力 σ_2^* は残留応力のバランスを満足するため次式となる。

$$\sigma_2^* = 2(1.1 - \sigma_0^*)y_1'/(y_3 - y_2) - 0.25 \quad (4-6)$$

上式(4-3)~(4-6)より適用範囲 $\theta_i \leq 0.204$ (第2章参照)の範囲内で、相変態のある材料の残留応力分布は求まる。

Table 4-4 Conventional formulae for calculating residual stress distributions for high strength steels in groove weld

Residual stress (kg/mm ²)	Location (cm)
$E_r < 9.5 \times 10^{-5} (1 - \theta_r/830) \sigma_0$; $\sigma_0 = (1 - \theta_r/830) \sigma_0 + 0.252 (\theta_r - \theta) - 21000 E_r$	$x_1 = 0.262 Q/h (723 - \theta)$
$E_r \geq 9.5 \times 10^{-5} (1 - \theta_r/830) \sigma_0$; $\sigma_0 = -(1 - \theta_r/830) \sigma_0 + 0.252 (\theta_r - \theta)$	$x_2 = 5.5 \times 10^{-2} Q/h \sigma_0$
$x_1 \geq x_2$; $\sigma_1 = 11 \sigma_0$	$x_3 = 0.33 Q/h \sigma_0$
$x_1 < x_2$; $\sigma_1 = 1.35 \sigma_0 (x_1 - x_2) / (x_1 - x_2) + 11 \sigma_0$	$x_4 = 0.02 Q/h \sigma_0$
$\sigma_r = 2 (11 \sigma_0 - \sigma_0) x_1 / (x_3 - x_2) - 0.25 \sigma_0$	

Note: Value of σ_0 is not more than 110%

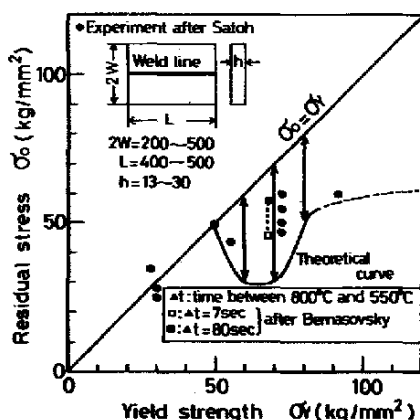


Fig. 4-8 Relation between residual stress σ_0 and yield strength σ_Y

力分布が評価できることがわかる。また、Bernasovsky⁴⁸⁾の実験値も Fig. 4-8 に□印で示している。彼が冷却速度を変化させた時の残留応力分布の実験値によると冷却速度の違い ($\Delta t = 80 \text{ sec}$) 場合の残留応力値が冷却速度の違い ($\Delta t = 7 \text{ sec}$) 場合に比べて大きくなっている。このことは冷却速度の違いの場合の方が相変態開始温度 θ_r が大きくなることより説明できる。(Fig. 4-5 参照)

Table 4-4 は高張力鋼の残留応力分布を求める略算式を示している。Table 4-4 より $\theta_i \leq 0.2 \theta_r$ の範囲内の全体一様予熱温度であれば、冷却中の相変態開始温度 θ_r 、変態ひずみ E_r 、予熱温度 θ_i 、常温での降伏応力 (厳密には 0°C での降伏応力) σ_Y 、単位溶接長さ当りの入熱 $Q (\text{cal/cm})$ の情報を与えられると高張力鋼の残留応力分布は求まる。

Fig. 4-8 は佐藤⁵⁹⁾が整理した鋼の常温での降伏応力 $\sigma_Y = \sigma_{Y0}$ と溶接部の応力 σ_0 の関係の実験値と Table 4-3 の変態条件、Table 4-4 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バラツキ範囲がほぼ一致していることより、Table 4-4 の略算式で相変態のある材料の残留応

4.4 溶接変形

4.4.1 相変態の影響

Fig.4-9, Fig.4-10は高張力鋼HT80と9%Ni鋼の横収縮・横曲り変形の実験値を第3章で明らかにした入熱の Q/h^2 で整理したものである。図中の破線は第3章で示した軟鋼の実験曲線で、Fig.4-9の破線はGMAWによる軟鋼の実験曲線であり、実線はHT80、9Niの実験曲線である。

Fig.4-9, Fig.4-10よりHT80、9Niの実験値は $Q/h^2 \leq 2000 \text{ cal/cm}^2$ の範囲では軟鋼の曲線よりも下にあるが、 $Q/h^2 > 2000 \text{ cal/cm}^2$

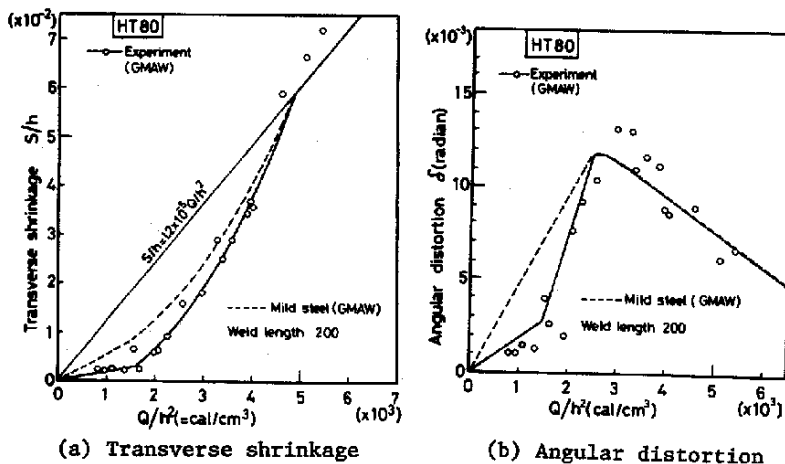


Fig.4-9 Comparison of welding deformations of mild steel and high strength steel HT80

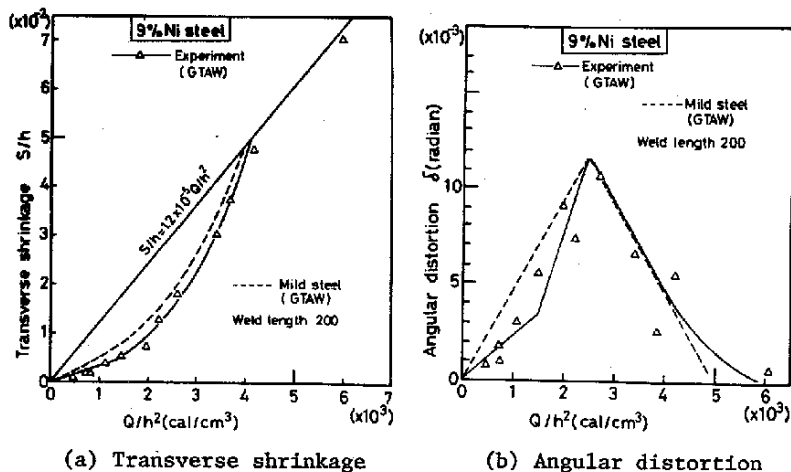


Fig.4-10 Comparison of welding deformations of mild steel and 9%Ni steel

の範囲では軟鋼の曲線に急速に近付き、 Q/A^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。

軟鋼とHT80、9Niの溶接変形が異なる原因として

①相変態

②降伏応力

の2点が考えられる。

降伏応力 σ_y が溶接変形におよぼす影響について考える。降伏応力 σ_y が大きくなると同一境界条件の場合には同じ入熱 Q 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、両端固定棒のモデルで塑性ひずみを考えた場合には弾性ひずみ ϵ_e 、塑性ひずみ ϵ_p 、熱膨張ひずみ $\alpha\theta$ の間には $\epsilon_e + \epsilon_p + \alpha\theta = 0$ の関係があり、降伏応力 σ_y が大きくなると ϵ_e は大きくなり、塑性ひずみ ϵ_p が発生するのに必要な熱膨張ひずみ $\alpha\theta_p$ 、すなわち温度 θ_p は大きくなる。そして、塑性ひずみ発生領域は温度 θ_p が大きくなることより、同一入熱では小さくなる。そこで、残留塑性ひずみにおよぼす降伏応力 σ_y の効果を次のように仮定し、降伏応力 σ_y が溶接変形におよぼす影響を調べた。

[仮定]

- ① 熱源直下の最高温度は半無限板の表面に瞬間線熱源を与えた時の熱伝導で決まる。
- ② 残留塑性ひずみ ϵ_{pr} は板厚方向 y (Fig. 4-11 (a)の図中参照)の関数で次式のように与えられる。

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

ただし、 $h y$: $y = y$ における θ_p 等温度曲線の半幅
 h : $y = 0$ における θ_p 等温度曲線の半幅

- ③ 溶接変形はFig. 4-11 (a)の図中に示す矩形ABCDの変形で決まる。

以上の仮定のもとに溶接変形を求めると次式が得られる。(4-7)

$$\left. \begin{aligned} B \leq 1 \quad & S/h = \pi \alpha (\theta_M - \theta_p) B^2/4 \\ & \delta = \alpha (\theta_M - \theta_p) (3\pi B^2/4 - 2B^3) \\ B > 1 \quad & S/h = 0.5 \alpha (\theta_M - \theta_p) \left\{ \sqrt{B^2 - 1} + B^2 \sin^{-1}(1/B) \right\} \\ & \delta = \alpha (\theta_M - \theta_p) \left\{ 2(B^2 - 1)^{3/2} - 2B^3 + 1.5 \sqrt{B^2 - 1} + 1.5 \sin^{-1}(1/B) \right\} \end{aligned} \right\} (4-7)$$

ただし $B = b/A$

Fig. 4-11は式(4-7)を用いて降伏応力 σ_y (すなわち $\theta_p = \sigma_y / E\alpha$)が溶接変形におよぼす影響を調べたものである。Fig. 4-11 (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

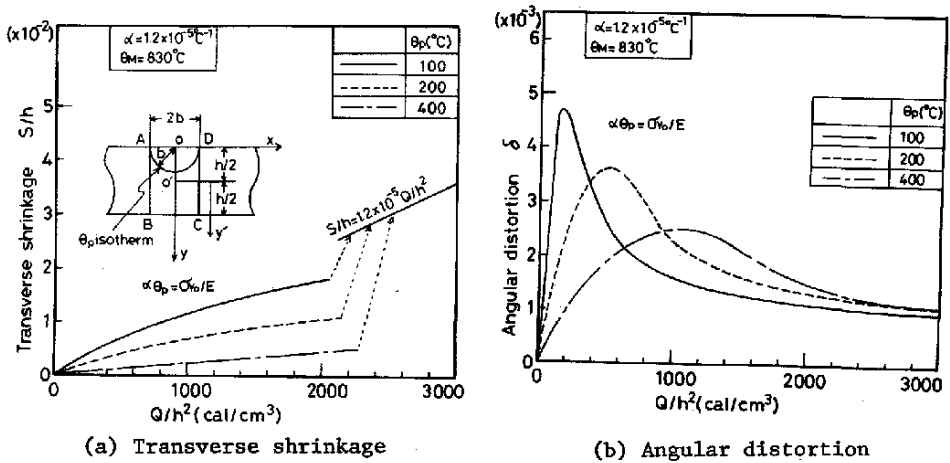


Fig.4-11 Effect of temperature θ_p relating plastic strain on welding deformations

上となると熱膨張量がすべて横収縮になるという事実 ($S/h = 1.2 \times 10^{-5} \theta_p/h^2$) をつけ加えている (Fig.3-1, Fig.3-2 参照.)

Fig.4-11 より入熱のパラメータ θ/h^2 が小さい場合には横収縮・横曲り変形は θ_p が 2 倍 (すなわち降伏応力が 2 倍) になると約半分減少していること、 θ/h^2 が大きい場合には横収縮・横曲り変形は θ_p の影響を受けにくいことがわかる。

以上のことは定性的には次のように考えられる。入熱 θ/h^2 が小さい場合には Fig.4-11 (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であり、溶接変形に θ_p または σ_p が寄与する割合が大きくなる。しかし入熱 θ/h^2 が大きい場合には θ_p 等温度曲線の半径長は板厚 h よりも大きくなり、 θ_p 等温度曲線は板厚 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 の等温度曲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 または σ_p よりもむしろ θ_M の影響を受けようになり、降伏応力 σ_p 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.4-12 は Fig.4-9, Fig.4-10 の HT80, 9Mn の実験値を入熱のパラメータ θ/h^2 で整理したものである。9Mn は熱源形状が溶接変形に影響を与えない $\theta/h^2 \leq 3000$ (cal/cm^2) の範囲の実験値のみ載せている (3 章参照)。

Fig.4-12 によると入熱のパラメータ θ/h^2 が小さい場合には

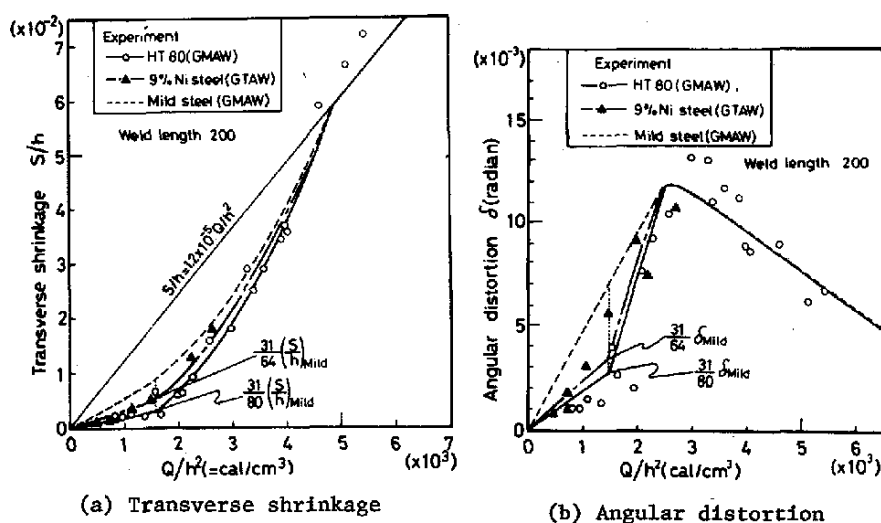


Fig.4-12 Comparison of welding deformations among mild steel, high strength steel HT80 and 9%Ni steel

HT80と9%Niの実験値と比較すると相変態の効果が大きいと考えられる9%Niの実験値 (Table 4-3参照)の方がHT80の実験値よりもむしろ上であり、相変態では実験値は説明できない。また、 $Q/h^2 \geq 2500 \text{ cal/cm}^2$ の範囲では軟鋼の破線とHT80、9%Ni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.4-9, Fig.4-10, Fig.4-12においてHT80、9%Niの曲線は $Q/h^2 \leq 1500 \text{ cal/cm}^2$ の範囲で、軟鋼の実験曲線 $SMild$, $(S/h)Mild$ に降伏応力を掛けて求めたものである。 $Q/h^2 \leq 1500 \text{ cal/cm}^2$ の範囲で実験値と曲線がほぼ一致していることより、降伏応力の相異で溶接変形の実験値は説明でき、相変態が溶接変形におよぼす効果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 、塑性ひずみ ϵ_p 、熱膨張ひずみ $\alpha \Delta \theta$ 、変態ひずみ ϵ_r の和で次式のように与えられる。

$$\epsilon = \epsilon_e + \epsilon_p + \alpha \Delta \theta + \epsilon_r$$

上式において、溶接長が200mmと長く自拘束が大きい場合には変態ひずみ ϵ_r による見かけのひずみの変化は小さくなり、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、溶接変形は相変態の影響を受けにくく、残留応力は受けやすいことがわかる。

4.4.2 高張力鋼の溶接変形の略算式

4.4.1項で明らかになった事実と Fig. 4-12 の高張力鋼と 9%Ni 鋼板上に GMAW を用いたビード溶着で発生する横収縮・横曲り変形の略算式を求める。

4.4.1項によると、入熱のパラメータ Q/h^2 が小さい場合には溶接変形は軟鋼の実験曲線に降伏応力比を掛けねばよいこと、入熱のパラメータ Q/h^2 が大きい場合には軟鋼と HT80, 9%Ni の溶接変形に差がないことの 2 つの実験事実より、Table 4-5 に示す溶接変形の略算式が導かれる。

Fig. 4-13 は図中に示す T 型すみ肉溶接継手の溶接変形に Table 4-5, Table 3-2 のビード溶着の溶接変形略算式を適用したものである。Fig. 4-13(a) は佐藤⁽⁴⁾の軟鋼の実験値と明石⁽⁶⁾らの軟鋼の実験値に軟鋼の略算式 Table 3-2 を適用したものであり、Fig. 4-13(b) は明石⁽⁶⁾らの HT80 の実験値に高張力鋼の略算式 Table 4-5 を適用したものである。図によると実験値は計算値よりも少し高めに出的ているが、略算式で T 型すみ肉継手の溶接変形を評価してもよいと思われる。また、Fig. 4-13(b) に Table 4-5 の略算式が適用できたことより、高張力鋼の溶接変形に相変態が寄与しないことが実証された。なお、T 型すみ肉継手の実験値が Q/h^2 の大きい所で計算値よりも高くなっているのは T 型すみ肉の縦板と横板がすみ溶接部を介して引張り合う効果があったものと思われる。

T 型すみ肉継手の溶接変形は Fig. 4-13(a) の図中に示すように入熱 Q のかわりに 1 回のすみ肉溶接につき入熱 Q が水平板に heat flux により $2/3 Q$ 与えられると考え、溶接が 2 回行なわれる事より、Table 3-2 の略算式より求まる変形を 2 倍することにより求めた。

Table 4-5 Conventional formulae for calculating welding deformations for high strength steel and 9%Ni steel in bead-on-plate test

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

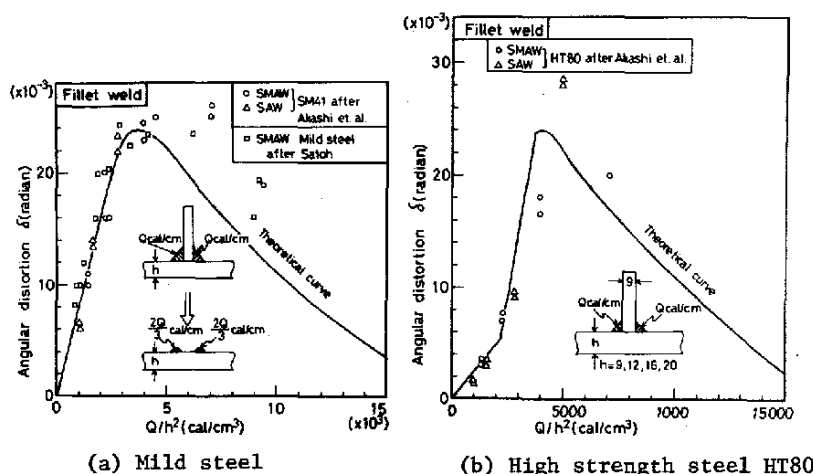


Fig.4-13 Comparison of theoretical value with experimental data of angular distortion in fillet welded joint

4.5 結論

本章はオ1～オ3章までで取り扱っていない相変態が残留応力・溶接変形におよぼす影響を実験と2次元有限要素法熱弾塑性解析により明らかにしたものである。本章で得られた結論を要約すると次の通りである。

- (1) 冷却中の相変態は溶接部の残留応力に大きな影響を与えるだけでなく、残留応力のバランスを保つために、溶接部から離れた点の残留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開始温度 θ_t によって大きく異なる。
- (3) 予熱温度 θ_i は降伏応力 σ_y が大きい場合には残留応力分布に大きな影響を与える。(式(4-1)、Fig.4-6参照)
- (4) 相変態が残留応力分布におよぼす影響を評価した略算式を導いた。(Table 4-4参照)
- (5) 溶接長が200mmと長く、自拘束が大きいと考えられる場合には相変態は溶接変形にあまり影響を与えないことを高張力鋼HT80、90%Ni鋼の実験により示した。そして、高張力鋼と軟鋼の溶接変形の相違は降伏応力 σ_y にあることを計算により明らかにした。
- (6) 高張力鋼の溶接変形におよぼす降伏応力の影響を評価し、高張力鋼の溶接変形を求める略算式を導いた。(Table 4-5参照)

第5章 多層突合せ溶接における残留応力分布と溶接変形

5.1 緒言

第1章から第4章までで溶接諸条件が残留応力・溶接変形におよぼす影響を取り扱い、単層突合せ継手の残留応力分布やビード溶着の溶接変形などの基本継手における残留応力・溶接変形が熱弾塑性パラメータを用いると系統的に取り扱え、溶接諸条件と残留応力・溶接変形の関係が把握しやすいことを示した。

溶接構造物は単層突合せ継手で作られることは少なく、大部分は多層溶接で行われている。多層溶接では多重熱サイクルや開先角度などの多層溶接に特有の諸要因がある。

本章では第1章から第4章までの基本継手の知見をもとに、多層突合せ継手を取り扱い、多層溶接に特有の諸要因が残留応力・溶接変形におよぼす影響について考察している。

5.2 実験

多層溶接の残留応力分布・溶接変形の実験はFig.5-1に示すような拘束治具を用い、V開先突合せ継手で行った。初層溶接では溶着金属の落け落ちを防ぐため、固形fluxの板を溶接部裏面に当てた。

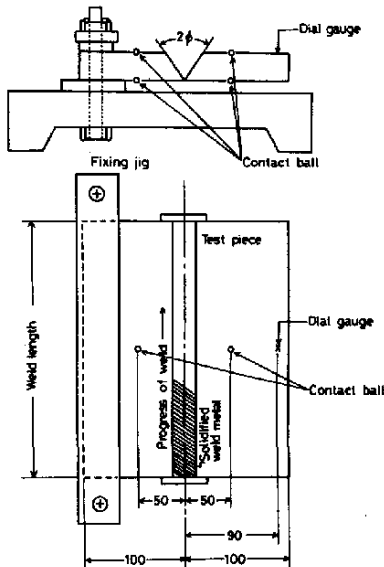


Fig.5-1 Experimental apparatus of residual stress distributions and welding deformations in multipass welded butt joint

残留応力分布は軟鋼を用いて、板厚30mm、板幅100mm、板の長さ300mmで開先角度30°の板にGMAWで1パス当り溶接電流400A、溶接電圧25V、溶接速度25cm/min.の溶接条件で5パス溶接した試験片について、第2章と同じ方法で測定した。

溶接変形はFig.5-1に示すように溶接線の中央断面で行い、横曲り変形は第3章と同様にダイヤルゲージ(1/100mm)で測定し、横収縮はコンタクトボールとpendulum計を用いて、測定した。溶接変形の実験は軟鋼(SS41)、Al合金(Al5083-0)の2種の材料を用い、Table.5-1に示すように板幅Bを一定にして、板の長さL、板厚t、開先角度2θ、溶接入熱Qおよび溶接法

を変化させを行った。溶接法は軟鋼の場合にはガスシールドアーク溶接(GMAW)と被覆アーク溶接(SMAW)を使用し、Al合金の場合にはGMAWを使用した。

Table 5-1 Experimental conditions and data

Material	Length L(mm)	Thickness h(mm)	Width W(mm)	Groove angle ϕ (deg.)	Heat input Q(cal/cm)	Transverse shrinkage S(mm)	Angular distortion $\delta(\times 10^{-2}\text{rad.})$	Welding process
SS41	100	30	100	60	4000	1.24	3.84	GMAW
	200					1.50	4.96	
	300					2.18	5.93	
	500					2.14	5.48	
	300	30	100	60	2660	2.22	6.81	
					3000	2.19	5.35	
					6000	2.16	4.86	
	300	45	100	60	6000	3.35	7.23	
	300	30	100	30	4000	1.35	3.51	
				45		1.51	4.40	
				90		3.75	11.24	
A15083-0	300	30	100	60	3300	5.34	14.62	SMAW
					2100	3.42	8.75	GMAW
						4.43	9.08	

Table 5-2 Chemical compositions and mechanical properties of mild steel and Al alloy

(a) SS41

Chemical composition (%)						Y.S.	T.S.	El.
C	Si	Mn	P	S		(kg/mm ²)	(kg/mm ²)	(%)
0.14	0.18	0.83	0.026	0.016		29.3	46.9	31.7

(b) A15083-0

Chemical composition (%)								P.S.	T.S.	El.
Cu	Si	Fe	Mn	Mg	Cr	Ta	Zn	(kg/mm ²)	(kg/mm ²)	(%)
0.04	0.09	0.22	0.48	4.5	0.15	0.02	Tr	13.8	30.9	29.0

T.S.: Tensile strength
Y.S.: Yield strength
P.S.: Proof strength
El.: Elongation in 30mm

実験結果を整理するのに必要な材料定数として軟鋼の場合には、密度 $\rho=7.8\text{g/cm}^3$ 、GMAWの比溶熱^{注)} $D=1000\text{cal/g}$ 、SMAWの比溶着熱^{注)} $D=2000\text{cal/g}$ 、Al合金の場合には密度 $\rho=2.64\text{g/cm}^3$ 、GMAWの比溶着熱^{注)} $D=2000\text{cal/g}$ を用いた。実験結果をTable 5-1に示す。なお、板の初期温度は15~25°Cの範囲であった。実験で用いた材料の化学組成と機械的性質をTable 5-2に示す。

注)比溶着熱Dの値は文献(49)に示されている比溶融量の実験値を参考にして決定した。

5.3 残留応力分布におよぼす溶接諸条件の影響

溶接線方向の残留応力分布におよぼす多重溶接の影響は主として多重熱サイクルの影響として取り扱える。そこで、多重熱サイクルとパス間温度・相変態が組み合わさった場合の残留応力について考察する。

5.3.1 多重熱サイクルの影響

Fig. 5-2 の○印は軟鋼を多層盛突合せ溶接した時の残留応力分布の実験結果である。図中の曲線のうち2点鎖線は1パス当りの入熱 4000 cal/cm より求まる平均温度上昇 $T_{av} = 67^\circ\text{C}$ に対して、才2章の Fig. 2-5 (or Fig. 2-4) より求めた計算値で、その他の曲線は1次元熱弾塑性解析による計算値である。多重熱サイクルの解析にあたっては次の考え方をした。単層突合せ溶接の場合には溶接線から離れた母材部の圧縮残留

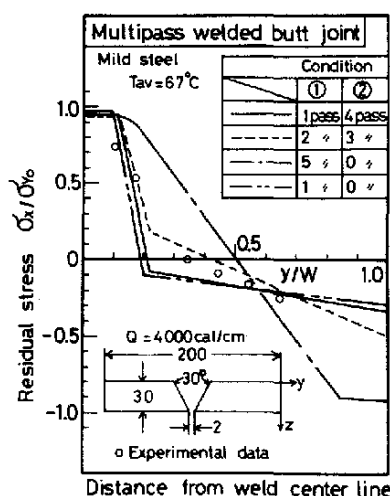


Fig. 5-2 Effect of boundary conditions on residual stress distributions

応力の分布特性は才2章で示したように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。したがって、多層突合せ溶接の場合にも、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可能性がある。そこで図中に示す①、②の解析条件、すなわち、

- ① 溶接部が応力をもたず前の状態で母板が2枚の別々の板として等動する回転変形を考慮した解析条件
- ② 母板はつねに一枚板として等動する。すなわち、母板の回転変形を許さないように考慮した条件。

の解析条件を組み合わせて、残留応力分布を求めた。

図中の実線は才1パス(初パス)のみの回転変形を許した場合で Fig. 2-5 より求めた計算値とほぼ一致している。破線は才2パスまで回転変形を許した場合、一点鎖線は才5パスまですなわち全パス数で回転変形を許した場合である。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、本実験のように平均温度上昇 T_{av} が高く、母板の回転変形が数パスまで生じる場合には単層突合せ継手の残留応力分布を評価した Fig. 2-5 を利用して、多層突合せ継手の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ため、母板の回転変形が才1パスの溶接時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. 2-5 より求めた Table 2-2 の略算式を多層突合せ溶接に適用してもさしつかえないと思われる。

5.3.2 パス間温度・予熱温度の影響

Fig. 5-2は各パス毎に室温まで冷却したとしての解析結果と実験結果であるが、多層溶接では溶接部の温度がある一定温度（たとえば100～200℃）になれば、次の溶接を行う連続多層溶接が一般に行われている。そこで、溶接部の温度すなわち、パス間温度 θ_0 が残留応力におよぼす影響を調べた。

Fig. 5-3は1次元熱弾塑性解析により、パス間温度 θ_0 が残留応力分布におよぼす影響を調べたものである。解析は軟鋼の材料定数を使用して、全パス数5で最初の2パスまでは回転変形を許し、後の3パスは回転変形を許さない条件で行った。図によると100～200℃のパス間温度で軟鋼板を連続溶接した場合には残留応力の特徴的な座標 y_1, y_2 (Fig. 2-3参照)は単層溶接での y_1, y_2 の値よりも約25～50%程度大きくなっている。これはパス間温度 θ_0 が一定の場合には

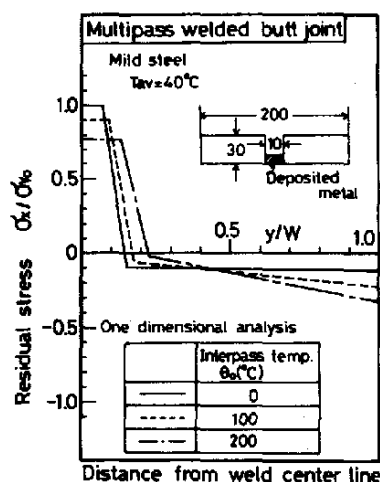


Fig. 5-3 Effect of interpass temperature θ_0 on residual stress distributions

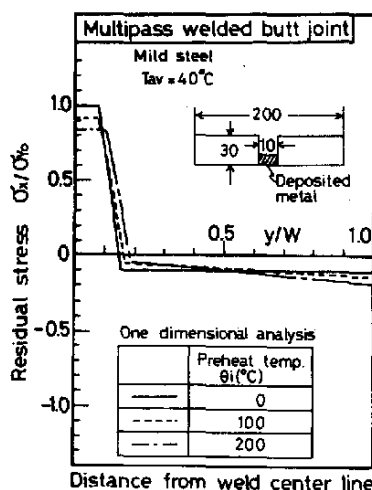


Fig. 5-4 Effect of uniform initial or preheat temperature on residual stress distributions

パス数増加とともに溶接部に多くの熱量が蓄積され、塑性ひずみと関係する最高温度領域が広がることに起因しているように思われる。

Fig. 5-4は板を一樣予熱温度 θ_1 に予熱して多層突合せ溶接した時の残留応力分布を示している。解析条件はFig. 5-3と同一である。図によると一樣予熱温度 θ_1 が大きくなると残留応力の特徴的な座標 y_1, y_2 は少し増加する傾向にあるが、才2章の単層溶接における残留応力分布におよぼす予熱温度 θ_1 の影響を1次元解析した結果Fig. 2-7と比較すると、Fig. 5-4の y_1, y_2 は多重熱サイクルの影響をほぼ

受けていないことがわかる。(Fig. 2-7 $T_{\text{tan}} = 0.25$ は軟鋼で $T_{\text{tan}} = 30^\circ\text{C}$ に相当し、 $T_{\text{tan}} \leq 0.4$ では Y_1, Y_2 は T_{tan} に比例することより Fig. 2-7 と Fig. 5-4 は比較できる。)

5.3.3 相変態の影響

Fig. 5-5 は Table 1-1 の高張力鋼の材料定数をもつて、冷却過程で最高温度が 723°C 以上に上昇した領域に $\theta_r = 450^\circ\text{C}$ で相変態 $E_t = 0.007$ が生じる材料を対象とし、溶接部近傍の残留応力分布におよぼす一様予熱温度 θ_0 の影響を調べたものである。解析は1次元熱弾塑性理論を使用し、平均温度上昇 31°C で5パス溶接を行った。図によると一様予熱温度 θ_0 が上昇すると溶接部の応力は急激に低下するが、引張応力の発生領域は少し増加する程度であることがわかる。また、Fig. 4-7 の単層突合せ溶接における残留応力分布と比較すると多層溶接の残留応力分布とほぼ一致しており、相変態を有する材料でも、平均温度上昇が低い場合には単層突合せ溶接の残留応力分布を多層突合せ溶接の残留応力分布として使用してもよいと思われる。

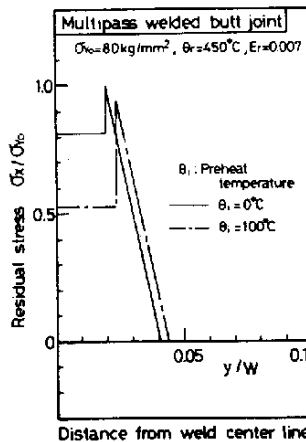


Fig. 5-5 Effect of preheat temperature on residual stress distributions

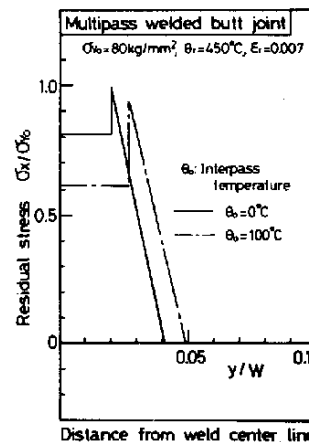


Fig. 5-6 Effect of interpass temperature on residual stress distributions

Fig. 5-6 は Fig. 5-5 と同一材料を使用し、パス間温度 θ_i の影響を調べたものである。Fig. 5-5, Fig. 5-6 を比較すると残留応力分布の発生領域はパス間温度 θ_i を一定に保った方が大きくなっていること、溶接部の残留応力値は似かかっていることがわかる。したがって、パス間温度一定での残留応力分布は一様予熱での残留応力分布を発生領域だけ $10 \sim 20\%$ 大きくしたものと考えておけばよいと思われる。なお、パス間温度一定の Fig. 5-6 の残留応力分布が Fig. 5-5 の一様予熱温度の残留応力分布よりも発生

領域が大きくなるのはパス間温度一定の場合には溶接部に保有熱量が多くなることにある。

5.4 溶接変形におよぼす溶接諸条件の影響

多層溶接の溶接変形は古くから多くの研究者により研究されているが^{(45)~(48)}開先形状・板厚・入熱などの各種要因の影響を系統的に論じた報告は少なく実験結果を報告した論文が多い。このため、今までの研究では各種要因が溶接変形におよぼす影響を明らかにするに至っていない。

本節ではまずビード溶着の溶接変形略算式を利用して、多層溶接の溶接変形を求めるオノ近似的手法を示し、多層溶接の溶接変形に影響を与える要因を分類した。

次に、溶接諸条件を変えた多層溶接の実験を行ない、オノ近似的手法で導いた計算結果と比較考察して、各種要因が溶接変形におよぼす影響を明らかにした。

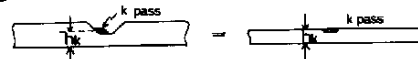
5.4.1 溶接変形を求める近似的手法

多層溶接の溶接変形はFig. 5-7に示す3つの機構で発生していると考え、溶接変形を求めた。すなわち、

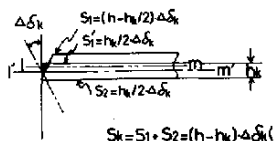
① 初パス溶接において、2枚の母板が溶接により1枚の母板になる機構により発生する溶接変形。この場合の横収縮については佐藤⁽⁴¹⁾が導いた理論式があるが、横曲り変形については十分な考察が行われていないので、下記②

1. First pass $h \geq h_{cr}$ $S = \alpha Q_0 h_{cr}$ ($h_{cr} = \sqrt{Q_0 / c_p \rho r}$)
 $h < h_{cr}$ $S = \alpha Q_0 h_{cr}^2 / h$

2. k pass ($k > 1$)



3. Influence of angular distortion towards transverse shrinkage



$$S_1 = (h - h_k/2) \Delta \delta_k$$

$$S_2 = h_k/2 \Delta \delta_k$$

$$S_k = S_1 + S_2 = (h - h_k) \Delta \delta_k \text{ (V-groove)}$$

Deformation of multipass welded butt joint

Fig. 5-7 Generating mechanism of welding deformations of multipass welded butt joint

のビード溶着での横曲り変形を便宜上を用いることにする。

② オノ2パス以後の溶接はFig. 5-7の図中に示すように1枚板の母板の上に行われ、①の溶接変形と発生機構が異なる。そこで、オノ1パス以後の各パス毎に生じる溶接変形増分が図中に示すように各パス溶接後ののど厚に等しい板厚をもつ板にビード溶着が行われた時の溶接変形に等しいと仮定

し、オノ3章のビード溶着の溶接変形の略算式(3-5)を適用した。

③ 多層溶接の場合にはFig. 5-7に示すように板厚 h の中立軸 lm とオノ

パス溶接後ののり厚さの中立軸 $l'm'$ が異なることによっても横収縮が発生する。すなわち、オカパス溶接時に発生する横曲り変形 $\Delta\delta_k$ により母板表面は収縮 $2S_1$ 、母板裏面は収縮 $2S_2$ を生じ、母板全体としての横収縮 $S_k(=S_1+S_2)$ が生じる。この横収縮 S_k はオカパス溶接時に生じる横曲り変形 $\Delta\delta_k$ とのり厚さおよび板厚 h により求められる。

以上の3つの溶接変形の発生機構を考慮すれば多層溶接の溶接変形が求められる。

Fig. 5-8に示すX開先——Backingパス側の開先角度 $2\phi_1$ 、開先深さ h_1 、Finishingパス側の開先角度 $2\phi_2$ 、開先深さ h_i 、板厚 h ——を1パス単位溶接長当たりの入熱 Q (cal/cm)、比溶着熱 D (cal/g)の溶接法で多層溶接する場合について、溶接変形を求める。Backingパス側をオカパス溶接した時、入熱のパラメータ Q/h_k^2 はBackingパス側を全部溶着するのに必要なパス数 N_1 と次の関係にある。

$$\left. \begin{aligned} h_k &= \sqrt{k/N_1} \cdot h, & N_1 &= PD h_1^2 \tan \phi_1 / Q \\ \therefore Q/h_k^2 &= PD \tan \phi_1 / k \end{aligned} \right\} \quad (5-1)$$

Finishingパス側をオカパス溶接した時、入熱のパラメータ $Q/(h_1+h_i)^2$ はFinishingパス側を全部溶着するのに必要なパス数 N_2 と次の関係にある。

$$\left. \begin{aligned} h_i &= \sqrt{i/N_2} (h-h_1) & N_2 &= PD (h-h_1)^2 \tan \phi_2 / Q \\ \therefore Q/(h_1+h_i)^2 &= PD \tan \phi_2 \cdot (1-h_1/h)^2 / \left\{ \sqrt{i} (1-h_1/h) + \sqrt{N_2} h_1/h \right\}^2 \end{aligned} \right\} \quad (5-2)$$

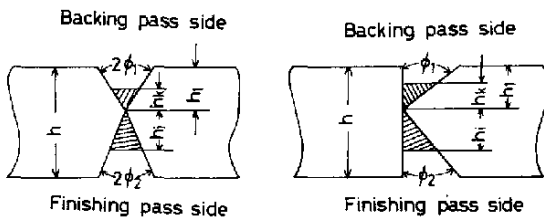


Fig. 5-8 Types of groove welds

上記の式(5-1)、(5-2)をビード溶着の溶接変形の略算式(3-5)に代入すれば、多層溶接のオカパス(またはオカパス)溶接時の横収縮増分、横曲り変形増分が求められる。なお、ビード溶着の溶接変形の略算式(3-5)の適用範囲外にある材料または溶接法の場合にはその材料または

溶接法でビード溶着の実験を行い、Fig. 3-1に示すように入熱のパラメータ Q/h^2 で横曲り変形 δ 、横収縮 S/h を整理した図を求めればよい。多層溶接の最終の溶接変形は上記の考えにより、次の関数で与えられる。(附録5-I参照)

$$S/h \text{ or } \delta = f(N_1, N_2, \phi_1, \phi_2, D, h_1/h, \text{材料定数}) \quad (5-3)$$

5.4.2 溶接諸条件の影響

実験は試験材の板厚が $t=30\text{mm}$ 、 45mm とおおよそ厚くないので、5.2 節で示すように ∇ 開先で行った。したがって、各種要因が溶接変形におよぼす影響は主として ∇ 開先について考察した。

(1) 入熱と板厚の影響

Fig. 5-9 は式 (5-3) の因子を参考にして、縦軸に横収縮 δ を板厚 t で割った δ/t と横曲り変形 δ を取り、横軸に開先断面を溶着するのに必要な総パス数 N を取って、軟鋼の実験値と式 (D-3) の計算曲線を示している。実験は開先角度が 60° と一定で、1 パス単位溶接長当りの入熱 Q (cal/cm) と板厚 t (mm) を変化させて行った。図によると実験値は計算値よりもおおよそ $10 \sim 20\%$ 程度小さいが、両者の傾向はおおむね一致している。また、15 パスにおける $t=30\text{mm}$ 、 $Q=2660\text{cal/cm}$ の実験値 Δ 印と $t=45\text{mm}$ 、 $Q=6000\text{cal/cm}$ の実験値 ∇ 印がほぼ一致していることがわかる。以上のことより、近似計算手法によって、多層溶接の溶接変形を評価しても差しつかえないと思われる。そこで、開先角度 $2\phi=30 \sim 90^\circ$ 、材料の $\rho \times 70 \times 10^{-6} = 4 \sim 12$ と変化させて、入熱と板厚が溶接変形におよぼす影響を計算で調べた。その結果、次式が導かれた。

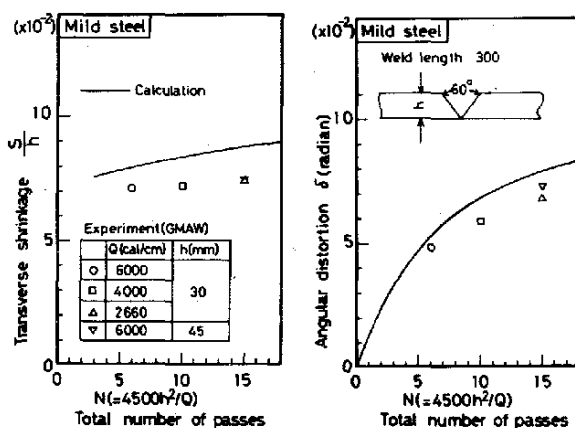
$$\delta/t \propto (Q/t^2)^{0.25} \quad S_{\text{Mild}} \propto (Q/t^2)^{0.25} \quad S_{\text{Al}} \propto (Q/t^2)^{0.25} \quad S_{\text{SS}} \propto (Q/t^2)^{0.30}$$

ただし、

S_{Mild} : 軟鋼の横曲り変形
 S_{Al} : Al5083-O の横曲り変形
 S_{SS} : SUS310 の横曲り変形
 適用範囲 $Q/t^2 \leq 500\text{cal/cm}^2$

式より $Q/t^2 \leq 500\text{cal/cm}^2$ の範囲で次のことがわかる。

- ① 横収縮 δ は 1 パス当りの入熱 Q (cal/cm) が大きくなるか板厚 t (cm) が小さくなると減少する傾向にある。特に、軟鋼の場合には横収



(a) Transverse shrinkage (b) Angular distortion

Fig. 5-9 Effect of heat input and thickness on welding deformations

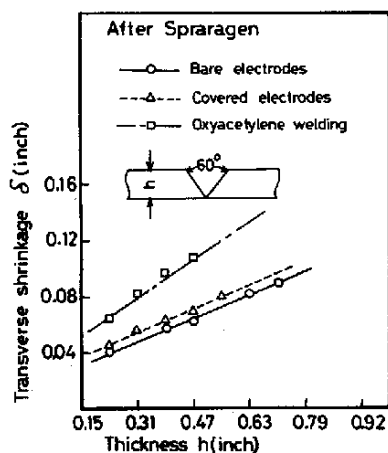


Fig. 5-10 Relation between thickness and transverse shrinkage by Spraragen

縮 δ は入熱 Q の影響をあまり受けて、板厚 h に比例する。

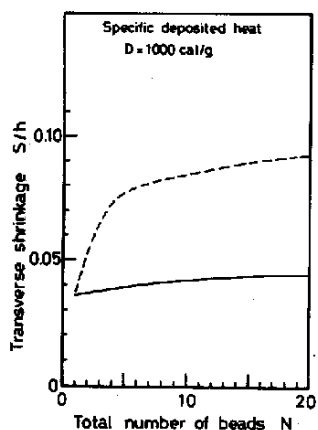
② 横曲り変形 δ は入熱 Q の4乗根に反比例し、板厚 h の平方根に比例する。

Fig. 5-10 は Spraragen³⁹⁾ がまとめた軟鋼における横収縮の実験結果である。図によると横収縮 δ は溶接方法にかかわらず、板厚 h に比例していることがわかる。このことより、上記結論の①が妥当であることがわかる。

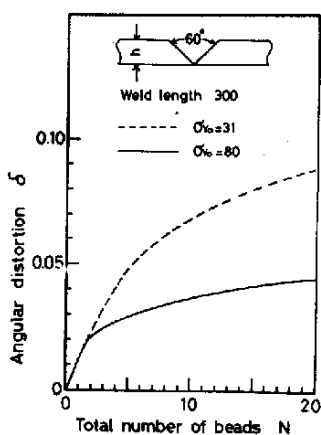
(2) 降伏応力の影響

高張鋼のビード溶着での溶接変形は4章で明らかにしたように、相変態の影響をあまり受けて、降伏応力の影響を受ける。そこで、多層溶接の溶接変形におよぼす降伏応力の影響を鋼を対象として考察した。

Fig. 5-11 は降伏応力 31 kg/mm^2 、 80 kg/mm^2 の2つの材料の溶接変形を計算で求めたものである。計算には Table 3-2、Table 4-5 のビード溶着の略算式を使用した。図によるとパス数 N が約5パス以上になると降伏応力によって、横収縮と横曲り変形は大きく異なり、約10パス以上では横収縮と横曲り変形は降伏応力比2.5より20~30%小さくなっていくことがわかる。したがって、鋼の多層溶着での溶接変形は約



(a) Transverse shrinkage



(b) Angular distortion

Fig. 5-11 Effect of yield strength on welding deformations of multipass welded butt joint

10パス以上では降伏応力比より20~30%小さい値で軟鋼の溶接変形を割ることにより求められる。

Table 5-3 は長谷川⁵⁶⁾ の多層溶接の実験値を降伏応力比と比較したものである。Table 5-3 の軟鋼と HT80 と比2.2は2.7の20%減の値である。Table 5-3 より降伏応力比より20~30%小さい値を考慮すれば鋼の溶接変

Table 5-3 Comparison of theoretical value with experimental data

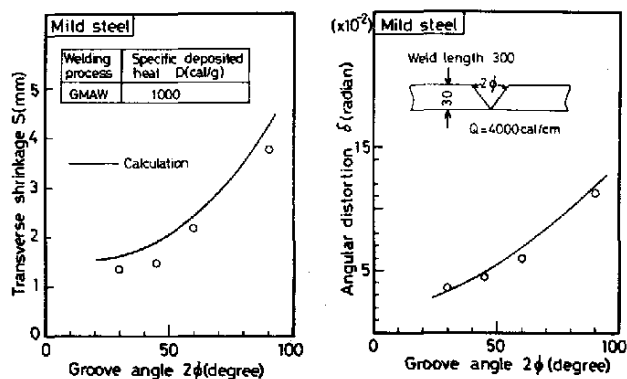
	Transverse shrinkage	Angular distortion	Yield strength
Mild steel	2.95mm	16.4×10^{-2} rad.	29.3kg/mm ²
HT80	1.41mm	7.7×10^{-2} rad.	80.0kg/mm ²
Mild steel HT80	2.1	2.1	2.7 (2.2)

形はほぼ評価できることがわかる。

(3) 開先形状の影響

Fig. 5-12 は横収縮 S 、横曲り変形 δ におよぼす開先角度 2ϕ の影響を示している。実験は軟鋼板を用い、板の長さ 300mm、板の巾幅 100mm、

板厚 30mm 単位溶接長さ当りの入熱 $Q = 4000 \text{ cal/cm}$ を一定として、開先角度 2ϕ を変化させて行った。図より実験値と計算値がほぼ一致していることがわかる。そこで、材料のパラメータ $\theta_M = 4 \sim 12$ 、入熱のパラメータ $Q/A^2 = 100 \sim 6000 \text{ cal/cm}^3$ を種々変化させて、開先角度 2ϕ が溶接変形におよぼす影響を計算で調べた。その結果、次式が導かれた。 $S/A \propto (\tan \phi)^{3/4}$ $S \propto (\tan \phi)^{3/4}$



(a) Transverse shrinkage (b) Angular distortion

Fig. 5-12 Effect of groove angle on welding deformations

ただし、

$$Q/A^2 \leq 500 \text{ cal/cm}^3 \text{ 成立}$$

と式によると開先角度が 60° 以上になると横収縮・横曲り変形が急激に増加し、開先角度が 60° から 110° になると変形が約 2 倍になることがわかる。

Fig. 5-13 は図中に示す $\times$ 開先の Al 合金を多層溶接した時に横曲り変形が零となる Backing パス側の総パス数 N_1 と Finishing

パス側の総パス数 N_2 の関係を示している。図中の $\circ$ 印は菅田⁴⁶⁾の実験値である。計算値と実験値が一致していることより、開先形状が変化した時の横曲り変形が零となるパス数 N_1 、 N_2 の関係が Fig. 5-13 より求められると思われる。

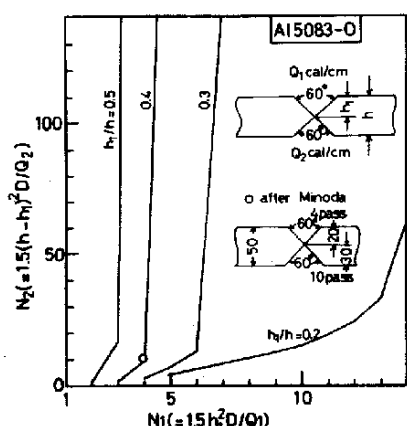


Fig.5-13 Relation between number of beads N_1 in backing pass side and number of beads N_2 in finishing pass side for angular distortion being zero

(4) 溶接法の影響

才3章のFig.3-8, Fig.3-9によると軟鋼をビード溶着した時の溶接変形は入熱のパラメータ $Q/h^2 \approx 2000 \sim 2500 \text{ cal/cm}^3$ の範囲。すなわち、板厚が薄い(のど厚が小さい場合に相当)が、入熱が大きい場合には溶接法の影響を受けること、 $Q/h^2 \leq 2000 \text{ cal/cm}^3$ の範囲、すなわち、板厚が厚い(のど厚が大きい)が、入熱 Q が小さい場合には、SAW, GMAW, GTAW, SMAWの溶接法の間では変化がないことがわかる。

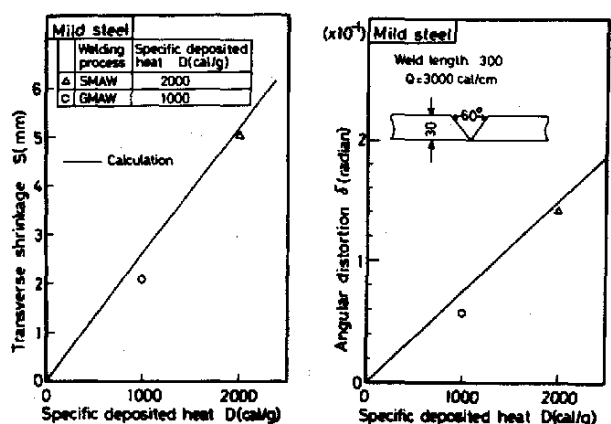
多層溶接の場合にはパス数を重ねるにつれて、のど厚が増加し、あるパス数以後は入熱のパラメータが $Q/h^2 \approx 2000 \text{ cal/cm}^3$ の条件を満足するに至る。通常の入熱条件の範囲ではこの条件を満足するパス数は数パス程度であって、数パス以後の溶接変形は上記4種の溶接方法では差異がないことになる。したがって、多層溶接の溶接変形を考える場合には溶け込み形状に極端な差異がない限り、才3章の式(3-5) (GMAWによるビード溶着での溶接変形の式)を使用して、溶接変形を求めてもよいと思われる。

多層溶接の場合には開先断面を溶着するのに必要な総パス数 N は開先形状が与えられると溶着金属 $1g$ 当りの入熱量をあらわす比溶着熱 D (cal/g) の関数となる。比溶着熱は安藤⁴⁹⁾によると溶接法が異なると変化する。このため、溶接法が多層溶接の溶接変形におよぼす影響を考える場合には比溶着熱は溶接法の違いを示す重要な因子となる。

Fig.5-14は溶接法としてGMAWを用い、線径 1.6 mm で多層溶接した場合の溶接変形とSMAWを用い、イルミナイト系溶接棒 B-17 (D4301) 4 mm で多層溶接した場合の溶接変形を横軸に比溶着熱 D を取って示している。図中の実線は計算曲線であり、実験値とはほぼ一致している。そこで、計算により比溶着熱が溶接変形におよぼす影響を調べると次式が導かれる。

$$S_a = \frac{D_a}{D_s} S_s \quad S_a = \frac{D_a}{D_s} S_s$$

ただし、 $Q/h^2 \leq 500 \text{ cal/cm}^3$ で成立

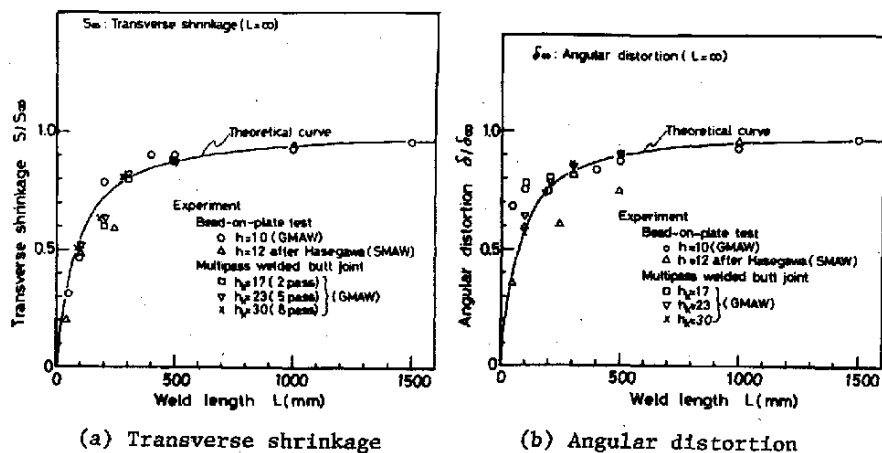


(a) Transverse shrinkage (b) Angular distortion

Fig.5-14 Effect of specific deposited heat on welding deformations

も大きいと報告されている⁴⁰⁻⁴²⁾。実施工では多層溶接が行われている。したがって、Al合金と軟鋼の溶接変形が多層溶接で異なる主な原因の一つとして比溶着熱(軟鋼では $D=1000$ cal/g、Al合金では $D=2000$ cal/g)があることが上式より予想される。以上より、溶接変形を小さくするには比溶着熱の小さい溶接法を用いればよいことがわかる。

(5) 溶接長の影響



(a) Transverse shrinkage

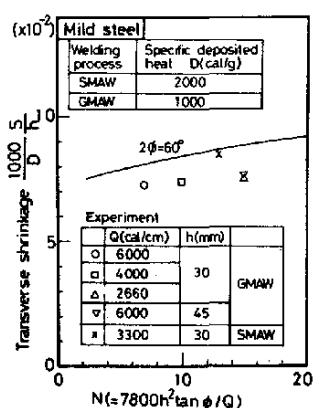
(b) Angular distortion

Fig.5-15 Effect of weld length on welding deformations in multipass welded butt joint

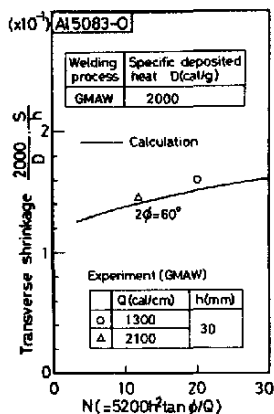
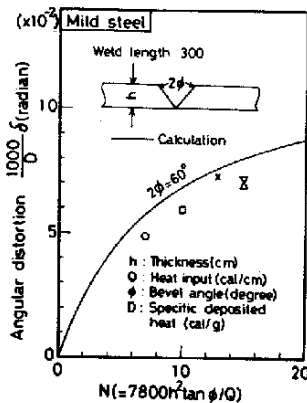
Fig. 5-15はオ3章の3.5節と同様の手法によつて、多層突合せ溶接時の溶接変形に対して整理したものである。図にはTable 3-1の

GMAWトヨ板厚10mm. 単位溶接長当りの入熱 $Q=2400\text{ cal/cm}$ の条件でビード溶着した実験結果、長さ $l=12\text{ mm}$ 、入熱 $Q=3300\text{ cal/cm}$ の条件でビード溶着した実験結果、それにTable 5-1の1パス当りの入熱 $Q=4000\text{ cal/cm}$ で多層溶接した時の実験結果を示している。図中の実験値はビード溶着の溶接変形におよぼす溶接長の影響を示した式(3-6)より求めた。図によると実験値と計算値がほぼ一致しており、多層溶接の溶接変形におよぼす溶接長の影響は式(3-6)で評価できることがわかる。式(3-6)のかわりに略算式(3-7)を使用してもよい。

5.4.3 溶接変形の整理と略算式



(a) Mild steel



(b) Al alloy

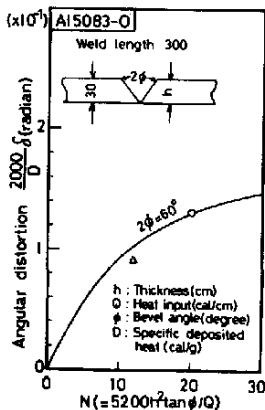


Fig.5-16 Comparison of theoretical value with experimental data

Fig.5-16は5.4.2項で明らかになった結論を用いて、溶接諸条件と溶接変形の関係を系統的に取り扱ったものである。図の横軸 $N(=Dg\rho h^2 \tan \phi / Q)$ (Dg : GMAWの比溶着熱)は与えられた開先断面積を、GMAWで溶着するのに必要な総パス数に相当し、縦軸の $\frac{Dg}{D} \cdot \frac{S}{h}$ 、 $\frac{Dg}{D} \delta$ は横収縮 S/h と横曲り変形 δ に各溶接法の比溶着熱 D とGMAWの比溶着熱 Dg の比を掛けた値である。

Fig.5-16(a)は軟鋼の実験値をFig.5-16(b)はAl合金の実験値を整理している。Fig.5-16(a)は板厚、入熱、溶接法を変化させた実験値を整理しているにもかかわらず、実験値は計算値と10~20%のずれで一致しており、Fig.5-16の整理が有効な整理方法である。

ることがわかる。そこで、種々の材料の多層溶接の溶接変形を近似式を使って求めたものをFig. 5-17に示す。

Fig. 5-17と式(3-7)より軟鋼、Al合金、オーステナイト系ステンレス鋼の溶接変形

略算式を求めると次式となる。

$$\left. \begin{aligned} S/h &= C_1 D (\tan \phi)^{3/4} (h/a)^a L^{3/20} \\ \delta &= C_2 D (\tan \phi)^{3/4} (h/a)^{1/4} L^{3/20} \end{aligned} \right\} (5-4)$$

T.F.D.L.

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

適用範囲 $h/a \geq 2.5 \times 10^{-3}$

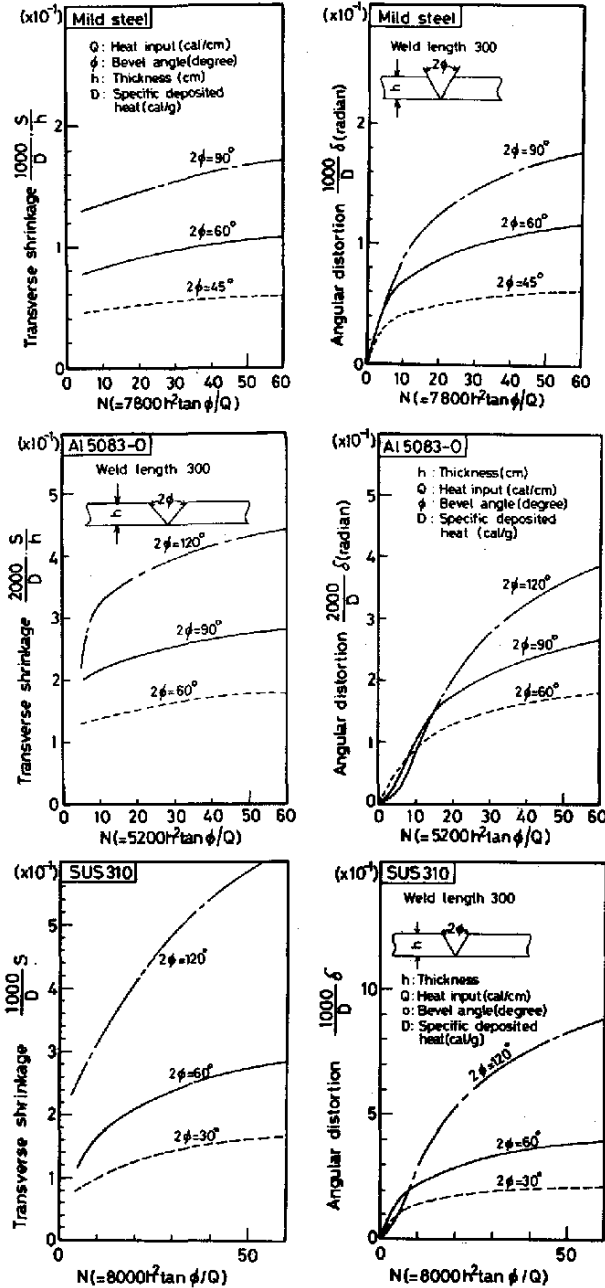


Fig. 5-17 Arrangement of transverse shrinkage and angular distortion by number of beads

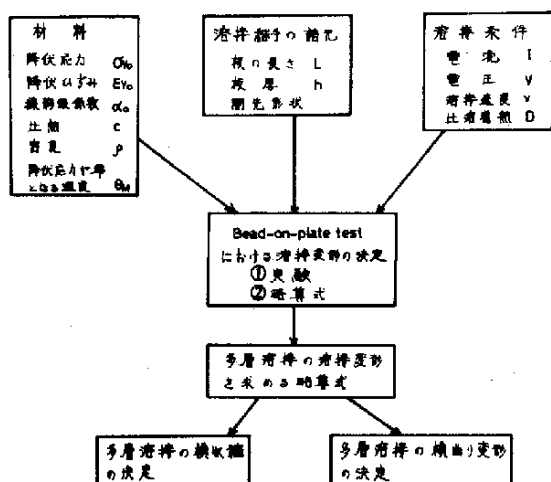


Fig. 5-18は開先形状・材料・溶接条件が与えられた時の多層溶接の溶接変形を求めるフローチャートを示している。すなわち、ビードオンプレート溶接における溶接変形が実験または略算式(3-5)により求められれば、多層溶接の溶接変形を求める略算式(D-3)や5.4.1項の手法を用いれば、溶接変形は求められる。

Fig.5-18 Flow chart of deciding welding deformations in multipass welded butt joint

5.5 結論

本章は実溶接継手の多層突合せ継手を対象として、第1章から第4章までの知見のもとに残留応力・溶接変形におよぼす溶接諸条件の影響を実験と計算により明らかにしたものである。本章で得られた結論を要約すると次の通りである。

- (1) 多層グループ溶接の残留応力分布は $T_{av}^* \leq 0.4$ の場合で、一様予熱度 $\theta_0 \leq 0.20\theta_y$ の場合には単層グループ溶接の残留応力分布とほぼ同一となり、略算式(2-1)で決定される。また、相変態のある高張力鋼の残留応力分布は Table 4-4 の略算式で決定される。
- (2) パス間温度が一定の多層溶接の残留応力分布は $T_{av}^* \leq 0.4$ の場合でもパス間温度 θ_0 が大きくなると多重熱サイクルの影響を受け、単層溶接の残留応力分布と異なる。
- (3) 多層溶接の溶接変形の発生機構が第1章近似的にはビード溶着の溶接変形の発生機構と同じであると考え、ビード溶着の溶接変形略算式(3-5)より多層溶接の溶接変形を求める手法を示し、近似式を導いた。
- (4) 結論(3)の手法により求めた計算値と実験値がほぼ一致していることより、溶接諸条件と溶接変形の関係を明らかにした。
- (a) 多層溶接の溶接変形は開先断面積を溶着するのに必要なパス数 N_1 (Backing pass side)、 N_2 (Finishing pass side)、開先角度 $2\phi_1$ 、 $2\phi_2$ 、比溶着熱 D の関数となる。(式(5-3)参照)

- (b) 溶接法の影響は比溶着熱 $D(\text{cal/g})$ でほぼ決定される。
- (c) 高張力鋼の溶接変形はパス数が10以上であると軟鋼の溶接変形に降伏応力比の約20%減の値を掛けることにより求められる。
- (d) 横曲り変形 δ はV開先の場合には材料にかかわらず、1パス単位溶接長当りの入熱 $Q(\text{cal/cm})$ の4乗根に反比例し、板厚 h の平方根に比例する。
- (e) 横収縮 S はV開先で軟鋼の場合には入熱 Q に関係なくほぼ一定で、板厚 h に比例する。
- (f) V開先の場合には開先角度 2ϕ の影響は材料にかかわらず

$$S/h \propto (\tan \phi)^{3/4} \quad \delta \propto (\tan \phi)^{3/4}$$

で与えられる。

- (5) 結論(4)より各種材料の多層溶接の溶接変形は横軸に開先断面積をGMAWで溶着する時に必要な総パス数 $N (= D_g \rho h^2 \tan \phi / Q D_g \cdot \text{GMAW})$ の比溶着熱)を取り、縦軸に横収縮・横曲り変形に各溶接法の比溶着熱 D とGMAWの比溶着熱 D_g の比を掛けた値 $\frac{D}{D_g} \cdot \frac{S}{h}$ 、 $\frac{D}{D_g} \delta$ を取れば統一的に整理できることを示した。
- (6) 多層溶接V開先での溶接変形を求める略算式を導いた。

附録5-I 多層突合と継手の溶接変形の近似式

多層溶接の溶接変形の近似式をFig. 5-7の3つの溶接変形の発生機構により求める。

1パス(初層)溶接の横収縮は佐藤²⁴⁾により、次式で与えられている。

$$\begin{aligned} h &\geq h_{cr} & S &= \alpha \theta_f h_{cr} \\ h &< h_{cr} & S &= \alpha \theta_f h_{cr}/h \\ \text{ただし、} & h_{cr} &= &\sqrt{Q/c_p \theta_f} \end{aligned}$$

多層溶接を行なう板は一般に板厚が大きいので、 $h > h_{cr}$ である。したがって、1パス溶接の横収縮 ΔS_1 は式(5-1)と組み合わせると次式となる。

$$\begin{aligned} \Delta S_1 &= \alpha \theta_f h_{cr} = \alpha \sqrt{\frac{Q \cdot Q}{c_p}} \\ \therefore \frac{\Delta S_1}{h_1} &= \alpha \sqrt{\frac{\theta_f}{c}} \sqrt{\frac{D \tan \phi}{N_1}} \quad \text{--- (D-1)} \end{aligned}$$

佐藤²⁴⁾が導いた式(D-1)は溶接長が3cmと短い場合に実験値とよく一致し

ていることが報告されている。そこで、軟鋼を対象として、溶接長さを10～50cmと変化させ、溶接線中央部の横収縮を求める実験を第4章の実験と同じ方法で行った。Fig. D-1は横軸に溶接長さを取り、縦軸に横収縮の実験値 S_e を式 (D-1) より求めた横収縮 S_c で割った S_e/S_c を取っている。Fig. D-1には長谷川⁵⁶⁾の実験値も含んでいる。Fig. D-1によると横収縮におよぼす溶接長さの影響は次式で与えられる。

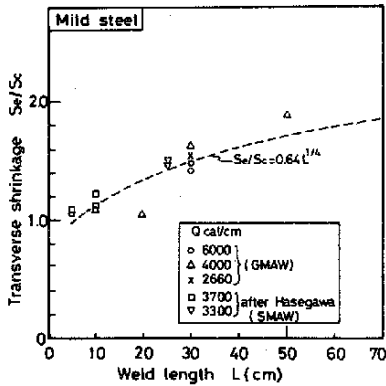


Fig. D-1 Effect of weld length on transverse shrinkage in initial pass welded butt joint

$$\left. \begin{aligned} S_e/S_c &= 0.64 L^{0.25} & 5 \leq L < 100 (\text{cm}) \\ S_e &= S_c & 0 \leq L < 5 (\text{cm}) \\ I &= L, & S_c = \alpha \sqrt{\theta_f Q/c_p} \end{aligned} \right\} \quad (D-2)$$

横曲り変形は適当な理論式がなく、厳密な解析を行うためには3次元解析をしなければならず、現在の所では不可能に近い。そこで、便宜上、ビード溶着での横曲り変形を第1パスの横曲り変形として取り扱う。

第1パス溶接時に発生する横収縮 ΔS_k 、横曲り変形 $\Delta \delta_k$ は式 (3-5) に式 (5-1)、式 (5-2) を適用すれば求められる。Fig. D-2はGMAWで板厚30mm、板幅100mm、板の長さ300mmの板を1パス当りの入熱 $Q = 4000 \text{ cal/cm}$ で多層突合せ溶接した時の第1パス溶接時の横収縮 ΔS_k 、横曲り変形 $\Delta \delta_k$ の実験値とこの厚さに対してプロットしたものである。図中の実線はビード溶着での溶接変形の略算式 (3-5) より求めた計算曲線である。図によると計算値と実験値がほぼ一致していることがわかる。以上より、多層突合せ溶接した時の溶接変形を求めるに次式となる。

$$\left. \begin{aligned} S &= \frac{F(L)}{F(20)} \left\{ \sum_{k=1}^{N_1} \frac{b_2 \epsilon_{y0} A_1 k}{(A_1 - b_1 k)^2 + b_2 k^2} - \sum_{k=1}^{N_2} \frac{b_2 \epsilon_{y0} A_1 t}{(A_1 - b_1 t)^2 + b_2 t^2} \right\} \\ \frac{S_1}{h_1} &= 0.64 L^{\frac{1}{4}} \cdot \alpha \sqrt{\frac{\theta_f}{c}} \sqrt{\frac{D \tan \phi}{m N_1}} + \frac{G(L)}{G(20)} \sum_{k=2}^{N_1} \left\{ \frac{\epsilon_{y0} a_1 A_1^2}{\sqrt{N_1} k^3} + \frac{\epsilon_{y0} a_2 A_1}{\sqrt{N_1} k} \right\} \\ &\quad + \frac{F(L)}{F(20)} \sum_{k=1}^{N_1} \left\{ \left(2 - \sqrt{\frac{k}{N_1}} - \frac{k}{h_1} \right) \Delta S_k \right\} \\ \frac{S_2}{h_1} &= \frac{G(L)}{G(20)} \sum_{k=1}^{N_2} \left\{ \frac{\epsilon_{y0} a_1 A_1^2 \left\{ \frac{k}{h_1} + \sqrt{\frac{k}{N_2}} \left(1 - \frac{k}{h_1} \right) \right\}}{k^2} + \frac{\epsilon_{y0} a_2 A_1 \left\{ \frac{k}{h_1} + \sqrt{\frac{k}{N_2}} \left(1 - \frac{k}{h_1} \right) \right\}}{k} \right\} \\ &\quad + \frac{F(L)}{F(20)} \sum_{k=1}^{N_2} \left\{ \left(1 - \frac{k}{h_1} \right) \left(1 - \sqrt{\frac{k}{N_2}} \right) \Delta S_k \right\} \end{aligned} \right\} \quad (D-3)$$

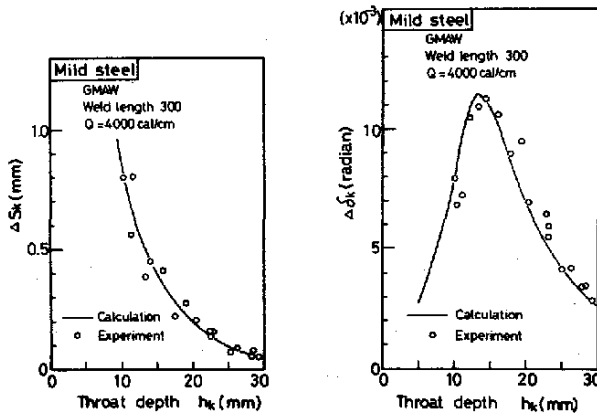


Fig.D-2 Relation between throat depth of multipass weld and the increase of welding deformations

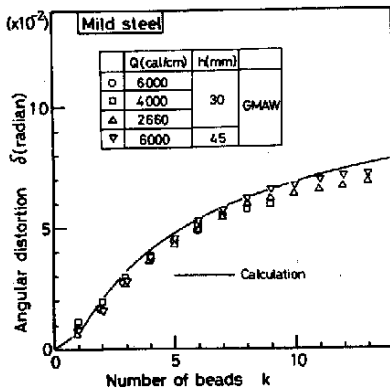


Fig.D-3 Effect of number of beads on angular distortion

$$T = F \cdot L$$

K: Backing パス側の総パス数

I: Finishing パス側の総パス数

$$A_i = \begin{cases} d_o D \tan \phi_i / c E \gamma_o & \text{X, V 開先} \\ d_o D \tan \phi_i / 2 c E \gamma_o & \text{K, L 開先} \end{cases}$$

$$t = N_1 \left\{ 1 + \sqrt{\frac{K}{N_2}} \left(\frac{h}{h_i} - 1 \right) \right\}$$

$$N_1 = \begin{cases} h_i^2 P D \tan(\phi_i) / 6 & \text{X, V 開先} \\ h_i^2 P D \tan(\phi_i) / 26 & \text{K, L 開先} \end{cases}$$

$$N_2 = \begin{cases} (h - h_i)^2 P D \tan(\phi_i) / 6 & \text{X, V 開先} \\ (h - h_i)^2 P D \tan(\phi_i) / 26 & \text{K, L 開先} \end{cases}$$

$$F(L) = \frac{1}{4\pi} \left\{ 8 \tan^{-1} \frac{L}{12} + \frac{(17L)}{6} \log \left(1 + \frac{144}{L^2} \right) \right\}$$

$$G(L) = \frac{1}{2\pi} \left\{ 4 \tan^{-1} \frac{L}{20} + \frac{L}{10} \log \left(1 + \frac{400}{L^2} \right) \right\}$$

$$m = \begin{cases} \frac{1}{2} & \text{V 開先} \\ 1 & \text{X, L 開先} \\ 2 & \text{K 開先} \end{cases}$$

Backing pass を溶接中は $i = 0$

a_1, a_2, b_1, b_2, b_3 は式(3-5)と同じ

適用範囲 $\theta_M^* = 4 \sim 14$ の材料

式(D-3)より横曲り変形はパス数でできまり、入熱Qと板厚hの大小に関係ないことがわかる。Fig. D-3は種々の入熱Qにおける横曲り変形δの実験値をパス数で整理したものである。図中の実線は式(D-3)より求めたものである。入熱Qと板厚hが変化しても実験値はほぼ一本の曲線に載っており、式(D-3)は多層溶接の溶接変形をかなり定量的に評価した近似式と考えられる。

第6章 先在き裂を有する突合せ継手の残留応力・残留ひずみへの 熱弾塑性パラメータの適用

6.1 緒言

多層溶接や十字継手のように多重熱サイクルが授けられる継手ではアンダーカットやインクルージョンのような溶接欠陥を先行溶接によって内蔵するようになる。そして、これらの溶接欠陥部が後続溶接による熱サイクルを受けるため、溶接欠陥部近傍の残留応力分布・残留ひずみ分布は欠陥のない場合と大きく異なる⁵⁷⁾。

脆性破壊の分野では溶接欠陥がある場合の残留応力分布や残留ひずみが継手の破壊性能に大きな影響を与えることが報告され、残留応力・残留ひずみが破壊性能に及ぼす影響の評価が試みられている^{25)-27),31),60)}。しかし、以上の報告では溶接欠陥を有する継手が熱サイクルを受けた場合に発生する継手部近傍の残留応力・残留ひずみと溶接諸条件の関係を明らかにしていない。

本章では先在き裂を有する突合せ継手を対象として、先在き裂近傍の残留応力・残留ひずみを熱弾塑性パラメータの概念で取り扱い、残留応力・残留ひずみ分布を決定するパラメータを明らかにした。次に、き裂長を考慮したパラメータを用いて溶接諸条件が残留応力・残留ひずみにおよぼす影響を考察し、溶接諸条件が与えられるとき裂近傍の残留応力・残留ひずみが求められる略算式を示した。

6.2 き裂長を考慮した熱弾塑性パラメータ

先在き裂のない単層グルーブ溶接で生じる残留応力は第1章で明らかにしたように平均温度上昇の無次元パラメータで取り扱える。しかし、先在き裂のある場合にはFig. 6-1に示すようにき裂の長さが因子となる。

実溶接継手では一般に板幅が大きく、平均温度上昇の無次元パラメータ T_{av} は小さく、残留応力の立場から、試験片は無限板と見なせる。そこで $T_{av} \leq 0.4$ の範囲でFig. 6-1に示すように溶接線に対称なき裂 $2a$ が存在する場合を対象として、残留応力を支配する主要なパラメータを求める。

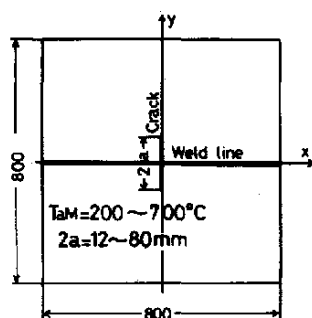


Fig. 6-1 Analyses conditions

Fig. 6-1のx軸に瞬間平面熱源が与えられた場合。任意点の温度はき裂の半長 a を基準にしたパラメータ $Y^a (=y/a)$ により次式のように与えられる。

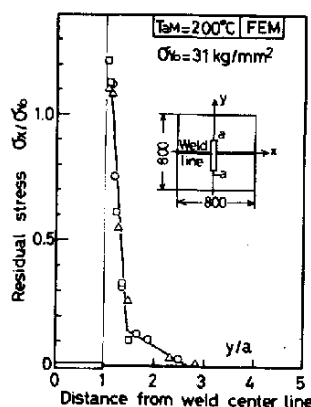
$$\theta^* - \theta_i^* = T_{AM}^* \left(U_p(\tau^a, Y^a) + \sum_{n=1}^{\infty} U_p(\tau^a, Y_a \pm 2nW^a) \right) \quad (6-1)$$

ただし

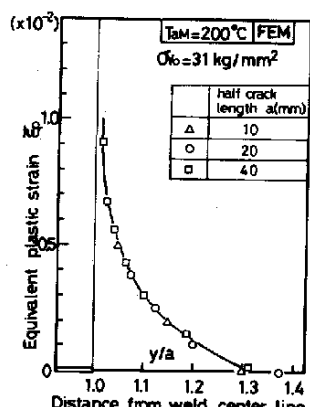
$$\begin{cases} T_{AM}^* = \alpha_0 T_{AM} / \epsilon \gamma_0 & T_{AM} = \theta / \sqrt{2\pi\epsilon} a k p : \text{き裂先端の最高温度上昇} \\ \theta_i^* = \alpha_0 \theta_i / \epsilon \gamma_0 & \theta_i : \text{板の初期温度} \\ Y^a = y/a & W^a = W/a & \tau^a = 2\sqrt{\epsilon t}/a \\ U_p(K, \eta) = \sqrt{2\epsilon} \exp\{- (\eta/K)^2\} / K \end{cases}$$

式(6-1)からわかるように温度 θ^* を支配する因子はき裂先端の最高温度上昇の無次元パラメータ T_{AM}^* 、初期温度の無次元パラメータ θ_i^* 、板幅の無次元パラメータ W^a である。試験片が大きい場合には式(6-1)の才2項は溶接部近傍の温度上昇にほとんど寄与しないため、板幅の無次元パラメータ W^a は $T_{AM}^* \leq 0.4$ の条件を満足する場合には除かれる。したがって、先にき裂が存在する時の残留応力・残留ひずみは「 T_{AM}^* と θ_i^* 」の影響を受ける。また、残留応力・残留ひずみは才1章と同様に材料定数の温度依存性を代表したパラメータ θ_M^* の影響も受けるとともに、

才4章で示した、相変態の影響を受ける可能性がある。



(a) Residual stress distributions



(b) Residual equivalent plastic strain distributions

Fig. 6-2 Effect of crack length on residual stress and equivalent plastic strain distributions

Fig. 6-2は初期温度 $\theta_i = 0$ の条件でTable 1-1の材料定数をもつ軟鋼を対象として、2次元有限要素法熱弾塑性解析により求めたき裂先端近傍の残留応力分布、残留相当塑性ひずみ分布を示している。図によると材料が同一の場合にはき裂先端の最高温度上昇 T_{AM} が

同一であればき裂の半長 a が変化しても相似点の残留応力・ひずみが同じになることがわかる。

Fig. 6-3は初期温度 $\theta_i = 0$ 、き裂長 $2a = 18\text{ mm}$ の条件で降伏応力 σ_{y0} 以外はTable 1-1の材料定数をもつ鋼とAl合金を対象として数値解析した残留応力分布・残留相当塑性ひずみ分布を示している。

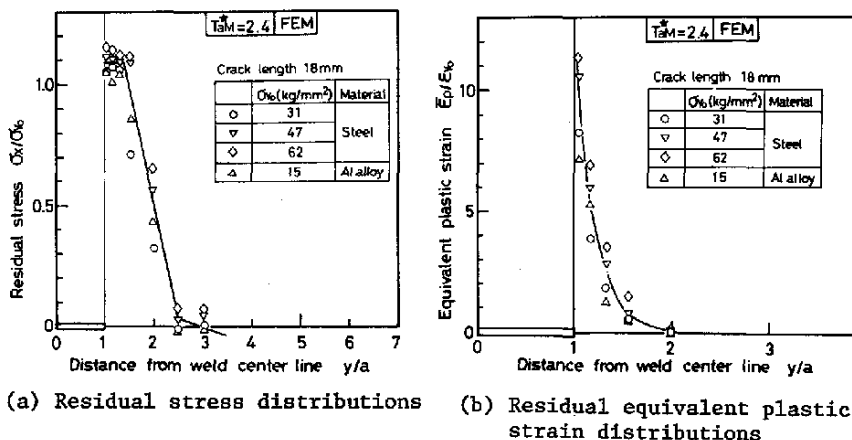


Fig.6-3 Effect of material on residual stress and equivalent plastic strain distributions

図より材料が異なる場合にはき裂先端の最高温度上昇の無次元パラメータ T_0M が2.4と一定の時、残留応力分布は材料にかかわらず一定であること、残留相当塑性ひずみはき裂先端近傍では材料の相異の影響を受け、いるが残留相当塑性ひずみ分布全体ではほぼ一定であることがわかる。

Fig. 6-4は川口らが行なった残留応力分布の実験値と著者の作成した2次元有限要素法熱弾塑性プログラムにより数値解析した計算結果とを示している。図によると実験値と計算値はほぼ一致しており、著者のプログラムによりき裂を有する突合せ継手の残留応力・残留ひずみが評価できることがわかる。

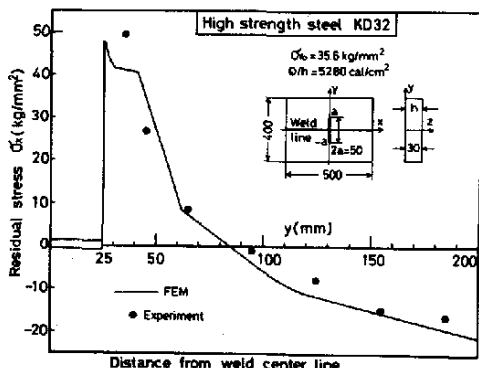
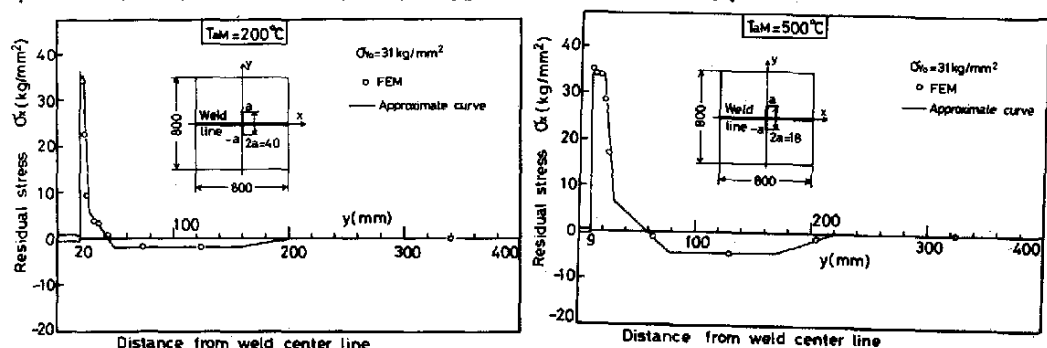


Fig.6-4 Residual stress distributions

6.3 残留応力・残留ひずみにおよぼす溶接諸条件の影響

6.3.1 残留応力分布・残留相当塑性ひずみ分布の型

Fig. 6-5はき裂先端の最高温度上昇 T_{am} が 200°C 、 500°C の場合における残留応力分布の二次元有限要素法熱弾塑性解析結果を示している。解析はTable 1-1の軟鋼を対象としている。図中の実線は残留塑性ひずみ分布を考慮して5本の折れ線で引いた近似曲線である。



(a) Temperature at crack tip $T_{am}=200^{\circ}\text{C}$

(b) Temperature at crack tip $T_{am}=500^{\circ}\text{C}$

Fig.6-5 Residual stress distributions

Fig. 6-6は、Fig. 6-5の残留応力分布を参考として、き裂近傍の残留応力分布を折れ線で表わした時の特徴的な応力 σ_1^* 、 σ_2^* 、 σ_3^* と位置 Y_1^a 、 Y_2^a 、 Y_0^a 、 Y_3^a を示した図である。Fig. 6-6の特徴的な応力・位置におよぼす溶接諸条件の影響を考察すれば、き裂近傍の残留応力分布におよぼす溶接諸条件の影響は把握できる。

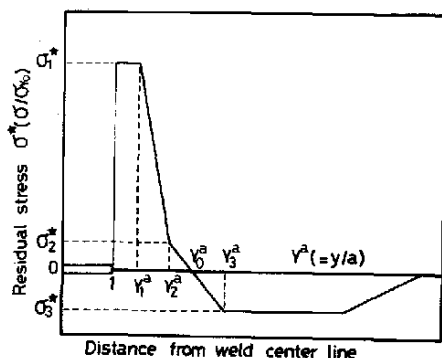


Fig.6-6 Pattern of residual stress distribution

6.3.2 き裂長・入熱・降伏応力の影響と応力

Fig. 6-7(a)はFig. 6-2に示した残留相当塑性ひずみ $\bar{\epsilon}_p$ の分布を横軸にき裂先端からの距離 $(y-a)$ をき裂の半長 a で割った $(y/a-1)$ を取って示したものである。Fig. 6-7(b)は破壊力学における応力拡大係数 K とひずみの関係 $\bar{\epsilon}_p \propto \frac{K}{\sqrt{r}}$ ($K = \sigma \sqrt{\pi a}$, r : き裂先端からの距離)を利用して、

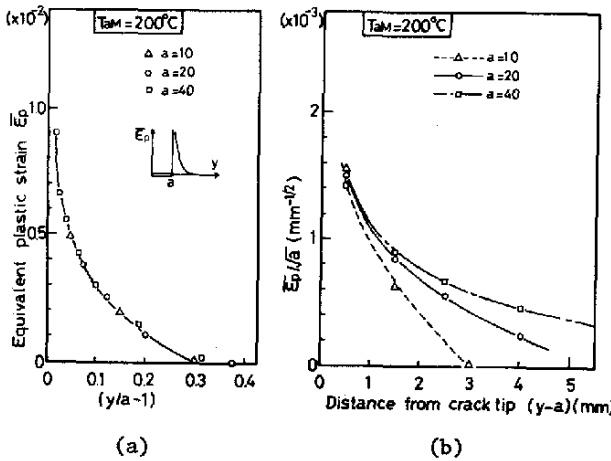


Fig. 6-7 Residual equivalent plastic strain distributions

Fig. 6-8は残留相当塑性ひずみ $\bar{\epsilon}_p$ とき裂先端からの距離 $(y-a)$ をき裂の半長 a で割った値 $(y/a-1)$ を両対数に取って、 $T_{aM}=200^\circ\text{C}$ 、 700°C における残留相当塑性ひずみ分布を示している。図より、残留相当塑性ひずみ $\bar{\epsilon}_p$ はき裂の近傍で

$$\bar{\epsilon}_p \propto \sqrt{\frac{a}{y-a}}$$

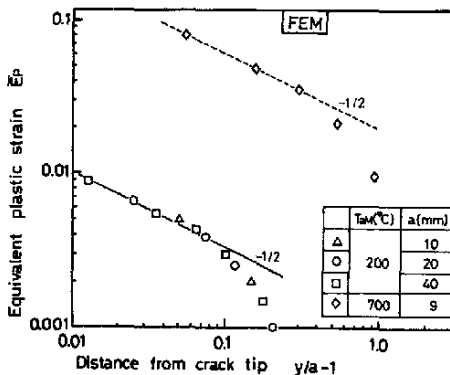


Fig. 6-8

の特異性をもっていることがわかる。したがって、残留相当塑性ひずみ分布は $\sqrt{y-a}$ の特異性をもつことを考慮すれば、き裂先端の $\bar{\epsilon}_p$ の値(本章ではFig. 6-7(b)より $y-a=0.5\text{mm}$ での値 $(\bar{\epsilon}_p)_{0.5}$ を採用する。)と残留相当塑性ひずみの発生領域 Y_2^a (残留応力分布の Y_2^a と塑性ひずみ発生領域の Y_2^a が一致することは確認している。)の2つの値に2次式のような近似式で表わされる。

$$\bar{\epsilon}_p = \sqrt{0.5} (\bar{\epsilon}_p)_{0.5} / \sqrt{a} \sqrt{Y_2^a - 1}$$

$$\bar{\epsilon}_p = 0$$

異種材料間の相当塑性ひずみは式(6-2)の $\bar{\epsilon}_p$ のかわりに $\bar{\epsilon}_p^*$ ($=\bar{\epsilon}_p/\epsilon_{p0}$)を用いればよい。

$$\left. \begin{aligned} 0 \leq Y_2^a \leq Y_2^a \\ Y_2^a > Y_2^a \end{aligned} \right\} \quad (6-2)$$

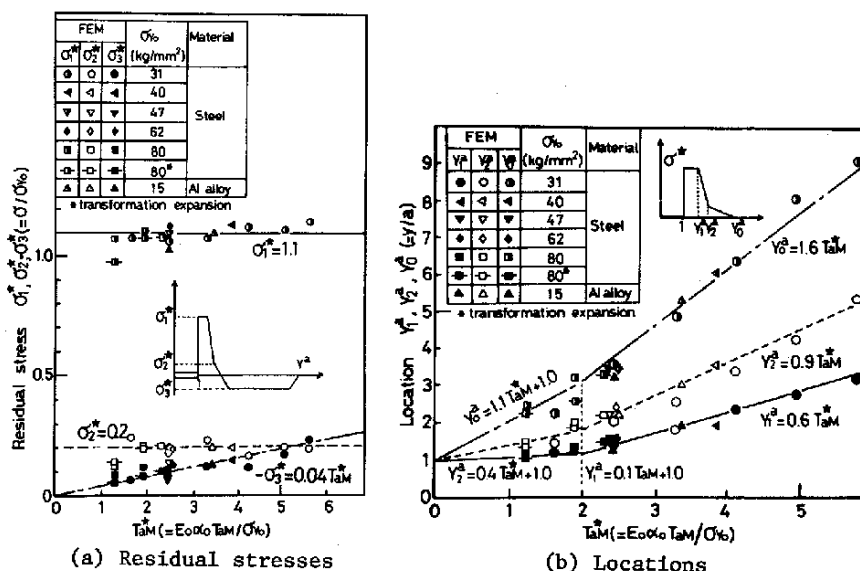


Fig.6-9 Arrangement of residual stress distributions by parameter T_{aM}^*

Fig. 6-9(a), (b) および Fig. 6-10 は縦軸に残留応力 σ_1^* , σ_2^* , σ_3^* 位置 Y_1^a , Y_2^a , Y_0^a および残留相当塑性ひずみ (ϵ_p^*) $\sim \sqrt{a}$ を取り、横軸にき裂先端の最高温度上昇の無次元量 T_{aM}^* を取り、Table 1-1 の鋼の材料定数をもった降伏応力の異なる材料と Table 1-1 の Al 合金の材料定数をもった材料を対象とし、2次元有限要素法熱弾塑性解析による計算結果を示している。

Fig. 6-9 における折れ線は残留応力と位置を近似的に評価したものであり、次式で与えられる。

$$\left. \begin{aligned} \sigma_1^* &= 1.1 & \sigma_2^* &= 0.2 & \sigma_3^* &= -0.04 T_{aM}^* \\ T_{aM}^* &\geq 2.0 & Y_1^a &= 0.6 T_{aM}^* & Y_2^a &= 0.9 T_{aM}^* & Y_0^a &= 1.6 T_{aM}^* \\ 0 \leq T_{aM}^* &\leq 2.0 & Y_1^a &= 0.1 T_{aM}^* + 1.0 & Y_2^a &= 0.4 T_{aM}^* + 1.0 & Y_0^a &= 1.1 T_{aM}^* + 1.0 \end{aligned} \right\} \quad (6-3)$$

式(6-3)よりき裂先端の最高温度上昇 T_{aM}^* が大きくなれば、き裂近傍の引張残留応力分布の応力値 σ_1^* , σ_2^* は一定で、発生領域 Y_1 , Y_2 , Y_0 は大きくなることとわかる。したがって、 $T_{aM}^* \propto Q/a$ と $E\alpha_0$ を考慮すれば、次のようなことがわかる。

- ① 材料とき裂長 $2a$ が一定で、単位溶接長・単位板厚の入熱 Q/a が増加した場合に引張残留応力の発生領域 Y_1 , Y_2 , Y_0 は入熱 Q/a とほぼ比例関係にあることが式(6-3)よりわかる。

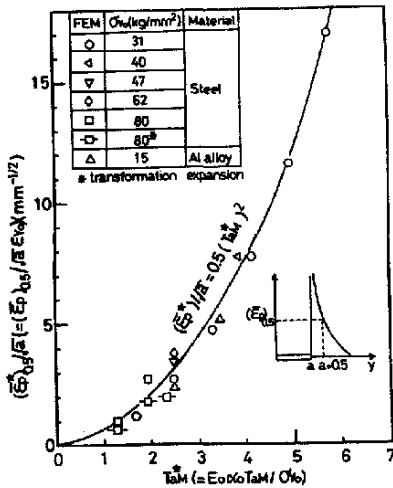


Fig.6-10 Arrangement of residual equivalent plastic strain at the point with 0.5mm away from crack tip by parameter Tam^*

② 材料と単位溶接長・単位板厚当りの入熱 Q/h が一定で、き裂長 $2a$ が増加した場合に $Tam^* \leq 2.0$ の範囲で、引張残留応力の発生領域 y_1, y_2, y_0 は増加する傾向にあるが、 $Tam^* \geq 2.0$ の範囲では引張残留応力の発生領域 y_1, y_2, y_0 はき裂長 $2a$ に無関係に一定となる。

③ 式(6-3)より降伏応力 σ_0 だけ異なる材料(たとえば、軟鋼と高張力鋼)の場合には入熱 Q/h 、き裂長 $2a$ が一定の時、引張残留応力発生領域 y_1, y_2, y_0 はほぼ降伏応力 σ_0 に逆比例することかわかる。

Fig.6-10における曲線は、き裂先端から0.5mm離れたき裂線上の残留相当塑性歪 $(\bar{E}p^*)_{0.5}$

を近似的に評価したものであり、次式で与えられる。

$$(\bar{E}p^*)_{0.5}/\sqrt{a} = 0.5(Tam^*)^2 \quad (6-4)$$

式(6-4)、式(6-2)、式(6-3)よりき裂先端の最高温度上昇 Tam^* が大きくなれば、き裂近傍の残留相当塑性ひずみ分布のひずみ値 $(\bar{E}p^*)_{0.5}/\sqrt{a}$ と発生領域 y_2 は大きくなることかわかる。したがって、 $Tam^* \propto Q/h \propto E_0$ を考慮すれば $(\bar{E}p^*)_{0.5}$ は次式となり、

$$(\bar{E}p^*)_{0.5} \propto (Q/h)^2 a^{-\frac{1}{2}} E_0^{-1} \quad (6-5)$$

材料とき裂長 $2a$ が一定で、単位溶接長・単位板厚当りの入熱 Q/h が増加した場合には相当ひずみ $(\bar{E}p^*)_{0.5}$ は Q/h の2乗に比例し、発生領域 y_2 は Q/h にほぼ比例することかわかる。また材料と単位溶接長・単位板厚当りの入熱 Q/h が一定で、き裂長 $2a$ が増加した場合には相当ひずみ $(\bar{E}p^*)_{0.5}$ はき裂長の1/2乗に反比例し、発生領域 y_2 は $Tam^* \leq 2.0$ の範囲で増加する傾向にあるが、 $Tam^* \geq 2.0$ の範囲ではき裂長 $2a$ に無関係となる。また、入熱 Q/h とき裂長 $2a$ が一定で、降伏応力 σ_0 だけが異なる材料では相当塑性ひずみは降伏応力 σ_0 に比例し、相当塑性ひずみ発生領域 y_2 は降伏応力 σ_0 にほぼ逆比例することかわかる。

6.3.3 予熱温度の影響

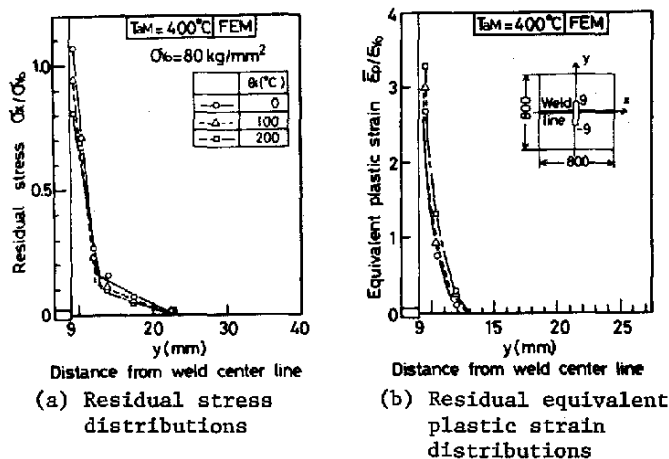


Fig.6-11 Effect of initial temperature on residual stress and residual equivalent plastic strain distributions

応力値は予熱温度 θ_0 が増加すると小さくなる傾向にあるが、残留応力分布全体では θ_0 の影響をあまり受けていないと思われる。残留相当塑性ひずみは予熱温度 θ_0 が増加すると全体的に大きくなっているが、やはり、 θ_0 の影響はあまりないと考えられる。

6.3.4 相変態の影響

Fig.6-12 は Table 1-1 の鋼の材料定数をもった降伏応力 80 kg/mm^2 の材料を対象として、残留応力分布・残留相当塑性ひずみ分布におよぼす相変態の有無（実線は相変態なし、破線は相変態有り）の影響を 2次元有限要素法熱弾塑性解析した結果である。解析は最高温度が 723°C （鋼の A_c 点の温度に相当する）以上になる領域のみ相変態が変態温度 θ_r で変態ひずみ ϵ_r だけ一度に生じるとして行なった。Fig.6-2 はき裂先端の最高温度が 600°C になる条件で解析した結果であり、き裂先端は相変態を起さない領域に存在している。図の実線と破線を比較すれば残留応力分布は相変態の影響をあまり受けていないが、残留相当ひずみ分布はき裂先端近傍で相変態の影響を受けていることがわかる。

この理由は Fig.6-13 (a) に示すようにき裂先端の応力が冷却過程で相変態の影響を受けるため、引張降伏応力に達する時期が低温側にずれ、その結果、引張塑性ひずみ量が異なる所にある。Fig.6-13 (b) はき裂先端が相変態領域に含まれる加熱条件 $T_M = 780^\circ\text{C}$ で解析した

Fig.6-11 は一様予熱（初期）温度 θ_0 が残留応力分布・残留相当塑性ひずみ分布におよぼす影響を示している。図中のプロット点は 2次元有限要素法熱弾塑性プログラムを使用し、Table 1-1 の鋼の材料定数を使って、 $T_M = 400^\circ\text{C}$ について計算した結果である。図によると

き裂先端近傍の残留

所のき裂先端の応力ひずみと温度の関係を示している。き裂先端が相変態領域に含まれると相変態の影響が過渡応力に顕著にあらわれ、相当塑性ひずみが冷却過程であまり増加しないことがわかる。

相変態を有する材料の残留応力・残留相当ひずみの特徴的な値を Fig. 6-9, Fig. 6-10 に載せる。Fig. 6-9, Fig. 6-10 より、残留応力分布・残留相当塑性ひずみ分布のおおまかな傾向を考える場合には相変態の影響をあまり考えなくてもよいようである。

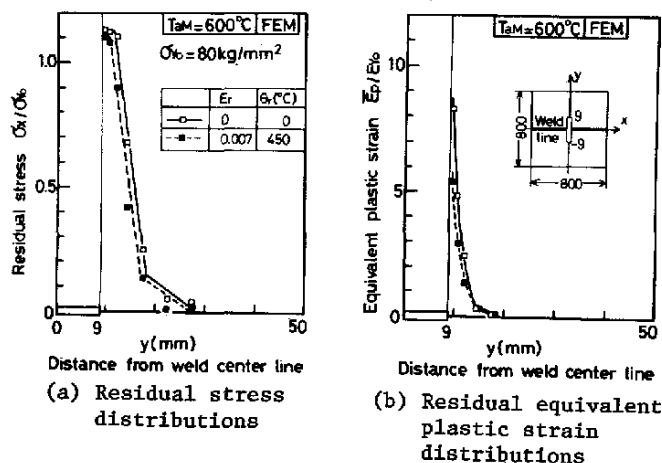


Fig. 6-12 Effect of transformation expansion on residual stress and residual equivalent plastic strain distributions

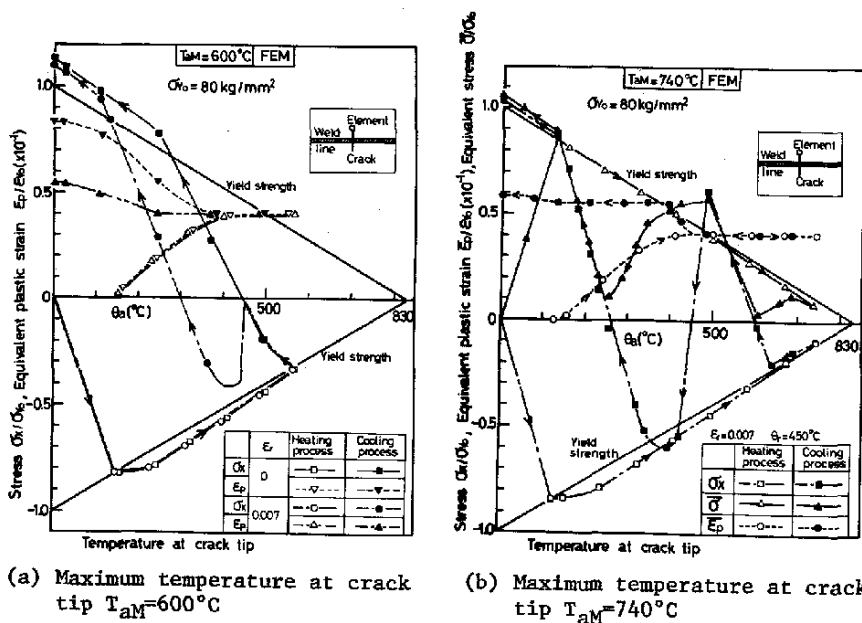


Fig. 6-13 Transient stress and strain

6.4 結論

本章は熱弾塑性パラメータの適用例として、溶接欠陥が生存き裂として存在する場合を継手を取り扱い、残留応力・残留ひずみにおよぼす溶接諸条件の影響を明らかにしたものである。本章で得られた結論を要約すると次の通りである。

- (1) 残留応力・残留ひずみ分布の立場から無限板と見なせる条件。
 $T_{AM}^* \leq 0.4$ の範囲において、板中央に溶接線に直角にき裂長さ $2a$ がある場合には残留応力・残留ひずみ分布はき裂の半長 a を含んだ次のパラメータで統一的に整理できることを2次元有限要素法熱弾塑性プログラムを使用して明らかにした。
 クラック先端の最高温度上昇の無次元パラメータ $T_{AM}^* = 0.242 d_0 Q / c p h a \epsilon \gamma_0$
 初期温度の無次元パラメータ $\theta_i^* = d_0 \theta_i / \epsilon \gamma_0$
 降伏応力が零となる温度の無次元パラメータ $\theta_H^* = d_0 \theta_H / \epsilon \gamma_0$
 特に、同一材料では次のパラメータ
 クラック先端の最高温度上昇 $T_{AM} = 0.242 Q / c p h a ()$
 初期温度 $\theta_i (^\circ C)$
 で規定される。
- (2) き裂先端の残留応力・残留ひずみ分布におよぼす溶接諸条件の影響を2次元熱弾塑性有限要素法を用いて調べた結果、次のことが明らかになった。
- (a) き裂先端の残留応力が材料に関係なく T_{AM}^* で式(6-3)のようにほぼ整理できる。式(6-3)より引張残留応力の発生領域は板厚 h 、降伏応力 σ_0 にほぼ逆比例し、入熱 Q にほぼ比例することがわかる。また、引張残留応力は $\sigma_1^* = 1.1$ 、 $\sigma_2^* = 0.2$ と一定である。
- (b) き裂線上のき裂先端での残留相当塑性ひずみ分布がき裂先端からの距離 $(y-a)$ の平方根に逆比例することと明らかにし、き裂先端から 0.5 mm 離れた点の残留相当塑性ひずみがほぼ次式で与えられることを示した。

$$(\epsilon_p)_{0.5}^* / \sqrt{a} = \frac{1}{2} (T_{AM}^*)^2$$
 上式より、 $(\epsilon_p)_{0.5}$ はき裂の半長 a の平方根 $\sqrt{a}$ の3乗に反比例し、入熱 $Q (\text{cal/cm})$ の2乗に比例し、板厚 h の2乗に逆比例することがわかる。(式(6-5)参照)
- (c) 相変態がき裂先端の残留応力分布におよぼす効果はあまりないが、き裂先端の残留相当塑性ひずみの値には少し影響を与える。
- (d) 予熱温度 θ_i は $\sigma_0 = 80 \text{ kg/mm}^2$ の鋼の場合には $\theta_i \leq 200^\circ C$ までの範囲で、残留応力・残留ひずみにおよぼす影響を与えない。

総括

本研究は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を取り扱ったものである。研究は溶接継手として最も基本的な突合せ継手を対象としておこなった。本研究の成果は各章ごとに総括して述べたとおりであるが、次に全編を通じての研究の要点と主要な結論を述べる。

本研究の主要な目的は溶接残留応力・溶接変形を支配する主要な要因を明らかにし、定量化することにある。この目的のためには著者は溶接熱伝導に注目し、熱弾塑性理論と熱伝導論を組み合わせることにより、応力・ひずみを変配するパラメータを明らかにした。そして、これらのパラメータを溶接残留応力・溶接変形に適用し、材料定数・板諸元・溶接条件などが溶接残留応力・溶接変形におよぼす影響を明らかにすると共に、比較的容易に溶接残留応力・溶接変形が求められる略算式を導いて定量化した。

本研究で得られた主要な結論を総括して述べると次のとおりである。

- (1) 単層グルーブ溶接継手の残留応力分布は次の熱弾塑性パラメータ

平均温度上昇の無次元パラメータ	$T_{av}^* = \alpha_0 Q / 2cpkTW\epsilon\gamma_0$
初期温度の無次元パラメータ	$\theta_i^* = \alpha_0 \theta_i / \epsilon\gamma_0$
降伏応力が零となる温度の無次元パラメータ	$\theta_M^* = \alpha_0 \theta_M / \epsilon\gamma_0$
冷却中の相変態温度の無次元パラメータ	$\theta_r^* = \alpha_0 \theta_r / \epsilon\gamma_0$

を主として規定され、

同一材料では

平均温度上昇	$T_{av} = Q / 2cpkTW(^{\circ}C)$
初期温度	$\theta_i (^{\circ}C)$
冷却中の相変態温度	$\theta_r (^{\circ}C)$

を主として規定されることを明らかにした。

- (2) ビード溶着した時の溶接変形は次の熱弾塑性パラメータ

入熱の無次元パラメータ	$T_0^* = \alpha_0 Q / cpk^2\epsilon\gamma_0$
初期温度の無次元パラメータ	$\theta_i^* = \alpha_0 \theta_i / \epsilon\gamma_0$
降伏応力が零となる温度の無次元パラメータ	$\theta_M^* = \alpha_0 \theta_M / \epsilon\gamma_0$

を主として規定され、

同一材料では
 入熱のパラメータ Q/h^2 (cal/cm²)
 初期温度 θ_i (°C)
 で主として規定されることを明らかにした。

- (3) 平均温度上昇 T_{av} で軟鋼・Al合金・オーステナイト系ステンレス鋼の残留応力分布の実験値を整理し、Table 2-2 に残留応力分布を求める略算式を示した。Table 2-2 により、入熱・板幅・板厚が残留応力分布におよぼす影響が評価できる。

- (4) 平均温度上昇の無次元パラメータ T_{av}^* で軟鋼・Al合金・オーステナイト系ステンレス鋼の3種の材料の残留応力分布を整理し、 $T_{av}^* \leq 0.4$ の範囲では、すなわち、広幅溶接継手や入熱が小さい場合には θ_M^* に無関係に残留応力分布は略算式 (2-1)、すなわち、次式

$$\left. \begin{aligned} \sigma_1^* &= 1.1 & y_1 &= 0.075 \alpha_0 Q / cp E \gamma_0 h \\ \sigma_2^* &= -0.25 & y_2 &= 0.22 \alpha_0 Q / cp E \gamma_0 h \\ \sigma_3^* &= 0 & y_3 &= 1.3 \alpha_0 Q / cp E \gamma_0 h \end{aligned} \right\}$$

$$\text{ただし、} 4 \leq \theta_M^* \leq 12$$

で求められることを示した。

- (5) 初期温度 θ_i^* は相変態が残留応力分布に影響を与えない。軟鋼やAl合金等の場合には $T_{av}^* \leq 0.4$ の範囲で

$$\theta_i \leq 0.2 \theta_M$$

の条件を満足するがぎり、残留応力分布に影響を与えない。

- (6) 板中央の溶接線方向の残留応力分布が変化しなくなる限界溶接長 L_{cr} は入熱・板厚・材料定数の関数となり、平均温度上昇の無次元パラメータ T_{av}^* で残留応力を整理した Fig. 2-5 と限界溶接長におよぼす残留応力分布の影響を示した Fig. 2-11 により求められる。特に、 $T_{av}^* \leq 0.4$ の範囲では、

$$L_{cr} = 1.3 \alpha_0 Q / cp E \gamma_0 h$$

となる。

- (7) 相変態が溶接線方向の残留応力分布におよぼす影響を評価した略算式を導いた。(Table 4-4 参照)

- (8) 予熱温度 θ_i は降伏応力 σ_y が大きい場合、すなわち、次の条件を満足する場合

$$E\alpha(\theta_r - \theta_i - T_{an}) - \sigma_y(\theta_r) < \sigma_y(\theta_i + T_{an})$$

には残留応力分布に大きな影響を与える。(Fig. 4-6, Fig. 4-7参照)

- (9) 多層グループ溶接の残留応力分布は $T_{an}^* \leq 0.4$ の範囲で、一様予熱温度 $\theta_i \leq 0.2\theta_m$ の場合には多層グループ溶接の残留応力分布とほぼ同一となり、略算式(2-1)で決定される。また、相変態のある場合にはTable 4-4の略算式で決定される。

- (10) 溶接法をSMAW、GMAW、GTAW、SAWと種々変化させた時の軟鋼のビード溶着時の溶接変形を入熱のパラメータで整理し、

$$Q/h^2 \leq 2500 \text{ cal/cm}^2$$

の範囲で今回用いた溶接法の影響も溶接変形が受けないことを示した。そして、 $Q/h^2 \leq 2500 \text{ cal/cm}^2$ の範囲で横収縮 S は入熱 Q に比例し、板厚 h に反比例すること、横曲り変形 δ は入熱 Q に比例し、板厚 h の2乗に反比例することを示した。

- (11) 入熱の無次元パラメータ T_{an}^* を用いて、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の溶接変形の実験値を整理し、溶接変形を求める略算式(3-5)を導いた。

- (12) 溶接長が溶接変形におよぼす影響を固有ひずみ論を用いて理論解析し、実験値も整理することより、溶接長の影響を数式化した。

- (13) 高張力鋼の溶接変形は溶接長が200mm以上の場合には相変態の影響をあまり受けず、降伏応力の影響を主として受ける。この事を考慮した溶接変形の略算式を導いた。(Table 4-5参照)

- (14) 多層溶接の溶接変形をビード溶着の溶接変形より求める手法を示し、各種要因が多層溶接の溶接変形におよぼす影響を明らかにした。

- (a) 溶接法が溶接変形におよぼす影響は比溶着熱 $D (\text{cal/cm})$ でほぼ評価できると思われる。

- (b) 多層溶接の溶接変形は用光断面積を溶着するのに必要なBacking pass sideのパス数 N_1 と開先角度 $2\phi_1$ 、Finishing pass sideのパス数 N_2 と開先角度 $2\phi_2$ 、比溶着熱 D の関数となる。(式(5-3)、Fig. 5-8参照)

(15) 多層溶接の溶接変形は横軸に開先断面積をGMAWで溶着するのに必要な総パス数 N (開先では $=D_g P d^2 \tan \phi / Q$ となる。ただし、 D_g :GMAWの比溶着熱)を取り、縦軸に横収縮・横曲り変形に各溶接法の比溶着熱 D とGMAWの比溶着熱 D_g の比を掛けた値 $\frac{D_g}{D} \cdot \frac{S}{\delta}$, $\frac{D_g}{D} \delta$ を取れば統一的に整理できる。

(16) 溶接線に対称な先柱き裂を有する突合せ継手の残留応力・残留ひずみは $T_{AM}^* \leq 0.4$ の範囲で、次の熱弾塑性パラメータ
 フラック先端の最高温度上昇の無次元パラメータ $T_{AM}^* = 0.242 d \theta / c p h a \epsilon y_0$
 初期温度の無次元パラメータ $\theta_i^* = d \theta_i / \epsilon y_0$
 降伏応力が零になる温度の無次元パラメータ $\theta_M^* = d \theta_M / \epsilon y_0$
 で主として規定される
 同一材料では、
 フラック先端の最高温度上昇 $T_{AM} = 0.242 Q / c p h a (^{\circ}C)$
 初期温度 $\theta_i (^{\circ}C)$
 で主として規定される。

(17) き裂先端の残留応力分布は $T_{AM}^* \leq 0.4$ の範囲で、 θ_M^* に関係なく次式で与えられる。

$$\left. \begin{array}{lll} \sigma_1^* = 1.1 & \sigma_2^* = 0.2 & \sigma_3^* = -0.04 T_{AM}^* \\ T_{AM}^* \geq 2.0 & Y_1^a = 0.6 T_{AM}^* & Y_2^* = 0.9 T_{AM}^* \quad Y_0^a = 1.6 T_{AM}^* \\ 0 \leq T_{AM}^* \leq 2.0 & Y_1^a = 0.1 T_{AM}^* + 1.0 & Y_2^a = 0.4 T_{AM}^* + 1.0 \\ & Y_3^a = 1.1 T_{AM}^* + 1.0 \end{array} \right\}$$

また、き裂線上のき裂先端から 0.5 mm の点の残留相当塑性ひずみはほぼ次式で与えられる。

$$(\bar{\epsilon}_p^*)_{0.5} / \sqrt{a} = 0.5 (T_{AM}^*)^2$$

上式より、 $(\bar{\epsilon}_p^*)_{0.5}$ はき裂の半長 a の平方根 $\sqrt{a}$ の3乗に反比例し、入熱 Q (cal/cm)の2乗に比例し、板厚 h の2乗に反比例すること、降伏応力 σ_y に反比例することがわかる。

このことより、相当塑性ひずみが材料の靱性値と結びつくものならば、上式により材料の靱性値は変化するものと思われる。

謝 辞

本研究は大阪大学教授佐藤邦彦博士の御指導のもとに昭和48年度に着手し、その後、溶接工学教室の諸先生方の御指導、御援助を賜って遂行し得たものである。

特に佐藤邦彦教授には研究の計画、実施、結果の検討など本研究の全般にわたって終始御懇篤な御指導と御鞭撻を賜わった。

また、本論文をまとめるにあたり、大阪大学教授・渡辺正紀博士、西口公元博士、菊田米男博士、上田幸雄博士、向井喜彦博士から有益な御指示と御討論を賜わった。

実験の遂行にあたっては、多数の溶接工学教室の卒業生の方々から数々の御協力をいただいた。

また、川崎重工業(株)、日立造船(株)、住友金属工業(株)、中央研究所の関係各位から多大の御援助をいただいた。

本論文を終えるに当り、これらの方々に比し深い謝意を表する次第であります。

参考文献

- 1) 仲威雄: "溶接の収縮と亀裂", 小峰工業出版 1952
- 2) N.O. Okerblom: "The Calculation of Deformations of Welded Metal Structure", Her Majesty's Stationary Office, London 1958
- 3) 木原 博・増淵興一: "溶接基本継手の収縮および残留応力について"
日本造船学会論文集 第95号 1954 pp.181~195, 第96号 1955 pp.99~108
- 4) Považan Jan: "Influence of The Welding Process and Steel Yield Point on Residual Welding Stresses", IIW. Doc. X-719 1973
- 5) V.I. Makhnenko, V.M. Sheker and Yu.A. Skosnyagin: "Angular Deformations when Plates are Heated during Welding", Automatic Welding No.7 1972 pp.23~26
- 6) D. Rosenthal and J. Zabrs: "Temperature Distribution and Shrinkage Stresses in Arc Welding", W.J. Vol.19 No.19 1940 pp.323~331
- 7) 渡辺正紀・佐藤邦彦: "溶接継手の収縮変形", 溶接学会誌 第26巻 第4号 1957 pp.213~220
- 8) J.H. Weiner: "An Elastoplastic Thermal-Stress Analysis of a Free Plate", JI. Applied Mech. September 1956 pp.395~402
- 9) A. Mendelson and S.W. Spero: "A General Solution for the Elastoplastic Thermal Stresses in a Strain-Hardening Plate With Arbitrary Material Properties", JI. Applied Mech. March 1962 pp.151~158
- 10) 辻 勇: "1次元の温度分布を有する矩形板の熱弾塑性応力問題に関する研究(第4報)", 日本造船協会論文集 第118号 1965 pp.307~317
- 11) 藤本二男: "スリット型突合せ溶接継手を有する長方形板の残留応力"
溶接学会誌 第40巻 第5号 1971 pp.459~473
- 12) Lambert Tall: "Residual Stresses in Welded Plates----- A Theoretical Study", W.J. January 1964 pp.10~23
- 13) 上田幸雄・山川武人: "有限要素法による熱弾塑性歪動の解析"
溶接学会誌 第42巻 第6号 1973 pp.567~577

- 14) 藤田 謙・野本敏治: "熱弾塑性問題に関する研究 (その1)"
日本造船学会論文集 第130号 1971 pp.185~193
- 15) O.C. Zienkiewicz and Y.K. Cheung: "The Finite Element Method in Structural and Continuum Mechanics", McGraw-Hill 1967
- 16) "Elevated Temperature Properties of Carbon Steel", ASTM-ASME Joint Committee, STP 180
- 17) "The Elevated-Temperature Properties of Stainless Steels", ASTM-ASME Joint Committee STP 124
- 18) "Aluminum standards & data", aluminum association 1972-73
- 19) F. Guyot: "A Note on the Shrinkage and Distortion of Welded Joints", W.J. September 1947 pp.519-529
- 20) Timoshenko: "Strength of Materials", Part II 1930 pp.699
- 21) 佐藤邦彦・松井繁朋・小林正宏: "A-7 溶接継手の収縮過程に関する研究" 溶接学会誌 第35巻 第3号 1966 pp.246~256.
第4号 1966 pp.345~352 第6号 1966 pp.413~420.
第3号 1967 pp.229~237
- 22) 佐藤邦彦: "移動熱源による熱伝導の特性に関する覚え書"
溶接学会誌 第36巻 第2号 1967 pp.154~159
- 23) N.R. Nagaraja Rao and Lambert Tall: "Residual Stresses in Welded Plates", W.J. October 1961 pp.468-480
- 24) H.G. Landau and J.H. Weiner: "Transient and Residual Stresses in Heat-Treated Plates", J1. Applied Mech. December 1958 pp.459-469
- 25) 佐藤邦彦・豊田政男: "溶接継手の脆性破壊強度におよぼす残留応力と材料の力学的特性の影響" 日本造船学会論文集 第131号
1972 pp.335~365
- 26) 金沢 武・大庭浩・須清修造: "溶接残留応力が脆性破壊伝播に及ぼす影響について", 日本造船学会論文集 第110号 1961
pp.359~368

- 27) 秋田好雄・矢田敏夫・酒井啓一：“鋼構造物に発生する脆性破壊と残留応力”，日本造船学会論文集 第125号 1969 pp.227~235
- 28) Timoshenko and Goodier: "Theory of Elasticity", McGraw-Hill second edition 1951
- 29) N.I. Muskhelishvili: "Some Basic Problems of The Mathematical Theoretical Theory of Elasticity", P. Noordhoff Ltd. 1963
- 30) 船体用高張力鋼板大入熱溶接継手の脆性破壊評価に関する研究
SR147 1975
- 31) 木原 博・金沢 武・大庭 浩・須清修造・南方俊二・山本辰一：
“切欠・角変形・残留応力が高張力鋼溶接継手の脆性破壊発生に及ぼす影響（第1報）”，日本造船学会論文集 第125号 1969 pp.255~274
- 32) Wilber M. Wilson and Chao-Chien Hao: "Residual Stresses in Welded Structures", W.J. May 1947 pp.295—320
- 33) W. Spraragen and W.G. Ettinger: "Shrinkage Distortion in Welding", W.J. June 1950 pp.292—294
- 34) 山内俊平・中井恒男・国広敏之：“平鋼板上に溶着したビードによる収縮変形歪について”，造船協会論文集 第94号 1953 pp.145~158
- 35) 渡辺正記・佐藤邦彦：“ビード溶接による横収縮・横曲り変形と溶接条件との関係”，溶接学会誌 第25巻 第4号 1956 pp.211~216
- 36) C.L. Cline: "Weld Shrinkage and Control of Distortion in Aluminum Butt Welds", W.J. November 1965 pp.523—528
- 37) 前田豊生：“溶接変形の基本的性質”，石川島播磨技報 第5巻 第23号 1965 pp.225~259
- 38) 立川逸郎・徳永清彦：“実船溶接における横曲り変形の発生過程”，溶接学会誌 第39巻 第2号 1970 pp.153~159
- 39) W. Spraragen and G.E. Claussen: "Shrinkage Distortion in Welding", W.J. July 1937 pp.29—39
- 40) J.N. Goodier: "On the Integration of the Thermo-Elastic Equations", Phil. Mag. 23 1937 pp.1016—1032

- 41) 平修二: "現代弾性力学", オーム社 1974
- 42) 佐藤邦彦: "溶接継手ならびに構造物の収縮変形に関する研究".
大阪大学提出学位論文 1959
- 43) D. Rosenthal: "Mathematical Theory of Heat Distribution During Welding
and Cutting", W.J. May 1941 pp.220—234
- 44) 渡辺正己・佐藤邦彦: "溶接力学と応用" 朝倉書店 1965
- 45) 渡辺正己・佐藤邦彦: "突合せ溶接継手の横収縮・横曲り変形と溶接条件
との関係", 溶接学会誌 第25巻 第8号 1956 pp.455~460
- 46) 巖田和之・石山有村: "アルミニウム合金5083厚板の溶接における収縮と角
変形", 軽金属溶接 No.107 1971 pp.575~578
- 47) 郷 肥三: "アルミニウム合金の溶接変形", 軽金属溶接 No.95 1969
pp.227~235
- 48) P. Bernasovsky, I. Hrivnak and P. Ondrejcek: "The study of steels
weldability by simulation of thermal and deformation cycles of
welding on the equipment thermorestor-W", IIW Doc. IX-75
- 49) 安藤弘平・長谷川光雄: "溶接F-T現象" 産報 1967
- 50) 山川武人: "構造物の非線形挙動解析への有限要素法の適用",
大阪大学提出学位論文 1972
- 51) 井上達雄・平修二: "負荷関数を用いた弾性生熱応力の解析",
非線形問題研究会分科会第15回 1971
- 52) B.И. СМИРНОВ: "高等数学教程", Ⅲ巻 二部 共立出版 1958
- 53) N. Christensen, V. de L. Davies and K. Gjermundsen: "Distribution
of Temperatures in Arc Welding", B.W.J. February 1965 pp.54—75
- 54) 西口公元: "F-Tで溶接", 溶接学会誌 第40巻 第12号
1971 pp.1206~1219

- 55) Zvi Paley, J.N. Lynch and C.M. Adams, Jr: "Heat Flow in Welding Heavy Steel Plate", W.J. February 1964 pp.71—79
- 56) 長谷川孝雄: "厚板高張力鋼における変形ならびに溶接割れに関する研究", 大阪大学工学部溶接工学科修士論文
- 57) 佐藤邦彦・豊田政男・川口喜昭・有持和茂・鈴木充・多々良敏行: "50キロ高張力鋼溶接継手の脆性破壊発生挙動におよぼす溶接熱・歪履歴の影響", 日本造船学会論文集 第138号 1975 pp.444~452
- 58) 寺沢一雄・大谷碧・吉田俊夫・寺中清: "高温歪み鋼の破壊応力曲線におよぼす影響", 日本造船学会論文集 第110号 1961 pp.383~400
- 59) 佐藤邦彦・松中繁朋・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", 溶接学会誌 第35巻 第9号 1966 pp.780~789
- 60) 明石重雄・夏目光尋: "軟鋼および高張力鋼の板内溶接による角変形とその矯正について", WD-15-75 1975

本論文に関連した発表論文

1. 「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」
溶接学会誌 第45巻 第2号 1976 pp.150~154
2. 「構造用材料の溶接変形におよぼす溶接諸条件の影響」
溶接学会誌 第45巻 第4号 1976 pp.302~308
3. 「溶接残留応力・溶接変形におよぼす相変態の影響」
溶接学会誌 第45巻 第7号 1976
4. 「多層溶接の溶接変形におよぼす溶接諸条件の影響」
溶接学会誌 第45巻 第6号 1976
5. 「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」
溶接学会誌 第45巻 第1号 1976 pp.42~50
6. 「溶接による裂部近傍がうける熱ひずみ履歴と残留応力・残留ひずみ」
日本造船学会論文集 第139号 1976