

LPSO 型 Mg 合金のキンク形成観察と キンク導入加工プロセスの最適化

光原昌寿* 山崎重人** 安藤大輔***

1. はじめに

昨今のエネルギー問題を背景に、インフラ設備、輸送機器等で使用される構造用金属部材の軽量化は喫緊の課題となっている。軽金属に分類されるマグネシウム(Mg)、アルミニウム(Al)、チタン(Ti)等の高特性化(特に高強度化)は、この課題に対して直接的で工業的価値の高い解決策となり得る。実質的に構造用金属材料中で最軽量である Mg では、長周期積層(LPSO: Long Period Stacking Ordered)構造を有し全く新たな概念で強化された合金が我が国で発明⁽¹⁾され、世界中から高い関心を集めている。LPSO 型 Mg 合金は、一般に、Mg-TM(遷移金属)-RE(希土類金属)系の合金組成を有し、LPSO 相と α -Mg 相の複相で構成される⁽¹⁾。その一方で、合金の性質を研究する上で、LPSO 相単相で構成される Mg 合金(例えば、Mg-9Y-6Zn 合金(数字はat.%, 以下でも同様に表現する)など)も広く利用されており、これも広義で LPSO 型 Mg 合金に含まれる。

Mg は HCP 構造をとり、原子最密面が 2 周期で積層した 2H 構造を有する。一方で、LPSO 相は、添加元素が偏析した層が周期的に積層欠陥として導入されることで、より長い周期構造を有する⁽²⁾。このように、濃度変調と積層構造が同期している構造を「シンクロ型 LPSO 構造」と呼び、これまでに 5 周期(10H)、6 周期(18R)、7 周期(14H)、8 周期(24R)の 4 種類が確認されている(H は六方晶、R は斜方晶)⁽²⁾。

LPSO 型 Mg 合金が従来の Mg 合金と大きく異なる点は、その塑性をもたらす変形モードにある。純 Mg または

一般的な Mg 合金では、塑性変形の際にすべりと双晶変形が活動する。LPSO 型 Mg 合金でもすべりは生じるが、双晶変形はその活動を著しく抑制される。そのような状況で、底面すべりをも活動させないような方向から力を加える(例えば、底面法線方向と垂直な方向から圧縮する)と、巨視的には座屈とも捉えられるような結晶面の屈曲が突如として出現する。ただし、この突発的な変形モードは座屈とは似て非なるものである。それは、この変形モードの発現が変形応力の低下と直接的には結びつかないことから明らかである。このような変形モードを「キンク」と呼び、古くは1942年にカドミウム単結晶の変形で発見され⁽³⁾、亜鉛単結晶などでも生じることが報告されている⁽⁴⁾。また、高分子材料や地殻・岩石の変形においても同様の変形モードが生じることが知られている⁽⁵⁾。しかし、多くの金属材料では転位すべりや双晶変形が容易であり、キンクを発生させるような変形の拘束条件が満たされる場合は稀である。そのため、ここ60年は忘れられた変形モードであったと言っても過言ではない。そのような変形モードが現代の最先端の合金において蘇ったことはノスタルジックではあるが、一方で、60年超の研究空白期間がゆえに、塑性変形による「キンク形成」と、導入されたキンクによって後続の変形が強く抑制される(つまり材料が強化される)「キンク強化」については、現在でも不明な点が多く残されている。

本稿では、はじめにキンク形成挙動を詳細に解析した研究例を紹介し、それに加えて、キンクを優先的に、かつ、大量に組織中に導入するための塑性加工プロセスを検討した内容について報告する。

* 九州大学大学院総合理工学研究院; 准教授(〒816-8580 春日市春日公園 6-1)

** 九州大学大学院工学研究院; 准教授

*** 東北大学大学院工学研究科; 准教授

Microstructural Observation and Wrought Processing Optimization for Kinking in LPSO Type Mg Alloy; Masatoshi Mitsuahara*, Shigeto Yamasaki**, and Daisuke Ando***(*Department of Advanced Materials Science and Engineering, Kyushu University, Kasuga. **Department of Materials, Kyushu University, Fukuoka. ***Department of Materials Science, Tohoku University, Sendai)

Keywords: long period stacking ordered type Mg alloy, kink deformation, microstructure, electron microscopy, wrought processing, hardness
2022年5月25日受理[doi:10.2320/materia.61.543]

2. LPSO 単相 Mg 合金におけるキンク形成挙動

ここでは、LPSO 単相合金である Mg-9Y-6Zn 合金一方向凝固材を用いた研究成果を示す。一方向凝固時の成長方向と平行に荷重軸を設定して、合金を圧縮すると、**図 1** に示すような激しい表面凹凸が発生する。この激しい表面凹凸は、細かくさび状キンク (Ridge キンクと呼ばれる) が瞬時的・局部的・連鎖的に生じた結果である。

図 2 に、SEM (Scanning Electron Microscope) 内その場圧縮試験中に実施した EBSD (Electron Backscattered Diffraction) 結晶方位解析結果を示す。すべての画像について、圧縮方向は紙面左右方向と一致している。その場圧縮試験を 4 回中断 (1st~4th と表記) し、それぞれの段階にて、(a) の SEM 二次電子像中に赤枠で示した領域の EBSD 測定を実施した。毎回の観察視野は、極めて精度良く一致させている。(b) の結晶方位分布図では、各測定点が観察方向へ向

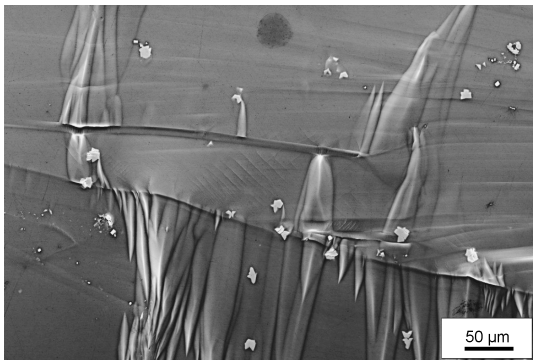


図 1 圧縮変形させた Mg-9Y-6Zn 合金に発生した Ridge キンクの SEM 二次電子像。

けている結晶方位を、図に併記する標準ステレオ三角形に合わせて色付けている。(c) の GROD (Grain Reference Orientation Deviation) マップと (d) の KAM (Kernel Average Misorientation) マップは、いずれも結晶方位変化に基づいてひずみを表現するものである。GROD は結晶粒の平均方位からの各測定点の方位変化を、KAM は隣接する測定点間の方位差の平均値をそれぞれ表している。図 2 より、初期 (変形前) では各結晶粒内の結晶方位は均一であることがわかる。圧縮変形が開始すると、1st の段階ですでに、視野の一部において局所的な結晶方位変化が捉えられている。2nd から 4th へと変形が進むに連れて、結晶方位回転の角度が増加し、その領域も拡大している。GROD マップより、結晶方位変化が生じた領域はくさび状の形態に発達していくことがわかる。また、結晶方位変化が生じていない部分とくさび状の方位変化領域は、高い KAM 値で色付けられる境界で区切られており、さらに、くさび状領域の中にも、同様の境界が存在している。ここで (a) の SEM 二次電子像に着目すると、3rd の段階までは EBSD 測定視野内に目立った変化は観察されていないことがわかる。4th の段階において初めて表面起伏が生じ、組織内部にキンクが形成されたと認識される。そのキンク形成領域は、EBSD 測定において早期に結晶方位変化が生じていたそれと完全に合致する。したがって、1st から 3rd の間で観察された結晶方位回転は、表面起伏としてキンクが発現する前駆段階であると捉えることができる。我々はこの前駆段階をプレキンクと名付けている⁽⁶⁾。

次に、このプレキンクの発達挙動に着目する。**図 3** は、**図 2** の GROD マップ中に記した白線 A、B 上における結晶方位回転角の変化 (方位差角) を表したラインプロファイルである。このプロファイルは白線の左側を起点としており、(a) の Point to origin では起点と白線上の各測定点の方位差角

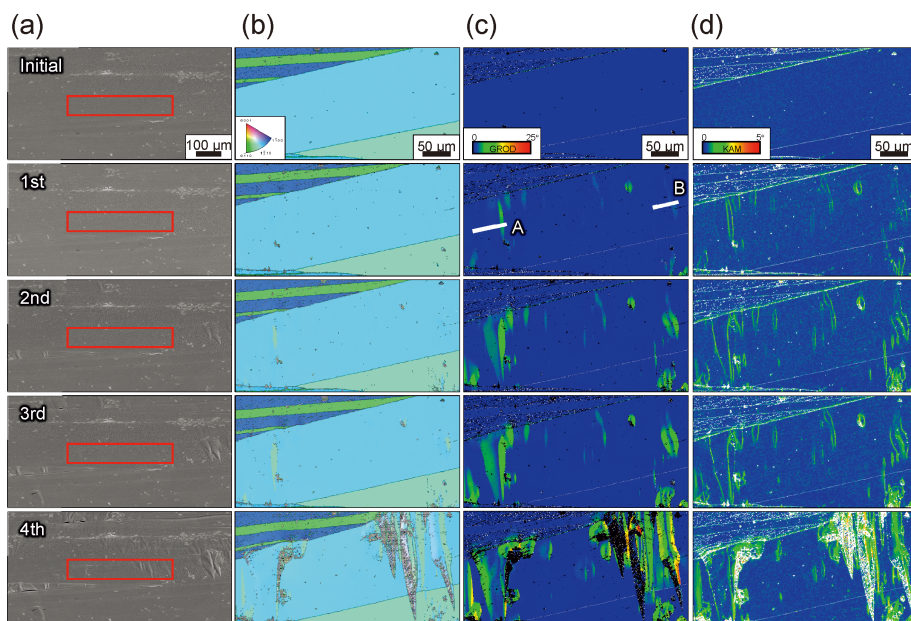


図 2 SEM 内その場圧縮試験により観察した Mg-9Y-6Zn 合金のキンク形成挙動；(a) 70度傾斜して撮影した SEM 二次電子像，(b) 結晶方位分布図，(c) GROD マップ，(d) KAM マップ。

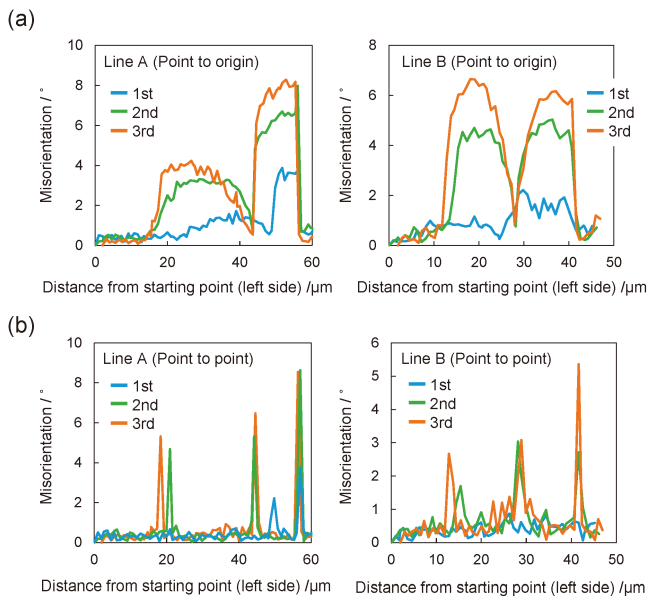


図3 キング発生領域における結晶方位回転角の線分析結果；(a)Point to origin, (b)Point to point.

を、(b)の Point to point では隣接測定点間の方位差角を示している。変形が進行した 3rd の段階の Point to origin のプロファイルを見ると、A と B のいずれも 2 つの方位差角のピークを持つ M 形状であることがわかる。また、1st から 3rd へと変形が進むにつれて両ピークの方位差角は増加している。このような傾向は、図 3 において評価した 2 つのキング以外でも同様であった。次に、Point to point の方位差角プロファイルに着目する。このプロファイルにおけるピークは、上述した高 KAM 値境界に対応する。各 Point to point プロファイル中で最も右側に位置するピークに着目すると、変形の進行に伴って方位差角が増加しているが、位置の変化はほとんどない。一方で、中央のピークや左のピークは、方位差角が増加しつつ、位置が左側へと移動している。このように、表面起伏としてのキングの前駆段階と考えられるくさび状の方位変化領域は左右の 2 領域に分けられ、その発達挙動には順序や方向性が存在することがわかる。

続いて、キングの 3 次元形態について観察した例を紹介する。図 4 は、圧縮した Mg-9Y-6Zn 合金一方向凝固材に発生した Ridge キングの SEM 二次電子像と GROD マップである。視野内には (I)~(III) と記号をつけた 3 つのキングが観察される。(I) と (II) のキングは Ridge キングに分類される形態を持ち、特に (I) のキングでは底面の屈曲が急峻である。(II) のキングでは、像上部と下部にのみ明瞭な屈曲が認められ、像中央部では底面の曲がり方が緩やかである。このような急峻もしくは緩やかな結晶方位回転は GROD マップの色の変化により明確に捉えることができる。(III) のキングは表面凹凸が小さく SEM 像では存在を認識しにくいですが、GROD マップではくさび型の結晶方位変化領域として判別できる。この特徴から、(III) のキングはプレキングに分類できる。次に、図 5 に、(II) と (III) のキングについて、機械研磨の繰り返しによるシリアルセクション観察を行った結

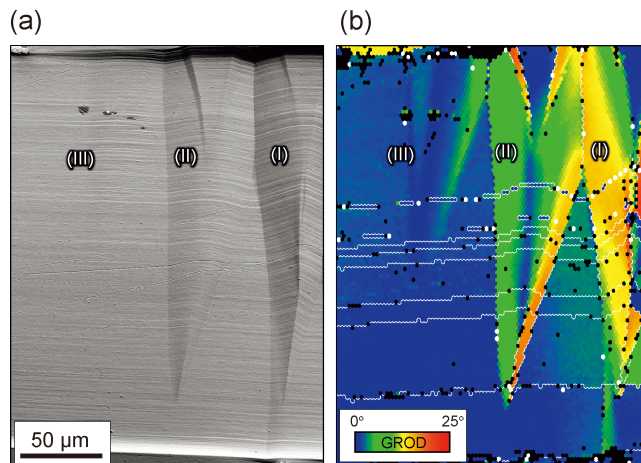


図 4 圧縮した Mg-9Y-6Zn 合金に発生した Ridge キングの (a)SEM 二次電子像と (b)GROD マップ。

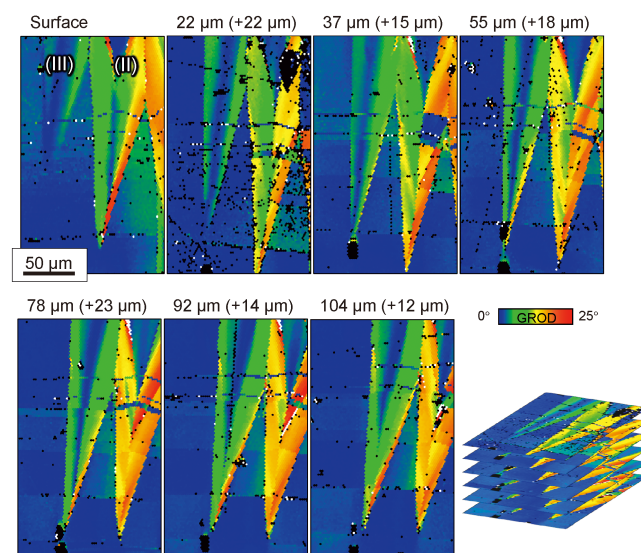


図 5 シリアルセクションによるキングの 3 次元形態観察結果。

果を示す。図 5 では、左上に試料の初期表面での GROD マップを示しており、6 度スライスを繰り返した観察結果を順に並べて示している。各図に付記する数値は初期表面からの距離であり、括弧内の数値は一つ前のスライスからの変化量である。本実験では手動の機械研磨によってスライスを行ったため、その間隔を一定にすることは困難であるが、1 スライス当たり平均 17 μm である。初期表面では、先に述べた (II) の Ridge キングと (III) のプレキングが認められる。22 μm のスライス像では (II) のキングの中央部に急峻な底面屈曲が認められるようになり、その形態が図 4 の (I) のキングに類似する。また、(III) のプレキングにおいては、その領域が拡大していることがわかる。37 μm のスライス像では、(III) のプレキングの領域がさらに拡大し、くさび型の先端が認められるようになるが、キング内部での底面の湾曲は緩やかなままである。さらにスライスを進めると、(II) と (III) のキングはともに結晶方位変化が増大していくが、その

一方で、領域の拡大はほとんど生じなくなる。特に、どちらのキンクでも、くさびの先端の位置が前方の大角粒界に接する状態で保持され、それ以上の成長を起こしていないことは興味深い。また、(Ⅲ)のキンクは、92 μm のスライス像以降においては、(Ⅰ)や(Ⅱ)のキンクとほぼ同様の形態を示すようになる。これらの観察結果は、プレキンクが、成熟したRidge キンクの成長フロントに形成される組織であることを示唆しており、プレキンクがRidge キンクの前駆段階であろうと考えた図2のSEM その場観察の結果と良く整合する。キンクのさらに詳細な3次元形態については、既報の論文⁽⁷⁾を参考いただきたい。

3. α -Mg 相と LPSO 相から成る複相 Mg 合金におけるキンク形成

ここでは、 α -Mg 相と LPSO 相から成る複相 Mg 合金に

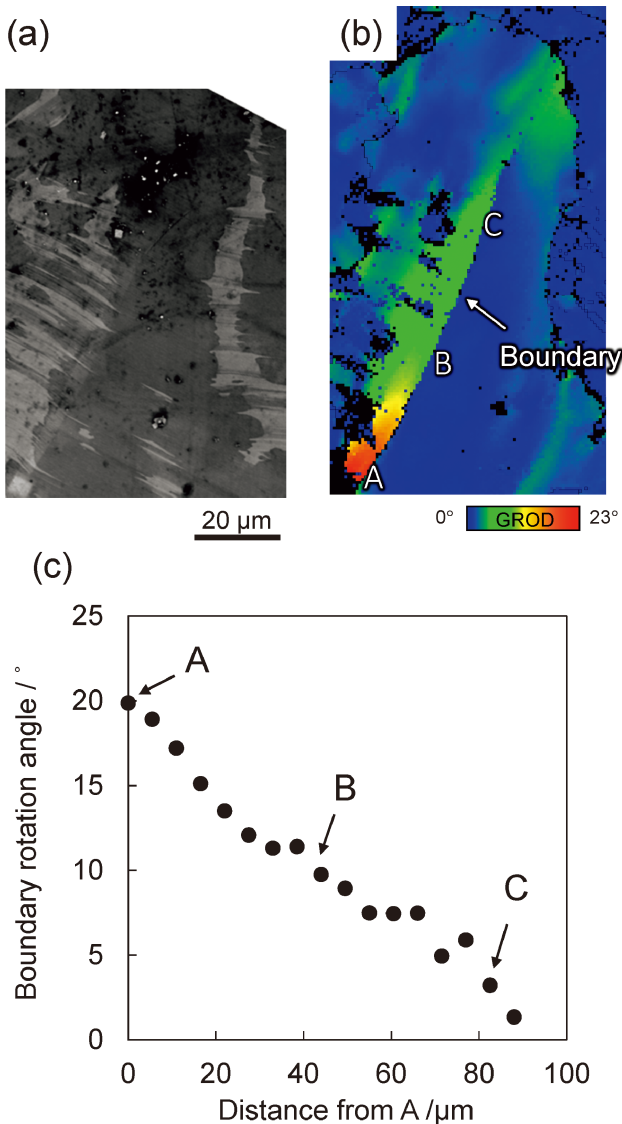


図6 圧縮変形を加えた Mg-2Y-1Zn 合金の(a)SEM 二次電子像、(b)GROD マップおよび(c)変形により導入された境界での結晶方位回転角の変化。

おけるキンク形成について述べる。前章にて、LPSO 相に形成するキンクについて触れた。本章では、 α -Mg 相に形成されるキンクに着目する。これまでに純 Mg においてキンクの発生が報告された例はなく、本来、 α -Mg 相においてキンクという変形モードは活動しない。しかし、 α -Mg 相と LPSO 相から成る複相 Mg 合金では、 α -Mg 相においてもキンクが形成する。

図6に、圧縮変形を加えた複相合金(Mg-2Y-1Zn 铸造まま材)に発生した表面起伏部の観察結果を示す。(a)のSEM 二次電子像において濃灰色で示される部分が母相である α -Mg 相、淡灰色で示される部分が LPSO 相である。(b)中に示すように、圧縮変形により α -Mg 相中に境界が形成され、結晶方位変化が生じている。興味深いことに、この境界は明らかに α -Mg 相内で途絶えている。(c)には、この境界での結晶方位回転角を10 μm ごとに測定した結果を示す。ここで図中のA、B およびCは、(b)中に記した位置に対応する。(c)より、この境界での回転角が、A 点からC 点に向かうに伴って徐々に小さくなるのがわかる。以上のような特徴は一般的な結晶粒界や双晶境界とは明らかに異なっており、これまでに報告されているキンク境界の特徴と類似している。

図7は、図6で示した境界のSTEM(Scanning Transmission Electron Microscope)明視野観察結果である。(a)は境界中央部であり、図6のB 点の位置に対応する。この図より、底面に沿うすべり線が境界で屈曲していることが確認でき、この境界がキンク境界であることがわかる。また、底面の回転角はEBSDの解析結果とおおよそ一致していた。(b)は境界先端部であり、図6のC 点の領域である。境界近傍に強いコントラストを与える等傾角干渉縞によって、境界が結晶粒内で途切れている様子が確認できる。また、(c)と

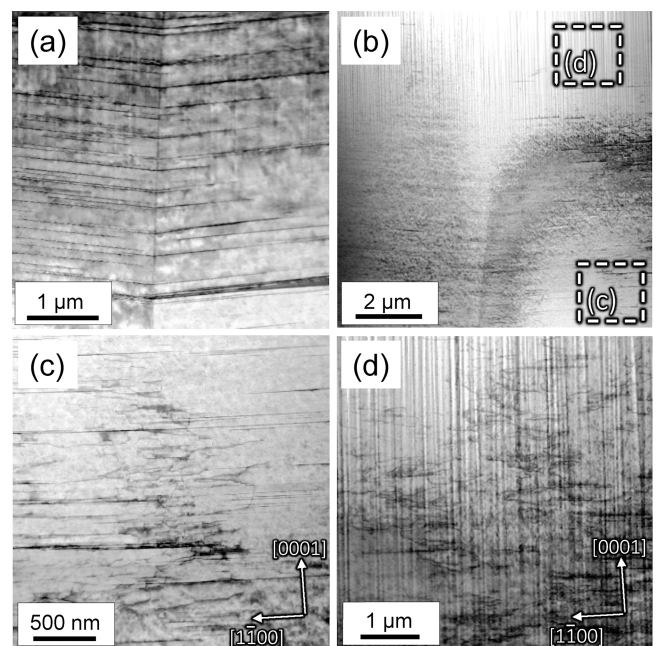


図7 α -Mg 相に形成したキンク境界のSTEM 明視野観察結果。

(d)は、(b)中にそれぞれ記載した領域を二波励起条件下で撮影したものである。これらの図から、境界先端部において、 α -Mg相の室温変形ではほとんど生じることのない非底面すべりが活動していることがわかる。このことは、境界の先端部において非常に大きな弾性応力場が生じていることを示唆している。

以上のように、LPSO型Mg合金では、本来、キンク変形を生じないはずの α -Mg相にもキンクが導入される。このことが、LPSO型Mg合金に発現する優れた力学的性質に繋がると考えられる。

4. 加工プロセスによるキンク導入量の違いとその強化量

LPSO相を含有するMg合金では再結晶を積極的に生じさせない温間押出加工を施すことで、晶出相のLPSO相や α -Mg母相自体にキンクの導入が可能であり、そのキンクが転位すべりの障害となることで機械強度が向上することが広く知られるようになった。特に、LPSO相分率が86%程度であるMg-7Y-4Zn合金において casting材の引張強度は150MPaであるが、温間押出加工により470MPaまで上昇することが報告されている⁽⁸⁾。ここで、この著しい強化量には温間押出加工で形成された集合組織による強化だけでは説明できない強化が約20-30%存在し、これがキンク導入による効果、つまりキンク強化であろうと推察されている⁽⁹⁾。また、一方向凝固により得られたLPSO単相合金(Mg-9Y-6Zn)において、結晶構造のc軸方向に垂直に圧縮応力/ひずみを与えることで容易にキンク変形帯を導入でき、その加工材を元のc軸から45度回転して切り出すことで、容易に底面すべり変形できる試料を作製して、再度圧縮変形することで、導入したキンクにより底面すべりが抑制されて高強度化することも確かめられている⁽¹⁰⁾。さらに、キンク量と強化量との関係性について調べた結果では、単位面積当たりの折れ曲がり回数が多いほど⁽¹¹⁾⁽¹²⁾、キンク変形による結晶回転角度が大きいほど材料強化に有効であること⁽¹³⁾も示された。ここで、キンク変形による結晶回転には大きな回転角度を有するくさび型Ridgeキンクや、小さな回転角度でキンクが密に並んで形成され扇型に組織回転させるOrthoキンクが報告されており、これらキンク導入がどうして材料強化に寄与するのかについては、新学術領域研究「ミルフィーユ構造の材料科学」において回位や幾何学的理論での解釈が試みられている。その詳細な解説は後述の特集記事をご参照いただきたい。本稿では、キンク変形帯を高密度・高体積分率導入することでLPSO型Mg合金が高強度化するという前提に立ち、最も多く研究されている温間押出加工と、様々な塑性加工方法で得られた材料の強化量を同一方法で測定・比較して最適な塑性加工法の提案を試みた研究を紹介する。

サンプルには、LPSO相がほぼ100%(その他金属間化合物相を微量に含有する)であるMg-9Y-6Zn casting材を用いた。これは、 α -Mg相を含むことで問題が複雑化することを

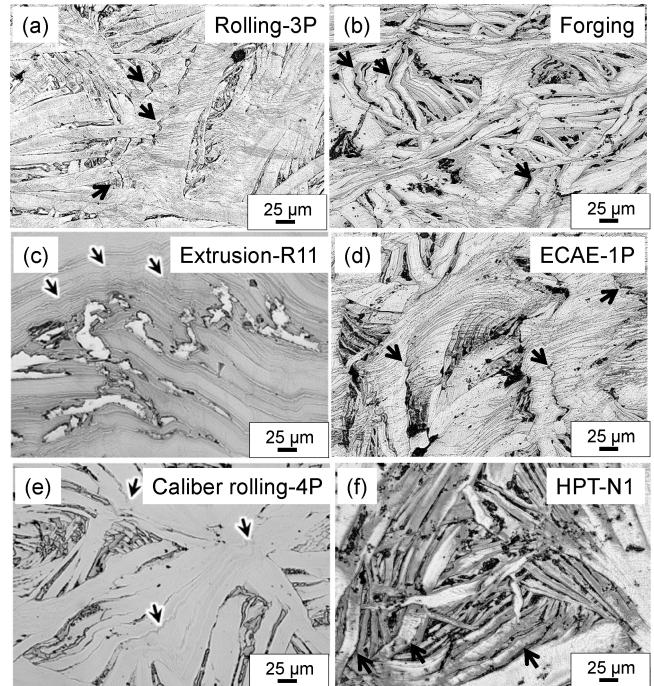


図8 様々な塑性加工方法で得られた組織形態；(a)圧延，(b)鍛造，(c)押出，(d)ECAE，(e)溝ロール圧延，(f)HPT。

避ける狙いがある。塑性加工法には、鍛造、圧延、押出、ねじりという単純な塑性加工法に加えて、溝ロール圧延、Equal-Channel-Angular Extrusion (ECAE)、高圧ねじり加工(HPT: High Pressure Torsion)と強加工方法も選択した。また、可能な限り塑性加工温度を350°Cに統一している。強化量の指標にはビッカース硬さ試験(300 gf, 10 s 保持)を用いた。ここで、鍛造で得られたランダム方位の多結晶体LPSO単相材の硬さはおよそ80 Hvであった。

図8に、各塑性加工プロセスで得られた典型的な金属組織写真を示す。いずれの塑性加工方法でも、加工中に複数のキンクが形成されていることがわかる。それらは、特定の結晶粒の内部に高密度に存在している場合が多い。また、このスケールでの組織観察では、キンク形態は主にRidgeタイプであるが、緩やかにLPSO相が湾曲している箇所も散見され、TEMレベルではOrthoタイプも観察されることが示唆された。図9に、各塑性加工プロセスで得られた材料のビッカース硬さを塑性加工で与えた相当ひずみ量で整理したグラフを示す。このグラフには既報⁽¹⁴⁾の内容に新たに単純ねじり変形、渦状押出の結果を加えたものである。ビッカース硬さは相当ひずみ量と強い正の相関があることが見受けられる。一方で、各塑性加工プロセスにおいて同一の相当ひずみ量に着目すると、単純圧縮である鍛造に比べて、溝ロール圧延やHPTのような材料拘束があり、多方向から複雑な変形が加わるような加工方法の方がビッカース硬さの増分が大きいことが示唆される。その理由は初期材にランダム配向の casting材を用いているので、鍛造などの単純な加工方法ではその変形方向と初期結晶方位においてキンクを形成しやすい粒のみキンクが形成されるが、多方向から複雑な変形が加わる

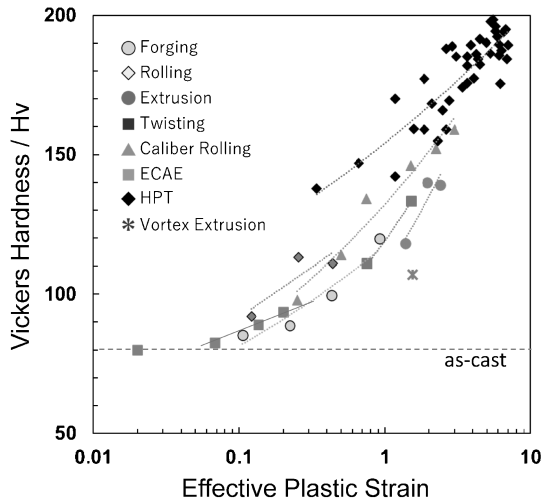


図9 様々な塑性加工方法で得られた材料の Vickers 硬さと相当塑性ひずみの関係.

場合には多くの粒で、かつ二次的、三次的なキンクの導入が可能になるからだと考えている。また、溝ロール圧延ではその材料の上下方向と挿入方向を変えることで、材料に一定方向の大きなせん断を加える「リバース圧延」を施すことが可能であり、通常の方法と相当ひずみ量は同じであっても、せん断変形が大きな試料ではキンクの形成割合が大きく、強化量も大きくなること⁽¹⁵⁾が報告されている。このように強化量をせん断ひずみ量で整理できる可能性が示唆され、現在、各塑性加工プロセスの FEM 解析を行って強化量を比較する研究を新学術領域研究の活動の中で行っている。

しかし、たとえ多方向から複雑な変形が加わる強加工法で超高強度材が創製できたとしても、その加工可能なサイズはごく小さく、構造用部材として用いるのは困難である。そこで、押出加工においてダイス形状を工夫することで、ねじり変形を導入する強加工法である渦状押出に注目した研究を行っている。図10で示すように、渦状押出では通常押出に比べて、Ortho タイプのキンクの割合が多く、明確な Ridge タイプのキンクは稀であった。ここで、450°Cで R4 の押出比で加工した通常押出ではビッカース硬さが117 Hvであった一方で、同一形状のダイスに材料回転に寄与する溝を加えた渦状押出においては107 Hv とその強化量は相当塑性ひずみ量が大きいにもかかわらず小さかった。このような特徴は、単位面積当たりの折れ曲がり回数が多いほど⁽¹¹⁾⁽¹²⁾、または、キンク変形による結晶回転角度が大きいほど⁽¹³⁾材料強化に有効であるとする報告と一致する。その一方で、圧縮変形能を比較すると、渦状押出材の方が約3倍圧縮(破断ひずみ30%強)できることがわかった。このような力学特性の変化は、渦状加工によって導入されたキンクの種類が、Ortho タイプに優勢であることに起因していると推察される。すなわち、強化量が小さい理由は Ridge タイプのキンクが少ないためであり、Ortho タイプのキンクはキンク強化能自体が小さい一方で、加工硬化率を増加させ、均一変形を助長する効果に優れることが示唆された。今後はこの結果も踏まえて、

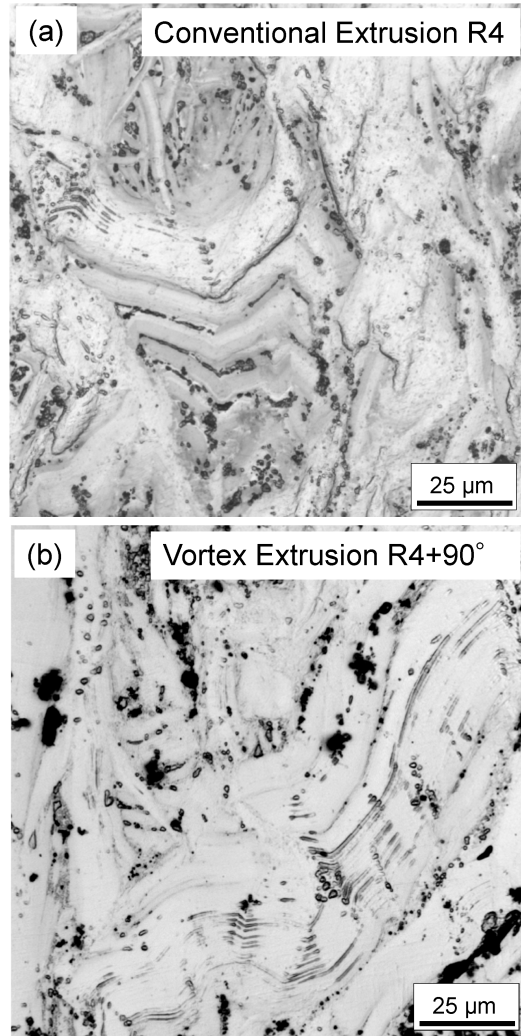


図10 (a)押出比 R4 の通常押出, (b)90度のねじり変形を加えた押出比 R4 の渦状押出により得られた組織形態.

マグネシウム合金の既存の強度-延性バランスを凌駕するような材料にすべく研究を続けていきたいと考えている。

5. ま と め

本稿では LPSO 型 Mg 合金におけるキンクの組織的特徴およびその形成、さらにはキンクをより効果的に導入するための塑性加工方法の探索について紹介した。本新学術領域研究を通して、新たな Mg 合金(例えば、Mg-Mg₂Ca 共晶合金など)や他の金属系(例えば Ti 合金, Fe-C 合金, Al 基共晶合金など)、さらにはセラミックスや高分子といった金属とは結合性が全く異なる材料においても、キンクの発現が報告され始めている。今後は、キンクが材料強化に寄与するメカニズムを明らかにすることで、従来の固溶強化、析出強化、加工強化、結晶粒微細化強化、複合強化に次ぐ第6番目の新しい材料強化法として広く認知されることを目指し、キンク強化理論構築のための研究を推進していく予定である。キンクを発現させるために必要不可欠な微細組織とその変形条

件およびキンク導入のための塑性加工方法が確立されることで、日本発の新奇的な材料創成が一層加速されることを期待してやまない。

本研究は科学研究費補助金(新学術領域研究 18H05475, 18H05477, 18H05481, 19H05116 および 21H00088)の補助を受けて遂行されました。また、本研究の遂行にあたり、物質・材料研究機構 染川英俊博士、豊橋技術科学大学 戸高義一教授、足立望助教、同志社大学 湯浅元仁准教授、九州大学 博士課程の徳澄翼氏、同大学 修士課程の福島碧氏の協力を得ました。また、SEM 内その場圧縮試験は九州大学 西田稔名誉教授、赤嶺大志助教のご協力のもと実施されました。この場をお借りして感謝いたします。

文 献

(1) 河村能人: までりあ, **54**(2015), 44-49.
 (2) 阿部英司: までりあ, **54**(2015), 50-54.
 (3) E. Orowan: Nature, **149**(1942), 643-644.
 (4) J. B. Hess and C. S. Barrett: J. Miner., Met. & Mater. Soc., **185** (1949), 599-606.
 (5) A. S. Argon: Philos. Mag., **28**(1973), 839-865.
 (6) S. Yamasaki, T. Tokuzumi, W. Li, M. Mitsuhara, K. Hagihara, T. Fujii and H. Nakashima: Acta Mater., **95**(2020), 25-34.
 (7) T. Tokuzumi, S. Yamasaki, W. Li, M. Mitsuhara and H. Nakashima: Materialia, **12**(2020), 100716.
 (8) K. Hagihara, A. Kinoshita, Y. Sugino, M. Yamasaki, Y. Kawamura, H.Y. Yasuda and Y. Umakoshi: Intermetallic, **18** (2010), 1079-1085.

(9) K. Hagihara, Z. Li, M. Yamasaki, Y. Kawamura and T. Nakano: Acta Mater., **163**(2019), 226-239.
 (10) K. Hagihara, M. Yamasaki, Y. Kawamura and T. Nakano: Mater. Sci. Eng. A, **763**(2019), 138163.
 (11) H. Somekawa, D. Ando, K. Hagihara, M. Yamasaki and Y. Kawamura: Mater. Charact., **179**(2021), 111348.
 (12) Y. Nakasuji, H. Somekawa, M. Yuasa, H. Miyamoto, M. Yamasaki and Y. Kawamura: Mater. Lett., **292**(2021), 129625.
 (13) H. Somekawa and D. Ando: Mater. Sci. Eng. A, **780**(2020), 139144.
 (14) H. Somekawa, Y. Todaka, D. Ando and M. Yuasa: Mater. Lett., **304**(2021), 130653.
 (15) H. Somekawa, M. Yamasaki, Y. Kawamura and T. Inoue: Mater. Charact., **175**(2021), 111080.

★★

光原昌寿
 2008年3月 九州大学大学院総合理工学府 博士課程修了
 2008年4月-2010年3月 九州大学大学院総合理工学研究院 特任助教
 2010年4月-2016年2月 九州大学大学院総合理工学研究院 助教
 2016年3月- 現職
 専門分野: 高温材料学, 金属組織学, 材料強度学
 ©主に高温材料の変形・強度・破壊に関わる材料組織を対象とした研究に従事。

★★



光原昌寿 山崎重人 安藤大輔