

## 非等軸アルミニウム双結晶の圧縮変形挙動

加藤良雄\* 佐藤元太郎\*\* 原 真治\*\*\*

(昭和56年10月16日受理)

### The Deformation Behavior of Non-isoaxial Bicrystal of Aluminum during Compression

Yoshio KATO, Mototaro SATO and Shinji HARA

To throw light on deformation mechanisms for polycrystals a theoretical and experimental investigation was made of the title deformation. The theoretical treatment is based on the requirement that continuity of material should be maintained at grain boundaries in course of bicrystal deformation; it follows that there should be some additional slip systems in the vicinity of the boundary which operate to satisfy the macroscopic continuity of material. The theoretical treatment leads to the formulations:  $\varepsilon'_{xx^A} = \varepsilon'_{xx^B}$ ,  $\varepsilon'_{zz^A} = \varepsilon'_{zz^B}$ , and  $\gamma'_{xz^A} = \gamma'_{xz^B}$  for the continuity of strain across the  $X'Z'$  grain boundary;  $\tau_i = \tau_j M_{ij} = \tau_i [(e_i \cdot e_j)(g_i \cdot g_j) + (e_i \cdot g_j)(e_j \cdot g_i)]$  where  $\tau_i$  is the shear stress on slip system  $i$  in component crystal A which has  $e_i$  and  $g_i$  as its slip plane normal and slip direction, respectively, and  $M_{ij}$  is the orientation factor resolving  $\tau_j$  onto system  $i$ . The experiment employed a non-isoaxial Al bicrystal with compression-axis directions  $[351]$  and  $[877]$  for the component crystals, which were subjected to compressions up to 0.43% of compression ratio. An analysis of data based on the theory has led to a conclusion that even those slip systems may be capable of getting active which we cannot expect to be so from their properties as isolated single crystals, or vice versa.

#### 1 ま え が き

多結晶は一般に異なる方位をもった多くの単結晶より構成されているから、各結晶粒間に存在する粒界は、すべりの進展に大きな影響をおよぼすものと考えられる。多結晶体の変形機構を知る上に、単結晶の塑性変形挙動の知識は有効ではあるが、十分なものではない。重要なのは変形に際しての粒界の拘束条件である。したがって、この目的のためには、最も簡単な粒界をもつ双結晶試料が適当であろう。双結晶を大別すれば、二つの成分単結晶が共

\* 機械工学教室 教授

\*\* 機械工学教室 講師

\*\*\* 大学院修士課程 (56.3修了, 現いすゞ自動車)

に応力軸に沿って同一の方向をもつ等軸と、異なった方向をもつ非等軸にわけられる。等軸双結晶は一つの成分単結晶を他に対して応力軸のまわりに回転するか、粒界面に関して対称移動するか、または両者の組合せによって他の一つの成分単結晶の配置をつくることができる。等軸の場合は、このような特定の方位関係があるため、変形機構の解析が比較的容易なので、この種の研究には等軸双結晶についてのものが多い<sup>1)</sup>。しかし多結晶体中に存在する結晶粒が、このような好都合の状態にあることは、極めて稀で特例的である。ゆえに、多結晶体の変形機構を明らかにする目的には、非等軸双結晶のほうがより実際的であるが、それだけ解析が複雑困難になるため研究報告は少ない<sup>2)</sup>。

以上の観点から、本研究は任意の方位をもつ非等軸アルミニウム双結晶を試料として、圧縮試験を行ない、変形に寄与したすべり系を決定することと、変形挙動を明らかにすることを目的としたものである。

## 2 実験方法

公称純度 99.99%Al を用い、ソフトモールド法により Fig. 1 に示す形状の双結晶を作製し、これから約20mm 角の立方体を切出し、エメリー研磨、電解研磨して圧縮試験片とした。

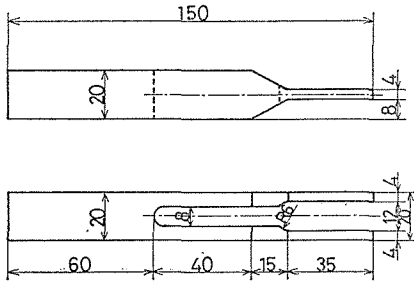


Fig. 1. Shape of bicrystal.

方位は背面ラウエ法で決定した。圧縮試験に際して、試験片端面の摩擦による拘束を軽減させるため、端面にシリコン油を塗布した。試験機はインストロン型で、ひずみ速度は  $3.9 \times 10^{-4}/\text{sec}$ 、実験は室温、圧縮率 0.14, 0.19 及び 0.43% の 3 段階で行い、各段階ごとにすべり線観察、方位測定及び形状変化の測定を行った。なお、圧縮第 1 段階は降伏直後、第 2 段階は容易すべり、第 3 段階は急速硬化の領域に相当している。

## 3 結果と考察

結晶粒界に設定した直交座標系 ( $X'$ ,  $Y'$ ,  $Z'$ ) を Fig. 2 に示す。  $Z'$  は圧縮軸方向である。粒界において重要なひずみ成分は  $\epsilon'_{zz}$ ,  $\epsilon'_{xx}$  及び  $\gamma'_{zx}$  で、その他のひずみ成分は粒界面に何らの影響も及ぼさない。いま、成分結晶 A に主すべり系が活動して小さなすべり  $s_1^A$  を生じたとすれば、

$$\epsilon'_{zz}{}^A = m_1^A s_1^A, \quad \epsilon'_{xx}{}^A = n_1^A s_1^A, \quad \epsilon'_{zx}{}^A = p_1^A s_1^A. \quad (1)$$

$m_1^A$ ,  $n_1^A$  及び  $p_1^A$  は各軸について、すべり成分の幾何学的比例係数で、次のように表わせる。

$$\begin{aligned} m_1^A &= (Z' \cdot e)(Z' \cdot g), \\ n_1^A &= (X' \cdot e)(X' \cdot g), \end{aligned} \quad (2)$$

$$p_1^A = \frac{1}{2} [(Z' \cdot e)(X' \cdot g) + (X' \cdot e)(Z' \cdot g)].$$

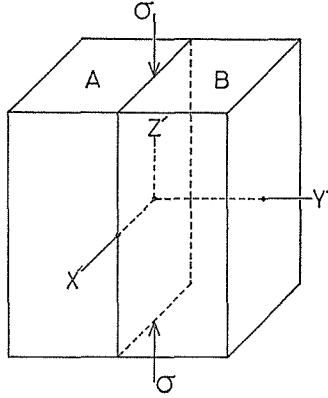


Fig. 2. Bicrystal geometry.

$e$  はすべり面法線に平行な単位ベクトル,  $g$  はすべり方向に平行な単位ベクトル,  $X' Y' Z'$  はそれぞれ直交軸  $X, Y, Z$  に沿った単位ベクトルである. 双結晶の成分単結晶  $A$  が, もし  $N$  個のすべり系上  $s_i^A$  の量だけせん断したら, (2) は次のようにかける.

$$\begin{aligned}\varepsilon'_{zz^A} &= \sum_{i=1}^N m_i^A s_i^A, \\ \varepsilon'_{xx^A} &= \sum_{i=1}^N n_i^A s_i^A, \\ \gamma'_{zx^A} &= \sum_{i=1}^N p_i^A s_i^A.\end{aligned}\quad (3)$$

変形に際し, 両成分結晶  $A$  と  $B$  が粒界すべり, 粒界破壊をおこさない条件, 換言すれば, 粒界面における連続の条件は, 次式が満足されることである.

$$\varepsilon'_{zz^A} = \varepsilon'_{zz^B}, \quad \varepsilon'_{xx^A} = \varepsilon'_{xx^B}, \quad \gamma'_{zx^A} = \gamma'_{zx^B}.\quad (4)$$

また, 成分  $B$  についても, (1) と同様に,

$$\varepsilon'_{zz^B} = m_1^B s_1^B, \quad \varepsilon'_{xx^B} = n_1^B s_1^B, \quad \gamma'_{zx^B} = p_1^B s_1^B.\quad (5)$$

のように表わせるから, (4) すなわち連続の条件から,

$$\frac{m_1^A}{m_1^B} = \frac{n_1^A}{n_1^B} = \frac{p_1^A}{p_1^B} = \frac{s_1^B}{s_1^A} = C.\quad (6)$$

応力軸が  $Z'$  軸に沿い,  $m_1^A = m_1^B$ ,  $\varepsilon'_{xx^A} = \varepsilon'_{xx^B}$ ,  $\gamma'_{zx^A} = \gamma'_{zx^B}$  が成立つ場合は, 成分  $A$  と成分  $B$  は適合的で  $C=1$  となるから, それぞれの成分でそれぞれの主すべり系だけでの変形が可能である. しかし非等軸ではこのような条件は備わっていない. ゆえに, 非等軸の場合, 塑性不適合を解決するためには, (4) における 3 つの独立した関係と, 実験上任意に

設定し得る  $\varepsilon'_{zz}$  の値, の計4つの関係が満足されるように, 4つのすべり系の活動が要求される. よって1次系だけでは間に合わないので, 2次系の活動を考えねばならない.

また見方を変え, 圧縮により成分結晶Aの主すべり系が活動したとき, 成分Bはその時点で, 圧縮応力  $\sigma_B$  による独自の分解せん断応力が生じている. この独自の分解せん断応力, さらに成分Aの主すべり系の活動によって, 生じたせん断応力の若干が, 次式に示されるように成分Bに伝達, 重畳される<sup>2)</sup>.

$$\tau_i = \tau M_{ii} = \tau[(e_1 \cdot e_i)(g_i \cdot g_1) + (e_i \cdot g_1)(e_1 \cdot g_i)]. \quad (7)$$

$\tau$  は成分Aのすべり系  $(e_1 \cdot g_1)$  によるせん断応力,  $\tau_i$  は成分Bのすべり系  $(e_i \cdot g_i)$  によるせん断応力,  $M_{ii}$  は成分Aの  $\tau$  を, 成分Bの  $\tau_i$  に伝達する方位因子である.  $M$  の値が1に近いほど大きな応力が隣接結晶へ伝達される. この方位因子  $M$  を利用すると, 粒界を通しての, ひずみの連続性の条件(4)を満足する2次すべり系と, その量を決定することが可能である.

実験に用いた非等軸アルミニウム双結晶試料の軸方位を Fig. 3 に, 結晶学的関係を Fig. 4 に示す. Fig. 4 中, ○印で囲んだものは, すべり線観察で活動が確認された面である. 小さな圧縮荷重により, 成分AとBに作用する応力は次式で示される.

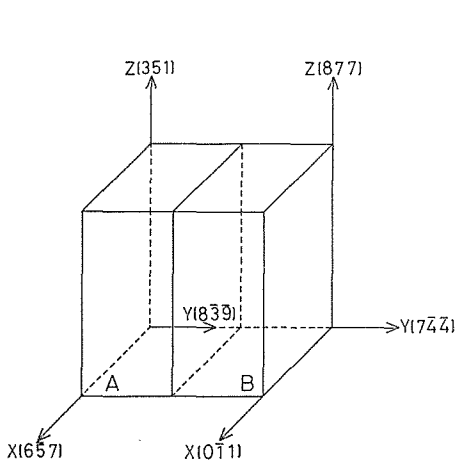


Fig. 3. Orientation of specimen.

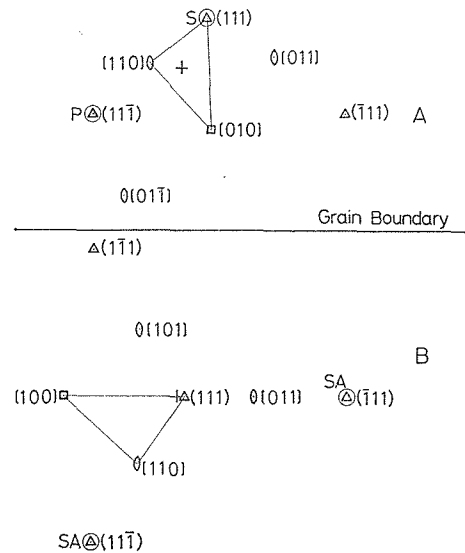


Fig. 4. Stereographic projection for the [351], [877] bicrystal. P: primary slip plane; S: secondary slip plane; SA: slip planes activated by the (111) primary slip in [351].

$$\sigma_A = \frac{\sigma_T A_T E_A}{A_A E_A + A_B E_B}, \quad \sigma_B = \frac{\sigma_T A_T E_B}{A_B E_B + A_A E_A}. \quad (8)$$

$\sigma_T$  は双結晶試料に加えられた総応力,  $A_T$ ,  $A_A$  及び  $A_B$  はそれぞれ双結晶, 成分A及び成分Bの断面積である.  $E_A$  と  $E_B$  は, 応力軸方向の成分Aと成分Bのヤング率である.

(8)より、 $\sigma_A$  と  $\sigma_B$  の比は断面積に関係なく常に  $E_A$  と  $E_B$  の比に等しい。ヤング率は次式によって求められる。

$$\frac{1}{E} = s_{11} - 2[(s_{11} - s_{12}) - \frac{1}{2}s_{44}](\alpha^2\beta^2 + \beta^2\gamma^2 + \gamma^2\alpha^2). \quad (9)$$

$s$  はコンプライアンス定数、 $\alpha, \beta, \gamma$  は圧縮軸の、立方軸への方向余弦である。アルミニウムについては、 $s_{11} = 1.56 \times 10^{-4}(\text{mm}^2/\text{kg})$ 、 $s_{12} = -0.57 \times 10^{-4}(\text{mm}^2/\text{kg})$  及び  $s_{44} = 3.45 \times 10^{-4}(\text{mm}^2/\text{kg})$  であるから、(9)より本実験に用いた試料では、独立単結晶としてのヤング率は  $E_A = 7.20 \times 10^3(\text{kg}/\text{mm}^2)$ 、 $E_B = 7.44 \times 10^3(\text{kg}/\text{mm}^2)$  である。よって弾性域での両成分の応力比  $\sigma_B/\sigma_A$  は1.07となる。変形が弾性域から塑性域へ進展するに伴って、この応力比は変化すると考えられるが、本実験では、圧縮各段階で圧縮軸の回転は認められなかった。したがって各圧縮段階での両成分結晶の応力比としては1.07を使用して差し支えない。このように  $\sigma_A$  と  $\sigma_B$  の比は事実上固定されるので、両成分の分解せん断応力  $\tau_A$  と  $\tau_B$  の比は、主すべり系について1.51が得られる。このことは成分Aが成分Bより早い段階で変形が開始されることを意味する。他方、双結晶試料の応力-ひずみ線図より求めた臨界せん断応力  $\tau_c$  の値は、 $0.12(\text{kg}/\text{mm}^2)$  であった。これらのことから試料が荷重されると、まず成分Aにおいて、Table 1 に示した如く主すべり系D2が活動して、臨界せん断応力に達し、ついで塑性変形へ移行する。このとき成分Bでは、Table 2 からわかるように、まだ何れのすべり系も臨界値  $\tau_c$  に達していないので、弾性的にのみ変形するであろう。Table 2 は、3つの圧縮段階について、種々のすべり系に対応する分解せん断応力を示したもので、成分

Table 1. Slip systems and Schmid factors for component crystal.

Component A

Slip System	A4	A3	A6	B4	B1	B5	C2	C1	C6	D2	D3	D5
Schmid factor	0.140	0.140	0.280	0.420	0.210	0.210	0.070	0.023	0.093	0.490	0.327	0.163

Component B

Slip System	A4	A3	A6	B4	B1	B5	C2	C1	C6	D2	D3	D5
Schmid factor	0	0.227	0.227	0	0.055	0.055	0.282	0.020	0.302	0.282	0.302	0.020

Table 2. Applied resolved shear stresses on various operative slip systems of the [351], [877] bicrystal. (kg/mm<sup>2</sup>)

	Component A			Component B		
	D2	B4	A6	D3	A6	B1
1st loading $\sigma_T = 0.408$	0.193	0.166	0.110	0.128	0.096	0.023
2nd loading $\sigma_T = 0.591$	0.280	0.240	0.160	0.185	0.139	0.034
3rd loading $\sigma_T = 0.944$	0.447	0.383	0.255	0.296	0.222	0.054

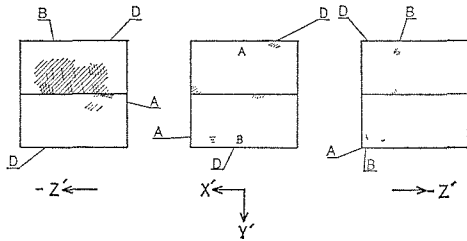


Fig. 5. Schematic drawing identifying slip planes for the bicrystal after the 1st loading.

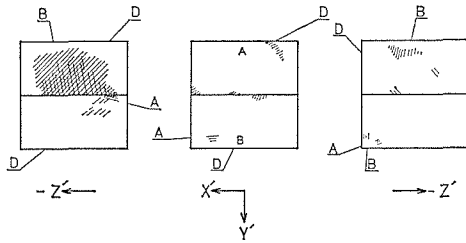


Fig. 6. Schematic drawing identifying slip planes for the bicrystal after the 2nd loading.

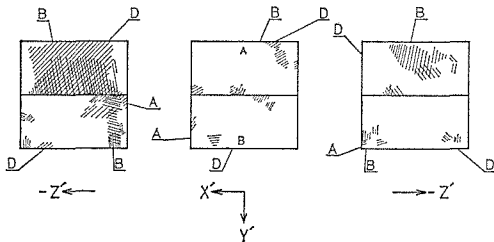


Fig. 7. Schematic drawing identifying slip planes for the bicrystal after the 3rd loading.

Aでは、第1段階で  $D\bar{2}$  と  $B\bar{4}$  が早くも  $\tau_c$  を越えているが、成分Bでは、 $D\bar{3}$  だけが辛うじて  $\tau_c$  に到達し、他のすべり系は何れもまだ小さな値である。このように分解せん断応力の計算値によって、変形に関与すると思われるすべり面とすべり方向、すなわち、すべり系をある程度予想することができる。この予想を、実験的にしらべるため、すべり線の観察結果を Fig. 5, 6, 7 に示す。成分Aでは、 $D(\bar{1}\bar{1}1)$  面と  $B(111)$  面のすべり線が、 $+X'$  面上かなり広範囲に認められ、成分Bでは  $D(\bar{1}\bar{1}1)$  面と  $A(\bar{1}\bar{1}1)$  面のすべり線が、粒界近傍にわずかにみられる。 $\tau$  値と、このすべり線結果を比較すると、成分Aのすべり面として、 $D$ 面と  $B$ 面、成分Bでは  $D$ 面が一致するが、 $A$ 面は一致しない。このずれは方位因子  $M$  の影響とみるべきであろう。Table 3 は、成分Aの主すべり系と2次系によるせん断応力を、成分Bの12個のすべり系へ変換する方位因子  $M$  を示したものである。この表から、成分Aの主すべり系  $D\bar{2}$  と成分Bの各すべり系の関係を見ると、 $D\bar{2}$  と  $A6$  では非常に大きい  $M$  値である。よって、成分Aの主すべりにより、成分Bの  $A6$  は Table 2 に示したせん断応力値  $0.096(\text{kg}/\text{mm}^2)$  に加え、 $M$  による大きな伝達せん断応力が重ねられ、見掛けのせん断応力より遥かに大きな応力として、実際に作用し  $A$  面が活動したと判断される。

る。

このように、活動面は、 $\tau$  値、すべり線及び  $M$  値から検討できるが、すべり方向は、すべり線観察でもわからない。Table 1 に示したように、4つの可能なすべり面  $A, B, C, D$  の各面に3つのすべり方向がある。この3つのうち、どれが可能な方向であるかを決定するため、ひずみの連続条件を導入しよう。Table 4 は、試料双結晶の成分  $A, B$  をそれぞれ独立単結晶と考えたときの、塑性ひずみ成分の計算値を示したものである。この表から、例えば成分Bのすべり系  $A6$  と  $D\bar{2}$  では塑性ひずみ  $\epsilon'_x$  は0となり、両成分  $A, B$  間に著しい不適合を生じる。ゆえに、成分Bでは、ひずみ  $\epsilon'_x$  の適合上、 $A6$  と  $D\bar{3}$  でなければならない。

Table 3. Orientation factors,  $M_{ij}$ , for the  $[351]$ ,  $[877]$  bicrystal resolving shear stress induced by the  $D\bar{2}$  or  $B\bar{4}$  slip system in the  $[351]$  component onto various possible slip systems of the  $[877]$  component.

Slip System [877] component	$M_{ij}$ $D\bar{2}$ slip system	$M_{ij}$ $B\bar{4}$ slip system
$A\bar{4}$	0.3412	0.4258
$A3$	0.2537	0.1495
$A6$	0.5949	0.2764
$B\bar{4}$	0.1646	0.5183
$B\bar{1}$	0.1860	0.4942
$B5$	0.0214	0.0240
$C2$	0.2750	0.1735
$C\bar{1}$	0.1176	0.5428
$C6$	0.1561	0.3694
$D\bar{2}$	0.7808	0.7705
$D\bar{3}$	0.3207	0.8877
$D5$	0.4602	0.1172

Table 4. Compatibility of slip in  $[351]$ ,  $[877]$  bicrystal. ( $s$  is shear on the slip system.)

Plastic strain components	Component A		Component B		Component B	
	Primary $D\bar{2}$	Secondary $B\bar{4}$	Observed $D\bar{3}$	Observed $A6$	Not obse- rved $C6$	Not obse- rved $D\bar{2}$
$\varepsilon'_{xx}$	0.045s	0.356s	0.408s	0	0.408s	0
$\varepsilon'_{zz}$	-0.490s	-0.420s	-0.302s	-0.227s	-0.302s	-0.282s
$\gamma'_{xz}$	0.072s	0.250s	0.250s	0.068s	-0.250s	0.318s

また、成分BのC6はシュミット因子最大のすべり系だから、独立単結晶ならば当然その活動が期待されると同時に、Table 2より、圧縮第1段階において、すでにせん断応力は双結晶の $\tau_c$ 以上である。ゆえに双結晶成分としても、その活動が期待される筈であるが、ひずみの適合条件から考えると、 $\gamma'_{xz}$ は、かなり大きな負値をとり、成分Aとの不適合が大きい。他方、すべり線観察ではC面が認められないことを併せ考えれば、この系が活動しなかったことも理解される。

以上のように、 $\tau$ 値、 $M$ 値、すべり線及びひずみの連続性等を考慮すれば、変形に際し、活動すべり系は成分Aにおいて $D\bar{2}$ と $B\bar{4}$ 、成分Bでは $D\bar{3}$ と $A6$ である。この $D\bar{3}$ と $A6$ に、成分Aの主すべり系 $D\bar{2}$ の $M$ 因子を重畳させ、すべり量はシュミット因子に比例するとして、両成分の各すべり系のすべり量を、一つの系に換算統一して、ひずみ成分を示すと、

$$\varepsilon'_{xx}{}^A = 0.35, \quad \varepsilon'_{zz}{}^A = -0.85, \quad \gamma'_{zx}{}^A = 0.32$$

$$\varepsilon'_{xx}{}^B = 0.29, \quad \varepsilon'_{zz}{}^B = -0.74, \quad \gamma'_{zx}{}^B = 0.25.$$

したがって、成分Bが成分Aの約1.15倍の割合ですべれば、ひずみの連続条件は大体満足さ

れる。

なお, Fig. 5, 6, 7 にて,  $-X'$ 面(右端の図)上, 圧縮端近傍に  $B(111)$  面の痕跡が観察されるが,  $B$ 面のすべりでは, 最大シュミット因子は非常に小さく 0.055 であり, 痕跡が粒界より離れた領域に, みられることから, この痕跡は圧縮端面における摩擦のために生じたと考えられ, 圧縮変形の挙動, 機構には, 本質的に関係のないものである。

#### 4 む す び

成分結晶の圧縮軸方位として  $[351]$ ,  $[877]$  をもつ非等軸アルミニウム双結晶に, 圧縮率 0.43% までの圧縮変形を与え, 変形に寄与するすべり系を決定するため, 分解せん断応力, 方位因子, すべり線及びひずみの連続条件等を考慮して解析した結果, 次の結論が得られた。

- 1) シュミット因子が小さく, 独立単結晶では, 活動が期待できないすべり系でも, 双結晶の 1 成分として存在し, そのすべり系の  $M$  値が大きければ, 活動することができる。
- 2) シュミット因子が大きく, 独立単結晶での活動が十分期待されるすべり系でも, 双結晶成分として存在するとき, たとえ  $M$  値が大きくても, ひずみの適合性を著しく乱すときは活動できない。
- 3) 実際に活動したすべり系は,  $[351]$ 成分では  $D\bar{2}$  と  $B\bar{4}$ ,  $[877]$ 成分では  $D\bar{3}$  と  $A6$  の計 4 つの系である。

#### 文 献

- 1) たとえば  
P.S. Davis, R.L. Fleisher, J.D. Livingston and B. Chalmers: Effect of Orientation on the Plastic Deformation of Aluminum Single Crystals and Bicrystals; Transactions AIME Journal of Metals, January (1957), 134~140.  
R.E. Hook and J.P. Hirth: The Deformation Behavior of Iso-axial Bicrystals of Fe-3%Si; Acta Metallurgica, 15(1967), 535~551.
- 2) R.E. Hook and J.P. Hirth: The Deformation Behavior of Non-isoaxial Bicrystals of Fe-3%Si; Acta Metallurgica, 15(1967), 1099~1110.
- 3) J.D. Livingston and B. Chalmers: Multiple Slip in Bicrystal Deformation; Acta Metallurgica, 5(1957), 322~327.