

結晶集合組織に基づく薄鋼板の変形特性の予測

金 武 直 幸*・戸 澤 康 壽*²

Prediction of Deformation Behavior of Steel Sheets Based on Crystallographic Texture

Naoyuki KANETAKE and Yasuhisa TOZAWA

Synopsis :

Stress-strain curves under various multiaxial stress states and yield loci of steel sheets were calculated using measured texture data and a crystallographical theory. A textured polycrystalline sheet is simplified to be an aggregate of many single crystals with various orientations. A Crystallite Orientation Distribution Function (CODF) which was calculated from measured texture data was used as a volume fraction of a certain oriented crystal. Considering restricted glide on slip systems as a deformation mode of a single crystal, a strain tensor in each crystal subjected to various multiaxial stress states was calculated. In order to calculate a strain tensor for a textured polycrystalline sheet, the calculated strain for each single crystal was weighted by the CODF and averaged over all orientations. The calculated results are compared with experimental ones for two low carbon steel sheets. The behavior of strain-hardening and a planar anisotropy of the calculated stress-strain relation are in good agreement with the experiment. The calculated yield locus can also represent a general shape of the measured one.

Key words : carbon steel sheet ; plastic deformation ; yield locus ; simulation ; crystal plasticity ; texture.

1. 緒 言

これまで多くの塑性加工技術は主として力学的手法を用いて製品原価を低減し、信頼性の高い製品を多量に供給するという役割を演じてきた。しかし近年、高度化そして多様化する材料への要望に対応して、ただ所望の形を作るだけの塑性加工ではなく、加工プロセスにおいて材料学的因子を積極的に制御して加工品の材質改善を行うようになった。その代表が制御圧延技術の開発であり、圧延プロセス全体を通じて加工度と温度を厳密に制御して材質を向上させ、高強度、高靱性そして高加工性の鋼板材料を製造するのに成功している。最終製品の材質・特性を予測する方法としては、次のように二段階で行うのが一般である。すなわちまず材料の化学組成と加工条件とから決まる内部組織を知ること、そしてその内部組織と化学組成とによって決まる材料特性を知ることである。この予測に基づいて加工プロセスを制御するためには、定性的な予測ではなくこれらを定量的に計算機予測できることが必要である。

薄鋼板の場合強度特性と同時にその二次加工性が大きな要求特性として上げられる。薄板の二次成形加工では特に成形限界や変形の異方性が問題となり、それらに影響を及ぼす組織因子の一つとして集合組織がある。従って薄鋼板の製造工程においてその集合組織をより適切に予測制御して、成形性に優れた板を製造することは当然必要となる。そのためには二次成形加工に適した集合組織の状態をできるだけ正確に知る必要がある。それはすなわち薄板の変形特性と集合組織との関連を知ることであり、前述の二段階予測制御における後者の段階に相当する。集合組織の三次元解析の方法が提案されて以来集合組織を定量的に扱うことが可能となり、引張強度^{1)~3)}や r 値⁴⁾⁵⁾あるいは降伏曲線⁶⁾を集合組織から定量的に計算することが試みられた。しかし薄板材料の成形加工時に必要となる多軸応力下での変形特性を対象としたものは少ない。その中で著者ら⁷⁾は特に薄板の成形加工における異方性挙動を集合組織のデータに基づいて計算予測し、実測結果と比較検討してきた。そして特に深絞り容器に生ずる耳形状の計算予測⁸⁾⁹⁾では定量的に実測

平成2年2月16日受付 (Received Feb. 16, 1990)

* 名古屋大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Nagoya University, Furo-cho Chikusa-ku Nagoya 464)

*2 大同工業大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Daido Institute of Technology)

結果とかなりよく一致し、その方法の有用性を確認している。さらに各種応力状態での応力-ひずみ曲線の面内異方性と、多軸応力状態での変形特性を統合的に評価できる降伏曲線の計算予測を試みた¹⁰⁾。本研究ではその計算方法を2, 3の鋼板に適用し、実測値との比較検討を行った結果について報告する。

2. 理論解析

2.1 解析モデル

多結晶体の塑性変形を取り扱う場合、SACHS¹¹⁾以来一般的に用いられているモデルでは、「多結晶体を単結晶の集合体」として考えている。単結晶の変形についてはSACHSの定応力モデル¹¹⁾とTAYLORの定ひずみモデル¹²⁾の二つに代表される。後者はBISHOPとHILL¹³⁾によってさらに発展させられ、前述のいくつかの計算例ではこのモデルが現実的であるとされている。しかし r 値や深絞り耳の計算にはSACHS流のモデルもかなり有用であることが確認されている。そこで本論文ではSACHS流のモデルを基礎として使用している。変形の素過程としては結晶粒内でのすべり変形のみが考えられ、そのすべり変形においては加工硬化を考慮する。理論解析における計算仮定をまとめると次のようである。

(1) 多結晶体である薄鋼板は任意の方位を持つ単結晶の集合体とする。各方位結晶の存在率を三元結晶方位分布関数で表す。

(2) 多結晶体に任意の多軸応力が負荷されたとき、各単結晶にも同じ応力が均一に作用する。

(3) 多結晶体の変形は各結晶粒内の限定すべり系でのすべり変形によってのみ生ずる。bcc金属の場合有効なすべり系として次の48を考える。

$$\{110\} \langle 111 \rangle, \{112\} \langle 111 \rangle, \{123\} \langle 111 \rangle$$

(4) 各すべり系でのせん断応力 τ とせん断ひずみ γ との関係は、いずれのすべり系でも次式で表す。

$$\tau = k\gamma^n + \tau_0 \dots \dots \dots (1)$$

k, n, τ_0 は定数である。

(5) 多重すべりが生ずる場合、巨視的ひずみは各すべり系で生ずるひずみの重ね合わせとする。

(6) 変形中の集合組織の変化は考えない。

2.2 座標系の定義

Fig. 1 に示すように、多結晶板に固定された座標軸として圧延方向 (RD), 板幅方向 (TD), 板厚方向 (ND) を考える。これを ND のまわりに β だけ回転した座標を主応力軸 S_1, S_2, S_3 とする。この多結晶板内にある任意の単結晶の立方軸を $X_1: [100], X_2: [010], X_3: [001]$ とする。この単結晶の方位は図のように RD, TD,

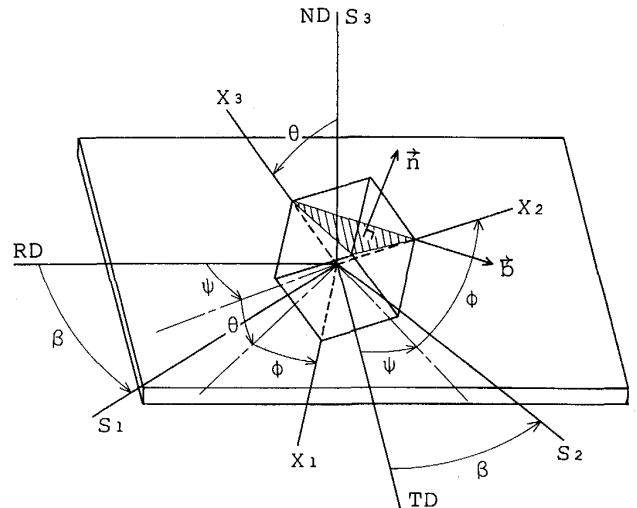


Fig. 1. Co-ordinate system for theoretical calculation.

ND と X_1, X_2, X_3 との回転関係を表すオイラー角 ψ, θ, ϕ によって唯一に定められる。従って試料軸 RD, TD, ND および主応力軸 S_1, S_2, S_3 の立方軸 X_1, X_2, X_3 に対する方向余弦は、四つの角度パラメーター $\psi, \theta, \phi, \beta$ を用いて表すことができる。

この単結晶内の任意のすべり系 $N (h^N, k^N, l^N), (u^N, v^N, w^N)$ のすべり面法線ベクトル及びすべり方向ベクトルをそれぞれ \vec{n}^N, \vec{b}^N とする。それらの主応力軸 S_i に対する方向余弦 $n_i^N = (n_1^N, n_2^N, n_3^N), b_i^N = (b_1^N, b_2^N, b_3^N)$ もまたこの四つの角度パラメーターを用いて表される。

2.3 応力-ひずみ関係

集合組織を持つ多結晶板に任意の多軸応力 $\vec{\sigma} = (\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3)$ が作用した時のひずみ $\vec{\epsilon} = (\epsilon_1, \epsilon_2, \epsilon_3)$ を計算する。仮定よりまず1個の単結晶 (ψ, θ, ϕ) に応力 σ_i が作用した時に生ずる歪み $\epsilon_i' (\psi, \theta, \phi)$ を計算する。なお以下では i についての総和規約を用いる。

主応力軸方向に応力 σ_i が作用した時、単結晶内の任意のすべり系 N での分解せん断応力 τ^N は次式で表すことができる。

$$\tau^N = n_i^N b_i^N \sigma_i \dots \dots \dots (2)$$

この分解せん断応力によって生ずるせん断歪み γ^N は次式で表される。

$$\gamma^N = \{(\tau^N - \tau_0)/k\}^{1/n} \quad (\tau^N > \tau_0) \\ \gamma^N = 0 \quad (\tau^N \leq \tau_0) \dots \dots \dots (3)$$

従って $\epsilon_i' (\psi, \theta, \phi)$ は全すべり系におけるひずみ成分の総和により次式のように計算される。

$$\epsilon_i' (\psi, \theta, \phi) = \sum_N n_i^N b_i^N \gamma^N \\ = \sum_N n_i^N b_i^N \{n_i^N b_i^N \sigma_i - \tau_0\} / k^{1/n} \dots \dots \dots (4)$$

次に多結晶板の集合組織を結晶方位分布関数 $w(\psi, \theta, \phi)$ によって表現すれば、仮定より多結晶板のひずみ成分 ϵ_i は次のように計算される。

$$\epsilon_i = \frac{1}{8\pi^2} \int_0^{2\pi} \int_0^{2\pi} \int_0^\pi \epsilon_i'(\psi, \theta, \phi) \times w(\psi, \theta, \phi) \times \sin \theta d\theta d\psi d\phi \dots\dots\dots (5)$$

以上より式(1)の定数 k, τ_0, n が決まれば多結晶板に作用する応力 σ_i とひずみ ϵ_i の関係を求めることができる。

これらの定数は単結晶の変形特性を表現する材料定数であるが、それは多結晶内部での変形特性を表現する値でなければならない。そのような定数を正確に求めることは難しいことである。ここでは対象となる材料に対して RD 方向の引張試験を行い、その降伏応力 σ_y および最大荷重点における真応力 σ_u と真ひずみ ϵ_u を用いて k と τ_0 を次のように決定する。

多結晶板の降伏点は構成要素となる全結晶のうちいずれか1個がすべり変形を開始するときに対応すると仮定する。RD 方向の一軸引張応力 σ_y に対し最初にすべり変形を開始するすべり系 M において次式が成り立つ。

$$\gamma^M = \{(n_1^M b_1^M \sigma_y - \tau_0)/k\}^{1/n} = 0 \dots\dots\dots (6)$$

従って τ_0 は次のように計算される。

$$\tau_0 = n_1^M b_1^M \sigma_y \dots\dots\dots (7)$$

また式(4)と(5)を変形すれば次のようになる。

$$K\epsilon_i'(\psi, \theta, \phi) = \sum_N n_i^N b_i^N (n_i^N b_i^N \sigma_i - \tau_0)^{1/n} \dots\dots\dots (4)'$$

$$K\epsilon_i = \frac{1}{8\pi^2} \int_0^{2\pi} \int_0^{2\pi} \int_0^\pi K\epsilon_i'(\psi, \theta, \phi) \times w(\psi, \theta, \phi) \times \sin \theta d\theta d\psi d\phi \dots\dots\dots (5)'$$

ただし $K = k^{1/n}$ 。RD 方向の一軸引張応力 σ_u に対してひずみ ϵ_u が生ずることから、次式より k を求めることができる。

$$k = K^n = (E_u/\epsilon_u)^n \dots\dots\dots (8)$$

$$E_u = K\epsilon_u$$

$$= \frac{1}{8\pi^2} \int_0^{2\pi} \int_0^{2\pi} \int_0^\pi K\epsilon_u'(\psi, \theta, \phi) \times w(\psi, \theta, \phi) \times \sin \theta d\theta d\psi d\phi$$

$$K\epsilon_u'(\psi, \theta, \phi) = \sum_N n_1^N b_1^N (n_1^N b_1^N \sigma_u - \tau_0)^{1/n}$$

一方定数 n はこのような方法では簡単に決定することはできない。r 値や深絞り耳について SACHS 流のモデルを用いたこれまでの研究⁵⁾¹⁴⁾では、 $n = 0.5 \sim 1.0$ が適当とされており、ここでは 0.5 と 1.0 で計算を行い、その結果を実験値と比較検討した。

2.4 相当応力・ひずみ、降伏曲線

種々の組合せ応力状態における材料の変形を比較する

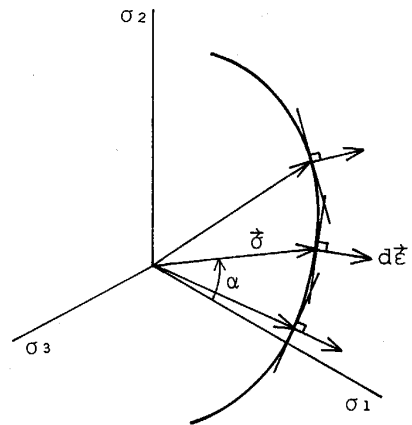


Fig. 2. Determining yield locus from $\bar{\sigma}$ and $d\bar{\epsilon}$.

時、相当応力、相当ひずみを用いると便利であり、ここではそれらを次のように定義する。まず相当応力 $\bar{\sigma}$ は応力ベクトル $\vec{\sigma} = \{\sigma_i\}$ の大きさ $|\vec{\sigma}|$ とする。この応力が作用した時なされる仕事増分を dW とすると、相当ひずみ増分 $d\bar{\epsilon}$ は次のように定義される。

$$dW = \bar{\sigma} d\bar{\epsilon} = \sigma_i d\epsilon_i \dots\dots\dots (9)$$

従って相当ひずみは次のように計算される。

$$\bar{\epsilon} = \int d\bar{\epsilon} = \int (1/\bar{\sigma}) dW \dots\dots\dots (10)$$

降伏曲線とは一般に種々の応力状態における降伏応力点を結んだ曲線として定義される。しかしここでは種々の応力状態において、相当歪みが一定値となる応力点を結んだ曲線として広義にとらえている。このことは、塑性負荷を受けた材料がいったん除荷された後再度負荷を受ける場合を考えると、その際の降伏点が除荷前の負荷応力に対応することからも意味がある。またこのように表現された降伏曲線では、種々の応力状態での材料の変形特性を総括的に比較しやすい利点がある。

最大塑性仕事の原理に従えば、各応力点に対応するひずみ増分ベクトルの方向は、その応力点を通る降伏曲線の法線方向と一致する。また本研究では比例負荷を対象としているので、ひずみ増分ベクトルとひずみベクトルの方向は一致すると考えられる。従って前述のように計算されるひずみ成分 $\{\epsilon_i\}$ から、Fig. 2 のように各応力点での降伏曲線の接線を決定できる。そしてそれら接線の包絡線として降伏曲線が作画される。計算に際しては Fig. 2 の α を 5 度おきにして行った。

3. 供試材料および実験

供試材料として市販の 2 種類の低炭素冷延鋼板（以下鋼板 A, B と呼ぶ）を用いた。板厚は 0.8 mm であり、圧延方向の引張試験値を Table 1 に示す。これら薄板

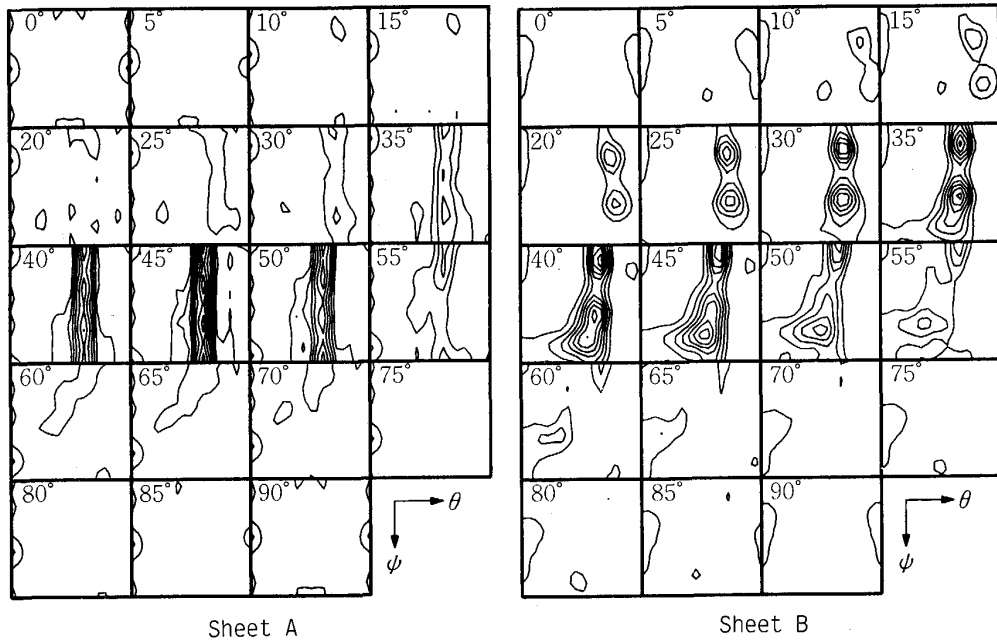


Fig. 3. Crystallite orientation distribution of used steel sheets A and B.

Table 1. Mechanical property of used sheets.

Sheet	Yield stress (kgf/mm ²)	Tensile strength (kgf/mm ²)	Uniform elongation (%)	n value	r value
A	16.5	28.4	27.9	0.25	2.05
B	15.6	30.6	28.5	0.27	1.46

の多軸応力状態での変形挙動の測定は、貼り合わせ直方体試験片の二軸圧縮試験法¹⁵⁾を用いて行った。その結果は相当応力-相当ひずみ曲線と前述のような広義の降伏曲線として表された。

一方理論計算に必要な集合組織データは次のように測定された。冷延鋼板では板の表面と内部とで集合組織が異なることがあり、その場合には測定試料の採取位置により測定結果に差が現れる。本研究のように集合組織を基に材料の巨視的な性質を議論する場合には、板厚全体の平均的集合組織が測定されることが望ましい。そこで重ね合わせた試料を用いて、SCHULZの反射法のみで全範囲の正極点図を測定する方法¹⁶⁾により、(110), (200), (222)の三つの正極点図を実測した。この正極点図のデータから ROEの方法¹⁷⁾に従って三次元結晶方位分布関数を解析して前述の解析計算に使用した。Fig. 3はその結果であり、等密度線の間隔はランダム強度の2倍である。

4. 結果および考察

4.1 応力-ひずみ曲線

さまざまな応力状態の内 Fig. 4 に示した四つの組合

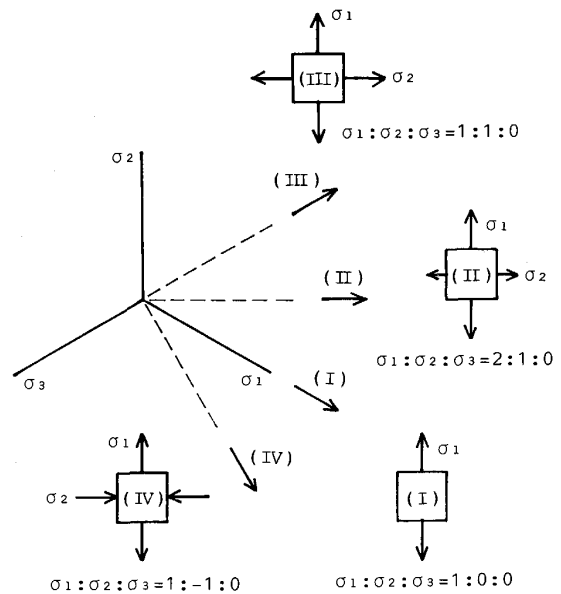


Fig. 4. Four stress states at which stress-strain curve is calculated and compared with measured one.

せ応力状態 I ~ IV について、相当応力-相当ひずみ曲線の計算結果をその実測結果と比較検討した。Fig. 5 (a) および (b) は鋼板 A について、応力状態 I および II における応力-ひずみ曲線を、式(1)の $n=1.0$ および 0.5 として計算した結果とその実測結果である。図中の β は前述のとおり、 σ_1 の方向と板の圧延方向とのなす角度である。式(1)の n は単結晶のすべり変形に対する加工硬化の程度を表す指数であるが、それは当然のこ

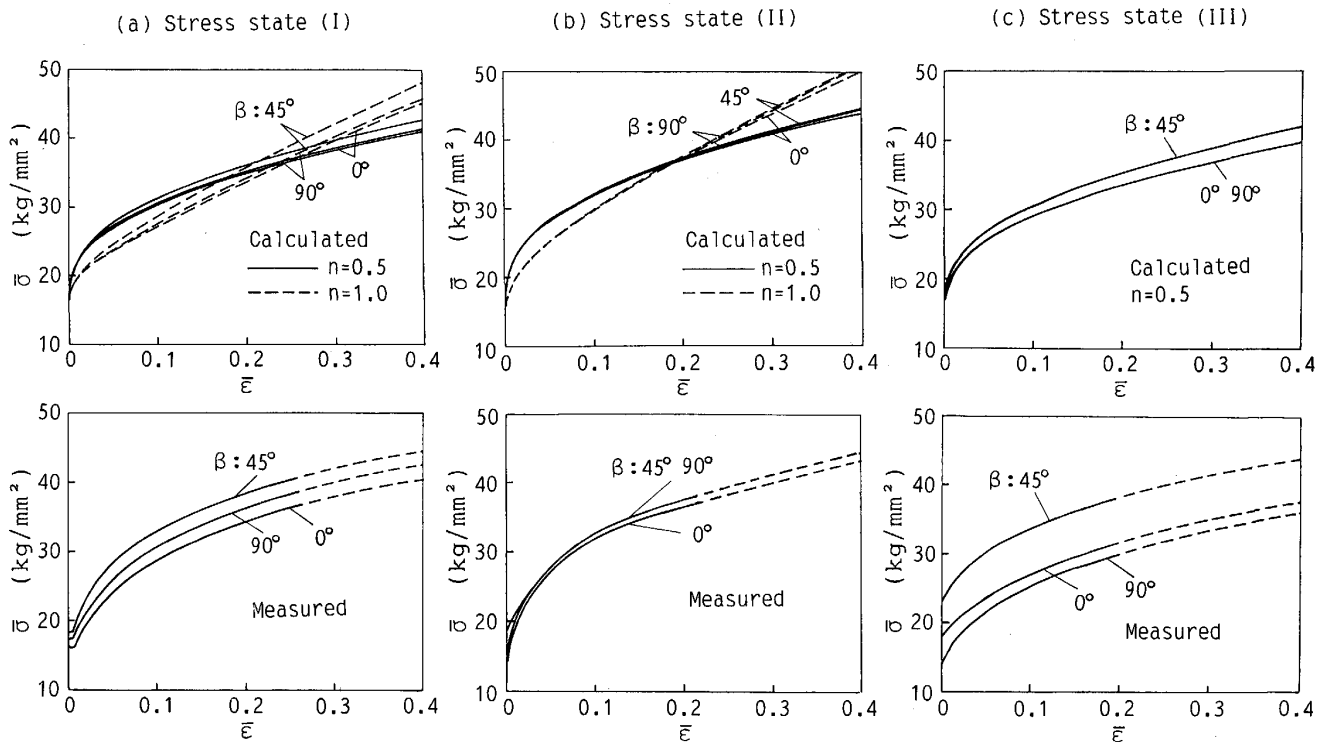


Fig. 5. Planer anisotropy of equivalent stress-strain curves of sheet A at three types of stress state.

とながら多結晶体の加工硬化特性に反映される。図において $n=1.0$ の場合には低ひずみ域を除いて応力-ひずみ曲線がかなり直線的になる。一方 $n=0.5$ では低ひずみ域での加工硬化が多少大きくなるが、実測値にかなり近い曲線となる。他の計算結果からも判断して、0.5より少し大きめの n が適当であると思われる。しかしここで最適な n の値を探すことはそれほど意味のあることではない。従って以下には $n=0.5$ として計算した結果を示す。

Fig. 5(c) は応力状態 III についての結果である。この場合本計算方法では $\beta=0^\circ$ と 90° の結果は一致するが、実測結果でもその2方向はよく似た曲線となっている。 $\beta=45^\circ$ がそれらより高い変形抵抗を示すことも定性的に一致している。Fig. 6 は I~IV の応力状態について $\beta=0^\circ$ の結果である。実測結果でみられるようにこの鋼板は応力状態によって変形抵抗がかなり異なっており、計算結果にもその傾向がはっきり現れて、その大小関係も一致している。このように薄板の異方性特性がこの計算方法によってかなりうまく予測できることが分かる。

Fig. 7 は鋼板 B について応力状態 I および II の結果である。この材料は II 以外の応力状態ではほとんど面内異方性を示さないが、この面内異方性を始め曲線の形すなわち加工硬化の様子など、かなりよく計算予測さ

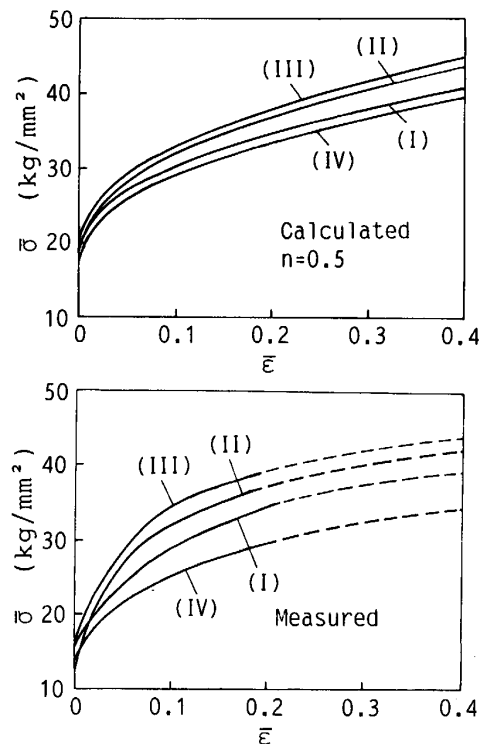


Fig. 6. Variation of equivalent stress-strain curves ($\beta=0^\circ$) of sheet A at four stress states.

れることが分かる。以上のように計算モデルとしては単純で大きな仮定を用いているが、応力-ひずみ曲線の形や面内異方性が比較的うまく説明できることがわかる。

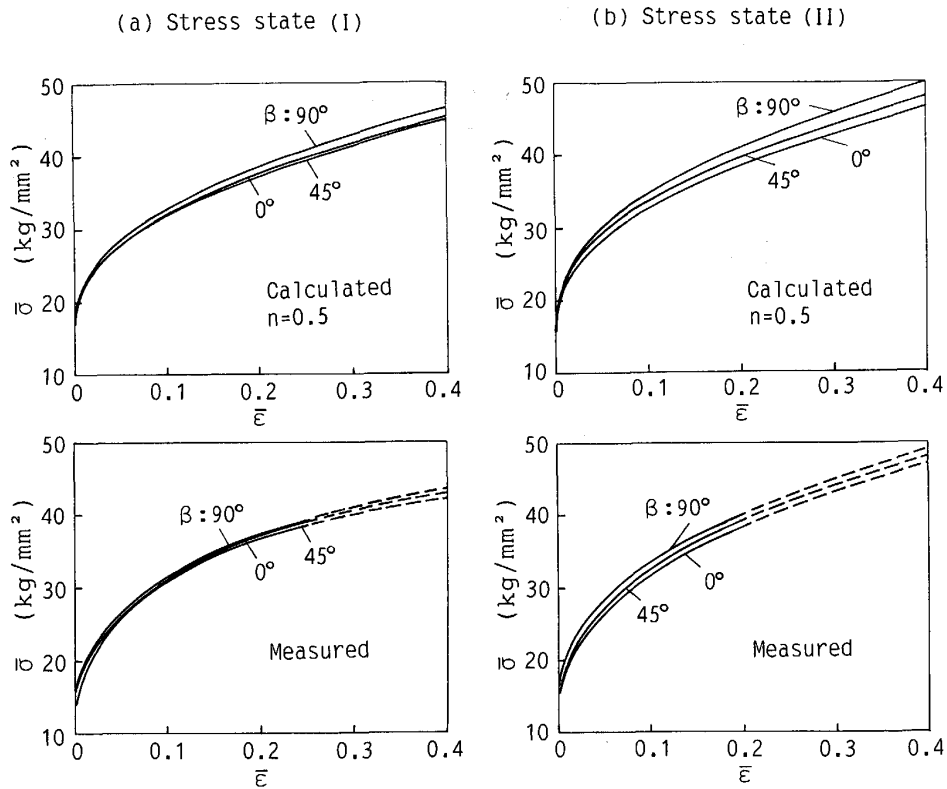


Fig. 7. Planer anisotropy of equivalent stress-strain curves of sheet B at stress state I and II.

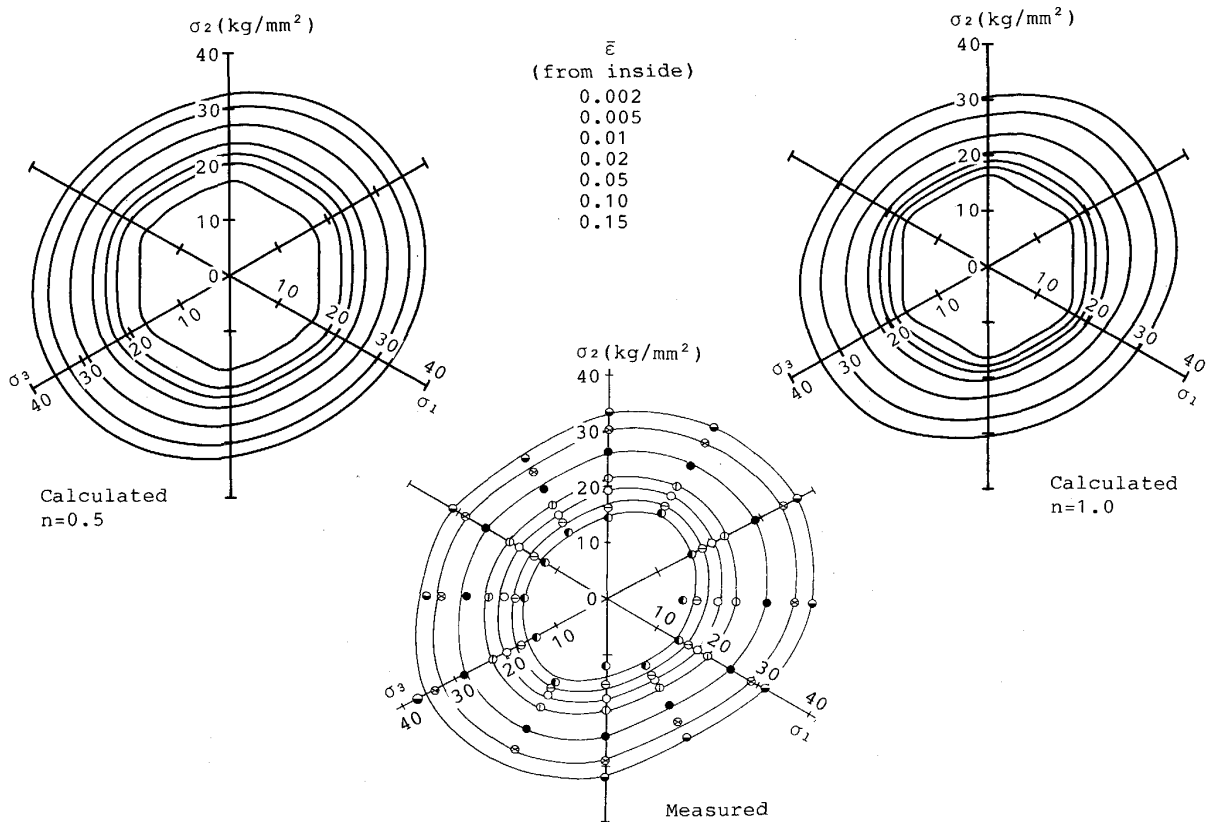


Fig. 8. Yield loci of sheet A under $\beta = 0^\circ$.

これは集合組織の実測データを用いているためであり、ここで計算した程度の範囲では変形中の集合組織の変化が、変形特性を大きく変えるほどではないと考えられる。

4.2 降伏曲線

Fig. 8 は鋼板 A の $\beta=0^\circ$ における降伏曲線を $n=0.5$ と 1.0 として計算した結果とその実測結果である。このような広義の降伏曲線では各組合せ応力状態における変形抵抗の差異（曲線の形）と同時に、加工硬化の程度（各曲線の間隔）を比較することができる。まず n の値による計算結果の差異について比べると、座標軸上の応力状態（一軸応力）と座標軸中間のそれ（純粋せん断応力）における加工硬化の程度に差のあることが分かる。座標軸中間の応力状態での加工硬化が大きく、従ってその応力状態でひずみが大きくなるにつれ曲線がしだいに膨れて不規則な形になる。曲線の全体的な形を実測

結果と比較して、応力-ひずみ曲線の場合と同様に $n=0.5$ の計算結果の方が実測結果により近いことが分かる。

Fig. 9 は鋼板 A の $\beta=45^\circ$ 、Fig. 10 は鋼板 B の $\beta=0^\circ$ における結果である。両鋼板とも $\beta=0^\circ$ での降伏曲線は σ_3 軸方向を長軸とする楕円になることが実測結果から分かる。一方計算結果では低ひずみ域でその形が六角形に近くなるものの、高ひずみ域において実測結果と合わせてよく一致した楕円になる。このような形の特徴はいずれの計算結果においても見られ、従って高ひずみ域においては他の降伏曲線でも、計算結果が実測結果と定性的のみならず定量的にもよく一致している。

計算条件の上で等方性と考えられる $w(\psi, \theta, \phi)=1$ の場合の計算結果もやはりそうであることから、低ひずみ域で六角形に、高ひずみ域では丸い形になるのは本計

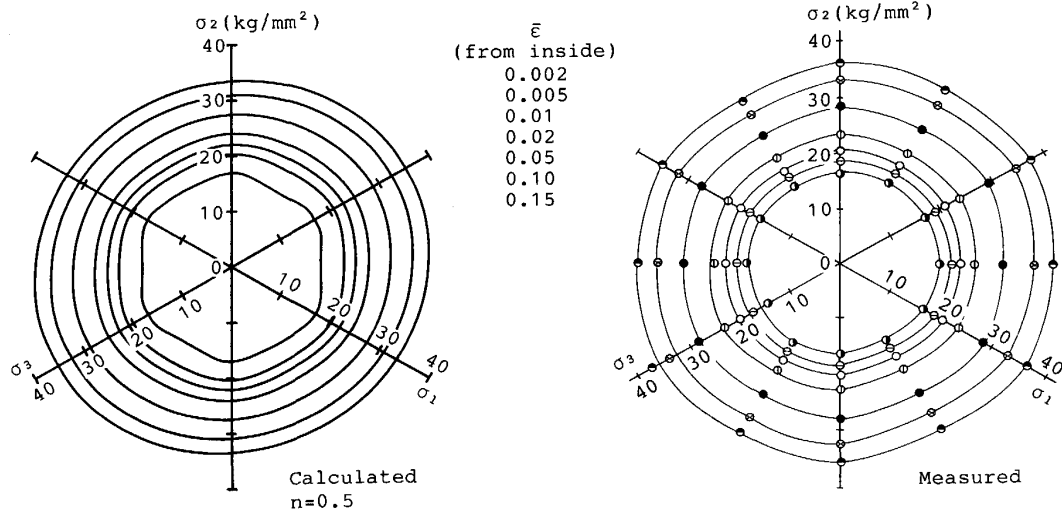


Fig. 9. Yield loci of sheet A under $\beta=45^\circ$.

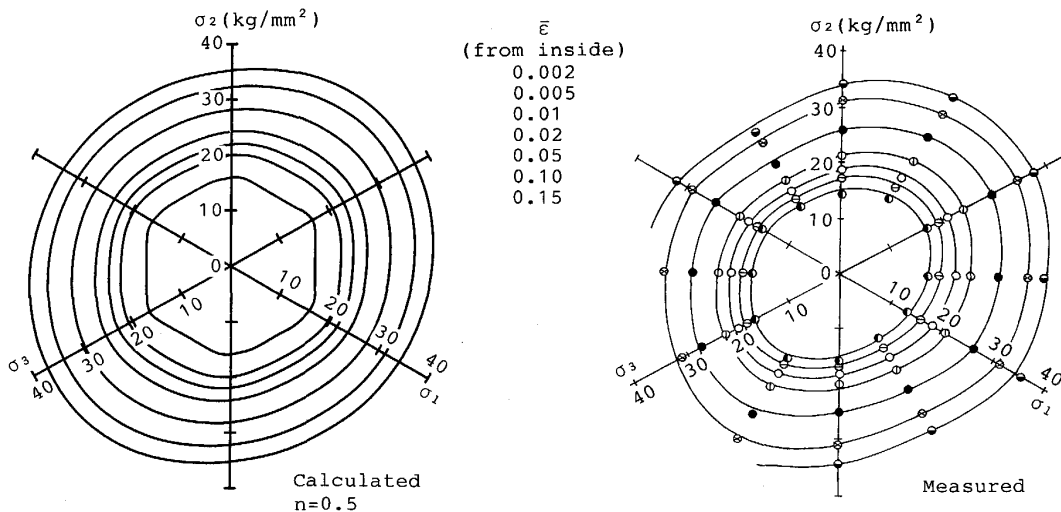


Fig. 10. Yield loci of sheet B under $\beta=0^\circ$.

算モデルによる本質的な結果のようである。別の見方をすると活動するすべり系の少ない時には六角形的になり、その数が多くなると丸い形になることも予想される。鋼板のような bcc 金属ではペンシルグライドに見られるように、多数のすべり系が変形に寄与していることが一般に認められている。従って低ひずみ域でも多くのすべり系が変形に寄与するような計算モデルに改良することが、より適切な計算方法を提案できる手がかりとも考えられる。この点については今後の課題とする。

5. 結 言

薄鋼板の多軸応力状態における変形特性を定量的に計算予測することを目的として、集合組織のデータと結晶塑性理論を利用した計算方法を検討した。微視的立場で見た時この計算モデルはかなり単純で大胆な仮定に基づいているが、計算される巨視的な応力-ひずみ曲線や降伏曲線は実測結果をかなりのところまで表現できるものである。薄鋼板の二次成形性に関連した変形特性については、その引張試験値から連続体塑性理論によって予測しているのが一般である。しかし特に異方性特性については定量的に十分予測できる塑性理論がまだ確立されていない。そのような中で本計算方法は単純な微視的モデルによる結晶塑性理論によって、巨視的変形特性、特に異方性特性をうまく予測できることが大きな特徴である。

本計算方法で使用する集合組織データは必ずしも実測データである必要はなく、模擬データによる計算も同様に可能である。このことは薄鋼板の変形特性と集合組織の関係について、計算機による定量的シミュレーションが可能となり、所望の変形特性に合った集合組織の種類

を計算機を使って見つけることができる。さらに加工プロセスにおける変形集合組織や再結晶集合組織の形成についても、その理論予測に関する研究が進められており、それを本計算予測と統合することによって集合組織を媒介とした薄鋼板の材質予測制御が可能となる。これは第一章で述べたように二段階における材質・特性の予測制御の統合された形であり、今後の大きな課題として検討を進めたい。

文 献

- 1) H. J. BUNGE and W. T. ROBERTS: *J. Appl. Cryst.*, **2** (1969), p. 116
- 2) J. S. KALLEND and G. J. DAVIES: *J. Inst. Met.*, **5** (1971), p. 257
- 3) 稲垣裕輔, 栗原 極, 小指軍夫: *鉄と鋼*, **61** (1975), p. 991
- 4) G. J. DAVIES, D. J. GOODWILL and J. S. KALLEND: *Metall. Trans.*, **3** (1972), p. 1627
- 5) 北川 孟, 片山道雄: *鉄と鋼*, **62** (1976), p. 1339
- 6) C. S. C. VIANA, J. S. KALLEND and G. J. DAVIES: *Int. J. Mech. Sci.*, **21** (1979), p. 355
- 7) 金武直幸: *塑性と加工*, **24** (1983), p. 411
- 8) 金武直幸, 戸澤康壽, 林十志雄: *塑性と加工*, **24** (1983), p. 283
- 9) 金武直幸, 戸澤康壽, 山本伸治: *塑性と加工*, **26** (1985), p. 53
- 10) N. KANETAKE and Y. TOZAWA: *Proc. ICOTOM 8*, U. S. A., ed. by J. S. KALLEND and G. GOTTSTEIN (1988), p. 1005 [*Metall. Sci.*]
- 11) G. SACHS: *Z. Ver. Dent. Ing.*, **72** (1928), p. 734
- 12) G. I. TAYLOR: *J. Inst. Met.*, **62** (1938), p. 307
- 13) J. F. W. BISHOP and R. HILL: *Phil. Mag.*, **42** (1951), p. 414, p. 1298
- 14) N. KANETAKE, Y. TOZAWA and S. YAMAMOTO: *Int. J. Mech. Sci.*, **27** (1985), p. 249
- 15) 戸澤康壽, 中村雅勇: *塑性と加工*, **13** (1972), p. 538
- 16) S. L. LOPATA and E. B. KULA: *Trans. AIME*, **224** (1962), p. 865
- 17) R. J. ROE: *J. Appl. Phys.*, **36** (1965), p. 2024