面心立方結晶の単軸引張変形における掴みの効果と湾曲すべり

大 谷 泰 清* 高 村 仁 一**

Yasukiyo Ohtani and Jin-ichi Takamura: Grip Effect and Bend Gliding in the Uniaxial Tensile Deformation of FCC Crystals. In connection with the mechanism of transition from stage I to II in the work-hardening of *fcc* crystals, which was proposed in the previous paper, the effect of grip constraints under the uniaxial tension on the formation of 'bend-gliding' and the related activation of secondary slip is discussed on the basis of stress analyses. The stress analyses have been made for a rod single crystal by using the infinitesimal bending theory and the deformation gradient (strain tensor). The main results are in the following:

(1) Two stress components are important for the grip constraint, i.e., bending stress σ_{zz} and shear stress σ_{zy} , where axes z and y are the specimen axis and the projection of slip direction to the cross section, respectively. (2) The bending stress σ_{zz} acts as a force to build up 'bend-gliding', and the shear stress σ_{zy} contributes to the activation of secondary slip. The shear stress σ_{zy} has been resolved into twelve slip systems, whose orientation dependence is shown in relation to that of Schmid factor. (3) Stresses equivalent to the grip-constraint stresses σ_{zz} and σ_{zy} can also be observed locally in a specimen, where the bend-gliding regions are formed here and there in early stage I because of the inhomogeneous operation of primary main slip. Such formation of bend-gliding regions was proved previously by the precise X-ray analysis and also by the finite-element stress analysis. (4) The stabilization process of a bend-gliding region to form a kink band is discussed in connection with the transition from stage I to II and also with the activation of primary coplanar slip. It is also suggested that the local shear stress σ_{zy} plays an important role on the formation of a band of secondary slip.

(Received December 26, 1978)

I. 緒 言

面心立方晶の加工硬化曲線における段階 I から II への遷移機構を明らかにする目的をもって、さきに著者ら⁽¹⁾⁽²⁾は、単軸引張変形における掴みの拘束作用のもとに形成される変形の巨視的不均質性を詳細に検討し、このような不均質性が面心立方晶の加工硬化現象に対して重要な役割を演ずることを指摘した。すなわち、変形の段階 I では主すべりの活動の場所的不均質を起因として、掴みの拘束作用のもとで湾曲すべり (bend gliding)⁽¹⁾⁽³⁾ が試片の随所に形成され、この湾曲すべりを構成する過剰転位密度が段階 I の加工硬化に寄与し、さらにこの湾曲すべりから変形帯 KB (kink band) への *in situ* 移行にともなう急激な転位密度の蓄積を起因として、段階 I から II への急速な遷移が起ることを明らかにした⁽²⁾。

従来、単軸引張変形における掴みの拘束作用は、掴みに固定された試片端部と通常の変形をうける試片の中央領域との間に生ずる主すべり量の著しい差異に基づき、その効果は主として掴みの近傍に集中して現われると考えられて

きた。このような観点から、著者の 1 人は、掴みの近傍にその形成の期待される結晶の塑性的湾曲を「湾曲すべり」として提示し、この湾曲すべりの幾何学的性質を主として力学的側面から詳細に検討した⁽³⁾。このような湾曲すべりの形成は、もし主すべりの活動に場所的不均質性が存在すれば、この不均質領域が試片の中央部であっても、この領域の近傍において単軸変形の拘束作用のもとにおこり得るものである。既報⁽²⁾では、このような試片中央部における湾曲すべりの存在を X 線による精密測定や有限要素法応力解析などにより実証し、この湾曲すべりの段階 I における加工硬化への寄与、および湾曲すべりから発展的に *in situ* で形成される変形帯 KB の段階 I から II への遷移に果たす役割を明らかにした。

本論文は、既報⁽²⁾であまり多くに触れることのできなかった上述の掴みの拘束効果に焦点をあてて、従来の研究成果^{(4)~(7)}との対比を行いつつ、掴みの拘束力や湾曲すべりの形成などについてさらに深く検討を加えようとするものである。まず、試片の中央領域が主すべりによる均質な変形をうける場合に発生する掴みの拘束力を解析し、求めら

* 京都大学大学院、現在：松下電子工業株式会社 (Graduate School, Kyoto University, Kyoto. Present address: Matsushita Electronics Corp., Takatsuki)

** 京都大学工学部金属加工学教室 (Department of Metal Science and Technology, Kyoto University, Kyoto)

れた掴みの拘束力の力学的特徴およびこの拘束力の2次すべり系への分解などについて述べる。ついで、以上の解析結果をふまえて、掴みの拘束力の塑性的緩和として重要な湾曲すべりの形成とその幾何学的特徴、さらに湾曲すべりから変形帯への移行・安定化などについて検討を加え、前報⁽²⁾における段階ⅠからⅡへの遷移機構に対する理論的補強を試みる。

II. 丸棒単結晶試片の掴みによる拘束力

単軸引張変形における掴みの拘束作用が、面心立方晶の変形機構ならびに加工硬化に対して重要な役割を担うことは、かなり以前から指摘されている。たとえば、著者の1人は、単軸変形をうけたAl板状試片に現われる変形帯の顕著な形成に関して、掴みの拘束によってもたらされる曲げモーメントがその形成主因であることを指摘している⁽⁸⁾。また辛島は、掴みの拘束から想定される曲げモーメントを別に付加した引張変形の実験によって、2次すべり系の活動や加工硬化曲線が、付加された曲げモーメントによって実際に影響を受けることを示している⁽⁵⁾⁽⁹⁾。さらに北島は、単軸変形における掴みの拘束によってもたらされる曲げモーメントを2次すべり系に分解することによって、2次すべり系の活動の容易さを評価している⁽⁴⁾。

掴みの拘束作用を上述の曲げモーメントとしてではなく、拘束力としてとらえたものには、FleischerとChalmers⁽⁶⁾あるいはHauserとJackson⁽⁷⁾らの解析結果がある。しかしながら、前者の解析では掴みに拘束される歪成分に対して必ずしも厳密な検討が加えられているわけではない。また後者の解析では、掴みに拘束される歪を記述するのに線形弾性論で普通に用いられるCauchyの微小歪テンソルを用いたためにすべりによる結晶の回転効果が無視されていること、および掴みに拘束された歪成分に比例して拘束力が試片の全長にわたって一様に働くと考えたために、太く短い試片ならともかく、通常の長い棒状試片の単軸引張変形に適用するには無理があることなどが挙げられる。

本節では、単軸引張変形における試片の断面形状効果の比較的単純な丸棒試片を解析の対象として、試片の中央領域で均質な単一すべりが起る場合に発生する掴みの拘束力について解析する。これに際して、すべりによる結晶の回転効果をも考慮しう歪テンソル(変形勾配テンソル)と棒状試片に適した弱小曲げ理論とを用いる。なお、試片の局所に不均質な単一すべり領域が現われる場合にも、単軸変形による掴みの拘束効果がその不均質すべり領域に局所的に発生するが⁽²⁾、これについては後節で触れることにする。

1. 掴みに拘束される歪成分

ここでは、まず丸棒単結晶試片が掴みの拘束をうけずに1次主すべりのみによって均質な変形を受ける場合を仮想

して、試片にはどのような歪が発生するかを示し、次いで発生する歪のうち如何なる歪成分が掴みの拘束を強くうけるかを検討する。

結晶のすべり変形を記述する歪テンソルとして次式に示される変形勾配(deformation gradient)⁽¹⁰⁾ ϵ_{ij} を用いる。

$$\epsilon_{ij} = \frac{\partial u_j}{\partial x_i} \quad (1)$$

ここに u_j は j 方向の変位を表わし、 ϵ_{ij} は i 方向に垂直な面に対する j 方向の歪成分を示している。この変形勾配テンソル ϵ_{ij} は線形弾性論でふつう用いられるCauchyの微小歪テンソル $e_{ij}=1/2 \cdot (\partial u_j/\partial x_i + \partial u_i/\partial x_j)$ と微小回転テンソル $\omega_{ij}=1/2 \cdot (\partial u_j/\partial x_i - \partial u_i/\partial x_j)$ との和($\epsilon_{ij}=e_{ij}+\omega_{ij}$)として表わすことができる。Cauchyの微小歪テンソル e_{ij} は、結晶の変形から結晶回転をとりのぞいて、いわば純粋な歪のみを記述しうるものであるから、変形勾配テンソル ϵ_{ij} は純粋な歪成分(e_{ij})と回転成分(ω_{ij})とを合せもった歪テンソルであるといえる。結晶のすべりには純粋な歪ばかりでなく、結晶回転も元来含まれており⁽¹¹⁾、試片の掴みはこのような回転をもまた拘束する。したがって、結晶のすべり変形をより正確に記述しうる変形勾配テンソルは、掴みによる拘束力を厳密に解析する場合に有用であると考えられる。

Fig.1に示すように、丸棒試片に関する直交座標軸を xyz 、1次主すべり系の座標軸を $\bar{x}\bar{y}\bar{z}$ とする。ここで、 $\bar{z}$ 軸は1次主すべり面の法線方向、 $\bar{y}$ 軸は主すべり方向、 $\bar{x}$ 軸

Fig.1 The coordinate system of specimen (xyz) and that of primary main-slip ($\bar{x}\bar{y}\bar{z}$), which are used for the stress analysis. Axes z and $\bar{z}$ are the specimen axis and the normal to the primary slip plane, respectively, and y is the projection of slip direction $\bar{y}$ to the cross section.

は試片軸方向、 y 軸は主すべり方向($\bar{y}$)の試片横断面への正射影方向にとつてある。いま、試片が掴みに拘束されずに1次主すべり系のみによる均質な微小せん断歪 $\epsilon (= \epsilon_{zy})$ 、式(1)参照)を受けるのであれば、試片座標系(xyz)に関する変形勾配テンソル ϵ は次のように表わせる。

$$\epsilon = \begin{pmatrix} 0 & -\sin \lambda \sin \chi & -\cos \lambda \sin \chi \\ 0 & -\cos \lambda \cos \phi & -\cos^2 \lambda \cos \chi \\ 0 & \sin \lambda \cos \phi & \cos \lambda \cos \phi \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \epsilon_{xx} & \epsilon_{xy} & \epsilon_{xz} \\ \epsilon_{yx} & \epsilon_{yy} & \epsilon_{yz} \\ \epsilon_{zx} & \epsilon_{zy} & \epsilon_{zz} \end{pmatrix} \quad (2)$$

ただし、上式における角 λ , χ および ϕ は Fig.1(b) で定義され、図から明らかなように $\cos \phi = \sin \lambda \cos \chi$ である。式(2)に示されるように、試片座標系 (xyz) を Fig.1 のようにとれば、 x 方向の歪成分 ε_{xx} , ε_{yx} , ε_{zx} はすべて 0 になり、残りの 6 個の歪成分は試片軸方位に依存する。

式(2)に示される恒等的には 0 でない 6 個の歪成分のうち、 ε_{zz} は試片軸方向 (z 方向) の伸びを表わし、 ε_{yy} と ε_{xy} はそれぞれ試片断面の寸法変化と形状変化を表わす(式(1)および Fig.1 参照)。したがって、これら 3 つの歪成分は単軸引張に伴う軸方向への掴みの移動に対して追従できるものであり、掴みの極く近傍を除けば強い拘束をうけることはない。一方、 ε_{xx} および ε_{yz} は試片軸方向 (z 方向) のせん断歪成分であり、掴みを回転させる効果をもつ。また、 ε_{zy} は試片の横断面 (xy 面) に対する y 方向のせん断歪成分であり、掴みを y 方向に並進的に移動させようとする。しかしながら単軸変形下においては掴みの回転ならびに並進運動はゆるぎされない。したがって、掴みによる拘束は ε_{xx} , ε_{yz} , ε_{zy} に対して強く働く。ところで Fig.2(a) に示すように、棒状試片両端の三角領域における主すべり量が試片中央部のすべり量に比べて無視しうるほど小さいものならば、掴み自体の回転は起らず、このため試片全体としては ε_{xx} および ε_{yz} が掴みに拘束されることはない。実際、掴み近傍での伸びは、変形初期をのぞけば、試片中央部と比較して極端に小さく⁽²⁾、上述の仮定は妥当であると考えられる。以上のことから、棒状単結晶試片の単軸引張変形下で掴みによって最も強く拘束される微小歪成分は、試片を y 方向 (Fig.1 参照) に変位させようとする ε_{zy} であるといえる。次節において、この ε_{zy} に対する掴みの拘束効果を検討する。

2. 弱小曲げ理論による掴みの拘束力の解析

Fig.2 は、前節に示した微小歪成分 ε_{zy} の掴みによる拘束のされ方を模式的に描いたものである。丸棒結晶試片が均質な単一すべりによる微小変形をうける際、もし掴みの拘束がなければ Fig.2(a) のように、試片端は主すべり方向の横断面への正射影方向 (Fig.1(a) における y 方向) へ $\varepsilon_{zy} \cdot L$ だけずれるはずである(ただし、 L は試片の長さ)。しか

Fig.2 Infinitesimal elastic bending due to grip constrains in a rod crystal subjected to a small amount of slip deformation under the uniaxial tension. The equivalent elastic bending shown in (c) and (d) is used for the stress analysis (see eqs. (10) and (11)).

し、単軸変形においてはこのような試片軸のずれは許されず、結局、Fig.2(b) のように試片は弱小曲げをうけて引張方向と一致するように変形を強制される。また、Fig.2(a) における試片軸の仮想的なずれ $\varepsilon_{zy} \cdot L$ は微小なので、ここでは上述の(a)から(b)への曲げを同図の(c)から(d)への弾性曲げで近似する。すなわち、丸棒試片の両端が固定はめ込み (clamped end) で拘束され、曲げの外力が試片の両端に集中力として y 方向に働く場合を考える。

このような丸棒の弱小曲げにおいて、曲げモーメントの方向は Fig.2 の図面に垂直で、Fig.1 の x 方向に一致し、これを M_x とすれば次式のように表わされる⁽¹²⁾。

$$M_x = -EI \frac{d^2 u_y}{dz^2} \quad (3)$$

ただし、 E はヤング率、 I は慣性モーメントで試片横断面の形状に支配され、丸棒の場合は $I = \pi r^4 / 4$ (r は半径)、 u_y は y 方向の微小変位である。また、せん断力は y 方向に働き、これを F_y とすれば

$$F_y = -EI \frac{d^3 u_y}{dz^3} \quad (4)$$

となるが、曲げの外力すなわち掴みが試片に与える力は試片両端に集中力として働くため、せん断力 F_y は試片軸方向 (z 方向) に関して一定になる⁽¹²⁾。試片両端における境界条件は固定はめ込みの拘束条件より、試片の長さを L とし式(2)の ε_{zy} を用いて表わせば次のようになる。

$$u_{y(0)} = 0, u_{y(L)} = -\varepsilon_{zy} \cdot L = -\varepsilon L \sin \lambda \cos \phi \quad (5)$$

$$\frac{du_{y(0)}}{dz} = \frac{du_{y(L)}}{dz} = 0 \quad (6)$$

また、Fig.2(d) における曲げは試片の中央 ($z = L/2$) を境として反対なので

$$M_x(z) = -M_x(L-z), \quad 0 \leq z \leq L \quad (7)$$

が成り立つはずである。式(3)、(4)および(7)を用いて M_x を F_y で表わせば

$$M_x = -F_y \left(\frac{L}{2} - z \right) \quad (8)$$

となり、曲げモーメント M_x は試片内の位置 z の 1 次関数であることが理解される。式(8)を式(3)に代入し、 z について 2 回積分して式(5)および(6)の境界条件を用いれば、せん断力 F_y は次のように表わせる。

$$F_y = -12EI \frac{\varepsilon}{L^2} \sin \lambda \cos \phi \quad (9)$$

以上のことから掴みの拘束作用によって発生する応力は、式(9)の F_y に由来し試片の横断面 (xy 面) を y 方向 (Fig.1 あるいは Fig.2 参照) にせん断させようとする応力

$$\sigma_{zy} = \frac{F_y}{S} = -3E \left(\frac{r}{L} \right)^2 \varepsilon \sin \lambda \cos \phi \quad (10)$$

および曲げモーメント M_x に由来し試片の横断面 (xy 面) に z 方向にかかる引張応力 (あるいは圧縮応力)

$$\sigma_{zz} = \frac{M_x}{I} y = 12E \frac{\varepsilon \sin \lambda \cos \phi}{L^2} \left(\frac{L}{2} - z \right) y \quad (11)$$

の2つの成分よりなる。ここで、 S は試片の断面積、 r は円断面の半径、 y は中立面からの距離で、軸方向力による中立面の移動を無視すれば $-r \leq y \leq r$ である。式(10)に示されるせん断応力 σ_{xy} は次の2つの特徴を有する⁽⁶⁾：
 (1) σ_{xy} は試片内の位置によらず常に一定であり、試片中央部においてもその応力が働きの。 (2) σ_{xy} は試片寸法に依存し、試片断面の半径 r が大きいほどまた試片長さ L が小さいほどその絶対値は大きい。これらのことから拘束せん断応力 σ_{xy} は、掴みの拘束作用を塑性的に緩和する機構としての試片全面にわたる2次すべり系の活動⁽¹⁾⁽⁶⁾⁽⁷⁾に対して重要な役割を担うと期待される。一方、式(11)に示される応力 σ_{xx} は、試片長さ L に依存するばかりでなく、中立面を境界としてその一方側で引張応力、他方側で圧縮応力になる。すなわち σ_{xx} は試片を曲げようとする拘束力であり、その絶対値は掴みに近いほど大きい。したがって、曲げ応力 σ_{xx} は、後述のように掴み近傍における結晶の塑性的湾曲たとえば湾曲すべり⁽¹⁾⁽³⁾を形成させる原動力になると考えられる⁽⁸⁾。

このような掴みによる拘束応力 σ_{xy} あるいは σ_{xx} は、式(10)あるいは式(11)から、試片の弾性定数、および任意の変形時点における試片寸法と試片軸方位、ならびにこのときに掴みによる弾性的拘束をもたらししている主すべり系の微小歪量 ϵ が求まれば、その値は決定される。しかしながらこの主すべり系の微小歪量 ϵ を求めることは容易ではない。掴みの拘束力の変形の進行にともなって時々刻々塑性的に緩和されていくため⁽¹⁾、掴みの弾性的拘束を招く歪量 ϵ は、試片伸びから予想される主すべりによる塑性歪量とは異なり常に微小である。ただし、微小歪量 ϵ は掴みの拘束の塑性的緩和の容易さに依存し、この容易さは試片の加工硬化状態に関係すると考えられるので、掴みの拘束力は試片の加工硬化量を通して変形応力とともに大きくなる性格を有するであろう。問題は、このような拘束力が変形応力に比較してどの位の大きさであるか、さらにいうならばこの拘束力が実際の変形機構あるいは加工硬化に対して如何なる役割を果たすかということである。現在、拘束力の値そのものについては詳らかではない。しかし、拘束力の応力-歪曲線に及ぼす効果については、この拘束力が式(10)あるいは式(11)に示されるように試片寸法に依存するはずであるから、1つの目安として試片長さの応力-歪曲線への影響を調べれば、その効果が明らかになることが期待される。このことについては後節で触れることにする。

3. 拘束力の2次すべり系への分解

ここでは、II.2で求められた掴みによる拘束力を面心立方晶のもつ12のすべり系に分解し、あわせてその結晶方位依存性について述べる。曲げ応力 σ_{xx} (式(11))は、II.2に示したように、掴みの近傍においてその絶対値が最も大きく試片の中央では0になる。一方、拘束せん断応力 σ_{xy} (式(10))は試片の全長にわたって一様に働く拘束力であり、

面心立方晶の加工硬化において重要視される2次すべり系の試片全面にわたる活動に寄与する可能性がある。したがって、この σ_{xy} を1つの2次すべり系(XYZ) (ただし、Yはすべり方向、Zはすべり面法線方向にとる)に分解し、2次すべり面(Z面)上すべり方向(Y方向)の拘束せん断応力 σ_{ZY} を求めると

$$\sigma_{ZY} = -3E \left(\frac{r}{L} \right)^2 \epsilon \sin \lambda \cos \phi (T_{Zx}T_{Yy} + T_{Zy}T_{Yx}) \quad (12)$$

となる。ここで、 T_{Zx} 、 T_{Yy} などは、Fig.1に示した試片の直交座標系(xyz)からその2次すべり系(XYZ)への座標変換マトリクスの成分で、たとえば T_{Zx} はZ軸とx軸の方向余弦を表わす。

Fig.3(a)と(b)とはそれぞれ、面心立方晶の12のすべり系のおおのについて、式(12)に示した σ_{ZY} の方位依存係数 $-\sin \lambda \cos \phi (T_{Zx}T_{Yy} + T_{Zy}T_{Yx})$ (図(a))とSchmid因子(図(b))とを試片軸方位に対してステレオ三角形に描いた等高線図である。各ステレオ三角形の左上にある記号 S_{ij} ($i=1 \sim 4, j=1 \sim 3$)は、面心立方晶の12のすべり系を互いに区別するための表示で、 i はすべり面(1から4の順に1次(primary)面、共役(conjugate)面、臨界(critical)面、交叉(cross)面)を、 j はすべり方向(1は主すべり方向、2, 3は共面すべり方向)を表わす⁽¹⁾⁽¹³⁾。Fig.3(a)のステレオ三角形で斜線をほどこした領域に軸方位が位置する場合には、拘束応力 σ_{ZY} とSchmid因子によるせん断応力とが同一方向になり、掴みの拘束力が軸方向によるせん断応力に付加される。これに対して白地の領域では拘束力とSchmid因子によるせん断応力の方向が互いに反対向きで相殺的關係にある。なお、すべり系 S_{ij} のSchmid因子 f は、式(12)での座標変換マトリクスを用いれば、次式で計算される。

$$f = T_{Zx}T_{Yz} \quad (13)$$

Fig.3に示した拘束せん断応力 σ_{ZY} (図(a))とSchmid因子 f (図(b))との等高線図を比較すれば明かなように、拘束応力 σ_{ZY} とSchmid因子によるせん断応力とが同一方向になる斜線領域のうち、とくに S_{12} 、 S_{13} 、 S_{31} 、 S_{33} 、 S_{41} 、 S_{43} などの2次すべり系では、Schmid因子の大きな軸方位で拘束せん断応力も比較的大きくなっている。これとはほぼ似た傾向は、解析方法の基本的な差異にもかかわらず、HauserとJacksonの解析結果⁽⁷⁾にもみられる。しかしながら、彼らの結果はFig.3(a)に示した拘束せん断応力の等高線図とはかなり異っている。この相違の原因は、両者の解析において歪テンソルの定義が異なることにもあるが、主として、HauserとJacksonの解析では掴みに拘束されるすべての歪成分に比例して拘束力が発生するとの立場であるのに対して、本解析では掴みに拘束される歪成分を吟味した上で棒の弱小曲げ理論⁽¹²⁾から拘束力を求めたことにあると考えられる。したがって、HauserとJacksonの解析結果は太さと長さが同程度である太く短い試片の変形において、本解析結果は太さの数倍以上の長

Fig.3 Contour lines of the grip-constraint stress factor $-\sin \lambda \cos \phi (T_{zx}T_{yz} + T_{zy}T_{xz})$ in eq. (12) and of the Schmid factor f of eq. (13) for the twelve slip systems, which are shown in figs. (a) and (b), respectively. Symbols of slip systems S_{ij} , shown in the figures are the same as those in the previous paper⁽¹¹⁾⁽¹³⁾. When the specimen axis lies in the shaded region shown in fig. (a), stress σ_{zy} is to be added to the applied shear stress obtained from Schmid factor f .

さをもつ通常の棒状試片の変形においてそれぞれ適用しう
ると考えるのが妥当であろう。

III. 湾曲すべりの形成 —拘束力の塑性的緩和—

1. 湾曲すべりの塑性的湾曲軸

II.2 で述べたように、丸棒試片の単軸引張変形におけ
る握みの拘束力には、主として、試片の全長で一様に働く
拘束せん断応力 σ_{zy} (式 (10)) と試片端に近づくほどその絶
対値の大きくなる曲げ応力 σ_{zx} (式 (11)) とがある。いま、曲

げ応力 σ_{zx} の最大値 ($z=0, y=r$) と拘束せん断応力 σ_{zy} と
を比較すれば

$$\left| \frac{\sigma_{zx}^{\max}}{\sigma_{zy}} \right| = 2 \frac{L}{r} \quad (14)$$

となり、試片が棒状 ($L \gg 2r$) である場合には、 $|\sigma_{zx}^{\max}|$ は
 $|\sigma_{zy}|$ に比べてかなり大きい。したがって、握みの近傍で
は曲げ応力 σ_{zx} が拘束せん断応力 σ_{zy} に優先して働くこと
が期待される。試片の握みの近傍領域で曲げ応力が有効に
働くものならば、この応力の緩和のために、試片両端の近

傍には結晶の塑性的湾曲の形成が要請される。このような結晶の塑性的湾曲の存在は、後述のようにX線で確かめることができるが、模式的にはFig.2(b)に示される曲げが過剰転位の導入によって塑性的に安定化したものと言えよう。

試片の掴みの近傍に現われる結晶の塑性的湾曲は、以前に著者の1人によって「湾曲すべり」としてその形成の可能性がすでに指摘されている⁽¹⁾⁽³⁾。この湾曲すべりは、式(8)に示すような曲げモーメントあるいは式(11)の曲げ応力を最も有効に緩和するように形成されるはずである。したがって、その塑性的湾曲軸は曲げの中立軸に沿うことが力学的には最も望ましい。また、面心立方晶の容易すべり領域のように、変形が主として1次主すべり系(S_{11})の単一すべりのみによって進行する場合には、結晶の湾曲が1次主すべり系の過剰転位によって担われねばならないため、湾曲すべりの塑性的湾曲軸は単純には過剰転位線に沿って1次すべり面上にあることが要請される⁽³⁾。以上のことから、湾曲すべりの塑性的湾曲軸の解析は1次すべり面上の中立軸を求めることに帰着する。

このような1次すべり面上の中立軸すなわち湾曲すべりの塑性的湾曲軸の解析は、著者の1人によって丸棒試片と板状試片の場合にわけてかなり詳しく行われている⁽³⁾。その結果によれば、板状試片では湾曲すべりの塑性的湾曲軸は試片軸方位ばかりでなく、試片の板面あるいは側面に対する1次すべり面の最大傾斜方向および主すべり方向の相対方位、ならびに試片断面の形状によって左右されるが、丸棒試片では試片軸方位のみによって一義的に決定される。すなわち、丸棒試片における湾曲すべりの塑性的湾曲軸は、Fig.1(b)に示すように、試片軸(z 軸)と主すべりによる結晶の回転軸(x 軸)とのなす平面が1次すべり面($\overline{xy}$ 平面)を切る交線方向に一致する⁽³⁾。いま、Fig.1(b)のように、湾曲すべりの塑性的湾曲軸と主すべり方向(y 方向)のなす角を ω とすれば、次式が得られる⁽³⁾。

$$\cot \omega = \frac{\sin^2 \phi}{\cos^2 \phi \cot \eta + \tan \eta} \quad (15)$$

Fig.4 Contour lines of the bend-gliding parameter $\cot \omega$ given by eq.(15). The parameter $\cot \omega$ denotes the ratio of the strength of the screw component to that of the edge component of the bend-gliding dislocation⁽³⁾.

ここで角 η は1次すべり面の最大傾斜方向と主すべり方向のなす角である(Fig.1参照)。式(15)に示される $\cot \omega$ は、湾曲すべりの塑性的湾曲軸に沿って横たわる過剰転位(混合転位)のバーガース・ベクトルのラセン成分と刃状成分との比を表わす。Fig.4は、面心立方晶においてこの $\cot \omega$ を試片軸方位に対してステレオ三角形に描いた等高線図である。図から明かなように、試片軸がステレオ三角形の $[111]$ あるいは $[100]$ に近づくほど、 $\cot \omega$ は大きくなり、過剰転位のラセンの性格が強くなることが理解される。

2. 主すべりの活動の場所的不均質性と湾曲すべりの形成

前述のように、棒状試片の単軸引張変形においては、掴みの拘束によってもたらされる曲げ応力(式(11))を起因として、掴みの近傍に湾曲すべりとよばれる塑性的湾曲領域が形成される。いままし、1次主すべりの活動が場所的に不均質におこるならば、掴みの近傍ばかりでなく試片の各所にみられる不均質領域の境界においても、前節に示した湾曲すべりと同一の回転関係を有する塑性的湾曲の形成される可能性がある。

既報⁽²⁾における局所伸びの段階Ⅰ(stage Ⅰ)における測定結果ならびに干渉顕微鏡による表面観察結果から明かなように、主すべりの活動の巨視的な場所的不均質性は試片の中央領域においても随所に明瞭に看取される。したがって、このような場所にも単軸変形のもとでの掴みの拘束作用による曲げ応力が、試片の随所で局所的に働く。しかしながら、このような局所的な曲げ応力の解析にはⅡ.2に示した棒の弱小曲げ理論を適用するのは必ずしも適当ではない。このため、既報では有限要素法応力解析が用いられ、不均質すべり領域における曲げ応力と主すべり系のせん断応力との分布から湾曲すべりの形成が指摘された⁽²⁾。

事実、このような局所領域における応力の緩和のために、試片の中央部においても湾曲すべりが形成されていることはX線による精密測定から確認された⁽²⁾。すなわち、変形の段階Ⅰでは湾曲すべりを担う試片の各局所領域の軸方位が、主すべりのみによる理想回転方向に沿ってバラツキをみせ、かつその回転軸がⅢ.1に示した湾曲すべりの塑性的湾曲軸にほぼ一致していることは既に報告した通りである⁽²⁾。

以上のように、単軸引張変形下にある棒状単結晶試片は掴みの拘束作用を受け、掴みの近傍では式(11)に示される曲げ応力を起因として、また試片の大部分を占める中央領域では主すべりの活動の場所的不均質によって局所的に発生する曲げ応力を起因として、まず湾曲すべりが試片の随所に形成される。次節では、このような湾曲すべりの変形の進行にともなう安定化について検討する。

3. 湾曲すべりの安定化

Photo.1に、掴みの近傍における結晶の塑性的湾曲の様子を調べるために、既報⁽²⁾で述べたスリット状コリメー

Photo.1 Laue patterns obtained near the grip end of a Cu-1at%Ge crystal (C107 α) deformed in tension at room temperature. A special collimator having a long slit ($3 \times 0.5 \text{ mm}^2$) was used. The numbers in the upper left-hand side of each photograph are the same as those shown in Table 1. The splitting of the Laue spots except for $\{121\}$ in No.3 or 5 indicates the sharp crystal-bending of kink-band type. An open circle BA shown in No.3 is the axis of bend-gliding calculated from eq. (15).

タ(長さ3 mm, 幅0.5 mm)を用いたX線背面反射法によって、室温で単軸引張変形をうけた単一すべり方位のCu-1at%Ge丸棒試片C107 α †(直径約2 mm, 長さ約40 mm)の掴み端から試片中央へ3 mmまでの範囲にわたって撮影したラウエ写真の一例を示す。各ラウエ写真の左上に付した番号はX線測定を行った変形段階番号を表わし、試片中央部における伸びから求められた平均せん断歪量はNo.1, 3, 5の順にそれぞれ0.4, 14.3, 33.9%でいずれも容易すべり領域の範囲内にある。Photo.1(b)および(c)から明らかのように、 $\{121\}$ 以外のスリット状のラウエ斑点は2つに分割され、それらはアステリズムで結ばれている。しかも $\{121\}$ のラウエ斑点がほとんど乱れていないことから、ほぼ $\{121\}$ を回転軸とする結晶の鋭い塑性的湾曲領域が掴みの近傍で形成されていることが理解される。Table 1は、Photo.1にその一部を示したラウエ写真のアステリズムから求めた回転角 θ と、試片が1次主すべりのみで均質に変形すると仮定して伸びから計算した試片軸の理論方位回転角 $\lambda_0 - \lambda$ (λ はFig.1参照、 λ_0 はその初期角度)とを変形段階番号とともに掲げたものである。これによれば、角 θ と

Table 1 Rotation angles θ and $(\lambda_0 - \lambda)$ in a Cu-1 at%Ge crystal (C107 α) deformed at room temperature.

No.	Shear strain (%)	$\theta (\times 10^{-2} \text{ rad})$	$\lambda_0 - \lambda (\times 10^{-2} \text{ rad})$
1	0.4	~ 0	0.2
2	7.5	5.1	4.4
3	14.3	9.4	7.9
4	23.4	13.6	12.4
5	33.9	18.3	16.9

Angle θ was measured from the splitted Laue spot shown for example in Photo.1 No.3 and No.5, and angle $(\lambda_0 - \lambda)$ was calculated from the total elongation of specimen by assuming that only the primary main slip was operated homogeneously along the whole length of specimen.

† 単結晶試片の育成および焼鈍方法等は既報⁽²⁾で述べた方法と同じである。

$\lambda_0 - \lambda$ はかなりよい一致をみせている。このことは、ほぼ1次主すべりのみの変形によって結晶回転を行う試片中央領域と、掴みに拘束固定された試片端の領域とが、掴みの近傍に出現する鋭い塑性的湾曲によって結ばれることを示している。すなわち、棒状試片における掴みの拘束作用の大部分は、式(11)の曲げ応力に起因するこのような結晶の湾曲によって掴みの近傍で塑性的に緩和される。

Photo.1およびTable 1に示した試片C107 α の変形段階No.3の結晶方位では、式(15)から計算される角 ω は約1.33 radであり、湾曲すべりの塑性的湾曲軸はFig.1の $\bar{x}$ 軸すなわち $\{121\}$ 方向と約0.24 radの角度をなす。この湾曲すべりの湾曲軸をPhoto.1(b)のラウエ写真上に示せば左上のBAの位置になる。また、Photo.1(b)および(c)に示されるように、 $\{121\}$ のラウエ斑点がほとんど乱れていないので、試片C107 α の掴みの近傍に形成された塑性的湾曲領域の実際の回転軸はほぼ $\{121\}$ であると考えられる。このように、変形段階No.3における実際の結晶回転軸は、湾曲すべりから予想される塑性的湾曲軸とは異っている。このことは、既報⁽²⁾で実証したように、掴みの近傍でみられた上述の鋭い塑性的湾曲は、試片中央部に先がけて、湾曲すべりが $\{121\}$ を回転軸にもつ変形帯KB(kink band)⁽⁸⁾⁽¹⁴⁾へとすでに*in situ*に移行・安定化したものであることを示唆している。すなわち、湾曲すべりを構成する過剰転位(混合転位)のラセン成分による内部応力を減少させるべく、過剰転位線は湾曲すべりの湾曲軸(BA)の方向から $\{121\}$ 方向へと向きを変え、刃状転位で構成される最も安定な塑性的湾曲領域すなわち変形帯KBを形成するに至ることを物語っている⁽²⁾。

このように、掴みの近傍あるいは試片の中央領域における湾曲すべりが変形帯KBへと移行・安定化する際に、塑性的湾曲領域の回転軸が湾曲すべりの湾曲軸(BA)から変形帯KBの回転軸 $\{121\}$ へと移りかわる場合には、この湾曲軸(BA)からのずれに起因する振れモーメント、すなわち変形帯KBの形成によって緩和し切れなかった過剰転位のラセン成分に由来する振れモーメントが試片に残存する

はずである⁽¹⁾⁽¹³⁾。この捩れモーメントの緩和・安定化のされ方には思想的にいくつかの立場がある。たとえば、辛島のように1次すべり面上の捩れによって直接的に緩和しようとする立場⁽⁵⁾、あるいは北島のように2次すべり面上に回転軸をもつ塑性的湾曲によって間接的に緩和しようとする立場⁽⁴⁾、さらには単純に2次すべりによる結晶のせん断たとえば1次共面すべりの活動によって補おうとする立場⁽¹⁾などが考えられるが、これらの立場はいずれも2次すべり系の活動を必要とする点で共通している。湾曲すべりの捩れ成分の緩和に有効な2次すべり系の活動の条件としては、Schmid 因子が比較的大きく (Fig.3 参照)。しかも1次主すべり系との相互作用が小さいことであるが、この条件に適合するすべり系としては1次共面すべり系が特記される⁽¹⁾。この1次共面すべりの活動とその役割については、既報⁽¹³⁾でかなり詳しく検討したように、湾曲すべりの捩れ成分の緩和に極めて有効であるが、変形帯 BSS (band of secondary slip) の近傍で実際に観察される1次共面すべりの活動は辛島の指摘した立場によって、一方変形帯 KB (kink band) の近傍で観察される共面すべりの活動はむしろ北島に近い立場によって、それぞれ矛盾なく説明することも可能である。

以上要するに、掴みの近傍ならびに試片の中央領域に形成される湾曲すべりは、その発達にともなうやがて変形帯 KB へと *in situ* に移行・安定化する。この移行に際して、安定化し切れなかった湾曲すべりの捩れ成分は、2次すべりとくに1次共面すべりの変形帯近傍における活動によって緩和されることが示唆される。

IV. 加工硬化曲線における掴みの効果

前節では、単軸引張変形における掴みの拘束作用のもとで形成される湾曲すべりの幾何学的性質とその変形帯への移行・安定化などについて述べたが、著者らは先に、このような掴みの拘束作用のもとに形成される変形の巨視的不均質性が面心立方晶の加工硬化に対して重要な役割を果たすことを指摘した⁽¹⁾⁽²⁾。すなわち、変形の段階Ⅰ (容易すべり領域) では主すべりの活動の場所的不均質を起因として、掴みの拘束作用のもとに試片の随所で湾曲すべりがまず形成され、この湾曲すべりを構成する過剰転位密度が段階Ⅰの加工硬化に明瞭な寄与をもち、さらにこの湾曲すべりから変形帯 KB への移行過程での急激な転位密度の蓄積を起因として段階Ⅱへの遷移が起ることを指摘した⁽²⁾。このような段階Ⅰの加工硬化に寄与する湾曲すべりの形成には、III.2 で述べたように、主すべりの場所的不均質を起因として、掴みの拘束作用によって局所的に発生する曲げ応力が主因となるが、II.で解析した掴みの拘束力すなわち試片の中央領域で均質に単一すべりが起ったとしても発生する掴みの拘束力が、加工硬化曲線に対して如何なる影響を及ぼすかは明らかでない。以下には、このような掴みの拘束力の加工硬化曲線への影響を、1つの目安として、

応力 - 歪曲線の試片長さ依存性⁽¹⁾を通して検討してみる。

Fig.5 に、試片の初期長さ L_0 がそれぞれ 20.9 (H105), 38.9 (H107), 77.9 mm (H116) の同一方位の Cu-1at%Ge 六角棒状試片 (断面の1辺の長さ約 2 mm) の室温における引張変形の応力 - 歪曲線を示す。図から明らかなように、試片の初期長さ L_0 が短いほど、段階Ⅰは短く、段階Ⅱの開始が早まる傾向がみられる。このことは、試片の初期長さによって主すべりの場所的不均質の程度がほとんど変化しないことから考えて、II.で解析した掴みの拘束力が応力 - 歪曲線に対して実際に影響を及ぼしていることを明瞭に示すものである。しかしながら、この段階Ⅰの長さの試片長さ依存性の原因には次の2つが考えられる。

Fig.5 Variation of the extent of stage I in Cu-1at%Ge crystals having the same orientation but different specimen lengths, which were deformed in tension at room temperature.

(1) 試片の長さが短くなれば、式(10)に示した拘束せん断応力 σ_{xy} が大きくなる。この σ_{xy} による試片全面にわたる2次すべりの活動が容易となり (II.2 参照)、このため段階Ⅰが短くなる。

(2) Photo.1 に示したように、式(11)で表わされる曲げ応力 σ_{xz} によって掴みの近傍に結晶の鋭い塑性的湾曲領域が形成され (III.3 参照)、この領域の伸びが極端に小さくなる⁽²⁾。この伸びの小さい湾曲領域の体積比は試片長さが短くなるほど大きく、このため試片中央部における伸びの試片の平均伸びに対する寄与が試片長さの減少とともに小さくなり、段階Ⅰが短くなる。

いままし、(1) が支配的ならば掴み近傍の湾曲領域を除いた試片中央部における応力 - 歪曲線もまた試片の長さに依存するはずであり、(2) が支配的であれば試片中央部における応力 - 歪曲線は試片の長さに依存しないはずである。

このため、Fig.5 に示される3つの試片について既報⁽²⁾と同様の局所伸びの測定を行い、試片中央部における応力 - 歪曲線を求め、Fig.5 に示した試片全体の応力 - 歪曲線と比較した。Fig.6 は、Fig.5 より求めた試片全体の段

Fig. 6 Relation between the extent of stage I (ϵ_I and ϵ_I^*) and the initial length (L_0) in Cu-1at%Ge crystals shown in Fig. 5. Strains ϵ_I (open circle) and ϵ_I^* (solid circle) are those obtained from the whole length and from the central portion of specimen, respectively. The solid curve was calculated from eq. (16).

段階Ⅰ長さ ϵ_I (白丸) と、局所伸びの測定より求めた試片中央部における段階Ⅰ長さ ϵ_I^* (黒丸) とを各試片の初期長さ L_0 に対してプロットしたものである。ただし、応力-歪曲線における段階ⅠおよびⅡを直線硬化段階とみなし、これら2つの直線の交点における歪量を段階Ⅰの長さ ϵ_I または ϵ_I^* とした。また、図の白丸は実測点であるが、白丸を結ぶ実線は後に示される理論曲線である。Fig. 6 から明らかなように、 ϵ_I (白丸) は L_0 の増加とともに増大するのに対して、 ϵ_I^* (黒丸) は L_0 にほとんど依存せずほぼ一定である。このことは、Fig. 5 に示される方位の結晶では前述の立場(2)が有力であることを示唆している。

段階Ⅰ長さの試片長さ依存性が立場(2)によって支配されることを確めるために、試片長さに依存しない中央部における応力-歪曲線をあらかじめ設定し、掴み近傍の湾曲領域の試片全体に対する体積比を考慮することにより、逆に試片全体の応力-歪曲線を算出してみる。これに先き立ち、Fig. 5 の3つの試片について求められた局所伸びの測定結果を、簡単のために Fig. 7 のように近似する。すなわち、掴みの位置から変形前の距離にして d だけはなれた領域までの伸びは0から ϵ^* まで直線的に増加し、試片中央部では伸びが ϵ^* に保たれるように、等脚台形を仮定する。このような変形は、長さ $L_0 - d$ に相当する試片領域が均質な変形をうけ、残りの長さ d は未変形領域であると考えたのと等価である。したがって、試片全体の平均伸び

Fig. 7 A schematic representation for the local strain along the specimen length, which is used for the derivation of eqs. (16) and (17).

ϵ は、中央部での伸び ϵ^* と次の関係で結ばれる。

$$\epsilon = \frac{L_0 - d}{L_0} \epsilon^* \quad (16)$$

一方、試片全体の平均引張応力 σ と中央部における引張応力 σ^* との間には

$$\sigma = \frac{1 + \epsilon}{1 + \epsilon^*} \sigma^* \quad (17)$$

の関係が成り立つ。いま、試片中央部の初期長さに依存しない真の応力 (σ^*) - 歪 (ϵ^*) 曲線を設定すれば、式(16)および(17)から任意の初期長さ L_0 をもつ試片全体の応力 (σ) - 歪 (ϵ) 曲線を計算することができる。ここでは、応力-歪曲線の段階ⅠとⅡとを直線硬化段階とみなし、降伏応力を Fig. 5 より 7.4 MPa, 段階Ⅰ長さ ϵ_I^* を Fig. 6 より 18.5% として応力 (σ^*) - 歪 (ϵ^*) 曲線を設定した。また、式(16)における長さ d は、局所伸びの測定結果から、 L_0 および歪に依存しないものとして 4 mm とした。Fig. 6 に示した実曲線は、以上のようにして求められた試片全体の段階Ⅰ長さ ϵ_I の L_0 に対する変化を表わす計算曲線である。ここで $\epsilon_I = 18.5(L_0 - 4)/L_0$ (式(16)参照) である。この曲線は、実際に測定された試片全体の段階Ⅰ長さ ϵ_I (白丸) と非常に一致をみせている。

以上要するに、Ⅱ. で解析した掴みの拘束力の応力-歪曲線への影響を応力-歪曲線の試片長さ依存性を通して調べた結果、掴みの拘束力の1種である曲げ応力(式(11))によって掴みの近傍に形成される結晶の塑性的湾曲領域が重要であることが明らかとなり、この湾曲領域の試片長さに占める体積率によって応力-歪曲線とくに ϵ_I の試片長さ依存性が無理なく説明されることを示した。

このような立場によれば、Fig. 6 から理解されるように、試片の初期長さが非常に大きくなっても、段階Ⅰの長さはある有限値(Fig. 5 に示した方位を有する Cu-1at%Ge 試片の室温変形では 18.5% 引張歪)に限りなく近づくだけである。この無限大の試片長さにおける段階Ⅰの長さは、既述のように、主すべりの活動の場所的不均質を起因として、掴みの拘束作用のもとに試片の随所で形成される湾曲すべりの変形帯 KB への移行・安定化の容易さにより決定される⁽²⁾。また、以上のように、掴みの拘束効果を試片長さの段階Ⅰ長さ ϵ_I に及ぼす影響という1つの側面からみた場合には、式(11)に示される曲げ応力 σ_{xz} が重要となり、式(10)の拘束せん断応力 σ_{xy} は無視して差しつかえない。しかしながら、Ⅱ. 3 で述べたように、拘束せん断応力 σ_{xy} による2次すべり系の誘発という考え方は、段階Ⅱへの遷移および段階Ⅱの加工硬化に主導的役割を演ずる変形帯の形成とその安定化に対して重要な意味をもつであろう。たとえば、いまだその成因の明らかでない変形帯 BSS (band of secondary slip) の場合をとりあげてみると、この帯域では主すべり量が他の領域に比べて小さく、このような主すべりの不均質領域には、Ⅲ. 2 で述べた単軸変形における掴みの拘束作用によって曲げ応力だけでなく、

拘束せん断応力 σ_{xy} も局部的に働く可能性がある。この応力 σ_{xy} が主すべりの不均質領域内に 2 次すべり系を誘発させ、2 次すべり系の顕著な活動を伴う領域として特徴づけられる変形帯 BSS の形成に寄与するとの考えも可能である。

V. 総 括

前報⁽²⁾において明らかにした面心立方金属結晶の加工硬化曲線における段階ⅠからⅡへの遷移機構に対する理論的補強を目的として、単軸引張変形において避けることのできない掴みの拘束作用に着目して、丸棒試片における拘束力を解析し、発生する曲げ応力から期待される湾曲すべりの形成とその変形帯への移行・安定化、ならびに加工硬化曲線に及ぼす掴みの効果などについてくわしく検討した。得られた結果を要約すれば次のようになる。

(1) 結晶のすべり変形を記述するのに適した変形勾配テンソルと棒状試片に適した弱小曲げ理論とによる解析から、掴みの拘束力には主として試片の横断面をせん断させようとする応力 σ_{xy} (式(10)) と曲げ応力 σ_{xz} (式(11)) とのであることを示した。

(2) 拘束せん断応力 σ_{xy} (式(10)) は、試片の全長にわたって一様に働きうる応力であり、掴みの拘束作用に対する塑性的緩和機構としての 2 次すべり系の誘発に対して重要な役割を果す。この応力 σ_{xy} を面心立方晶の 12 のすべり系に分解し(式(12))、その結晶方位依存性(Fig.3)を明らかにした。

(3) 試片の大部分を占める中央領域では、主すべりの活動の場所的不均質を起因として、掴みの拘束作用のもとで局部的に働く曲げ応力 σ_{xz} の作用によって、湾曲すべりが形成される(Ⅲ.2)。この湾曲すべりの幾何学的性質(式(15)、Fig.4)、湾曲すべりから変形帯 KB への移行、およびその安定化に寄与する 1 次共面すべりの活動について考察した(Ⅲ.3)。既報のように、この湾曲すべりを構成する過剰転位密度が段階Ⅰの加工硬化に寄与し、さらに湾曲すべりから変形帯 KB への *in situ* 移行にともなう急激な転位密度の蓄積が段階Ⅱへの遷移を支配する。

(4) 掴みの近傍領域においては、ほぼ [112] を回転軸とする変形帯 KB 型の鋭い湾曲が早期に形成されることを、スリット状コリメータを用いた X 線観察によって示した(Photo.1)。このような結晶の塑性的湾曲の形成は、試片

端に近づくほどその値の大きくなる曲げ応力 σ_{xz} (式(11)) に起因し、単一すべりによって変形しようとする試片における掴みの拘束作用の大部分を、掴みの近傍で塑性的に緩和する役割を果すことを明らかにした(Table 1)。

(5) 掴みの拘束作用の加工硬化曲線に及ぼす影響の一例として、変形段階Ⅰの試片長さ依存性(Fig.5)を検討した結果、前項で述べた掴みの近傍における結晶の塑性的湾曲領域の試片全長に占める体積率によって、段階Ⅰ長さの試片長さ依存性が無理なく説明される(Fig.6)。この立場では、試片の長さが無限大になっても、段階Ⅰの長さはある有限値に近づくだけであり、この極限値は(3)で述べたように、試片の中央領域で主すべりの活動の場所的不均質を起因として形成される湾曲すべりの変形帯 KB への移行・安定化の難易⁽²⁾ (たとえば試験温度や亜粒界密度)によって決定される。また、(2)で述べた拘束せん断応力 σ_{xy} は、試片中央部の主すべりの不均質領域において局部的に働く可能性があり、この応力は段階Ⅱの加工硬化に重要な変形帯 BSS の形成に寄与する可能性を示唆した(Ⅳ)。

文 献

- (1) 高村仁一：日本金属学会会報(本多記念講演)，12 (1973)，505.
- (2) 大谷泰清，高村仁一，成田舒孝，原谷 勤，吉村昭三：日本金属学会誌，41 (1977)，1290.
- (3) J.Takamura : Suiyokwaishi, Kyoto Univ., 12 (1955)，601.
- (4) S.Kitajima : Mem. Fac. Eng., Kyushu Univ., XX (1961)，105.
- (5) S.Karashima : *Studies in Metallurgy*, 的場幸雄教授退官記念論文集，(1969)，184.
- (6) R.L.Fleischer and B.Chalmers : J.Mech. Phys. Solids, 6 (1958)，307.
- (7) J.J.Hauser and K.A.Jackson : Acta Met., 9 (1961)，1.
- (8) H.Nishimura and J.Takamura : Tech. Rep. Eng. Res. Inst., Kyoto Univ., 2 (1952)，139.
- (9) 辛島誠一：日本金属学会誌，20 (1956)，274.
- (10) Y.C.Fung : *A First Course in Continuum Mechanics*, Prentice-Hall Inc., Englewood Cliffs, (1969) .
- (11) B.Jaoul : *Étude de la Plasticité et Application aux Métaux*, Dunod, Paris, (1964) .
- (12) たとえば，L.D.Landau and E.M.Lifshitz : *Theory of Elasticity*, Pergamon, New York, (1959) .
- (13) 大谷泰清，高村仁一，成田舒孝，山本普康，田畑綿久，平田武行：日本金属学会誌，41 (1977)，102.
- (14) 西村秀雄，高村仁一：日本金属学会誌，A15 (1951)，409.