多結晶 Cu-30 mass% Zn 合金における 塑性変形初期のすべり挙動†

上 谷 保 裕* 中 川 康 弘** 松 田 健 二***
穴 田 博*** 多 々 静 夫**** 池 野 進*****

Slip Behavior at the Early Stage of Plastic Deformation in a Polycrystalline Cu-30 mass% Zn Alloy

by

Yasuhiro UETANI*, Yasuhiro NAKAGAWA**, Kenji MATSUDA***
Hiroshi ANADA***, Shizuo TADA****
and Susumu IKENO*****

Slip bands formed at the low strain region ranging from about 0.005 to 2% in a polycrystalline Cu-30 mass% Zn alloy were investigated by optical microscopy and crystallographic orientation analysis using an SEM-ECP method. Many grains exhibited slip bands caused by the primary slip system at about 0.005% strain. Some grains in which the secondary slip system had been activated were observed at this stage of plastic deformation. Most of these grains produced slip bands due to the primary slip system with further plastic deformation.

A model of Hashimoto and Margolin based on the elastic incompatibility at a grain boundary could explain the secondary slip system becoming active in only about 20% of the grains in which this slip system had been activated initially. In about 60% of such grains, when the secondary slip system produced more similar shape change to that of the surrounding grains than the primary slip system did, the secondary slip system was understood to become preferentially active, taking account of the two-dimensional surface shape change after small plastic deformation.

Key words: Cu-30 mass% Zn alloy, Polycrystal deformation, Slip band, Slip system, Crystallographic orientation, SEM-ECP, Elastic incompatibility

1 緒 言

多結晶体の銅-亜鉛合金において、隣接する周囲の結晶粒が中心の結晶粒に拘束力を及ぼしてシュミット因子では予想されない2次すべり系が塑性変形の初期に活性化されるというモデルが、Hashimoto と Margolin¹⁾により提唱されている。多結晶アルミニウムを用いた前報告において、彼らが報告したと同様の現象を見だし、Hashimoto と Margolin のモデルを適用したが2次すべり系の優先的な活性化という現象の原因が説明されなかった。一方、結晶粒相互の全体的な変形形状の変化を考えることにより、その現象の発生因が説明可能であることを提唱した。その時に、1種類のすべり系が活動するような変形のごく初期で解析を行わないと、解析結果に信頼性がおけないという結果が見いだされた。銅-亜鉛合金における Hashimoto

と Margolin¹⁾の研究では、すでに多くの結晶粒で複数の方向のすべり帯が観察されているので、単一のすべり系が活性化されたときの変形初期における解析という条件は満たされていない。

そこで、本研究では彼らとほぼ同じ Cu-30 mass% Zn 合金を用いて、変形のごく初期からのすべり帯観察を行い、ECP による結晶方位測定と併せてすべり系の決定を行って Hashimoto と Margolin の解析モデルが系当であるか否かを検討した結果について報告する。

2 実験方法

純度 99.99 mass% の電気銅と 99.99 mass% の電解亜鉛を用いて、大気中溶解により Cu-29.61 mass% Zn および Cu-30.60 mass% Zn 合金の2個の鋳塊を金型鑄造した。両合金に含まれる不純物として、

† 原稿受理 平成5年10月21日 Received Oct. 21, 1993

* 富山県立大学総合研究所 〒939-03 富山県射水郡小杉町黒河, Res. Inst. for Tech., Toyama Pref. Univ., Imizu-gun, Toyama, 939-03

** 富山大学大学院 〒930 富山市五福, Graduate Student, Toyama Univ., Gofuku, Toyama, 930

*** 富山大学工学部物質工学科 〒930 富山市五福, Dept. of Mat. Sci. & Eng., Toyama Univ., Gofuku, Toyama, 930

**** 正 会 員 富山大学工学部物質工学科 〒930 富山市五福, Dept. of Mat. Sci. & Eng., Toyama Univ., Gofuku, Toyama, 930

***** 富山大学地域共同研究センター 〒930 富山市五福, Center for Cooperative Res., Toyama Univ., Gofuku, Toyama, 930

鉄がそれぞれ 0.002 mass% と 0.005 mass% であり, 鉛, 錫, ニッケルおよび燐は共にそれぞれ 0.001 mass% 以下であった. これらの合金の内, 前者の鑄塊は, 熱間圧延後中間焼なましを施して 90% の加工度の冷間圧延により 1.1 mm 厚さの板材とした. さらに先の多結晶アルミニウムの場合と同様に, 機械加工により厚さが 1 mm で中央部幅が 3 mm の R 部のみからなる引張試験片を作成し, 903K で 1.8 ks の熱処理をほどこした. この時の平均結晶粒径は約 120 μm であった. その後電解研磨により表面を鏡面仕上げして引張試料とした (以下, 再結晶材と称する). また, 比較のためにもう一つの鑄塊から再結晶材と同じ形状の引張試験片を作成し, 1033K で 1.8 ks の熱処理をほどこし, 引張試料とした (以下, 鑄造材と称する). この場合の平均結晶粒径は約 350 μm であった.

引張試験はインストロン型の引張試験機 (島津製 DSS-5000 型) を使用し, 室温にて引張速度 $6.7 \times 10^{-5} \text{ m/s}$ で行い, 試験機に据え付けたノマルスキー型微分干渉顕微鏡により, 引張試験開始直後より試験片中央部の表面観察を行った. このようにして観察を行い, 変形に伴い最初にすべり帯が現れた結晶粒とその周囲の結晶粒について, 塑性ひずみ (以下, ひずみとする.) 量で 1~2% の変形が終了した後, 走査電子顕微鏡 (日本電子製 JSM-840A) を用いて SEM-ECP 法により結晶方位を測定した. また, 方位解析結果に基づいて計算により表面におけるすべりの方向とシュミット因子を求めてすべり系を決定した.

3 実験結果および考察

Fig. 1 は, 再結晶材を変形後に観察した組織である. Fig. 1 (a) は写真中に示した結晶粒 A にすべり帯が初めて観察された, ひずみ量が約 0.003% という変形のごく初期での組織である. Fig. 1 (b) は約 0.06% の塑性変形後の組織であり, 結晶粒 A および周囲の結晶粒で数は少ないがすべり帯が明瞭に観察されている. 塑性変形量が約 1.6% と最も大きい Fig. 1 (c) では, 結晶粒 A にそれまでと異なった方向に新しいすべり帯 (矢印) が付加される. 結晶粒 A におけるシュミット因子の大きさと活性化されると予想されるすべり系により形成されるすべり帯の方向を書き込んだのが, Fig. 2 である. 図と写真のすべり帯の向きを比較すれば分かるように, 結晶粒 A に最初にみられるすべり帯の向きはシュミット因子で 0.208 と 3 番目の大きさを持つ 2 次すべり系

Fig. 1. Optical micrographs of the slip bands generated at different strains in the recrystallized specimen. (a) 0.003% strain, (b) 0.06% strain and (c) 1.6% strain.

り系によるすべり帯 S2 の方向と一致することが分かり, Fig. 1 (c) で新たに出現するすべり帯がシュミット因子が 0.312 と 2 番目に大きい 2 次すべり系によるすべり帯 S1 と方向が一致することが分かる. このひずみ量までは, シュミット因子の最も大きい主すべり系は活性化していない. このように, 結晶粒 A ではシュミット因子の大きさでは説明されない順序で変形過程が進行しており, このような現象に対して Hashimoto と Morgolin は, 下記の式により計算され

Fig. 2. Schematic illustration of the calculated directions of slip traces in grain A of Fig. 1. The numbers show the maximum values of Schmid factor on each slip plane. The maximum elastic contributions Δe_T on each slip plane are P: 3.257 (B4), S1: 3.470 (D1), S2: 1.404 (C1) and S3: 1.646 (A2), respectively.

る Δe_T (周囲の結晶粒の弾性的な拘束力に相当する) が大きければ 2 次すべり系が変形初期から活性化され得ると推測している。

$$\Delta e_T = (e_i^B - e_i^A) + (e_i^C - e_i^A) + \dots \quad (1)$$

ここで、 Δe_T は結晶粒界面での隣接結晶における総分解せん断ひずみの差をすべての結晶粒界について総合した値、添字 A, B, C, ... は各結晶粒を表す。また $e_i^A, e_i^B, e_i^C, \dots$ は各粒界面における総分解せん断ひずみで、結晶粒界によって e_i^A の値は異なる。それぞれの総分解せん断ひずみは、次式で与えられる。

$$\left. \begin{aligned} e_i^A &= 2e_{xx}^A \cos \phi_1 \cos \lambda_1 + 2e_{zz}^A \cos \phi_3 \cos \lambda_3 \\ &\quad + e_{zx}^A (\cos \phi_3 \cos \lambda_1 + \cos \phi_1 \cos \lambda_3) \\ e_i^B &= 2e_{xx}^B \cos \phi_1 \cos \lambda_1 + 2e_{zz}^B \cos \phi_3 \cos \lambda_3 \\ &\quad + e_{zx}^B (\cos \phi_3 \cos \lambda_1 + \cos \phi_1 \cos \lambda_3) \\ e_i^C &= 2e_{xx}^C \cos \phi_1 \cos \lambda_1 + 2e_{zz}^C \cos \phi_3 \cos \lambda_3 \\ &\quad + e_{zx}^C (\cos \phi_3 \cos \lambda_1 + \cos \phi_1 \cos \lambda_3) \\ &\vdots \end{aligned} \right\} \quad (2)$$

ここで、 $e_{xx}^A, e_{xx}^B, \dots, e_{zz}^A, e_{zz}^B, \dots, e_{zx}^A, e_{zx}^B, e_{zx}^C, \dots$ は、結晶粒 A と隣接する結晶粒との粒界面におけるそれぞれの結晶粒の弾性ひずみ成分であり、試料表面と結晶粒界面の交線を z 軸、粒界面内で z 軸と直角の方向を x 軸としている。また、 ϕ_1 と ϕ_3 はそれぞれ、結晶粒 A におけるすべり面法線が x 軸または z 軸となす角度であり、 λ_1 と λ_3 はそれぞれ、すべり方向が x 軸または z 軸となす角度である。

式 (1) を用いて、最初に現れたすべり帯 S2 について計算した Δe_T の値は、S2 中の 3 つのすべり系の内の C1 (S-B 記号)⁵⁾ で 1.404 という正の最も大きな値を取った。Hashimoto と Margolin¹⁾ の定義によれば

Δe_T が正の値を取ればそのすべり系が活性化するので、この場合、2 次すべり系 C1 によるすべり帯 S2 が現れても良いことになる。ところが、S2 が現れた後、さらにひずみ量を増すと現れてくる S1 について計算すると、 Δe_T が D1 で最大値 3.470 という、S2 の 1.404 よりはるかに大きい値を取っていることが分かる。Hashimoto と Morgolin の推論が正しければ Δe_T の値が大きいほど、そのすべり系が活性化され易いはずであり、S1 の方が S2 より小さいひずみ量で活性化されなければならないと思われる。また、主すべり系 B4 で計算すると 3.257 とやはり S2 より大きな値を取っており、変形初期から主すべり系が活性化しないことの理由が説明し難い。以上のごとく、Hashimoto と Margolin が変形初期に適用できるとしたモデルは、単独のすべり系が活性化されるひずみ量から複数のすべり系が活性化するひずみ量まで連続的に観察して解析しないと、適合しているか否か判断が難しいことが分かった。

Fig. 3 はアルミニウムにおいて提唱した周囲の結晶粒の変形により強制されて 2 次すべり系が優先的に活性化されるモデル²⁾を、本結果に適用した模式図である。この場合、結晶粒の変形は、一つのすべり系が活性化して S1 だけ均一にせん断変形したとして試料表面に平行な面内にある塑性ひずみ成分 $\epsilon_{yy}^p, \epsilon_{zz}^p, \epsilon_{yz}^p$ を計算して求めることができる。いま、結晶粒 A で実線の四角形を変形前の状態とすると、主すべり系が活性化

*1 式 (2) の粒界面上における塑性ひずみ成分 ($\epsilon_{xx}, \epsilon_{zz}, \epsilon_{zx}$) は、 $S_{11} = 1.94, S_{12} = 0.835, S_{44} = 1.39$ (単位は $10^{-11} \text{ m}^2/\text{N}$)⁴⁾ を用いて算出した。また、負荷応力は個々の結晶粒で一定と仮定した³⁾。

*2 12 種類のすべり系の Schmid と Boas⁵⁾ による表示法である。Fig. A に示すごとく、引張方向が太い線で囲まれたステレオ三角形内にある場合、主すべり、臨界すべり、共役すべりおよび交差すべりの各すべり面をそれぞれ、B, A, C, D で表し、この文字の後にすべり方向を 1 から 6 までの数字をつけてすべり系を区別する。例えば、各すべり面上で最もシュミット因子の高い、主すべり、臨界すべり、共役すべりおよび交差すべりの各すべり系は、それぞれ、B4, A3, C1 および D4 となる。

Fig. A. Designation of slip planes and directions.

Fig. 3. Schematic illustration of two-dimensional shape changes of the grains in Fig. 1(a). The shape changes were obtained using calculated plastic strain components ϵ_{xy}^p , ϵ_{yz}^p and ϵ_{zx}^p by assuming that shear deformation S_1 is homogeneous in each grain. The dotted line and the dot-dash-line in the central grain A show shape changes by a primary slip system and a secondary slip system, respectively. The y-z coordinates are normalized by S_1 .

されると破線で示した左斜め上に伸びる形状変化をする予想される。実際に観察された S_2 のすべり帯中でシュミット因子が最も高い2次すべり系 C3 で考えると、一点鎖線で示したような右斜め上に伸びる形状変化をすることになる。図中に描いたように周囲の結晶粒では、結晶粒 A の双晶である G が左斜め上に結晶粒が伸びるような形状変化をする以外、ほとんどの結晶粒が右斜め上に伸びるような形状変化をする予想されるすべり系が活性化していた。これが変形に主すべり系ではなく、2次すべり系が活性化される要因と思われる。

ここで、結晶粒 A の周りで見られる双晶の領域において、本研究に用いたような微小ひずみ量では左上の小さい双晶領域 (Fig. 1(a) 中の矢印参照) ではすべり帯が発生せず、検討が困難であったので、解析から外している。他の2次すべり系が優先される結晶粒の検討時においても、微小な双晶の領域ではすべり帯が発生し難かったり、すべり帯が観察されても Hashimoto と Margolin のモデルが適合するかどうかを検討できるほど明瞭なすべり帯が観察されることが少なかった。そこで、双晶がほとんどないため解析し易いと Hashimoto と Margolin¹⁾ が報告している、¹⁾ 鑄造したままの材料に微量の変形を加えて次に検討した。

鑄造材で変形初期から2次すべり系が活性化される場合の一例を、Fig. 4(a) に示す。図中に A で示した結晶粒で活性化されると予想されるすべり系により形成されるすべり帯の方向をシュミット因子の大きい順

Fig. 4. Schematic illustrations of the calculated directions of slip traces of central grain A and the slip bands generated at different strains in the as-cast specimen. The maximum values of Schmid factor on each slip plane are P: 0.422, S_1 : 0.290, S_2 : 0.253 and S_3 : 0.104, respectively. (a) 0.012% strain, (b) 0.03% strain and (c) 0.043% strain.

に4個記している。これらの内ですべり帯 S_1 の方向は、結晶粒 A 中に併記した塑性変形の開始時 (約 0.012% ひずみ) に発生した直線的なすべり帯に平行である。このすべり帯 S_1 のすべり系 C3 はシュミット因子が 0.290 と主すべり系 B4 の 0.422 に比べて明らかに小さい2次すべり系であるが、他の2次すべり系に比べてシュミット因子は最も大きい。 S_1 の同一すべり面上での3つのすべり系に対して Hashimoto と Margolin¹⁾ の Δe_T を計算すると、すべり系 C1 で最も大きな値 -0.384 が得られた。Hashimoto と Margolin¹⁾ に従うと、 Δe_T が負の値を取るとそのすべり系

は活性化しないので、この場合の S1 の活性化に対しては彼らのモデルが成り立たない。ひずみ量が 0.03 % と大きくなる既存の S1 すべり帯は若干長さが長くなり、これに加えて結晶粒 A の中に S1 と交差する方向に新しいすべり帯が生じる。これらのすべり帯を Fig. 4(b) に矢印で示すが、Fig. 4(a) に示したすべり帯 P の方向が新たに生じたすべり帯に平行であり、このすべり帯は主すべり系によるものであることが分かる。主すべり系 B4 に対して Δe_T を計算すると 0.159 となり正であるので、Hashimoto と Morgolin の解析では主すべり系が抑制された理由が説明できない。ひずみ量が 0.043 % とさらに大きくなると、S1 と P のすべり帯は共に数が増え、これら 2 種類のすべり帯以外に結晶粒の右上部にこれらのすべり帯のいずれとも方向を異にするすべり帯が新たに生じる (Fig. 4(c) 矢印参照)。Fig. 4(a) のすべり帯 S2 の方向がこの新しく生じたすべり帯に平行であることから分かるように、このすべり帯はシュミット因子が 0.253 と 3 番目に大きい 2 次すべり系 A3 によるものである。この S2 を含む同一すべり面上での 3 つのすべり系に対する Δe_T はそれらの内で A6 が最大で 0.445 と正の値となる。したがって、変形過程を連続的に観察せず、上記 3 種類のすべり帯が同時に存在するひずみ量まで変形して解析すると、 Δe_T が正の値をとるすべり系が 2 種類存在することになり、あたかも Hashimoto と Margolin のモデルで変形過程の大部分が説明可能

な結果であるかのような結論を導くことになる。実際は塑性変形開始時の活性化される 2 次すべり系によるすべり帯 S1 は、Hashimoto と Margolin のモデルでは説明され得ない。

Fig. 5 は Fig. 3 と同様に結晶粒の塑性変形による形状変化を表した図である。結晶粒 A に S1 が見え始める段階では、結晶粒 C には明瞭なすべり帯が見えなかったで、示していない。図に示したごとく、結晶粒 B は縦方向に伸びると共に右斜め上方に傾く形状となっている。結晶粒 D では、左斜め上方に傾いて伸びており、結晶粒 B とは変形によって傾く方向が異なっている。結晶粒 A で実際に観察された 2 次すべり系が働くと一点鎖線で示したごとく右斜め上方に結晶粒が傾いており、周囲の結晶粒 B の形状変化と一致するが結晶粒 D とは一致しない。したがって、この場合は周囲の結晶粒の形状変化でも、2 次すべり系の優先的な活性化の説明が難しい例の一つである。

Fig. 6 に示したのは、複数のすべり系が働くまで変形してもいずれも Hashimoto と Margolin のモデルでは説明できない 2 次すべり系が活性化される例である。中心の結晶粒 A において、シュミット因子の大きさの順で示した予測されるすべり系により形成されるすべり帯の方向と発生したすべり帯を比べると、0.007 % と非常にひずみ量が小さいときに発生したのは図中に S2 で表示したシュミット因子が 0.360 と 3 番目に大きい 2 次すべり系 C3 によるすべり帯であった。この場合の Δe_T は、S2 の同一すべり面上の 3 つ

Fig. 5. Schematic illustration of two-dimensional shape changes of the grains in Fig. 4(a). The shape changes were obtained using calculated plastic strain components ϵ_{xy}^p , ϵ_{yz}^p and ϵ_{zx}^p by assuming that shear deformation S_i is homogeneous in each grain. The dotted line and the dot-dash-line in the central grain A show shape changes by a primary slip system and a secondary slip system, respectively. The y-z coordinates are normalized by S_i .

Fig. 6. Schematic illustrations of the calculated directions of slip traces of central grain A and the slip bands generated at 0.02% strain in the as-cast specimen. The maximum values of Schmid factor on each slip plane are P: 0.483, S1: 0.402, S2: 0.360 and S3: 0.115, respectively.

のすべり系の中で C1 が最大となる。しかし、C1 に対しては Δe_T が -0.499 と負の値をとり、Hashimoto と Margolin のモデルではこの種類のすべり系は活性化されない筈である。ひずみ量が 0.02% とわずかに大きくなると Fig. 6 の状態となり、シュミット因子が 0.402 の 2 番目に大きい 2 次すべり系 A3 によるすべり帯 S1 が付加されて出現した。S1 に対しては、 Δe_T は同一すべり面上の 3 つのすべり系の中で A2 が最大となるが、 -1.403 と負の値をとっている。したがって、この結果はいずれのすべり帯の発生も Hashimoto と Margolin のモデルでは説明できない。この場合についても、周囲の結晶粒 C, D, E で活性化されたすべり系による結晶粒の形状変化を Fig. 7 に示している。Fig. 7 から分かるごとく、結晶粒 E では 2 種類のすべり帯によって形状変化が異なるために明瞭ではないが、結晶粒 E を除いた C と D ではいずれも右斜め上方に傾く形状を示すと考えられる。一方、結晶粒 A では破線で示すごとく主すべり系が活性化されるとわずかに左斜め方向に傾いて伸びる形状となるが、実際に観察されたすべり帯 S2 中のシュミット因子が最も高い 2 次すべり系 C3 が働くと、一点鎖線で示すごとく右斜め上方に結晶粒が傾き、周囲の結晶粒 C と D の形状変化と一致する。ただし、結晶粒 A において S2 が出現したひずみ量では結晶粒 C, D ではすべり帯が観察し難かった。また、C, D で最初に出現したすべり系はいずれも 2 次すべり系であったことから、この場合はかなり特殊な状況にあり、周囲の結

晶粒よりも結晶粒 A における変形が優先されている可能性があるのも、やはり周囲の結晶粒の形状変化のみでは説明が難しいと思われる。

以上のごとく、変形開始時に 2 次すべり系が活性化される場合は Hashimoto と Morgolin のモデルでは説明が困難な場合が多かったが、彼らのモデルで説明できる場合があった。Fig. 8 はその例であり、変形と共に最初に現れたのは、シュミット因子が 0.320 と主すべり系 B4 の 0.354 と比べて 2 番目に大きい 2 次すべり系 C3 によるすべり帯 S1 であった。S1 に対する Δe_T は、C5 が最も大きく 4.131 の値をとり、この値は活性化し得る全すべり系 12 中の最大値である。従って、Hashimoto と Margolin のモデルではこのすべり系が活性化されて良いことになる。Fig. 8 はひずみ量がわずかに大きい 0.019% の時の組織であり、シュミット因子が 0.156 の 2 次すべり系によるすべり帯 S2 が新たに生じている。主すべり系はこのひずみ段階でもまだ活性化されておらず、ひずみ量が 0.043% となったときに始めて現れた。この S2 に対する Δe_T は D6 が最大となり、12 のすべり系中で 2 番目に高い 2.246 の値をとる。 Δe_T が正であればすべり系が活性化されるとすると、Hashimoto と Morgolin のモデルで S1, S2 の順に活性化されることは実験結果に合っていると思われる。この場合、周囲の結晶粒の形状変化により 2 次すべり系が活性化されるとする推察が成り立つかどうかを見た結果が Fig. 9 である。図

Fig. 7. Schematic illustration of two-dimensional shape changes of the grains in Fig. 6 where slip bands were observed at 0.007% strain. The shape changes were obtained using calculated plastic strain components ϵ_{xy}^p , ϵ_{zx}^p and ϵ_{yz}^p by assuming that shear deformation S_i is homogeneous in each grain. The dotted line and the dot-dash-line in the central grain A show shape changes by a primary slip system and a secondary slip system, respectively. The y-z coordinates are normalized by S_1 .

Fig. 8. Schematic illustrations of the calculated directions of slip traces of center grain A and the slip bands generated at 0.019% strain in the as-cast specimen. The maximum values of Schmid factor on each slip plane are P: 0.358 , S1: 0.320 , S2: 0.156 and S3: 0.147 , respectively.

Fig. 9. Schematic illustration of two-dimensional shape changes of the grains in Fig. 8 where slip bands were observed at 0.01% strain. The shape changes were obtained using calculated plastic strain components ϵ_{yz}^p , ϵ_{zx}^p and ϵ_{zy}^p by assuming that shear deformation S_1 is homogeneous in each grain. The dotted line and the dot-dash-line in the central grain A show shape changes by a primary slip system and a secondary slip system, respectively. The y-z coordinates are normalized by S_1 .

から分かるごとく、周囲の結晶粒 C, D, E, F, G, I ではいずれも右斜め上方に伸びる形状となる。中心に存在する結晶粒 A では破線で示したごとく主すべり系が活性化されると左斜め上に結晶粒が伸びる形状となるのに対して、実際に観察された 2 次すべり系が働くと、一点鎖線で示したごとく右斜め上方に結晶粒が傾いた形状となっている。したがって、周囲の結晶粒 C, D, E, F, G, I の形状変化が結晶粒 A の 2 次すべり系を活性化させると考えることもできる。

本研究結果では、鑄造材において変形初期に現れる 2 次すべりの活性化を Hashimoto と Margolin のモデルで説明できると思われる場合は全体の 2 割程度と少なく、再結晶材の結果と併せてもやはり全体の 2 割程度であった。これに対して周囲の結晶粒の形状変化で説明可能な場合は鑄造材、再結晶材共に全体の約 6 割程度に達し、残り 4 割はどちらとも判断が難しいものが多かった。この結果は、多結晶アルミニウムにおいて全体の約 7 割が説明可能であった結果と比べて若干低い。Cu-30 mass% Zn 合金の変形初期に現れる 2 次すべり系の活性化については、周囲の結晶粒の形状変化に基づく拘束力のみではなく、他の要因により付

力応力が加算されて、見かけ上シュミット因子が低い 2 次すべり系が活性化される機構も考える必要があるかも知れない。

4 結 言

Cu-30 mass% Zn 合金において引張変形初期の変形に伴う表面観察を行い、生ずるすべり帯のすべり系を SEM-ECP 法による結晶方位測定に基づいて決定すると共に、2 次すべりの活性化を Hashimoto と Margolin のモデルで説明できるか否かを調べた。また、先に多結晶アルミニウムで提唱した推論を適用して、本合金の 2 次すべりの活性化を検討した。得られた結果を要約すると以下のごとくである。

(1) 再結晶材、鑄造材のいずれにおいても、変形に伴い最初に単一のすべり系によるすべり帯が生じた結晶粒に注目し、変形に伴うすべり帯の変化を連続的に観察した。それらの結晶粒の結晶方位を SEM-ECP 法により決定し、これに基づいて最初に活性化したすべり帯のすべり系を調べたところ、全体の約 3 割が 2 次すべり系で活性化していた。

これら変形の最初に現れた 2 次すべり系によるすべり帯の活性化を、従来の Hashimoto と Margolin のモデルにより検討したところ、再結晶材と鑄造材のいずれにおいても全体の 2 割程度が説明可能であった。また、最初に 2 次すべり系により活性化したすべり帯が Hashimoto と Margolin のモデルにより説明されない場合であっても、さらに変形がわずかに進行して現れたすべり帯の中には説明されるものが存在することが分かった。

(2) 多結晶アルミニウムで周囲の結晶粒の形状変化に規制されて 2 次すべり系が優先的に活性化するというモデルにより変形初期の 2 次すべり系の活性化を検討したところ、再結晶材と鑄造材と併せて全体の 6 割程度が説明可能であった。

参 考 文 献

- 1) K. Hashimoto and H. Margolin, *Acta Met.*, **31**, 773 (1983).
- 2) 上谷保裕, 安保定幸, 多々静夫, 池野 進, *軽金属*, **40**, 896 (1990).
- 3) S. Ankem and H. Margolin, *Met. Trans. A*, **11A**, 963 (1980).
- 4) H. B. Huntington, *Solid State Physics*, **7**, 214 (1958).
- 5) E. Schmid and N. Boas, *Plasticity of Crystals* (English Edition), F. A. Hughes (1950) Springer
- 6) J. D. Livingston and B. Chalmers, *Acta Met.*, **5**, 322 (1957).