

# 高速せん断変形シミュレーターの開発と軽金属材料への応用展開

神戸大学 工学研究科 機械工学専攻  
教授 向井 敏司

(平成 27 年度 一般研究開発助成 AF-2015043)

キーワード：高速せん断変形，高温変形，組織変化，せん断帯，結晶粒微細化

## 1. 研究の目的と背景

近年，低炭素社会の実現に向けて自動車など輸送機器の軽量化が求められており，その構造用部材として，アルミニウム合金など軽金属材料の適用が検討されている．輸送機器の構造部材へアルミニウム合金を適用するためには，強度のみならず，安全性，信頼性の確保につながる延性，靱性，疲労強度などの諸性質を向上させることが必要となる．一般に高強度アルミニウム合金として，Al-Cu 系の超ジュラルミンや Al-Zn-Mg 系の超々ジュラルミンがよく用いられている．しかしながら，これらの合金系には，地中埋蔵量に限りのある銅や亜鉛を添加元素として使用しており，資源量の豊富な元素を活用して同等の高強度を示す合金が望まれている．一方で近年の研究では，結晶粒微細化によりアルミニウム合金の高強度化が達成されている<sup>[1-4]</sup>．そこで，資源量が豊富なマグネシウムおよびシリコンを添加元素とする Al-Mg 系合金や Al-Mg-Si 系合金に対して強ひずみ加工を施し，結晶粒組織の微細化により高強度化することが一つの手段として考えられる<sup>[5]</sup>．強ひずみ加工は材料に大きなひずみを導入することにより高強度を得る加工プロセスであるが，工業材料としての生産効率を念頭に置くと圧延加工が有効な手段である．そこで，強ひずみが付与可能な圧延を高温雰囲気で行うことにより，動的再結晶を活用した結晶組織の微細化について検討した．金属材料は組成や内部組織に依存して，その機械的性質は，ひずみ速度依存性を示すことがあるため<sup>[6-9]</sup>，高温における高ひずみ速度域での機械的性質を精度よく把握することは生産効率向上に有効である．そこで，本研究課題では，高温かつ高速度の圧延過程で発生するせん断ひずみを模擬的に付与可能なシミュレーターの確立を第一の目的とした．試験には半球端面を用いた圧縮試験により高速せん断ひずみの付与を実施した．併せて，有限要素法解析(finite element analysis; FEA)により求められる相当塑性ひずみの分布と実機試験後の硬さ分布との相関性および荷重-時間関係の相関性から計算結果の妥当性を評価した．また，第二の目的として，Al-Mg および Al-Mg-Si 合金について，高温高速度により強ひずみ加工を施した後の組織変化から結晶組織制御の可能性について検討した．

## 2. 実験装置および方法

ひずみ速度  $10^3\text{s}^{-1}$  以上の高速変形応答を精度良く評価するためには，応力は材料中を伝播する波として捉える必要がある<sup>[10]</sup>，一般的な万能試験機では正確な試験を行う

ことはできない．高ひずみ速度域での圧縮・引張特性を評価する手法としてスプリット・ホプキンソン棒 (split Hopkinson pressure bar; 以降 SHPB) 法<sup>[10]</sup>がある．SHPB 法では弾性棒とひずみゲージを用いることにより，弾性棒中を伝播する応力波を計測し，応力-ひずみ速度-ひずみ関係を導出する．この手法では，ひずみ速度  $10^2\sim 10^4\text{s}^{-1}$  オーダの試験が可能である．本研究では，SHPB 法による高温一軸圧縮試験を実施し，FEA の基礎データとなる応力-ひずみ関係を導出した．また，本研究では SHPB 法を応用した半球端面圧縮 (Semi-Spherical Punch Compression; SSPC) 試験について検討した．本研究で考案した SSPC 試験機の模式図を図 1 に示す．基本構造は SHPB 法による一軸圧縮試験法と同様であるが，入力棒の先端を半球状としている．入力棒の先端が半球状であるため，試験片に対して三次元方向の圧縮力が作用することにより，圧延や鍛造加工などのプロセス過程で素材に作用するせん断変形を高速度で与えることが可能となる．圧縮荷重の時間変化は透過波形から導出した．なお，変形に伴う組織変化を確認するため，ストッピングを用いて，試験片に対して入射応力が二回以上作用することを回避した．試験温度は，室温 (約  $25^\circ\text{C}$ ) および  $200^\circ\text{C}$  とし，試験片の加熱には図 2 に示すような赤外線誘導加熱装置を用いて，試験片近傍の

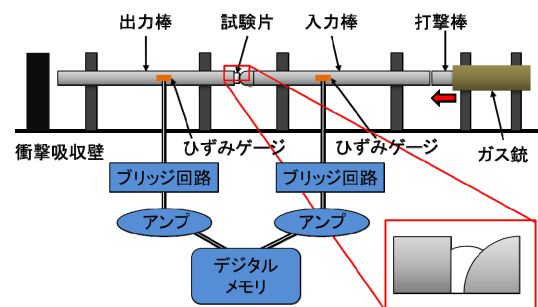


図 1 半球端面衝撃圧縮試験機の概略図

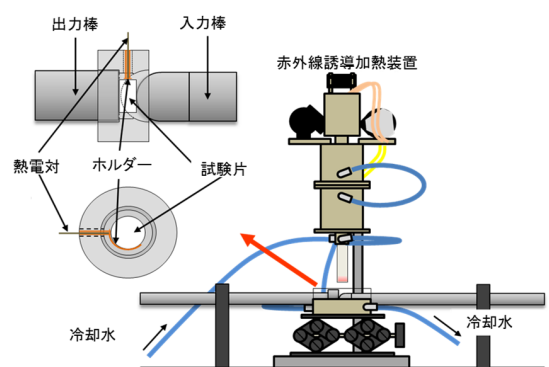
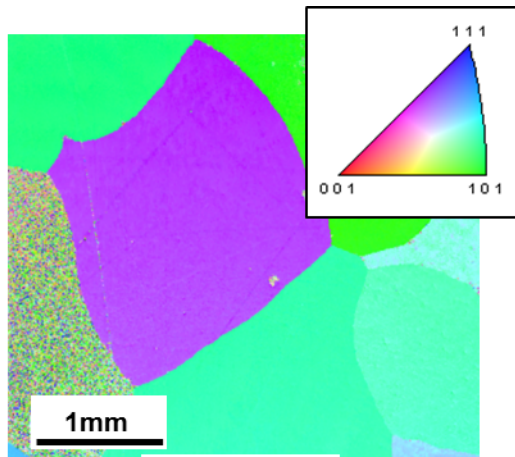
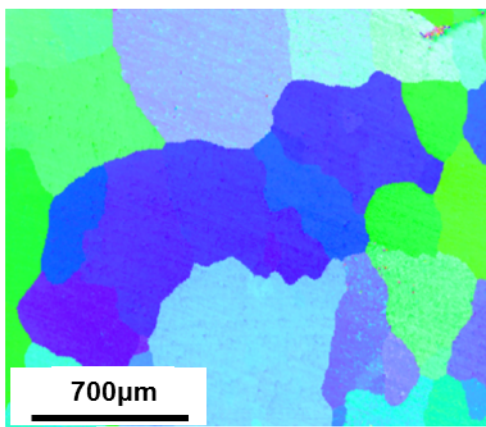


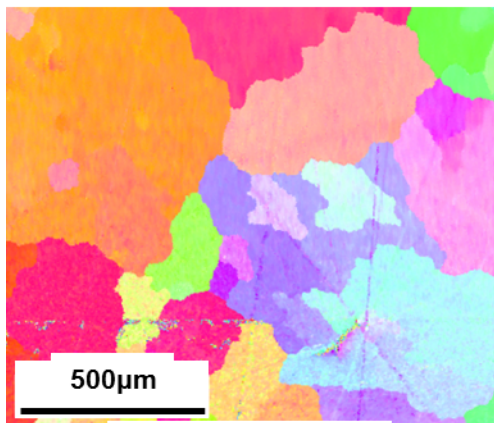
図 2 試験片加熱装置の概略図



(a) Al-4%Mg



(b) Al-4%Mg-0.1%Si



(c) Al-4%Mg-0.4%Si

図3 試験材料の初期組織

みを局所加熱した。また、打撃棒の衝突速度は6~10 m/sとして試験を実施した。

供試材には、Al-4%Mg、Al-4%Mg-0.1%Si、Al-4%Mg-0.4%Si (by mass%) 二元および三元合金について、鋳造後に均質化処理を施したものをを用いた。各試験材料の初期組織を図3に示す。また、一軸圧縮試験には、直径4 mm、高さ6 mmの円柱形試験片を、SSPC試験には、直径10 mm、高さ5 mmの円柱形試験片を用いた。

### 3. 有限要素解析

SSPC試験の妥当性を検証するため、FEAを用いたSSPC試験のシミュレーションを行い、試験片に付与される累積ひずみの分布と要素の変形状態を調べた。本研究では、ANSYS/LS-DYNAを用いて陽解法によるFEAを実施した。構築したメッシュモデルを図4に示す。ここでは入力棒の変位方向をz方向とし、軸対称性を考慮して1/4モデルにより解析を行った。要素タイプは8節点の三次元要素であるSOLID164とし、入・出力棒の要素は弾性体、試験片の要素は区分線形弾塑性体として定義した。弾性体では、物性値として密度、ヤング率、ポアソン比を入力した。区分線形弾塑性体では、それらと併せて先述の一軸圧縮試験から得られた降伏応力、真応力-塑性ひずみ関係を入力した。また、区分線形弾塑性体は破壊しないものと仮定し、最大応力点以降のひずみでは応力一定として定義した。入・出力棒モデルにはSKD11工具鋼、打撃棒モデルには黄銅の物性値を用いた。打撃棒の初期速度は8.0および10 m/sに設定し、試験片に対する入力棒端面の押込み量が3.5mmとなるまで計算し、変形に伴うひずみ分布を導出した。

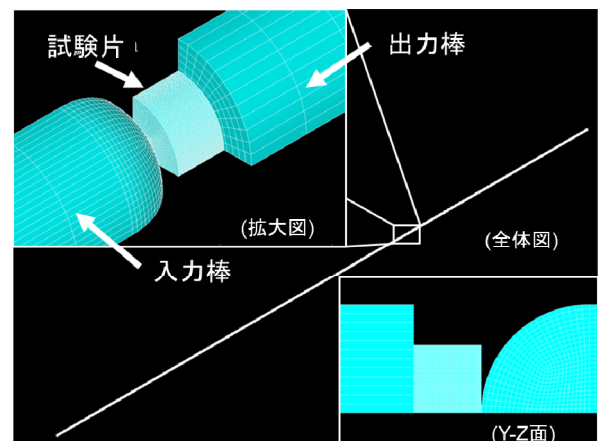


図4 半球端面圧縮試験のFEMモデル

### 4. 結果および考察

#### 4.1 半球端面圧縮によるAl-Mg合金の変形応答

打撃棒の初期速度8 m/sにおけるSSPC試験中に出力棒へ伝わる荷重の経時変化をプロットした結果を図5に示す。出力棒に貼り付けたひずみゲージより測定した透過ひずみから荷重を算出した。それぞれの合金および温度条件において、60 μs程度までは比較的傾きは大きいですが、その後は傾きが少し緩やかになり、線形的に荷重が増加した。60 μsまでは試験片に対して半球治具の先端部のみが接触することで、平面圧縮に近い変形荷重が付与されるが、60 μs以降では半球状端面と試験片の接触面積の増加および塑性変形部の加工硬化により、徐々に入力棒の速度が低下し、傾きが減少したものと考えられる。

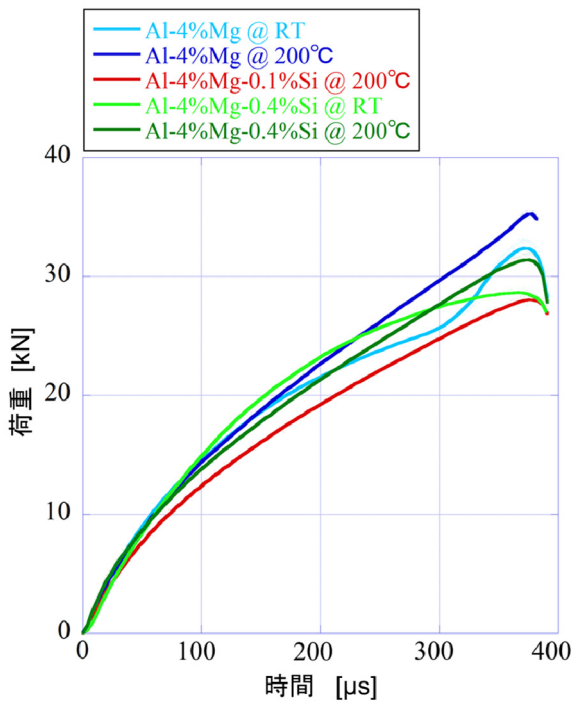


図5 SSPC 試験により取得した荷重-時間関係

#### 4・2 変形後の硬度分布

打撃棒速度6および8 m/sにおける実機試験後のサンプル縦断面に対してビッカース硬度試験を実施した. その結果得られた硬度分布の例を図6に示す. 室温におけるAl-MgとAl-Mg-Si合金の結果を比較すると, 後者の方が平均硬度, 最高硬度が高く, 三元合金における $Mg_2Si$ の析出強化が影響したものと考えられる<sup>[11]</sup>. しかしながら押し込み量 3.0 mm, 試験温度 200°Cの場合には, Al-4%Mg-0.4%Si合金はAl-4%Mg合金よりも平均硬度, 最大硬度ともに低い値を示した. これは変形量が大きく, 高温環境下であったために動的回復が発現し, 三元合金の硬度が低下したことによるものと考えられる.

硬度分布はAl-4%Mg合金とAl-4%Mg-Si合金で異なる形態を示した. 二元合金では入力棒の半球端面から中心部に向かう斜めの方向に高硬度領域が形成された. これに対し, 三元合金では二元合金のように局所的な高硬度領域は形成されず, 高硬度領域が比較的均一に分布する傾向を示した.

多種の金属材料について, ビッカース硬度 (Hv) と引張強さの間には, おおよそ比例関係が成立し, 引張強さはHv値の3倍程度であることが知られている<sup>[12]</sup>. 試験材料の硬度測定結果から引張強さに換算した結果, Al-4%Mg-Si合金では変形に伴い, 100 MPa程度強度が増加することを確認した.

#### 4・3 有限要素解析の妥当性評価

FEAの妥当性を評価するため, SSPC試験中に出力棒へ伝わる荷重の経時変化を導出した. FEAにおける荷重は

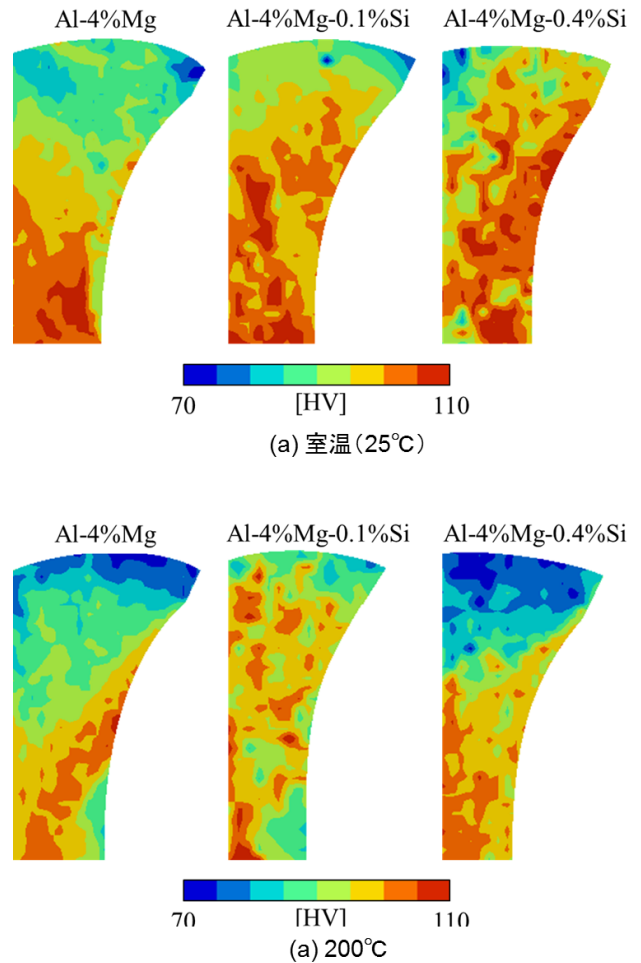


図6 SSPCにより, 3.0mm押し込み試験した後のサンプルにおけるビッカース硬度分布

実機試験装置のひずみゲージ貼付部(試験片側端面から400mmの出力棒の表面)と同位置の中心位置要素における圧縮方向応力から算出した. 実機を用いたSSPC試験における荷重-時間関係と重ねた計算結果を図7に例示する. ここでは, Al-4%Mg合金について温度200°C, 打撃棒速度8 m/sにて試験した結果を示す. 両者の荷重-時間曲線は良い一致を示したことから, FEAの妥当性が確認された.

#### 4・4 ひずみ分布と要素変形形態

本研究では, SSPC試験により導入されるせん断ひずみをFEAによって算出したひずみ分布および要素の変形状態から評価した. FEAにより得られたひずみ分布の例を押し込み量3.0 mmの結果として, 図8に示す. 図8は200°Cにおける押し込み量約3.0 mmの結果である. ここではすべて累積ひずみの分布を示している. 図8ではAl-4%Mg-0.4%Siモデルの中心部における大きいひずみの領域は, Al-4%Mgモデルの中心部のひずみの領域よりも面積が小さい. これはAl-4%Mg-0.4%Siの加工硬化率がAl-4%Mgよりも低いことによるものと考えられる. シミ



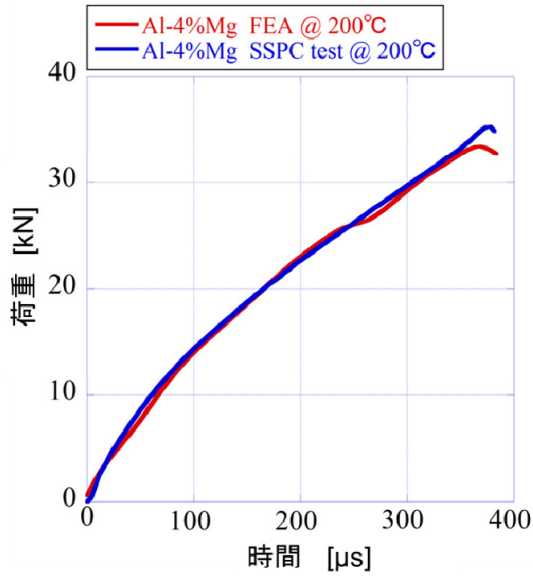


図7 FEAにより得られた荷重-時間関係と実機実験により得られたデータの直接比較

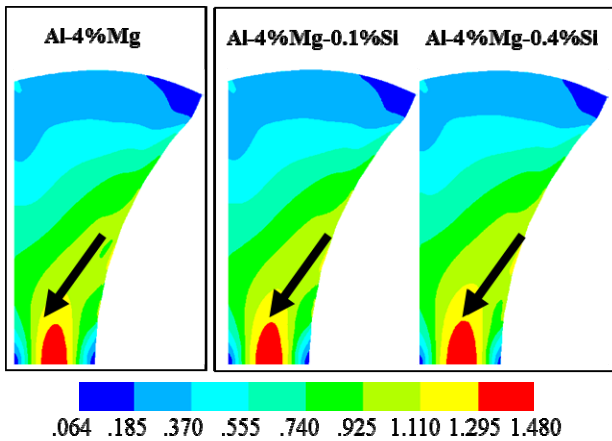


図8 FEAにより得られた200°CのSSPCによる相当塑性ひずみ分布

シミュレーション結果から得られたひずみ分布は入力棒端面の接触部から中心に向かって、斜め方向にひずみの大きな領域が集中している。これはせん断ひずみがサンプルに付与されたことによると考えられる。実機試験による変形後の硬度分布(図6)と比較すると、Al-4%Mg二元合金を室温および200°Cで変形させたサンプルでは硬度の高い領域とひずみの大きな領域はおおよそ良い一致を示し、両者の強い相関が確認された。ひずみの大きな領域、すなわち大きく塑性変形した領域は加工硬化により硬度が増加する。したがって、実機試験においてもFEAで算出したひずみ分布と同様のひずみが形成されたものと考えられる。

次に、要素の変形状態を示す。Al-4%Mg @ 200°Cモデル(打撃棒速度8m/s)の初期断面要素のうち図9(a)に示すような、5×5個の要素に注目した。これら25個の要素

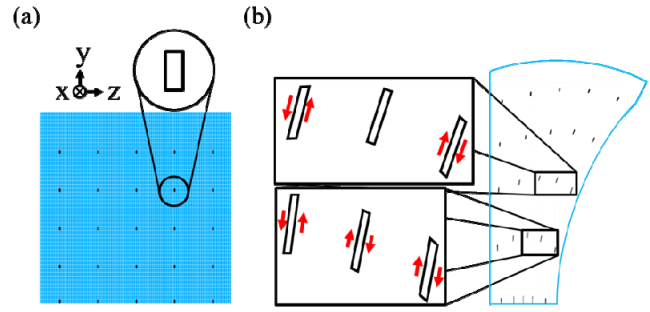


図9 FEAにより確認された要素の変形状態

形状はいずれもx軸方向から見ると長方形となる。押し込み量3.0mmにおける変形後の解析結果を図9(b)に示す。最もひずみが大きい中心部では要素がy方向に伸張し、z方向には縮んだ縦長の長方形であったことから、圧縮変形が主體的であったと考えられる。これに対して、中段の入力棒接触端面に近い領域では、要素が平行四辺形に変形していたことから、せん断変形が生じていることが確認できた。また、中心部から少し離れた領域では、入力棒側と出力棒側で平行四辺形の向きが逆になっていたことから、せん断方向が異なることがわかる。これは実際の圧延加工において上下のローラーから受ける負荷によって材料内で圧縮および引張変形が発生するせん断変形に相当しており、高速圧延加工の簡易シミュレーターとして有効性が確認された。

#### 4・5 アルミニウム合金の組織変化

本研究では試験後のサンプル断面の変形組織をSEM/EBSD(走査型電子顕微鏡/電子後方散乱回折法)を用いて観察した。200°Cで実施した実機試験後のAl-4%Mg合金サンプルの断面観察像を図10に示す。粒内に多数の縞状組織が認められた。この縞状組織をさらに高倍率で観察し、方位差解析を行った結果を図11に示す。方位差解析の結果から、結晶粒内で母相との方位差が縞模様を挟んで5°から15°程度になることから、変形帯(マイクロバンド)が形成されているものと考えられた。また、マイクロバンドが形成されている方向は、FEAより得られたせん断ひずみが付与されている方向と概ね一致していた。このことから、組織観察結果からも、半球端面圧縮試験によるせん断ひずみ付与の効果が確認された。

200°Cで実施した実機試験後のAl-4%Mg-0.1%Si合金サンプル断面観察像を図12に示す。三元合金では二元合金で見られた縞状組織は確認されず、結晶粒内に方位差分布を示すグラデーションが形成された。このグラデーション部位をさらに高倍率で観察し、方位差解析を行った結果を図13に示す。方位差のプロファイルから、数μmごとに10°以下の断続的な傾角変化を生じていることが確認された。以上の観察結果から、せん断ひずみの付与により三元合金では亜結晶粒が形成されることがわかった。

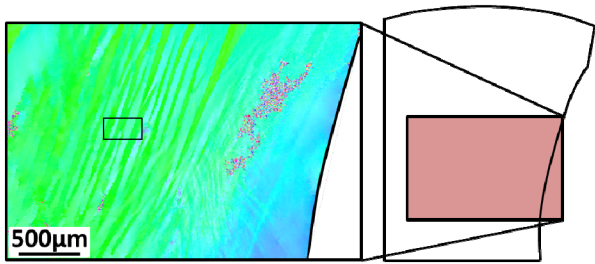


図 1 0 SSPC を 200°C で実施した後の Al-4%Mg 二元合金における断面組織 (押し込み量: 1.5 mm)

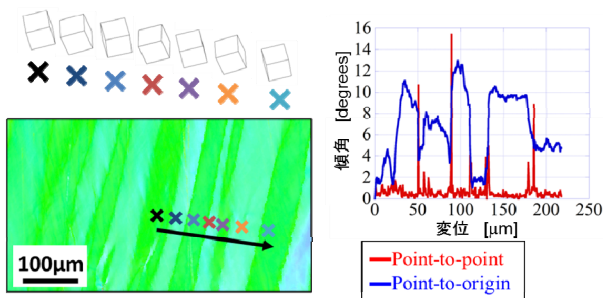


図 1 1 図 9 中に示した四角領域の拡大図および矢印線上における方位の変化

組織観察の結果から、Al-4%Mg 合金では高温衝撃せん断変形によりマイクロバンドが導入されるのに対して、Al-4%Mg-X%Si 合金ではマイクロバンドに加えて、亜結晶粒が形成され、結晶粒微細化が発現していることが明らかになった。別途に実施した透過型電子顕微鏡(TEM)の観察により、三元合金では、変形前から平均粒径 1 µm 程度の  $Mg_2Si$  球状粒子が形成されていることを確認した。母相中に析出物や介在物、第二相が分散している場合には、それらの大きさによって再結晶に与える影響が異なる。1µm 以上の粗大な粒子が変形前に存在している場合、これら非整合粒子の周辺で転位のパイルアップによる不均一変形が生じ、再結晶粒が発生しやすくなるため、再結晶は促進される<sup>[13]</sup>。これ以外にも変形帯、せん断帯も核生成サイトとして知られている<sup>[13]</sup>。供試材である Al-4%Mg-Si 合金では変形前に粗大な  $Mg_2Si$  析出粒子が分散していた。この合金に対して高温下で衝撃せん断ひずみを付与し、変形帯(マイクロバンド)を導入することで、粗大析出物と変形帯が核生成サイトとして機能し、再結晶が促進され、結晶粒微細化が生じた可能性が示唆された。

## 5. 結言

本研究では、高温高速圧延加工の過程で発生するせん断ひずみを付与できるような半球端面圧縮試験法(SSPC)について検討した。併せて、実機試験後のサンプルについて

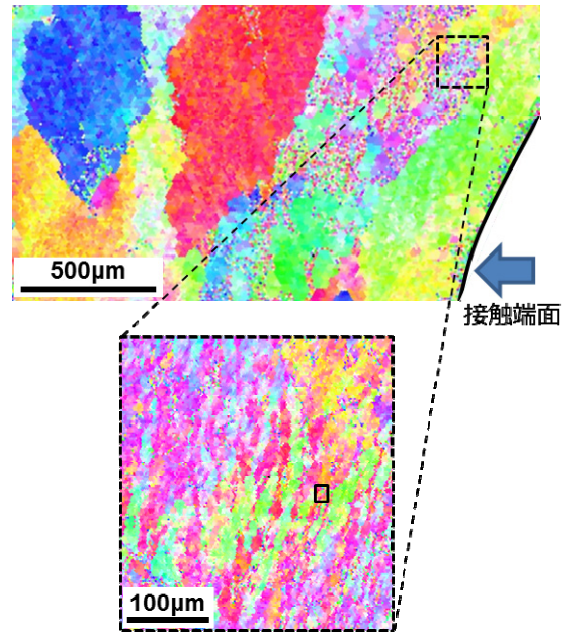


図 1 2 SSPC を 200°C で実施した後の Al-4%Mg-0.1%Si 三元合金における断面組織 (押し込み量: 3.0 mm)

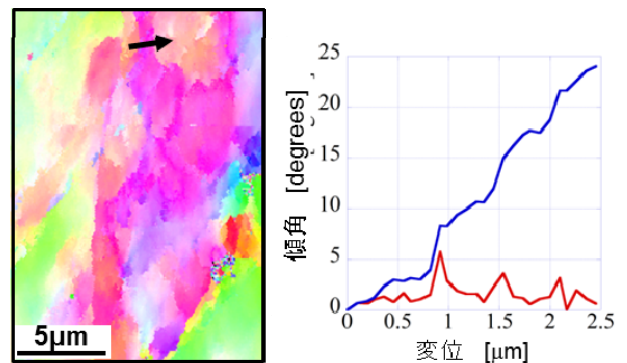


図 1 3 図 1 1 中に示した四角領域の拡大図および矢印線上における方位の変化。

組織観察を行い、高温高速せん断変形に伴う組織変化を調査した。得られた知見を以下に示す。

- (1) SSPC 試験について、有限要素解析から導出したひずみ分布と Al-4%Mg 二元合金サンプルの実験で測定されたビッカース硬度の分布には相関関係が見られた。また、要素形状の変化より、SSPC 試験によりせん断ひずみを付与できることがわかり、高温高速圧延シミュレーターとして有効であることが確認された。
- (2) SSPC 試験の前後におけるビッカース硬度の変化から、Al-4%Mg-Si 合金では高温高速せん断変形を付与することにより、100 MPa 程度強度が増加する可能性があることがわかった。
- (3) SSPC 試験後の SEM/EBSD による組織観察結果よ

り, Al-4%Mg 二元合金ではマイクロバンドが形成されることがわかった. これに対して, Al-4%Mg-Si 三元合金ではマイクロバンドに併せて, 多数の亜結晶粒が形成された. これにより, 析出物  $Mg_2Si$  の分散および高温高速せん断変形により, 結晶粒が微細化されることを確認した.

### 謝 辞

本研究は公益財団法人天田財団の一般研究開発助成 (AF-2015043) の支援を受けて行われたものであり, 深く感謝の意を表す. 試験の実施には, 神戸大学大学院工学研究科前期博士課程の南久遠君の協力を得た. また, アルミニウム合金素材をご提供いただいた国立研究開発法人物質・材料研究機構の土谷浩一拠点長, 大澤嘉昭博士に謝意を表す.

### 参考文献

- 1) T. Mukai, M. Kawazoe, K. Higashi: *Nanostruct. Mater.*, 10 (1998), 755.
- 2) K.M. Youssef, R.O. Scattergood, K. L. Murty, C.C. Koch: *Scripta Materialia*, 54 (2006), 251.
- 3) Y.H. Zhao, X.Z. Liao, Z. Jin, R.Z. Valiev, Y.T. Zhu: *Acta Materialia*, 52 (2004), 4589.
- 4) V.L. Tellkamp, E.J. Lavernia, A. Melmed: *Metallurgical and Materials Transactions A*, 32 (2001), 2335.
- 5) Hans J. Roven, Manping Liu, Jens C. Werenskiold: *Materials Science and Engineering A* 483–484 (2008) 54.
- 6) R. Kapoor, J. K. Chakravartty: *Acta Mater.*, 55 (2007) 5408.
- 7) T. Mukai, M. Kawazoe, K. Higashi: *Mater. Sci. Eng. A*, 247 (1998), 270.
- 8) E.L. Huskins, B. Cao, K.T. Ramesh: *Mater. Sci. Eng. A*, 527 (2010), 1292.
- 9) H. K. Yang, Z. J. Zhang, F. Y. Dong, Q. Q. Duan, Z. F. Zhang: *Mater. Sci. Eng. A*, 607 (2014), 551.
- 10) I. Sabirov, M.R. Barnett, Y. Estrinb, and P.D. Hodgson: *Scripta Materialia*, 61 (2009) 181.
- 11) G. T. Gray: *ASM Handbook Volume 8*, ASM International, (2000), 596.
- 12) J. Gubicza, I. Schiller, N.Q. Chinh, J. Illy, Z. Horita, T.G. Langdon: *Materials Science and Engineering A*, 460–461 (2007), 77.
- 13) J. A. Wert: *Superplastic Forming of Structural Alloys*, ed. by N.E. Paton and C. H. Hamilton, TMSAIME, *J. Metals*, 69, (1982), 35.