

薄鋼板の熔接ひずみの研究

Welding Distortion on the Steel Sheet

鈴木 音次郎*

Otojiro Suzuki

一海 俊景*

Toshikage Ikkai

内 容 梗 概

車輛の軽量化に伴い、薄鋼板を使用するため客電車外板の熔接ひずみが外観のきばえおよびひずみ取り工数の点から重要な問題となり、その防止策について研究が重ねられている。

本稿では薄板 (2.3 mm 以下) の突合せ熔接におけるひずみの発生状況を観察し、発生ひずみ量と熔接条件との関係を求めた。次にこれらの結果からひずみの発生機構について簡単な仮定をおき変形量をやや定量的に扱った。また薄板の凹凸2種の変形形態の発生についても、坐屈の理論を適用して実験値との比較を試みた。

1. 緒 言

新しい熔接棒や熔接法の発達によつて、熔接の利用がますます拡大されるに至つたが、熔接変形の防止はいぜんとして最も困難な問題として残されている。特に薄鋼板構造である客電車の外板はきばえの向上およびひずみ取り工数軽減の見地から、熔接ひずみの防止はきわめて重要な問題で久しく研究が続けられている。

作業現場においては、客電車外板のひずみ防止に対して、過去の経験に立脚して、治具方式の改善や、熔接方式の変更などによつて、かなりの成果を上げつつあるが、さらに進んで熔接ひずみ発生の本原因について究明し変形量の定量的取扱い方法を確立して、合理的なひずみ防止法を見出す目的の下に、この研究を行つた。

その結果、薄板の突合せ熔接におけるひずみ発生機構に対して、やや理論的な結論を得たので、取りまとめて報告する次第である。

2. 研究の方法

薄板の熔接ひずみには、大別して、突合せ熔接によつて生ずるひずみと、板張りの場合のひずみとの2種がある。板張りの場合はひずみの条件が非常に複雑で、一般的な解析がなかなか困難であるので、ここではまず基礎となる突合せ熔接におけるひずみの解析法を究明することにした。なお、本実験は熔接条件を一定に保つためすべてタングステン電極アルゴンアーク熔接によつて行い、熔加棒を用いることなく単に熔融ビードを引くことにした。また実験方法として次のような方法に従つた。

- (1) ひずみ発生状況の観察
- (2) 発生ひずみと熔接条件との関係
- (3) 薄板の鞍型変形に対する理論的考案

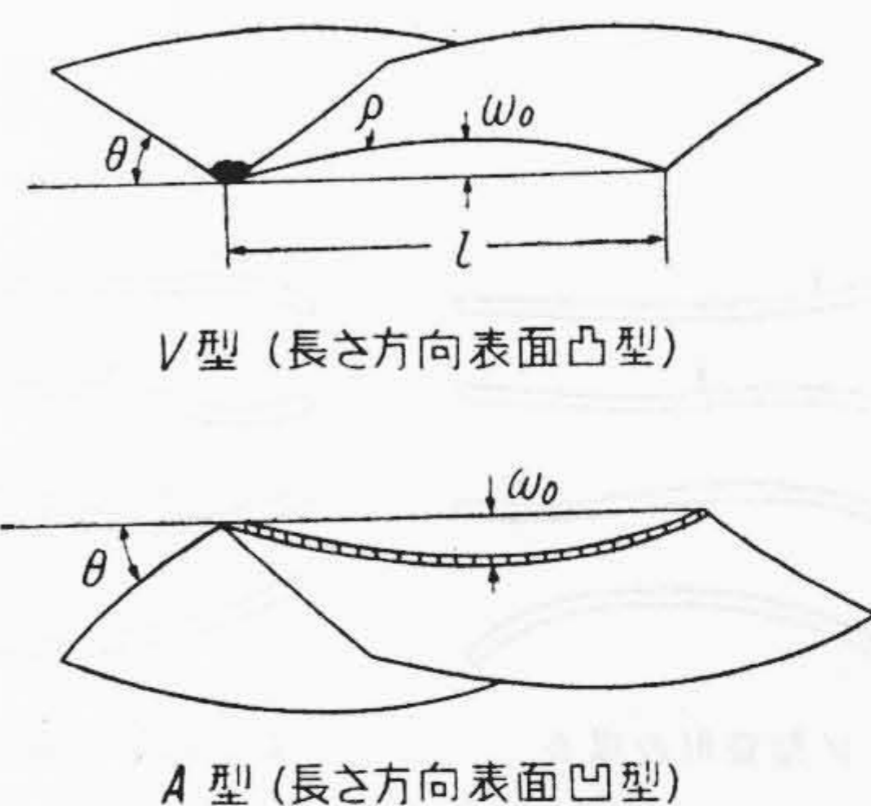
3. 熔接ひずみの発生状況

3.1 ダイヤルゲージによる角変形の測定

まず、予備実験として、厚さ 1.6mm、長さ 300~500 mm の試験片の中央に、まったく自由な状態の下に、長さ方向に熔接ビードをおいて、変形状況を観察したところ、第1図に示すような2種の鞍型変形を生じ、変形の様相およびその量は、熔接の経過や熔接後の冷却過程を通じて変化してゆき、同一条件の同じ寸法の試験片でも、異なつた変形形態をとるものもあることが認められた。

またひずみの形態は、熔接開始後わずかの時間内に起る変形の状態によつて支配されるらしいこと、同一形状の試験片でも異なつたひずみ形体を示すのは、熔接前に存在する板の残留ひずみまたは応力によるものと思われたので、まず、切断後板のひずみ取りを十分にし、これを剛性ある拘束具で縛つて、650°C 応力除去焼鈍を施して平面にし、その後熔接を行い、熔接開始後冷却までの間の角変化を測定した。

板厚 1.6 mm、幅 100 mm、長さ 300 および 500 mm の2種の試験片について、板端から 100, 200, 300mm 間にわたつてビード熔接した場合の角変形量と変形の型と



第1図 2種の鞍型変形

* 日立製作所笠戸工場

を調べた結果、わずかの例外はあるが、ほとんど溶接ビードの長さに関係なく、板の長さ 300mm の場合は V 型、500 mm の場合は A 型変形となり、ビード長さが大きいほど変形量が多いこと、ビード長さ 100mm のとき以外は溶接開始後 10 秒 (約 100mm 溶接する間) 以内に、V 型、A 型、いずれかの変形形態を取ることがわかった。

3.2 反射鏡による角変形の測定

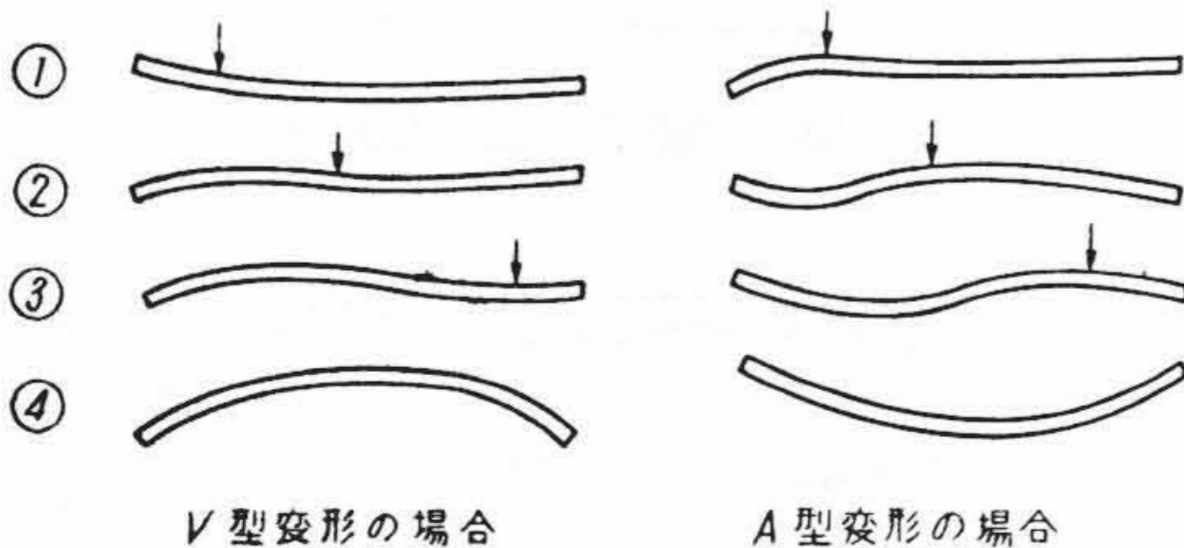
前項の測定では溶接開始直後のひずみ変化の状況が明らかでなかつたので、この点をさらに詳しく知る目的で反射鏡により角変化を 80 倍に拡大する装置を作つて測定を試みた。

1.6 t × 100 × 300mm 鋼板について、溶接電流および速度をかえて行つた実験の結果、溶接電流の少ない場合には比較的長い時間、変形形態が定まらないが、電流の多い場合はほぼ 5 秒以内で決定されることがわかる。

3.3 カメラおよび抵抗線ひずみ計によるひずみ測定結果

前 2 項の測定で、溶接によつて起る角変形 (幅方向のひずみ) の様相がほぼ明らかになつたが、長さ方向のひずみ (そり) についても、その変形の状況を追跡する必要がある。この現象を正確に捕えるためにカメラを用いて、各瞬間の変形の状況を調べた結果、溶接による加熱部と冷却部とでは方向が反対になるようであり、鞍型変形がいずれの形体に属するかに従つて、第 2 図に模式的に示すように、①~④と溶接の進行に伴つて、そりの方向が反転しながら進行していくのが観察された。

次に今一つの試みとして、そりの変形と幅方向の変形とを同時に測定するために、溶接進行方向のある位置にストレインゲージをはり、ストレインメーターによる測定を試みた。ストレインゲージの直前、幅 10 mm の帯状部を水冷して、ゲージへの熱影響を防止した。このように、熱の遮断と測定点がまだ溶接されていない点にあることなどのために明確な判断ができないが、角変形は一、二回反転した後 V 型となり、そり変形は溶接終了後、冷却期に入るとすぐ方向が反転していることがわかる。

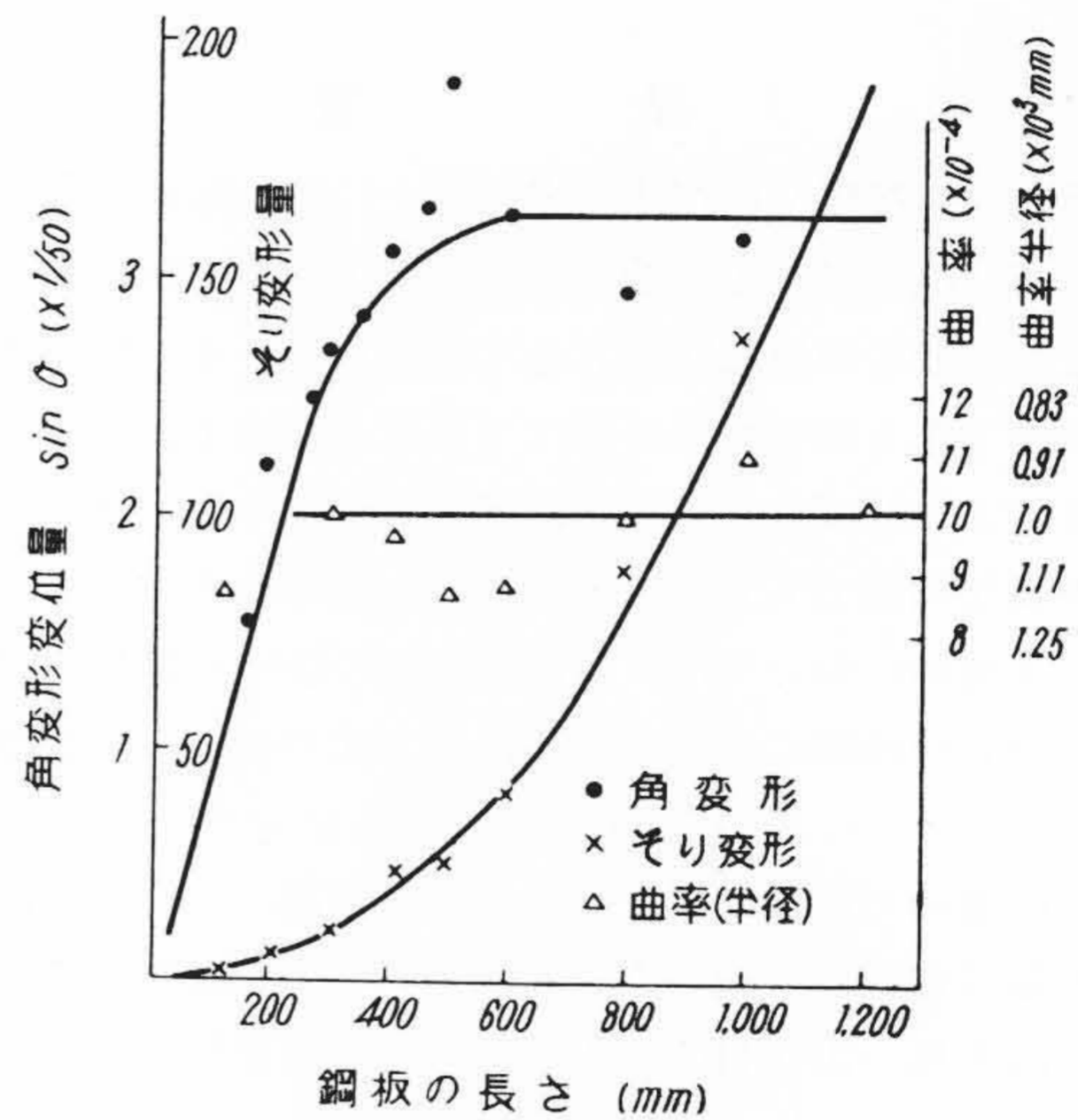


第 2 図 そり変形の推移モデル (矢印の位置が溶接位置)

3.4 板の長さおよび幅と変形量との関係

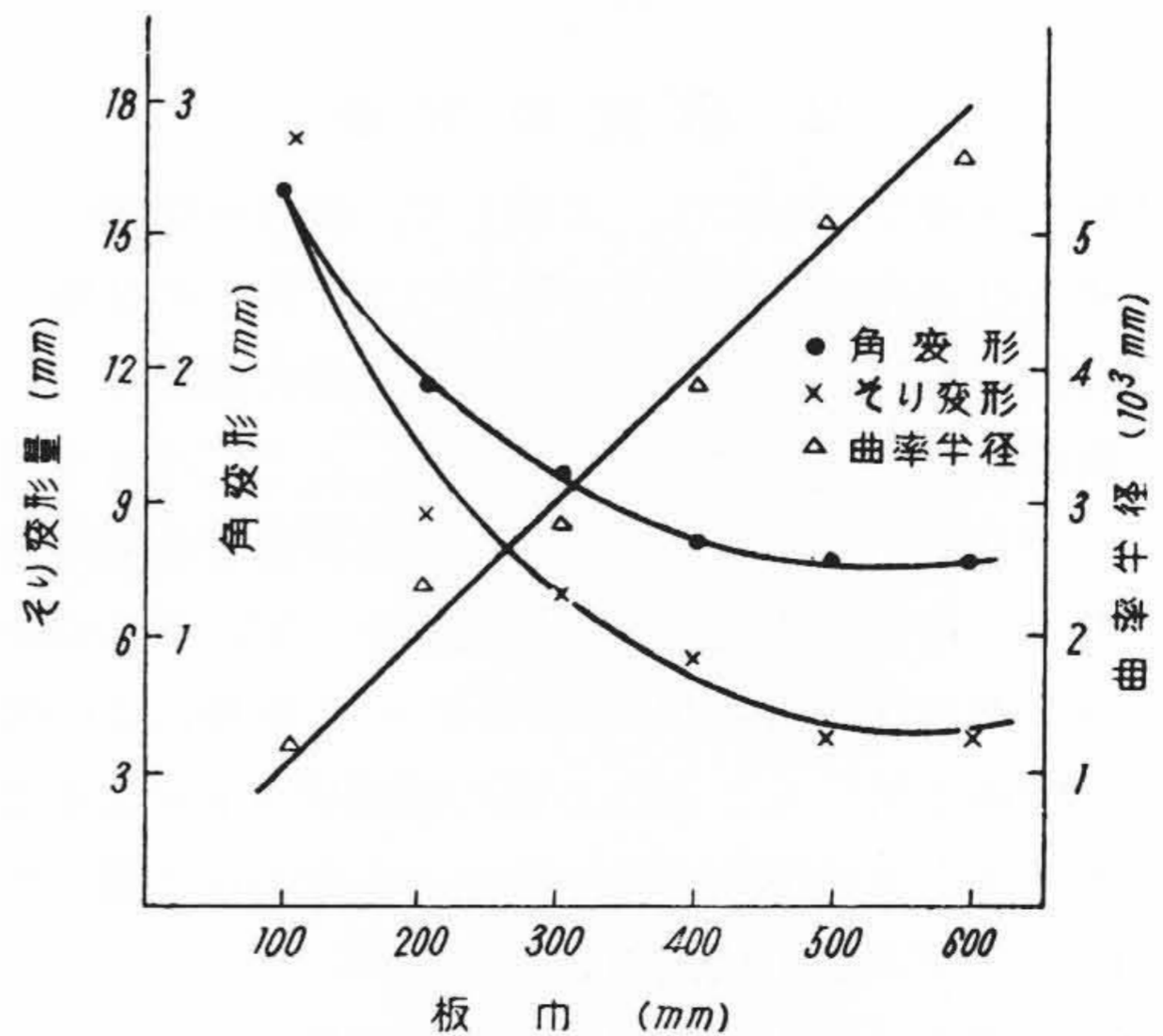
前項までの実験で、薄板の鞍型変形には、V 型と A 型との別があり、一定の幅に対して長さの短い間は V 型が長くなると A 型が多いことを示した。次にまったく自由な状態でのビード溶接によつて起る変形量が、板の寸法や変形の型によつていかに変わるかについて実験を行つた。板厚 1.6 mm の鋼板について、幅を 100 mm で長さを 100~1,200 mm まで、長さ 400 mm 一定で幅を 100~600 mm までかえて溶接を行つた。溶接条件は電流 150~170 A、速度 650~900 mm/min の範囲である。

角変形はダイヤルゲージを用いて幅 100 mm についての中央部の変位置を測定し、長さ方向のそり変形については、中央部での撓み量 w_0 を測定した。今長さを l と



$l/h\sqrt{hv} \approx 2.8 = \text{一定 } t: 1.6 \text{ mm}$

第 3 図 幅 100 mm に対し長さの変化による角変形



$l/h\sqrt{hv} \approx 2.8 = \text{一定 } t: 1.6 \text{ mm}$
(各点は 9 点の平均値)

第 4 図 板の長さ 400 mm として板幅を変化した場合のそり変形量

すると

$$\frac{1}{\rho} = \frac{8\omega_0}{l^2}$$

なる関係式によつて曲率半径 ρ または曲率が算出できる。これらの結果を第3図および第4図に示す。

長さの変化につれてそり変形量は増加するが、曲率あるいは曲率半径がほぼ一定になつていことは最もな結果であるが、これに対して角変形量が 300 mm 以下で急減するのは幅方向の拘束によるものと考えられる。

長さ一定で幅が変化した場合、そりおよび角変形ともに減少しているが、後述するようにそり変形は幅の影響をうけることは明らかで、角変形の減少は、そり変形の減少に伴う二次的な影響と板の自重とに影響するものであると考えられる。

なお鞍型変形の形態の差による変形量の違いは認められない。

3.5 熔接条件と変形量との関係

熔接による変形は熔接熱影響によつて生ずるものであるから、熔接の際に板に与えられる熱量、したがつて熔接条件（主として熔接電流および速度）によつて影響されることは当然である。この問題に関しては、すでに多くの理論的考察や実験⁽²⁾⁽³⁾が行われており、熔接部付近の板の温度上昇 θ は熔接棒の性能を一定として省略すると

$$\theta \propto \frac{I}{(h\sqrt{v})^\alpha}$$

ここに I : 熔接電流 (A) v : 熔接速度 (mm/min)
 h : 板厚 (mm) α : 定数

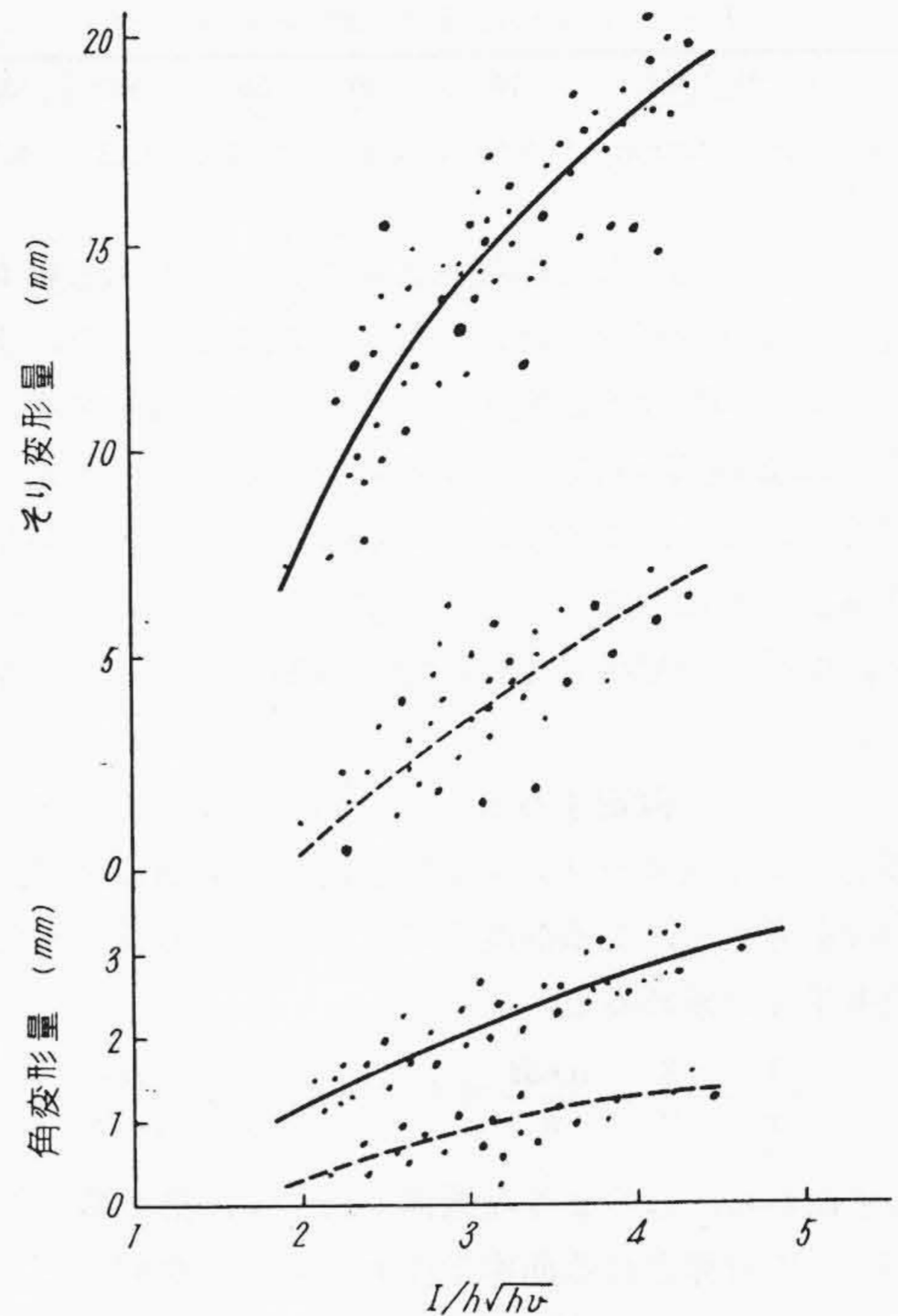
で与えられ、熔接変形はこの θ に関係して変るとされている。 α の数値をどのようにとるかについての研究が行われているが、 $\alpha=1$ 、あるいは $\frac{1}{2}$ や、これをわずかに変えた $I/h^{\frac{3}{2}}v^{\frac{1}{2}}$ がよく実験にあうものとして用いられている。

しかし、2.3 mm 以下の薄板に対しての、実験報告はあまりみられないので、0.8, 1.2, 1.6, 2.3 mm 厚の幅 100 mm 長さ 300 mm の試験片にたいし熔接条件を色々変化してビードをおいた場合のそり、および角変形量を測定した。板厚 1.6 mm のものについての $I/h\sqrt{hv}$ に関する測定結果を第5図に示す。

この実験では熔接電流は 30 A から 220 A、速度も 100 ~ 1,500 mm/min まで変化させている。

なおこの一連の実験においても V 型および A 型両種の変形形態が生じたが、A 型変形の発生割合は 0.8 mm の場合 26%、1.2 mm の場合 10%、1.6 mm の場合 13%、2.3 mm の場合 0% で板厚の薄い場合に多いようである。

拘束のない状態での熔接であるために、測定値に相当



注：破線は水冷した場合を示す
第5図 $I/h\sqrt{hv}$ とそりおよび角変形量
(板厚 1.6 mm)

のばらつきはあるがいずれの場合にもほぼ $I/h\sqrt{hv}$ に比例して変形が増していることがわかる。

次に、熔接変形が、加熱される板の温度に関係する以上、熔接中に水冷して温度上昇を必要限度に止めれば、変形が少なくなることは当然考えられる。そこで水冷法の効果をたしかめるため、1.6 mm 鋼板について板の裏面を注水冷却し、その変形量を前と同様 $I/h\sqrt{hv}$ について第5図に記入した。これによると、熔接の際に過剰の熱が除去されるので変形幅も小となり、変形量は約1/3以下に減少する。

4. 薄板の鞍型変形に関する理論的考察

以上のように、薄鋼板の熔接変形には V 型、A 型 2 種の鞍型変形があり、変形の大きさは、板の形状寸法と熔接条件によつて定まることが知られたが、以下鞍型変形について理論的考察を試みた。

4.1 鞍型変形成起の理論と量的な検討

4.1.1 角変形

今試験片の中央部に熔接ビードがおかれた場合の V 型変形の生起について考える。V 型変形では、表面を凹にした角変形を生ずるが、この理由を熱影響部幅のバイメタル的機構によるものと仮定する。

すなわち、問題をきわめて単純化して、(1) 熔接

第1表 上下層温度差 Δt と曲率半径

Δt (°C)	100	200	300	400	500
曲率半径 r 10^2 mm	8.90	4.45	2.97	2.23	1.75

ビードを中心にして熔接熱影響をふくめたある幅 b の範囲が塑性変形をうけ、(2) 冷却に際して上、下2層の間に Δt なる温度差が生ずるものと仮定する(実際には温度差のほかに幅 b の寸法も上下部によつて異なり、また、この上、下2層は隔然たる区別がなく連続的に変化しているが、簡単のためにこのように考え、熔接部の形状とその部分の収縮をもふくめて等価におく)。

このように仮定すると、この部分にはバイメタルの機構のようなモーメントが働き、上下2層の接触面的的合を考えて、ある温度差によつて生ずる曲率または曲率半径を求めると、

$$\frac{1}{r} = \frac{3}{2} \cdot \frac{\alpha \cdot \Delta t}{h} \text{ または } r = \frac{2}{3} \cdot \frac{h}{\alpha \cdot \Delta t} \dots (1)$$

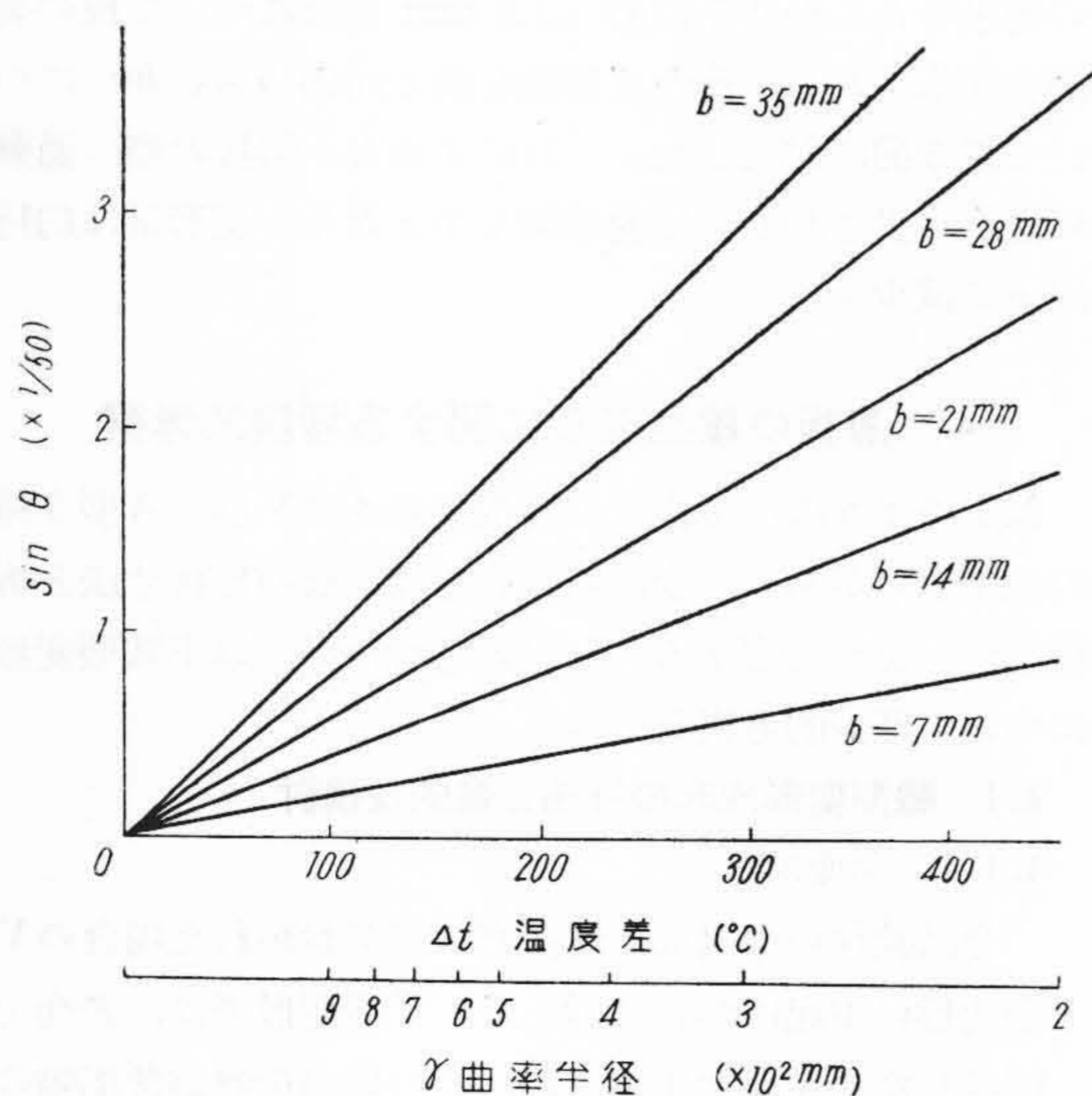
すなわち、このような機構によつて、熱影響部 b は(1)式で計算される曲率半径 r をもつた曲面に曲ると考えられる。この式に $h = 1.6 \text{ mm}$, $\alpha = 1.2 \times 10^{-5} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ として Δt と r との関係をもとめると第1表を得る。

今、このようにして曲つた熱影響部から外側の板は、真直ぐに伸びているとすると、角変形 θ と曲率半径 r 、曲率部の長さ b との関係は(第7図参照)

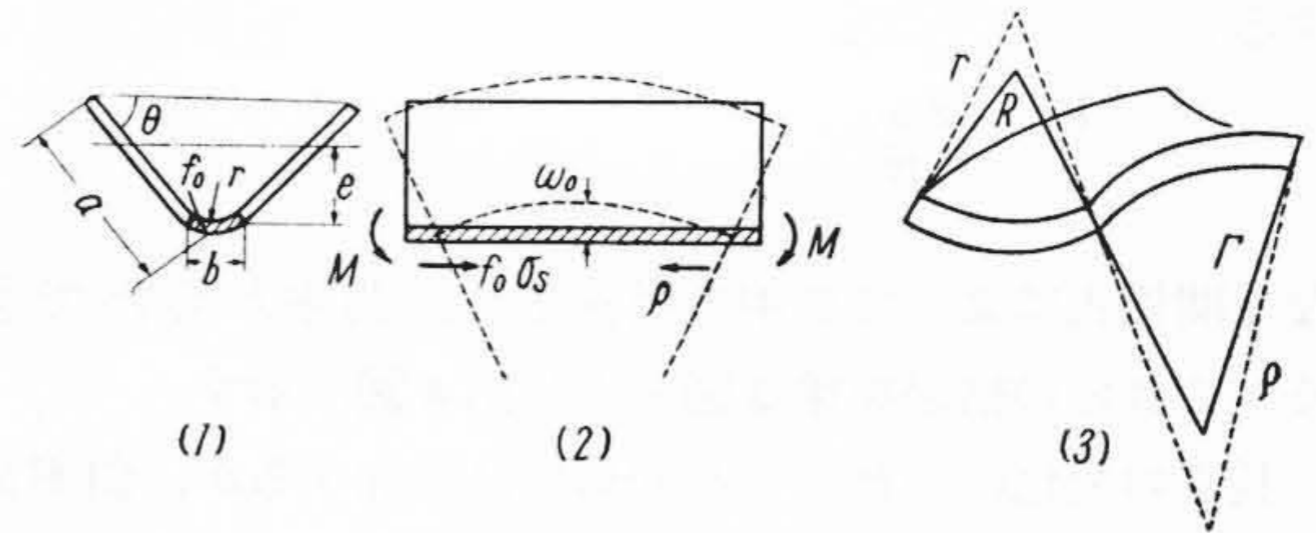
$$b = 2r \sin \theta \dots (2)$$

これを(1)式に代入して

$$\sin \theta = \frac{3\alpha \cdot b \cdot \Delta t}{4h} \dots (3)$$



第6図 熱影響部幅 b 、温度差 Δt および曲率半径 r と角変形 $\sin \theta$ との関係



(1) 角変形 (2) そり変形 (3) 角変形とそり変形との関係 第7図 そり変形の図解

この式から角変形は温度差 Δt と、熱影響部の幅 b の増加につれて増し、板厚の増加につれて減少する。 $h = 1.6 \text{ mm}$ における Δt と b と $\sin \theta$ との関係を図示すると第6図のようになる。

ここで妥当な $\sin \theta$ の値を導き出すために、 b と Δt をどのように取るかが問題である。板厚 $6 \sim 20 \text{ mm}$ の角変形に関して、渡辺教授⁽⁴⁾は曲率部は $150 \sim 200^\circ\text{C}$ の範囲まで含めてほぼ 20 mm くらいであるとされているが、薄板である場合について別に実験によつて確認せねばならない。

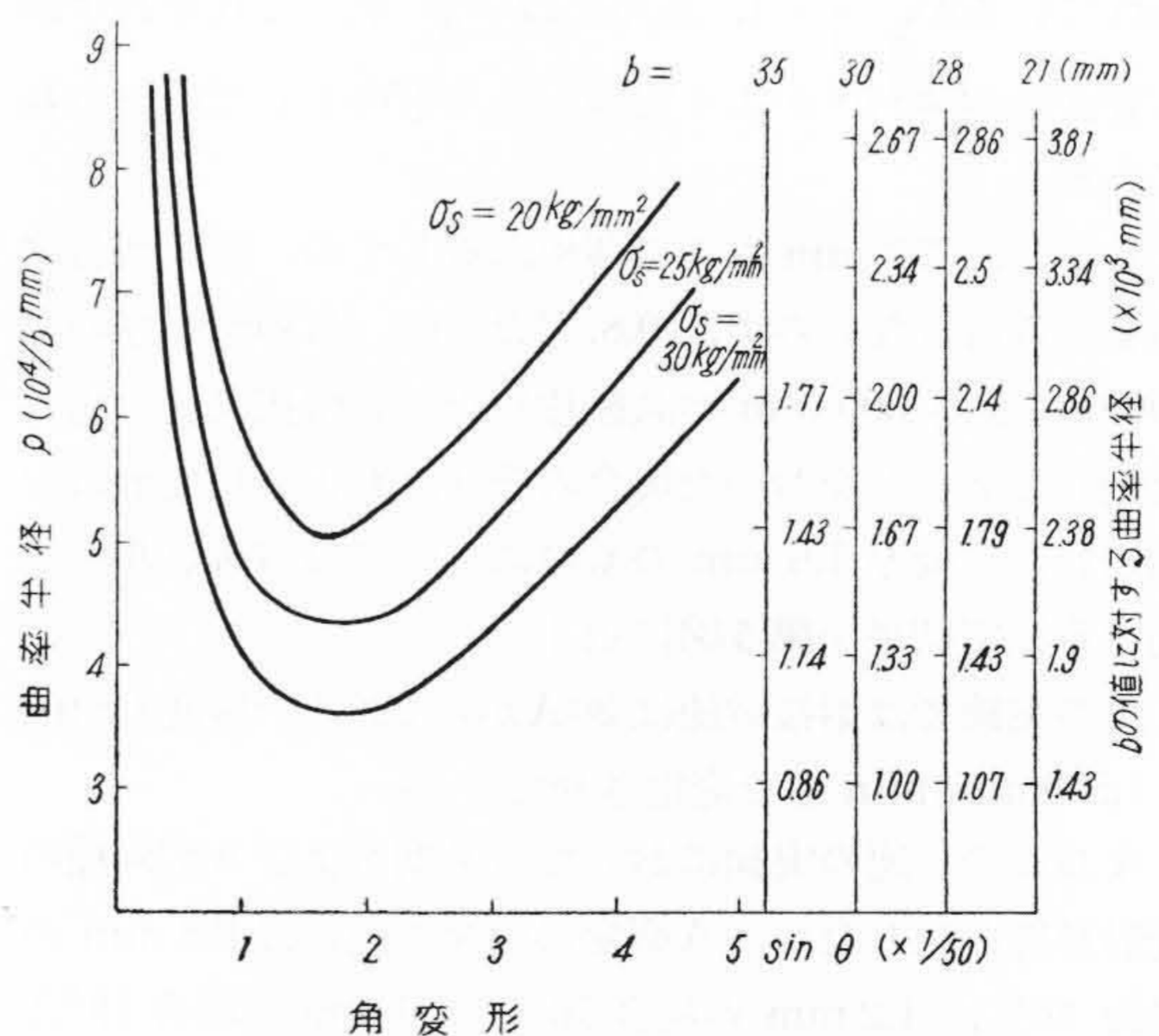
4.1.2 そり変形

V型変形の場合には、第7図のように長手方向には表凸形にそることはすでに述べた。次にそり量についての計算式を導く。

第7図のように、角変形した試験片が、熔接部および熱影響部の冷却によつて収縮し、この部分に平均して σ_s なる収縮応力が作用すると曲げモーメントが働き、次式で表わされる $\frac{1}{\rho}$ なる曲率にそる。

$$\frac{1}{\rho} = \frac{M}{EI} = \frac{e\sigma_s \cdot f_0}{EI} \dots (4)$$

ここに、 e : 板のビード部からV型変形した板の重



第8図 角変形とそり変形の曲率半径との関係

心までの距離 (mm), $f_0 : \sigma_s$ なる収縮応力が作用する部分の面積

$$\left. \begin{aligned} \text{したがって, } f_0 &= b \times h & e &= \frac{a}{2} \sin \theta \\ I &= \frac{a h}{6} (a^2 \sin^2 \theta + h^2 \cos^2 \theta) \end{aligned} \right\} \dots (5)$$

であるから,

$$\rho = \frac{E (a^2 \sin^2 \theta + h^2 \cos^2 \theta)}{3 b \sigma_s \sin \theta} \dots (6)$$

(6)式から b を未知数として, $\sin \theta$ と ρ との関係を求めると第8図のようになる。角変形の変化につれて, 慣性モーメント I の値が大から小になり, また大になるので, 第8図からわかるように, 曲率半径にも変曲点がある。

曲率半径 ρ がわかると, 長さ l と, そり変形量 ω_0 に関して $\rho = \frac{l^2}{8\omega_0}$ なる関係式からそり変形量 ω_0 を求めることができる。

4.1.3 角変形とそり変形との相関

今, 角変形とそり変形との曲率部について考えると第7図に示すように, 2軸のおおの方向の撓みは, それぞれほかの軸方向の撓みに対してそのポアソン比に相当する撓みを付加することになる。ゆえに, 2方向の終局の曲率半径を R, Γ とすると,

$$\left. \begin{aligned} \frac{1}{R} &= \frac{1}{r} + \frac{\nu}{\rho} \\ \frac{1}{\Gamma} &= \frac{1}{\rho} + \frac{\nu}{r} \end{aligned} \right\} \dots (7)$$

となる。

以上を総合して, 温度差 Δt , 熱影響幅 b , σ_s を決定して計算すれば, 鞍型変形における角変形と, そり変形量とを求めることができる。

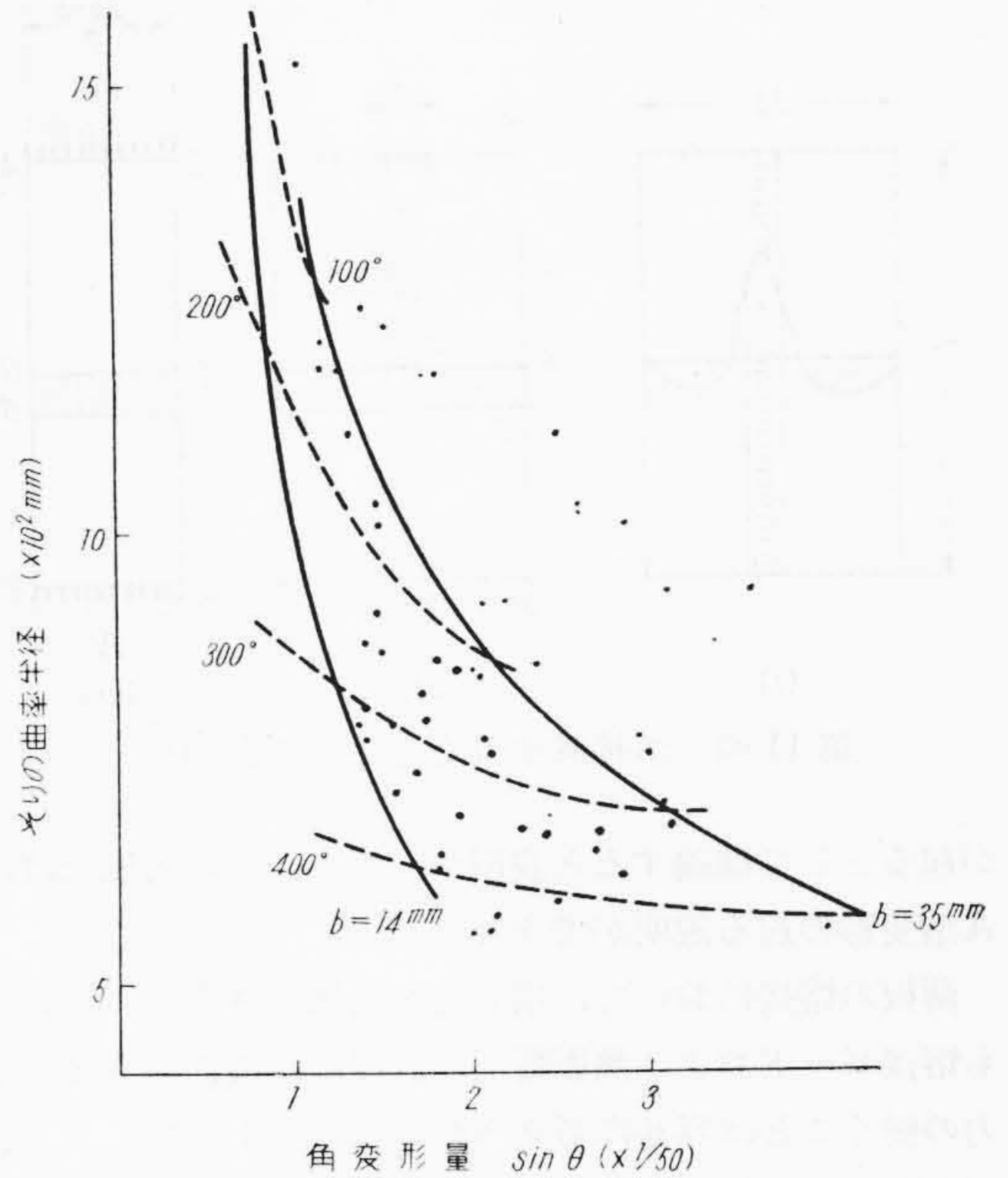
4.1.4 数値計算結果と実験値との比較

変形量の数値計算を行う場合, Δt と b とを決定することが必要であるが, その中の一つ b を実験的に推定する。

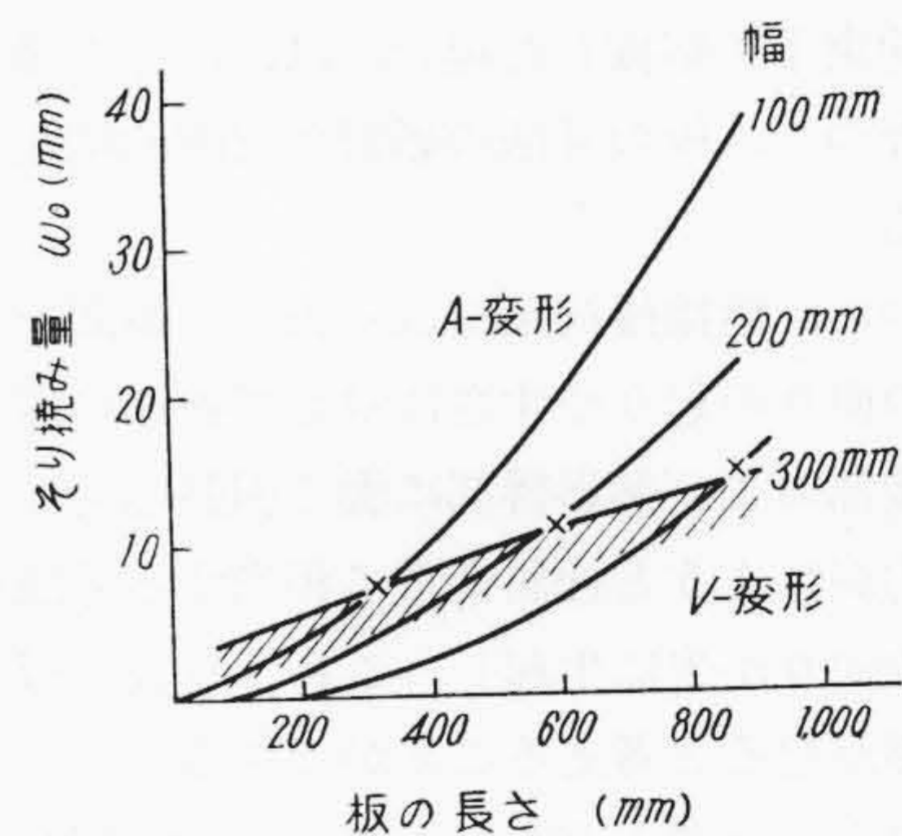
1.6×100×300 mm の試験片の中央部長手方向に熔接ビードをおき, ビードの中央部から各位置における温度の時間的变化を測定した。これよりビード中心からの距離と到達最高温度との関係から塑性変形範囲を400°C以上とすれば $b=21$ mm, 300°Cでは $b=30$ mmとなる。

今, 板厚 1.6 mm 鋼板に対して熔接熱影響部の平均応力 σ_s 15kg/mm² の場合について, $\Delta t=100\sim 400^\circ\text{C}$, $b=14\sim 35$ mm の範囲にわたって角変形量とそり変形の曲率半径とを計算して図示すれば第9図のごとくなり, さらにその上に第5図の実験結果をプロットした。

実験結果のばらつきはかなり大きい, その範囲は



第9図 実験値 (プロットした点) と理論値 (線) の範囲に関する角変形とそりの曲率半径との関係



第10図 拘束熔接による鞍型変形の転移状況

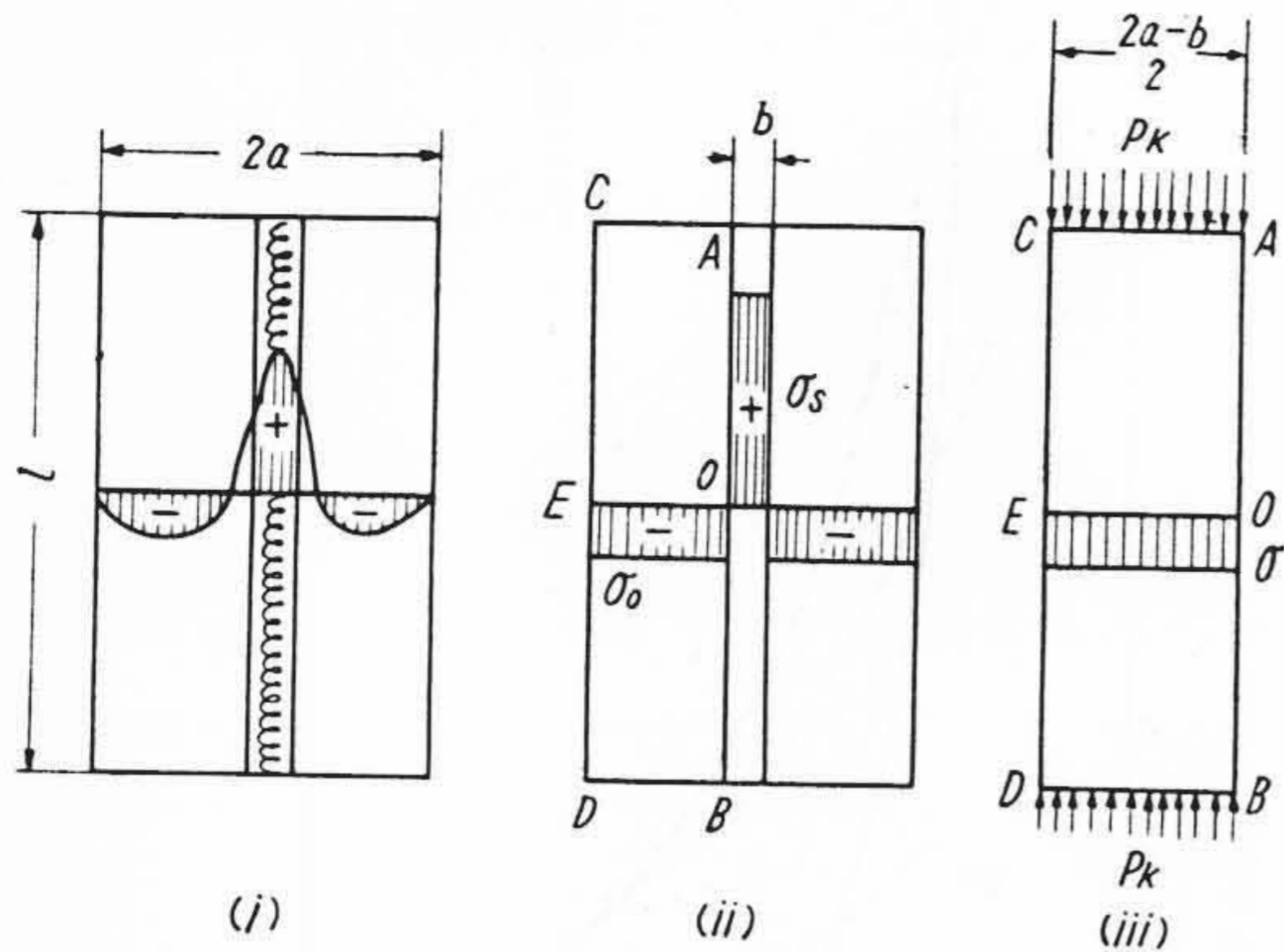
だいたい二つの計算曲線の範囲と一致している。

4.2 鞍型変形形体の転移について

前章での実験で, 自由な状態でのビード熔接においても, 2種の鞍型変形が起り, A型は試験片の幅に比較して長さの長いときと, 板厚の薄いときに起りやすいことが認められた。また小林氏は 2.3 mm 鋼板を抑制下において突合せ熔接し, 抑制を取り去つた後の変形を測定して第10図の結果をえている⁽¹⁾。

これによるといずれも幅に比較して長さの短い間はV型変形であるが, 長さが幅に対してある値以上 (ここでは l/a が3のとき) になると, 突然A型に転移することが認められる。

V型変形の生起に関しては前項のように, まず角変形



第11図 熔接試片の応力分布の近似化

が起るとして推論すると説明がつくが、この方法では、A型変形の起る説明ができない。

薄板の熔接において、幅方向と同様長さ方向についても熔接ビードおよび熱影響部に表面が凹に曲ろうとする力の働くことは容易に考えられることであつて、もし長さ方向の曲りが先に起れば、幅方向の角変形はこれと逆向きになつて、A型変形を生ずるはずである。

幅方向と長さ方向とのいずれの曲りが先に起るかということに対しては板の寸法が一つの因子であると推察され、特に拘束下で熔接した場合には、ほかの諸条件がほぼ一定になつて、板の寸法の影響が支配的になることが考えられる。

したがつて、熔接後拘束を取り去つた瞬間を考えると長さ方向の曲りの起りやすさに対して挫屈の理論が適用され、熔接部および熱影響部に働く引張応力による他部分の圧縮力がちょうど挫屈荷重に相当する寸法比の時に長さ方向の曲りが先に生起し、これより長い板においてはA型変形が起ると考えることができる。

以下このような考え方にたつて、この問題を解析する。

4.2.1 理論の仮定

拘束下で熔接を終り、拘束をとりはずした瞬間の板の長さ方向の応力を考えてみると、その各横断面には第11図(i)のような応力分布があると考えられる。

実際には板端と中央部とでは応力の分布状態が異なり、また表面と裏面とでも異なると思われるが、問題を簡単にするために、これらは全部一様でかつ、第11図(ii)のような応力分布、すなわち引張部と圧縮部とが確然と分かれて、それぞれ一様な応力をうけると仮定する。そしてこの圧縮応力分布は第11図(iii)の P_k なる圧縮力に等しく、図のような板の挫屈について考察すればよい。

4.2.2 挫屈理論式の適用

今第11図(iii)の状況のように被圧縮部分のみを

取り出してその挫屈について考えると、挫屈荷重 P_k は

$$P_k = K \frac{D}{a^2} = K \frac{Eh^3}{12a^2(1-\nu^2)} \dots\dots\dots(7)$$

- となる。ここに P_k : 板の単位幅に対する挫屈荷重
- K : 板の拘束条件応力分布および寸法 $\frac{l}{a}$ によつて変る挫屈係数
- D : 板の曲げ剛さ
- E : 板の弾性係数
- h : 板厚
- ν : ポアソン比

である。ゆえにこの板が、挫屈するための条件は、この板の挫屈応力と実際に働く圧縮応力とが等しいときである。すなわち

$$\sigma_k = \frac{P_k}{h} = K = \frac{Eh^2}{12a^2(1-\nu^2)} \text{ と } \sigma_k' = \frac{\sigma_s b}{2a-b} \text{ が等しい場合}$$

$$K \frac{Eh^2}{12a^2(1-\nu^2)} = \frac{\sigma_s b}{2a-b} \dots\dots\dots(8)$$

計算を簡単にするために、分母の b を $2a$ に比して小さいとして省略すると、

$$K \frac{Eh^2}{12a^2(1-\nu^2)} = \frac{\sigma_s \cdot b}{2a} \dots\dots\dots(9)$$

これから

$$K = \frac{6(1-\nu^2)\sigma_s a \cdot b}{Eh^2} \dots\dots\dots(10)$$

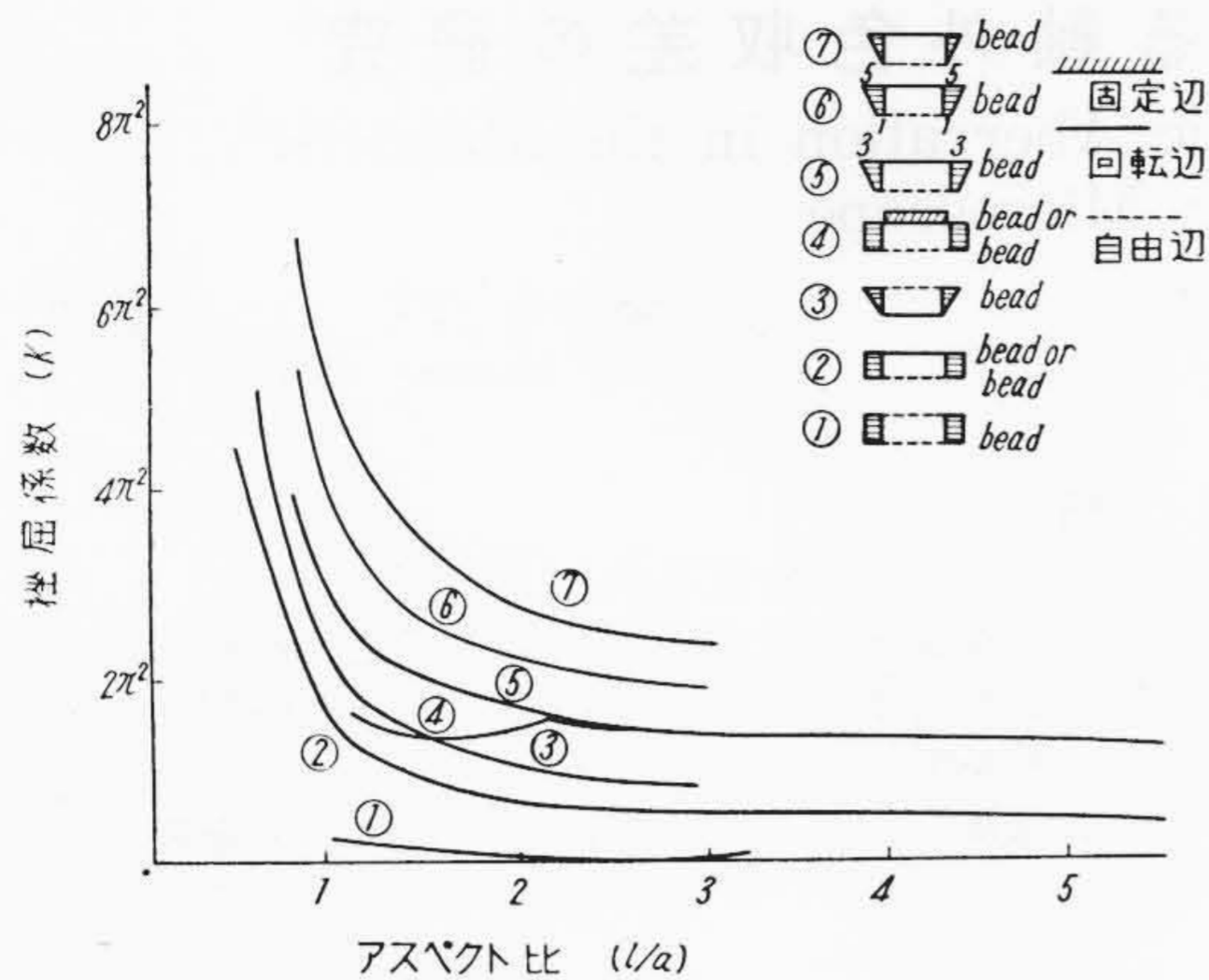
となり、 σ_s および b が決定すると、 K は板幅 a に比例して変化することになる。今 $\sigma_s = 30 \text{ kg/mm}^2$, $b = 30 \text{ mm}$ として K を求めてみると、

- $a = 100 \text{ mm}$ のとき $K = 0.448 \pi^2$
- $a = 200 \text{ mm}$ のとき $K = 0.896 \pi^2$
- $a = 300 \text{ mm}$ のとき $K = 1.344 \pi^2$

となり、 $a = 100 \text{ mm}$ の場合は、板の三辺が回転辺で一边が自由辺である拘束条件の場合の $l/a = 3$ のときの K の値よりもやや小さいがほぼ近い。また(8)式で分母の b を省略して計算しているが、 b を含んだままで計算すれば、 $0.51 \pi^2$ となり、したがつて $a = 100 \text{ mm}$ の場合については $l/a = 3$ なる寸法比のときにほぼ一致する。A型変形に転化する理由が、挫屈理論で一応説明されるが、 a が大きくなつた場合にはさらに検討を要することになる。

4.2.3 実験結果の考察

前項で熔接試験片が、熔接部外側の圧縮応力によつて挫屈を起すためには挫屈係数が試験片の幅 a に比例して大きくなることが示された。しかるに一般に一定の応力分布と周辺条件の下では、 K は l/a に関係して変るとされているので、もしこの場合、応力や周辺の条件が変わらないと、板幅が大きくなるに伴つて l/a の



第12図 種々の境界条件によるアスペクト比 l/a と坐屈係数 K の関係

小さいところで挫屈が起らねばならぬことになるが、これは実験と一致しない。

したがって、 l/a が一定なる条件で挫屈が起るためには、板の変化に伴つて応力分布や周辺条件が変わると考えられる。板の周辺条件および応力分布の異なつた数種の場合についての K について第12図⁽⁵⁾⁽⁶⁾ のような K の値が発表されている。 K の値は薄板熔接試験片の場合には板幅が異なることによつて、これらの中の②と⑥の間に変化するものと考えすることは不自然ではない。したがって $l/a=3$ なる場合の K の値は $0.55\pi^2 \sim 1.80\pi^2$ の間に変化しうることになり、板幅が変わつても常に $l/a=3$ の近辺で挫屈が起り、A型変形に転化することの説明が可能になる。

鋼板の板厚が減ると(10)式によつて挫屈に必要な K の値が大きくなり、応力分布が板厚の厚い場合と同様であると、 l/a がより小さいところでA型への転移点が存在することになる。

自由な状態での熔接においては加熱状態での変形の残留その他のために、必ずしも本項の拘束時の理論がそのまま適用されないが、板厚の薄い場合にA型変形が多く起つていことからみて、薄いとは鞍型変形転移点 l/a の小さい方に移動すると考えられる。

5. 結 言

以上 1.6 mm を中心にした薄板の突合せ熔接における

変形について実験ならびに理論的考察を行い、およそ次のことが明らかになつた。

(1) 自由な状態でのビード熔接でも熔接変形に2種の鞍型変形を生じ、幅に比して長さの短い場合にV型、長い場合にA型になることが多く、この変形の型は板の途中で大きな初期ひずみがない限り、熔接開始後5~10秒間の変形状態で決定される。

(2) 長さ方向のそりは、加熱状態と冷却後とは反対になる。したがつて変形が熔接進行方向に波動的に伝わっていく。

(3) 板幅が一定である場合板の長さが大きくなるとそり変形量は大きくなるが、そりの曲率は一定である。これに比して、幅の変化に対してはそりの曲率も、角変形も変化し、幅が大きくなるといずれも小さくなる。

(4) 角変形、そり変形ともに温度上昇に関する熔接条件の因子 $I/h\sqrt{hv}$ が大きくなると増大し、水冷法は変形防止に大きな効果がある。

(5) V型鞍型変形に対して、その生起の機構を角変化に対してバイメタルの機構を応用することにより説明し、定量的な計算法を導いた。

(6) V型からA型への鞍型変形形体の転移に対しては挫屈理論を適用し、 l/a がほぼ一定なところで転移が起る理由を説明することができた。

以上は、薄板の熔接ひずみに対するきわめて基礎的な一段階の解析であつて、実際作業で発生する各種のひずみに対する考え方に対して一つの指針を考えうるものとする。

最後に本研究に当つて、御指導賜つた九州大学石橋教授に厚く御礼申し上げるとともに種々御鞭撻、御助言下さつた大阪大学渡辺教授、佐藤助教授に深く感謝する次第である。

参 考 文 献

- (1) 鈴木, 小林: 笠研報 355号 (1953)
- (2) 山内, 中井: 日造技研報告 No. 255 (1954)
- (3) 渡辺, 佐藤: 熔接学会誌 Vol. 25 No. 4 215/216 (1956)
- (4) 渡辺, 佐藤: 熔接学会誌 Vol. 25 No. 4, 213 (1956)
- (5) Timoshenko: Theory of Elastic Stability (1936)
- (6) Roark: Formulas for stress and strain 269 (1938)