The University of Osaka
Institutional Knowledge Archive

Title	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
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1—Ⅰ　有限要素法熱弾塑性理論の無次元化について 20

附録1—Ⅱ　有限要素法熱弾塑性プログラムについて 23

附録1—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　53
3.6　結論　55
附録3-I　固有ひずみ論による溶接長の評価　56

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 溶接変形を求める近似的手法 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) 開先形状の影響 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-I 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の型 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_{Y_0}: Yield strength at reference temperature
ε: Strain
ε_Y: Yield strain
ε_{Y_0}: Yield strain at reference temperature
θ: Temperature
θ_γ: 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

$\varepsilon^*=\varepsilon/\varepsilon_{Y0}$: Dimensionless strain

$\sigma^*=\sigma/\sigma_{Y0}$: Dimensionless stress

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

$T_0^*=\alpha_0T_0/\varepsilon_{Y0}$: Dimensionless heat input parameter

$T_{av}=Q/2c\rho hW$: Rise of average temperature

$T_{av}^*=\alpha_0T_{av}/\varepsilon_{Y0}$: Dimensionless rise of average temperature

$T_{aM}=Q/\sqrt{2\pi e}ahc\rho$: Rise of maximum temperature at crack tip

π: The ratio of the circumference to its diameter

e: Base of natural logarithms

$T_{aM}^*=\alpha_0T_{aM}/\varepsilon_{Y0}$: Dimensionless rise of maximum temperature at crack tip

緒論

大に工接多導．イ的．力藤ら
に形施溶ら伝しク鍵応これ
能変接・か熱にや基[8),9)]留[13)]こ
性・溶力くはか論の残田て
用力や応古りらみ形接上い
使応計留．仲明ず変Weiner溶．用
の留設残て．をひ接．．りを
物残接接いば構有溶[10)]てお論
造が溶溶つえ機固・辺いて理
構件は溶に例生はカ、用し性
接条とめ響発ら応たをに塑
溶諸こた影。のり留ま論か弾
は接るのの[10)]縮本残理ら熱
形溶すこ件[1)〜]収藤接。性明法。くて造くのア（SW）
変．に条る横．溶る塑を素る多し構多ど覆（AW）
接めか。諸いて[3)]ていい弾構要いのと接もな被接TおながT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っま対力合常ク、合的こ．にと数をな
カえをですさを．利に次発元扱れを。張ム通一W場較る力冷論定タる
応与響とぼな論[7)]をかノの次りこ接る高ウてアAの比す応急導理ーき
留を影こよが性藤論らは形2取．溶いはニしジMらは理留熱伝物メで
残響すなお究弾佐理明ら変はをしクてミとー（Gれ報整残加熱のラ理
接影ぼ要に研熱・イを[12)]接ら題かーっ近ル法マ（こ情に接な．料パ整
溶なよ重形のと辺が題溶[14)]問しア扱最ア接ブ接．る的溶的ら材のを
きお上変く論渡千問T.ell・田の覆りに．溶サ溶しす統部かとこタ

被取他鋼．にクか関系
のをのス方他ーしにを
板力鋼レーのア形形
鋼応のンド．変変
軟留常テ。Wルる接接
て残通スるMーれ溶溶
し接はたれMシさ・・
と溶てまらSス用カカ
主・し．え（が使応応
は形とれ考接、が留留
究変料さも溶）ど残残。
研接材用用クWな接接る
の溶用使使ーA）溶れは塑理適接上
形た性む溶学
熱ず用パ応こ
のみいラカと
伝にてメ・に
導よ溶ー溶好
る接タ接都
ともものを変合
もの熱誘形で
なで的導のあ
うあ条しデろ
局る件．ーう

を使一的は。目でる の究する 記研に 上本と をこ てタる しーけ とメづ 象ラ名 対パと をの」 手こタ 継ー 接ーメ 溶ラ せクパ 合ー性 突メ塑 はラ弾 究パ熱 研た「 本っ上 も宜

解を溶力。源理ー溶メタリ値タ・応る熱性メてラーよ数ー力留あ間塑ラいパメに法メ応残で瞬弾パ用すラ験素ラ留がのに熱性をぼパ実要パ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ロ響熱るよ熱け溶か章熱すプ影てきおのお、ら1て関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。に変熱主。に塑そせを影る合接法による手弾 合理すな場溶素形い継熱。突整ぼらな・要変て接とたのよか的力限接し溶る。論し料値お章想応有溶にせい相才継響、る軟板をを結横塑形冷つ算溶を才留に平留導導材験に6理留、か合てはび接影にすは金験タ究が弾変はに略・とは残かは残伝誘種実形はた残し力ら突してよ溶のも算で合実ー研件熱接で響ろ力こでるらでる熱り各の変文しり導応明のに章おせ件と計章Alのメの条を溶章影す応る章よ明章けをよて形接論与よ誘留を際か2板合条とを3び形ラ来諸響、4す関留う5にを6おにい変溶本投にを残タ実ら才鋼突諸る布才よ変パ従接影に才ぼに残め才接響才に杵用接・ を論タ接ーが明 軟の接す分 おり性、溶のも よ板接求 溶影 近

る板溶にカれ金すか応ら合ぼら留えAlよ明残考・おてと鋼にいしいスカ用対なレ応をに少ン留タ件。的テ残ー条るイ着お整なにい留章にた較ス、メ諸いナ溶にの行形用て残2とれるのに比系てラ接てテド章果を変をめが才こうい章形がトしパ溶いス一1結察リタ求態、るえて4変響イと性た導ービ才験考曲ーを変しす手し才接影ナ象塑れをオて、実較横メ式相察正をにし溶る。のテ対弾ら式・いいて比・ラ算の考修形かいといの・態スを熱え算板用ないと縮パ略中てを変らなカて上カ変ー手を与略鋼を行用果収性の却い式接明章応し面応才継響、る軟板をを結横塑形冷つ算溶を才留に平留験タ究が弾変はに略・とは残かは残し力ら突してよ溶のも算で合実ー研件熱接で響ろ力こでるらでる章お せ件と計章Alのメの条を溶章影す応る章よ明章けう5にを6おを3び形ラ来諸響、4す関留う5にを6お才鋼突諸る布才よ変パ従接影に才ぼに残め才接響才に軟の接す分 おり性、溶のも よ板接求 溶影 近

板曲塑に、件と鋼横弾もに条とス・熱と次諸るレ縮たと 接すテン収しう。溶にテ横導なるすかスる誘行いぼら糸よてをてよ明。トにい理っおてる応才よ溶的テ残ー条るイ着お整なにい留章にた較ス、メ諸いナ溶にの行形用て残2とれるのに比系てラ接てテド章果を変をめが才こうい章形がトしパ溶いス一1結察リタ求態、るえて4変響イと性た導ービ才験考曲ーを変しす手し才接影ナ象塑れをオて、実較横メ式相察正をにし溶る。のテ対弾ら式・いいて比・ラ算の考修形かいといの・態スを熱え算板用ないと縮パ略中てを変らなカて上カ変ー手を与略鋼を行用果収性の却い式接明章応し面応才継響、る軟板をを結横塑形冷つ算溶を才留に平留験タ究が弾変はに略・とは残かは残し力ら突してよ溶のも算で合実ー研件熱接で響ろ力こでるらでる章お せ件と計章Alのメの条を溶章影す応る章よ明章けう5にを6おを3び形ラ来諸響、4す関留う5にを6お才鋼突諸る布才よ変パ従接影に才ぼに残め才接響才に軟の接す分 おり性、溶のも よ板接求 溶影 近

お鋼溶て層の。
に軟のし多附
形た鋼対件る。
変い力に条
接導張件て、
溶で高条諸
・章て諸接
糸よてをてよ明。力3っ接用溶
スる誘行いぼら利す
テン収しう。溶にをぼ
レ縮たと 接す結果よ
ス・熱と次諸るお
板曲塑に、件と鋼横弾もに条とス・熱と次諸るレ縮たと 接すテン収しう。溶にテ横導なるすかスる誘行いぼら糸よてをてよ明。トにい理っおてる応才よ溶的テ残ー条るイ着お整なにい留章にた較ス、メ諸いナ溶にの行形用て残2とれるのに比系てラ接てテド章果を変をめが才こうい章形がトしパ溶いス一1結察リタ求態、るえて4変響イと性た導ービ才験考曲ーを変しす手し才接影ナ象塑れをオて、実較横メ式相察正をにし溶る。のテ対弾ら式・いいて比・ラ算の考修形かいといの・態スを熱え算板用ないと縮パ略中てを変らなカて上カ変ー手を与略鋼を行用果収性の却い式接明章応し面応才継響、る軟板をを結横塑形冷つ算溶を才留に平留験タ究が弾変はに略・とは残かは残し力ら突してよ溶のも算で合実ー研件熱接で響ろ力こでるらでる章お せ件と計章Alのメの条を溶章影す応る章よ明章けう5にを6おを3び形ラ来諸響、4す関留う5にを6お才鋼突諸る布才よ変パ従接影に才ぼに残め才接響才に軟の接す分 おり性、溶のも よ板接求 溶影 近

先端い
陥って
欠扱
のり
手取
継を
む題
含問
をみ
陥ず
欠ひ
接留
溶残

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

1.1 緒言

本章は溶接残留応力・溶接変形が残留塑性ひずみにより生じるものであることに注目して、残留応力・溶接変形を整理するための熱弾塑性パラメータを誘動している。

残留塑性ひずみは溶接の場合、次の2つの要因により発生していると考えられる。

①外力　　②熱履歴

しかし要因①の外力は溶接構造物の使用時に発生する塑性ひずみと関係があり、溶接構造物の施工時に発生する塑性ひずみとは一般に関係がない。要因②の熱履歴は溶接構造物の施行時に発生する熱伝導と関係があり、溶接熱の伝導にともなう局部的な加熱・急冷に起因した塑性ひずみの発生原因となる。そこで、塑性ひずみと熱履歴の関係を瞬間熱源における熱伝導論と熱弾塑性理論を用いて明らかにし、残留応力・溶接変形を支配するパラメータ――以後「熱弾塑性パラメータ」と呼ぶ――を有限要素法熱弾塑性解析により明らかにした。

次に、瞬間熱源の立場より導かれた熱弾塑性パラメータが移動熱源である溶接により生じた残留応力・溶接変形の整理に有効であるかどうかを実験により検討した。

1.2 熱弾塑性パラメータの提案

1.2.1 応力・ひずみを支配する因子

溶接応力・ひずみ・変形の問題を厳密に取り扱うにはひずみ増分理論を使用する必要がある。上田[13]、藤田[14]等はひずみ増分理論を用いた有限要素法熱弾塑性理論を導き、種々の溶接諸問題を数値解析している。この項で

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[13]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）

$$
\left.
\begin{array}{llll}
\{\sigma^*\}=\{\sigma\}/\sigma_{Y0} & \{\varepsilon^*\}=\{\varepsilon\}/\varepsilon_{Y0} & \{d^*\}=\{d\}/h\varepsilon_{Y0} & \\
\{\theta^*\}=\{\theta\}\alpha_0/\varepsilon_{Y0} & \sigma_Y^*=\sigma_Y/\sigma_{Y0} & E^*=E/E_0 & \alpha^*=\alpha/\alpha_0 \quad H^*=H/E_0 \\
\{F^*\}=\{F\}/h\sigma_{Y0} & [B^*]=[B]h & [D^*]=[D]/E_0 & [K^*]=[K]/E_0 h \\
\{C^*\}=\{C\}/\alpha_0 E_0 & \{A^*\}=\{A\}/h^2\sigma_{Y0} & \{u^*\}=\{u\}h\varepsilon_{Y0} & S^*=S/h^2 \\
W^*=W/h & L^*=L/h & X^*=x/h & Y^*=y/h
\end{array}
\right\} \quad (1-1)
$$

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　σ_Y：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$E\alpha$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：デカルト座標

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。

ひずみと変位の関係　$\{\dot{\varepsilon}_e^*\}=[B^*]\{\dot{d}^*\}$

応力とひずみの関係　$\{\dot{\sigma}^*\}=[D^*]\{\dot{\varepsilon}^*\}-\{C^*\}\dot{\theta}^*$

要素の力の平衡条件　$\{\dot{F}_e^*\}=[K_e^*]\{\dot{d}^*\}-\{\dot{A}_e^*\}$

全体の力の平衡条件　$\{\dot{F}^*\}=[K^*]\{\dot{u}^*\}-\{\dot{A}^*\}$

ただし　添字eは要素をあらわし、dotは増分をあらわす。

$$[K_e^*]=\int_{S^*}[B^*]^T[D^*][B^*]dS^*$$

$$\{\dot{A}_e^*\}=\int_{S^*}[B^*]^T\{C^*\}\dot{\theta}^*dS^*$$

$$\{u^*\}=\sum^{W^*}\sum^{L^*}\{d^*\} \qquad \{A^*\}=\sum^{W^*}\sum^{L^*}\{A_e^*\} \qquad [K^*]=\sum^{W^*}\sum^{L^*}[K_e^*]$$

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[15]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）

$$\text{応力orひずみ} = f(\sigma^*, \dot{\sigma}^*, \varphi^*, \dot{\varphi}^*, E^*, \dot{E}^*, H^*, \dot{H}^*, \alpha^*, \dot{\alpha}^*, L^*, W^*, X^*, Y^*) \qquad (1-3)$$

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

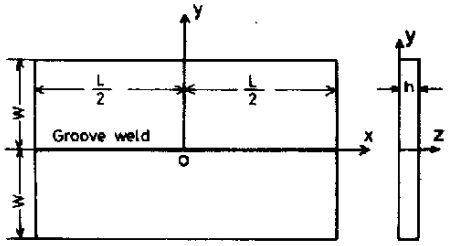


Fig.1-1 Specimen of groove weld

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・単位板厚当り強さ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をもちいたtable1-2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。

Table 1-2 Dimensionless variables used in residual stress distributions

Strain	$\varepsilon^* = \varepsilon/\varepsilon_{Y0}$
Stress	$\sigma^* = \sigma/\sigma_{Y0}$
Temperature	$\theta^* = \alpha_0\theta/\varepsilon_{Y0}$
Yield Strength	$\sigma_Y^* = \sigma_Y/\sigma_{Y0}$
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	$L^W = L/W$
Location	$X = x/W$ $Y = y/W$
Time	$\tau = 2\sqrt{kt}/W$

① 温度 $\theta^* = \theta^*(\tau, X, Y)$ の履歴が同じであること
② 材料定数 σ_Y^*, α^*, E^*, H^* の温度 θ^* に関する依存性が同じであること
③ 板の長さ L^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散を無視すると次式で与えられる。

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

ただし $T_{av}^* = \alpha_0 T_{av}/\varepsilon_{Y_0}$　　$T_{av} = Q/2c\rho hW$ ：板の平均温度上昇

$\theta_i^* = \alpha_0 \theta_i/\varepsilon_{Y_0}$　　θ_i ：板の初期温度

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

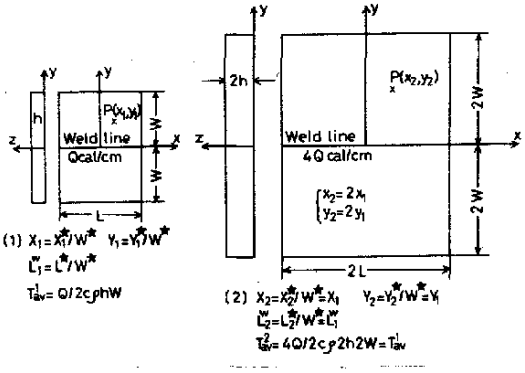


Fig.1-2 Similar plates of groove weld (instantaneous plane heat source)

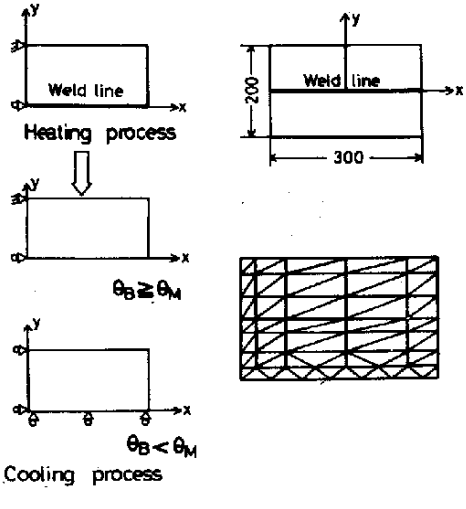
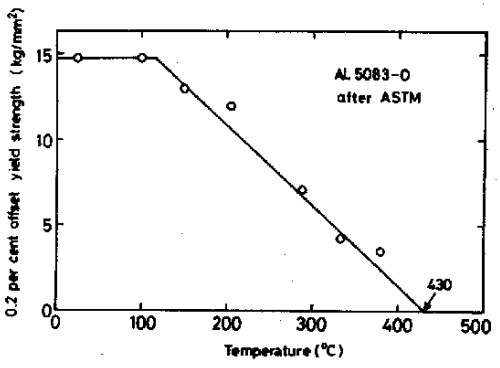


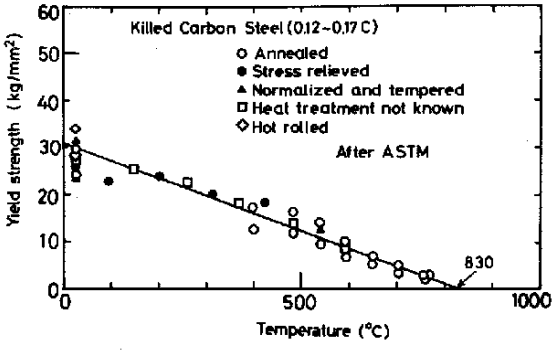
Fig.1-3 Boundary conditions and mesh division for analyzing residual stress

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_{av}^*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_{av}^*とθ_i^*が同じであること」と書きかえることができる。

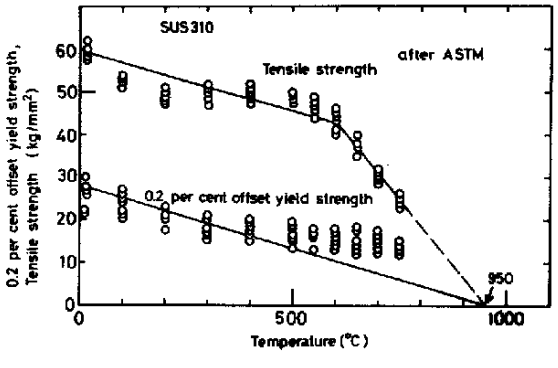
次に上記条件②について考察する。材料定数σ^*, α^*, E^*, H^*の温度依存性が残留応力におよぼす影響を知るために、Fig.1-3に示すように初期温度$\theta_i = 0°C$の平板（L=300mm, W=100mm）2枚の突合せ部、すなわちx軸上にQ/h = 3000 cal/cm²の平面熱源が瞬間投与された場合についてY軸上の残留応力$\sigma_x^*(=\sigma_x/\sigma_{Y_0})$の解析を行なった。解析には2次元有限要素法熱弾塑性プログラムを使用した。（プログラムの信頼性については附録I—II参照）解析の境界条件と要素分割図をFig.1-3に示す。境界条件は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

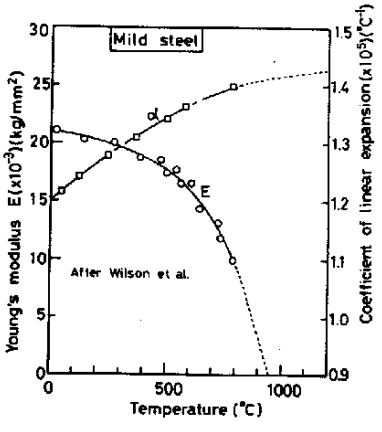


Fig.1-5 Physical and mechanical properties of mild steel as a function of temperature

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(cal/°C·g)	0.13	0.23	0.12	0.13	0.12
ρ (g/cm^3)	7.8	2.64	8.03	7.8	7.9
E_0(kg/mm^2)	21000	7100	20400	21000	20500
σ_{Y0}(kg/mm^2)	31	14.8	28	80	64
ε_{Y0}(=σ_{Y0}/E_0)	1.48×10^{-3}	2.11×10^{-3}	1.38×10^{-3}	3.81×10^{-3}	3.12×10^{-3}
α_0 (°C^{-1})	1.2×10^{-5}	2.36×10^{-5}	1.75×10^{-5}	1.2×10^{-5}	1.2×10^{-5}
θ_M (°C)	830	430	950	830	830
θ_M^* (°C)	6.7	4.6	12.1	2.6	3.2

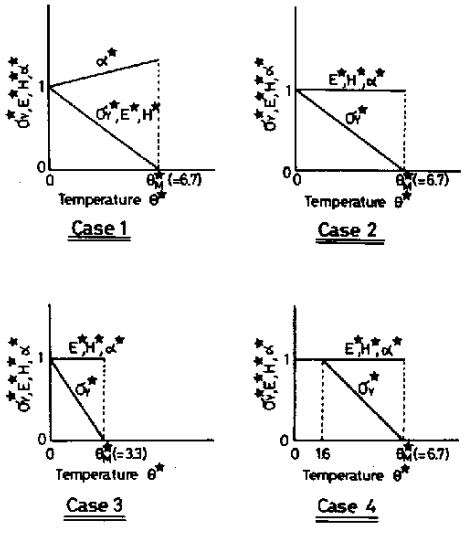


Fig.1-6 Temperature dependence of physical and mechanical properties selected for thermo-elasto-plastic analyses

すなわち、温度$\theta_M^*(=\alpha_0\theta_M/\varepsilon_{Y0})$以上では材料は応力をうけもたないものとし、

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

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

Case 3　上記と同様で$\theta_M^*=3.3$の場合

Case 4　σ_Y^*の温度依存性が図に示すような2本の直線で与えられ、$\theta_M^*=6.7$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を除いて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うけもたなくなる温度θ_M^*であって、θ_i^*とθ_M^*の間における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およぼす影響は2次的なものに過ぎないように思われる。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「材料が応力をう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ろう。

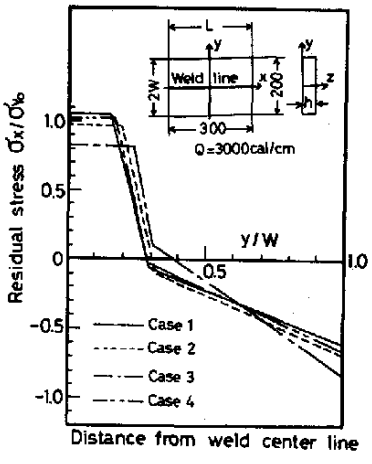


Fig.1-7 Residual stress distributions for selected temperature dependence of physical and mechanical properties

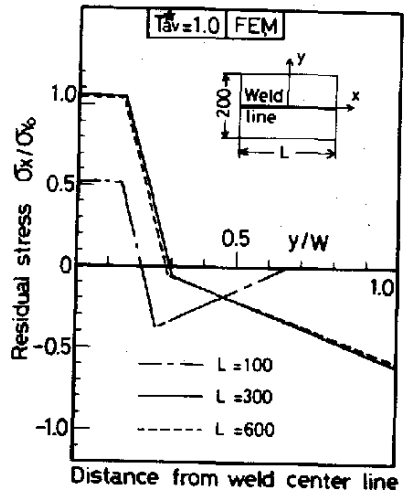


Fig.1-8 Effect of weld length on residual stress distributions

次に上記条件③について考察する。板の長さL^WはFig.1のブルーブ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σ_x^*を規定する主たるパラメータはT_{av}^*、σ_x^*およびσ_M^*であり、同一材料ではT_{av}とσ_x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

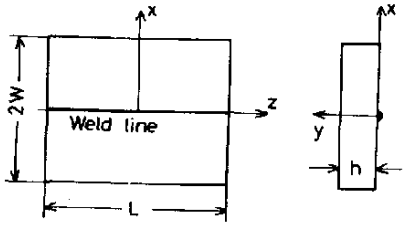


Fig.1-9 Specimen for analysis on welding deformations in bead-on-plate test

Fig.1-9に示す長さL、幅2W、板厚t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)の線熱源が瞬間投与されると仮定する。

Table 1-3 Dimensionless variables used in welding deformations

Strain	$\varepsilon^*=\varepsilon/\varepsilon_{Y0}$
Stress	$\sigma^*=\sigma/\sigma_{Y0}$
Temperature	$\theta^*=\alpha_0\theta/\varepsilon_{Y0}$
Yield Strength	$\sigma_Y^*=\sigma_Y/\sigma_{Y0}$
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	$\tau^*=2\sqrt{kt}/h$

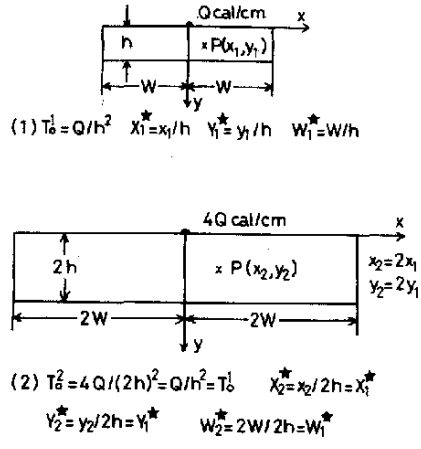


Fig.1-10 Similar plates of bead-on-plate test (instantaneous line heat source)

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τ^*における無次元化された応力・ひずみが同じになるためには式(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$\theta^*=\theta^*(\tau^*, X^*, Y^*)$の履歴が同じであること。

② 材料定数σ_Y^*, α^*, E^*, H^*の温度θ^*に関する依存性が同じであること。

③ 板幅W^*が同じであること

まず、上記の条件のについて考察する。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τ^*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。

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

ただし

$T_0^*=\alpha_0 Q/\varepsilon_{Y0}c\rho h^2$　　T_0^*: "入熱の無次元パラメータ"と以後呼ぶ

$\theta_i^*=\alpha_0\theta_i/\varepsilon_{Y0}$　　θ_i: 板の初期温度

$U_e(\kappa, \xi, \eta)=2/(\pi\kappa^2)\cdot\exp\{-(\xi^2+\eta^2)/\kappa^2\}$

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かぎり、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によって決定される。したがって、上記の条件のは「T_0^*とθ_i^*が同じであること」と書きかえることができる。

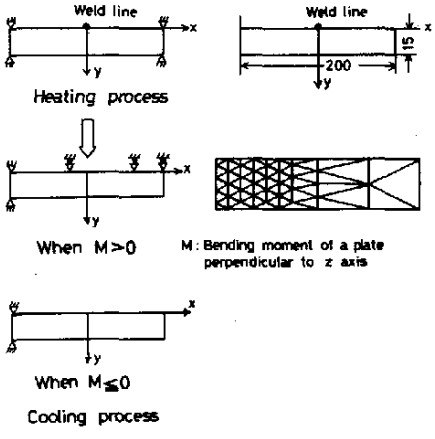
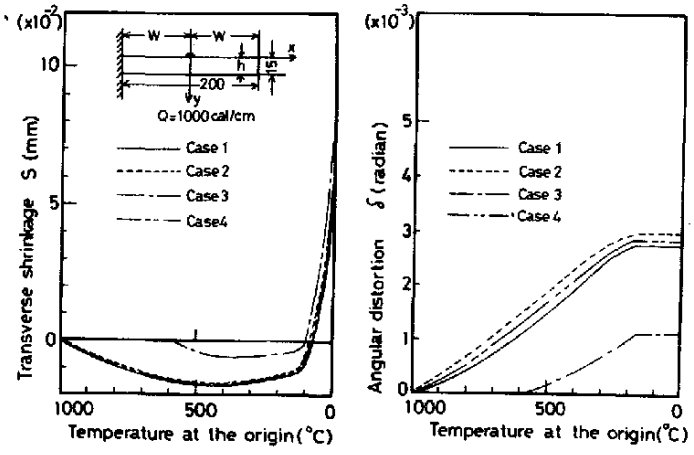


Fig.1-11 Boundary conditions and mesh division for analyzing welding deformations

次に、上記の条件②について考察する。材料定数σ^*, α^*, 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、$W=100mm$, $h=15mm$, $\theta_i=0°C$としてz軸上に強さ$Q=1000cal/cm$の線熱源が瞬間投与された場合について、xy平面内の2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。

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変化を溶接線の中央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変化の2次元有限要素法熱弾塑性解析結果である。横収縮Sと横曲り変形δ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変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_L^*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2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「材料が応力をう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ろう。



(a) Transverse shrinkage (b) Angular distortion

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

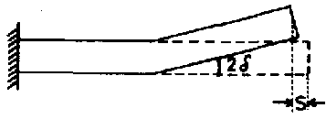


Fig.1-13 Definition of transverse shrinkage S and angular distortion δ

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_0^*、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Q/h^2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}^*, θ_i^*, θ_M^*（同一材料では T_{av}, θ_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。（なお第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 θ_i は15〜20°Cの範囲であった。

Table 1-4 Chemical compositions and mechanical properties of materials

SS41

Chemical composition (%)					Y.S.	T.S.	El.
C	Si	Mn	P	S	(kg/mm²)	(kg/mm²)	(%)
0.14	0.29	0.62	0.016	0.017	28.4	45.5	34.8

Al 5083-O

Chemical composition (%)							P.S.	T.S.	El.
Cu	Si	Fe	Mn	Mg	Cr	Ti	(kg/mm²)	(kg/mm²)	(%)
0.04	0.09	0.22	0.48	4.5	0.15	0.02	13.8	30.9	29.0

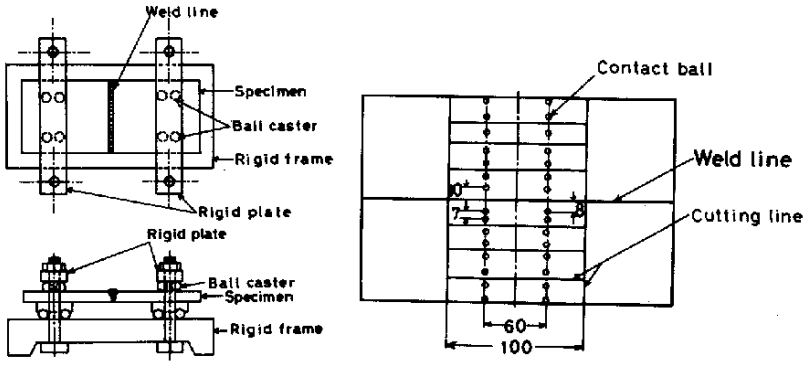
SUS310

Chemical composition (%)							P.S.	T.S.	El.
C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	(kg/mm²)	(kg/mm²)	(%)
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

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して溶接線に平行



(a) Restraint jig

(b) Location of contact ball and cutting lines

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	Al5083-0	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適用性の検討

実験は初期温度θ_i=15～25°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}^*, 降伏応力が要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°C, 125°Cそれぞれ一定にして、板厚h, 板幅W, 単位溶接長当りの入熱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=3000～5500 cal/cm, 板厚h=12～15mm, 板幅W=100～150mm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本の曲線に載ってくることがわかる。

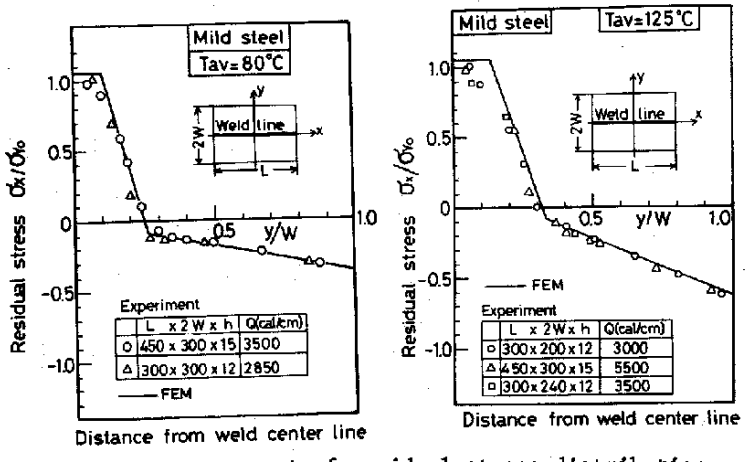


Fig.1-15 Arrangement of residual stress distribution of mild steel by average temperature increase parameter T_{av}

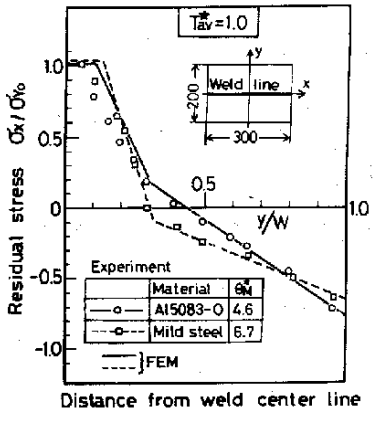


Fig.1-16 Arrangement of residual stress distributions of mild steel and Al alloy by parameter T^*_{av} and θ^*_M

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(b)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適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

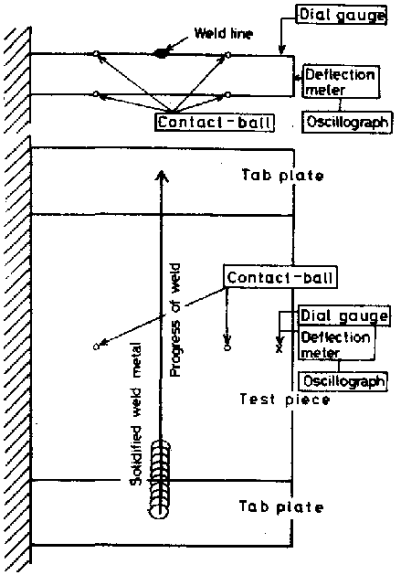


Fig.1-17 Apparatus of welding deformations mesurement

1.2.3項で明らかになった熱弾塑性パラメータ T_0^*, Q_i^*, Q_y^*（同一材料では Q/h^2, Q_i）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 Q_i は15～25℃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クの点火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。

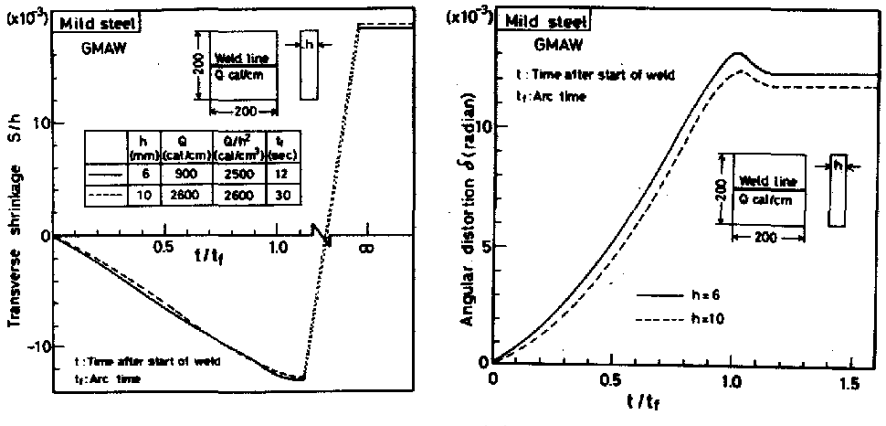
横収縮・横曲り変形の過渡的変化は変位計によりダイナミックストレインメータを通して電磁オシロに記録した。また、完全冷却後の横収縮は溶接線をはさんで標点距離100mmについて板の表裏面で測定し、その平均値をとった。測定器としてAl合金はコンパレータ（1/1000mm）を使用し、軟鋼はplender meter（1/1000mm）を用いた。横曲り変形の最終値は溶接線から90mm離れた点dial gauge（1/100mm）を取りつけて、溶接前後のたわ

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 $\theta_i = 15 \sim 25°C$ 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 θ_M^* である。

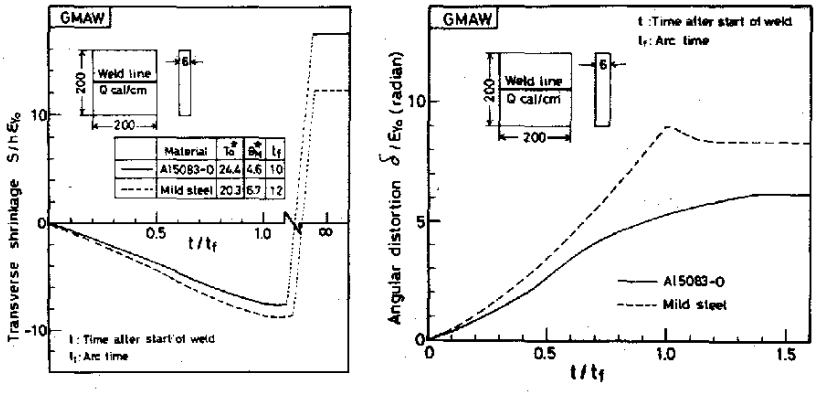
Fig. 1-18は軟鋼において、入熱のパラメータ Q/h^2 がほぼ2500 cal/cm³となるように板厚と入熱をTable 1-6(a)のように変化させた時の横収縮・横曲り変形の過渡的変化を示している。横軸は溶接スタート後の時間 t を溶接終了に要した時間 t_f で割った値 t/t_f を取り、縦軸は横収縮 S を板厚 h で割った値 S/h と横曲り変形 δ を取っている。(S/h, δ と Q/h^2 の関係は附録1-Ⅱ参照) 図より、入熱のパラメータ Q/h^2 が同一であれば横収縮・横曲り変形の過渡的変化がほぼ一致していることがわかる。



	h (mm)	Q (cal/cm)	Q/h² (cal/cm³)	tf (sec)
——	6	900	2500	12
- - - -	10	2600	2600	30

(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(b)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_{Y0} で割った値 $S/h\varepsilon_{Y0}$、横曲り変形 δ を ε_{Y0} で割った値 δ/ε_{Y0} を取っている（$S/h\varepsilon_{Y0}$、δ/ε_{Y0} と T_0^* の関係は附録1—Ⅲ参照）。Fig.1-11のAl合金（$\theta_M^*=4.6$ 実線）、軟鋼（$\theta_M^*=6.7$ 破線）の横収縮・横曲り変形の実験曲線と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ブ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　$T_{av}^* = \alpha_0 Q / 2c\rho h W \varepsilon_{Y0}$

初期温度の無次元パラメータ　$\theta_i^* = \alpha_0 \theta_i / \varepsilon_{Y0}$

降伏応力が零になる温度の無次元パラメータ　$\theta_M^* = \alpha_0 \theta_M / \varepsilon_{Y0}$

で規定され、

同一材料では、

平均温度上昇　$T_{av} = Q / 2c\rho h W$　(℃)

初期温度　θ_i　(℃)

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　$T_0^* = \alpha_0 Q / c\rho h^2 \varepsilon_{Y0}$

初期温度の無次元パラメータ　$\theta_i^* = \alpha_0 \theta_i / \varepsilon_{Y0}$

降伏力が零となる温度の無次元パラメータ　$\theta_M^* = \alpha_0 \theta_M / \varepsilon_{Y0}$

で規定され

同一材料では

入熱のパラメータ　Q/h^2　(cal/cm³)

初期温度　θ_i　(℃)

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－I　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 $[B^*]=[B]h$ の証明

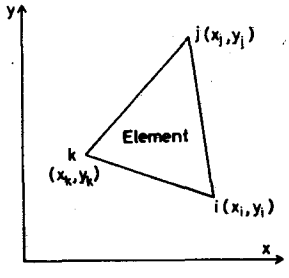


Fig.A-1 Element

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。

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

ただし

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

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

ただし、$\Delta^*=\Delta/h^2$　$X_\mu^*=x_\mu/h$, $Y_\mu^*=y_\mu/h$　$\mu=i, j, k$

(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

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

ただし、ν：ポアソン比

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

塑性域では

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

ただし

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

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

$$S_3 = \frac{E}{1+\nu}\tau_{xy} \qquad \bar{\sigma}^2 = \frac{3}{2}(\sigma_x'^2 + \sigma_y'^2 + \sigma_z'^2 + 2\tau_{xy}^2)$$

σ_x', σ_y', σ_z'：偏差応力

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

ただし

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

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

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

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

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

弾性域では

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

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

ただし、

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

塑性域では

$$\{C\}=\left([De]-\frac{[De]\{s\}\left\{\frac{\partial\bar{\sigma}}{\partial\sigma}\right\}^T[De]}{S}\right)V-\frac{[De]\{s\}}{S}\frac{\partial\sigma_Y}{\partial\theta}$$

ただし

$\{s\}$：偏差応力

$$V=\{\alpha\}+\frac{d\{\alpha\}}{d\theta}\cdot\theta+\frac{d[De]^{-1}}{d\theta}\{\sigma\}$$

$$S=\left\{\frac{\partial\bar{\sigma}}{\partial\sigma}\right\}^T[De]\{s\}+H\left\{\frac{\partial\bar{\varepsilon}_p}{\partial\varepsilon_p}\right\}^T\{s\}$$

$\bar{\varepsilon}_p$：相当塑性ひずみ

$$\therefore\{C^*\}=\left([De^*]-\frac{[De^*]\{s^*\}\left\{\frac{\partial\bar{\sigma}^*}{\partial\sigma^*}\right\}^T[De^*]}{S^*}\right)V^*-\frac{[De^*][s^*]}{S^*}\frac{\partial\sigma_Y^*}{\partial\theta^*}$$

ただし

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

$$S^*=S/E_0\sigma_{Y0}=\left\{\frac{\partial\bar{\sigma}^*}{\partial\sigma^*}\right\}^T[De^*]\{s^*\}+H^*\left\{\frac{\partial\bar{\varepsilon}_p^*}{\partial\varepsilon_p^*}\right\}\{s^*\}$$

$$V^*=V/\alpha_0=\{\alpha^*\}+\frac{d\{\alpha^*\}}{d\theta^*}\theta^*+\frac{d[De^*]^{-1}}{d\theta^*}\{\sigma^*\}$$

(d) 要素剛性マトリックス $[Ke^*]=[Ke]/E_0h$ の証明

$$[ke]=h\int[B]^T[D][B]dxdy$$

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

(e) 熱による要素節点力ベクトル $\{Ae^*\}=\{Ae\}/h^2\sigma_{Y0}$ の証明

$$\{Ae\}=h\int[B]^T\{C\}\theta\,dxdy$$

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

附録1—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[57]

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rをもちいてあらわし、次のように決定する。

$$\theta_x=\theta_1+r(\theta_2-\theta_1)\qquad ただし\ 0\leq r\leq 1$$

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

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

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

$$\therefore\ r=-\left(\frac{f}{\frac{\partial\bar{\sigma}}{\partial\sigma}\dot{\sigma}-\frac{\partial\sigma_Y}{\partial\theta}\dot{\theta}}\right)_{\theta=\theta_1}$$

このrを用いて、要素を1個ずつ降伏させる。除荷の判定はPrandtl－Reussの方程式で導かれるスカラー関数$\dot{\lambda}$の正負でおこない

$$\dot{\lambda}<0$$

の時除荷として、次のstepから弾性としている。[50]

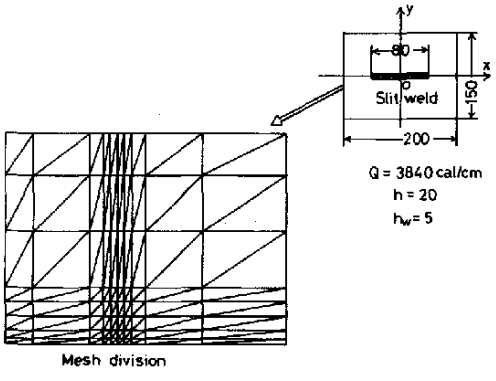


Fig.A-2 Mesh division

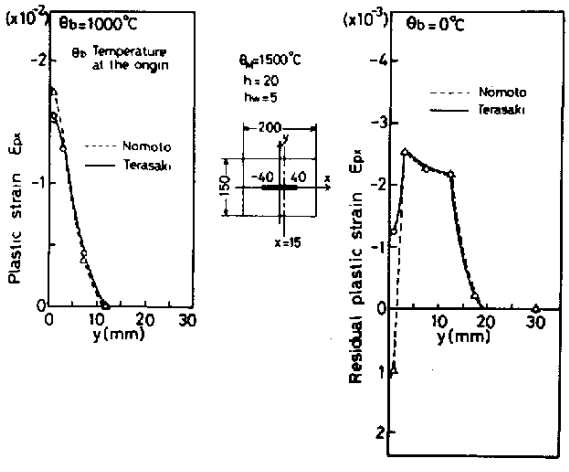


Fig.A-3 Plastic strain distributions

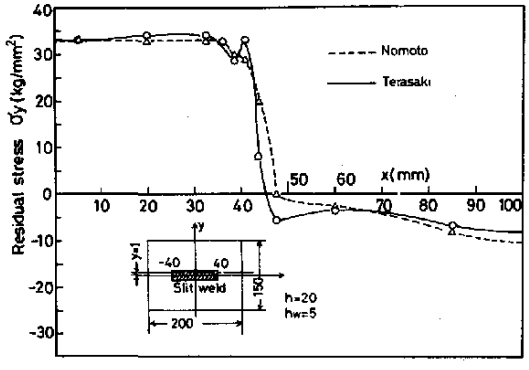


Fig.A-4 Residual stress distributions

(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$\theta \geqq \theta_M$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20mm、のど厚5mm、ビード幅4mm、ビード長80mm、板の長さ200mm、板幅150mm、単位溶接長当りの入熱3840cal/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$\theta_b=1000$°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。

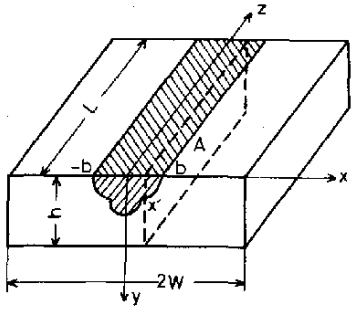


Fig.A-5 Schematic illustration of residual plastic strain

附録1-Ⅲ

横収縮・横曲変形と入熱のパラメータの関係

Fig.A-5は正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模式図である。

横収縮δ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。

$$\delta=\int_{-b}^{b}\frac{1}{h}\int_{0}^{h}\varepsilon_{pr}(x',y)\,dy\,dx'$$

ただし　ε_{pr}：残留塑性ひずみ

上式を式(1-1)にしたがって無次元化すると

$$\frac{\delta}{h\varepsilon_{r0}}=\int_{-B^*}^{B^*}\int_{0}^{1}\varepsilon_{pr}^*(X'^*,Y^*)\,dY^*dX^* \qquad ①$$

ただし　$B^*=b/h$

となる。

また、横曲変形δはビーム理論での仮定「x軸に垂直なy正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。

$$\delta=\int_{0}^{b}\frac{\varepsilon_1(x')}{h}dx'$$

ただし

$$\varepsilon_1(x')=-\frac{6}{h}\int_{0}^{h}\varepsilon_{pr}(x',y)\,dy+\frac{12}{h^2}\int_{0}^{h}\varepsilon_{pr}(x',y)\,y\,dy$$

上式を式(1-1)にしたがって無次元化すると

$$\frac{\delta}{\varepsilon_{r0}}=\int_{0}^{B^*}\varepsilon_1^*(X'^*)\,dX'^* \qquad ②$$

ただし

$$\varepsilon_1^*(X'^*)=-6\int_{0}^{1}\varepsilon_{pr}^*(X'^*,Y^*)\,dY^*+12\int_{0}^{1}\varepsilon_{pr}^*(X'^*,Y^*)\,Y^*dY^*$$

となる。

式(1)、(2)と式(1-3)および1.2.3項より横収縮・横曲変形は入熱のパラメータT_0^*と次の関係にあることが導かれる。

$$\left.\begin{aligned}\frac{\delta}{h\varepsilon_{r0}}&=f(T_0^*)\\ \frac{\delta}{\varepsilon_{r0}}&=g(T_0^*)\end{aligned}\right\}\text{③}$$

式③より同一材料では次式となる

$$\left.\begin{aligned}\frac{\delta}{h}&=f'(Q/h^2)\\ \delta&=g'(Q/h^2)\end{aligned}\right\}\text{④}$$

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ーの適用

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辻[10)]が研究している。辻は溶接入熱が溶接線に沿って瞬間投与されると仮想した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、辻の研究では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、材料の変形抵抗がきわめて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。

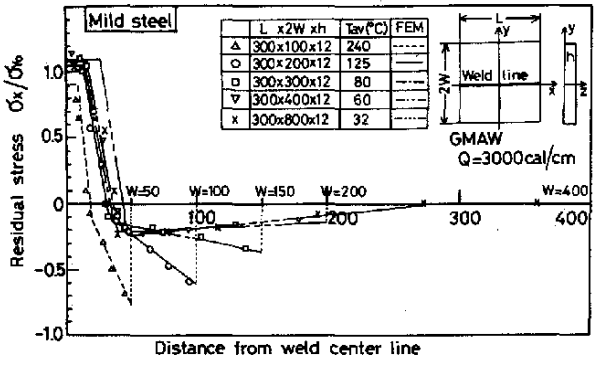


Fig.2-1 Residual stress distributions in groove welds of mild steel

（附録2-I Fig.B-1参照）

本章ではグルーブ溶接特有の現象を考慮した2次元有限要素法熱弾塑性解析と実験をおこない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 I(A)	V(V)	v(cm/min.)	T_{av}(°C)
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°C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の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

第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θ_i=15～25°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h, 入熱Qが一定で、板幅Wによって平均温度上昇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(σ/σ_y)

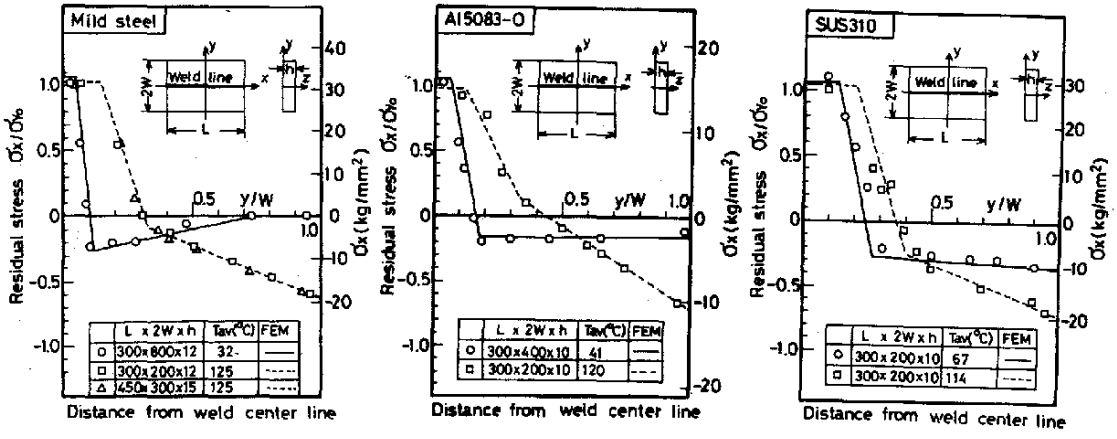


Fig.2-2 Effect of rise of average temperature T_{av} on residual stress distributions

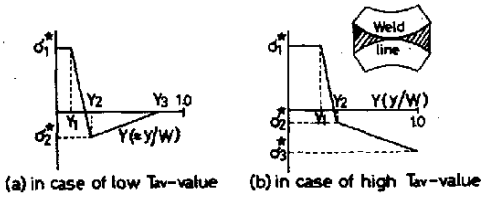


Fig.2-3 Patterns of residual stress distribution obtained by experiments

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2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、実験値ときわめてよい一致を示している。

図によるといずれの材料でもその残留応力分布は平均温度上昇Tavの高低によっておおむねFig.2-3の2種類に大別できる。このことは溶接金属の変形抵抗がきわめて小さくなる高温状態($\theta \geq \theta_M$)では板幅Wの2枚の板がFig.2-3(b)の図中に示すようにそれぞれ別個に変形するというグルーブ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に示したような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^*($=\sigma/\sigma_0$)および位置Y_1, Y_2, Y_3($=y/W$)の値を知ることによって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Tavを取って、実際に使用した軟鋼、Al合金、ステンレス鋼の2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から次のようなことがいえる。Fig.2-4(a)によれば軟鋼板ではTavがおよそ5℃以下の場合($W \geq 10^{-2}$ C/h(cm)の場合)

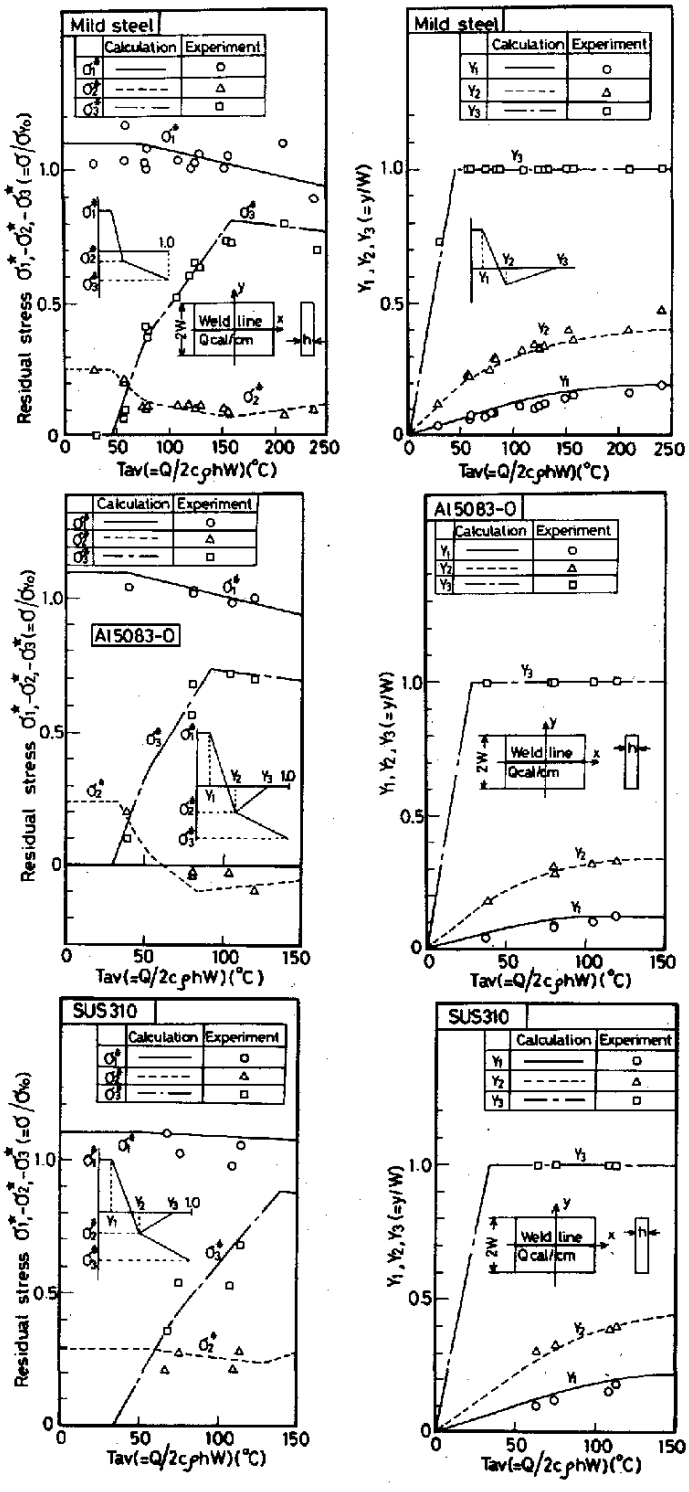


Fig.2-4 Arrangement of residual stresses σ_1^*, σ_2^*, σ_3^* and locations Y_1, Y_2, Y_3 by rise of average temperature T_{av}^*

すなわち、入熱が十分に小さいか板幅が十分に大きい場合 $\sigma_1^* \fallingdotseq 1.0 \sim 1.1$ $\sigma_2^* \fallingdotseq -0.25$ $\sigma_3^* = 0$ 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 Tau 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 Tau がおよそ 150°C以上の場合 ($W \leqq 0.33 \times 10^{-2}$ Q/h(cm)の場合) すなわち、入熱が十分に大きいか板幅が十分に小さい場合 $\sigma_1^* \fallingdotseq 0.9 \sim 1.1$ $\sigma_2^* \fallingdotseq -0.1$ $\sigma_3^* \fallingdotseq -0.8$ で残留応力分布は Fig.2-3の(b)型の分布になる。この場合には Fig.2-4(a)に示すように Y_1, Y_2, Y_3 は Tau 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。

Tau が 50°Cと 150°Cの間では残留応力分布は上に述べた2つの中間の様相を示す。すなわち、$\sigma_1^* = 1.0 \sim 1.1$ $\sigma_2^* \fallingdotseq 0.1$ で σ_3^* は Tau 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。

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。

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

Material	Width of plate (cm)	Residual stress (kg/mm²)	Location (cm)
Mild steel (SS41)	$W \geqq 10^{-2}Q/h$	$\sigma_1=(1.0\sim1.1)\sigma_{Y_0}$ $\sigma_2=-0.25\,\sigma_{Y_0}$ $\sigma_3=0$	$y_1=0.6\times10^{-3}Q/h$ $y_2=2.0\times10^{-3}Q/h$ $y_3=11\times10^{-3}Q/h$
	$W \leqq 0.33\times10^{-2}Q/h$	$\sigma_1=(0.9\sim1.1)\sigma_{Y_0}$ $\sigma_2=-0.1\,\sigma_{Y_0}$ $\sigma_3=-0.8\,\sigma_{Y_0}$	$y_1=0.18W$ $y_2=0.4W$ $y_3=W$
Al-alloy (Al5083-O)	$W \geqq 2.7\times10^{-2}Q/h$	$\sigma_1=(1.0\sim1.1)\sigma_{Y_0}$ $\sigma_2=-0.24\,\sigma_{Y_0}$ $\sigma_3=0$	$y_1=0.8\times10^{-3}Q/h$ $y_2=2.3\times10^{-3}Q/h$ $y_3=18\times10^{-3}Q/h$
	$W \leqq 0.9\times10^{-2}Q/h$	$\sigma_1=(0.9\sim1.1)\sigma_{Y_0}$ $\sigma_2=0.05\,\sigma_{Y_0}$ $\sigma_3=-0.7\,\sigma_{Y_0}$	$y_1=0.12W$ $y_2=0.33W$ $y_3=W$
Stainless steel (SUS310)	$W \geqq 1.5\times10^{-2}Q/h$	$\sigma_1=(1.0\sim1.1)\sigma_{Y_0}$ $\sigma_2=-0.3\,\sigma_{Y_0}$ $\sigma_3=0$	$y_1=1.0\times10^{-3}Q/h$ $y_2=2.2\times10^{-3}Q/h$ $y_3=15\times10^{-3}Q/h$
	$W \leqq 0.4\times10^{-2}Q/h$	$\sigma_1=(1.0\sim1.1)\sigma_{Y_0}$ $\sigma_2=-0.25\,\sigma_{Y_0}$ $\sigma_3=-0.9\,\sigma_{Y_0}$	$y_1=0.22W$ $y_2=0.45W$ $y_3=W$

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

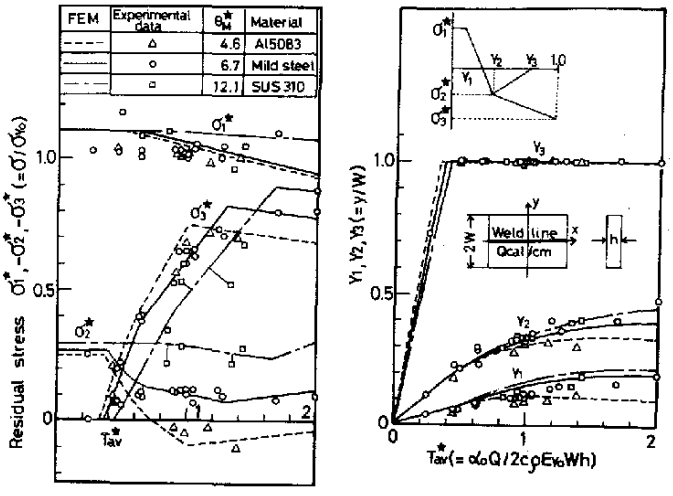


Fig.2-5 Arrangement of residual stresses σ_1^*, σ_2^*, σ_3^* and locations Y_1, Y_2, Y_3 of Al alloy, mild steel and stainless steel by dimensionless parameter T_{av}^*, θ_M^*

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}^*(=$\alpha_0 T_{av}/\varepsilon_{Y0}$)で比較した。

Fig.2-5はFig.2-4(a)(b)、(c)の横軸 T_{av} を T_{av}^* に換算して、縦軸に残留応力 σ_1^*, σ_2^*, σ_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、$T_{av}^* \leqq 0.4$ の範囲でほぼ 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上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 $T_{av}^* \leqq 0.4$ 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。)

$$\left.\begin{aligned} \sigma_1^* &= 1.1 & y_1 &= 0.075\alpha_0 Q/c\rho\varepsilon_{Y0}h \\ \sigma_2^* &= -0.25 & y_2 &= 0.22\alpha_0 Q/c\rho\varepsilon_{Y0}h \\ \sigma_3^* &= 0 & y_3 &= 1.3\alpha_0 Q/c\rho\varepsilon_{Y0}h \end{aligned}\right\} \qquad (2\text{-}1)$$

ただし、 $4 \leqq \theta_M^* \leqq 12$

上式の適用範囲 $T_{av}^* \fallingdotseq 0.4$ 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

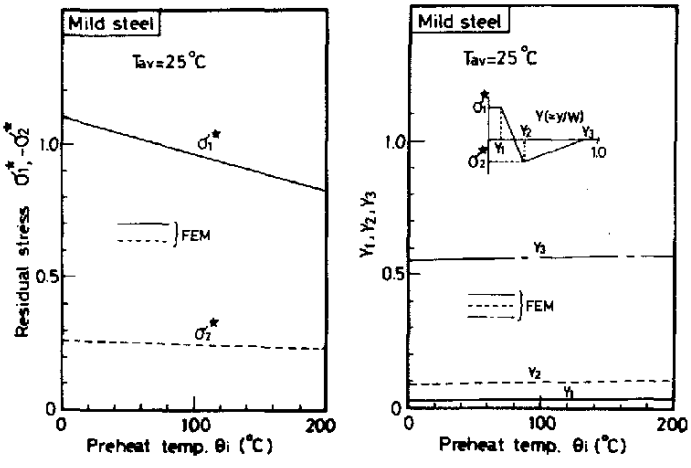


Fig.2-6 Effect of initial or preheat temperature θ_i on residual stresses σ_1^*, σ_2^* and locations Y_1, Y_2, Y_3 of mild steel

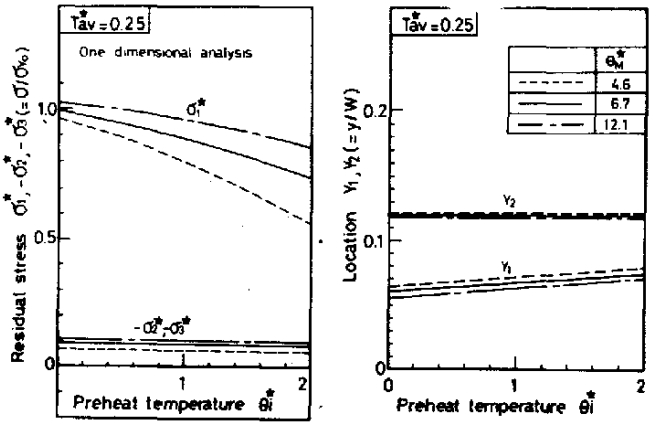


Fig.2-7 Effect of dimensionless parameter θ_i on residual stresses σ_1^*, σ_2^*, σ_3^* and locations Y_1, Y_2, Y_3

Fig.2-6は平均温度上昇 $T_{av}=25°C$ 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2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°C ～ 200°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1次元熱弾塑性解析した結果である。(1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

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

の関係を満足する。

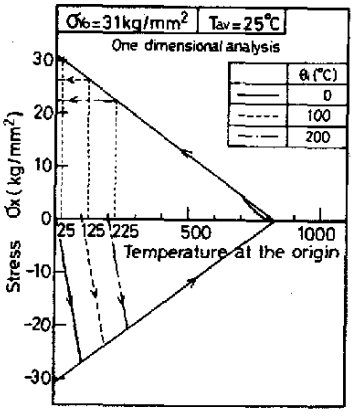
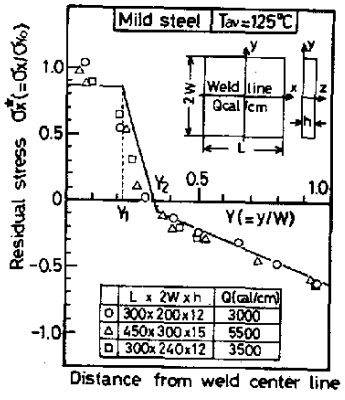
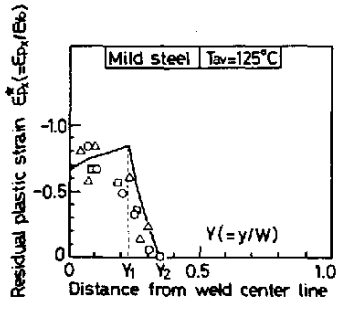


Fig.2-8 Effect of initial temperature θ_i on transient stress σ_x



(a) Residual stress distribution



(b) Residual plastic strain distributions

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

以上のように初期温度θ_iが残留応力分布に影響を与えにくい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、$\sigma_1^* = \sigma_Y^*(\theta_i + T_{av})$で与えられる。このため、応力$\sigma_1^*$におよぼす初期温度$\theta_i$の影響は$\theta_i = 0$, θ_iでの応力σ_1^*の変化$\Delta\sigma_1^*$は

$$\Delta\sigma_1^* = \sigma_Y^*(\theta_i + T_{av}) - \sigma_Y^*(T_{av})$$

によって評価され、$\theta = 0°C$の降伏応力1に比較すれば$\Delta\sigma_1^*$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_zは板の端部より少し中へはいると一定となっており[30]、Saint-Venant's principleで溶接長の影響を考えることに問題があることがわかる。

y軸上の残留応力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。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(①とする)に対して、境界となる所に残留応力①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った外応力(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)

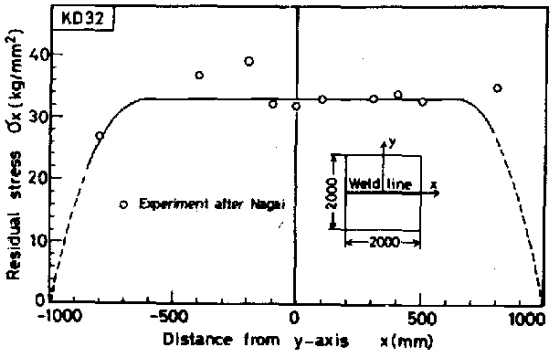


Fig.2-10 Residual stress distribution on weld line by Nagai

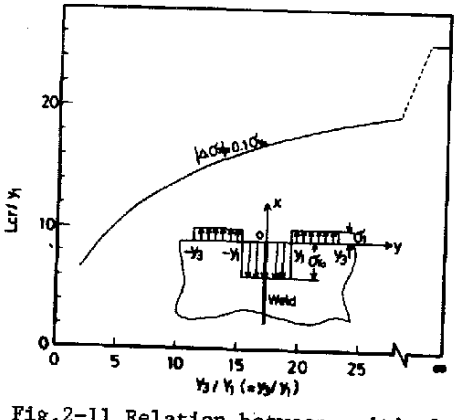


Fig.2-11 Relation between critical weld length L_{cr}/y_1 and locations Y_3/Y_1 obtained by welding conditions

$$\left.\begin{aligned}\sigma_x &= -\sigma_{Y0} \quad (0 \leqq |y| \leqq y_1)\\ \sigma_x &= \frac{y_1}{y_3-y_1}\sigma_{Y0} \quad (y_1 \leqq |y| \leqq y_3)\end{aligned}\right\}$$

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。Timoshenko[28]やMuskhelishvili[29]によると応力$\Delta\sigma_x$は

$$\frac{\Delta\sigma_x}{\sigma_{Y0}} = -\frac{2}{\pi}\left[\frac{x/y_1}{1+(x/y_1)^2} + \tan^{-1}\frac{1}{x/y_1}\right] + \frac{1}{(y_3/y_1)-1}\left[-\frac{x/y_1}{1+(x/y_1)^2} + \frac{(y_3/y_1)\cdot(x/y_1)}{(y_3/y_1)^2+(x/y_1)^2} + \tan^{-1}\frac{y_3/y_1}{x/y_1} - \tan^{-1}\frac{1}{x/y_1}\right]$$

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$|\Delta\sigma_x| = 0.1\sigma_{Y0}$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長L_{cr}と外応力(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

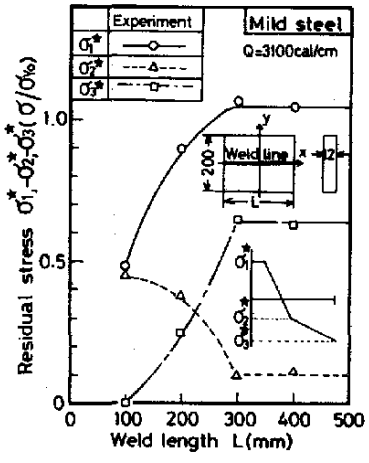


Fig.2-12 Effect of weld length on residual stress at the section of half weld length

組合せると、与えられた溶接諸条件に対してLcrを求めることができる。

一例として、$Tau^* \leqq 0.4$ 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 $Y_3/Y_1 \fallingdotseq 17$ であり、Fig.2-11から

$$Lcr = 17 y_1 = y_3$$

となり、式(2-1)より

$$Lcr = 1.3 \alpha_0 Q / c\rho \varepsilon_{r0} h \qquad (2\text{-}3)$$

と求められる。

上記に述べたLcr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MLシリーズの実験結果である。MLシリ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Lcrを求めると18cmとなる。残留応力の測定は標点距離6cmで行なっているので、Lcr=18+6=24cm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SR147部会ではその研究の一部として造船用鋼板(降伏応力25～40kg/mm²)の溶接残留応力を測定している[30]。この実験では溶接長2000～2250mm、板幅1000mm、板厚25.4mmの板を2枚、入熱Q=108～195kJ/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 $Tau^* \leqq 0.4$ の条件が成立し、Lcrは式(2-3)で与えられる。すなわち、板端部から36～50cm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。SR147の実験値は一例をFig.2-10に示すように32～50cm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。

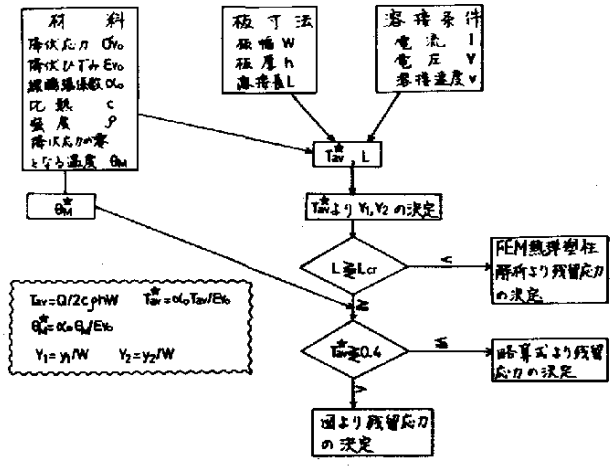


Fig.2-13 Flow chart of deciding residual stress distribution

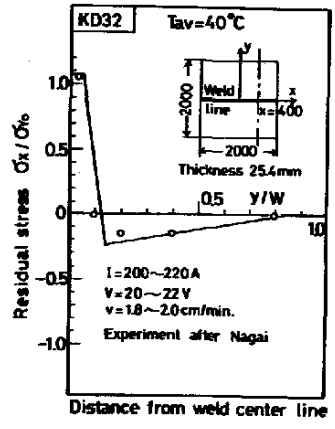


Fig.2-14 Residual stress distribution of mild steel by Nagai

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。$L \geqq L_{cr}$, $4 \leqq \theta_M^* \leqq 12$ならば$T_{av}^* \gtrless 0.4$の判定をし、$T_{av}^* \leqq 0.4$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$\theta_M^*$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SR147[3]の委員会で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

本章は第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_{av} の高低によって、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_{av} 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^*_{av} 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、$T^*_{av} \leq 0.4$ の範囲では、すなわち、広幅溶接継手や入熱が小さい場合、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 $T^*_{av} \leq 0.4$ の範囲では次の条件を満たすかぎり

$$\theta_i^* \leq 0.2\,\theta_M^* \quad (\theta_i \leq 0.2\,\theta_M)$$

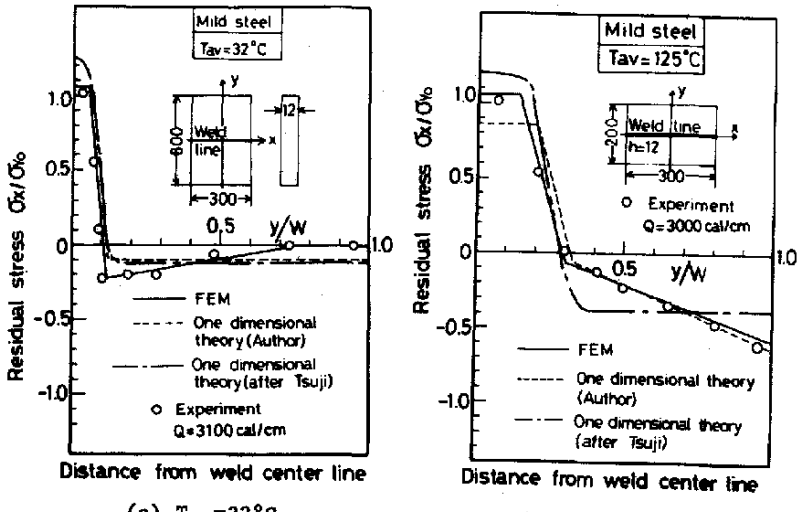
残留応力分布に影響を与えないと考えられる。（ただし、相変態が残留応力分布に影響を与える材料には適用できない。）軟鋼の場合、$\theta_i = 0 \sim 200°C$ の範囲で残留応力分布に影響を与えない。

(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^*_{av} 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、$T^*_{av} \leq 0.4$ の場合

$$L_{cr} = 1.3\,\alpha_0\, Q / c\rho\, \varepsilon_{r0}\, h \quad (\text{鋼板では } L_{cr} = 0.33\, Q / h\sigma_{Y0})$$

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



(a) T_{av}=32°C　　(b) T_{av}=125°C

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2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、単層グルーブ溶接の特徴である母板の回転変形を考慮している。また、一点鎖線は辻[10]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、辻の解析結果は単層グルーブ溶接特有の母板の回転変形を考慮していないため、実験値とあまりよい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

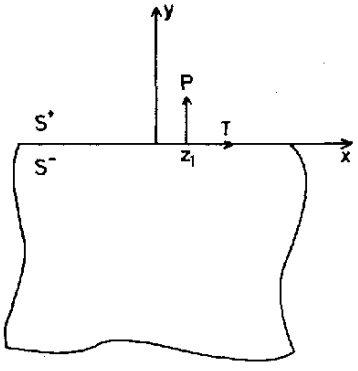


Fig.B-2 Physical-plane

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$\Phi(z)=\varphi'(z)$、$\Psi(z)=\psi'(z)$も正則となる。S^-領域で定義されている関数$\Phi(z)$、$\Psi(z)$を使って、S^+領域の関数$\Omega(z)$を次式のように

$$\Omega(z)=-\overline{\Phi}(z)-z\,\overline{\Phi}'(z)-\overline{\Psi}(z)\quad(z\in S^+)\qquad\text{①}$$

$$\Omega(z)=-\overline{\Phi}(z)-z\,\overline{\Phi}'(z)-\overline{\Psi}(z)\quad(z\in S^+)\qquad\text{①}$$

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

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

$$\Psi(z)=-\Phi(z)-\overline{\Omega}(z)-z\,\Phi'(z)\quad(z\in S^-)\qquad\text{②}$$

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。

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

Fig.B-2の問題はx軸上の境界条件

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

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。

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

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$\Psi(z)$が求まる。以上よりFig. B−2の応力関数は次式となる。

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

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

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な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、最近の溶接構造用材料の多様化、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 (Al5083-O)	200	200	6～20	GMAW (0.8)	400～1800
Stainless steel (SUS310)	200	200	6～12	GMAW (0.7)	600～4500

3.2 実験

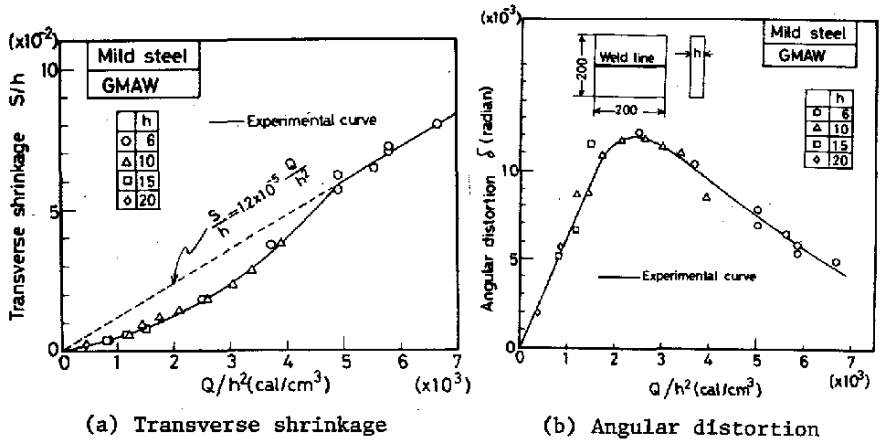
軟鋼(SS41)、Al合金(Al5083—O)、オーステナイト系ステンレス鋼(SUS310)の3種の材料を用い、Table 3-1に示すように板の長さL、板厚h、溶熱入熱Qを種々変化させて、GMAWでビード溶着し、横収縮・横曲り変形を求める実験をまず行ない、次に軟鋼を用いて、溶接法をGMAW、GTAW、SMAW、SAWの4種に変化させてビード溶着し、横収縮・横曲り変形を求める実験を行なった。板の初期温度は15°～25°Cの範囲であった。実験方法および横収縮・横曲り変形の測定は1.4.1項と同じである。各種溶接法の熱効率はChristensen[53] 西口[54]を参照して決定している。実験結果を整理するのに必要な材料定数はTable 1-1をもちいている。

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Q_i=15～25°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



(a) Transverse shrinkage (b) Angular distortion

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

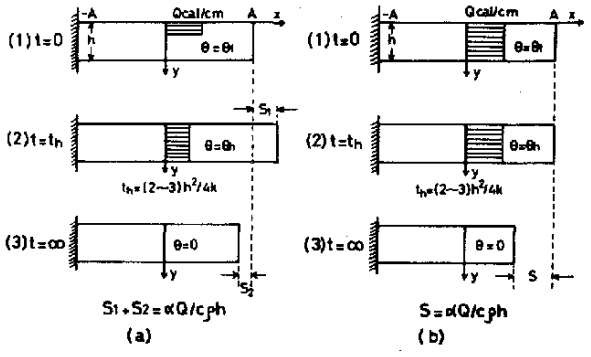


Fig.3-2 Generating mechanism of transverse shrinkage of bead-on-plate test

整理したものである。板厚h=6～20mm，入熱Q=1300～4000cal/cmと種々変化させているにもかかわらず、入熱Q/h^2でほぼ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$Q/h^2 \gtrsim 5000$cal/cm³の範囲で直線$S/h=1.2\times10^{-5}Q/h^2$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$t=0$で単位溶接長当りの入熱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)の瞬間平面熱源が溶融温度θ_fをもつある 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$\alpha Q/c\rho h$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より、自己吸収された$\alpha Q/c\rho h$だけ横収縮Sとなってあらわれる。($t=t_h$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は直線に載っておらず、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$t_h=(2\sim3)h^2/4k$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$\theta=\theta_h$ ($\theta_i=0$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より収縮$\alpha Q/c\rho h$を生じる。したがって、横収縮はS_2となり、$S_1+S_2=\alpha Q/c\rho h$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	$Q/h^2 \leq 2500$	$\delta=6\times10^{-6}Q/h^2$	$S=5\times10^{-6}Q/h$
	$2500 \leq Q/h^2 \leq 5000$	$\delta=-2.4\times10^{-6}Q/h^2+0.021$	$S/h=1.9\times10^{-5}Q/h^2-0.035$
	$Q/h^2 \geq 5000$		$S=1.2\times10^{-5}Q/h$
Al-alloy (Al5083-O)	$Q/h^2 \leq 800$	$\delta=1.8\times10^{-5}Q/h^2$	$S=2\times10^{-5}Q/h$
	$800 \leq Q/h^2 \leq 1700$		$S/h=7\times10^{-5}Q/h^2-0.04$
	$Q/h^2 \geq 1700$	$\delta=-6.7\times10^{-6}Q/h^2+0.02$	$S=4\times10^{-5}Q/h$
Stainless steel (SUS310)	$Q/h^2 \leq 1800$	$\delta=1.9\times10^{-5}Q/h^2$	$S=8.4\times10^{-6}Q/h$
	$1800 \leq Q/h^2 \leq 3800$	$\delta=-5.2\times10^{-6}Q/h^2+0.044$	$S/h=2.8\times10^{-5}Q/h^2-0.037$
	$Q/h^2 \geq 3800$		$S=1.8\times10^{-5}Q/h$

Fig. 3-1(b)において横曲り変形δが$Q/h^2 \fallingdotseq 2500\,cal/cm^3$でピーク値を持ち、$Q/h^2$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/h^2による板の表裏面の温度差と、板の曲げ剛性とに影響される。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、ある値に近ずく。板の曲げ剛性は板厚が大きいほど大きい。上記の2つの要因により、Q/h^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/h^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 $Q/h^2 \leqq 2500\,cal/cm^3$、$Q/h^2 \geqq 5000\,cal/cm^3$で横収縮$S$は入熱$Q$(cal/cm)に比例し、板厚$h$に反比例する。

横曲り変形δ

① $Q/h^2 \leqq 2500\,cal/cm^3$で横曲り変形$\delta$は入熱$Q$に比例し、板厚$h$の2乗に反比例する。

3.32 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

渡辺・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$\eta ID/h\sqrt{\sigma}$のパラメータで、横曲り変形の場合には$\eta ID/h\sqrt{\sigma h}$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いた過程の要点と問題点を明らかにする。

(a) 要点

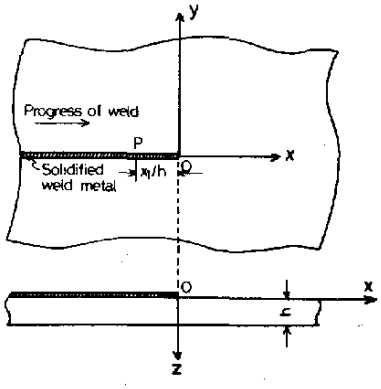


Fig.3-3 Moving point heat source

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_1/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、

$$T=\frac{q}{2\pi\lambda h}e^{\frac{vx_1}{2k}}\cdot K_0\left(\frac{vx_1}{2k}\right)\propto\frac{q}{h}\cdot\left(\frac{vx_1}{2k}\right)^{-0.46}$$

$$\propto\frac{q}{h}(vh)^{-0.46}\cdot\left(\frac{x_1}{h}\right)^{-0.46}\propto\frac{q}{h}\cdot(vh)^{-0.46}$$

$$\fallingdotseq\frac{q}{h\sqrt{vh}}\propto\frac{\eta IV}{h\sqrt{vh}}\quad(3-1)$$

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

パラメータ$\eta IV/h\sqrt{vh}$で与えられる。

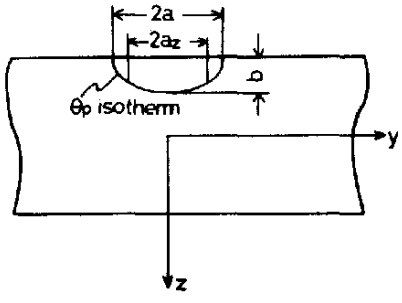


Fig.3-4 Schematic illustration of isothermal curve

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hの楕円である等温度曲線$\theta=\theta_p$内にのみ発生し、固有ひずみg_yの大きさが次式で、

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

ただし、a_z：$z=z$におけるθ_p等温度曲線の幅

与えられると仮定して、横収縮・横曲り変形のパラメータを

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

導いた。

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

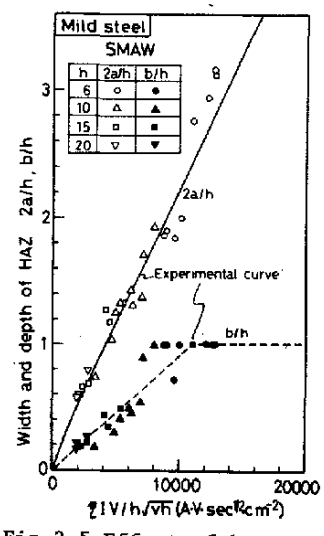


Fig.3-5 Effect of heat input parameter $\eta IV/h\sqrt{vh}$ on HAZ geometry of SMAW in mild steel by Satoh

$$\frac{a}{h} \propto \frac{\eta IV}{h\sqrt{vh}} \qquad \frac{b}{h} \propto \frac{\eta IV}{h\sqrt{vh}} \quad \text{——} (3-2)$$

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

$$\delta = f\left(\frac{\eta IV}{h\sqrt{v}}\right) \qquad \delta = g\left(\frac{\eta IV}{h\sqrt{vh}}\right) \quad \text{——} (3-3)$$

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 $(=x_1/vh)$ での温度上昇できまるものではない。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)]

$$T = \frac{q}{2\pi\lambda h} \cdot e^{\frac{vx_1}{2k}} \cdot K_0\left(\frac{vx_1}{2k}\right) \fallingdotseq \frac{1}{2\sqrt{\pi k t}} \cdot \frac{q}{c\rho vh} \propto \frac{\eta IV}{vh}$$

となり、パラメータ $\eta IV/h\sqrt{vh}$ は導かれず、パラメータ $\frac{\eta IV}{vh}$ 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bが式(2)に示すようなパラメータ、$\eta IV/h\sqrt{vh}$ 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Adams[45)]の導いた式を変形すると最高温度 θ_p までの幅、深さは次式で決定される。

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

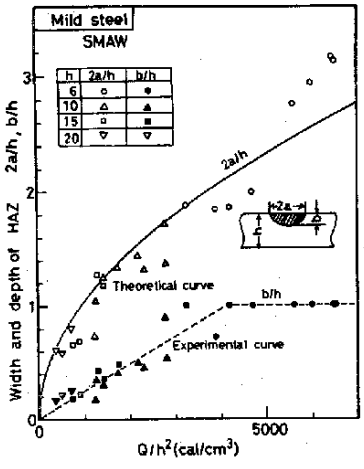


Fig.3-6 Effect of heat input parameter Q/h^2 on HAZ geometry of SMAW in mild steel by Satoh

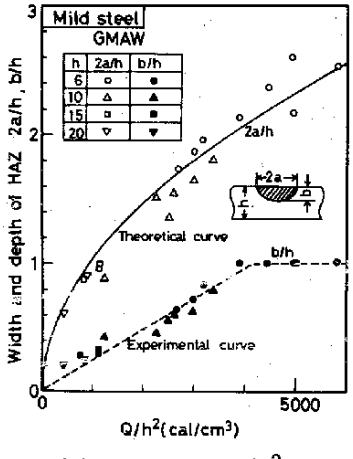
Fig.3-6はFig.3-5の渡辺・佐藤のSMAWの実験値をQ/h^2で整理したものであり、Fig.3-7はGMAWの熱影響部の幅と深さの実験値をパラメータQ/h^2（図(a)）とパラメータ$\eta IV/h\sqrt{vh}$（図(b)）で整理したものである。Fig.3-6、Fig.3-7(a)における$2a/h$の曲線は瞬間線熱源を半無限板の表面に与えたとして次式により計算した曲線である。

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

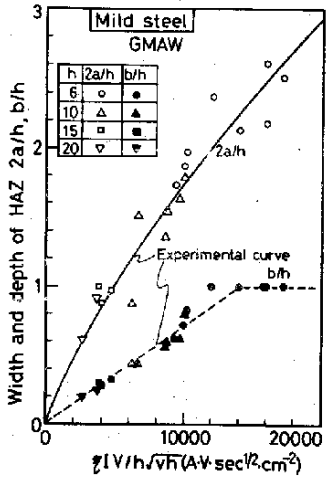
ただし

$\theta_{max}=870°C$ ：使用材料の炭素C＝0.16%の時のAc3温度

$\theta_i=20°C$ ：室温



(a) Parameter Q/h^2



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

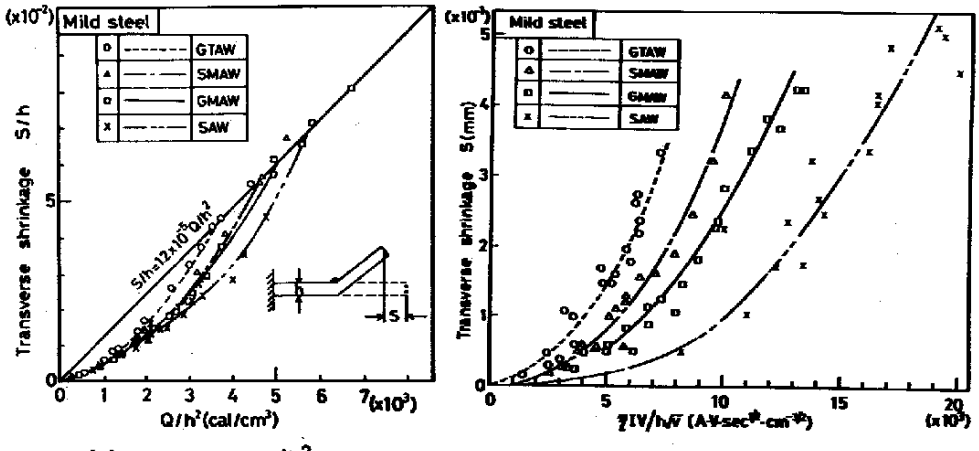
Fig.3-7 Effect of heat input parameter on HAZ geometry of GMAW in mild steel

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$\eta IV/h\sqrt{vh}$で整理したものとは実験値のバラツキに大差なく、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$\eta IV/h\sqrt{vh}$よりもQ/h^2の方がすぐれていると思われる。

以上より、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い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$\delta=f\left(\frac{\eta IV}{h\sqrt{vh}}\right)$であり、入熱のパラメータでは$\delta/h=F(Q/h^2)$であってパラメータの取り方によって、実験値の整理結果は大いに異なる。しかし、横曲変形は従来のパラメータが理論的に適用できないにもかかわらず、従来のパラメータは$\delta=g(\eta IV/h\sqrt{vh})$、入熱のパラメータ$\delta=G(Q/h^2)$であって、相違は$\sqrt{vh}$であり、$v=0.4\sim1.5$ cm/sec、$h=0.6\sim2$ 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。

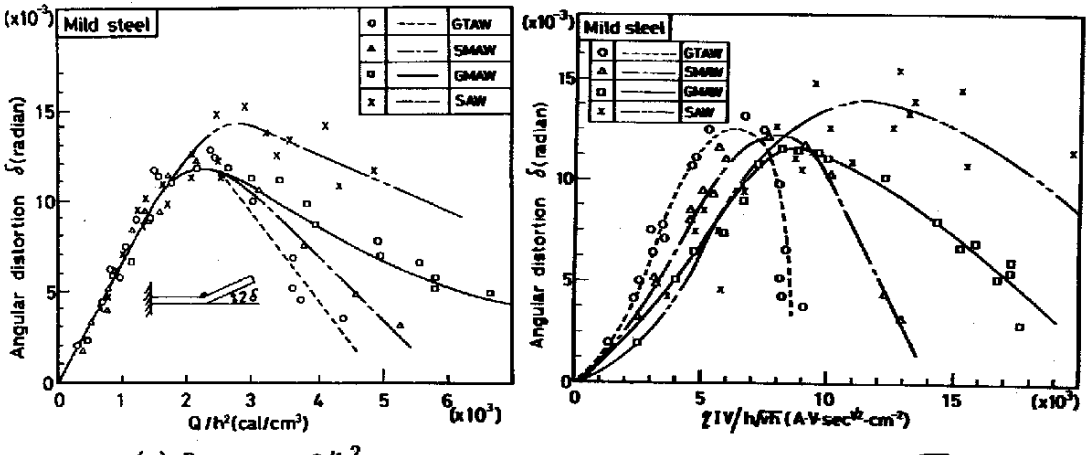
(2) 溶接法を変化させた時の溶接変形の整理

GMAW、GTAW、SMAW、SAWにより Table 3-1に示す条件(板厚6～20mm、溶接入熱400～9000cal/cm)で軟鋼板をビード溶着した時に発生する横収縮・横曲変形の実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 により整理した図(a)の方が全体として実験値のバラツキが少ない。特に、$Q/h^2 \lesssim 2000 \sim 2500$ (cal/cm³)の範囲では採用した溶接法のいかんにかかわらず実験値はほぼ一本の



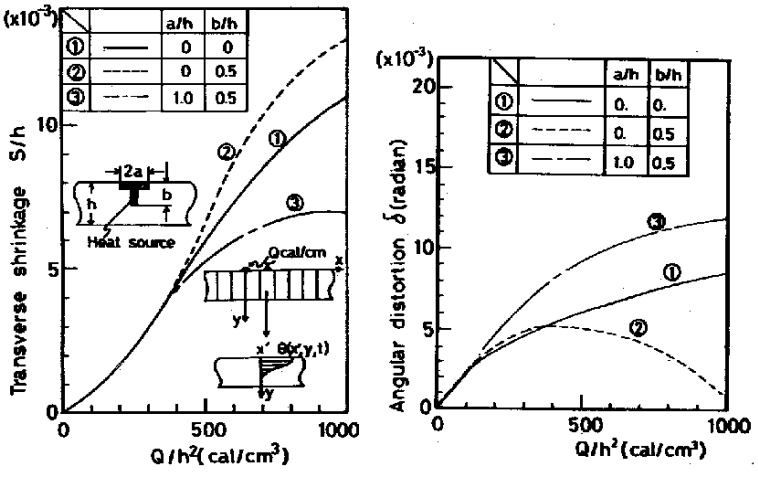
(a) Parameter Q/h^2 (b) Parameter $\eta IV/h\sqrt{v}$

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



(a) Parameter Q/h^2 (b) Parameter $\eta IV/h\sqrt{vh}$

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



(a) Transverse shrinkage (b) Angular distortion

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

曲線で表示されており、入熱のパラメータの優位性がうかがわれる。

$Q/h^2 \gtrsim 2500 \sim 3000$ (cal/cm³) 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。解析は板全体を図中に示すように各短冊に分割し、各短冊がそれぞれの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変形であると考えて行なった。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軸上に生じるz軸まわ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

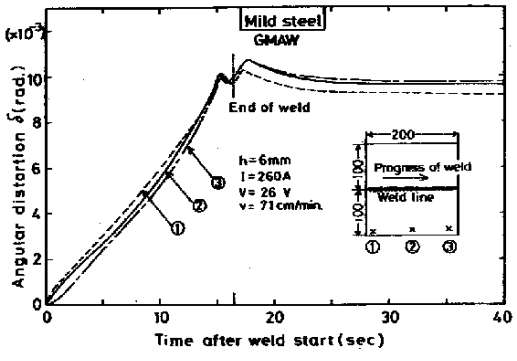


Fig.3-11 Transient angular distortion during welding and cooling process

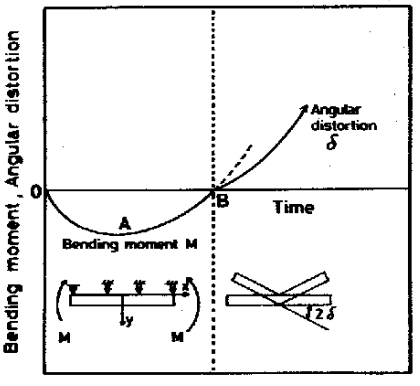
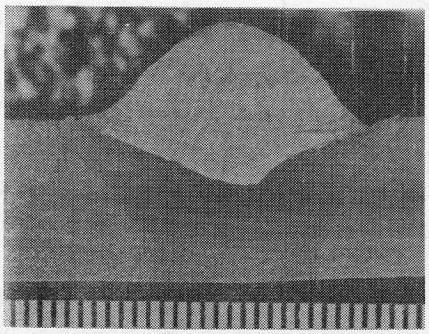


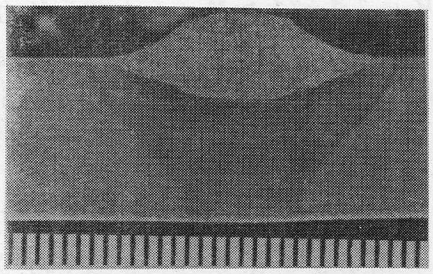
Fig.3-12 Boundary condition applied to welding deformation analyses

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

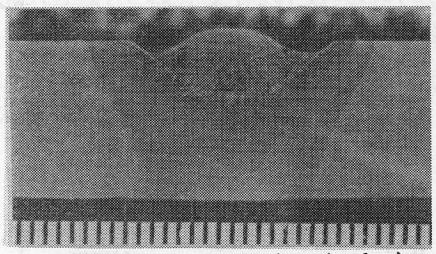
Welding process	Welding current I(A)	Welding voltage V(V)	Welding speed v(cm/min)	Bead width a/h	Penetration depth b/h	Transverse shrinkage S(mm)	Angular distortion δ(radian)
GMAW	400	26	75	0.88	0.40	0.24	9.8×10^{-3}
SMAW	186	32	50	0.75	0.25	0.25	7.4×10^{-3}
GTAW	253	17	30	0.50	0.35	0.28	4.2×10^{-3}



(a) GMAW Q=1398cal/cm (h=6mm)



(b) SMAW Q=1371cal/cm (h=6mm)



(c) GTAW Q=1342cal/cm (h=6mm)

Photo.3-1 Geometry of nugget

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の軟鋼板をほぼ同一入熱($Q/h^2 \fallingdotseq 3800$ cal/cm^3)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より著者の行なった実験条件での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、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。

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$T_0^*(=\alpha_0 Q/c\rho\varepsilon_{Y0}h^2)$を取り、縦軸に横収縮$S$を板厚$h$、降伏ひずみ$\varepsilon_{Y0}$で割った横収縮の無次元$S/h\varepsilon_{Y0}$と横曲り変形$\delta$を降伏ひずみ$\varepsilon_{Y0}$で割った横曲り変形の無次元量$\delta/\varepsilon_{Y0}$を取って初期温度が一定の軟鋼、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$S/\varepsilon_{Y0}h$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。

$$\left.\begin{array}{lll} \text{横収縮} & S/\varepsilon_{Y0}h = a_1(T_0^*)^2 + a_2 T_0^* & T_0^* \leqq T_{cr}^* \\ & S/\varepsilon_{Y0}h = T_0^* & T_0^* > T_{cr}^* \\ \text{横曲り変形} & \delta/\varepsilon_{Y0} = b_3 T_0^* / \{(T_0^* - b_1)^2 + b_2\} & \end{array}\right\} \quad (3-5)$$

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

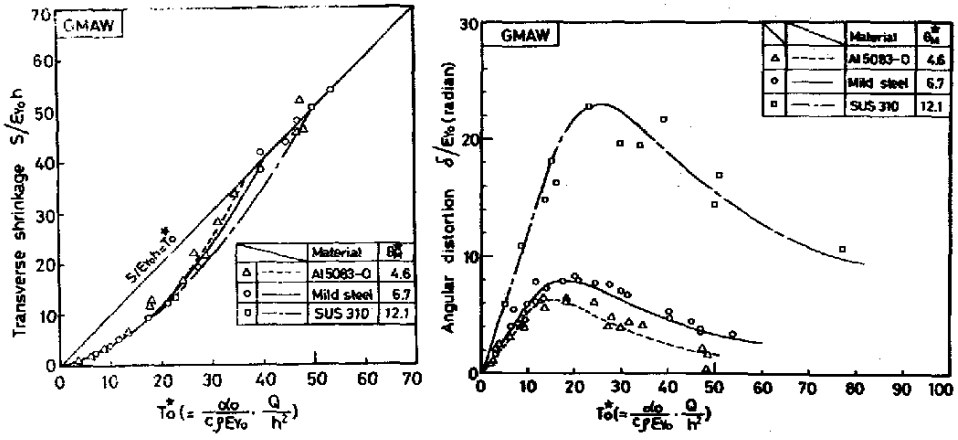
$a_1 = -9.26\times10^{-4}\theta_M^* + 2.62\times10^{-2}$　　$a_2 = 9.3\times10^{-3}\theta_M^* + 0.14$

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

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

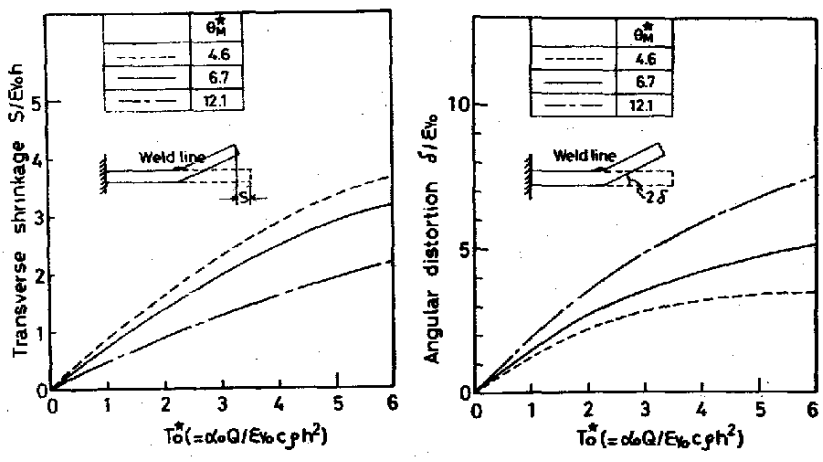
適用範囲　$\theta_M^* = 4\sim12$　$\theta_L^* \fallingdotseq 0$　溶接法GMAW、溶接長$L=20cm$

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Table3-2となる。



(a) Transverse shrinkage (b) Angular distortion

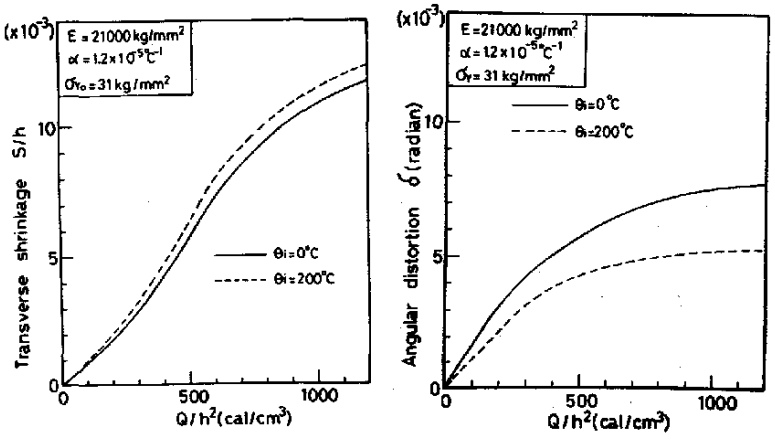
Fig.3-13 Arrangement of welding deformations of Al alloy, mild steel and stainless steel by dimensionless parameter T_o^*



(a) Transverse shrinkage (b) Angular distortion

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

3.4 予熱温度の影響



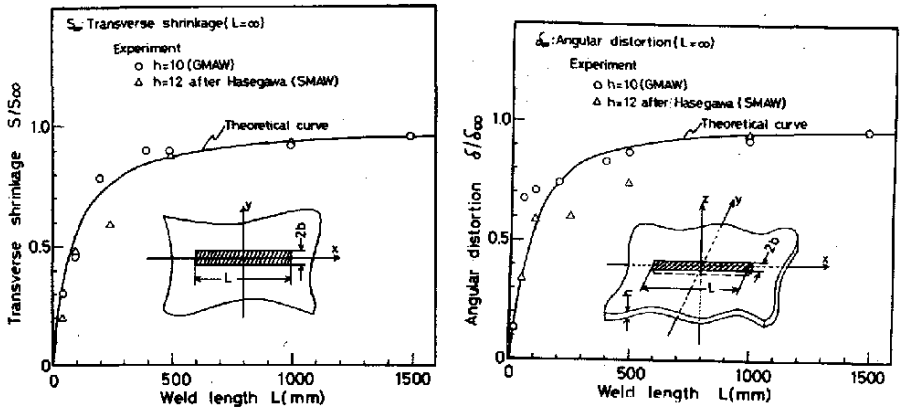
(a) Transverse shrinkage (b) Angular distortion

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

Fig.3-15は初期温度θ_i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_i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_i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$0 \leq L \leq 20cm$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、$L \gtrsim 20cm$の範囲で溶接変形は溶接長の影響をあまり受けず、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($L \times 2b$)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)。



(a) Transverse shrinkage (b) Angular distortion

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

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

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上に載るように補正し、補正値を他の実験値に掛けてプロットしている。板厚 $h=12$ mm 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。

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

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

式(3-5)と式(3-6)or式(3-7)をもちいると任意の板を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と種々変化させ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$Q/h^2 \leqq 2500$ cal/cm³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$Q/h^2 \leqq 2500$ cal/cm³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。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。

(3) 初期温度(一様予熱温度)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は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ない。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[40]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2b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χは次式となり、

$$\chi = \frac{(1+\nu)}{2\pi} g \int_{-b}^{b} \int_{-\frac{L}{2}}^{\frac{L}{2}} \frac{1}{2} \log\left[(x-\xi)^2+(y-\eta)^2\right] d\xi\, d\eta$$

点(0, b)での変位vより横収縮S(=2v)は次式となる。

$$S/S_\infty = \frac{1}{2\pi}\left[4\,\mathrm{Tan}^{-1}\frac{L}{4b} + \frac{L}{2b}\log\left(1+16b^2/L^2\right)\right]$$

ただし　$S_\infty = 2(1+\nu)bg$

Fig. 3-16(a)はb=5cm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($z=\frac{h}{2}$, $y=0$)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h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、$\varepsilon_z=0$, $\gamma_{yz}=\gamma_{zx}=0$
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

$$g_x=\alpha_1+\beta_1 z \qquad g_y=\alpha_2+\beta_2 z \qquad g_z=\alpha_3+\beta_3 z$$

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]

$$w=-\frac{1}{4\pi}\int_{-\frac{L}{2}}^{\frac{L}{2}}\int_{-h}^{h}\Big[(1+\nu)(\beta_1+\beta_2)\log r'+(1-\nu)(\beta_1+\beta_2)\left\{\frac{(x-x')^2-(y-y')^2}{2r'^3}\right\}$$
$$+(1-\nu)\beta_3\frac{2(x-x')(y-y')}{r'^2}+(1+\nu)(\beta_1+\beta_2)\Big]dx'dy'$$

ただし、$r'^2=(x-x')^2+(y-y')^2$

領域($L\times 2h$)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($x=0$, $y=h$, $z=h/2$)での横曲り変形δは$\delta=\frac{2\mu}{g}$より次式で与えられる。

$$\delta/\delta_\infty=\frac{1}{4\pi}\left[8\,\mathrm{Tan}^{-1}\frac{L}{4h}+\frac{(1+\nu)L}{2h}\log\left(1+\frac{16h^2}{L^2}\right)\right]$$

ただし、$\theta_\infty=-\beta_2 h$　　$\theta\ll 1$で成立

Fig 3-16(b)の実線は$h=3$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、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グルーブ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タクトボールを打ち込み、pfenderひずみ計（1/1000mm）により求めた切断前後のひずみに縦弾性係数をかけるという単純な方法によった。

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/mm²)	(kg/mm²)	(%)
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/mm²)	(kg/mm²)	(%)
0.09	0.26	0.58	0.006	0.006	8.72	63.7	80.5	75.2

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

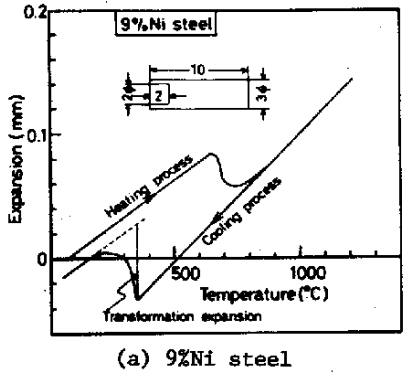
Table 4-2 Experimental conditions

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

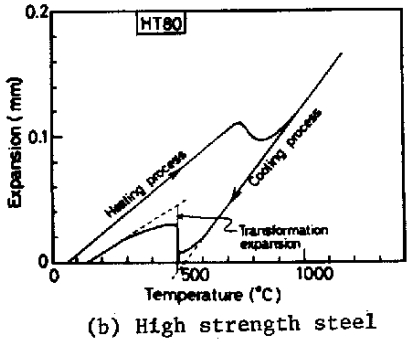
ビード溶着による溶接変形の実験はTable 4-2に示すように板の長さ200mm，板幅200mmと一定で，板厚h(mm)単位溶接長当りの入熱Q(cal/cm)を種々変化させて行った。溶接はHT80にGMAWを使用し，9Niにに GTWを使用した。横収縮の測定はpfenderひずみ計を使用し，横曲り変形の測定はdial gauge(1/100mm)を使用して，才3章と同様な方法で行った。

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)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Table1-1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$\varepsilon_r=0.007$であり，9Niの相変態ひずみは約$\varepsilon_r=0.0075$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

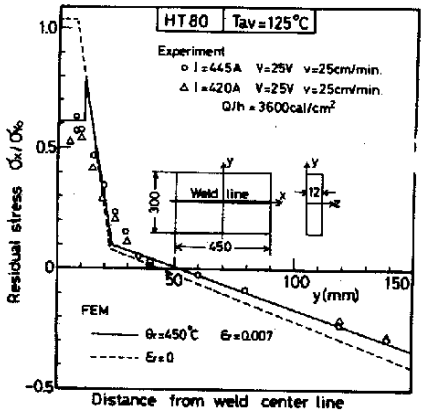


Fig.4-2 Residual stress distributions in groove weld of high strength steel HT80

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 1-1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$\varepsilon_r=0$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Ac_1点の温度以上に上昇した領域だけ冷却中の変態温度$\theta_r=450°C$で一度に変態膨張ひずみ$\varepsilon_r=0.007$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を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σ_0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_r

Table 4-3は佐藤[59]が以前に求めた各種材料の冷却中の変態温度θ_rの範囲と変態ひずみε_rである。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が材料と共に異なっていることが

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

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

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℃で80kg/mm²、830℃で零となる直線変化の降伏応力——温度の関係をもちTable 1-1の材料定数をもたHT80を対象として、平均温度上昇31℃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ε_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の温度依存性を才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の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Eα=0.252kg/mm²℃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、θ_r=450℃の場合、温度変化量(450−31)℃に対して、応力変化量(64−(−39))kg/mm²であり、傾き103/419≒0.245kg/mm²℃となる。)よりわかる。

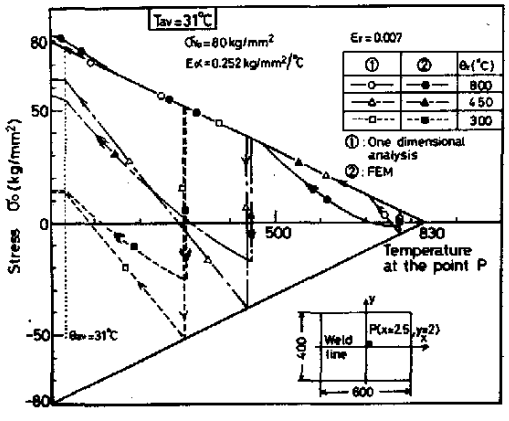


Fig.4-3 Effect of transformation temperature on transient stress near the origin

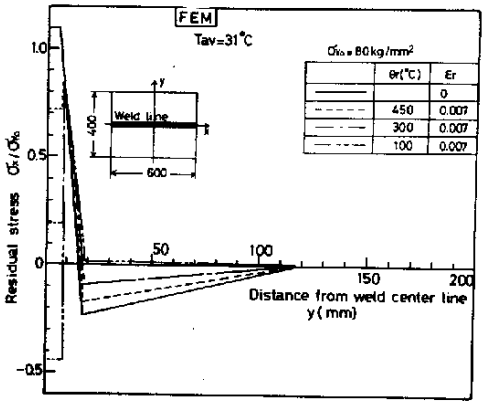


Fig.4-4 Effect of transformation temperature on residual stress distributions

Fig.4-4はFig.4-3と同様にHT80を対象として、平均温度上昇Tav=31°Cの条件で変態開始温度θ_rが残留応力分布におよぼす影響を2次元有限要素法熱弾塑性により解析した結果である。図より変態開始温度θ_rが溶接部の引張残留応力、溶接部から離れたところの圧縮残留応力に大きな影響を与えることがわかる。また、Fig.4-5の図中に示す相変態発生領域y_1'(最高温度がAc_1点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の影響を受けないこと、$y=y_1'$の応力は相変態のない場合の残留応力σ_1^*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$\sigma_0^*(=\sigma_0/\sigma_{Y0})$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$E\alpha=0.252\,kg/mm^2\,°C$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$\theta_r \longrightarrow \theta_i + T_{av}$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上にあることを考慮して(Fig.4-3の(ロ)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。

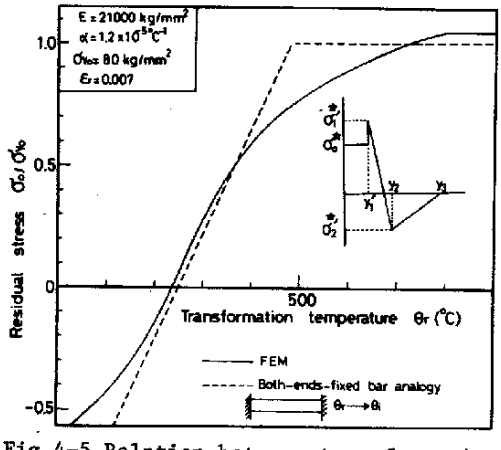


Fig.4-5 Relation between transformation temperature and residual stress on weld line

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 $\varepsilon_r=0.007$、変態温度 $\theta_r=450°C$、縦弾性係数 $E=2000\,kg/mm^2$、線膨張係数 $\alpha=1.2\times10^{-5}\,°C^{-1}$ と一定で、予熱温度 θ_i と降伏応力 σ_{Y0} が変化した時、原点の温度に対する溶接部の応力 σ_0 の過渡的変化を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 $\sigma_{Y0}=80\,kg/mm^2$ 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つの曲線参照）、$\sigma_{Y0}=31\,kg/mm^2$ 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つの曲線参照）。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、

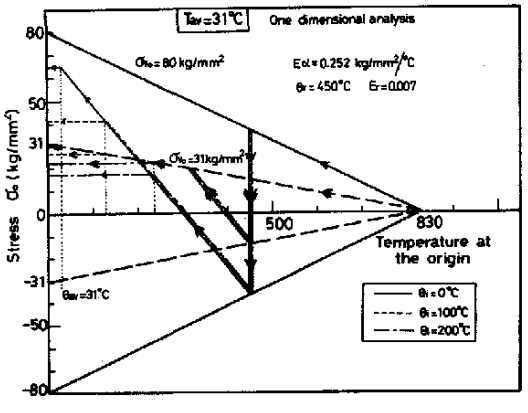


Fig.4-6 Effect of initial or preheat temperature on transient stress near the origin

$$E\alpha(\theta_r-\theta_i-T_{av})-\sigma_Y(\theta_r)<\sigma_Y(\theta_i+T_{av}) \qquad (4-1)$$

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

$$E\alpha(\theta_r-\theta_i-T_{av})-\sigma_Y(\theta_r)<\sigma_Y(\theta_i+T_{av}) \qquad (4-2)$$

の時、すなわち、$\sigma_0(\theta_i+T_{av})$ が降伏応力 $\sigma_Y(\theta_i+T_{av})$ に等しい時に、あまりあら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。

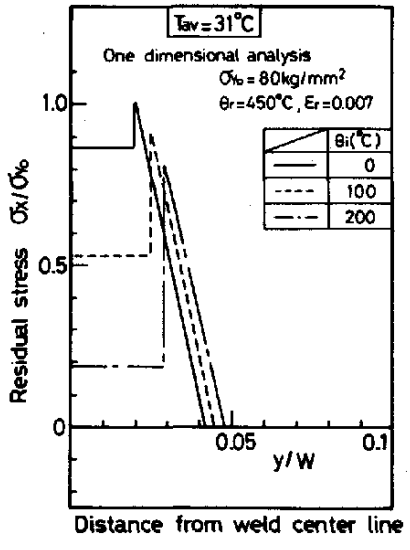


Fig.4-7 Effect of initial or preheat temperature on residual stress distributions

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項の結論を利用して、相変態のある材料の残留応力分布を求める略算式を導いた。実溶接突合せ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られる$T_{av}^{*} \leqq 0.4$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AC_1の温度以上に上昇する点であり、AC_1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。

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

Fig. 4-3, Fig. 4-6より溶接部の残留応力σ_0は次の事実よりで与えられる。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$E\varepsilon_r$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、

$$\left.\begin{array}{ll} E\varepsilon_r < 2\sigma_Y(\theta_r) & \sigma_0 = \sigma_Y(\theta_r) - E\varepsilon_r + E\alpha(\theta_r - \theta_i - T_{av}) \\ E\varepsilon_r \geqq 2\sigma_Y(\theta_r) & \sigma_0 = -\sigma_Y(\theta_r) + E\alpha(\theta_r - \theta_i - T_{av}) \\ \text{ただし} & \sigma_0 > \sigma_Y(\theta_i + T_{av})\text{の場合には}\sigma_0^{*} \fallingdotseq 1.1 \end{array}\right\} \quad (4-4)$$

応力$\sigma_1'^{*}$は4.3.2項と式(2-1)、式(4-3)より次式となる。

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

応力$\sigma_2'^{*}$は残留応力のバランスを満足するために次式となる。

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

上式(4-3)〜(4-6)より適用範囲$\theta_i \leqq 0.2\theta_M$(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/mm²)	Location (cm)
$\varepsilon_r < 9.5\times10^{-5}(1-\theta_r/830)\sigma_{Y0}$; $\sigma_0=(1-\theta_r/830)\sigma_{Y0}+0.252(\theta_r-\theta_i)-21000\varepsilon_r$	$y_1=0.242Q/h(723-\theta_i)$
$\varepsilon_r \geq 9.5\times10^{-5}(1-\theta_r/830)\sigma_{Y0}$; $\sigma_0=-(1-\theta_r/830)\sigma_{Y0}+0.252(\theta_r-\theta_i)$	$y_2=5.5\times10^{-2}Q/h\sigma_{Y0}$
$y_1 \geq y_1'$; $\sigma_1'=1.1\sigma_{Y0}$	$y_3=0.33Q/h\sigma_{Y0}$
$y_1 < y_1'$; $\sigma_1'=1.35\sigma_{Y0}(y_3'-y_1)/(y_1-y_2)+1.1\sigma_{Y0}$	$y_1=0.02Q/h\sigma_{Y0}$
$\sigma_2'=2(1.1\sigma_{Y0}-\sigma_0)\,y_3'/(y_3-y_2)-0.25\sigma_{Y0}$	

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

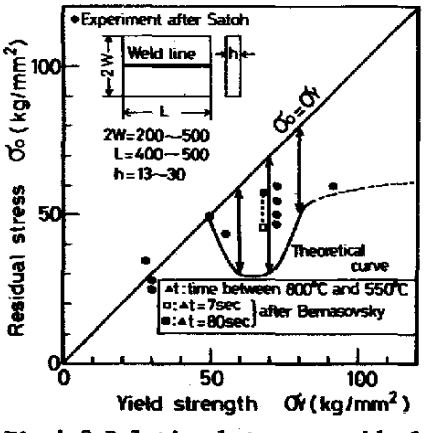


Fig.4-8 Relation between residual stress σ_0 and yield strength σ_Y

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$\theta_i \leq 0.2\theta_M$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ε_r、予熱温度θ_i、常温での降伏応力（厳密には0℃での降伏応力）σ_{Y0}、単位溶接長当りの入熱Q(cal/cm)の情報が与えられると高張力鋼の残留応力分布は求まる。

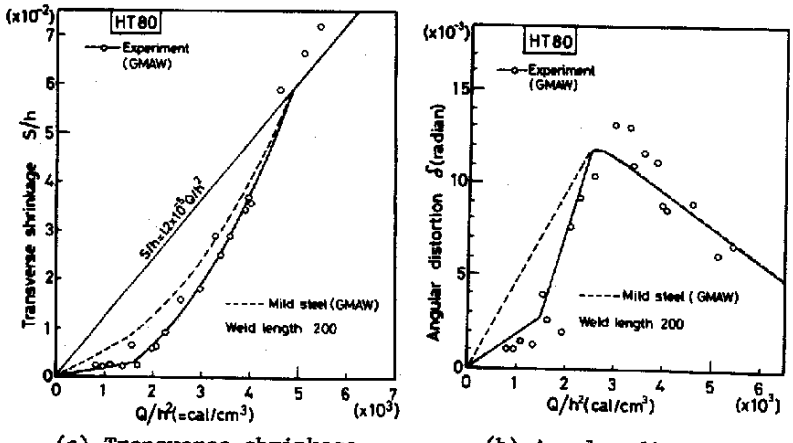
Fig. 4-8は佐藤[59]が整理した鋼の常温での降伏応力$\sigma_Y \fallingdotseq \sigma_{Y0}$と溶接部の応力$\sigma_0$の関係の実験値とTable 4-3の変態条件、Table 4-4の略算式を使用して求めた計算曲線の幅とを示している。計算曲線の幅と実験値のバラツキ範囲がほぼ一致していることより、Table 4-4の略算式で相変態のある材料の残留応力分布が評価できることがわかる。また、Bernasovsky[48]の実験値もFig. 4-8に□印で示している。彼の冷却速度を変化させた時の残留応力分布の実験値によると冷却速度の遅い（Δt=80sec）場合の残留応力値が冷却速度の速い（Δt=7sec）場合にくらべて大きくなっている。このことは冷却速度の遅い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）

4.4 溶接変形

4.4.1 相変態の影響

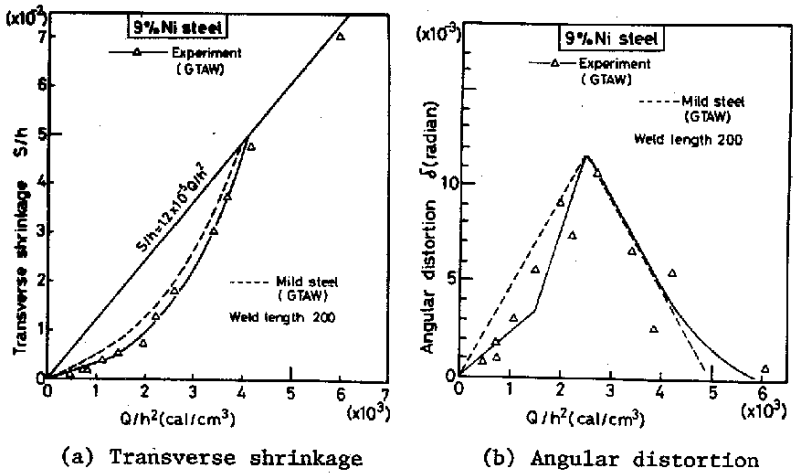
Fig.4-9, Fig.4-10は高張力鋼HT80と9%Ni鋼の横収縮・横曲り変形の実験値を第3章で明らかになった入熱のパラメータQ/h^2で整理したものである。図中の破線は第3章で示した軟鋼の実験曲線で、Fig.4-9の破線はGMAWによる軟鋼の実験曲線であり、実線はHT80、9Niの実験曲線である。

Fig.4-9, Fig.4-10よりHT80, 9Niの実験値は$Q/h^2 \leq 2000$ cal/cm³の範囲では軟鋼の曲線よりも下にあるが、$Q/h^2 > 2000$ cal/cm³



(a) Transverse shrinkage (b) Angular distortion

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



(a) Transverse shrinkage (b) Angular distortion

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/h^2 が大きくなると軟鋼の曲線上に載っていることがわかる。

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$\varepsilon_e+\varepsilon_p+\alpha\theta=0$の関係があり、降伏応力$\sigma_Y$が大きくなると$\varepsilon_e$は大きくなり、塑性ひずみ$\varepsilon_p$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$\theta_p$は大きくなる。そして、塑性ひずみ発生領域は温度$\theta_p$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 熱源近傍の最高温度は半無限板の表面に瞬間線熱源を与えた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。

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

ただし、b_y：$y=y$におけるθ_p等温度曲線の半巾

b：$y=0$におけるθ_p等温度曲線の半巾

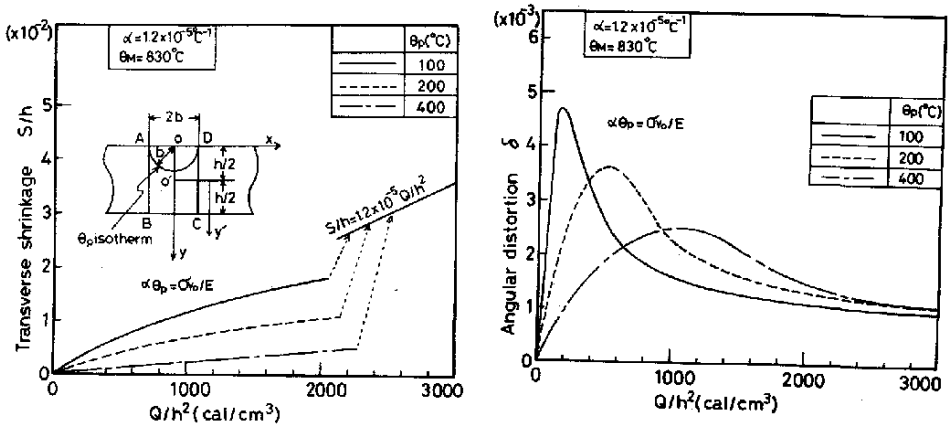
③ 溶接変形はFig. 4-11(a)の図中に示す短冊ABCDの変形で決まる。

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。[44]

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

ただし　$B=b/h$

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



(a) Transverse shrinkage (b) Angular distortion

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

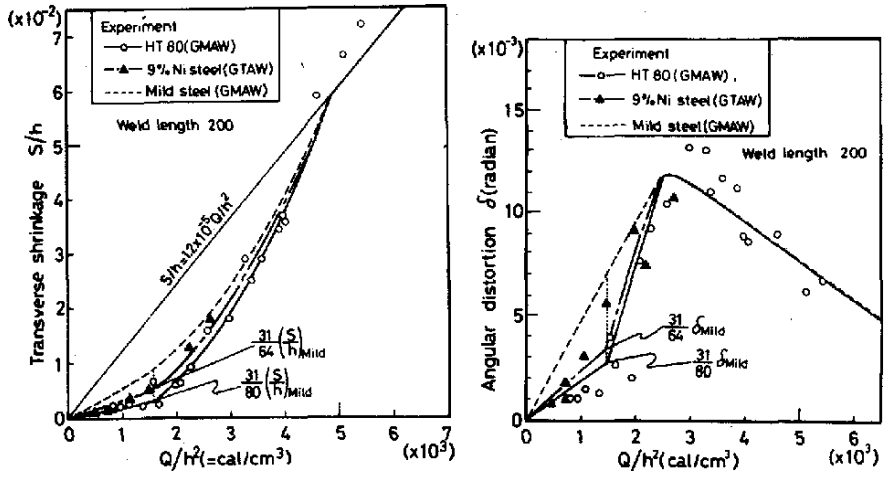
上になると熱膨張量がすべて横収縮になるという事実 ($S/h=1.2\times10^{-5}Q/h^2$) をつけ加えている (Fig.3-1, Fig.3-2参照)。

Fig.4-11より入熱のパラメータ Q/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)になると約半分に減少していること、Q/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 Q/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にあり、溶接変形に θ_p または σ_Y が寄与する割合が大きくなる。しかし、入熱 Q/h^2 が大きい場合には θ_p 等温度曲線の半径 b 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_Y よりもむしろ θ_M の影響を受けるようになり、降伏応力 σ_Y が異なっても一本の曲線に載るようになる。

次に、相変態の影響について考える。Fig.4-12はFig.4-9、Fig.4-10のHT80、9Niの実験値を入熱のパラメータ Q/h^2 で整理したものである。9Niは熱源形状が溶接変形に影響を与えない $Q/h^2 \leq 3000$ (cal/cm³) の範囲の実験値のみ載せている(第3章参照)。

Fig.4-12によると入熱のパラメータ Q/h^2 が小さい場合には



(a) Transverse shrinkage (b) Angular distortion

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

HT80と9Niの実験値を比較すると相変態の効果が大きいと考えられる9Niの実験値（Table 4-3参照）の方がHT80の実験値よりもむしろ上にあり、相変態では実験値は説明できない。また、$Q/h^2 \gtrsim 2500\,cal/cm^3$ の範囲では軟鋼の破線とHT80、9Ni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、9Niの曲線は $Q/h^2 \leqq 1500\,cal/cm^3$ の範囲で、軟鋼の実験曲線 δ_{Mild}、$(S/h)_{Mild}$ に降伏応力を掛けて求めたものである。$Q/h^2 \leqq 1500\,cal/cm^3$ 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 $\alpha\theta$、変態ひずみ ε_r の和で次式のように与えられる。

$$\varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_p + \alpha\theta + \varepsilon_r$$

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より高張力鋼と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。

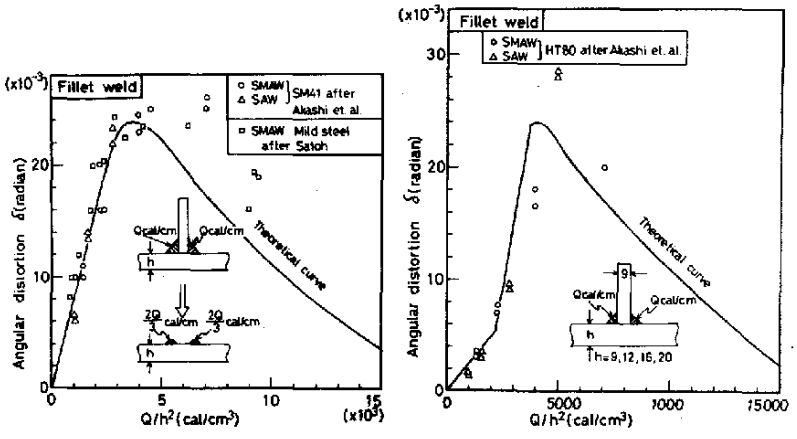
4.4.1項によると：入熱のパラメータQ/h^2が小さい場合には溶接変形は軟鋼の実験曲線に降伏応力比を掛ければよいこと、入熱のパラメータQ/h^2が大きい場合には軟鋼とHT80, 9Niの溶接変形に差がないことの2つの実験事実より、Table 4-5に示す溶接変形の略算式が導かれる。

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[42]の軟鋼の実験値と明石[60]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[60]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らわれたものと思われる。

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の変わりに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	$Q/h^2 \leq 1500$	$\delta = 1.8\times10^{-4}\, Q/h^2\sigma_{y0}$	$S = 1.5\times10^{-4}\, Q/h\sigma_{y0}$
	$1500 \leq Q/h^2 \leq 2500$	$\delta = (0.12-2.7/\sigma_{y0})\cdot Q/h^2\times10^{-4} + 0.68/\sigma_{y0} - 0.018$	$S/h = (0.175-2.25/\sigma_{y0})\, Q/h^2\times10^{-6} + 0.56/\sigma_{y0} - 0.026$
	$2500 \leq Q/h^2 \leq 5000$	$\delta = -2.4\times10^{-6}\, Q/h^2 + 0.021$	$S/h = 1.9\times10^{-5}\, Q/h^2 - 0.035$
	$Q/h^2 \geq 5000$		$S = 1.2\times10^{-5}\, Q/h$



(a) Mild steel　　(b) High strength steel HT80

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

4.5 結論

本章は第1～第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_rによって大きく異なる。

(3) 予熱温度θ_iは降伏応力σ_{Y0}が大きい場合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、9%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異は降伏応力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溶け落ちを防ぐため、固形flux の板を溶接部裏面に当てた。

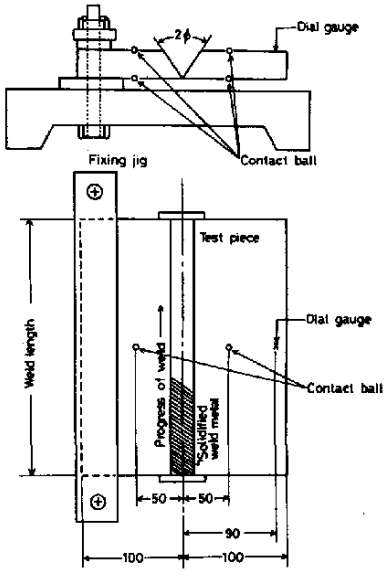


Fig.5-1 Experimental apparatus of residual stress distributions and welding deformations in multipass welded butt joint

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章と同様にダイアルゲージ（1/100mm）で測定し、横収縮はコンタクトボールとplender計を用いて、測定した。溶接変形の実験は軟鋼（SS41）、Al合金（Al5083-O）の2種の材料を用い、Table.5-1に示すように板幅Wを一定にして、板の長さL、板厚t、開先角度2φ、溶接入熱Qおよび溶接法

を変化させて行った。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 δ(x10⁻²rad.)	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	
	300	30	100	60	3300	5.34	14.62	SMAW
A15083-0	300	30	100	60	1300	3.42	8.75	GMAW
					2100	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)	(kg/mm)	(%)
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)	(kg/mm)	(%)
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$\rho=7.8g/cm^3$、GMAWの比溶熱注)$D=1000cal/g$、SMAWの比溶着熱注)$D=2000cal/g$、Al合金の場合には密度$\rho=2.64g/cm^3$、GMAWの比溶着熱注)$D=2000cal/g$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4)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層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4000cal/cmより求まる平均温度上昇Tav=67°Cに対して、第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応力の分布特性は第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 溶接部が応力をもちだす前の状態では母板が2枚の別々の板として挙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挙動する、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せて、残留応力分布を求めた。

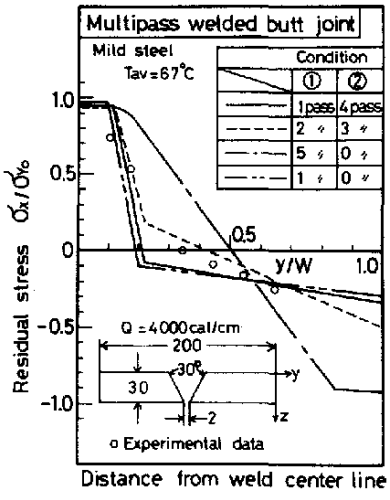


Fig.5-2 Effect of boundary conditions on residual stress distributions

図中の実線は第1パス(初パス)のみ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。破線は第2パスまで回転変形を許した場合、一点鎖線は第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Tav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ので、母板の回転変形が第1パスの溶接時にのみ生じるような条件の場合あるいは平均温度上昇のパラメータTav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°C）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°C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

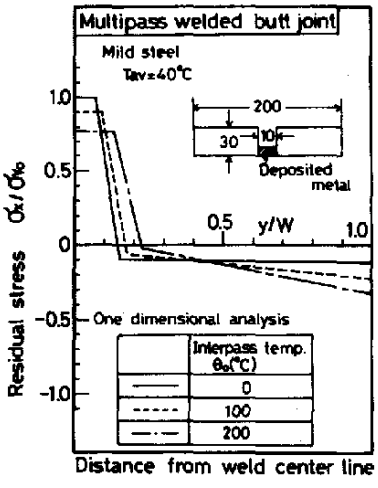


Fig.5-3 Effect of interpass temperature θ_0 on residual stress distributions

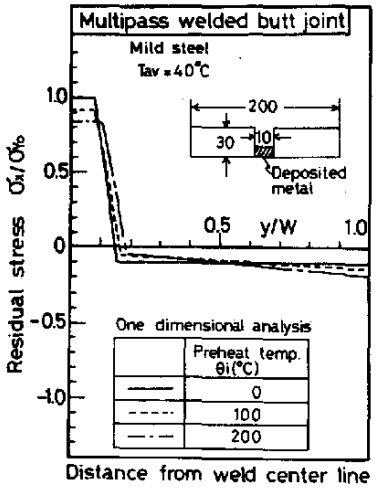


Fig.5-4 Effect of uniform initial or preheat temperature on residual stress distributions

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拡がることに起因しているように思われる。

Fig.5-4は板を一様予熱温度θ_i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。図によると一様予熱温度θ_i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、第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_iの影響を1次元解析した結果Fig.2-7と比較すると、Fig5-4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のT_{an}^{*} =0.25は軟鋼でT_{an}=30°Cに相当し、T_{an}^{*} ≦0.4ではY_1, Y_2はT_{an}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ちい、冷却過程で最高温度が723°C以上に上昇した領域にθ_r=450°Cで相変態ε_r=0.007が生じる材料を対象として、溶接部近傍の残留応力分布におよぼす一様予熱温度θ_i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_i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。

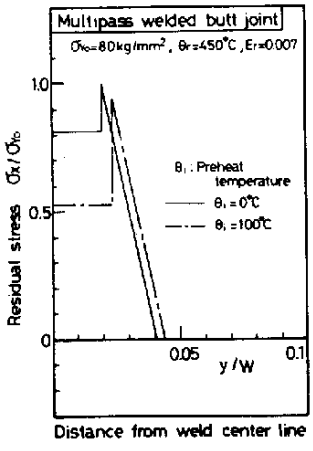


Fig.5-5 Effect of preheat temperature on residual stress distributions

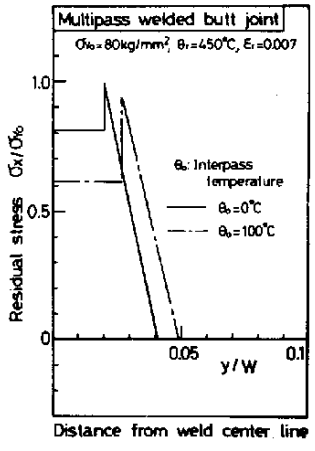


Fig.5-6 Effect of interpass temperature on residual stress distributions

Fig.5-6はFig.5-5と同一材料を使用して、パス間温度θ_o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_o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よ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10～20%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たまることにある。

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才1近似的な手法を示し、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、才1近似的な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[21)]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のビード溶着での横曲り変形を便宜上用いることにする。

② 才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、才1パス以後の各パス毎に生じる溶接変形の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想し、才3章のビード溶着の溶接変形の略算式(3-5)を適用した。

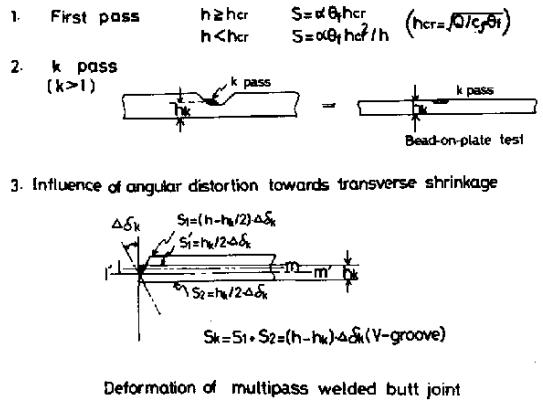


Fig.5-7 Generating mechanism of welding deformations of multipass welded butt joint

③ 多層溶接の場合にはFig.5-7に示すように板厚方の中立軸lmと才k

パス溶接後ののど厚h_k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、第k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は第kパス溶接時に生じる横曲り変形$\Delta\delta_k$とのど厚h_k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$h-h_1$、板厚h——を1パス単位溶接長当りの入熱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 パス側を第k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。

$$\left.\begin{aligned} &h_k=\sqrt{k/N_1}\ h_1 \qquad N_1=\rho D h_1^2\tan\phi_1/Q \\ &\therefore\ Q/h_k^2=\rho D\tan\phi_1/k \end{aligned}\right\} \qquad (5-1)$$

Finishing パス側を第i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。

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

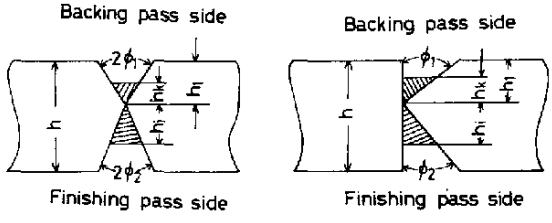


Fig.5-8 Types of groove welds

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、多層溶接の第kパス(or第i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)

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

5.4.2 溶接諸条件の影響

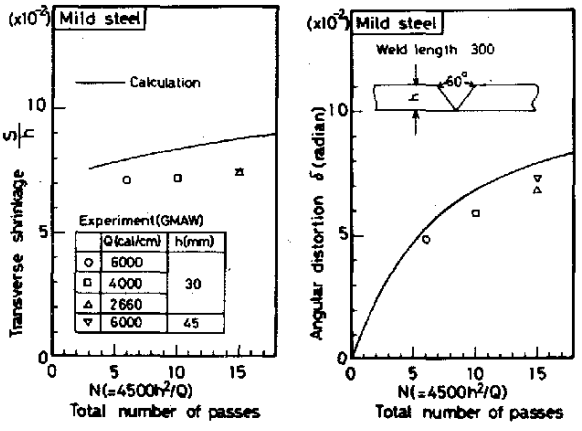
実験は試験材の板厚が $h=30mm$, $45mm$ とあまり厚くないので、5.2節で示すようにV開先で行った。したがって、各種要因が溶接変形におよぼす影響は主としてV開先について考察した。

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 h で割った δ/h 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 h (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よそ10～20%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 $h=30mm$ $Q=2660cal/mm$ の実験値△印と $h=45mm$, $Q=6000cal/cm$ 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 $2\phi=30\sim90°$、材料のパラメータ $\theta_y^*=4\sim12$ 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。

$$\delta/h \propto (h^2/Q)^{0.25}$$

$$\delta_{Mild} \propto (h^2/Q)^{0.1} \qquad \delta_{Al} \propto (h^2/Q)^{0.25} \qquad \delta_{SS} \propto (h^2/Q)^{0.30}$$



(a) Transverse shrinkage (b) Angular distortion

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

ただし、

δ_{Mild} : 軟鋼の横曲り変形
δ_{Al} : Al5083-0の横曲り変形
δ_{SS} : SUS310の横曲り変形
適用範囲 $Q/h^2 \leq 500cal/cm^3$

上式より $Q/h^2 \leq 500cal/cm^3$ 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 h (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

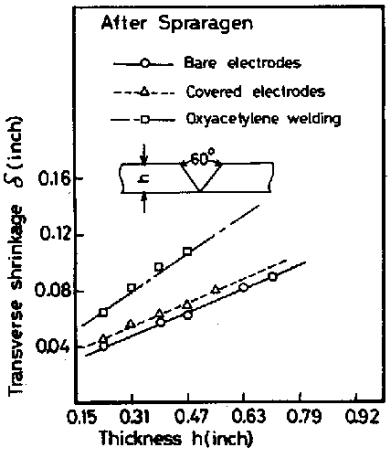


Fig.5-10 Relation between thickness and transverse shrinkage by Spraragen

縮δは入熱Qの影響をあまり受けず、板厚tに比例する。

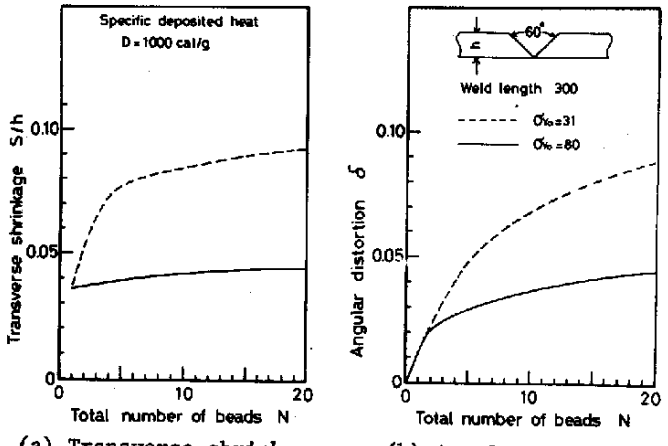
② 横曲り変形δは入熱Qの4乗根に反比例し、板厚tの平方根に比例する。

Fig. 5-10はSpraragen[39]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t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第4章で明らかにしたように、相変態の影響をあまり受けず、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31kg/mm², 80kg/mm²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%小さくなっていることがわかる。したがって、鋼の多層溶接での溶接変形は約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。



(a) Transverse shrinkage (b) Angular distortion

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

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の比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

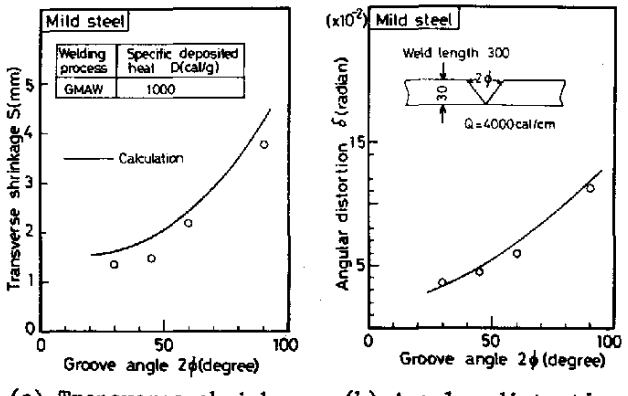
	Transverse shrinkage	Angular distortion	Yield strength
Mild steel	2.95mm	16.4×10^{-2} rad.	29.3kg/mm^2
HT80	1.41mm	7.7×10^{-2} rad.	80.0kg/mm^2
Mild steel / HT80	2.1	2.1	2.7 (2.2)

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、板の幅100mm、板厚30mm単位溶接長当りの入熱Q=4000 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$\theta_M^*=4\sim12$、入熱のパラメータ$Q/h^2=100\sim6000$ 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。

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



(a) Transverse shrinkage (b) Angular distortion

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

ただし、

$Q/h^2 \leqq 500$ cal/cm^{3}で成立

上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X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○印は叢田[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。

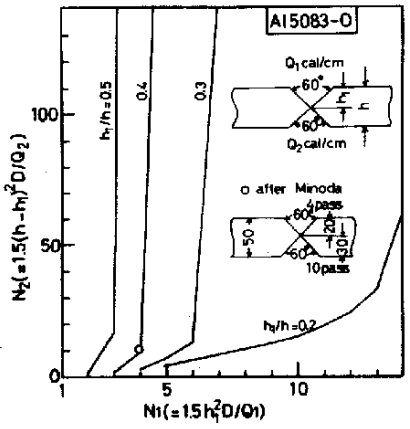


Fig.5-13 Relation between number of beads N_1 in backing pass side and number of beads N_2 in finishing pass side for angular disortion being zero

(4) 溶接法の影響

第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 $Q/h^2 \gtrsim 2000 \sim 2500$ cal/cm³ の範囲すなわち、板厚が薄い(のど厚 h_e が小さい場合に相当)か、入熱が大きい場合には溶接法の影響を受けること、$Q/h^2 \lesssim 2000$ cal/cm³ の範囲すなわち、板厚が厚い(のど厚 h_e が大きい)か、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。

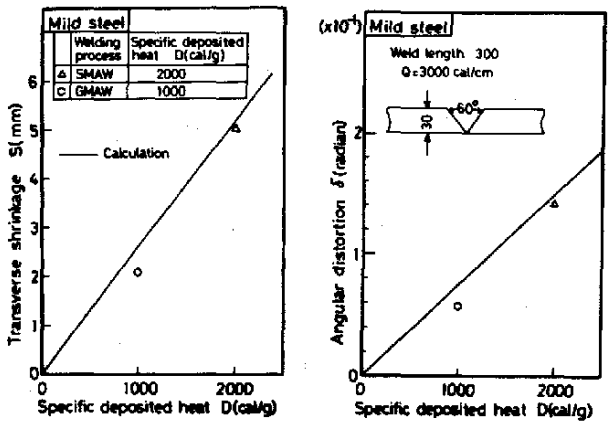
多層溶接の場合にはパス数を重ねるにつれて、のど厚 h_e が増加し、あるパス数以後は入熱のパラメータが $Q/h_e^2 \lesssim 2000$ cal/cm³ の条件を満足するに至る。通常の入熱条件の範囲ではこの条件を満足するパス数は数パス程度であって、数パス以後の溶接変形は上記4種の溶接方法では差異がないことになる。したがって、多層溶接の溶接変形を考える場合には溶け込み形状に極端な差異がない限り、第3章の式(3-5)(GMAWによるビード溶着での溶接変形の式)を使用して、溶接変形を求めてもよいと思われる。

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を用いた線径1.6mmφ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)4mmφ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。

$$S_a = \frac{D_a}{D_e} S_e \qquad \delta_a = \frac{D_a}{D_e} \delta_e$$

ただし、$Q/h^2 \lesssim 500$ cal/cm³で成立

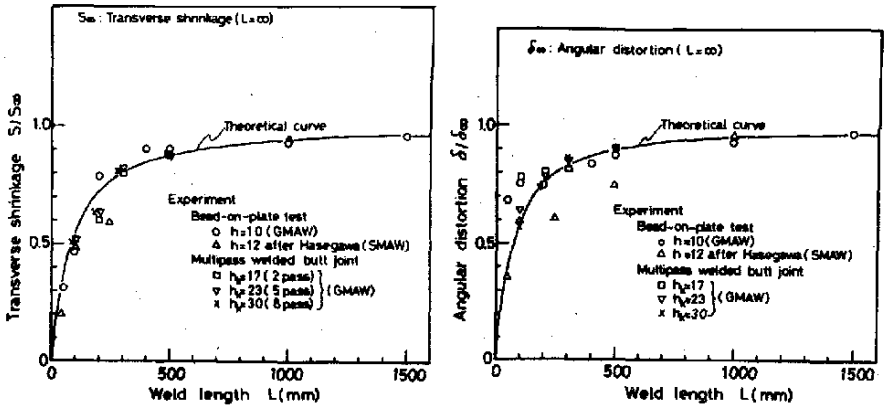


(a) Transverse shrinkage (b) Angular distortion

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

第3章のビード溶着での溶接変形の実験では軟鋼とAl合金の横収縮S、横曲り変形δの値に顕著な差がなかった。(Fig.3-13参照) しかし、GMAWによる多層溶接でのAl合金の実験値はTable5-1に示すように同じ板厚では軟鋼のGMAWによる溶接変形の約2倍程度大きくなっている。また、一般に、Al合金の溶接変形は軟鋼の溶接変形よりも大きいと報告されている[40~47]。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1つとして比溶着熱(軟鋼ではD=1000cal/g、Al合金ではD=2000cal/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



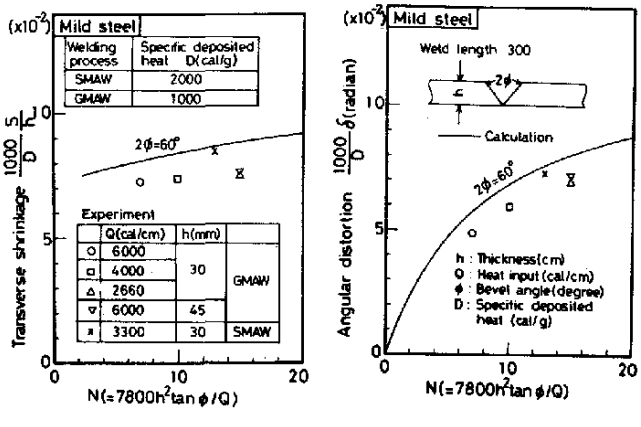
(a) Transverse shrinkage (b) Angular distortion

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

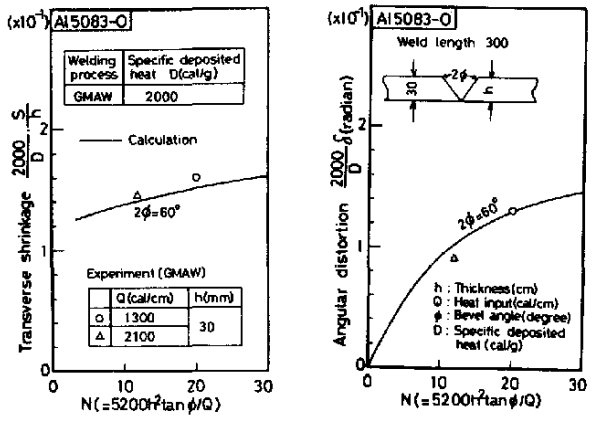
Fig.5-15は第3章の3.5節と同様の手法によって、多層突合せ溶接時の溶接変形Lに対して整理したものである。図にはTable3-1の

GMAWにより板厚10mm、単位溶接長当りの入熱Q=2400cal/cmの条件でビード溶着した実験結果、長谷川[56]がh=12mm、入熱Q=3300cal/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=4000cal/cmで多層溶接した時の実験結果を示している。図中の実線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 $N(=D_G\rho h^2\tan\phi/Q$, D_G：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$\frac{D_G}{D}\cdot\frac{S}{h}$、$\frac{D_G}{D}S$は横収縮$S/h$と横曲り変形$S$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。

$$\left.\begin{aligned} S/h &= C_1 D(\tan\phi)^{3/4}(h^2/Q)^{a} \cdot L^{3/20} \\ \delta &= C_2 D(\tan\phi)^{3/4}(h^2/Q)^{3/4} \cdot L^{3/20} \end{aligned}\right\} \quad (5\text{-}4)$$

ただし、

軟鋼 $C_1=2\times10^{-4}$ $a=0.10$ $C_2=4\times10^{-5}$

Al5083-O $C_1=1.6\times10^{-4}$ $a=0.25$ $C_2=3\times10^{-5}$

SUS310 $C_1=1.2\times10^{-3}$ $a=0.30$ $C_2=1.5\times10^{-3}$

適用範囲 $h^2/Q \geqq 2.5\times10^{-3}$

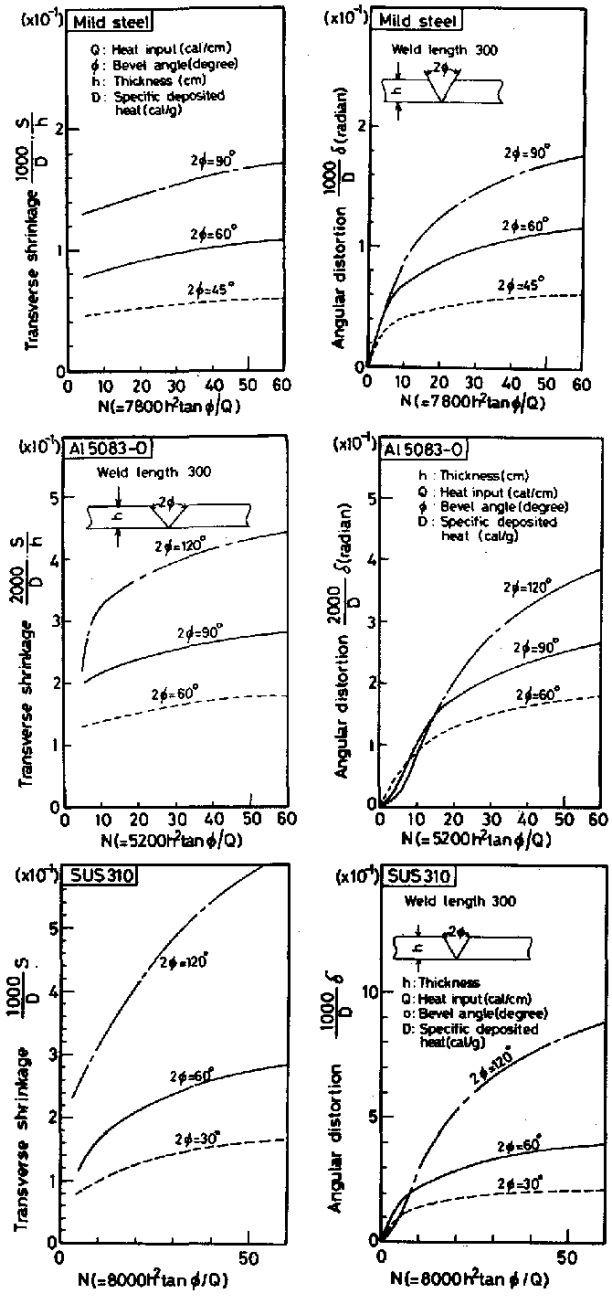


Fig.5-17 Arrangement of transverse shrinkage and angular distortion by number of beads

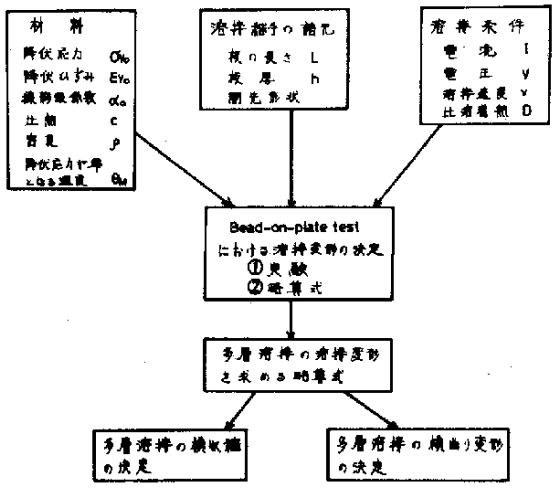


Fig.5-18 Flow chart of deciding welding deformations in multipass welded butt joint

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。

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) 多層グルーブ溶接の残留応力分布は$Tau^* \leqq 0.4$の場合で、一様予熱度$\theta_i \leqq 0.2\theta_y$の場合には単層グルーブ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$Tau^* \leqq 0.4$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(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(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

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

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: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 $\frac{D_G}{D}\cdot\frac{S}{h}$、$\frac{D_G}{D}\delta$ 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　多層突合せ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。

第1パス(初層)溶接の横収縮は佐藤[21]によって、次式で与えられている。

$$h \geq h_{cr} \qquad S = \alpha \theta_f h_{cr}$$

$$h < h_{cr} \qquad S = \alpha \theta_f h_{cr}^2 / h$$

ただし、$h_{cr} = \sqrt{Q / c\rho\theta_f}$

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

$$\Delta S_1 = \alpha \theta_f h_{cr} = \alpha \sqrt{\frac{\theta_f Q}{c\rho}}$$

$$\therefore \frac{\Delta S_1}{h_1} = \alpha \sqrt{\frac{\theta_f}{c}} \sqrt{\frac{D \tan\phi_1}{N_1}} \qquad \text{———— (D-1)}$$

佐藤[21]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L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。

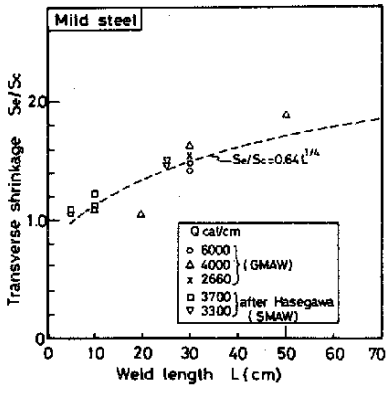


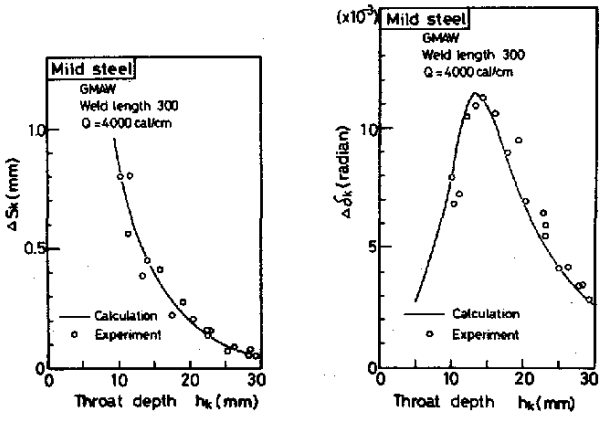
Fig.D-1 Effect of weld length on transverse shrinkage in initial pass welded butt joint

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

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k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$Q=4000$cal/cmで多層突合せ溶接した時の第kパス溶接時の横収縮ΔS_k、横曲り変形$\Delta\delta_k$の実験値をのど厚h_k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と次式となる。

$$\left.\begin{aligned} &\delta = \frac{F(L)}{F(20)}\left\{\sum_{k=1}^{N_1}\frac{b_3\varepsilon_{Y0}A_1k}{(A_1-b_1k)^2+b_2k^2} - \sum_{i=1}^{N_2}\frac{b_3\varepsilon_{Y0}A_1t}{(A_1-b_1t)^2+b_2t^2}\right\} \\ &\frac{S_1}{h_1} = 0.64L^{\frac{1}{4}}\cdot\alpha\sqrt{\frac{\theta_f}{c}}\sqrt{\frac{D\tan\phi_1}{mN_1}} + \frac{G(L)}{G(20)}\sum_{k=2}^{N_1}\left[\frac{\varepsilon_{Y0}a_1A_1^2}{\sqrt{N_1k^3}} + \frac{\varepsilon_{Y0}a_2A_1}{\sqrt{N_1k}}\right] \\ &\qquad + \frac{F(L)}{F(20)}\sum_{k=1}^{N_1}\left\{\left(2-\sqrt{\frac{k}{N_1}}-\frac{h_1}{h_1}\right)\Delta\delta_k\right\} \\ &\frac{S_2}{h} = \frac{G(L)}{G(20)}\sum_{i=1}^{N_2}\left[\frac{\varepsilon_{Y0}a_1A_1^2\left\{\frac{h_1}{h}+\sqrt{\frac{i}{N_2}}\left(1-\frac{h_1}{h}\right)\right\}}{t^2} + \frac{\varepsilon_{Y0}a_2A_1\left\{\frac{h_1}{h}+\sqrt{\frac{i}{N_2}}\left(1-\frac{h_1}{h}\right)\right\}}{t}\right] \\ &\qquad + \frac{F(L)}{F(20)}\sum_{i=1}^{N_2}\left\{\left(1-\frac{h_1}{h}\right)\left(1-\sqrt{\frac{i}{N_2}}\right)\Delta\delta_i\right\} \end{aligned}\right\} \quad (D\text{-}3)$$



(a) Transverse shrinkage (b) Angular distortion

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

ただし

K：Backing パス側の総パス数

I：Finishing パス側の総パス数

$$A_1=\begin{cases}\alpha_0 D\tan\phi_1/c\varepsilon_{Y0} & \times,\nabla\text{開先}\\ \alpha_0 D\tan\phi_1/2c\varepsilon_{Y0} & K,L\text{開先}\end{cases}$$

$$t=N_1\left\{1+\sqrt{\frac{t}{N_2}}\left(\frac{h}{h_1}-1\right)\right\}$$

$$N_1=\begin{cases}h_1^2\rho D\tan(\phi_1)/Q & \times,\nabla\text{開先}\\ h_1^2\rho D\tan(\phi_1)/2Q & K,L\text{開先}\end{cases}$$

$$N_2=\begin{cases}(h-h_1)^2\rho D\tan(\phi_2)/Q & \times\nabla\text{開先}\\ (h-h_1)^2\rho D\tan(\phi_2)/2Q & K,L\text{開先}\end{cases}$$

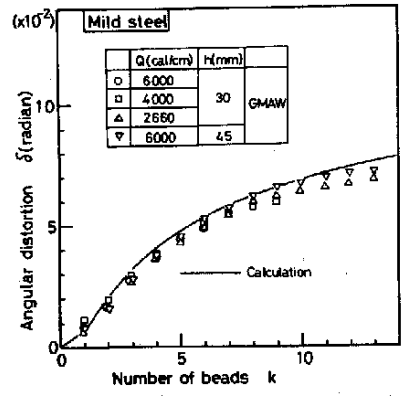


Fig.D-3 Effect of number of beads on angular distortion

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

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

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

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　$\theta_M^*=4\sim14$ の材料

式(D-3)より横曲り変形はパス数 k 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 k 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投与さ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[47]。

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),(68)]。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。

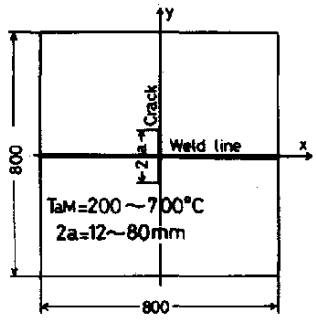


Fig.6-1 Analyses conditions

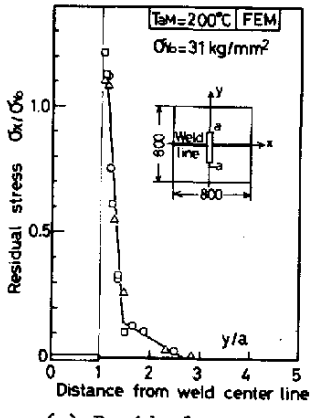
Fig.6-1のx軸に瞬間平面熱源が与えられた場合、任意点の温度はき裂の半長aを基準にしたパラメータ$Y^a(=y/a)$により次式のように与えられる。

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

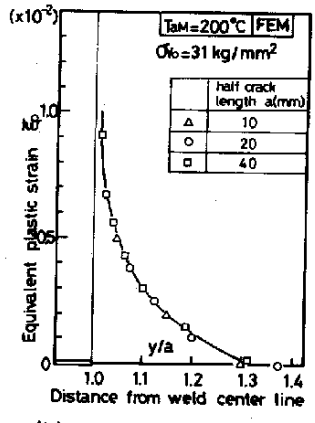
ただし

$$\begin{cases} T_{aM}^*=\alpha_0 T_{aM}/\varepsilon_{Y0} & T_{aM}=Q/\sqrt{2\pi e}\,ahc\rho \text{：き裂先端の最高温度上昇} \\ \theta_i^*=\alpha_0\theta_i/\varepsilon_{Y0} & \theta_i\text{：板の初期温度} \\ Y^a=y/a \quad W^a=W/a & \tau^a=2\sqrt{\kappa t}/a \\ U_p(K,\eta)=\sqrt{2e}\exp\{-(\eta/K)^2\}/K & \end{cases}$$

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)の第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$T_{aM}^*\leqq 0.4$の条件を満足する場合には除かれる。したがって、先在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・残留ひずみは第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、第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



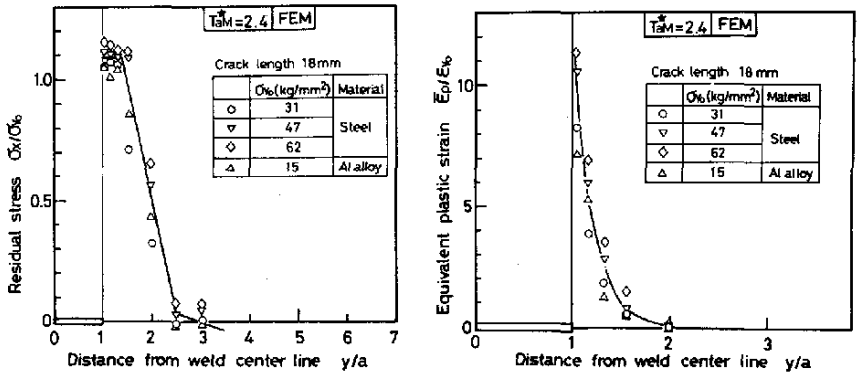
(b) Residual equivalent plastic strain distributions

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Table1-1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$2a=18mm$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。



(a) Residual stress distributions (b) Residual equivalent plastic strain distributions

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_{aM}^{*}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て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[57]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。

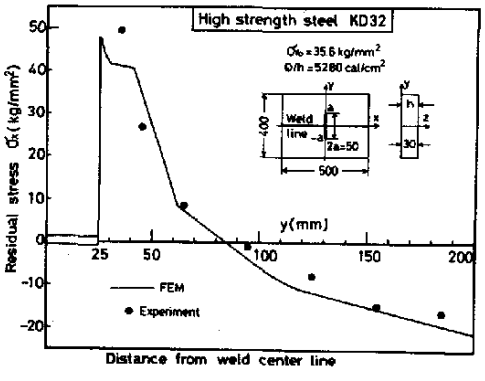
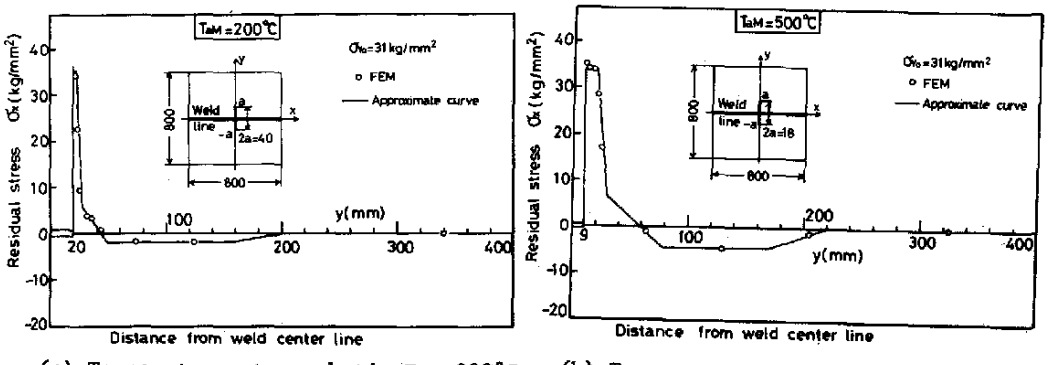


Fig.6-4 Residual stress distributions

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2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°C (b) Temperature at crack tip T_{aM}=500°C

Fig.6-5 Residual stress distributions

Fig. 6-6は、Fig. 6-5の残留応力分布を参考にして、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。

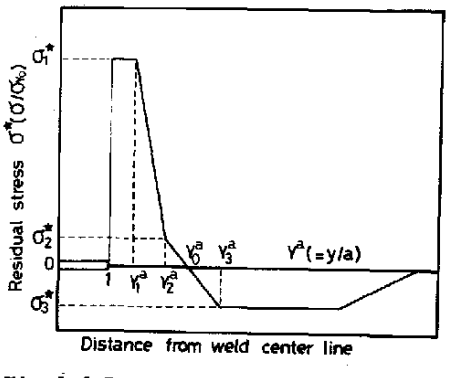
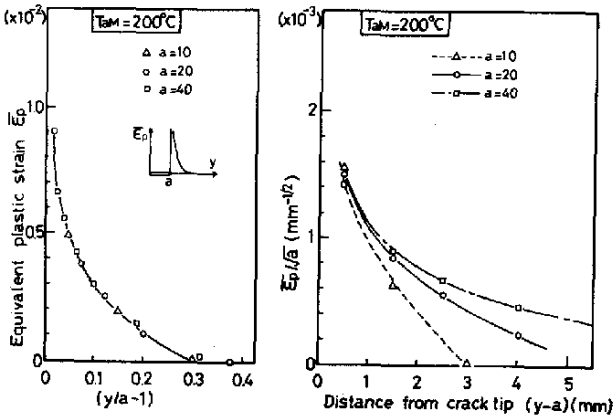


Fig.6-6 Pattern of residual stress distribution

6.32 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$\bar{\varepsilon}_p$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$\varepsilon \propto \frac{K}{\sqrt{r}}$ ($K=\sigma\sqrt{\pi a}$, r：き裂先端からの距離)を利用して、縦軸に残留相当塑性ひずみ$\bar{\varepsilon}_p$をき裂の半長aの平方根で割った値を取り、横軸にき裂先端からの距離$(y-a)$を取って、Fig. 6-7(a)の残留相当塑性ひずみ分布を示したものである。Fig. 6-7(b)よりき裂先端近傍($y-a=0.5$ mm)では残留相当塑性ひずみ$\bar{\varepsilon}_p$は$\sqrt{a}$の特異性をもっていることがわかる。



(a) (b)

Fig.6-7 Residual equivalent plastic strain distributions

Fig. 6-8は残留相当塑性ひずみ$\bar{\varepsilon}_p$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、$T_{aM}=200°C$、$700°C$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$\bar{\varepsilon}_p$はき裂の近傍で

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

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$\bar{\varepsilon}_p$の値(本章ではFig. 6-7(b)より$y-a=0.5$ mmでの値$(\bar{\varepsilon}_p)_{0.5}$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つの値により次式のような近似式で表わされる。

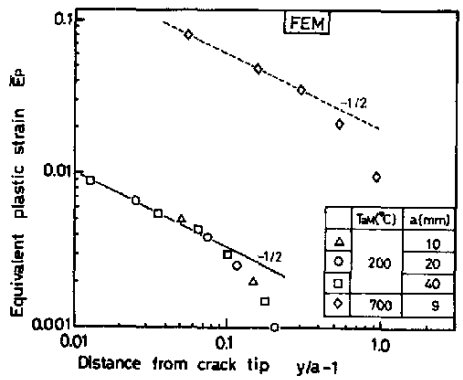
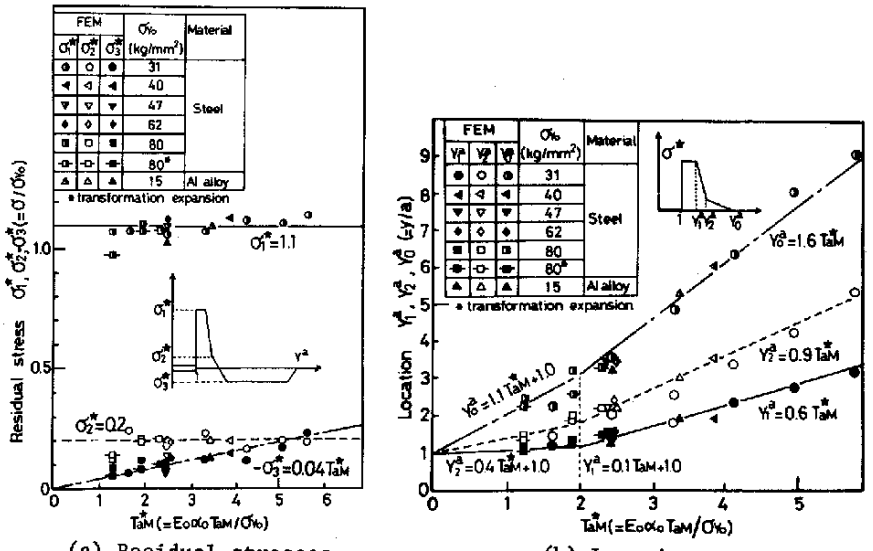


Fig.6-8

$$\left.\begin{aligned} \bar{\varepsilon}_p &= \sqrt{0.5}\,(\bar{\varepsilon}_p)_{0.5}/\sqrt{a}\sqrt{Y^a-1} & 0 \leqq Y^a \leqq Y_2^a \\ \bar{\varepsilon}_p &= 0 & Y^a > Y_2^a \end{aligned}\right\} \quad (6-2)$$

異種材料間の相当塑性ひずみは式(6-2)の$\bar{\varepsilon}_p$のかわりに$\bar{\varepsilon}_p^*$ $(=\bar{\varepsilon}_p/\varepsilon_{Y0})$を用いればよい。



(a) Residual stresses (b) Locations

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$(\bar{\varepsilon}_p^*)_{\infty}/\sqrt{a}$を取り、横軸にき裂先端の最高温度上昇の無次元量$T_{aM}^*$を取って、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。

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

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^a, Y_2^a, Y_0^aは大きくなることがわかる。したがって、$T_{aM}^* \propto Q/ah\varepsilon_{f0}$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/hが増加した場合には引張残留応力の発生領域y_1, y_2, y_0は入熱Q/hとほぼ比例関係にあることが式(6-3)よりわかる。

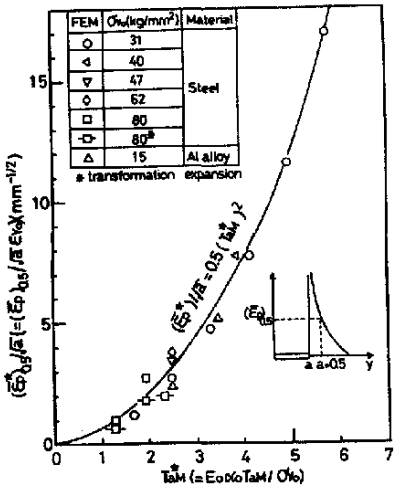


Fig.6-10 Arrangement of residual equivalent plastic strain at the point with 0.5mm away from crack tip by parameter T^*_{aM}

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 $2a$ が増加した場合には $T_{aM}^* \leqq 2.0$ 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、$T_{aM}^* \geqq 2.0$ の範囲では引張残留応力の発生領域 y_1、y_2、y_3 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_{y0} 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_3 はほぼ降伏応力 σ_{y0} に逆比例することがわかる。

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 $(\bar{\varepsilon}_p^*)_{0.5}$ を近似的に評価したものであり、次式で与えられる。

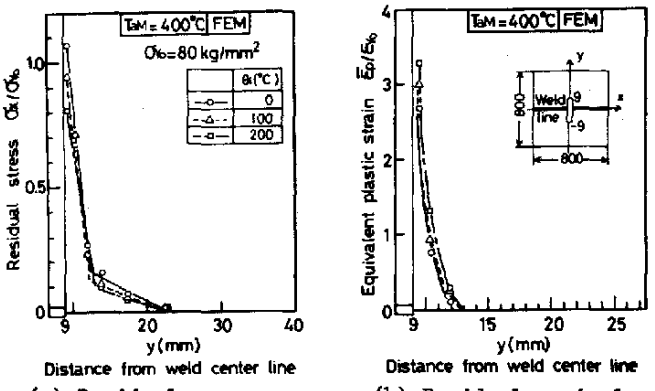
$$(\bar{\varepsilon}_p^*)_{0.5}/\sqrt{a} = 0.5\,(T_{aM}^*)^2 \qquad (6\text{-}4)$$

式(6-4)、式(6-2)、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、き裂近傍の残留相当塑性ひずみ分布のひずみ値 $(\bar{\varepsilon}_p^*)_{0.5}/\sqrt{a}$ と発生領域 Y_2^a は大きくなることがわかる。したがって、$T_{aM}^* \propto Q/ah\varepsilon_{y0}$ を考慮すれば $(\bar{\varepsilon}_p)_{0.5}$ は次式となり、

$$(\bar{\varepsilon}_p)_{0.5} \propto (Q/h)^2 a^{-\frac{3}{2}} \varepsilon_{y0}^{-1} \qquad (6\text{-}5)$$

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 $(\bar{\varepsilon}_p)_{0.5}$ 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がわかる。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 $(\bar{\varepsilon}_p)_{0.5}$ はき裂長の1.5乗に反比例し、発生領域 y_2 は $T_{aM}^* \leqq 2.0$ の範囲で増加する傾向にあるが、$T_{aM}^* \geqq 2.0$ 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_{y0} だけが異なる材料では相当塑性ひずみは降伏応力 σ_{y0} に比例し、相当塑性ひずみ発生領域 y_2 は降伏応力にほぼ逆比例することがわかる。

6.3.3 予熱温度の影響



(a) Residual stress distributions

(b) Residual equivalent plastic strain distributions

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

Fig.6-11は一様予熱(初期)温度θ_i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、Table1-1の鋼の材料定数を使って、T_{aM}=400°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応力値は予熱温度θ_i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_i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_iが増加すると全体的に大きくなっているが、やはり、θ_iの影響はあまりないと考えられる。

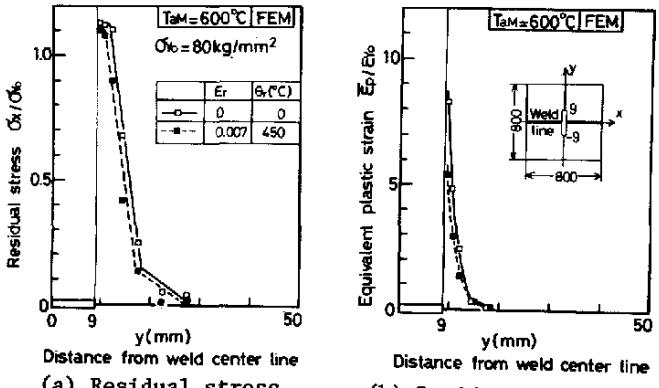
6.3.4 相変態の影響

Fig.6-12はTable1-1の鋼の材料定数をもった降伏応力80kg/mm²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_{c1}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入熱条件T_{aM}=740°Cで解析した

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。

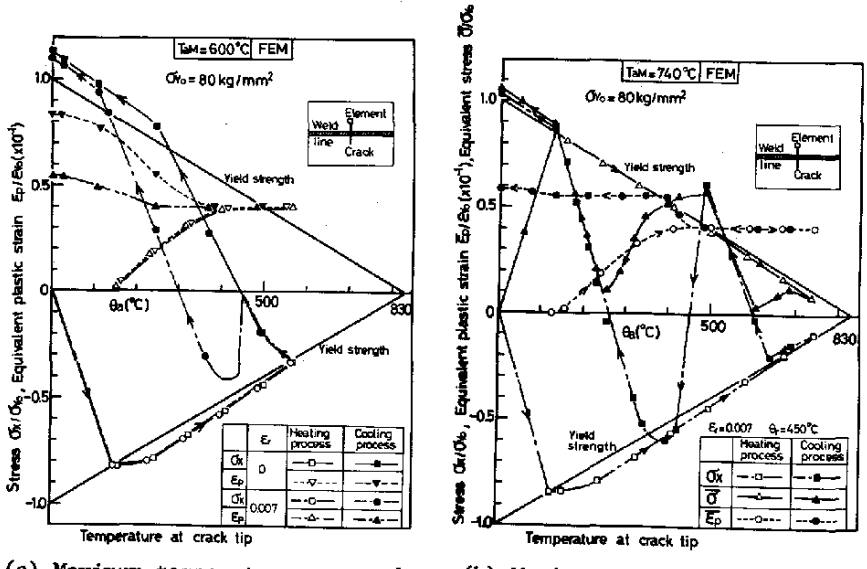
相変態を有する材料の残留応力・残留相当ひずみの特徴的な値をFig.6-9, Fig.6-10に載せる。Fig.6-9, Fig.6-10より、残留応力分布・残留相当塑性ひずみ分布のおおまかな傾向を考える場合には相変態の影響をあまり考えなくてもよいようである。



(a) Residual stress distributions

(b) Residual equivalent plastic strain distributions

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



(a) Maximum temperature at crack tip T_{aM}=600°C

(b) Maximum temperature at crack tip T_{aM}=740°C

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、溶接欠陥が先存き裂として存在する突合せ継手を取り扱い、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 $2a$ 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　$T_{aM}^* = 0.242\alpha_0 Q/c\rho h a \varepsilon_{Y0}$

初期温度の無次元パラメータ　$\theta_i^* = \alpha_0 \theta_i / \varepsilon_{Y0}$

降伏応力が零になる温度の無次元パラメータ　$\theta_M^* = \alpha_0 \theta_M / \varepsilon_{Y0}$

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　$T_{aM} = 0.242 Q/c\rho h a$ (　)

初期温度　θ_i (°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を明らかにし、き裂先端から0.5mm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。

$$(\bar{\varepsilon}_p^*)_{0.5} / \sqrt{a} = \frac{1}{2}(T_{aM}^*)^2$$

上式より、$(\bar{\varepsilon}_p)_{0.5}$ 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 $\sigma_0 = 80$ kg/mm² の鋼の場合には $\theta_i \leq 200$°C までの範囲で、残留応力・残留ひずみにあまり影響を与えない。

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せることにより、応力・ひずみを支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　$T_{av}^* = \alpha_0 Q / 2c\rho h W \varepsilon_{Y0}$

初期温度の無次元パラメータ　$\theta_i^* = \alpha_0 \theta_i / \varepsilon_{Y0}$

降伏応力が零となる温度の無次元パラメータ　$\theta_M^* = \alpha_0 \theta_M / \varepsilon_{Y0}$

冷却中の相変態温度の無次元パラメータ　$\theta_r^* = \alpha_0 \theta_r / \varepsilon_{Y0}$

で主として規定され、

同一材料では

平均温度上昇　$T_{av} = Q / 2c\rho h W$ (℃)

初期温度　θ_i (℃)

冷却中の相変態温度　θ_r (℃)

で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　$T_0^* = \alpha_0 Q / c\rho h^2 \varepsilon_{Y0}$

初期温度の無次元パラメータ　$\theta_i^* = \alpha_0 \theta_i / \varepsilon_{Y0}$

降伏応力が零となる温度の無次元パラメータ　$\theta_M^* = \alpha_0 \theta_M / \varepsilon_{Y0}$

で主として規定され、

同一材料では

入熱のパラメータ　　Q/h^2 (cal/cm³)

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、$T_{av}^* \leqq 0.4$ 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

$$\left.\begin{array}{ll} \sigma_1^* = 1.1 & y_1 = 0.075\alpha_0 Q/c\rho\varepsilon_{r0}h \\ \sigma_2^* = -0.25 & y_2 = 0.22\alpha_0 Q/c\rho\varepsilon_{r0}h \\ \sigma_3^* = 0 & y_3 = 1.3\alpha_0 Q/c\rho\varepsilon_{r0}h \end{array}\right\}$$

ただし、$4 \lesssim \theta_M^* \lesssim 12$

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 $T_{av}^* \leqq 0.4$ の範囲で

$$\theta_i \leqq 0.2\theta_M$$

の条件を満足するかぎり、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、$T_{av}^* \leqq 0.4$ の範囲では、

$$L_{cr} = 1.3\alpha_0 Q/c\rho\varepsilon_{r0}h$$

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_{Y0}が大きい場合、すなわち、次の条件を満足する場合

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

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) 多層グルーブ溶接の残留応力分布は$T_{av}^{*}\leqq 0.4$の範囲で、一様予熱温度$\theta_i\leqq 0.2\theta_M$の場合には多層グルーブ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、

$$Q/h^2\lesssim 2500\,cal/cm^3$$

の範囲で今回用いた溶接法の影響を溶接変形が受けないことを示した。そして、$Q/h^2\lesssim 2500\,cal/cm^3$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$\delta$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_0^{*}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、実験値を整理することより、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(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開先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)、Fig5-8参照)

(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（V開先では$=D_G P h^2 \tan\phi/Q$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$\frac{D_G}{D}\cdot\frac{S}{h}$，$\frac{D_G}{D}\delta$を取れば統一的に整理できる。

(16) 溶接線に対称な先在き裂を有する突合せ継手の残留応力・残留ひずみは$T_{aM}^* \leqq 0.4$の範囲で、次の熱弾塑性パラメータ

クラック先端の最高温度上昇の無次元パラメータ　$T_{aM}^* = 0.242\alpha_0 Q/c\rho h a \varepsilon_{Y0}$

初期温度の無次元パラメータ　$\theta_i^* = \alpha_0 \theta_i/\varepsilon_{Y0}$

降伏応力が零になる温度の無次元パラメータ　$\theta_M^* = \alpha_0 \theta_M/\varepsilon_{Y0}$

で主として規定され

同一材料では、

クラック先端の最高温度上昇　$T_{aM} = 0.242 Q/c\rho h a$ (°C)

初期温度　θ_i (°C)

で主として規定される。

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

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

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。

$$(\bar{\varepsilon}_p^*)_{0.5}/\sqrt{a} = 0.5\,(T_{aM}^*)^2$$

上式より、$(\bar{\varepsilon}_p)_{0.5}$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$\sigma_{Y0}$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靭性値と結びつくものならば、上式により材料の靭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達を賜わった。

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、西口公之博士、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、これらの方々に心から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 Calulation of Deformations of Welded Metal Structure", Her Majesty's Stationary Office, London 1958

3) 木原博・増淵興一："溶接構造物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 Ján: " 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", Jl. 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", Jl. Applied Mech. March 1962 pp.151—158

10) 辻勇："1次元的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挙動の解析" 溶接学会誌 第42巻 第6号 1973 pp.567～577

14) 藤田 譲・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. Zienkiewiez 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 Commitee 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："アーク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", Jl. 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) 船体用高張力鋼板突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.255～264

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) 渡辺正紀・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 Controll 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："突合せ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) 渡辺正紀・佐藤邦彦："溶接力学とその応用" 朝倉書店 1965

45) 渡辺正紀・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) 簑田和之・谷山育彬："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 No107 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.75 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："溶接アーク現象" 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塑性熱応力の解析"，非線形問題研究会分科会第15回 1971

52) В.И. СМИРНОВ："高等数学教程"，Ⅱ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) 西口公之："プラズマ溶接"，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・寺井清："高温歪が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・松井繁朋・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すみ肉溶接による角変形とそのきょう正について"，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. 「溶接により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