

Al-3 mass%Mg 合金の高温圧縮変形下における集合組織形成

岡安和人 福富洋志

横浜国立大学大学院工学研究院機能の創生部門

J. Japan Inst. Metals, Vol. 70, No. 7 (2006), pp. 562-567
© 2006 The Japan Institute of Metals

Texture Formation during High Temperature Compression Deformation in Al-3mass%Mg Alloy

Kazuto Okayasu and Hiroshi Fukutomi

Division of Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering, Yokohama National University, Yokohama 240-8501

Uniaxial compression tests were conducted on Al-3 mass%Mg alloy under various amounts of strain, strain rates and temperatures. High temperature yielding phenomena are seen at the temperatures higher than 623 K and strain rates ranging from $1.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ to $1.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Texture examination elucidated that fiber textures are constructed in all the deformation conditions. The main components of the fiber textures are {011} and {001}. The transition of the main component from {011} to {001} with an increase in strain is seen in some deformation conditions. It is considered that orientation stability for crystal slip deformation as well as the rapid recovery during the deformation of the grains close to {001} orientation made it possible to grow by consuming the other deformed grains with the orientations such as {011}, resulting in the development of {001} texture with an increase in strain. In addition, it is suggested that new grain formation in dynamic recrystallization also contribute the development of {001} texture.

(Received December 26, 2005; Accepted May 22, 2006)

Keywords: texture, aluminum-magnesium alloy, solute atmosphere, high temperature deformation, electron back-scattered diffraction, dynamic recrystallization

1. 緒 言

1960年代に堀内らにより高温降伏現象¹⁾が見いだされて以来、Al-Mg合金の変形機構についてさまざまな研究がなされてきた。大塚と堀内の研究²⁾により、本合金は高温で引張変形すると純金属とは異なる特異な結晶回転を生ずることが判明した。これは、固溶体硬化が大きいために特定のすべり系の優先的な活動が妨げられ、複数のすべり系が同時に活動することによって考えられている。その他クリープ試験や透過型電子顕微鏡等によりこの合金の変形機構を調べた研究³⁻⁷⁾も多いが、その多くは引張変形挙動に関するものであり、圧縮変形挙動を調べた例は多くない。特に、高温圧縮中の変形集合組織の変化について系統的に調べた例は極めて限られている。Chen and Kocks⁸⁾はAl-2%Mgに結晶粒成長を抑えるためTiB₂を添加した材料を用いて圧縮変形における集合組織変化を調査した。真ひずみを一定としてひずみ速度と温度を変化させて調べ、温度713 K、ひずみ速度 $1.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ の条件で{001}集合組織が発達することを見出した。彼らはこの集合組織が動的再結晶によるものと結論しているが、詳細なメカニズムについては言及していない。また実験条件はごく限られた範囲のものであり、{001}集合組織形成の特徴が十分に把握されていると言えない。

Al-Mg系は代表的な構造用アルミニウム合金の一つであ

り、高温加工により形成される集合組織の特徴を明確にし、その形成機構を理解することは、この系の合金を利用する上のみならず、集合組織制御による特性向上の可能性を検討する上でも重要であると考えられる。そこで本研究では温度、ひずみ速度、ひずみ量を種々変化させ、組織ならびに集合組織形成の特徴を調査し、その機構を検討した。

2. 実験方法

純Al(99.99%)および純Mg(99.95%)をAl-3 mass%Mgの組成になるよう秤量後、大気中で溶解・鋳造した。合金の化学組成はTable 1に示すとおりである。表面の酸化層を機械加工で除去した後、813 K、15 hの均質化処理を施した。室温で圧下率50%まで圧延して板厚約20 mmの板材とした。この板材から放電加工によりアスペクト比1.5の円柱状試験片を切り出した。円柱状試料寸法は集合組織測定精度が十分得られるよう、変形後の試料直径が16 mm以上になるよう考慮した。773 K、70 minの焼鈍を施した上で試験に供した。焼鈍後の平均結晶粒径は約140 μmであった。ま

Table 1 Chemical composition of Al-Mg alloy (mass%).

Mg	Si	Fe	Cu	Al
3.32	0.06	0.01	0.00	Bal.

た、試験片の両端面には潤滑剤を保持するために同心円状の溝を複数本つけた。潤滑剤には BN を使用した。

圧縮試験にはインストロン型の試験機を、加熱には赤外炉を使用した。試験温度に到達した後、試験機系の熱膨張の影響を取り除くため、約 1 時間保持してから圧縮試験を開始した。変形条件は温度 573~723 K、最終ひずみ速度 $1.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1} \sim 1.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 、与ひずみは真ひずみで $-0.6 \sim -1.7$ の範囲で行った。所定のひずみまで変形した後、クロスヘッドを停止すると共に直ちに加熱炉を開放して試料を取り出し、水冷して組織凍結を図った。冷却速度の影響を知るために、一部の試料については加熱炉を開放後空冷した。試験終了後、圧縮治具と試料との摩擦の影響を避けるため、試料を圧縮面に平行な 1/2 高さの位置で機械加工等により切り出して測定面とし、Schulz の反射法による集合組織測定、EBSD (Electron Back-Scattered Diffraction) 法による結晶方位測定に供した。

集合組織測定には銅の $K\alpha$ 線を用いた。集合組織は $\{001\}$, $\{011\}$, $\{111\}$ 正極点図ならびにこれらの正極点図を元に Dahms-Bunge 法で結晶方位分布関数を計算して逆極点図を作成し、評価した。

EBSD 法による組織評価では日本電子製走査型電子顕微鏡 JSM-5600 と TSL 社製 OIM システムを組み合わせた装置を用いた。隣接する測定点間の最小回転角を計算し、 15° 以上の場合に大角粒界が存在すると判定した。

3. 実験結果

3.1 真応力-真ひずみ曲線

Fig. 1 はひずみ速度および温度を変えて真ひずみ -1.0 程度まで変形させたときの真応力-真ひずみ曲線である。図中に示した実線はひずみ速度 $5.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ で温度を (a) 573 K, (b) 623 K, (c) 723 K と変化させたものである。破線は温度 723 K で (d) ひずみ速度を 2 倍にしたものである。(a)

では加工硬化型の挙動を示しているのに対し (b) と (c) では高温降伏が認められる。これらの変形挙動は堀内ら¹⁾により報告されたものと同様であり、573 K 以下と 623 K 以上では変形機構が異なることがわかる。723 K では、ひずみ速度を 2 倍にした (d) でも同様に高温降伏が認められる。

3.2 集合組織

Fig. 2 (a), (b) は Fig. 1 に示した真応力-真ひずみ曲線のうち、ひずみ速度を $5.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ として 573 K (a) および 723 K (b) で変形した試料について定めた $\{011\}$ 正極点図である。圧縮面を投影面とし、平均極密度を 1 とした等高線により描いてある。Fig. 2 (a) では中心付近と中心から約 60° 離れた位置に極密度の集積が同心円状に分布している。主成分を調べるため逆極点図を描いたところ、極密度の高い集積が $\{011\}$ に認められた。このことから、 $\{011\}$ 繊維集合組織が形成されていると結論した。Fig. 2 (b) は中心付近と中心か

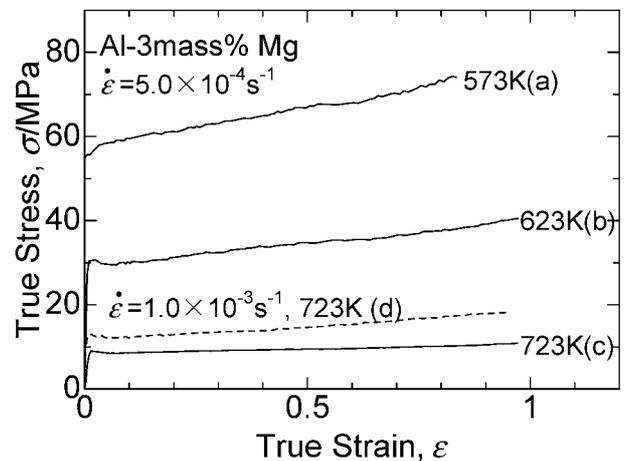


Fig. 1 True stress-true strain curves obtained by compression test at three different temperatures under final strain rates of (a)-(c) $5.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ and (d) $1.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$.

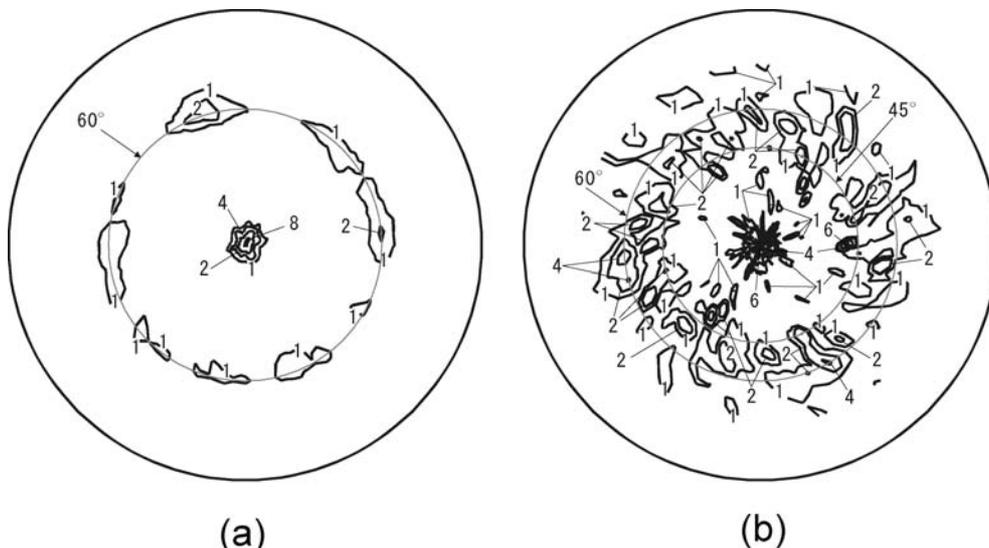


Fig. 2 $\{011\}$ pole figures for the specimens compressed under a final strain rate of $5.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. The pole densities are projected onto the compression plane. The average pole density is used as units. The deformation was conducted at (a) 573 K up to a true strain of -0.8 , and (b) 723 K up to a true strain of -1.0 , respectively.

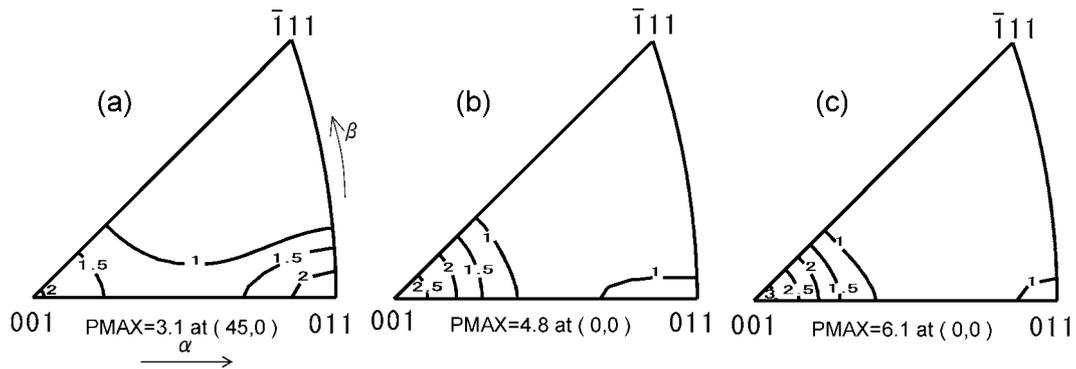


Fig. 3 Inverse pole figures for the specimens compressed under a final strain rate of $5.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. The distributions of pole densities of the compression plane are given. The average density is used as units. The deformation was conducted at 723 K up to a true strain of (a) -1.0 , (b) -1.4 and (c) -1.7 , respectively. The position of maximum pole density (PMAX = (α, β)) is given below the figures. The α and β are the angles measured in degrees from (001) to (011) and from (011) to ($\bar{1}11$), respectively.

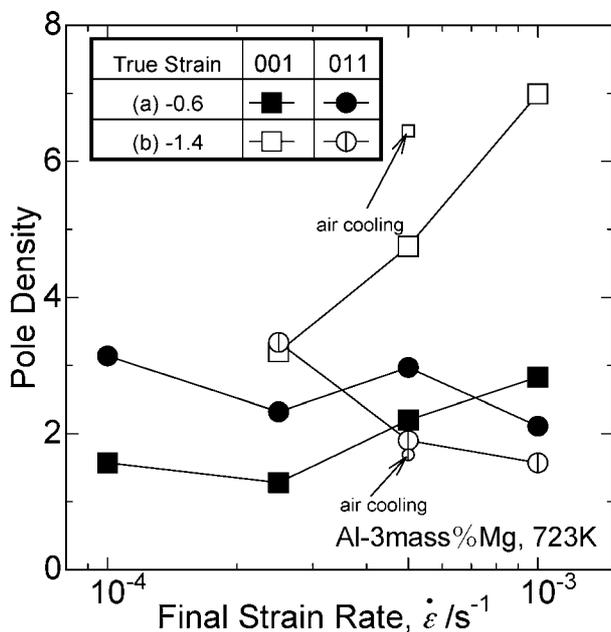


Fig. 4 Change in the pole densities of the compression plane at {001} and {011} with an increase in final strain rate under two kinds of true strain at 723 K.

ら 45° および 60° 離れた位置に極密度の集積が同心円状に分布しており、逆極点図を描いたところ、極密度の高い集積が {001} にある一方、{011} にも極密度の集積が認められた。このことから、{001} + {011} 二重繊維集合組織が形成されていると結論した。

Fig. 3 は集合組織の発達過程を知るために、723 K、 $5.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ の条件でひずみ量を (a) -1.0 , (b) -1.4 , (c) -1.7 と変化させて集合組織を調べた結果を逆極点図で示したものである。圧縮面の極密度分布を平均極密度を 1 とした等高線により描いている。PMAX として極密度の最大値とその位置 (α, β) があわせて示されている。 α, β はそれぞれ (001) から (011) および (011) から ($\bar{1}11$) までの角度 ($^\circ$) である。Fig. 3(a) では {001} と {011} に極密度の集積が確認される。この段階 ($\epsilon = -1.0$) では {011} の極密度の方が高いが、 $\epsilon = -1.4$ (Fig. 3(b)) ではほぼ {001} 単一成分となっている。さ

らにひずみを増した $\epsilon = -1.7$ (Fig. 3(c)) ではほぼ {001} 単一成分であることに変わりはないが、{001} における極密度が (b) と比べて高いことがわかる。

Fig. 4 は集合組織形成の特徴を知るために 723 K でひずみ -0.6 および -1.4 まで圧縮した場合の {001} と {011} における極密度をひずみ速度の関数としてプロットしたものである。図中の小さい記号はひずみ速度 $5.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 、ひずみ -1.4 まで変形した上で急冷ではなく空冷した場合の結果である。その他は急冷した結果である。

真ひずみ -0.6 では低ひずみ速度側で {011} が発達しているが {001} は発達していない。ひずみ速度が高くなるにつれて緩やかではあるが、{011} が弱化し、{001} が先鋭化している。ひずみ -1.4 になるとその傾向が顕著になっている。また、ひずみ速度 $5.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ でひずみ -1.4 まで圧縮したのち、試料を空冷すると {001} の極密度は 35% 程度高くなり、{011} は 10% 程度低くなった。

4. 考 察

4.1 変形機構

本研究ではクロスヘッドスピード一定で圧縮試験を行っているため、ひずみ速度がひずみの増加とともに増大する。また、真ひずみを増していくと圧縮面が摩擦の影響を受けるため均一な変形が困難になり、摩擦の影響を受けない引張変形に比べ応力が高めにできる傾向がある。そのため、真ひずみの比較的小さい -0.5 の時点でひずみ速度を定め、応力との関係を 723 K での実験結果について Fig. 5 にプロットした。両対数プロットした結果は両者に直線関係があることを示している。直線の勾配から定めた応力指数は 3.2 で、堀内と大塚の結果³⁾や Oikawa らの結果⁶⁾と一致する。従って、723 K における本研究の実験条件では溶質原子雰囲気⁹⁾を引きずる転位の粘性的運動が変形を支配していると考えられる。この場合、転位はセル組織を形成せず一様に分布することが知られている。このような転位組織ではニッケルや銅などにみられるような試料全体で一斉に起こる動的再結晶¹⁰⁾は起こりにくいと考えられる。

Fig. 6 は EBSD 測定によって方位差 15° 以上を結晶粒界と

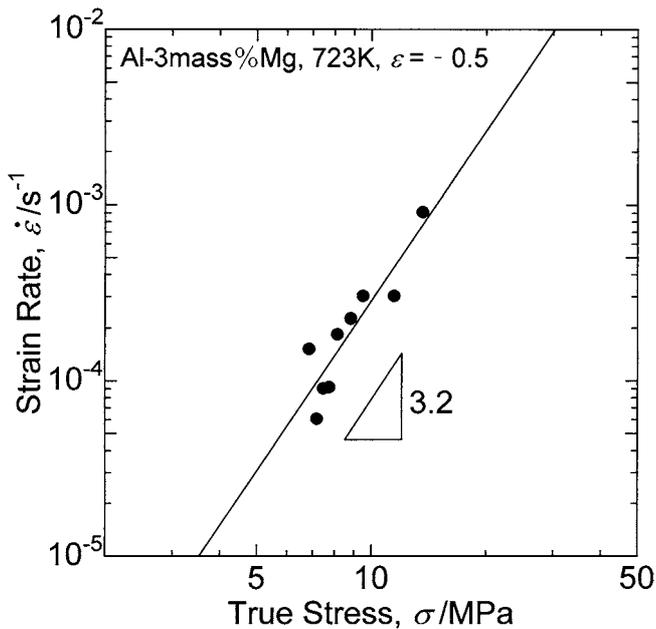


Fig. 5 Stress dependence of true strain rate compressed at 723 K.

定義した結晶粒組織図から結晶粒径を直線分割法で求めたのち、求めた結晶粒径を $50 \mu\text{m}$ 毎に分類し、全体に占める数の割合を示したヒストグラムである。変形前を(a), 723 K, ひずみ速度 $1.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ で真ひずみ -1.0 および -1.4 まで変形した後の結果をそれぞれ(b), (c)に示す。また、全体の分布をグレーの棒で、全体に占める $\{001\}$ から 15° 以内の結晶粒の割合を $\{001\}$ 近傍粒として黒の棒で示した。図中にはカウントした結晶粒の全数、平均結晶粒径および $\{001\}$ 近傍粒の割合についても併せて示した。変形前(a)は $50 \sim 100 \mu\text{m}$ を中心とした分布となっているが、真ひずみ -1.0 (b)では $50 \mu\text{m}$ 以下の微小な結晶粒および $500 \mu\text{m}$ 以上の粗大粒の割合が増えている。Fig. 6の測定面は圧縮面の板厚中心部のため、試料全体に与えられたひずみより大きくなる¹¹⁾。そのため、再結晶が起こらず変形だけが起こった場合、平均結晶粒径は1.6倍よりさらに大きくなるはずである。しかしながら、真ひずみ -1.0 変形後の平均結晶粒径は20%弱の増加にとどまっている。さらにひずみを増した真ひずみ -1.4 (c)では $100 \mu\text{m}$ 以下の結晶粒の割合が増え、 $500 \mu\text{m}$ 以上の粗大結晶粒はほとんど認められない。このことは変形中に再結晶(動的再結晶)が生じたことを意味している。また、Fig. 1に示す応力-ひずみ曲線ではわかりにくい、小さな応力振動が変形全体を通して観測された。動的再結晶および応力振動については Ihara and Miura¹²⁾ によって報告されている。彼らは本研究と同組成の合金を用いて同じ温度、同様のひずみ速度で圧縮加工し、透過ラウエパターンでの場観察により、本合金の動的再結晶の発現を確認した。

Fig. 7は Fig.6(b)の条件について示した結晶粒組織図の一部である。隣接する測定点間の角度 θ が 2° 以上 5° 未満の場合をグレーの太線で、 5° 以上 15° 未満の場合を黒い細線で、 15° 以上の場合を黒い太線で表している。Fig. 7より、 2° 以上 5° 未満のサブグレインを含む結晶粒が多数存在すること、

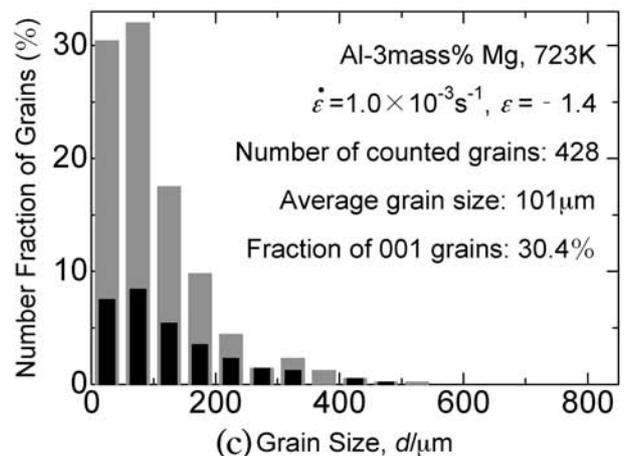
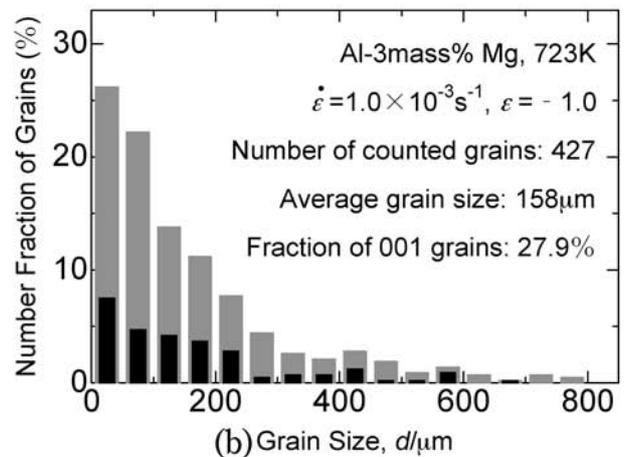
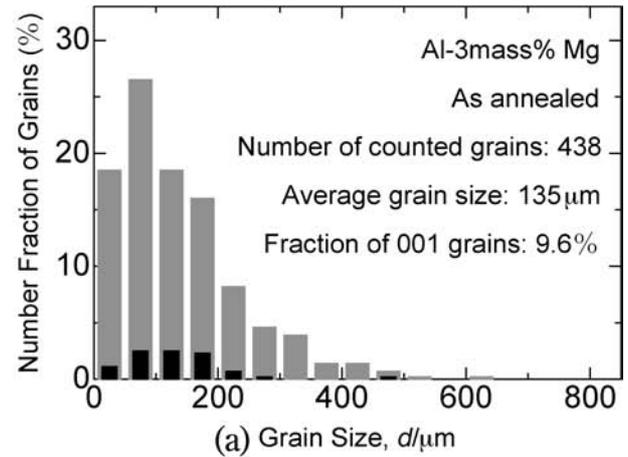


Fig. 6 Histograms showing the distribution of grain size examined (a) before and after deformation with a final strain rate of $1.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ up to a true strain of (b) -1.0 and (c) -1.4 . Gray bars exhibit the fraction of all the grains in the particular size, while black bars exhibit the fraction of grains within 15° degrees from $\{001\}$ orientation.

$50 \mu\text{m}$ 以下の微小な結晶粒が点在していること、さらに前述の n 値が概ね3であった事実から、Al-3 mass%Mg 合金で認められた動的再結晶は銅やニッケルにみられるような全面的な現象ではなく再結晶の条件を満たした場所で分散的に生じた可能性が高いと考えた。

Chen and Kocks⁸⁾ は Al-2%Mg 合金に TiB_2 を少量加えた合金を用いて 555 K 、ひずみ速度 $1.0 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ および 713 K 、ひずみ速度 $1.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ の条件で部分的に動的再

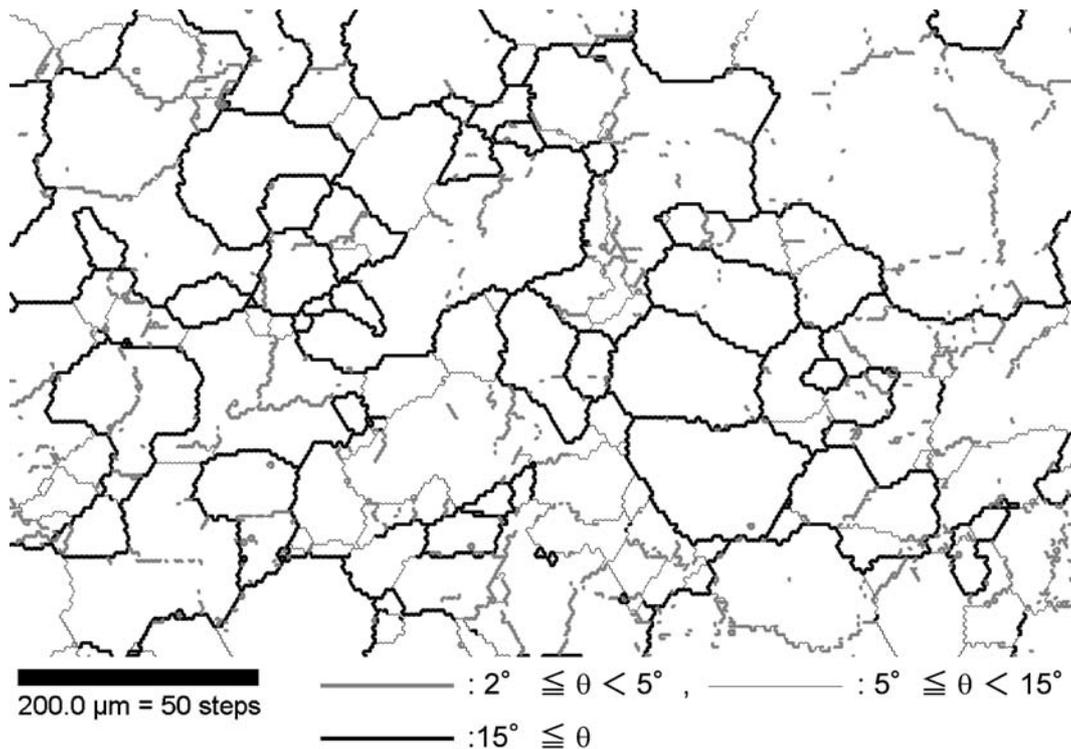


Fig. 7 Grain structure map constructed by EBSD. The deformation was conducted at 723 K under final strain rate of $1.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ up to a true strain of -1.0 .

結晶が生じたと報告している。彼らは TiB_2 粒子が動的再結晶の発現温度を下げる役割を果たし、核生成過程を促進したと考察しているが、どのようなメカニズムで $\{001\}$ 集合組織が発達したかについては述べられていない。Al-5%Mg 合金ではそれ以前に動的再結晶の発現が確認されている^{13,14}。

本合金のように Mg 含有率の低い Al-Mg 合金は動的再結晶の起きない材料と考えられてきた。これはその多くが引張り試験であったため、ネッキングが生ずることにより真ひずみで 0.5 を超える領域までの変形挙動を調べることが困難であったためであると考えられる。圧縮変形では塑性不安定が生じないので大ひずみ域まで変形挙動を調べることができる。その結果、動的再結晶が確認できたものと考えられる。

4.2 集合組織変化

Fig. 3 に示すとおり、変形初期には $\{011\}$ 集合組織が発達し、ひずみの増加と共に $\{001\}$ 集合組織が発達する一方、 $\{011\}$ 集合組織が弱化する。極密度の分布は $\{001\}$ から $\{011\}$ への連続的なものではなく、2つの山が独立に存在しているように見える。高温では $\{001\}$ への方位変化をもたらす $\{001\}\langle 011 \rangle$ すべり系が活動する事実¹⁵もあるが、このことは $\{011\}$ から $\{001\}$ への方位変化の主たる原因がすべり系の活動によるものではないということを示唆している。変形初期に $\{011\}$ が増えることから、変形の安定方位は $\{011\}$ であると考えられる。一方ひずみの増加とともに発達する $\{001\}$ 集合組織は粒界移動などにより発達したのと考えられる。

溶質原子雰囲気ひきずり運動が律速過程となる変形条件では、特定のすべり系が優先して活動するのではなく、複数のすべり系が作用するせん断応力の大きさに応じて活動する

ため、純金属のすべり変形とは異なる格子回転を生じる²⁾ことが知られている。 $\{001\}$ 付近に初方位を持つ単結晶を 30% 程度引張変形させても格子回転は小さく、著者らによる単結晶を圧縮した結果でも $\{001\}$ 付近では格子回転が小さい¹⁶⁾ことがわかっている。このように、引張変形に関してこれまで報告されてきたこの合金の変形挙動は、圧縮変形の場合にも同様に観察される。

4.3 $\{001\}$ 集合組織の発達機構

多結晶体を構成する結晶粒は、変形の際に隣接する結晶粒間の変形の連続性を維持するために複数のすべり系の活動が必要になる。従って結晶粒の結晶回転は原理的には単結晶の格子回転とは異なるはずである。しかし、Sachs モデルによる結晶回転の予測が、多結晶体の変形集合組織の主成分と大略一致する場合は多い事実は、変形の連続性を維持するためのすべり系の活動は結晶粒界の近傍に限られ、大部分の領域は単結晶に類似した変形をしていることを示唆している。従って $\{001\}$ 付近に方位を持つ結晶粒は溶質原子雰囲気支配的な変形条件では、その大半の領域で $\{001\}$ 近傍方位の単結晶と同様に大きく方位を変えるような結晶回転はしないと考えられる。また、 $\{001\}$ 方位の結晶粒は他方位の結晶粒よりも回復が早い¹⁷⁾ことが立方体集合組織の形成機構に関する研究で報告されている。これらのことは、変形前の方位が $\{001\}$ 付近の結晶粒は変形を受けても $\{001\}$ 付近の方位にとどまる一方 $\{011\}$ 方位へ向けて結晶回転した結晶粒は $\{001\}$ 近傍方位粒よりも回復速度が遅いために、相対的に蓄積エネルギーが高くなり、 $\{001\}$ 近傍方位の結晶粒が $\{011\}$ 方位の結晶粒を消費して $\{001\}$ 集合組織が発達したことを示唆して

いる。このことは 4.2 項で述べた集合組織変化が連続的でない事実からも裏づけられる。Fig. 6(b), (c)において、結晶粒径が 200 μm を超えるところで{001}近傍方位の結晶粒の割合が他と比べて高くなっていること、Fig. 4 で変形後の試料を水冷した場合と空冷した場合とでは空冷した場合の方が{001}集合組織が発達したこと、Fig. 7 で複数個の結晶粒が繋がっているように見える結晶粒が多数存在する事実は{001}集合組織の発達に粒界移動が大きく寄与していることを示しており、このことも上記の理解を支持している。

Fig. 6 で示したように、 $\epsilon = -1.0$ で動的再結晶の発現が確認され、さらに真ひずみを増した $\epsilon = -1.4$ でも{001}集合組織が発達している。これはこの変形条件での動的再結晶が全く新しい結晶粒が生まれる核生成・成長機構ではなく、元の結晶粒方位に近い結晶粒が生成される機構によるものであることを意味している。粒界すべりとそれに誘発された双晶の形成によって動的再結晶の新粒が生成されるとの考えが提案されている¹⁸⁾が本合金の組織には双晶は全く観察されず、このような考え方は成立しない。新粒が旧粒の結晶方位を継承して生成される機構としてはバルジング機構¹⁹⁾、幾何学的動的再結晶²⁰⁾、そして連続動的再結晶²¹⁾が知られている。断面の組織観察では幾何学的動的再結晶を示唆するアスペクト比の高い結晶粒は観察されない。また Al-3 mass%Mg 合金は単相であることから連続動的再結晶が生じる可能性も高くない。それゆえ動的再結晶下で{001}が発達した事実はバルジング機構が支配的に活動して生じた結果であると考えることができるであろう。すなわち{001}結晶粒の回復が早いことにより、隣接する結晶粒に向けて粒界が張り出し、{001}方位を継承した再結晶粒ができたと考えると一応理解できる。Fig. 6(b), (c)より、50 μm 以下の結晶粒のうち{001}方位粒の占める割合はそれぞれ 29%、25%であり、変形前の(a)と比べると高い頻度で存在することがわかる。この段階では面積に占める割合は低く、{001}集合組織に及ぼす影響はそれほど大きくないが、変形が進むことにより集合組織にも影響すると考えられる。

従って Al-3 mass%Mg 合金の高温変形下での集合組織形成の支配的なメカニズムは、変形初期では{001}近傍方位粒による他方位の結晶粒の消費、変形後期ではそれに加え、バルジング機構による動的再結晶であると考えられる。集合組織変化と結晶粒径分布から本合金の動的再結晶のメカニズムはバルジング機構であると考えたが、動的再結晶機構の同定には{001}方位結晶粒の分布などさらに詳細な検討が必要である。

5. 結 言

Al-3 mass%Mg 合金の高温変形下での集合組織形成挙動を温度、ひずみ速度、ひずみ量を種々変えた単軸圧縮試験に

より調べ、以下の結論を得た。

- 1) 単軸圧縮変形により繊維集合組織が形成される。
- 2) 繊維集合組織の主成分は溶質原子雰囲気を引きずる転位の粘性的運動が変形を支配している条件では、ひずみ量ならびにひずみ速度の増大と共に{011}から{011} + {001}、さらに{001}へと変化する。
- 3) {001}繊維集合組織は固溶体硬化によって初方位が{001}近傍の結晶粒が大きな結晶回転を生ずることなく残留すると共に、{011}粒や他の方位粒を消費して成長したと考えられる。

本研究費の一部は、文部科学省科学研究費ならびに財団法人軽金属奨学会により賄われた。ここに記して感謝します。単軸圧縮実験および実験結果の解析に注力してくれた横浜国立大学大学院生 竹腰弘毅君、榎原将之君に感謝します。

文 献

- 1) R. Horiuchi, H. Yoshinaga and S. Hama: J. Japan Inst. Metals **29**(1965) 85-92.
- 2) M. Otsuka and R. Horiuchi: J. Japan Inst. Metals **36**(1972) 809-817.
- 3) R. Horiuchi and M. Otsuka: J. Japan Inst. Metals **35**(1971) 406-415.
- 4) P. Yavari, F. A. Mohamed and T. G. Langdon: Acta Metall. **29**(1981) 1495-1507.
- 5) H. Yoshinaga, S. Matsuo and H. Kurishita: Trans. Jpn. Inst. Metals **26**(1985) 423-432.
- 6) H. Oikawa, K. Honda and S. Ito: Mater. Sci. Eng. **64**(1984) 237-245.
- 7) F. Morito, Y. Ishida and M. Kato: J. Japan Inst. Metals **40**(1976) 296-305.
- 8) S. R. Chen and U. F. Kocks: *Hot Deformation of Aluminum Alloys*, ed. by T. G. Langdon, H. D. Merchant, J. G. Morris and M. A. Zaidi, (The Minerals, Metals and Materials Society, 1991) pp. 89-104.
- 9) A. H. Cottrell and M. A. Jaswon: Proc. R. Soc. A **199**(1949) 104-114.
- 10) H. Fukutomi, M. Hasegawa and M. Yamamoto: J. Japan Inst. Metals **65**(2001) 71-77.
- 11) H. Tanaka, Y. Nagai, Y. Okubo and H. Yoshida: Abstracts of the 106th Annual Meeting of the Japan Institute of Light Metals (2004) pp. 87-88.
- 12) K. Ihara and Y. Miura: Mater. Sci. Eng. A **387-389**(2004) 647-650.
- 13) K. J. Gardner and R. Grimes: Met. Sci. **13**(1979) 216-222.
- 14) M. R. Drury and F. J. Humphreys: Acta Metall. **34**(1986) 2259-2271.
- 15) H. P. Karnthaler: Phil. Mag. A **38**(1978) 141-156.
- 16) K. Okayasu, H. Takekoshi and H. Fukutomi: Abstracts of the 106th Annual Meeting of the Japan Institute of Light Metals (2004) pp. 79-80.
- 17) M. Tagami, K. Kashihara, T. Okada and F. Inoko: J. Japan Inst. Metals **64**(2000) 535-542.
- 18) S. Andiarwanto, H. Miura and T. Sakai: J. Japan Inst. Metals **66**(2002) 760-766.
- 19) T. Maki and I. Tamura: Tetsu-to-Hagane **70**(1984) 2073-2080.
- 20) H. J. McQueen, E. Evangelista and M. E. Kassner: Z. Metallk. **82**(1991) 336-345.
- 21) S. Gourdet and F. Montheillet: Mater. Sci. Eng. **A283**(2000) 274-288.