70/30黄銅の圧延集合組織発達におよぼすせん断帯の影響*

森井賢二** 目良光男** 中山 豊**

Kenji Morii, Mitsuo Mera and Yutaka Nakayama : The Effects of Shear Bands on the Rolling Texture Development in 70/30 Brass. Texture development and deformation structures in rolled polycrystalline 70/30 brass have been studied. Deformed structures of grains in the polycrystalline samples are classified roughly into two groups; slip deformation and mechanical twinning followed by shear banding. The texture development is characterized by the following three stages.

(1) $\leq 40\%$ reduction. Slip or twinning deformation operates depending on the orientations of grains, and leads to the development of the intermediate type texture. (2) $40 \sim 80\%$ reduction. Shear bands are induced in the grains deformed by mechanical twinning. The twined grains having RP// $\{112\} \sim \{135\}$ orientations in the intermediate texture rotate toward the RP// $\{111\}$ orientation due to the formation of shear bands, and a texture component of $\{111\} \langle uvw \rangle$ is formed. (3) $\geq 80\%$ reduction. Two families of shear bands disposed symmetrically with respect to the rolling plane normal are induced in the twined grains, and the shear bands grow markedly. As a result, a texture component of RP// $\{011\}$ develops at the expense of the RP// $\{111\}$ component. On the other hand, the RP// $\{011\}$ component also develops by slip rotation in the grains unfavorable for twinning. It is concluded that the development of a brass type texture may be correlated with the shear bands formation in the twined grains.

(Received November 9, 1979)

I. 緒 言

fcc 金属, 合金には通常, 銅型および黄銅型と呼ばれる 2 種類の圧延集合組織が認められる⁽¹⁾. 同一結晶構造をもつ材料に異なる種類の集合組織が形成されることは興味ある現象である. このため *fcc* 金属, 合金の圧延集合組織に関して多数の研究が行われてきた⁽¹⁾. これらの研究においては, いわゆる極点図の解析によって集合組織の発達を検討すると立場がとられることが多く, Adcock⁽²⁾の初期の研究においてその重要性が示唆されているにもかかわらず, 圧延によって材料に生ずる変形組織には必ずしも大きな注意が払われなかったようである. この点にかんがみ近年圧延材の変形組織に関する詳細な観察が行われるに至り^{(3)~(11)}, 一つの重要な現象が明らかになってきた. それは, 銅合金^{(3)~(9)}, オーステナイトステンレス鋼⁽¹⁰⁾, 銀⁽¹¹⁾などの低積層欠陥エネルギー (SFE) 材料の圧延において, 変形双晶の発生に続いてせん断帯 (shear bands) という特異な変形組織が出現することである. 上記のように Adcock⁽²⁾はすでに 1922 年この組織を光学顕微鏡により観察しているが, この組織のもつ重要性についてはつい最近に至るまで認識されなかった. せん断帯は圧延材の側面において観察すると, 板面に対して $0.52 \sim 0.70$ rad の傾角をもつ帯状の領域で, 巨視的には *fcc* 結晶の $\{111\}$ すべり面トレースに一致しない⁽⁵⁾⁽⁶⁾. また圧延に際してせん断帯は大きなせん断ひずみを発生し材料の塑性変形に寄与する⁽⁸⁾⁽⁹⁾. したがってせん断帯の発生は低 SFE 材料の圧延

における一つの変形様式と見なすことができよう⁽⁶⁾⁽⁹⁾. また Backofen⁽¹²⁾がすでに指摘しているように, この変形様式は圧延集合組織の発達に影響する可能性がある.

本研究はこのような観点から代表的な低 SFE 銅合金である 70/30 黄銅をとりあげ, 圧延集合組織の発達におよぼすせん断帯の寄与を明らかにすることを目的とした.

II. 実験方法

70/30 黄銅は冷延板として入手した. その化学分析結果を Table 1 に示す. これより寸法約 $12 \text{ mm} \times 10 \text{ mm} \times 2.5 \text{ mm}$ の試料を切り出し, Ar 雰囲気中で 773 K 約 3.6 ks の焼鈍を行い, 平均結晶粒径を約 $50 \mu\text{m}$ に調整した. これらの試料を室温で, ロール径 50 mm の 2 段圧延機により種々の圧延率まで往復圧延した. 1 回の圧下率は 10% 以下, 圧延速度は $1.67 \times 10^{-3} \text{ m/s}$ とし, 潤滑剤は使用しなかった.

各圧延試料について, X 線回折 ($\text{CoK}\alpha$) による集合組織測定, および光学顕微鏡による変形組織の観察を行った. 前者については, 圧延試料の表面層 (板厚の約 $1/4$) を化学研

Table 1 Chemical composition of 70/30 brass (mass%).

Cu	Pb	Fe	Sn	Zn
69.64	<0.004	0.005	<0.004	bal.

** 大阪府立大学工学部 (College of Engineering, University of Osaka Prefecture, Sakai)

* 1977 年 4 月 日本金属学会東京大会に発表

摩で除去した面において、板面に平行な低指数面の積分反射強度および Schulz の反射法による $\{111\}$ 極点図を求めた。なお反射強度は試料と同一素材から得たヤスリ粉末のそれを基準とした相対強度で表した。また後者については圧延試料の側面、後端面および板面にそれぞれ平行な各断面における化学腐食模様および変形模様を観察した。なお腐食液としては $\text{HCl} : 20 \times 10^{-6} \text{ m}^3$, $\text{FeCl}_3 : 5 \text{ g}$, $\text{H}_2\text{O} : 100 \times 10^{-6} \text{ m}^3$ 溶液を用いた。

III. 実験結果

1. 集合組織の発達

圧延前試料の $\{111\}$ 極点図には相対強度 2 を越えるような集積は認められず、試料の初期集合組織は顕著なものではないと判断された。

圧延試料の板面に平行な $\{111\}$, $\{022\}$ および $\{113\}$ 面の相対反射強度を Fig. 1 に示す。圧延率の上昇に伴う各面の強度の変化挙動は Hu ら⁽¹⁾ および Duggan ら⁽²⁾ が 70/30 黄銅について得た結果と良く一致している。Fig. 1 における $\{111\}$ 強度の次のような挙動、約 40% 圧延までは大きな変化を示さず、40~80% 圧延で急激に上昇し、極大値に達した後、約 80% 以上の圧延でゆるやかに低下すること、は注目に値する。なぜなら一般に *fcc* 結晶の圧延において板面 (RP) と平行に $\{111\}$ 面が配置した方位は安定でないと考えられる⁽¹³⁾ からである。次に $\{111\}$ 強度の変化に対応した集合組織の発達過程を調べた。

Fig. 1 Relative reflective intensity from the $\{111\}$, $\{022\}$, and $\{113\}$ planes parallel to the rolling plane, as a function of rolling reduction.

Fig. 1 中に矢印 (a)~(f) で示した各圧延率の試料から得た $\{111\}$ 極点図をそれぞれ Fig. 2(a)~(f) に示す。40% 圧延 Fig. 2(a) においてはいわゆる中間段階の集合組織⁽¹⁴⁾ が認められる。この集合組織は板面法線 (RPN) から圧延方向 (RD) に向って約 $\pm 0.61 \text{ rad} (\pm 35^\circ)$ 傾いた位置に現われた分散の大きな集積 (A と呼ぶ) によって特徴づけられ、通常 50% 前後の圧延率において *fcc* 材料に共通して認められる⁽¹⁾⁽¹⁴⁾。60 および 70% 圧延, Fig. 2(b), (c) では 2 つの集積 A のうちとくに RPN-RD 線近傍の部分が RPN に

Fig. 2 $\{111\}$ pole figures at the reductions, (a) 40, (b) 60, (c) 70, (d) 80, (e) 90 and (f) 95%. ●: $\{101\} \langle 121 \rangle$.

向って移動し、互いに連結するに至る。集積A内に認められる4つの小集積(Cと呼ぶ)はこのような集積Aにおける移動により出現したと考えられる。80%圧延, Fig.2(d), においては上記の移動はさらに顕著になり RPN 近傍に強い集積(Bと呼ぶ)が形成された。90および95%圧延, Fig.2(e),(f), では集積Bの強度が低下し, 集積Cの分散領域が極点図の半径方向および円周方向に広がり, $\{011\} \langle 211 \rangle$ 理想方位(●印)を含むいわゆる黄銅型集合組織が発達した。ここで強度2の等高線に着目すると, 圧延率が80%から95%まで上昇しても, 等高線の形状, 位置はほとんど変化していないことがわかる。したがって約80%以上の圧延率での集合組織の発達はほぼこの等高線の範囲内における方位変化に関係しているとみなされよう。また集積Bの強度低下は集積C近傍の強度上昇に寄与していると考えることができよう。

2. せん断帯の発達

70/30 黄銅多結晶のせん断帯についてはすでに報告⁽⁹⁾したが, ここでは Fig.1における $\{111\}$ 強度の変化に対応したせん断帯の発達状態を調べた。Fig.1に矢印で示した各圧延率まで圧延した試料の横方向に垂直な断面における化学腐食模様をそれぞれ **Photo.1(a)~(f)**に掲げた。ただし(f)については試料厚のために93%圧延とした。

40%圧延試料, **Photo.1(a)**には多数の結晶粒に直線的な腐食条痕が認められる。これらはすべり帯観察により変形双晶層と同定された⁽⁹⁾。また明らかに条痕の認められない粒, すなわち変形双晶を伴わない粒も多数存在する。前者をT粒, 後者をS粒と呼ぶことにすれば, この圧延段階では両者の比率はおおむね等しい。

60および70%圧延試料, **Photo.1(b),(c)**ではT粒内において例えば矢印1が示すような筋状のトレースが認められる。これらがいわゆるせん断帯に対応する⁽⁹⁾。せん断帯トレースは板面に対して $0.52 \sim 0.70$ radの傾きをもつが, この傾きの方向は常に変形双晶トレースのそれと同じである。一方S粒にはせん断帯は認められない。したがってセ

ン断帯の発生は, 変形双晶層の存在に深く関係し, 双晶発生の結晶方位依存性を通して, 各粒の方位に依存すると考えられる。またせん断帯発生粒(B粒と呼ぶ)が互いに隣接する場合には例えば矢印2が示すようにせん断帯は相互に連結し得るが, B粒とS粒が隣接する場合にはせん断帯は粒界を越えないように見受られる。

80%圧延試料, **Photo.1(d)**, においては, これ以下の圧延率の試料には各B粒内で板面に対する傾斜方向が等しい一組のせん断帯が認められたのに対し, RPNに対して互に対称的に配置した二組のせん断帯が出現した。このためにせん断帯の数が大きく増加している。また双晶トレースは例えば矢印が示すように板面とほぼ平行になっている。

90および93%圧延試料, **Photo.1(e),(f)**では, B粒内では個々のせん断帯トレースが識別困難なほどにせん断帯の数あるいは幅が増加している。せん断帯以外の領域は菱形の島状に点在している。またS粒は薄層状の形となっているが, このような高圧延率においても存在する。

3. SおよびB粒の方位

上に示した観察より約60%以上の圧延率においては多結晶試料中の結晶粒はおおむねSおよびB粒に大別されることがわかった。次にこれらの粒の方位を調べた。

一般に *fcc* 結晶では4種類の $\{111\}$ トレースの交角が知ればその方位を一義的に決定でき, また3種類の交角がわかると2~4種の対応する方位を求めることができる⁽¹⁵⁾。ここでは引張りと曲げ変形を併用して圧延試料の板面にすべり帯を発生させ, 上の方法より各粒の板面方位を求めた。80および90%圧延試料の板面に生じたすべり帯の例を **Photo.2**に示す。通常S粒には4種の $\{111\}$ トレースが出現したが, B粒には3種しか出現しないことが多かった。このため多くのB粒については一義的な方位決定が困難であったが, これらに対しては図表法⁽¹⁵⁾により可能性のある2~4種の方位をすべて求め, 次の結果に合わせてプロットした。 **Fig.3**に60,80および90%圧延試料

Photo.1 Chemical etch markings on the longitudinal section, (a) 40, (b) 60, (c) 70, (d) 80, (e) 90, (f) 93% reduction.

における S および B 粒の板面方位を標準ステレオ三角形内に示す。B 粒の方位(●印)は上記のような不確かさを含むが、しかし圧延率の上昇に伴い、111 極近傍に集積し、ま

Photo.2 Slip bands in S- and B-grains, on the section parallel to the rolling plane, (a) 80 and (b) 90% reduction.

Fig.3 Stereographic projection of orientations of the rolling plane normals in B- and S-grains.

た S 粒の方位(○印)は 011 極近傍に集積す B 傾向があることがわかる。なお Photo.1(e), (f) に認められた島状組織は Photo.2(b), B における矢印の領域に相当する。Fig.3 の 90% 圧延における B 粒方位はこの領域の方位であって、これを囲むせん断帯領域の方位ではない。なおせん断帯領域においては明確な $\{111\}$ すべりトレースは認められない。この事実はせん断帯内が微細な多結晶的組織よりなるとの電顕観察結果^{(5)~(7)}に相通ずるものと思われる。

4. せん断帯の活動

緒言でのべたようにせん断帯は圧延時に大きなせん断ひ

ずみを生ずる領域であり、試料の塑性変形に寄与する。この点は集合組織発達に深く関係すると考えられるので、こ

こでも詳しく調べた。
Photo.3 は 62% 圧延試料の側面に Knoop 圧痕を付した後、さらに 66% まで圧延した場合の変形模様である。圧痕はせん断帯に沿って大きくせん断されている。**Photo.4** は 52% 圧延試料の側面にエメリー紙により RD に平行な

Photo.3 Deformation markings on the longitudinal section at 66% reduction. A Knoop indentation mark was sheared along the trace of shear bands.

条痕を付し(a), さらに 68% まで圧延した場合の変形模様である⁽⁶⁾。せん断帯が出現した領域(B)においては付加圧延前に RD と平行であった条痕が板面と $0.17 \sim 0.35$ rad の傾きをもつように回転している。せん断帯の認められない領域(S)では条痕は RD と平行に維持された。**Fig.4** は Photo.1 と同様の組織写真より B 粒における双晶トレースと板面との角度 θ を測定した結果である。40% 前後の圧延率では θ は $0.35 \sim 0.61$ rad であるが、圧延率の上昇に伴い θ は減少し、約 80% 以上の圧延率では θ は ~ 0.09 rad, すなわち双晶トレースは板面とほぼ平行になる。

これらの結果より約 40% 以上の圧延率では B 粒においてせん断帯の活動に伴うせん断ひずみのために剛体的な結晶回転が生じていることが明らかである。なぜなら通常の $\{111\} \langle 011 \rangle$ すべりにより結晶粒が変形する場合には、Photo.4 領域 S に見られたように、RD と平行に引かれた条痕は付加圧延後も RD と平行に維持され、条痕の回転

Photo.4 Deformation markings on the longitudinal section, scratches were made parallel to the rolling direction after 52% reduction by an emery paper (a), and rolled further to 68% reduction (b).

Fig.4 Angle θ between twin traces in B-grains and the rolling plane, measured on the longitudinal section, as a function of rolling reduction.

Photo.5 Deformation markings on the longitudinal section at 90% reduction.

は生じないと考えられるからである。なお上記の結晶回転は試料横方向を軸とすれば大略 0.35 rad で、双晶面を板面と平行にするような向きである (Fig.4)。また約 80% 以上の圧延率ではこのような結晶回転はほとんど起らない (Fig.4)。

Photo.5 に 90% 圧延試料の側面における変形模様を示す。板面に対して約 ± 0.61 rad の方向に直線的なトレースが認められるが、これらは Photo.1 との比較より隣接粒のせん断帯が連結した大規模のせん断帯であると考えられる。なお通常のすべりによって変形したと考えられる S 粒も存在する。S 粒とせん断帯が交差するところでは S 粒内で多重すべりによる変形の緩和が生じている (矢印)。したがって高圧延率においては板面と約 ± 0.61 rad をなすような 2 組の大規模せん断帯が試料全体の変形に大きく寄与していると考えられる。

IV. 考 察

上述のように 70/30 黄銅多結晶の圧延集合組織の発達における重要な特徴の一つとして、 $\sim 40 \sim 80\%$ 圧延率で板面に平行な $\{111\}$ 強度が上昇し、極大値をとることをあげることができる。この挙動に着目すれば集合組織の発達は以下に示す 3 つの段階に区別できるであろう。次に各段階における集合組織形成と変形組織との関係を検討する。

1. $\leq 40\%$ 圧延: RP// $\{111\}$ 強度が大きく変化しない段階

この圧延段階においては中間段階の集合組織が形成され

る (Fig.2(a))。また変形組織の上には通常すべりによって変形した粒 (S) および双晶変形した粒 (T) が認められた (Photo.1(a))。すなわちこの段階の主たる変形様式は各粒の初期方位に依存して、すべり変形および双晶変形であるといえる。Fig.1 において変形初期 ($\sim 30\%$) にみられる $\{022\}$ および $\{113\}$ 強度の上昇は圧延における安定方位へのすべり回転⁽¹³⁾の結果であると考えられる。また約 30% 以上の圧延率での $\{113\}$ 強度の低下は、 $\{113\}$ 面が双晶発生 の容易な $\{114\} < 221 >$ 方位⁽¹⁶⁾に近いことを考慮すると、一つには双晶変形に起因していると考えられる。中間段階の

集合組織はしたがって各粒がすべり回転により、より安定な方位へ移行するとともに、その塗上で双晶変形した粒がいわゆる双晶方位をとることにより発達すると推察される。なお 20% 圧延試料の $\{111\}$ 極点図は Fig.2(a) と同様の中間段階の集合組織を示した。すなわち双晶変形はこの集合組織を大きく変化することはないようである。これは中間段階の集合組織は分散が非常に大きいために変形双晶の方位がこの分散の中に含まれてしまうためであると考えられる。

2. 40~80% 圧延: RP// $\{111\}$ 強度が上昇し極大値に至る段階

この段階においては、中間段階の集合組織の 2 つの集積 A が RPN に向かって張出し、次いで連結して RPN 近傍に集積 B、すなわち RP// $\{111\}$ 方位成分を形成する (Fig.2 (b)~(d.))。一方変形組織の上の大きな特徴は双晶発生粒 T においてせん断帯が出現することである (Photo.1(b)~(d.))。せん断帯が発生した粒 B の板面方位は圧延率の上昇に伴い 111 極へ集積する (Fig.3)。すなわち RP// $\{111\}$ なる方位成分は B 粒において発達する。この原因は前章 III.4 に示した結果 (Photo.3, 4, Fig.4) より明らかなようにせん断帯の活動に伴って $\{111\}$ 双晶面を板面と平行にするような結晶回転が B 粒に発生することにある。したがってせん断帯の活動は RP// $\{111\}$ 方位成分の発達に対し支配的な役割を演じていると考えることができよう。

なお Duggan ら⁽⁷⁾は RP// $\{111\}$ 成分の形成を T 粒におけるすべり系の潜在硬化⁽¹⁷⁾により説明した。しかしこの

考えは上に示したようなせん断帯の発達における特徴(Ⅲ. 2,3)およびその変形への寄与(Ⅲ.4)を過小評価しているように思われる。

さてB粒の板面方位は60% 圧延率ではほぼ112~135 極近傍から111 極近傍におよぶものである(Fig.3)。ここで111 極へ向う分布は上記のようにせん断帯の活動によると考えられるので、せん断帯は主として112~135 極近傍に板面方位をもつT粒に発生すると判断される。一方S粒の板面方位は011 極近傍に比較的広く分布している。これらの結果は、70/30 黄銅単結晶におけるせん断帯は(211)[$\bar{1}11$], $\simeq$ (513)[$\bar{1}21$] 結晶には認められたが、(101)[$\bar{1}21$], $\simeq$ (816)[$\bar{1}21$] 結晶には認められなかったとの結果⁽³⁾⁽⁶⁾⁽⁹⁾に良く一致している。

以上の観点から40~80% 圧延における集合組織の発達過程は次のように説明されよう。すなわち約40% 以下の圧延率で形成された中間段階の集合組織において、板面方位を(112)~(135)近傍にもつ双晶変形粒Tがせん断帯の活動によりRP//{111}方位へと回転し、{111}<uvw>方位成分を形成する。なおS粒はRP//{011}近傍方位にあり、圧延率の上昇とともにその集積度を増し、{011}<211>~{011}<100>方位成分の形成に寄与するであろう。

これらの考えはこの圧延段階におけるFig.1およびFig.2の特徴、すなわち{113}, {022}強度の低下および集積B,Cの形成を良く説明する。例えばいま双晶発生の容易な(114)[22 $\bar{1}$]方位⁽¹⁶⁾の粒を考えるなら、この粒は双晶変形により(114)[22 $\bar{1}$]+(110)[001]方位をとるがせん断帯の活動により{111}<112>2重方位へ回転するであろう。この挙動は{111}強度を上昇させるとともに{113}, {022}強度を低下し、{111}極点図上では集積AのRPN-RD線近傍の部分のRPNへと移動し集積Bを形成する。なおFig.1で{022}強度が大きく低下しないのはS粒におけるRP//{011}方位の発達のためであると考えられる。

3. $\geq 80\%$ 圧延: RP//{111}強度がゆるやかに低下する段階

この段階においては明確な黄銅型集合組織が発達する(Fig.2(e), (f))。変形組織においては2組のせん断帯がB粒に出現し、圧延率の上昇に伴いせん断帯領域が増大する(Photo.1(e), (f))。

約80%以下の圧延率では板面に対する傾斜方向が等しい一組のせん断帯が各B粒に形成されるが、前節2に示した結晶回転により{111}双晶面が板面とほぼ平行になると、第2のせん断帯が出現する(Photo.1)。このせん断帯は、すでに存在するそれに対してRPNに関して対称的に配置しているので、その活動は上記の結晶回転を抑制する。したがって2組のせん断帯の活動はRP//{111}方位を安定化する作用をもつと考えられる。約80%以上の高圧延率において、{111}強度が著しく減少せず(Fig.1)、B粒のせん断帯以外の菱形領域において維持される(Photo.1,

Fig.4)のはこのような作用によると推察される。

反面、2組のせん断帯が発生すればB粒は菱形の領域に分断されせん断帯の数は増加する。圧延率の上昇に伴い、この様相は顕著になり、せん断帯領域の増大、菱形領域の縮少が起る(Photo.1(d)~(f))。ここでRP//{111}方位は後者の領域において維持される(Fig.3)ことを考えると、せん断帯領域の増大は{111}<uvw>方位成分の減少の主因であると判断される。

せん断帯領域の増大はまた次のような効果をもたらすと考えられる。約80%以下の圧延率ではせん断帯領域の比率は小さく、それ自身のもつ集合組織は試料全体のそれに対して大きく寄与し難いが、圧延率の上昇に伴いその比率が増加すれば同領域に発達する集合組織は無視し得ないものとなるであろう。このような効果と約80%以上の圧延率でせん断帯領域が増大しかつ{022}強度が大きく上昇するとの結果(Photo.1, Fig.1)を合わせて考えると、せん断帯領域にはRP//{011}成分をもつ集合組織が発達していると判断される。この推論は70/30 黄銅単結晶⁽⁶⁾および多結晶⁽⁷⁾におけるせん断帯は微細多結晶的組織(粒子サイズ $\leq 10^2$ nm)でRP//{011}成分を有するとの電顕観察結果に一致するものである。

しかし現在のところせん断帯における変形機構が明確でないので、この領域に発達するRP//{011}方位を合理的に説明することは困難である。ここではPhoto.1および5に示したような変形組織に注目し、また同領域内での変形の素過程が{111}<011>通常すべりだと仮定して、以下のような議論を試みた。

約80%以上の圧延率においては、各結晶粒はRDに沿って大きく引伸され薄層状をなしているが、隣接するB粒のせん断帯は相互に連結するので、いくつかの粒にまたがる大規模のせん断帯が形成されているであろう。このせん断帯は板面に対して約 ± 0.61 radの傾きをなしている。また上述のように圧延率の上昇に伴い菱形領域は縮少するので、B粒はせん断帯領域によってその大半が占められているとみなされよう。したがってこの圧延段階においては上記2組の大規模せん断帯によりせん断帯領域が変形されることができると考えることができる。またこのような変形は活動するせん断帯内にいわずせん断集合組織を形成するであろう⁽⁷⁾。とくにこの場合板面に対して約 ± 0.61 rad傾いた2組のせん断帯が活動するので、形成される集合組織はこのような2重のせん断変形を反映したのものであると考えられる。

70/30 黄銅の単純せん断における集合組織は{111}<110>~<112>[†], および{001}<110>[†]方位により記述される⁽¹⁸⁾。今このようなせん断集合組織が微細多結晶的粒子(crystallite)よりなるせん断帯領域に形成されたとすると、上記方位のうち例えば(111)[0 $\bar{1}1$]~[$\bar{1}12$][†]成分は板

[†] {せん断面}<せん断方向>

面に約 ± 0.61 rad 傾いた 2 重せん断変形に適合するような等価なすべり面(111)および(11 $\bar{1}$)を有するので、より安定であると考えられる。一方上記方位の(111)[01 $\bar{1}$]~[112] $\uparrow$ および(001)[110] $\uparrow$ 成分は次の点より 2 重せん断に対して不安定であると推測される。すなわちこれらの方位成分においては上述のような板面に約 ± 0.61 rad 傾いた 2 重せん断変形に適合する等価な{111}すべり面が存在しないので、安定性は低く、せん断変形に際して上記安定方位へ移行する可能性があると考えられる $\uparrow\uparrow$ 。さらにこれらの成分は双晶変形可能な方位であり、もし微視的な双晶発生が起こるならこれらはまた上記安定方位へほぼ変換される。したがってせん断帯領域に形成される集合組織は{111}<01 $\bar{1}$ >~<1 $\bar{1}$ 2> $\uparrow$ なる成分を有するといえよう。今せん断帯が試料側面にほぼ垂直で、かつ板面に約 ± 0.61 rad 傾斜した領域であることを考慮すると、この方位成分は{RP}<RD>なる指数で $\sim\{471\}<1\bar{1}3>\sim\{110\}<001>$ と書ける。ここで板面に約 ± 0.61 rad 傾いた 2 重せん断変形に適合するような 2 組の等価な{111}面が配置する場合により安定化されるとの上述の観点に立てば、前者の方位は変形に伴い{110}<1 $\bar{1}$ 2>へ移行するであろう。以上よりせん断帯領域における RP//{011}方位成分の発達は 2 組の大規模せん断帯の活動に密接に関係していると考えることができよう。

なお S 粒は圧延に際して変形双晶を発生しない粒で、011 極近傍に板面方位をもつ(Fig.3)。この粒は圧延率の上昇に伴い多重すべり変形により圧延における安定方位{011}<211> $\uparrow$ へと回転すると考えられる。したがって S 粒のこのような挙動は RP//{011}方位成分の発達に寄与するものである。

高圧延率における黄銅型集合組織の発達は主として上述のような B および S 粒の変形挙動に係るものであると推察される $\uparrow\uparrow\uparrow$ 。しかしながら S 粒における変形挙動は必ずしも黄銅型を示す材料に固有のものではなく、fcc 材料に共通した挙動であると考えられる。一方 B 粒におけるそれは双晶変形するような fcc 材料に特有の挙動である。したがってどちらかといえば B 粒の挙動すなわち変形双晶の発生に続くせん断帯の発生、発達は黄銅型集合組織形成に重要な役割を演じていると結論されよう。

V. 結 言

70/30 黄銅多結晶を室温で圧延し、集合組織の発達におよぼすせん断帯の影響を検討した。集合組織の発達過程は

$\uparrow$ {せん断面}<せん断方向>

$\uparrow\uparrow$ この移行は[110]軸まわり約 0.52 rad の回転により達成される。

$\uparrow\uparrow\uparrow$ B および S 粒いずれにも属さないような結晶粒が存在するかどうか、または存在するならその粒の集合組織形成への寄与を考慮する必要があるが、本研究では、組織観察よりそのような粒は多くはないと判断されたので、その寄与は考慮しなかった。

次の 3 段階に大別される。(1) $\leq 40\%$ 圧延; 中間段階の集合組織がすべりおよび双晶変形により形成される。(2) $40\sim 80\%$ 圧延; RP//{111}方位成分が形成される。この方位は中間段階の集合組織における RP//{112}~{135}なる双晶変形粒に発生したせん断帯の活動に伴う結晶回転に係る。(3) $\geq 80\%$ 圧延; {011}<211>を主成分とする黄銅型集合組織が発達する。せん断帯発生粒では 2 組の大規模せん断帯が発生し、せん断帯領域が増大するために、RP//{111}成分が減少し、RP//{011}成分が同領域に発達する。双晶変形しない粒では圧延率の上昇に伴いすべり回転により RP//{011}成分が発達する。黄銅型集合組織の形成は、これらの挙動に係るものであるが、とくに変形双晶発生粒におけるせん断帯の発生、発達に強く関係すると結論される。

文 献

- (1) H. Hu, R. S. Cline and S. R. Goodman: *Recrystallization, Grain Growth and Textures*, ASM Seminar, (1965), p.295.
- (2) F. Adcock: *J. Inst. Met.*, **27**(1922), 73.
- (3) 吉岡正三, 目良光男, 森井賢二: 日本金属学会誌, **39**(1975), 394.
- (4) B. Fargette and D. Whitwham: *Rev. Met.*, **74**(1976), 197.
- (5) K. Morii, M. Mera and Y. Nakayama: *Trans. JIM*, **18**(1977), 7.
- (6) 森井賢二, 目良光男, 中山 豊: 日本金属学会誌, **42**(1978), 148, 502.
- (7) B. J. Duggan, M. Hatherly, W. B. Hutchinson and P. T. Wakefield: *Met. Sci.*, **12**(1978), 343.
- (8) 中山 豊, 巽 豊, 森井賢二, 目良光男: 日本金属学会誌, **43**(1979), 29.
- (9) 中山 豊, 目良光男, 森井賢二: 材料, **28**(1979), 287.
- (10) M. Blicharski and S. Górczyca: *Met. Sci.*, **12**(1968), 303.
- (11) K. Morii, M. Mera and Y. Nakayama: *Trans. JIM*, **21**(1980), 20.
- (12) D. S. Mather and W. A. Backofen: *Met. Trans.*, **4**(1973), 643.
- (13) I. L. Dillamore, E. Butler and D. Green: *Met. Sci. J.*, **2**(1968), 161.
- (14) T. Leffers and Grum-Jensen: *Trans. Met. Soc. AIME*, **242**(1968), 314.
- (15) 竹内 栄, 本間敏夫, 池田 晋: 日本金属学会誌, **22**(1958), 320.
- (16) G. Wassermann: *Z. Metallk.*, **54**(1963), 61.
- (17) 上城太一: 日本金属学会誌, **32**(1968), 17.
- (18) O. Williams: *Trans. Met. Soc. AIME*, **224**(1962), 129.

付 記

本論文脱稿後、Hutchinson らによる論文「Development of deformation texture and microstructure in cold-rolled Cu-30Zn (*Met. Tech.*, **6**(1979), 398) が公表された。彼らの X 線測定結果、光顕による組織観察結果は本論文のそれらと良く一致している。しかし集合組織発達におよぼすせん断帯の役割に関しては著者らと異なる見解を示している。