引抜きならびに圧縮集合組織形成の機構*

上 城 太 一**

Taichi Kamijo: On the Development of Drawing and Compression Textures.

The purpose of this paper is to account for the derivation of the drawing textures, assuming that the stress system in drawing is a multiaxial one, i.e. a tensile stress in the direction of drawing together with a circular array of compressive stresses perpendicular to this direction. When a tensile stress axis is denoted by a certain point in the basic unit stereographic triangle, there are compressive stresses operative at every point on the great circle normal to the tension axis.

Each slip system is supposed to operate in proportion to the length of a region bearing the highest resolved shear stress along this great circle. The wire axis is considered to displace towards the operative slip direction by the tensile stress and to rotate away from the normal of operative slip plane by the compressive stresses. The tension rotation of the wire axis is composed of every rotation due to the operation of more than three slip systems. Then, the resulting rotation of the wire axis is assumed to be described by combining the tension rotation with the compression rotation like vectors.

In the case of *fcc* metals the wire axis tends to rotate towards $[111]$ or $[001]$, if it lies within a triangle $[011]$ - $[111]$ - $[113]$ and $[001]$ - $[011]$ - $[113]$ respectively. Thus a double fibre texture will result having $[111]$ and $[001]$ as fibre axes. Since the slip rotation due to cross slip causes the wire axis to move towards $[111]$, a single $[111]$ fibre texture will develop in aluminium wire with a large stacking fault energy.

(Received September 5, 1966)

I. 緒 言

Schmid と Wassermann⁽¹⁾, Göler と Sachs⁽²⁾ らは面心立方格子の純金属ならびに合金の引抜き集合組織を研究し、一般に結晶の $[111]$ 方向と $[100]$ 方向がワイヤー軸に平行に配列した二重繊維組織が形成されると報告している。彼らによれば、二重繊維組織中の $[111]$ 成分と $[100]$ 成分の割合は金属の種類と合金元素の添加量によつて異なるが、純金属ではアルミニウムと鉛だけが単純 $[111]$ 繊維組織を示し、銅、金、銀、の順で $[100]$ 成分が増加する。Hibbard⁽³⁾ は純金属および合金の引抜き組織中に含まれる $[100]$ 成分が中間的集合組織で、加工度を非常に高めた場合には消失すると述べている。Brown⁽⁴⁾ は集合組織と交差すべりの起りやすさを関係づける議論を用いて、 $[100]$ 成分の割合が積層欠陥エネルギーの減少とともに増加すると提議した。

一方 Ahlborn と Wassermann⁽⁵⁾ は銀に 100°C ないし -190°C の四段階の温度で引抜き加工を施し、最初 $[111]$ と $[100]$ の二重繊維組織が現われるが、 $[111]$ 成分がしだいに減少し、99.8% 以上の加工度では単純な $[100]$ 組織が形成されることを見出した。彼らは低温で $[111]$ 成分がよ

り早く減少する機構が、変形双晶の形成による $[111]$ 組織から $[511]$ 中間組織への変化であると説明している。

最近 English と Chin⁽⁶⁾ はアルミニウム、パーマロイ、銀ならびに種々の銅合金とコバルト合金に断面減少率で 98.5~99.8% の引抜き加工を加えて、その定量的な集合組織を決定し、 $[100]$ 成分の割合と積層欠陥エネルギーの関係を明らかにした。それから得られる最も重要な結論は、積層欠陥エネルギーの減少にともなつて $[100]$ 成分の割合が増加するという一般的傾向が、 $\tau/G \cdot b$ の値が非常になくなると逆転することである。ここで τ は積層欠陥エネルギー、 G は剛性率また b はパーガースペクトルを表わしている。English らはこの現象を一つの機構だけに基いて説明することは容易でないで、これには二つ以上の要因が重畳して作用しているであろうと述べている。彼らは銀において $[100]$ 成分が多いことには Wassermann らが提案した変形双晶の形成が寄与していると考えている。積層欠陥エネルギーの非常に小さな合金における $[100]$ 成分の減少は、積層欠陥エネルギーが減少した場合双晶の核発生は容易になるが、その伝播が困難になることを示した。Venable⁽⁷⁾ の研究によつて説明出来ると主張している。しかし彼らは銅とニッケル合金における $[100]$ 成分の存在を変形双晶の形成に帰することには問題があると指摘している。その理由は銅に衝撃的な荷重を加えた場合を除き、室温においてこれらの金属が双晶変形を起したという報告がないからである。

他方体心立方格子の金属では引抜き集合組織は単純な

** 横浜国立大学工学部 (The Faculty of Engineering, Yokohama National University, Yokohama)

* ジェフリース賞金応募論文

(1) E. Schmid und G. Wassermann: Z. Physik, **42** (1927), 779.

(2) G.v.Göler und G.Sachs: Z. Physik, **41** (1927), 873, 889.

(3) W.R.Hibbard: J.Inst. Metals, **77** (1950), 581.

(4) N.Brown: Trans. AIME, **222** (1961), 236.

(5) H. Ahlborn und G. Wassermann: Z. Metallk., **54** (1963), 1.

(6) A.T.English and G.Y.Chin: Acta Met., **13** (1965), 1013.

(7) J.Venable: J.Phys. Chem. Solids, **25** (1964), 685, 693.

[110] 成分から成り、圧縮集合組織は [111] 成分と弱い [100] 成分を有する二重繊維組織である⁽⁸⁾。

引抜き集合組織の形成に関する Calnan⁽⁹⁾ の理論は、面心立方金属では引張組織を作るすべり回転によつて、引張応力軸が [112] を中心として [001]-[111] 上に来るが、引張応力軸に垂直に働く圧縮応力が圧縮応力軸を [110] に向つて回転させるため、引張応力軸 すなわちワイヤー軸が [112] から [111] に向つて移動すると主張している。彼は α 黄銅において [100] 成分が少ない理由を “over shoot” 言いかえると潜在すべり系の硬化と結びつけて論じているが、これと積層欠陥エネルギーの大きさの間の関連性は未だ明確にされていない。

そこで著者は何故アルミニウムでは単純 [111] 繊維組織が発達するか、あるいは銅においてはいかにして [100] 成分が形成されるかを解明するため、つぎのごとき仮定を用いて引抜きの際のすべり回転を解析する。すなわち、引抜きの際の応力状態をワイヤー軸に平行な引張応力 σ とそれに垂直な圧縮応力 σ が作用する多軸の応力系と考え、それに対し分解せん断応力の最も大きな三つ以上のすべり系が同時に働くと仮定する。そしてそのような条件のもとで、すべり回転がどのように起るかを、標準 (001) ステレオ投影上で解析する。その際面心立方金属の引抜き組織における前述のごとき相違が、交差すべりの生じやすさと深い関連性があると考えられるので、交差すべりが生じた場合の方位変化についてはとくに検討することにする。ただしすべり回転と変形双晶の形成による方位変化を考えれば、積層欠陥エネルギーの関数として変化する面心立方金属における引抜き集合組織の発達の機構を統一的に説明することが出来るものと期待される。

ところで圧縮変形を圧縮圧延によつて行なうものとすれば、圧縮応力軸の回転は引抜きの場合の引張応力軸のそれを逆転させることによつて示すことが出来る。それゆえ面心立方金属における {111} <110> 型のすべり系による引抜き組織は、体心立方金属の {110} <111> 型のすべり系による圧縮組織と同一のものとなるであろう。しかし α 鉄においてはそのほかに {112} <111> 型と {123} <111> 型のすべり系が活動可能であるから、前者によるすべり回転についても解析することにする。

II. すべり回転の解析法

引抜き加工の際の応力状態は Geleji⁽¹⁰⁾ によれば、ワイヤーの中央部では半径方向の圧縮応力 σ_1 、円周方向の圧縮

応力 σ_2 ならびに引抜き方向の引張応力 σ_3 である。ここで引抜き力を z 、降伏強度を k_f 、ダイス出口の断面積を f_2 とする。 $\sigma_1 = \sigma_2$ が成立つので、塑性条件は $\sigma_1 - \sigma_3 = k_f$ であるが、引抜きの場合には σ_3 の符号が負であるから、 $\sigma_1 + \sigma_3 = k_f$ となる。入口断面では $\sigma_3 = 0$ 、出口断面では $\sigma_3 = z/f_2$ である。

Fig. 1 Standard (001) stereographic projection illustrating the derivation of the drawing texture in face-centered cubic metal owing to the tension rotation and the compression rotation. Slip plane normals A~D. Slip directions 1~6.

Fig. 2 Variation of relative resolved shear stress for a biaxial stress system, as a function of second stress axis along a great circle shown in Fig. 1.

あるから、 σ_3 の平均値 σ_{3m} は $z/2f_2$ となる。そこで平均主応力 σ_{1m} については、 $\sigma_{1m} = k_f - z/2f_2$ が成立つ。したがつて σ_1 と σ_3 は変形中一定ではないが、本論文では $\sigma_{1m} = -\sigma_{3m} = \sigma$ と仮定する。換言すれば、引抜きの際の応力状態をワイヤー軸に平行な引張応力 σ とそれに垂直な平面内で圧縮応力 σ があらゆる方向から作用する多軸の応力系と考えることにする。

標準 (001) ステレオ投影の基本三角形 [001]-[011]-[111] 内の一点にワイヤー軸をプロットすると、Fig. 1 に示すごとく圧縮応力軸はワイヤー軸と 90° をなす点線や破線で示した大円上に来る。ところで圧縮応力 σ とそれに垂直な引張応力 $-\sigma$ が作用した場合の分解せん断応力 τ は次式で与

(8) C.S.Barrett: *Structure of Metals*, 444, 448.

(9) E.A.Calnan: *Acta Met.*, 2 (1954), 865.

(10) A.Geleji: *Bildsame Formung der Metalle in Rechnung und Versuch*, Akademie-Verlag GmbH, (1960); 五弓勇雄訳, 金属塑性加工の計算, 下巻, コロナ社, (1964).

えられる。

$$\tau = \sigma (\cos \phi_1 \cos \lambda_1 - \cos \phi_2 \cos \lambda_2) \quad (1)$$

ここで ϕ_1 と λ_1 は圧縮応力軸とすべり面法線およびすべり方向のなす角度であり、 ϕ_2 と λ_2 は引張応力軸とすべり面法線およびすべり方向のなす角度である。(1)式によつて Fig.1 に示した大円上における種々のすべり系の相対的分解せん断応力 τ/σ の値を計算した結果を Fig.2 に示す。Fig.1 の大円上においてはすべり系 B1, A3 および D6 の τ/σ の値が最大となるので、この三つのすべり系が τ/σ 最大の領域の広さに比例して活動するものと仮定する。言い換えると大円の長さ 180° のうち B1, A3 および D6 の τ/σ の値がそれぞれ 87° , 72° および 21° の区間最大となるので、各すべり系はそれぞれ 87:72:21 の割合で活動するものとする。実際の変形には τ/σ の値が二番目または三番目のすべり系も、粒界や表面の近傍で材料の連続性ならびに形状の変化を確実にするために活動することが予想されるが、集合組織の発達を論ずる場合には無視してさしつかえないと仮定する。

つぎにいくつかのすべり系が同時に作動した場合に、標準投影上でワイヤー軸がどのように移動するか説明しよう。ワイヤー軸の回転は引張応力によるすべり回転と圧縮応力によるそれを分けて考えることにする。

引張応力では一つのすべり系によるワイヤー軸の回転を、回転量を示す長さがそのすべり系の活動度に比例し、方向がそのすべり系のすべり方向に向う矢印で表わすことにする。そしてワイヤー軸の全回転は各すべり系についての回転の矢印を合成して表示する。Fig.1 にはすべり系 A3, B1 および D6 による各回転を合成したワイヤー軸の回転を太い矢印で示した。

一方圧縮応力は Fig.1 に示した大円の各部に作用し、これをすべり面法線に向つて移動させるはずであるが、大円が全体としてどのように動くかということは決定し難い。ところで圧縮応力軸がすべり面法線に向つて近づけば、それに伴つて 90° 離れたワイヤー軸はそのすべり面法線から遠ざかるように移動すると考えられる。たとえば、B1

するものとみなすことにする。このように考えれば引張応力の場合と全く同様に、圧縮応力に基づく各すべり系によるワイヤー軸の回転を合成することが出来る。

そこで引抜きの場合のワイヤー軸の方位変化は、引張応力による回転の矢印と圧縮応力によるそれを合成することによつて示すことが出来る。したがつて合成された矢印はワイヤー軸の回転の方向だけでなく、同一の加工度に対する相対的な回転の大きさも同時に表わしている。

交差すべりの場合には圧縮応力による回転だけが変化するので、その理由は、交差すべりではすべり方向は変化しないので、引張応力による回転は影響を受けないからである。ここで注意しなければならないのは Fig.1 において、基本三角形 $[001]-[011]-[111]$ 内は A, B および D からは 90° 以内にあるが、C からは三角形 $[011]-[111]-[112]$ 内が 90° 以上離れていることである。そのため C1 と C2 による回転の向きは $[011]-[112]$ を境として 180° 逆転することになる。

他方圧縮集合組織形成のすべり回転はつぎのごとく考えることにする。すなわち圧縮変形は圧縮圧延によつて行なう。その応力系は圧延面法線方向の圧縮応力 σ と、圧延方向の引張応力 $-\sigma$ が作用する二軸のそれである。圧縮応力軸は圧縮応力によつてすべり面法線に向つて回転し、またそれは引張応力によつてすべり方向から遠ざかるように移動するものとする。このように考えると圧縮応力軸の変化はワイヤー軸のそれと逆向きとなり、引抜きの場合に求めた矢印を逆転することによつて示すことが出来る。

III. 解析結果ならびに考察

1. 面心立方金属

Fig. 3 は引抜きの場合の引張応力による回転(a)、圧縮応力による回転(b)およびその二つを合成した方位変化(c)を示すものである。(a)と(b)は $[001]$ 近傍で矢印の長さが多少異なるだけで非常に類似している。(c)を見ると大略 $[113]$ と $[011]$ を結ぶ大円を境として矢印が $[001]$ と $[111]$

Fig.3 General trends of rotation in fcc metal.

- (a) Slip rotation under tension; (b) Slip rotation under compression;
(c) Slip rotation in wire drawing derived from a and b.

が働く場合には、ワイヤー軸はそれと B を結ぶ大円上を B から遠ざかるように B1 の活動度に比例する角度だけ回転

に向つていて、多重すべりによるすべり回転によつて $[111]$ および $[100]$ 二重組織が形成されることが理解

出来る。変形双晶によつて $[111]$ 組織が $[511]$ 組織になると、後者は $[100]$ 組織に向つてすべり回転することが予想される。

Fig. 4 General trends of rotation in fcc metal due to cross slip. (a) Slip rotation under compression; (b) Slip rotation in wire drawing derived from 3-(a) and 4-(a).

Fig. 4は引抜きの場合における、交差すべりが生じたときの圧縮応力による回転(a)、およびそれと Fig. 3-(a)を合成させた交差すべりによる方位変化(b)を示している。(a)においては三角形 $[001]$ - $[011]$ - $[112]$ 内では矢印は $[001]$ から放射状に出ているが、三角形 $[011]$ - $[111]$ - $[112]$ 内では矢印は大略 $[111]$ から遠ざかるような向きを持っている。このように $[011]$ - $[112]$ を境として方位変化の向きが極端に違うのは、すでに II で説明した理由による。(b)では矢印はほとんど $[111]$ に向つているということが出来る。これから積層欠陥エネルギーが大きく交差すべりが非常に起りやすい場合には、 $[001]$ に向う回転が起りにくいか、さらに $[001]$ から $[111]$ へ向う変化も生ずるため、たとえば Al においては単純 $[111]$ 繊維組織が形成されるものと解される。

積層欠陥エネルギーが減少するにつれて交差すべりが起りにくくなるので、銅と金では $[100]$ 成分が増加することになる。しかし銀などに見られる 80~100% に達する $[100]$ 組織は、この機構だけでは説明出来ないで、Wassermannらが提案したように変形双晶によつて形成されるものと考えられる。Englishらは面心立方金属の圧延集合組織が積層欠陥エネルギーの減少にしたがつて、 $\{123\} \langle 211 \rangle$ 型の方位から $\{011\} \langle 211 \rangle$ 型の方位に向つて単調に変化しているが、引抜き組織に現われるような逆転も起り得ると示唆している。圧延の場合に最も変形双晶の起りやすい方位は $(114) [221]$ 方位で、これは双晶変形によつて $(011) [100]$ 方位に変る。しかし $(114) [221]$ 方位は圧延に対する安定方位から非常に離れているので、この方位を有する結晶は少なく変形双晶は圧延集合組織の発達に対しほとんど影響をおよぼさないであろう。それ故、圧延集合組織においては引抜き組織に見られるような逆転が起るとは考えられない。

圧縮集合組織については、Barrett⁽⁶⁾によつてアルミニウムと 7-3 黄銅に約 98% の圧縮圧延を施した場合の集合組織が報告されている。両者とも $[011]$ に強い集積が存在

し、主として $[113]$ に向う分散が見られる。しかしアルミニウムには $[001]$ の付近に弱い集積があるが、 $[111]$ の近傍にはそれが全く存在しないのに対し、7-3 黄銅では逆に

Fig. 5 General trends of rotation in fcc metal under compression rolling.

なっている。Fig. 5は Fig. 3-(c)の矢印の向きを逆転させたものであるが、矢印は大略 $[011]$ に向つている。ところが $[001]$ - $[111]$ 上では矢印は $[113]$ に向つており、その上 $[113]$ と $[011]$ の間では矢印が非常に短いことから、 $[011]$ から $[113]$ に向う分散の形成が理解出来る。さらに Fig. 4-(b)の $[001]$ の近傍の矢印を逆転すれば $[001]$ に向くことから、交差すべりが起れば $[001]$ に弱い集積が形成されることも説明出来る。7-3 黄銅にある $[111]$ 近傍の小さな集積は、 $[115]$ 組織が圧縮応力による変形双晶によつて $[111]$ 組織に変る現象と関連性があるものと思われる。

細粒の多結晶から成る円筒状の試料に単純引張り変形を行なつた場合には、その横断面は円形を保つままその直径が減少するであろう。そのためには内部の結晶は引抜きの場合と同様のすべり系のグループの活動によつて変形しなければならない。その結果多結晶体の場合には結晶の $[111]$ と $[100]$ が引張方向に平行に配列し、単結晶を引張つたときのように $[112]$ が引張軸に平行となることはなからうと予想される。Taylor⁽¹¹⁾は各結晶粒が連続性を保ちながら試料の形状変化に等しい変形をすると仮定した場合、少なくとも 5 個のすべり系の活動が必要であるとして、最小仕事の原理に基づき引張変形の場合の結晶の回転を計算した。その結果は Fig. 3-(c) とかなりよく一致している。したがつて細粒の多結晶体を引張つた場合、試料の中央部の結晶の方位変化も Fig. 3-(c) によつて示されるものと考えられる。

2. 体心立方金属

体心立方金属の $\{011\} \langle 111 \rangle$ 型のすべり系の場合には、すべり面とすべり方向の指数が面心立方金属のそれと逆になつてゐるので、Fig. 5が引抜き組織を、また Fig. 3-(c)が圧縮組織を形成する方位変化を表わしている。Fig. 6は前節で説明した方法を $\{112\} \langle 111 \rangle$ 型のすべり系に適用して解析したワイヤー軸の引張応力による回転(a)、圧縮応

(11) G.I. Taylor: J. Inst. Metals, 62 (1938), 307.

力による回転(b)ならびにその合成(c)である。また Fig. 7 は Fig. 6-(c) の矢印の向きを逆転させ、圧縮の場合の方位

応力系と仮定し、引抜き繊維組織の成因をすべり回転によって説明するのが本論文の目的である。圧縮変形を圧縮圧

Fig. 6 General trends of rotation in bcc metal.

(a) Slip rotation under tension; (b) Slip rotation under compression;
(c) Slip rotation in wire drawing derived from a and b,

Fig. 7 General trends of rotation in bcc metal under compression rolling.

変化を示すものである。Fig. 6 の (a) と (b) は非常に似ており、また (c) は Fig. 5 に類似している。そこで $\{123\}\langle 111 \rangle$ 型のすべり系の場合にもすべり方向が前者と共通であり、 $\{123\}$ が $\{011\}$ と $\{112\}$ の中間にゐるので、同様の結果が得られるものと期待される。

したがって $\{011\}\langle 111 \rangle$, $\{112\}\langle 111 \rangle$ および $\{123\}\langle 111 \rangle$ 型のすべり系がすべて活動可能な α 鉄においては、引抜きの場合には単純 $[110]$ 繊維組織がまた圧縮の場合には $[111]$ 成分と $[100]$ 成分を有する二重繊維組織が形成されるものと考えられる。そしてこの予想はすでに数多く報告されている実験結果⁽⁸⁾と極めてよく一致している。

IV. 総 括

(1) 引抜きにおける応力系を引抜き方向の引張応力 σ とそれに垂直な圧縮応力 σ が半径方向から作用する多軸の

延によつて行なうとみなせば、応力の向きを逆転することによつて引抜きの場合の応力系を圧縮に適用出来るので、同時に圧縮繊維組織の形成についても検討した。

(2) 標準ステレオ投影の基本三角形内に引張応力軸を示せば、圧縮応力はそれに垂直な大門に沿つて作用する。各すべり系はその大門上において多軸の応力系に対し分解せん断応力が最大となる領域の長さに比例して活動するものと仮定する。そして引張応力によつてワイヤー軸は活性なすべり方向に近づき、圧縮応力によつてそれは活性なすべり面法線から遠ざかるように移動するものとする。引張応力によるワイヤー軸の回転は分解せん断応力が最大となる三つ以上のすべり系によるそれぞれのすべり方向へ向う回転を合成したものである。そこで引張応力による回転と圧縮応力によるそれをベクトルの結合すれば、ワイヤー軸の引抜きによる回転が示されると考えられる。

(3) 面心立方金属の場合、ワイヤー軸は三角形 $[001]$ - $[011]$ - $[113]$ 内では $[100]$ に、 $[011]$ - $[111]$ - $[113]$ 内では $[111]$ に向つて回転するので、すべり回転によつて $[111]$ と $[100]$ を繊維軸として持つ二重繊維組織が形成される。交差すべりの場合はワイヤー軸をすべて $[111]$ に向つて回転させるので、積層欠陥エネルギーの大きなアルミニウムでは単純 $[111]$ 繊維組織が発達する。積層欠陥エネルギーが減少するにしたがつて $[100]$ 組織成分が増加するが、銀にみられる 80~100% に達する $[100]$ 組織成分は変形双晶によつて形成されるものと考えられる。

終りに懇切なる御指導を賜つた横浜国大工学部和田良澄教授に深く感謝いたします。