Incompatible な亜鉛双結晶の機械的性質

丸山公一* 藤田達生** 辛島誠一*

Kouichi Maruyama, Tatsuo Fujita and Seichi Karashima : Mechanical Properties in Incompatible Bicrystal of Zinc. The purpose of the present study is to make clear the effects of grain boundaries on mechanical properties in incompatible zinc bicrystal specimens. Two types of incompatible bicrystal specimens, one having a symmetric $\langle 1\bar{1}00 \rangle$ twist boundary and the other having a so-called random boundary, were used in this study. The obtained results revealed that mechanical properties of incompatible bicrystal specimens were related to the degree of incompatibility as follows.

(1) The ratio of 0.1% proof stress in the bicrystal specimens to the theoretical one increases with the degree of incompatibility. The theoretical value was calculated on the basis of mixture law using values of 0.1% proof stresses of single crystal specimens having the same orientations with component crystals, respectively.

(2) With increasing degree of incompatibility the extent of the stage I work-hardening region decreases and the work-hardening rate of the region increases. The stress-strain curve eventually shows parabolic hardening behaviour throughout.

(3) Twinning deformation initiates at a very early stage of deformation in the bicrystal specimens. The amount of plastic strain at which twinning deformation begins to occur decreases as the degree of incompatibility increases.

From a detailed examination of the 0.1% proof stress data obtained from bicrystal specimens it was concluded that the back stress acting on dislocations of the primary slip system due to plastic incompatibility is one of the most important factors determining the proof stress.

(Received September 14, 1977)

I. 緒 言

Fig.1 に示すような双結晶を上下方向に引張る場合に、結晶粒界面上で粒界すべりがおきたりクラックができたりしないためには、両成分結晶のひずみが結晶粒界面上で連続していなければならない。このためには、両成分結晶の結晶粒界面上にあるひずみ成分、 ϵ_{xx} および ϵ_{zz} がつぎの関係を満足する必要がある⁽¹⁾⁽²⁾。

$$\epsilon_{xx}^A = \epsilon_{xx}^B, \quad \epsilon_{zz}^A = \epsilon_{zz}^B \quad (1)$$

ここで、A および B はそれぞれ A および B 成分結晶に関する値であることを示す添字である。主すべり系のすべ

り変形のみがおきたとしたときに、この条件式を満足するのは compatible な双結晶、この条件式を満足しないものは incompatible な双結晶と呼ばれている。そして incompatible な双結晶では、結晶粒界面上でのひずみの連続を保つために 2 次すべり系のすべり変形や双晶変形などがおきなければならないと考えられている。

Fig.1 に示すような引張軸に平行な結晶粒界をもつ双結晶試料では、各成分結晶が互いに相手の結晶の変形を拘束しないとすれば混合法則が成立し、その変形応力 σ は次式によって計算で求めることができる。

$$\sigma = f_A \sigma_A + f_B \sigma_B \quad (2)$$

ここで、 f_A および f_B はおのおの A および B 成分結晶の断面積の割合、 σ_A および σ_B はそれぞれ各成分結晶と同一の引張軸方位をもつ単結晶試料(以後これを成分単結晶試料と略称する)の変形応力である。

compatible な双結晶では、結晶粒界の存在は双結晶試料の変形初期のすべり変形挙動には影響をおよぼさない^{(3)~(5)}。このことは、各成分結晶が互いに相手の変形を拘束しないという式(2)の仮定が成立していることを意味する。そして、このような混合法則の成立は実験的にも認

Fig.1 Schematic drawing of bicrystal.

* 東北大学工学部金属材料工学科 (Department of Materials Science, Faculty of Engineering, Tohoku University, Sendai)

** 東北大学大学院、現在：理研ピストンリング株式会社 (Graduate School, Tohoku University, Sendai. Present address: Riken Piston Ring Ltd., Kashiwazaki)

められている^{(3)~(8)}。これに対して incompatible な双結晶では、変形のかかなり初期から結晶粒界近傍で2次すべり系の活動が観察される⁽⁹⁾。このことは各成分結晶が相手の結晶の変形を拘束しないという式(2)の仮定が成立していないことを意味する。そして、incompatible な双結晶は式(2)で計算された値より大きい変形応力値を示すことが多い⁽¹⁰⁾。しかし、式(2)で計算したものより低い変形応力値を示すという報告もある⁽¹¹⁾⁽¹²⁾。また incompatible な双結晶では、両成分結晶間の方位差が増すほど降伏応力や加工硬化率が増加することが知られている^{(13)~(15)}。しかし、その原因の考察に関しては2つの報告⁽¹⁶⁾⁽¹⁷⁾があるのみで十分な検討がなされているとはいえない。

本研究の目的は、incompatible な双結晶の機械的性質が混合法則から予想されるものと異なるのはなぜかについて調べることにある。そこで、 $\langle 1\bar{1}00 \rangle$ 対称ねじれ粒界をもつ双結晶と、両成分結晶間に特別な方位関係のない双結晶(以後ランダム粒界をもつ双結晶と略称する)という、2つの型の incompatible な亜鉛双結晶試料を用いて実験を行った。そして、これらの双結晶試料の機械的性質の特徴を調べると共に、とくに0.1%耐力に着目してその値を決める因子は何であるかを検討した。

II. 実験方法

1. 試料作製および引張試験

本研究では純度99.998%の亜鉛を素材として、ブリッジマン法によって母双結晶を作製した。この母双結晶から、引張軸に平行な結晶粒界をもつ双結晶試料と各成分単結晶試料を放電加工で切出した。これらの試料は、化学研磨によって加工層を去除し、660 Kで20 h焼鈍したのち、引張試験に供した。なお詳しいことについては別報⁽⁵⁾に記したので、ここでは省略する。

試料形状は幅約3 mm、厚さ約2.5 mm、平行部長さ約20 mmである。引張試験にはインストロン型試験機を用い、クロスヘッド移動速度としては 4.2×10^{-6} m/sを採用した。また試験は室温で行った。

2. 結晶方位と incompatibility の程度

本研究で用いた双結晶は種付け法で作製した $\langle 1\bar{1}00 \rangle$ 対称ねじれ粒界をもつ亜鉛双結晶と、種付けしないで作製したランダム粒界をもつ亜鉛双結晶という2つの型のものである。これらの双結晶は序論で述べた分類によると、いずれも incompatible な双結晶に属する。そして、主すべり系のすべり変形だけがおきたと仮定したときの結晶粒界面上でのひずみ不一致量、 $\Delta \epsilon_{xx}$ および $\Delta \epsilon_{zx}$ は次式で計算される。

$$\left. \begin{aligned} \Delta \epsilon_{xx} &= \epsilon_{xx}^A - \epsilon_{xx}^B \\ \Delta \epsilon_{zx} &= \epsilon_{zx}^A - \epsilon_{zx}^B \\ \epsilon_{xx}^I &= \gamma_I b_x^I n_x^I \\ \epsilon_{zx}^I &= \frac{\gamma_I}{2} (b_x^I n_z^I + b_z^I n_x^I) \end{aligned} \right\} (3)$$

ここで、 γ_I はI成分結晶中でのせん断ひずみ量、 b_x^I および b_z^I はおのおのI成分結晶の主すべり系のすべり方向の単位ベクトルの x および z 成分、 n_x^I および n_z^I はこのすべり系のすべり面法線方向の単位ベクトルの x および z 成分である。

$\langle 1\bar{1}00 \rangle$ 対称ねじれ粒界をもつ亜鉛双結晶の模式図をFig.2に示す。この双結晶では、各成分結晶の底面(0001)と引張軸とのなす角はいずれも α radであり、主すべり方向 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ は結晶粒界に平行である。しかし、両成分結晶はY軸まわりに 2α rad回転した関係になっている。用いた試料は $\alpha = 0.5$ rad ($\sim 30^\circ$) ~ 1 rad ($\sim 60^\circ$) の範囲にある7種類のものであり、Table 1に各試料の α の値を示す。またこの表中には伸びひずみを $\epsilon_{xx} = 10^{-3}$ としたときの $|\Delta \epsilon_{xx}|$ および $|\Delta \epsilon_{zx}|$ の値も示してある[†]。この表からわかるように、 $\langle 1\bar{1}00 \rangle$ 対称ねじれ粒界をもつ双結晶はつねに $\Delta \epsilon_{xx} = 0$ であるという特徴をもっている。また $\Delta \epsilon_{zx}$ は α の値と次式の関係にあり、 $\alpha = 0.79$ radでは $\Delta \epsilon_{zx} = 0$ で、 α の値が0.79 radから離れるにつれて $\Delta \epsilon_{zx}$ の値も大きくなる。

$$\Delta \epsilon_{zx} = 2 \epsilon_{xx} \cot 2\alpha \quad (4)$$

一方、本研究で用いたランダム粒界をもつ双結晶は6種類のものである。 $\epsilon_{xx} = 10^{-3}$ としたときのこれらの試料の

Fig.2 Schematic drawing of isoaxial bicrystal with a symmetric $\langle 1\bar{1}00 \rangle$ twist boundary.

Table 1 The values of α , $|\Delta \epsilon_{xx}|$ and $|\Delta \epsilon_{zx}|$ for each bicrystal with a symmetric $\langle 1\bar{1}00 \rangle$ twist boundary.

Specimen No.	α /rad	$ \Delta \epsilon_{xx} /10^{-3}$	$ \Delta \epsilon_{zx} /10^{-3}$
1	0.53	0.00	1.13
2	0.54	0.00	1.08
3	0.67	0.00	0.45
4	0.70	0.00	0.35
5	0.84	0.00	0.22
6	0.87	0.00	0.34
7	1.00	0.00	0.92

[†] この双結晶では、実際には結晶粒界面が facet 形状を示した。しかしここでは巨視的な取扱いしかしないので、結晶粒界面は平面であるとして $\Delta \epsilon_{xx}$ および $\Delta \epsilon_{zx}$ を計算した。

Table 2 The values of $|\Delta \epsilon_{xx}|$, $\Delta \epsilon_{xx}$ and $\sigma_{0.1}^{Bi}/\bar{\sigma}_{0.1}$ for each bicrystal with a random boundary.

Specimen No.	$ \Delta \epsilon_{xx} /10^{-3}$	$ \Delta \epsilon_{xx} /10^{-3}$	$\sigma_{0.1}^{Bi}/\bar{\sigma}_{0.1}$
8	0.10	0.37	1.33
9	0.78	0.76	1.94
10	0.99	1.16	2.63
11	0.25	1.93	3.99
12	0.70	1.84	1.41
13	0.29	3.70	6.43

$|\Delta \epsilon_{xx}|$ および $|\Delta \epsilon_{xx}|$ の値を Table 2 に示す。これらの試料は、前述のものとは違って $\Delta \epsilon_{xx}$ も零ではないという性質をもっている。なお、試料番号の大きいものほど $|\Delta \epsilon_{xx}| + |\Delta \epsilon_{xx}|$ の値が大きい。

III. 実験結果

$\langle 1\bar{1}00 \rangle$ 対称ねじれ粒界をもつ双結晶試料のせん断応力, τ , -せん断ひずみ, γ , 曲線の代表例として, 試料 1 ($\alpha=0.53$ rad), 試料 4 ($\alpha=0.70$ rad), 試料 5 ($\alpha=0.84$ rad) および試料 7 ($\alpha=1.00$ rad) の τ - γ 曲線を Fig. 3 に示す。これらの τ - γ 曲線は引張応力, σ , -伸びひずみ, ϵ , 曲線から単一すべりを仮定して計算⁽⁵⁾によって求めたものである。 τ - γ 曲線に見られる応力降下は双晶変形に伴って生じたものである。成分単結晶試料では 3 段階硬化挙動が観察され, 加工硬化第 I 段階終了までのせん断ひずみ量は 100% 程度である。そしてこのことは α の値にはあまり依存しない。これに対して, 双結晶試料は成分単結晶試料に比べて加工硬化第 I 段階が短くなる傾向を示し, その程度は α の値に依存する。II. 2 で述べたように, $\langle 1\bar{1}00 \rangle$ 対称ねじれ粒界をもつ双結晶は incompatible であるが, $\alpha=0.79$ rad 付近では incompatibility の程度は小さい。0.79 rad に最も近い α の値をもち, incompatibility の程度が最も小さい試料 5 では, Fig. 3 からわかるようにまだ 3 段階硬化挙動が観察される。しかし, incompatibility の程度の大きい他の 3 つの試料では, 加

Fig. 3 Shear stress, τ , -shear strain, γ , curves of bicrystal specimens No. 1, No. 4, No. 5 and No. 7 with a symmetric $\langle 1\bar{1}00 \rangle$ twist boundary.

工硬化領域を 3 段階に区別することは困難であり, 全般にわたって放物線型硬化に近い挙動が見られる。

ランダム粒界をもつ双結晶の σ - ϵ 曲線の代表例として, 試料 10 を用いて得られたものを Fig. 4 に示す。成分単結晶試料は 3 段階硬化挙動を示し, 図に示してある領域は加工硬化第 I 段階のごく初期に相当する。しかし, 双結晶試料では最初から放物線型硬化挙動を示している。また Fig. 4 からわかるように, 双晶変形に伴う応力降下も変形初期から観察される。

Fig. 4 Applied stress, σ , -elongation, ϵ , curve of a bicrystal specimen with a random boundary (specimen No. 10).

以上のように, 成分単結晶試料では 3 段階硬化挙動を示すにもかかわらず, 双結晶試料では全般にわたって放物線型硬化挙動を示すことは, その双結晶が incompatible なものであることと密接に関係しているものと思われる。

Fig. 5 は $\langle 1\bar{1}00 \rangle$ 対称ねじれ粒界をもつ双結晶試料, およびその成分単結晶試料の $\epsilon=10^{-3}$ のときの τ の値と α との関係を示したものである。図からわかるように, 成分単結晶試料ではこの値は α の値によらず一定値をとる。これに対して, 双結晶試料では α 依存性が観察される。この双結晶では, $\alpha=0.79$ rad 付近で incompatibility の程度が最小で, それから離れるにつれて incompatibility の程度が増す。Fig. 5 からわかるように, 双結晶試料の $\epsilon=10^{-3}$ のときの τ の値も $\alpha=0.79$ rad 付近で最小値をとり, それから離れるにつれてこの値は大きくなる。同様の結果は銅双結晶試料においても報告されている⁽¹⁷⁾

ランダム粒界をもつ双結晶試料の 0.1% 耐力は, 結晶粒界の存在の影響がなければ式 (2) によって計算で求めることができる。実測した双結晶試料の 0.1% 耐力, $\sigma_{0.1}^{Bi}$, と式 (2) を用いて得られた 0.1% 耐力, $\bar{\sigma}_{0.1}$, との比が Table 2 に示してある。incompatibility の程度を表わす量として $|\Delta \epsilon_{xx}| + |\Delta \epsilon_{xx}|$ の値をとるとすれば, Table 2 か

Fig.5 The relation between the values of τ at $\epsilon=10^{-3}$ and α for each bicrystal specimen with a symmetric $\langle 1\bar{1}00 \rangle$ twist boundary and for each component single crystals specimen.

らわかるように試料番号の大きいもの程この値が大きい。そして、 $\sigma_{0.1}^{Bi}/\sigma_{0.1}$ の値も incompatibility の程度が大きい程大きい。

以上のように、 $\langle 1\bar{1}00 \rangle$ 対称ねじれ粒界やランダム粒界をもつ双結晶試料の 0.1% 耐力の大小もまた、incompatibility の程度と密接に関係していることがわかる。

$\langle 1\bar{1}00 \rangle$ 対称ねじれ粒界をもつ双結晶試料、およびその成分単結晶試料の加工硬化第Ⅰ段階での加工硬化率、 h 、の値を Fig.6 に示す。双結晶試料では試料 5 および 6 以外では 3 段階硬化挙動は観察されなかった。そこで、このような試料では双晶変形開始前の最小加工硬化率を加工硬化第Ⅰ段階の加工硬化率とした。成分単結晶試料では h

Fig.6 The relation between work-hardening rate, h , of stage I and α for each bicrystal specimen with a symmetric $\langle 1\bar{1}00 \rangle$ twist boundary and for each component single crystal specimen.

は α に依存せず約 1.4 MPa という値をとる。これに対して双結晶試料の場合には、試料 5 および 6 は成分単結晶試料とはほぼ同一の h の値を示すが、他の試料はすべて 20 MPa 程度の高い値をとる。この値は、成分単結晶試料の加工硬化第Ⅱ段階の加工硬化率 (5~10 MPa) に比べても数倍大きい値である。以上のように、加工硬化率に対する結晶粒界の存在の影響に関しても、incompatibility の程度の小さい $\alpha=0.79$ rad 付近でその影響が最小となり、それから離れるにつれて影響が大きくなることがわかった。

成分単結晶試料で双晶変形が始まるのは加工硬化第Ⅲ段階であり、そのときのせん断ひずみ量は 150~200% である。しかし Fig.3 および 4 からわかるように、双結晶試料では変形のごく初期から双晶変形に伴う応力降下が観察される。incompatible な双結晶では主すべり系のすべり変形だけでは結晶粒界面上でのひずみの連続性を保つことができないので、このひずみ不連続を補うために双晶変形がおきるものと考えられる⁽¹⁸⁾。Fig.7 は $\langle 1\bar{1}00 \rangle$ 対称ねじれ粒界をもつ双結晶試料の双晶変形開始時のせん断ひずみ量、 γ_T 、と α の関係を示したものである。この図からわかるように、incompatibility の程度が最小である $\alpha=0.79$ rad より少し α の値が大きい試料 5 および 6 で γ_T の値が最大値をとっている。そして、incompatibility の程度が大きくなるにつれて γ_T の値は小さくなる。以上のように、双晶変形を機械的性質という面から見ても incompatible であることの影響が大きいことが明らかである。

Fig.7 The relation between the amount of shear strain at the initiation of twinning deformation, γ_T , and α for bicrystal specimens with symmetric $\langle 1\bar{1}00 \rangle$ twist boundaries.

† 塑性変形に伴って結晶回転がおき、 α の値はしだいに減少する。したがって、 h の値を測定するところでの α の実際の値は Table 1 に示したもののより小さい値になっているはずである。しかし、Fig.6 では Table 1 に示した α の値を用いた。そのために Fig.6 における h の最小値が 0.79 rad より大きいところにあるものと考えられる。Fig.7 で 0.79 rad より大きいところに γ_T の最大値があることもこれと同様の原因によるものであろう。

IV. 考 察

前章で述べたように, incompatible な亜鉛双結晶試料の機械的性質はその双結晶の incompatibility の程度と密接に関係していることがわかった. 本章ではそのうちとくに 0.1% 耐力に着目して, さらに具体的な検討を行う. 0.1% 耐力の値を支配する因子としては, つぎの2つのものが考えられる.

(a) 2次すべり系の活動の容易さ⁽¹⁶⁾.

(b) incompatible であるために主すべり転位に働く逆応力.

まず最初に (a) の因子から調べてみる.

incompatible な双結晶では, 主すべり系のすべり変形によるひずみの不連続を補うために, 他のすべり系が活動しなければならない. 結晶粒界面上でひずみの不連続を生ずることなく incompatible な双結晶が変形するには, 両成分結晶合わせて4種類のすべり系の活動が必要であるとされている⁽¹⁾. Izumi ら⁽¹⁶⁾は, incompatible な双結晶では各成分結晶おのおのにおいて主すべり系の他にもう1つのすべり系が活動するという仮定のもとに, 降伏応力を決める因子としてつぎのことを提案している. 2次すべり系の転位は, 相手の成分結晶中の主すべり系の集積転位の応力場の助けをかりて活動する. そして, 2次すべり系が活動しはじめる応力が巨視的降伏応力を決める. したがって, 主すべり系の集積転位群の隣接結晶の2次すべり系への応力伝達係数, N_{ij} , の値⁽¹⁾が大きいほど双結晶試料の巨視的降伏応力は低くなる.

ランダム粒界をもつ双結晶試料9のすべり線の様子を **Photo.1** に示す. なお(a)は表面, (b)は同一試料の裏面の写真である. 表面ではA成分結晶中のみに2次すべり系のすべり線が観察され, それは $\{11\bar{2}2\}$ 錐面すべりによるものであると考えられる. $\{11\bar{2}2\} \langle 11\bar{2}3 \rangle$ 錐面すべりはすべり系が6種類ある. そこでシュミット係数最大のものを1番とし, 他はシュミット係数の大小に関係なく $\langle 0001 \rangle$ から見て右まわりに6番まで番号をつけることにした. **Photo.1**(a)の **Py 2** および **Py 3** という記号はこの番号を意味する. なおこの例では **Py 2** と **Py 3** のいずれが活動したのかについては識別することはできなかった. これに対して裏面では, B成分結晶だけに2次すべり系の活動が観察されており, しかも **Py 2** と **Py 5** という2つの系のすべりが同時に観察される. 以上のように必ずしも各成分結晶で2つずつのすべり系のすべりが観察されるわけではないし, 表面と裏面で異なる系のすべりが観察されることも多い. さらに, $\langle 11\bar{1}00 \rangle$ 対称ねじれ粒界をもつ双結晶試料では2次すべり系の活動が観察されないことが多かった. したがって, Izumi らの提案した考え方をを用いて本研究の結果を解析することは妥当ではないと考えられる.

Photo.1 Slip pattern near the grain boundary (a) on the front surface and (b) on the back surface of specimen 9. Suffixes A and B represent A and B component crystals, respectively.

つぎに, (b)の因子について検討する. incompatible であるために主すべり転位に働く逆応力を見積るために, まず弾性論的取扱いを試みる. 主すべりによるひずみ不一致を補うために弾性変形がおきたとすると, 結晶粒界近傍に内部応力場が生じ, それが主すべり転位に逆応力として働くことになる. この弾性ひずみ場は次式で与えられる.

$$\pm \begin{pmatrix} \frac{1}{2} \Delta \epsilon_{xx} & 0 & \frac{1}{2} \Delta \epsilon_{xx} \\ 0 & 0 & 0 \\ \frac{1}{2} \Delta \epsilon_{xx} & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad (5)$$

ここで, 符号はA成分結晶では負, B成分結晶では正である. また, $\Delta \epsilon_{xx}$ および $\Delta \epsilon_{xx}$ は式(3)で定義されるものである. このようなひずみ場中にあるすべり転位に働く逆応力, τ_i はつぎようになる.

$$\tau_i = \pm 2\mu \{ \Delta \epsilon_{xx} b_x n_x + \Delta \epsilon_{xx} (b_x n_x + b_z n_z) \} \quad (6)$$

この式の符号も式(5)と同様であり, μ は剛性率である. 式(6)の逆応力を考慮に入ると, 双結晶試料の0.1% 耐力の値はつぎのように表わされる.

$$\sigma_{0.1}^{Bi} = \bar{\sigma}_{0.1} + c \left\{ \frac{f_A \tau_i^A}{m_A} + \frac{f_B \tau_i^B}{m_B} \right\} \quad (7)$$

ここで、 τ_i^A および τ_i^B はそれぞれ A および B 成分結晶中の主すべり転位に働く τ_i の値、 m_A および m_B はそれぞれ A および B 成分結晶の主すべり系のシュミット係数である。式(6)の τ_i の値は結晶粒界面上での値であり、有限な大きさをもった試料では結晶粒界面からの距離が増すにつれてその値は減衰する。式(7)の定数 c はこの減衰の程度を表わすものである。 c の値は各試料で多少異なるかもしれないが、ここではひとまず定数であるとして取扱うことにする。

上記の考え方が妥当であるとすれば、式(7)から $\sigma_{0.1}^{Bi}/\bar{\sigma}_{0.1}$ と $\{(f_A \tau_i^A/m_A \bar{\sigma}_{0.1}) + (f_B \tau_i^B/m_B \bar{\sigma}_{0.1})\}$ との間には直線関係があることが期待される。Fig. 8 は計算で求めた τ_i^A および τ_i^B の値を用いて、式(7)の関係が成立するかどうかを調べたものである。図からわかるように、ある程度のばらつきはあるが式(7)の関係がほぼ成立していることがわかる。そして、2つの型の incompatible な双結晶の実験結果を1つの直線で整理することができるということは、注目すべきことであると考えられる。

Fig. 8 The relation between $\sigma_{0.1}^{Bi}/\bar{\sigma}_{0.1}$ and $\{(f_A \tau_i^A/m_A \bar{\sigma}_{0.1}) + (f_B \tau_i^B/m_B \bar{\sigma}_{0.1})\}$, showing the validity of eq. (7).

つぎに、ひずみ不一致を補うために転位(以後 G-N 転位と呼ぶことにする)が導入されるという考え方⁽¹⁹⁾に基づき、incompatible であるために導入されるべき G-N 転位の密度から主すべり転位に働く逆応力を見積りてみる。この際伸びひずみ、 $\Delta \epsilon_{xx}$ は刃状転位によって、せん断ひずみ、 $\Delta \epsilon_{zx}$ はらせん転位網によってそのひずみ不一致が補われると考えられる。そして、これらの G-N 転位密度はひずみ不一致量が増すほど高くなり、つぎのような関係があると考えられる。

$$\rho_{GN} = k \{ |\Delta \epsilon_{xx}| + 2|\Delta \epsilon_{zx}| \} \quad (8)$$

ここで、 k は比例定数である。したがって、G-N 転位の応力場によって生ずる逆応力を受けながらすべり転位が運動するために、双結晶試料の 0.1% 耐力が増加するのであると考えれば、つぎのような関係が成立する。

$$\begin{aligned} \sigma_{0.1}^{Bi}/\bar{\sigma}_{0.1} &= 1 + k' \sqrt{\rho_{GN}} \\ &= 1 + k'' \sqrt{|\Delta \epsilon_{xx}| + 2|\Delta \epsilon_{zx}|} \quad (9) \end{aligned}$$

ここで、 k' および k'' は比例定数である。式(9)の関係が成立しているかどうかを調べるために、 $\sigma_{0.1}^{Bi}/\bar{\sigma}_{0.1}$ と $\sqrt{|\Delta \epsilon_{xx}| + 2|\Delta \epsilon_{zx}|}$ の関係をプロットしたのが Fig. 9 である。図からわかるように、横軸の値が大きいところで直線からのずれが大きくなるようであるが、ほぼ直線に近い関係が得られており、式(9)の考え方もかなり妥当なものであると思われる。またこの場合にも、2つの型の incompatible な双結晶で得られた実験結果を1つの直線で整理することができた。

Fig. 9 The relation between $\sigma_{0.1}^{Bi}/\bar{\sigma}_{0.1}$ and $\sqrt{|\Delta \epsilon_{xx}| + 2|\Delta \epsilon_{zx}|}$, showing the validity of eq. (9).

式(7)の考え方と式(9)の考え方のいずれがより妥当であるかについてはさらに詳細な検討が必要であると考えられるが、いずれにしても incompatible であることに起因する主すべり転位に対する逆応力が、incompatible な双結晶の 0.1% 耐力を決める重要な因子あることが結論される。

V. 結 論

<1100>対称ねじれ粒界、およびランダム粒界をもつ incompatible な双結晶試料の機械的性質について調べた結果、つぎの結論が得られた。

(1) 双結晶試料と成分単結晶試料の 0.1% 耐力の比は、incompatibility の程度が増すほど大きくなる。

(2) incompatible な双結晶試料は、成分単結晶試料に比べて加工硬化第 I 段階の長さが短く、その加工硬化率も大きい。このような挙動は incompatibility の程度が増すほど顕著になり、しだいに全般にわたって放物線型硬化挙動を示すようになる。

(3) 双結晶試料では変形初期から双晶変形が観察される。そして、incompatibility の程度が大きいほど双晶変形開始までのひずみ量が小さい。

(4) incompatible なために主すべり転位に働く逆応力

が、双結晶試料の 0.1% 耐力の値を決める重要な因子であると考えられる。

最後に有益な御助言をいただいた 東北大学工学部 小野陽博士に感謝の意を表する。

文 献

- (1) J.D.Livingston and B.Chalmers : Acta Met., **5**(1951), 322.
- (2) J.J.Hauser and B.Chalmers : ibid., **9**(1961), 802.
- (3) J.J.Gilman : Trans. Met. Soc. AIME, **212**(1958), 785.
- (4) R.E.Hook and J.P.Hirth : Acta Met., **15**(1967), 535.
- (5) 丸山公一, 辛島誠一, 池 政秀 : 日本金属学会誌, **42**(1978), 69.
- (6) R.L.Fleischer and W.A.Backofen : Trans. Met.Soc.AIME, **218**(1960), 243.
- (7) J.J.Gilman : Acta Met., **1**(1953), 426.
- (8) J.D.Mote and J.E.Dorn : Trans. Met. Soc. AIME, **218**(1960), 491.
- (9) たとえば T.D.Lee and H.Margolin : Met. Trans., **8A**(1977), 145.
- (10) たとえば Y.Chuang and H.Margolin : ibid., **4**(1973), 1905.
- (11) 猪子富久治, 秋園幸一, 美馬源次郎 : 日本金属学会誌, **36**(1972), 373; および 380.
- (12) 清水紘治, 島田平八 : ibid., **38**(1974), 261.
- (13) B.Chalmers : Proc. Roy. Soc., **A162**(1937), 120.
- (14) R.Clark and B.Chalmers : Acta Met., **2**(1954), 80.
- (15) K.T.Aust and N.K.Chen : ibid., **2**(1954), 632.
- (16) O.Izumi and T.Takasugi : Z. Metallk., **65**(1974), 542.
- (17) 宮本 博, 関 文男, 上田 益造, 北川 和夫, 新庄 弘之, 林 欽一, : 日本鉄鋼協会・日本金属学会昭和 50 年度北陸信越支部講演概要集, (1975), 24
- (18) 丸山公一 : 東北大学博士論文, (1977).
- (19) M.F.Ashby : Phil.Mag., **21**(1970), 399.