

## 論 文

UDC 669.12-172 : 621.983.3.011 : 539.379.4 : 539.52

## 純鉄単結晶板の深絞り性と張出し性\*

阿 部 光 延\*\*・岡 本 正 幸\*\*\*

新 井 信 一\*\*\*・速 水 哲 博\*\*\*\*

## Deep Drawability and Stretchability of Pure-iron Single Crystals

Mitsunobu ABE, Masayuki OKAMOTO,

Nobuichi ARAI, and Satohiro HAYAMI

A study has been made of the orientation dependence of drawability and stretchability, using pure-iron single crystals. Disk specimens (thickness : 0.5 mm, diameter : 20 mm) with various planar orientations have been prepared and subjected to deep drawing and stretching by means of mini press machine. The results show that the variation of deep drawability and stretchability can be explained in terms of plastic strain ratio ( $\bar{r}$ ) and work-hardening exponent ( $n$ ), respectively, and that both deep drawability and stretchability are excellent for planar orientations {111}, {122}, and {123} having high values of  $n$  as well as  $\bar{r}$ . It is also shown that the variation of deep drawability with planar orientations in the single crystals is directly related to the texture dependence of deep drawability in commercial steels. Contrary to this, the texture dependence of stretchability is not obvious because the exponent  $n$  depends markedly upon the grain size of steels.

## 1. 結 言

自動車車体のプレス成形などに供せられる冷延鋼板には、優れた深絞り性や張出し性が要求される。塑性力学の理論計算では、塑性歪比の大きいほど優れた深絞り性が得られ<sup>1)</sup>、また張出し性は加工硬化指数の増大によつて向上するといわれている<sup>2)</sup>。

商用鋼板についての知見では、集合組織の {111} 方位成分の集積度が高いほど塑性歪比が大きく、したがつて深絞り性は向上する<sup>3)</sup>。しかし、商用鋼板の場合には塑性歪比と同時に結晶粒の形や大きさも変化している<sup>4)</sup>、深絞り性が塑性歪比を介して集合組織のみに依存するということが、厳密に実証されているわけではない。

張出し性と関連する加工硬化指数は結晶粒径に主として依存し<sup>5)</sup>、化学成分によつても変化する<sup>6)</sup>と考えるのが一般的である。しかしながら、各種方位の bcc 単結晶<sup>7)8)</sup>の引張変形で得られた応力-歪曲線が示唆するように、加工硬化指数が集合組織によつて変化している可能性もある。

深絞り性や張出し性の集合組織(結晶方位)依存性に関する上記の疑問点は、代表的な板面方位をもつた純鉄単結晶板の深絞り性や張出し性を直接しらべることにより、ある程度は解明できるであろう。またこれによつて、商用鋼板についての従来の経験的知見に関する裏づけを得ることもできよう。

## 2. 試料および実験方法

## 2.1 純鉄単結晶試験片

素材としては市販の純鉄 (Ferrovac E, 9.5 mm $\phi$ ) を用い、これを冷間加工で板状に成形したのち、石英管に真空封入して 925°C $\times$ 2 h の均熱後水冷し、組成の均一化を図つた。この素材板の寸法は概略 200 $\times$ 20 $\times$ 1 mm<sup>3</sup> であり、Table 1 に示す不純物元素を含有している。

この素材板を用い、温度傾斜炉<sup>9)</sup>による2次再結晶法<sup>10)</sup>深絞り成形用および張出し成形用の単結晶試験片を調製した。その過程は次の通りである。

(1) 素材板を 0.5 mm 厚に冷延したのち、200 $\times$ 25 $\times$ 0.5 mm<sup>3</sup> の寸法の板を切出し、852°C $\times$ 3 h の真空焼鈍により粒径 50~60  $\mu$  の整粒試料を得た。

\* 昭和 53 年 3 月本会講演大会にて発表 昭和 53 年 8 月 8 日受付 (Received Aug. 8, 1978)

\*\* 新日本製鉄(株)基礎研究所 工博 (Fundamental Research Laboratories, Nippon Steel Corp., 1618 Ida Nakahara-ku Kawasaki 211)

\*\*\* 新日本製鉄(株)基礎研究所 (Fundamental Research Laboratories, Nippon Steel Corp.)

\*\*\*\* 新日本製鉄(株)生産技術研究所 工博 (Process Technology R &amp; D Laboratories, Nippon Steel Corp.)

Table 1. Impurities in pure iron used for the experiment (wt%).

C	Si	Mn	P	S	O	N	Cu	Ni
0.003	0.007	<0.0005	0.0003	0.003	0.0242	0.0023	<0.01	0.028

(2) この試料に 2.5% の引張歪を加えたのち、引張時のつかみ部を放電加工により無歪切除した。これを温度傾斜炉 (最高試料温度: 880°C) に挿入し、試料下端部が炉の最高温度域に達するところまで 3 mm/h の速度で試料を降下させた。この処理により、試料端部に 5 × 20 mm<sup>2</sup> 程度の大きさの種結晶粒が 3~5 個形成される。これら種結晶粒の方位を Laue 法で測定し、所望の方位に近い種結晶粒 1 個を残して他を切除した。

(3) この種結晶粒が試料全体に成長したあとで所望の方位が正しく得られるように、reorienting apparatus<sup>11)</sup> を用いてバーナーで赤熱しながら種結晶粒に所定の向きへ曲げを加えた。

(4) このあと試料を再び温度傾斜炉に挿入し、3 mm/h の速度で降下させ、種結晶粒の成長により単結晶板を得た。この単結晶板から、放電加工で直径 20 mm の円板を切出し試験片とした。この円板の板厚は約 0.48 mm であつたが、公称 0.5 mm として扱う。

このようにして調製された単結晶円板の板面結晶方位を Laue 法で確認した。その結果を Fig. 1 のステレオ三角形上に示す。

## 2.2 深絞りおよび張出し成形試験

単結晶円板の深絞り成形および張出し成形には、Fig. 2 に示す小型成形試験装置を用いた。これらの装置をインストロン引張試験機の圧縮治具にとりつけ、成形速度 5 mm/min で成形試験をおこない、その際の成形荷重—成形高さ曲線を記録した。

深絞り成形試験 (Fig. 2(a)) では、試験片を直径 8 mm、肩半径 2 mm のダイス穴の上に置き、しわ抑えはその自重で試験片を抑えるだけとしたので、しわ抑え力はほとんどないに等しい。深絞り成形は直径 6 mm、肩半径 0.5 mm の平頭ポンチの押し込みによつて進行する。しわ抑え力の除去、平頭ポンチの使用、ダイス穴肩部の半径を大きくしたことなどはいずれも深絞り成形特有の、ダイス穴に流入する方向の metal flow を生ぜしめるための配慮である。潤滑油には #240 のマンソ油を用い、試験片両面に塗布した。

張出し成形試験 (Fig. 2(b)) ではダイス穴へ流入する方向の metal flow の阻止されることが特徴となるので、ダイス上面の試験片に接する部分に同心円状の溝 (CG) を刻み、ダイスは試験片をのせたまま 6 本のボル

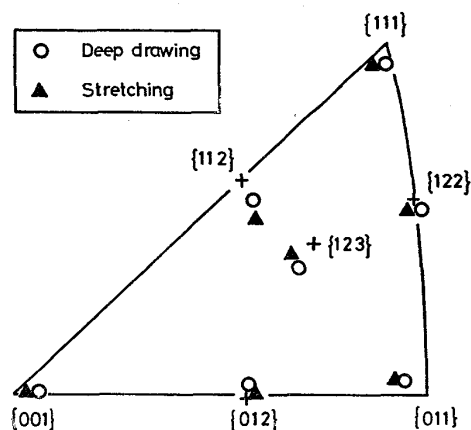
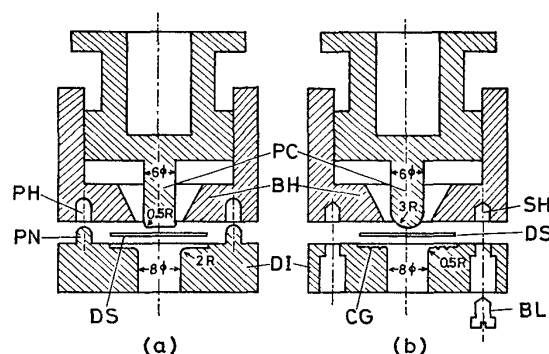


Fig. 1. Planar orientations of disk specimens (thickness: 0.5mm, diameter: 20mm) prepared from single crystals using an electric spark cutter.



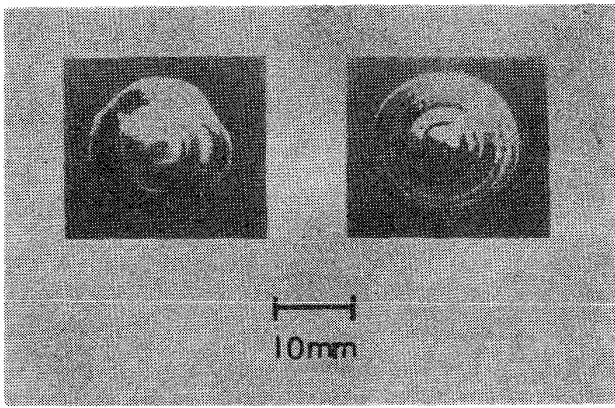
DS : disk specimen,  
DI : die,  
PC : punch,  
BH : blank holder,  
PN and PH : Pin and pin hole for centering,  
CG : circular grooves for slip resistance,  
BL and SH : bolt and screw hole for ensuring the blank holder force.

Fig. 2. Testing machine for deep drawing (a) and stretching (b).

トでしわ抑えに強固に締めつけられ、試験片に十分大きなしわ抑え力が加わるようにしてある。球頭ポンチを使用したこと、ダイス肩半径を 0.5 mm と小さくしたことも張出し成形の特徴をだすためである。潤滑油は深絞り成形の場合と同じものをポンチ頭部のみ塗布した。

## 3. 実験結果

き裂発生まで成形したあとの試験片外観を Photo. 1 に例示する。深絞り成形後の試験片では、成形前の円形の輪郭が Photo. 1(a)のごとく多角状に変化している。



(a) (b)

Photo. 1. Specimens after deep drawing (a) and after stretching (b).

これは earing と呼ばれ、コニカル・カップ試験など深絞り成形の際に共通に現われるものであり<sup>12)</sup>、この earing 発生は Fig. 2(a) の装置による成形が深絞り成形であつたことを裏づけている。一方 Fig. 2(b) の装置を用いた張出し成形後の試験片では、Photo. 1(b) に示すごとく試験片の輪郭は直径 20 mm の円形を保っており、ダイス穴へ流入する方向の metal flow が十分阻止されたことを示している。

深絞り成形試験によつて得られた成形荷重-成形高さ曲線を Fig. 3 に示す。ここで曲線の終点はき裂発生時点に対応する。板面方位 {111}, {122}, {123} の試験片ではき裂発生までの成形高さが大きく優れた深絞り性を示し、{011}, {112} がこれに次いでいる。これに対し、{001}, {012} は深絞り性のもつとも劣る方位グループとなる。

張出し成形試験の場合の成形荷重-成形高さ曲線を Fig. 4 に示すが、単結晶板の張出しは深絞り性の場合と非常に類似した結晶方位依存性をもつ。

深絞り成形 (Fig. 3) と張出し成形 (Fig. 4) との特徴的な差異として抽出されるのは、成形荷重の結晶方位依存性である。すなわち、Fig. 3 においてある与えられた成形高さ (たとえば 3 mm) に対応する成形荷重は、結晶方位によつてそれほど大きく変動していないのに対し、Fig. 4 の場合にはその変動が比較的大きい。このことは、張出し成形の場合には加工硬化の程度、たとえば加工硬化指数などが結晶方位によつて大幅に異なることを示唆している。

#### 4. 考 察

深絞り性に関連するといわれている塑性歪比  $r$  は、引張変形における幅方向の圧縮歪と厚さ方向の圧縮歪の比として次式のように定義されている<sup>13)</sup>。

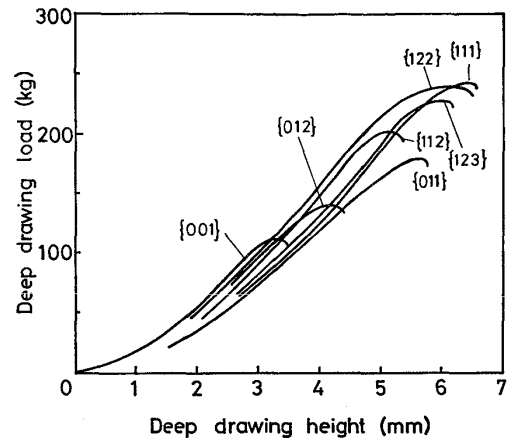


Fig. 3. The relation between load and cup-height in the deep drawing test.

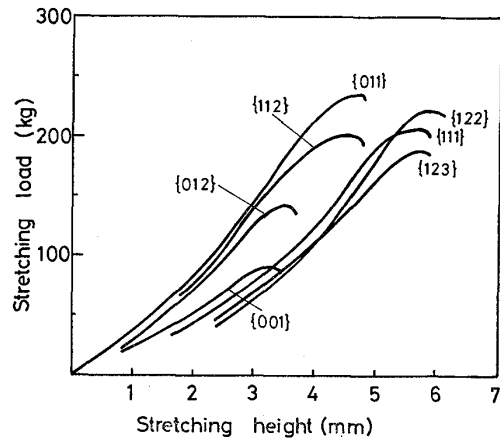


Fig. 4. The relation between load and cup-height in the stretching test.

$$r = \frac{l_n(w/w_0)}{l_n(t/t_0)} \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 $w_0$  と  $t_0$  は引張変形前の幅と厚さを、 $w$  と  $t$  はある一定の引張変形を加えたあとの幅と厚さを表わす。深絞り成形のような多軸応力下の変形では  $r$  値の板面内異方性を考慮する必要がある、このためいくつかの代表的方向の引張変形で得られた  $r$  値を平均し、これを  $\bar{r}$  値として深絞り性と関連づけることが多い。

引張変形において活動する迂り系をきめれば、 $r$  値を計算で求めることもできる<sup>14)</sup>。この場合  $r$  値が無窮大になる方向もあるので、そのままでは  $\bar{r}$  値を求めることができない。そこで、たとえば

$$D = \frac{r - 1}{r + 1} \dots\dots\dots (2)$$

なる  $D$  値を導入し規格化してから平均値を求める方法が提案されており、平均値としての  $\bar{D}$  値が求められている<sup>15)</sup>。式(2)を用いれば  $\bar{D}$  値から  $\bar{r}$  値を逆算することができ、このようにして得られた  $\bar{D}$  値<sup>15)</sup> と  $\bar{r}$  値を代表的板

Table 2. Calculated  $\bar{D}$  and  $\bar{r}$  values.

Orientation	{001}	{011}	{012}	{111}	{112}	{122}	{123}
$\bar{D}$	-0.50	0.16	-0.17	0.41	0.13	0.31	0.16
$\bar{r}$	0.33	1.38	0.70	2.38	1.29	1.89	1.38

面方位について Table 2 にまとめた。

深絞り成形や張出し成形における相当応力  $\sigma_{eq}$  と相当歪  $\varepsilon_{eq}$  との関係が、 $k$  を比例定数として

$$\sigma_{eq} = k \varepsilon_{eq}^n \dots \dots \dots (3)$$

で近似できる場合、 $n$  の値が加工硬化指数に相当する。

この  $n$  値の結晶方位依存性は明らかでない。

ここでは、純鉄単結晶板の深絞り性や張出し性の板面方位による相違を  $\bar{r}$  値や  $n$  値との関連で考察し、さらに商用鋼板についての従来の知見と対比する。

4.1 単結晶板の深絞り性

深絞り成形においては、カップ状に成形される部分の最大成形荷重の大きいほどダイス周辺から流入する metal flow が大きく、き裂発生までの成形高さが大きくなると考えられる<sup>16)</sup>。この考え方は純鉄単結晶板の深絞り成形 (Fig. 3) にも当てはまる。すなわち、Fig. 5 に示すごとく、最大成形荷重が大きいほどき裂発生までの成形高さがほぼ直線的に増加している。

平頭ポンチを用いた深絞り成形における最大成形荷重  $P_m$  は、深絞り成形における加工硬化指数を  $n_d$  で表し、 $e$  を自然対数の底として

$$P_m \propto k \left( \frac{\bar{r} + 1}{\sqrt{2\bar{r} + 1}} \right)^{1+n_d} \left( \frac{n_d}{e} \right)^{n_d} \dots \dots \dots (4)$$

で与えられる<sup>16)</sup>。Fig. 3 が示唆するごとく、深絞り成形では結晶方位による加工硬化挙動の相違はほとんど現われないから、式(4)において  $k$  と  $n$  は結晶方位によらずそれぞれある一定の値をとっているものと考えられる。

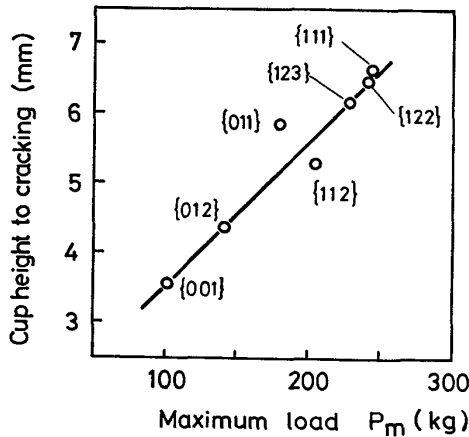


Fig. 5. The dependence of cup-height to cracking on the maximum load  $P_m$  in the deep drawing test.

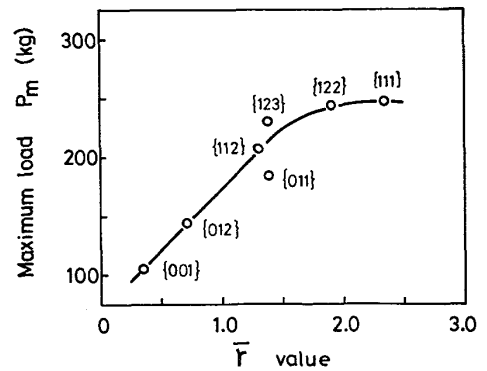


Fig. 6. The relation between  $\bar{r}$  value and maximum load  $P_m$  in the deep drawing test.

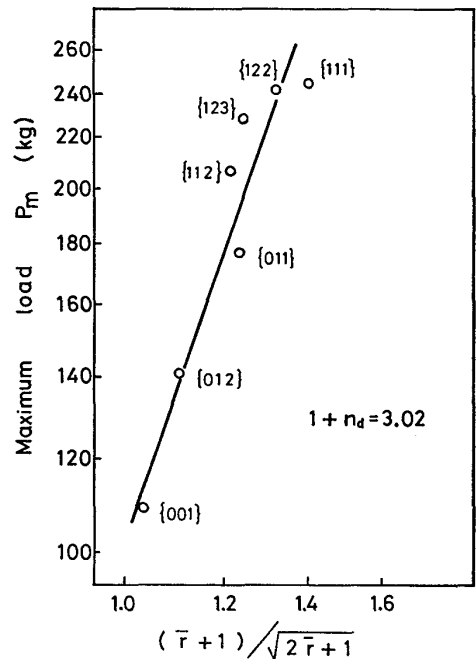


Fig. 7. Logarithmic plot of maximum load  $P_m$  in deep drawing test against the value of  $(\bar{r} + 1) / \sqrt{2\bar{r} + 1}$  (see equation (4) in the text).

したがって、最大成形荷重  $P_m$  は主として  $\bar{r}$  値によつて変動していることになる。

Fig. 6 には、Table 2 に示した  $\bar{r}$  値と Fig. 3 から得られた最大成形荷重との関係をまとめたが、 $\bar{r}$  値の大きいほど最大成形荷重が大きくなり、したがってき裂発生までの成形高さが大きくなる (Fig. 5)。式(4)との関連で、 $(\bar{r} + 1) / \sqrt{2\bar{r} + 1}$  と最大成形荷重  $P_m$  とを両対数プロットした Fig. 7 において、得られた直線の勾配は  $1 + n_d$  を与えるから、この場合の  $n_d$  値は結晶方位に関係なく 2.0 程度と評価される。このような高い値の加工硬化指数が商用鋼板で報告された例はない。しかし、鉄  $\gamma$  や Nb<sup>8)</sup> の単結晶の引張変形では、引張方向が  $\langle 011 \rangle$ 、 $\langle 123 \rangle$  に近い場合など剪断応力-剪断歪曲線が下に凸な

る形状を示しており、これらの応力と歪の関係を両対数プロットすると1を超えるような $n$ 値が得られる。したがって、Fig. 7から得られた2.0程度の $n_d$ の値は、単結晶板を対象とする限りほぼ妥当な大きさと考えられる。ただし単結晶の引張変形などでは、応力と歪の関係が式(3)のような $n$ 乗則に合致しない場合が多いので、上記の $n_d$ 値はあくまでも見かけの値として理解しなければならない。

以上述べたごとく、深絞り性は最大成形荷重を介して $\bar{r}$ 値によつて主として支配され、深絞り性の結晶方位依存性は $\bar{r}$ 値のそれに由来する。

4.2 単結晶板の張出し性

塑性力学の理論によれば、張出し成形においては $n$ 値の大きいほど塑性不安定(ネッキング)の生ずる際の板厚歪が大きくなること<sup>2)17)</sup>、さらにはこの板厚歪が $n$ 値ばかりでなく $r$ 値や $r$ 値の板内異方性にも依存することが導かれている<sup>17)</sup>。

Fig. 8は、き裂発生までの成形高さ $\bar{r}$ の計算値(Table 2)との関係を、深絞り成形(Fig. 3)と張出し成形(Fig. 4)を区別して示したものである。深絞り成形の場合には、 $\bar{r}$ 値の増大によりき裂発生までの成形高さは単調に増加しているが、張出し成形の場合はこれと異なる。すなわち、約1.4のほぼ同じ $\bar{r}$ をもつ{011}、{112}、および{123}方位の試験片のなかで{123}の場合だけがき裂発生までの成形高さが特に大きく、 $\bar{r}$ 値1.4の近傍でき裂発生までの成形高さが不連続に変化している。また{122}と{111}方位とでは $\bar{r}$ 値の大きい方が、僅かではあるがき裂発生までの成形高さは小さい。さらに塑性力学の理論<sup>18)</sup>で $\bar{r}$ 値の大きいほど張出し性が低下するといわれていることも考慮すれば、Fig. 8の結果は張出し性と関連する主要な材料特性値が $\bar{r}$ 値ではないことを示唆している。

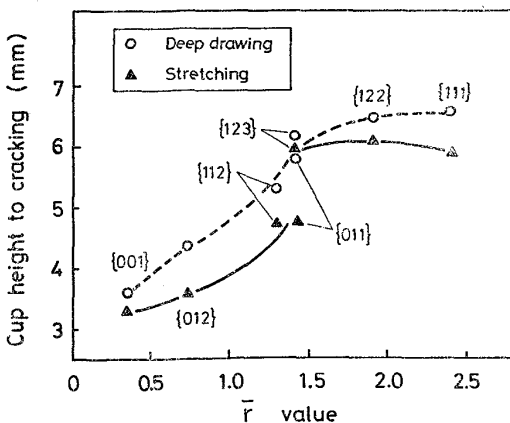


Fig. 8. The variation of deep drawability and stretchability with  $\bar{r}$  values.

張出し成形における加工硬化指数を $n_s$ として、この $n_s$ 値の結晶方位依存性は、近似的にはあるが、Fig. 4の曲線から求めることができる。成形の進行にともなうカップ状部分の表面積増加率から相当歪 $\epsilon_{eq}$ を評価し、成形荷重 $P$ をカップ状部分の表面積で除した値を相当応力 $\sigma_{eq}$ とすれば、ポンチ断面半径を $R$ 、成形高さを $H$ として

$H \leq R$  の場合

$$\begin{aligned} \epsilon_{eq} &= l_n \left\{ \frac{\pi (R^2 + H^2)}{\pi R^2} \right\} \\ &= l_n \left( 1 + \frac{H^2}{R^2} \right) \dots \dots \dots (5) \end{aligned}$$

$$\sigma_{eq} = \frac{P}{\pi R^2 (1 + H^2/R^2)} \dots \dots \dots (6)$$

$H > R$  の場合

$$\begin{aligned} \epsilon_{eq} &= l_n \left\{ \frac{2\pi R (H - R) + 2\pi R^2}{\pi R^2} \right\} \\ &= l_n \left( \frac{2H}{R} \right) \dots \dots \dots (7) \end{aligned}$$

$$\sigma_{eq} = \frac{P}{\pi R^2 (2H/R)} \dots \dots \dots (8)$$

が得られる。 $R=3\text{ mm}$ としてFig. 4から $H$ と $P$ の関係を読みとり、式(5)、(7)から算出した $\epsilon_{eq}$ と式(6)、(8)から算出した $\sigma_{eq}$ とを両対数プロットしたものがFig. 9である。ここで曲線の右終端は最大成形荷重点に相当する。

Fig. 9において $\epsilon_{eq}$ と $\sigma_{eq}$ との関係は直線的ではないから、単結晶板の張出し成形に式(3)が正確に当てはまるわけではないが、曲線の勾配が大きいほどき裂発生までの成形高さが大きくなる傾向が認められる。Fig. 9からたとえば $\epsilon_{eq}=0.6$ の近傍で $n_s$ 値を求め、これら

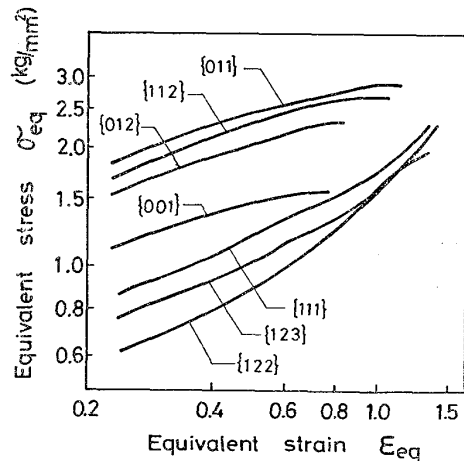


Fig. 9. Equivalent stress ( $\sigma_{eq}$ )-equivalent strain ( $\epsilon_{eq}$ ) curves obtained in the stretching test.

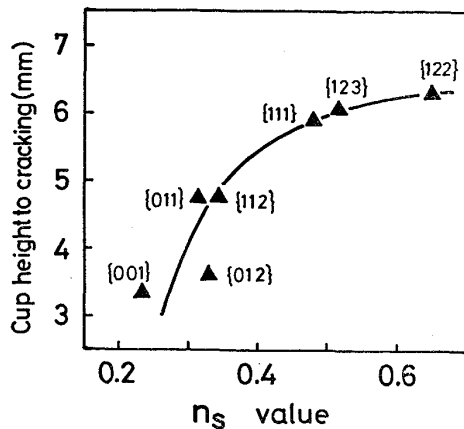


Fig. 10. The dependence of cup-height to cracking on  $n_s$  values (work hardening exponent) which were determined at a strain  $\epsilon_{eq} = 0.6$  in the curves of Fig. 9.

の  $n_s$  値とき裂発生までの成形高さとの関係を Fig. 10 にまとめた。塑性力学の理論から導かれたごとく、 $n_s$  値の大きいほど裂発生までの成形高さは増大している。

深絞り性の場合と同様に、張出し性も結晶方位によって著しく変動するが、これは  $n$  値の結晶方位依存性に起因しているといえる。

本来、式(3)が成立つ場合には、成形様式によらずある一定の  $n$  値が得られるはずであるが、本報における  $n_d$  値 (2.0 程度) と  $n_s$  値 (0.2—0.6) とは著しく相違した値を示した。この差異を生じた理由の一つとして、 $n$  値を求めた歪区間が異なっていたことを挙げられる。すなわち、深絞り成形の場合には、 $P_m$  を介して  $n_d$  値が評価されており (Fig. 7)、したがって  $n_d$  は最大成形荷重点近傍の高歪区間で求められたことになる。一方、張出し成形の場合には、 $\epsilon_{eq} = 0.6$  近傍の比較的 low 歪の区間で  $n_s$  値が求められており、もし高歪側で  $n_s$  値が評価されれば、 $n_s$  値は  $n_d$  値に近い値になるものと考えられる。たとえば、Fig. 9 の {122} の場合に得られた曲線から、 $\epsilon_{eq} = 1.2$  の高歪側で  $n_s$  値を評価すれば 1.1 程度の値となる。しかしながら、深絞り成形でも張出し成形でも共に裂発生までの成形高さの小さい {001} の場合は、 $n_d$  値も  $n_s$  値も最大荷重点近傍で評価されたことになるから、 $n_d$  値と  $n_s$  値の差異を理解するには上述の理由以外のより基本的な問題を考えなければならない。詳細は明らかでないが、一つの可能性として、単結晶板の場合には結晶粒界による拘束がないので、応力状態 (深絞りか張出しか) によって活動する刃系の数や転位の堆積の程度、あるいは交叉刃の発生頻度などが敏感に相違し、その結果  $n_d$  値と  $n_s$  値に特徴的な差異 (その大きさおよび結晶方位依存性) が生じたものと考えられる。

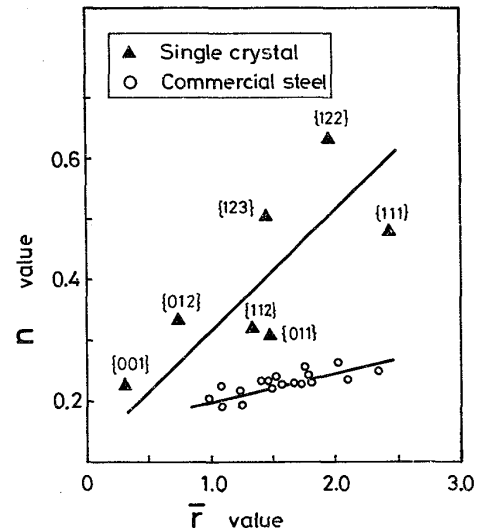


Fig. 11. The variation of  $\bar{r}$  value and  $n$  value with the orientation of single crystals. Note the small dependence of  $n$  value in commercial steels on the  $\bar{r}$  value which is closely related to the texture.

#### 4.3 単結晶と多結晶

純鉄単結晶板について得られた上述の知見を、多結晶である商用鋼板の場合と対比してみる。 $\bar{r}$  値と  $n$  値の関係を、単結晶板と商用鋼板とで比較したのが Fig. 11 である。ここで、単結晶板の  $\bar{r}$  値としては Table 2 の値を、また  $n$  値としては Fig. 10 に示した  $n_s$  値を用いている。引用した商用鋼板の例<sup>19)</sup>では、 $\bar{r}$  値と  $n$  値はそれぞれ圧延方向およびそれと  $45^\circ$ ,  $90^\circ$  をなす方向の引張試験で得られた値を平均したものである。商用鋼板では、引張試験と張出し成形とで得られる  $n$  値は同程度の値をとるといわれ<sup>17)</sup>、また  $\bar{r}$  値の面内異方性は大きい<sup>19)</sup>が、 $n$  値のそれはほとんどない<sup>19)</sup>。

Fig. 11 において、商用鋼板の  $\bar{r}$  値の変域は、単結晶板の結晶方位による  $\bar{r}$  値の変動範囲にほぼ等しい。このことは、各結晶粒の方位によつてきまる  $\bar{r}$  値を単に合成 (各方位成分の体積分率を考慮した加重平均) するだけで、多結晶板の  $\bar{r}$  値が与えられることを示唆しており、実際に商用鋼板についてこれが確かめられている<sup>15)</sup>。すなわち、 $\bar{r}$  値は集合組織の方位成分 (結晶方位) に主として依存し、結晶粒径の影響を受けないと判断される。このため、単結晶板における深絞り性と結晶方位との関係 (Fig. 3) が、そのまま商用鋼板における深絞り性の集合組織依存性となつて現われてくる<sup>20)</sup>。

これに対して、Fig. 11 に示したごとく、 $n$  値については単結晶板と商用鋼板とで特徴的な差異が現われている。単結晶板では  $\bar{r}$  値の大きくなる方位 (たとえば {111}) の場合には  $n$  値も大きくなるが、商用鋼板では  $\bar{r}$  値の大

きくなるような集合組織の状態でも、 $n$  値はそれほど大きくはならない。すなわち、単結晶板でみられる  $n$  値の顕著な方位依存性は、商用鋼板の場合には何か他の要因で遮へいされてしまうものと考えられる。引張試験の結果から類推すれば、純鉄でも多結晶では  $n$  値が 0.3 程度<sup>6)</sup> に過ぎず商用鋼板の場合と大差ないから、上記の遮へい要因が不純物あるいは合金元素であるとは考え難い。一方 Morrison の式<sup>5)</sup>によれば結晶粒径が無限大の場合(単結晶板)には  $n$  値が 0.5 と評価されるのに対し、粒径  $20\mu$  の場合(商用鋼板)では 0.3 程度の  $n$  値が得られる。このような  $n$  値の粒径による変化は、Fig. 11 における単結晶板と商用鋼板の間でみられる差異の傾向と一致している。したがって、商用鋼板において  $n$  値の結晶方位依存性を遮へいする要因として結晶粒径をあげるのが妥当であろう。

## 5. 結 言

冷延鋼板の深絞り性と張出し性の支配要因を、集合組織(結晶方位)との関連で明らかにすることを目的とし、純鉄単結晶板を用いてその深絞り性と張出し性を実験的にしらべ、考察を加えた。得られた結果を要約すれば次の通りである。

(1) 純鉄単結晶板の深絞り性と張出し性は共に {111}, {122}, {123} 方位で優れ, {011}, {112} がこれに次ぎ, {001}, {012} では劣る (Fig. 3, Fig. 4)。

(2) 純鉄単結晶板の深絞り成形においては、最大成形荷重とき裂発生までの成形高さは直線関係にある (Fig. 5)。最大成形荷重は主として塑性歪比 ( $\bar{\epsilon}$  値) に依存し, {111}, {122}, {123} 方位では  $\bar{\epsilon}$  値が大きいため最大成形荷重が高くなり (Fig. 6), 深絞り性が向上する (Fig. 3)。深絞り成形における加工硬化指数 ( $n$  値) は結晶方位によらずほぼ一定とみなせる (Fig. 7)。

(3) 純鉄単結晶板の張出し成形においては, {111}, {122}, {123} 方位で  $n$  値が大きく (Fig. 9, Fig. 10), このため張出し性が優れている (Fig. 4)。

(4)  $\bar{\epsilon}$  値は結晶粒径の影響をほとんど受けないとみられ, このため純鉄単結晶板における深絞り性 ( $\bar{\epsilon}$  値) と結晶方位との関係が, そのまま商用鋼板(多結晶)における深絞り性の集合組織(優先方位)依存性となつて現われる (Fig. 11)。

(5) 商用鋼板(多結晶)においては, 純鉄単結晶板

での  $n$  値の結晶方位依存性が結晶粒界の存在によつて遮へいされる (Fig. 11)。このため商用鋼板の張出し性の向上 ( $n$  値の増大) は, 主として結晶粒径の増大によつてもたらされ, 集合組織(優先方位)の制御によつてはほとんど期待できない。

おわりに臨み, 本研究の遂行に当つて終始御指導いただいた京都大学高村仁一教授に深く感謝する。

## 文 献

- 1) 山田嘉昭: 日本機械学会誌, 60 (1964) 542, p.105
- 2) H. W. SWIFT: J. Mech. Phys. Solids, 1(1952), p. 1
- 3) F. A. HULTGREN: Blast Furnace and Steel Plant for February, (1968), p. 149
- 4) 清水峯男, 松倉亀雄, 高橋延幸, 品川保雄: 鉄と鋼, 50(1964), p. 2094
- 5) W. B. MORRISON: Trans. ASM, 59(1966), p. 824
- 6) 増井浩昭, 河原田実, 武智 弘: 鉄と鋼, 58(1972), p. 1096
- 7) A. S. KEH: Phil. Mag., 10(1965), p. 9
- 8) T. E. MITCHELL, R. A. FOXALL, and P. B. HIRSCH: Phil. Mag., 8(1963), p. 1895
- 9) D. F. STEIN and J. R. Low, Jr: Trans. AIME, 221(1961), p. 744
- 10) 山本美喜雄: 金属物理学実験室 (長崎誠三編), (1964), p. 2[アグネ社]
- 11) C. G. DUNN and G. C. NONKEN: Metal Prog., 64 (1953) 11, p. 71
- 12) R. L. WHITELEY and D. E. WISE: Flat Rolled Products III (ed. by E. W. Earhart), (1962), p. 47 [Interscience Publishers]
- 13) W. T. LANKFORD, S. C. SNYDER, and J. A. BAUSHER: Trans. ASM, 42(1950), p. 1195
- 14) 長嶋晋一, 関野昌蔵, 加藤 弘: 日本金属学会誌 27(1963), p. 481
- 15) 長嶋晋一, 関野昌蔵, 加藤 弘: 日本金属学会誌 29(1965), p. 393
- 16) 木原諄二: 薄板の成形性と材料特性, 日本鉄鋼協会第9回西山記念技術講座, (1969), p.37
- 17) 中島浩衛, 菊間敏夫, 長嶋晋一: 日本金属学会会報, 6(1967), p. 699
- 18) 小森田浩, 吉田清太: 理化学研究所報告, 45 (1969)6, p. 133
- 19) 細野和典, 中川威雄, 吉田清太: 塑性と加工, 9 (1968), p. 637
- 20) 佐々木健二, 伊藤 庸: 金属材料, 3(1963)8, p. 19