高ひずみ速度加工によるアルミニウム合金の特性改善*

堀川 敬太郎**・小椋 智***・小林 秀敏**

Journal of The Japan Institute of Light Metals, Vol. 66, No. 4 (2016), 192–199

© 2016 The Japan Institute of Light Metals

Enhanced properties of aluminum alloys using high strain rate deformation*

Keitaro HORIKAWA**, Tomo OGURA*** and Hidetoshi KOBAYASHI**

Keywords: high strain rate, deformation, stacking fault tetrahedron, age hardening, hydrogen effect

1. はじめに

冷間塑性加工を利用したアルミニウムおよびアルミニウム合金の特性制御は圧延、鍛造、押出、引抜き、プレスなど、様々な方法で行われている^{1)–3)}。冷間での塑性加工によって、転位の導入によるひずみ（転位）強化により、成形しながら材料強度を高めることができる。固溶強化型合金ではH処理、時効硬化型合金ではT3処理やT8処理などで実用合金にも広く活用されている³⁾。実用アルミニウム合金に適用される塑性加工の速度範囲は最大でも 10^1 s^{-1} 程度のひずみ速度であると推測されるが、それ以上の大きな速度で塑性加工を作用させた場合に生じる材料特性の変化については不明な点が多く残されている。

アルミニウム材料の高速変形による力学特性については過去から多くの報告がある^{4)–10)}。変形応力のひずみ速度依存性については、 10^3 s^{-1} オーダーまでの範囲では、変形応力の値自体の変化は大きくないものの、合金の種類に応じてひずみ速度の増加によって変形応力がわずかに増加する合金（1050, 3003）や低下する合金（5182）があることが示されている^{7)–9)}。ひずみ速度 10^4 s^{-1} 以上の高速変形となると、すべての合金において変形応力が急上昇することが報告されている^{4)–7)}。この現象については、転位のすべり変形を律速する抵抗がフォノンや伝導電子などの影響を強く受けるためであると考えられている^{4), 5), 11), 12)}。一方、延性に関する報告^{8), 9)}では、固溶強化型合金ではひずみ速度 10^3 s^{-1} オーダーを越えると、すべての合金において、ひずみ速度の上昇に伴い延性が急に大きくなることが報告されている^{8), 9)}。時効硬化型のAl–Mg–Si系合金の場合、 Mg_2Si バランス組成合金では 10^3 s^{-1} 以上の高ひずみ速度域で延性が大きくなるが、粒界割れを伴う過剰Si組成合金では逆に延性低下がみられるなど、合金組成の違いによって高ひずみ速度域で異なる傾向を示すことが示されている¹⁰⁾。

一方、高速変形を与えた場合に生じるアルミニウム合金の組織変化についても多くの報告がある^{13)–21), 23)–25)}。通常速

度（低速）で冷間加工を与えると、塑性ひずみの増加に伴い転位セルが発達することがよく知られている²²⁾。一方、高速変形になると、この転位セルが発達せず、均一な転位分布になることが報告されている^{13), 16)}。転位セル壁は転位が高密度に集積した領域であり、塑性変形量の増加により、その部分が最終的にマイクロバンドに遷移すると、破壊起点を生成することによって延性が低下する傾向が高まると言われている^{23)–26)}。一方、転位構造の変化とは別に、アルミニウムにひずみ速度 10^3 s^{-1} オーダー以上で高速変形（引張、圧縮）を与えると転位の増殖に先立って積層欠陥四面体（Stacking Fault Tetrahedron, SFT）が大量生成することも報告されている^{13)–18)}。高速塑性変形で形成されるSFTは2–5 nm程度のサイズで点状組織として分布する。積層欠陥エネルギーの高いアルミニウムでは従来SFTは塑性変形では生じないと考えられていたが、近年ではアルミニウム材料においても高速変形でSFTが観察されている^{13)–18)}。このように、アルミニウム材料の高速変形では転位組織の変化や転位以外の格子欠陥が新たに生じる可能性がある。

これまで実用アルミニウム合金の特性制御に関して、ひずみ速度 10^3 s^{-1} 以上の高速塑性変形を活用する試みはほとんど行われていない。しかしながら、前述した報告^{4)–10), 13)–21)}に照らすと、通常速度の塑性加工では見られない現象が高速変形変形で数多く見られるため、アルミニウム合金の強度や成形性などの力学特性の改善に対して有効となるプロセスにつながる可能性が期待される。とくに時効型アルミニウム合金においては、高速変形組織中での時効析出現象についてもこれまで調査された例はない。本稿では、ひずみ速度 10^3 s^{-1} 以上で高速塑性加工を実施できる装置としてスプリットホプキンソン棒（Split Hopkinson Pressure Bar, SHPB）装置と1段火薬銃（Single Stage Powder Gun, SSPG）装置を紹介するとともに、6061および7075アルミニウム合金の高ひずみ速度加工で見出されたいくつかの材料特性の改善につながる作用について概説する。

* 公益財団法人軽金属奨学会平成25年度課題研究の内容、第22回課題研究成果発表会（平成28年6月）にて発表予定。

** 大阪大学大学院基礎工学研究科 機能創成専攻（〒560-8531 大阪府豊中市待兼山町1-3） Department of Mechanical Science and Bioengineering, Graduate School of Engineering Science, Osaka University (1-3 Machikaneyama, Toyonaka-shi, Osaka 560-8531)

*** 大阪大学大学院工学系研究科 マテリアル生産科学専攻（豊中市） Division of Material and Manufacturing Science, Graduate School of Engineering, Osaka University (Toyonaka-shi, Osaka)

受付日：平成27年12月11日 受理日：平成27年12月28日

図1 高ひずみ速度 ($\dot{\epsilon}: 10^3 \text{ s}^{-1}$) 塑性加工ができるスプリット・ホプキンソン棒 (SHPB) 装置の模式図

2. 高ひずみ速度加工装置

2.1 スプリットホプキンソン棒 (SHPB) 装置

基本的な圧縮用の SHPB 装置は図1の模式図に示すような構成になっている。打撃棒、入力棒、出力棒はいずれもステンレス鋼 (SUS304, $\phi 16 \text{ mm}$) で作られており、試験片は入力棒と出力棒の間に挟むようにして取り付けられている。入力棒には箔ひずみゲージを4枚、棒の周囲に90°おきに貼り、出力棒には半導体ひずみゲージが2枚、軸表面に対向するように貼付されている。出力棒に半導体ひずみゲージを用いるのは、大きな出力電圧を得るためである。高ひずみ速度加工では、圧縮空気 (0~0.5 MPa) により加速された打撃棒が入力棒に平面衝突し、発生した入射波が入力棒中を伝播して試験片に到達する。ここで、入射波の一部は試験片内部を通過して透過波として出力棒に伝播し、残りは反射波として入力棒を伝播する。試験片の両端で力が釣り合っているとき、ひずみゲージで測定される入射波 σ_i 、反射波 σ_r 、透過波 σ_t を用いて、一次元弾性波伝播理論²⁷⁾に基づき、次式(1)~(3)により試験片に作用する公称応力 σ 、公称ひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ 、公称ひずみ ϵ を算出することができる。

$$\sigma = \frac{A}{A_0} \sigma_t \quad (1)$$

$$\dot{\epsilon} = \frac{2}{\rho Ch} (\sigma_i - \sigma_r) \quad (2)$$

$$\epsilon = \frac{2}{\rho Ch} \int (\sigma_i - \sigma_r) dt \quad (3)$$

ここで、 t は時間、 A_0 , h はそれぞれ試験片の断面積と高さであり、 A , C , ρ はそれぞれ入出力棒の断面積、縦弾性波速度、密度である。図1に示す構成の SHPB 試験装置では、厚さ2mmの円板状6061合金 ($\phi 10 \text{ mm}$) に対して0.5 MPaの空気圧で打撃棒を加速させることによって、最大ひずみ速度 $7.5 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ が得られている。SHPB 装置では、空気圧の大きさや試験片厚さの変更によって、ひずみ速度域 $10^2 \sim 10^3 \text{ s}^{-1}$ の範囲を自在にコントロールすることが可能である。また、打撃棒の長さを調整し、入射応力波の持続時間を変えることによって、試験片内部に作用するひずみ速度範囲を高速度成分のみに限定させることもできる¹¹⁾。

2.2 1段火薬銃 (SSPG) 装置

ひずみ速度 10^5 s^{-1} 以上の高ひずみ速度加工を可能にする1段式火薬銃 (SSPG) の概略図を図2に示す。火薬銃は長さ1m、外形35mmのCr-Mo鋼の棒材の中心に内径15mmの穴を旋削加工で作製し、内部をホーニング仕上げしたものであり、上端は無煙火薬の燃焼室へ、下端は真空チャンバに立てて接続されている。銃身上部に装填した円柱状の飛翔体と火

図2 高ひずみ速度 ($\dot{\epsilon}: 10^5 \text{ s}^{-1}$) 塑性加工ができる1段火薬銃 (SSPG) 装置の模式図

薬燃焼室の間はステンレス板 (厚さ0.5mm) で作られたダイヤフラムで仕切られている。火薬燃焼室の容積は無煙火薬量を20gまで充填できるように設計されており、火薬への点火は電気雷管を用いる。使用した円柱状飛翔体は外形15mm、長さ20mmとなっており、胴体がポリカーボネート (厚さ10mm)、先端が黄銅 (厚さ5mm) で構成されている。胴体のポリカーボネート中にはフェライト磁石 ($\phi 4 \text{ mm}$) を入れてある。飛翔体が銃身下部に取り付けられている3つのコイルの中を通過する際に発生する誘導起電力の変化から飛翔体速度が計測される仕組みになっている。試験片は工具鋼で作製した円柱状ジグの上面に作製した穴 ($\phi 16$, 深さ2mm) の中にあり、まとめて銃身下部に設置したアクリル板の上に置かれてある。飛翔体の黄銅部と試験片とが精密に平面衝突するように配置されている。飛翔体の速度 V と試験片の高さ h から公称ひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ は次式(4)で算出することができる。

$$\dot{\epsilon} = \frac{V}{h} \quad (4)$$

図2に示す構成の SSPG 装置では、飛翔体を最高2.5 km/sで運動させることが可能²³⁾ となっており、火薬量2gを用いた場合でも、アルミニウム合金試験片 (厚さ2mm) に対してひずみ速度 $2.3 \times 10^5 \text{ s}^{-1}$ (飛翔体速度: 450 m/s) で変形を与えることができる。なお、飛翔体と試験片の衝突時に発生する応力は、試験片表面に添付されたPVDF (ポリフッ化ビニリデン) 応力ゲージで計測することが可能である。ひずみ速度 $2.3 \times 10^5 \text{ s}^{-1}$ の変形時に圧縮応力として、約5 GPaの高圧が数 μs 発生することが確認されている²⁸⁾。

3. 時効硬化特性の改善^{29)~34)}

図3に溶体化処理後に SSPG で高ひずみ速度変形 (10^5 s^{-1})

図3 6061合金の時効硬化に及ぼす高ひずみ速度加工の影響, (a) 100°C時効, (b) 175°C時効

図4 7075合金の時効硬化に及ぼす高ひずみ速度加工の影響, (a) 70°C時効, (b) 110°C時効

を与えた6061合金の100°Cおよび175°Cにおける時効硬化曲線を示す。まず溶体化処理後に変形(軸ひずみ50%)を与えた試料の硬さは、変形前と比べて硬さが2倍以上に上昇する。この変形による初期硬さの増分は変形速度の違いによらずほぼ同程度である。しかしながら、その後の100°Cおよび175°Cでの時効硬化は、作用する変形速度の違いによって異なる。すなわち、高ひずみ速度で変形を作用させた場合では、いずれの時効温度においても、その後の時効最高硬さに増加がみられる。高ひずみ速度変形では、その後の100°C時効、あるいは175°C時効において、ピーク硬さ値として、それぞれ158 Hv, 136 Hvを示しており未加工材の時効による最高硬さ(120 Hv)を上回っている。またSHPBを用いて溶体化処理後の6061合金に高ひずみ速度変形を与えた場合についても傾向は類似であり、時効温度100°Cと175°Cにおいてピーク時効硬さが未加工材と比べて増加することも確認されている³⁴⁾。一方、低速度変形後の時効硬さの増分は小さく、得られる最高硬さは、100°C時効で123 Hv, 175°C時効で122 Hvであり、時効前に加工を行わなかった試料とほぼ同程度である。

図4に溶体化処理後にSHPBおよびSSPGを用いて高速圧

縮変形($10^2 \sim 10^5 \text{ s}^{-1}$)を与えた場合の7075合金の時効硬化曲線を示す。7075合金についても、溶体化処理後の高速変形によって70°Cと110°C時効の場合にピーク時効硬さが未加工材や低速変形材(10^{-1} s^{-1})の場合と比べて上昇する。前述の6061合金の場合と同様に、作用するひずみ速度の上昇に伴い、その後の時効硬化量の増加がみられる。高ひずみ速度変形後に70°Cおよび100°Cでピーク時効処理した場合にそれぞれ最高硬さ193 Hv, 186 Hvが得られている。ただし、7075合金の高温時効(150°C時効)においては、溶体化処理後の塑性変形による時効硬化に対する正の効果がひずみ速度によらず生じにくくなる³⁰⁾。合金の種類によって時効硬化に対する正の影響が見られる時効温度域が異なるものの、適正な温度を選ぶことで、高ひずみ速度変形の作用でピーク時効硬さを上昇させることは、両合金で共通した結果となっている。

4. 自然時効による負の作用の抑制(6061合金)³⁵⁾

6000系のAl-Mg-Si合金では、溶体化処理後の室温保持によって、その後の人工時効硬化量が低下する現象が報告³⁶⁾されており、一般に「2段時効の負の作用」と呼ばれてい

図5 6061合金の自然時効に及ぼす高ひずみ速度加工の影響, SNA:加工なし, SINA:高ひずみ速度加工 (10^5 s^{-1}) あり

図6 6061合金ピーク時効材のDSC曲線, SA:加工なし&自然時効1 weekなし, SNA:加工なし&自然時効1 weekあり, SINA:高ひずみ速度 (10^5 s^{-1}) 加工あり&自然時効1 weekあり

る。この現象は、室温保持中に形成される溶質元素の集合体（クラスタ1）の形成によるとされている³⁶⁾。この負の作用は、自動車ボディパネルに6000系合金を使用する際のバークハード特性の低下に関係するため、その抑制が実用上重要となる³⁷⁾。その対策の1つとして熱処理を利用したものが、溶体化処理後に短時間100°C程度に等温保持することで、クラスタ1の形成が抑制され、負の作用を軽減できることが示されている^{38), 39)}。類似の抑制効果は、高ひずみ速度変形の作用によっても生じることが明らかにされている³⁵⁾。図5に溶体化処理–水焼入れ後の高ひずみ速度加工の有無による、その後の自然時効硬さ変化を示す。未加工材では、1週間の自然時効によりクラスタ1が生成することにより18HVの硬さが増加するのに対して、高ひずみ速度加工材では、まず加工により47HV増加し、その後の1週間自然時効での硬さ増分は10HVと、未加工材の場合と比べて半分程度に留まっている。高ひずみ速度加工によって、その

図7 高ひずみ速度加工による6061合金でみられる2段時効の負の作用の抑制, SA:加工なし&自然時効1 weekなし, SNA:加工なし&自然時効1 weekあり, SIA:高ひずみ速度 (10^5 s^{-1}) 加工あり&自然時効1 weekあり, SINA:高ひずみ速度 (10^5 s^{-1}) 加工あり&自然時効1 weekあり

後の室温時効でクラスタ1の形成が抑制されている結果が熱分析（DSC）でも明らかにされている（図6）。さらに、溶体化処理後に高ひずみ速度加工を行うことで自然時効1週間後の175°Cにおけるピーク時効硬さが低下せず、未加工材の場合よりも高い硬さを示している（図7）。報告されている100°C短時間保持の熱処理による二段時効の負の作用の改善³⁷⁾では、最終的なピーク時効到達硬さが未加工材の場合と同程度に留まっているのに対して、高ひずみ速度変形後のピーク時効最高硬さは、未加工材の場合よりも上回っているのが特長である。

5. 高ひずみ速度変形後の組織^{29), 33)}

図8および図9に溶体化処理後の高速圧縮変形 (10^5 s^{-1}) の有無の違いによる6061および7075合金のTEM組織をそれぞれ示す。低倍率観察の結果、高速圧縮変形後の試料では、粒径1μm未満の結晶粒が観察される。結晶粒微細化に及ぼす高ひずみ速度変形の影響は、報告されているECAP, HPT, ARBなどの準静的速度による巨大ひずみ導入プロセス（Severe Plastic Deformation, SPD）^{40)~44)}と比べると小さい。さらに、高ひずみ速度変形 (10^5 s^{-1}) では、試験片に0.5~0.6の大きな軸ひずみが作用しているにもかかわらず、組織中での転位セルの発達も全体的に少ない。したがって、高ひずみ速度変形で生じた顕著な硬さの上昇は結晶粒微細化や転位密度の上昇の作用が主たる要因でないと考えられる。高分解能TEMを用いて高ひずみ速度変形を与えた溶体化直後の6061合金と7075合金の高倍率観察を行った結果を図10に示す。高ひずみ速度変形を作用させると、直径2~5nm程度の点状粒子が結晶粒内に高密度に観察される。観察された点状粒子は、観察開始直後から分布しており、その形態についても数分程度の電子線照射中においても大きく変化することはない、電子線による照射損傷とは明確に異なるものである。したがって、図10にみられる点状粒子は高速度変形によって

図8 6061合金の溶体化処理後のTEM組織, (a, c) 加工なし, (b, d) 高ひずみ速度 (10^5 s^{-1}) 加工あり

図9 7075合金の溶体化処理後のTEM組織, (a, c) 加工なし, (b, d) 高ひずみ速度 (10^5 s^{-1}) 加工あり

図10 溶体化処理後の高分解能TEM組織, (a) 6061合金, (b) 7075合金, いずれも, 高ひずみ速度 (10^5 s^{-1}) 加工あり

導入された格子欠陥であると判断することができる。TEMにおいて観察される格子欠陥は〔110〕からみた場合に三角形形状を呈しているため、三次元的な四面体構造を有していると判断できる。これは純アルミニウム的高速変形で過去にKiritaniらによって報告¹⁶⁾されている積層欠陥四面体(SFT)と同じものと推測される。

図11 高ひずみ速度 (10^5 s^{-1}) 加工後, ピーク時効を行った場合の同一視野でのTEM組織, (a) 6061合金 (明視野像), (b) 6061合金 (暗視野像), (c) 7075合金 (明視野像), (d) 7075合金 (暗視野像)

図12 高ひずみ速度変形を与えた7075合金ピーク時効材 (70°C) におけるSFTと時効析出物との共存組織, 図11 (c) の高分解能TEM像

溶体化処理後に高ひずみ速度変形を与えてから, 175°Cでピーク時効処理を行った6061および7075合金のTEM組織を図11, 図12に示す。両合金ともピーク時効段階においてSFTは粒内に分布しており, 形や大きさも大きな変化はみられていない。一方, 図11の (b), (d) に示すように同一視野を暗視野像で観察すると, 6061および7075合金では, それぞれ, β'' - Mg_2Si 相⁴⁵⁾, GPゾーン⁴⁶⁾と考えられる時効析出相が粒内に析出している。したがって, 溶体化処理後の高ひずみ速度変形と時効処理によって得られた高いピーク時効硬さは, SFTによる強化と析出強化の重畳作用によってもたらされたと考えられる。

6. 水素トラップサイトの生成と延性^{47), 48)}

アルミニウム合金中の空孔, 転位, 粒界, ボイドなどの格子欠陥はいずれも水素を捕捉する作用を持ち, 水素脆化感受性にも影響を与えている^{49)~57)}。高ひずみ速度変形の作用で形成されるSFTについても水素トラップ効果を持つと考えられるため, 昇温脱離水素分析 (Thermal Desorption Analysis, TDA) を用いて, SFTに由来する水素トラップ作用

図13 昇温水素脱離分析, (a) 6061 合金, (b) 7075 合金, ST 溶体化材, SI: 溶体化+高ひずみ速度 (10^5 s^{-1}) 加工, SD: 溶体化+低ひずみ速度 (10^{-1}) 加工

図14 水素チャージ材の昇温水素脱離分析, (a) 6061 合金, (b) 7075 合金, STAH: ピーク時効材, SIAH: 高ひずみ速度 (10^5 s^{-1}) 加工+ピーク時効材

が調査されている⁴⁷⁾。溶体化材に対するTDA (昇温速度: 100°C/h) の結果を図13に示す。6061, 7075両合金とも塑性変形を作用させた場合 (高速変形材 (10^5 s^{-1}): SI, 低速変形材 (10^{-1} s^{-1}): SD) と、未加工材 (ST) を比べると、水素放出を生じ始める温度が塑性変形の作用で、いずれも低温側に移動する。SI材とSD材の水素放出挙動の違いは両合金ともに 350°C 以下の温度、とりわけ 150°C 未満の低温において顕著にみられる。したがって、この温度域での水素放出がSFTの水素トラップと考えると、そのトラップ力は転位の作用^{50), 51)} と比べても弱いと推測される。SFTは積層欠陥が四面体形状を構成した点状組織であり、直径数nm程度の微小な面欠陥の集合体である⁵⁸⁾ ことを踏まえると、SFTの持つ水素トラップ力としては、同じ面欠陥である粒界と同等かあるいはそれ以下であろうと推測される。

高ひずみ速度変形後の6061および7075合金ピーク時効材に対して電解水素チャージ (電解液: $2.5 \text{ mass\% H}_2\text{SO}_4$ – $0.1 \text{ mass\% NH}_4\text{SCN}$ 溶液, 電解条件: 100 A/m^2 , 24h) を行った試料のTDA結果を図14に示す (未変形材: STAH, 高速

変形材: SIAH)。水素チャージを行うと、両合金とも室温から 150°C までの範囲で水素放出ピークの山を新たに生じる。この水素放出は、母相の格子間とSFTに弱くトラップされている水素を反映していると考えられる。この水素トラップについては、高ひずみ速度変形の有無によって6061合金と7075合金でわずかに異なる傾向が認められる。水素チャージを行った7075合金では、高ひずみ速度変形の有無にかかわらず、低温域 (室温~ 150°C) で生じる水素放出ピーク温度とその大きさには違いがみられないのに対して、6061合金では、高ひずみ速度変形の作用によって、その放出ピーク温度がわずかであるが高温側に移動する。また、その低温域でみられる水素放出量は7075合金の方が6061合金と比べて多くなっている。

高ひずみ速度変形、ピーク時効後の6061合金および7075合金から採取した微小引張試験片 (平行部長さ: 2.9 mm , 幅: 1.0 mm) を用いて行われた引張試験 (初期ひずみ速度: $3.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$) の一例を図15に示す。なお、同一の条件で試験は3回以上行ってデータの再現性を確認している。3章で示

図15 引張延性に及ぼす高ひずみ速度加工と水素の影響, (a) 6061 合金, (b) 7075 合金, STA: ピーク時効材, SIA: 高ひずみ速度 (10^5 s^{-1}) 加工+ピーク時効材, STA+H: ピーク時効+水素チャージ材, SIA+H: 高ひずみ速度 (10^5 s^{-1}) 加工+ピーク時効+水素チャージ材

した時効硬さの結果と対応するように, 高ひずみ速度変形の作用により耐力と引張強さは上昇するが, 延性は低下する傾向を示す。一方, この高ひずみ速度変形後のピーク時効材に対して電解水素チャージ (電解液: $2.5 \text{ mass\% H}_2\text{SO}_4$ – $0.4 \text{ mass\% NH}_4\text{SCN}$ 溶液, 電解条件: 500 A/m^2 , 2h) を行うと特性の改善につながる結果が得られている。図15に示すように, 未加工材では水素チャージを行うと引張試験において延性低下 (水素脆化) が生じるのに対して, 高ひずみ速度変形後の水素チャージ材では, 6061 合金, 7075 合金のいずれについても, 逆に延性が上昇する⁵⁹⁾。水素チャージによるアルミニウム合金の延性上昇については, 高湿度大気中における低ひずみ速度 (10^{-7} s^{-1}) 引張試験の場合においても, 6061 合金 T6 材⁶⁰⁾ や 7075 合金過時効材⁶¹⁾ で同様の報告がみられる。現段階では, 高ひずみ速度変形後のピーク時効材に対して水素チャージを行った場合に高延性を示す理由は不明であるが, Birnbaumらが主張する水素による転位のすべり運動の促進効果⁶²⁾ (水素誘起塑性) が高速変形固有の SFT を含む組織の中で強く現れた可能性が考えられる。詳細については, 今後の検討が必要である。

7. おわりに

冷間塑性加工を取り入れたアルミニウム合金の組織制御は古くから様々な形で実用化されている。しかしながら, ひずみ速度域 10^3 s^{-1} 以上での高速塑性加工に限定すると, その加工技術の困難さゆえに実用合金への適用はみられない。本稿では, 10^3 s^{-1} 以上の高ひずみ速度変形によるアルミニウム合金の特性改善につながる作用を紹介した。ひずみ速度を制御する塑性加工自体は, 現行の量産プロセスである, 「溶体化処理–焼入れ, 加工, 時効処理」の中にも容易に取り込むことが可能であると思われる。今後高ひずみ速度の塑性加工を有効活用したアルミニウム合金の組織制御による特性改善が期待される。

謝 辞

本研究は, 公益財団法人軽金属奨学会の平成25年課題研究助成のご支援により行われました。また, 実験の遂行では大阪大学大学院生の木谷 祐貴君, 遠藤 剛君, 宮川 唯さんにご協力いただきました。電子顕微鏡の利用では, 大阪大学接合科学研究所の共同研究制度で高橋 誠先生にご指導とご協力をいただきました。皆様に, 記して謝意を表します。

参 考 文 献

- 1) 軽金属協会編: アルミニウム材料の基礎と工業技術, (1998), 79–110.
- 2) 森永正彦, 吉原 忠, 戸田裕之編: 金属材料の加工と組織, 共立出版, (2010), 101–140.
- 3) 軽金属学会編: アルミニウムの製品と製造技術, (2001), 397–423.
- 4) 崎野清憲: 材料, **54** (2005), 1301–1306.
- 5) 崎野清憲: 材料, **55** (2006), 1021–1026.
- 6) 小川欽也: 軽金属, **52** (2002), 131–135.
- 7) 小川欽也: 軽金属, **51** (2001), 175–181.
- 8) 東 健司, 向井敏司, 梅津浩一, 土田 信, 谷村眞治: 材料, **45** (1990), 1619–1624.
- 9) 向井敏司, 東 健司, 土田 信, 谷村眞治: 軽金属, **45** (1993), 252–257.
- 10) H. Yamada, K. Horikawa and H. Kobayashi: Int. J. Mod. Phys. B, **22** (2008), 1123–1128.
- 11) 小林俊郎編著: アルミニウム合金の強度, 内田老鶴圃, (2001), 140–165.
- 12) J. P. Hirth and J. Lothe: Theory of Dislocations, 2nd Ed., John Wiley & Sons, (1982).
- 13) M. Kiritani: Mater. Sci. Eng., **A350** (2003), 63–69.
- 14) 佐藤裕樹, 義家敏正: 軽金属, **57** (2007), 80–87.
- 15) 西谷滋人, 青木正人, 武藤俊介共編: 21世紀の格子欠陥研究に残された課題, 吉岡書店, (2003), 157–176.
- 16) M. Kiritani, Y. Satoh, Y. Kizuka, K. Arakawa, Y. Ogasawara, S. Arai and Y. Shimomura: Philos. Mag. Lett., **79** (1999), 797–804.
- 17) M. Kiritani: Mater. Sci. Eng., **A350** (2003), 133–138.
- 18) H. Ohkubo, Y. Shimomura, I. Mukouda, K. Sugio and M. Kiritani: Mater. Sci. Eng., **A350** (2003), 30–36.
- 19) I. Mukouda, Y. Shimomura and M. Kiritani: Mater. Sci. Eng., **A350** (2003), 37–43.
- 20) Y. Matsukawa, K. Yasunaga, M. Komatsu and M. Kiritani: Mater. Sci.

- Eng., **A350** (2003), 17–24.
- 21) A. Okada, Y. Aso, K. Hamada, K. Yasunaga and M. Kiritani: *Mater. Sci. Eng.*, **A350** (2003), 86–91.
  - 22) 古林英一編：再結晶と材料組織，内田老鶴圃，(2000)，155–178.
  - 23) 内田秀俊，吉田英雄：軽金属，**45** (1994)，193–197.
  - 24) 柳川政洋，大家正二郎：軽金属，**41** (1994)，119–125.
  - 25) 内田秀俊，吉田英雄：軽金属，**58** (2008)，285–289.
  - 26) 内田秀俊，吉田英雄：軽金属，**58** (2008)，290–294.
  - 27) 林 卓夫，田中吉之助編著：衝撃工学，日刊工業新聞社，(1988)，1–234.
  - 28) 堀川敬太郎，大宮聡太，小林秀敏：軽金属，**61** (2011)，452–457.
  - 29) K. Horikawa, Y. Kitani, T. Ogura, M. Takahashi, A. Hirose and H. Kobayashi: *Mater. Trans.*, **56** (2015), 1058–1062.
  - 30) G. Endo, K. Horikawa, H. Kobayashi, K. Tanigaki and T. Ogura: *Proceedings of PFAM24*, (2015).
  - 31) K. Horikawa, Y. Kitani, T. Ogura, M. Takahashi, A. Hirose and H. Kobayashi: *Mater. Sci. Forum*, **794–796** (2014), 778–783.
  - 32) Y. Kitani, K. Horikawa, K. Tanigaki, H. Kobayashi, T. Ogura and A. Hirose: *Appl. Mech. Mater.*, **566** (2014), 409–414.
  - 33) 堀川敬太郎，木谷祐貴，小椋 智，高橋 誠，廣瀬明夫，小林秀敏：軽金属，**65** (2015)，498–502.
  - 34) 堀川敬太郎，小椋 智，小林秀敏：軽金属学会第129回秋期大会講演概要，(2015)，331–332.
  - 35) 小椋 智，堀川敬太郎，木谷祐貴，三原麻未，金 聖寧，廣瀬明夫，里 達雄，小林秀敏：軽金属，**65** (2015)，617–621.
  - 36) 山田健太郎，里 達雄，神尾彰彦：軽金属，**51** (2001)，215–221.
  - 37) 軽金属学会編：自動車軽量化のための生産技術，日刊工業新聞社，(2003)．
  - 38) A. Serizawa, S. Hirose and T. Sato: *Metall. Mater. Trans.*, **A39** (2008), 243–251.
  - 39) 高木康夫，増田哲也，小林郁夫，里 達雄：軽金属，**65** (2015)，86–93.
  - 40) 堀田善治：軽金属，**60** (2010)，134–141.
  - 41) 堀田善治，廣澤渉一，松田健二，寺田大将：軽金属，**62** (2012)，398–405.
  - 42) Y. Saito, H. Utsunomiya, N. Tsuji and T. Sakai: *Acta Mater.*, **47** (1999), 579–583.
  - 43) N. Tsuji, T. Toyoda, Y. Minamino, Y. Koizumi, T. Yamane, M. Komatsu and M. Kiritani: *Mater. Sci. Eng.*, **A350** (2003), 108–116.
  - 44) S. Hirosawa, T. Hamaoka, Z. Horita, S. Lee, K. Matsuda and D. Terada: *Metall. Mater. Trans.*, **A**, **44** (2013), 3921–3933.
  - 45) 松田健二，池野 進：軽金属，**53** (2003)，457–462.
  - 46) 小椋 智，里 達雄：軽金属，**62** (2012)，32–42.
  - 47) 堀川敬太郎，小椋 智，宮川 唯，遠藤 剛，高橋 誠，小林秀敏：軽金属，**66** (2016)，90–95.
  - 48) Y. Miyakawa, K. Horikawa, H. Kobayashi, K. Tanigaki and T. Ogura: *Proceedings of PFAM24*, (2015).
  - 49) G. A. Young Jr. and J. R. Scully: *Acta Mater.*, **46** (1998), 6337–6349.
  - 50) S. W. Smith and J. R. Scully: *Metall. Mater. Trans.*, **A**, **31** (2000), 179–193.
  - 51) 鹿川隆廣，伊藤吾朗：軽金属，**60** (2010)，433–437.
  - 52) T. Izumi and G. Itoh: *Mater. Trans.*, **52** (2011), 130–134.
  - 53) 鈴木啓史，小林大輔，花田信子，高井健一，荻原行人：日本金属学会誌，**74** (2010)，65–71.
  - 54) 堀川敬太郎，外薮俊輔，小林秀敏：軽金属，**66** (2016)，77–83.
  - 55) K. Horikawa, K. Tanigaki and H. Kobayashi: *Proc. for the symposium Light Metals from the 144th TMS Annual Meeting & Exhibition, USA* (2015), 341–345.
  - 56) H. Yamada, M. Tsurudome, N. Miura, K. Horikawa and N. Ogasawara: *Mater. Sci. Eng.*, **642A** (2015), 194–203.
  - 57) 堀川敬太郎，高橋優花，小林秀敏：軽金属，**66** (2016)，84–89.
  - 58) 坂 公恭：結晶転位論，丸善出版，(2015)，116–117.
  - 59) K. Horikawa, T. Ogura, Y. Miyakawa and H. Kobayashi: To be submitted.
  - 60) 安藤 誠，菅野幹宏，一谷幸司，茂木徹一：軽金属，**59** (2009)，81–86.
  - 61) 大崎修平，春山繁之，古賀 毅，上西 研：軽金属，**63** (2013)，57–64.
  - 62) H. K. Birnbaum: *Hydrogen Effects on Material Behavior*, Eds. N. R. Moody and A. W. Thompson, TMS, Warrendale PA, (1990), 644–651.