

一方向性凝固 Mg/LPSO 二相合金の 微細組織と力学特性の相関

徳永透子*

1. はじめに

この度は、第32回日本金属学会奨励賞をいただき、またこのような寄稿の機会をいただき、これまでにご指導いただきました北海道大学 松浦清隆名誉教授、名古屋工業大学 萩原幸司教授をはじめとする関係者の皆さま方にこの場をお借りして心より感謝申し上げます。私は北海道大学で学位を取得した後、2021年4月から名古屋工業大学にて新たな環境で研究・教育活動を始めました。本稿では、長周期積層構造(LPSO: Long Period Stacking Ordered)相を含む Mg 合金(以下、LPSO 型 Mg 合金)について、私が名古屋工業大学において取り組んでいる内容について、研究室で最近得られた知見をご紹介します。本研究の詳細につきましては、原著論文⁽¹⁾をご参照いただければ幸いです。

2. これまでの LPSO 型 Mg 合金研究

Mg 合金は実用構造材料の中で最も軽量であり、輸送機器部品への適用による二酸化炭素排出量の削減など、環境負荷問題を解決する一助となることが期待されている⁽²⁾。しかしながら、Mg 合金は鉄鋼材料や Al 合金などの実用構造材料と比較して、強度や靱性が劣っていることから、利用範囲が非常に限定されている。そのような中、近年、高い強度、変形能、および熱的安定性を有する LPSO 型 Mg 合金が開発され注目を集めている⁽³⁾⁽⁴⁾。LPSO 型 Mg 合金は LPSO 相と α -Mg 相の二相から成り、Mg 合金の適用範囲を大きく広げる可能性がある⁽⁵⁾と期待されている。

LPSO 型 Mg 合金が高強度を示す理由の一つとしては、

LPSO 相の強い塑性異方性が挙げられる。LPSO 相は(0001)底面が c 軸方向に長周期化した構造を持ち、その積層欠陥に Zn や Y などの溶質原子が濃化している⁽⁵⁾。

LPSO 型 Mg 合金では、その特異な構造により底面すべり以外の変形機構が著しく抑制され、通常 Mg 合金で見られる柱面すべりや双晶発生などが生じず、その代わりにキンク帯が形成する⁽⁶⁾⁻⁽⁸⁾。キンク帯は、容易すべり面に対して平行に圧縮荷重がかかった時に、すべり面に対して垂直方向に底面転位が配列することで形成する。キンク帯が形成する過程は必ずしも強化に寄与するわけではないが、キンク帯が材料中に高密度に存在することで、後に発生・運動する転位の強い障害となり、材料全体としての強化に寄与する「キンク強化」が発現することが知られている⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾。

実際、LPSO 型 Mg 合金は、鋳造ままの状態では一般的な Mg と同等の強度・伸びしか示さないが、熱間押出などの塑性加工を施すことによって強度と延性が同時に著しく向上することが報告されており、この機械的性質の向上には、 α -Mg 相の再結晶による結晶粒微細化とともに、LPSO 相のキンク強化が寄与していると考えられている⁽¹¹⁾⁽¹²⁾。

上述したように、キンク帯は容易すべり面に平行に荷重を負荷したときに形成する。したがって、キンク強化を引き起こすためのキンク帯を LPSO 相中に導入するためには、LPSO 相の底面を荷重軸方向に配向させなければならない。この配向組織の形成に、塑性加工が役立っている。Mg 合金のように最密六方構造を有する材料では、容易すべり面が非常に限定されるため、たとえば底面は押出加工中には押出方向に、圧延加工中には圧延方向に平行に配向する。つまり、塑性加工を利用することで、自然と容易すべり面(底面)のある特定の方向に配向させることが可能となる。

* 名古屋工業大学大学院工学研究科物理工学専攻；助教(〒466-8555 名古屋市昭和区御器所町)
Microstructure Control of Directionally-solidified Mg/LPSO Two-phase Alloys; Toko Tokunaga(Nagoya Institute of Technology, Nagoya)
Keywords: magnesium alloy, long period stacking ordered structure, strength, microstructure, kink band
2023年8月17日受理[doi:10.2320/materia.62.734]

上述したように、铸造まま LPSO 型 Mg 合金の強度は低い。そのため、これまで塑性加工を施すことが LPSO 型 Mg 合金の高強度発現には必須であると考えられてきた。このような流れで、塑性加工を施されていない LPSO 型 Mg 合金についてはこれまでほとんど注目されてこなかった。

ところが、LPSO 単相合金についての先行研究において、塑性加工の代わりに一方向性凝固を施すことで底面を成長方向に配向させることができた⁽⁸⁾。一方向性凝固により生成した加工の影響がない配向組織を有する LPSO 型 Mg 合金におけるキंक帯形成挙動やその機械的特性に対する微細組織の影響についての詳細は明らかとなっていない。そこで、私たちのグループでは、LPSO 型 Mg 合金の機械的性質の支配因子を基礎から明らかにするために、一方向性凝固により作製した LPSO 相体積率の異なる LPSO 型 Mg 合金の微細組織およびそれに付随する機械的性質との相関を調査した。

3. 一方向性凝固材の微細組織

Mg₈₅Zn₆Y₉ LPSO 単相合金、Mg₈₉Zn₄Y₇、Mg₉₂Zn₃Y₅、Mg₉₄Zn₂Y₄、Mg₉₇Zn₁Y₂ Mg/LPSO 二相合金を高周波誘導溶解法により作製し、その後 Bridgman 法により一方向性凝固を行った。図 1 に LPSO 単相合金と Mg/LPSO 二相合金の組織写真を示す。板状の組織が LPSO 相、粒状の組織が Mg 相でありそれぞれの合金の LPSO 相体積率は、100、86、61、39、26 vol%であった。

LPSO 単相合金においては、結晶成長方向に対して垂直な横断面では板状 LPSO 相はランダムな向きを向いているのに対し、成長方向に平行な長手断面では板状 LPSO 相が成長方向に沿って配向している。Mg/LPSO 二相合金においても、LPSO 相間に Mg 相が存在しているにもかかわらず、LPSO 相は単相合金と同様に成長方向に沿って配向している。しかしながら、Mg 相の割合が LPSO 相の割合よりも大きい Mg₉₄Zn₂Y₄ 合金および Mg₉₇Zn₁Y₂ 合金においては、その組織形態が異なり、Mg 相中に LPSO 相がネットワーク状に形成している様子が見られる。

図 2、3 に EBSD 解析により得られた LPSO 相と Mg 相

の結晶方位マップを示す。極点図の Intensity は完全にランダムな方位を有している状態を 1 としたときの値を示している。

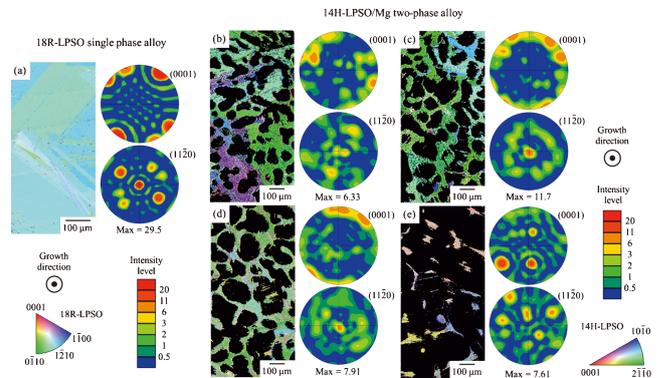


図 2 結晶成長方向に対して垂直な断面における LPSO 相の結晶方位マップと極点図：(a) Mg₈₅Zn₆Y₉、(b) Mg₈₉Zn₄Y₇、(c) Mg₉₂Zn₃Y₅、(d) Mg₉₄Zn₂Y₄、(e) Mg₉₇Zn₁Y₂。(オンラインカラー)

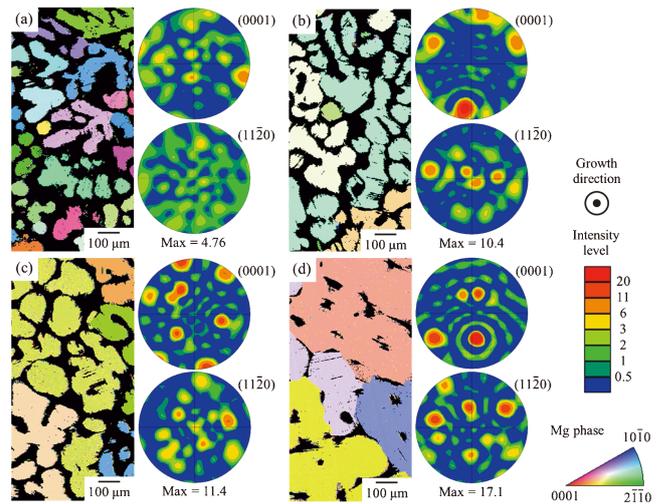


図 3 結晶成長方向に対して垂直な断面における Mg 相の結晶方位マップと極点図：(a) Mg₈₉Zn₄Y₇、(b) Mg₉₂Zn₃Y₅、(c) Mg₉₄Zn₂Y₄、(d) Mg₉₇Zn₁Y₂。(オンラインカラー)

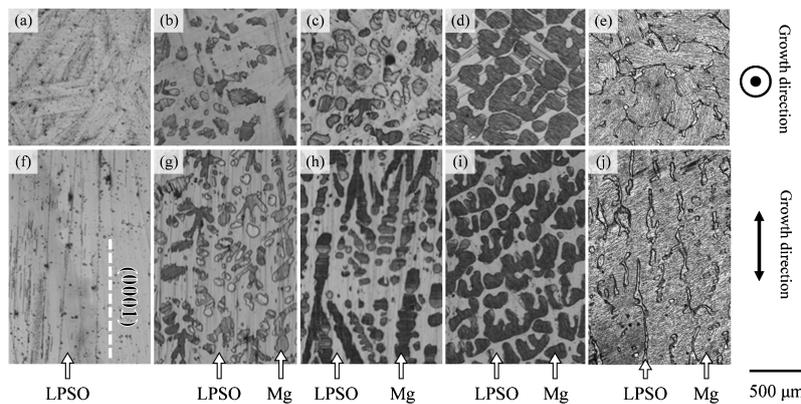


図 1 一方向性凝固合金の微細組織：(a, f) Mg₈₅Zn₆Y₉、(b, g) Mg₈₉Zn₄Y₇、(c, h) Mg₉₂Zn₃Y₅、(d, i) Mg₉₄Zn₂Y₄、(e, j) Mg₉₇Zn₁Y₂。図(a-e)と(f-j)はそれぞれ結晶成長方向に対して垂直と平行な断面を示す。

まず、図2において、LPSO単相合金においては $[11\bar{2}0]$ が成長方向に対して強い配向を示していることから、LPSO相の $[0001]$ c軸が成長方向に垂直に配向していることがわかる。二相合金のLPSO相においても単相合金と同様の配向が見られる。しかし、その配向の強さはMg相の体積率の増加に伴い低下し、 $Mg_{94}Zn_2Y_4$ 合金ではその配向は弱く、 $Mg_{97}Zn_1Y_2$ 合金では配向は見られない。

一方、Mg相(図3)はLPSO相とは大きく異なる。狭い領域だけに着目するといくつかの粒がまとまって近い方位を持っているように見えるが、全体的には結晶方位はランダムで集合組織は形成していない。ほとんどの合金において、LPSO相とMg相の間に特定の方位関係はないが、 $Mg_{97}Zn_1Y_2$ 合金においては周りのMg相の結晶方位に近い方位をLPSO相が示していることがわかる。

4. LPSO相体積率と機械的性質の相関

力学特性を圧縮試験で評価した。試験片形状は $2\text{ mm} \times 2\text{ mm} \times 5\text{ mm}$ とし、試験温度を室温、200、300、400°Cと変化させて真空中で行った。初期ひずみ速度は $1.67 \times 10^{-4}\text{ s}^{-1}$ とした。

結晶成長方向と荷重軸が一致する「0°圧縮試験」と結晶成長方向と荷重軸に45°の方位差がある「45°圧縮試験」の二種類を実施した。前節で示した通り、LPSO相は結晶成長方向に対して平行に配向している。そのため、容易すべり面である底面が荷重軸方向と平行に配向している状態(0°圧縮試験)において最も底面すべりが活動しにくく、一方で45°圧縮試験で最も容易に底面すべりが活動すると予想される。これら二種類の試験において、Mg/LPSO二相合金の変形挙動がLPSO相の体積率とともにどのように変化するかを見ていく。

図4にLPSO相体積率の異なる合金それぞれから得られた降伏応力と試験温度の関係を示す。図4(a)、(b)はそれぞれ0°圧縮試験と45°圧縮試験の結果を示している。まず、LPSO単相合金の結果に着目すると、0°圧縮試験と45°圧縮試験で大きく降伏応力が異なり、強い塑性異方性が見られる。これは図2で示されたように、LPSO相は(0001)底面が成長方向に強い配向を有しており、上述した通り45°圧縮

試験では底面すべりが低い応力で容易に活動することによる。

いずれの合金においても、0°圧縮試験では45°圧縮試験よりも高い強度が得られた。また、ほとんどの合金が単相合金と同様に強い塑性異方性を示した。ここで興味深いのは、二相合金の組成によって降伏応力が大きく異なる、という点である。これまで、LPSO相は強化相であると認識されていたが、不思議なことに本研究では $Mg_{89}Zn_4Y_7$ 、 $Mg_{92}Zn_3Y_5$ 合金で見られるように、LPSO相単相合金よりも二相合金の方が高い強度を示している。

この組成と強度の特異な関係の原因を明らかにするために、圧縮試験後の変形組織を観察した。まず、45°圧縮試験について変形機構を検討する。室温の45°圧縮試験において、5%塑性ひずみを付与した場合、二相合金のMg、LPSO両相において、45°方向にすべり線が多数見られた。このことから、45°圧縮試験では、底面すべりが変形を支配しているということがわかる。これは、先行研究においてLPSO相単相合金において見られた観察結果と一致する⁽⁸⁾。

次に、0°圧縮試験について変形機構を考える。先ほどと同様に室温の0°圧縮試験において、5%塑性ひずみを付与した試験片の外観を図5に示す。図5(a-e)は試験片全体を、図5(f-j)は観察された変形帯の拡大図を示している。LPSO相が多く体積率を占める単相合金および $Mg_{89}Zn_4Y_7$ 、 $Mg_{92}Zn_3Y_5$ 合金においては、試験片全体において、黒くしわのように見える変形帯が多く導入されている様子が観察された。ほとんどの変形帯は荷重軸に対して垂直に、つまりLPSO相板面に対して垂直に導入されていた。Mg相よりもLPSO相の体積率が低い $Mg_{94}Zn_2Y_4$ 合金においては、変形帯の形成はMg相においても一部見られたが、その量は単相合金や $Mg_{89}Zn_4Y_7$ 、 $Mg_{92}Zn_3Y_5$ 合金と比較して著しく少なかった。 $Mg_{97}Zn_1Y_2$ 合金においては、変形帯の量はさらに少なく、底面すべりの活動により形成したすべり線が多数見られた。

今回観察された変形帯はくさび状であった。くさび状の変形帯としては双晶とキンク帯が知られており、これらは変形帯内部と外部(母相)の結晶方位差によって区別される。双晶の場合、双晶内外で結晶回転角度が決まっているが、キンク帯の場合はキンク帯の内外で任意の回転角度を持つ。本研究で見られたくさび状の変形帯は $[0001]$ に対して垂直な任意の回転軸による任意の回転角を持つ。そのため、本研究のくさび状変形帯はキンク帯であると考えられる。したがって、変形組織の観察結果から、0°圧縮試験ではキンク変形帯の形成、45°圧縮試験では底面すべりが主に降伏までの変形を担っていることが明らかとなった。

図4で示したように、本研究ではほとんどの合金において、0°圧縮試験と45°圧縮試験で降伏応力が大きく異なる強い塑性異方性が見られた。これは、LPSO相の強い集合組織によって生じる支配的な変形モードの違いによるものであると考えられる。LPSO相の底面すべりのCRSSは約10 MPa程度と非常に低いことが知られている。一方向性凝固により、LPSO相では底面が結晶成長方向に非常に強く配向してお

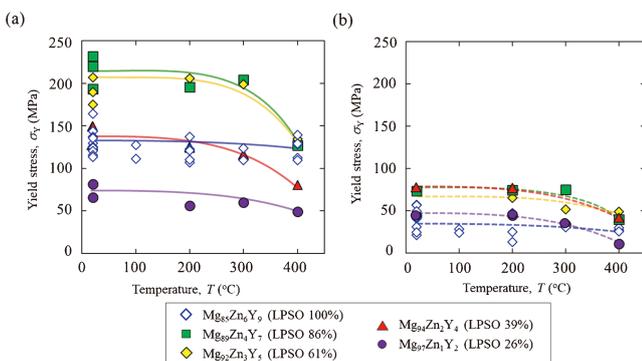


図4 一方向性凝固合金の降伏強度の温度依存性: (a) 0°, (b) 45°圧縮試験。(オンラインカラー)

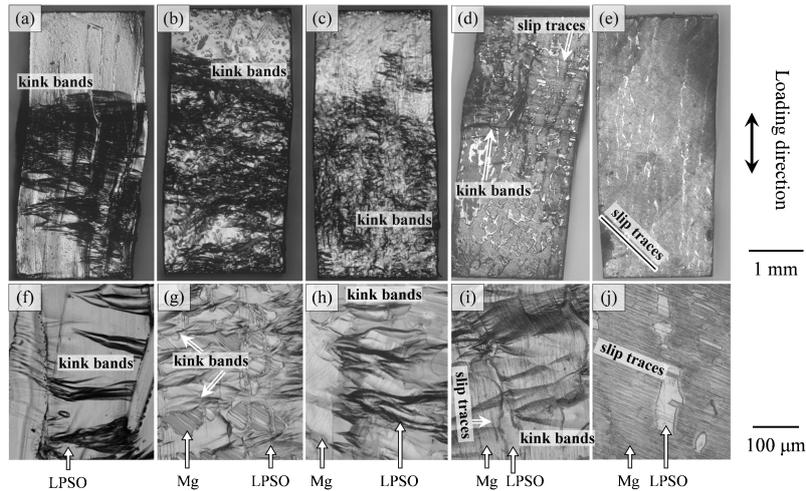


図5 (a-e) 0°圧縮試験において室温で5%変形後の試験片全体像。(f-j) 変形組織の拡大図。(a, f) Mg₈₅Zn₆Y₉, (b, g) Mg₈₉Zn₄Y₇, (c, h) Mg₉₂Zn₃Y₅, (d, i) Mg₉₄Zn₂Y₄, (e, j) Mg₉₇Zn₁Y₂.

り, [1120]が成長方向と平行になっている. そのため, シュミット因子は0°圧縮試験では著しく小さくなる一方で, 45°圧縮試験では一部の粒において非常に大きな値を示すようになる. したがって, 0°圧縮試験では底面すべりの活動が抑制され, 45°圧縮試験では底面すべりが活発に活動し, 45°圧縮試験では0°圧縮試験よりも降伏応力が著しく低下する.

このようにして, LPSO相単相合金は0°圧縮試験において非常に高い降伏応力を示しており, 同様に二相合金も塑性異方性を示していると考えられる. しかしながら, 上述したように二相合金においてはキंक帯の形成を伴う特異な強度の組成依存性が見られた. 以下では, 0°圧縮試験の際の変形について, より詳細に考察する.

5. 降伏応力の特異な組成依存性

上述したように, LPSO相はMg合金中で強化相と考えられているにもかかわらず, Mg/LPSO二相合金の0°圧縮試験において, Mg₈₉Zn₄Y₇, Mg₉₂Zn₃Y₅合金は単相合金よりも著しく高い降伏強度を示した. つまり, LPSO相が多ければ強い, というわけではなく, 組成によって強度は特異的に変化するということが明らかとなった.

変形組織の観察から, Mg₈₉Zn₄Y₇, Mg₉₂Zn₃Y₅合金では, キंक帯の形成が変形を支配していると考えられる. そのため以下では, それぞれの組成の合金におけるキंक帯形成挙動に着目し, 降伏応力の組成依存性の物理的な起源を検討する.

キंक帯が形成されることが変形を支配している, つまり降伏応力が決定される, ということは, キंक帯が形成されるために必要な応力(キंक帯の形成応力)が何によって決定されるかを考えれば良い. キंक帯の形成応力については, Barsoumら⁽¹³⁾⁻⁽¹⁵⁾が, 不安定なキंक帯の核を成長させるのに必要な分解せん断応力 τ を, FrankとStrohの先行研究⁽¹⁶⁾をもとに, 以下の式を用いて表すことができると報告

している,

$$\tau > \sqrt{\frac{4G^2 b \gamma_c}{2\alpha \pi^2} \ln\left(\frac{b}{r \gamma_c}\right)} \quad (1)$$

ここで G はせん断応力, b はバーガースベクトルの大きさ, γ は臨界キंक角度(ほとんどの固体で0.05-5°), r は転位芯のエネルギー, 2α は楕円形状と仮定した場合のキंक帯の長さを表す. この式の妥当性については, ZhenらがMAX相セラミックスの塑性変形について定量的に検証している⁽¹⁴⁾⁽¹⁵⁾. LPSO相では, LPSO粒は底面転位のすべり面である(0001)底面が界面に平行に並んだ板状の特異な形状をしている. キंक帯境界は底面転位の配列によって形成されるため, LPSO相粒の粒界はキंक帯の成長の障害となり, 粒の厚さがキंक帯の長さを制限する. したがって, 式(1)において 2α で表されているキंक帯の長さはLPSO相粒の厚さに対応すると考えられる. 実際, 一方向性凝固Mg₈₈Zn₅Y₇LPSO単相合金の0°圧縮試験においては, 降伏応力がLPSO相粒の厚さに依存する, という結果が報告されている⁽¹⁰⁾. このことから, 2α が板状LPSO相の板厚に対応すること, そしてキंक帯の形成は材料の降伏を支配していることがわかる. そこで, LPSO相粒の板厚と降伏応力の関係式(1)が本研究の合金においても適用可能かを検証した.

図6は0°圧縮試験をした際の各合金の降伏応力とLPSO相の板厚の平方根の逆数の関係を示している. 単相合金, Mg₈₉Zn₄Y₇, Mg₉₂Zn₃Y₅合金は一本の直線で示され, 降伏応力はLPSO相の板厚の減少に伴って増加することがわかる. つまり, 本研究における降伏応力とLPSO相板厚の関係は式(1)で表されることが示された. この結果は, 変形組織の観察結果とも良い一致を示している. 200, 300°Cにおいても同様の関係が得られたが, 400°Cになると降伏応力とLPSO相板厚にほぼ相関は見られない. したがって, 400°Cの試験においてはキंक帯形成ではない非底面すべりの活動など別の変形モードが降伏に寄与している, と考えられる.

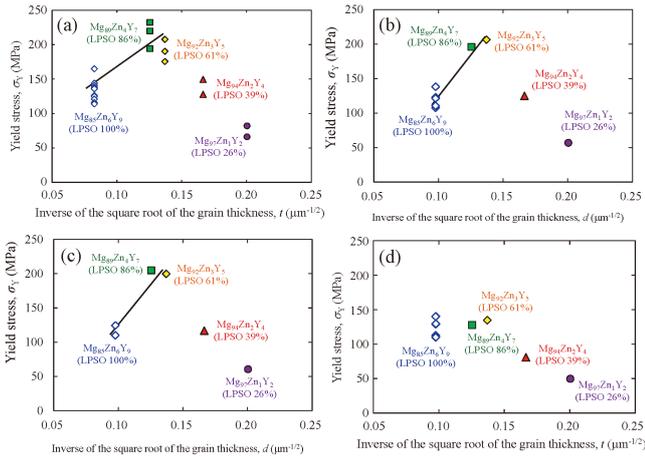


図6 0°圧縮試験における降伏強度とLPSO相粒平均厚さの関係。(a-d)はそれぞれ室温、200、300、400°Cにおける結果を示す。(オンラインカラー)

また、図6から $Mg_{94}Zn_2Y_4$ 、 $Mg_{97}Zn_1Y_2$ 合金は式(1)に従わない、ということがわかる。これはつまり、これらの合金における支配的な変形機構はLPSO相中でのキンク帯形成ではない、ということである。これは、図5の変形組織観察結果からも予想される通りである。

さて、図6に示されたように、LPSO相が半分以上含まれる合金ではMg相の体積率の増加に伴って降伏応力が高くなる一方で、LPSO相の体積率が半分以下の合金では、Mg相の体積率増加に伴って、降伏応力は減少する。なぜ、Mg相体積率の増加はMg/LPSO二相合金の降伏応力を単調に減少させないのか。EBSDを用いた結晶方位解析により、詳細に解析を行った。

図7は室温での変形後のキンク帯に着目した $Mg_{92}Zn_3Y_5$ 合金(a-b)、 $Mg_{94}Zn_2Y_4$ 合金(c-e)から取得した結晶方位マップである。5°以上の方位差があるピクセル間を黒い境界で示している。図7(a)から、キンク帯はMg/LPSO界面を超えて伝播する部分(region A)と界面で成長が止まる部分

(region B)がある、ということがわかる。また、図7(d)の領域Cとして示されるように、キンク帯とMg/LPSO界面の交点において、 $\{10\bar{1}2\}$ 双晶がMg相中に頻繁に見られた。この双晶は、キンク帯が形成するときやキンク帯がMg/LPSO相界面で停止するときの応力集中を緩和するために形成したものと考えられる。

界面においてキンク帯が伝播するか停止するかを決定する因子を明らかにするために、界面での結晶方位差とキンク帯の伝播頻度を整理した。図8は隣り合うMg粒もしくはLPSO粒のc軸とa軸の方位差をそれぞれ縦軸と横軸に示している。隣の粒に伝播したキンク帯は白抜きのプロットで、界面で停止したものは塗りつぶしのプロットで示されている。この図から、キンク帯が界面を越えて伝播するかしらないかは、隣り合う粒とのc軸方位差に大きく影響される、ということがわかる。c軸方位差が40°以上のとき、キンク帯の伝播は強く抑制されている。一方、キンク帯の伝播に対するa軸方位差の影響はほとんどないように見える。この傾向は、LPSO単相合金において、LPSO/LPSO粒界に着目した先行研究と良い一致を示している⁽¹⁷⁾。キンク帯はすべり面に対してほぼ垂直に底面転位が配列することによって形成す

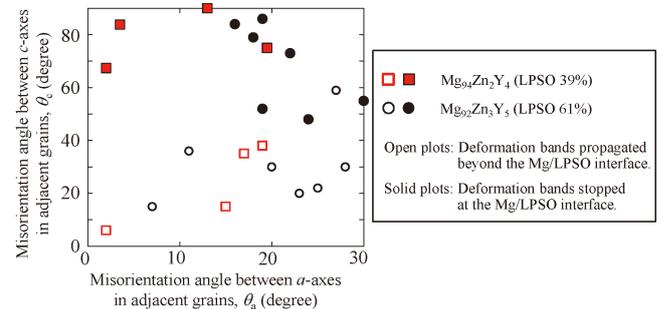


図8 キンク帯の伝播挙動とMg/LPSO界面における方位差の関係。縦軸と横軸はそれぞれMg/LPSO界面におけるc軸とa軸の方位差を示す。(オンラインカラー)

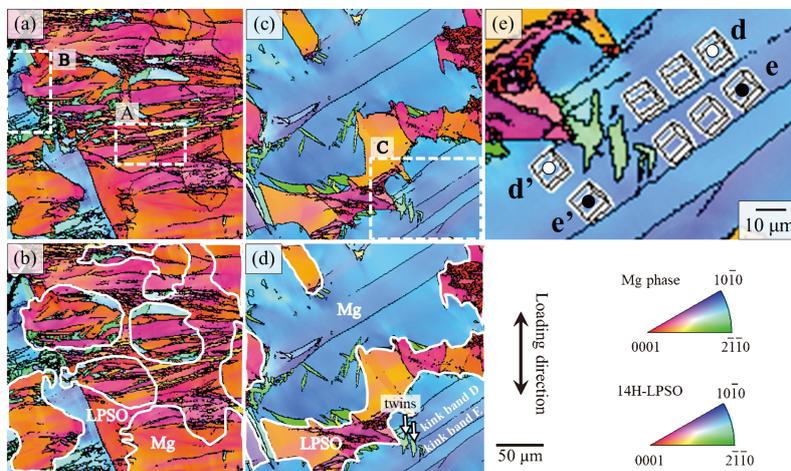


図7 (a, b) $Mg_{92}Zn_3Y_5$ と(c-e) $Mg_{94}Zn_2Y_4$ の0°圧縮試験における室温で5%変形後の結晶方位マップ。(e)は(c)中の領域Cの拡大図。(オンラインカラー)

る。そのため、Mg/LPSO 界面におけるキンク帯の伝播によって *c* 軸の方位差が最も重要な因子となりうる。Mg/LPSO 相界面の *c* 軸方位差が大きいとき、キンク帯が伝播しようとするならば、キンク帯は界面で大きく方向を変えなくてはならず、その場合大きなエネルギーが必要となる。つまり、このキンク帯形成が合金全体の变形を支配している場合、合金全体としては降伏に大きなエネルギーが必要になるため強化につながる。したがって、合金の強度を上げたいときは、*c* 軸方位差の大きい LPSO/LPSO 粒界面、もしくは Mg/LPSO 界面を増やすことが有効である。

さて、本研究の Mg/LPSO 二相合金において、Mg 相はランダムな結晶方位を持つ。ランダムな結晶方位を持つ Mg 相を LPSO 相間に導入することで、必然的に *c* 軸方位差の大きな Mg/LPSO 相界面が形成される。そのため、キンク帯は界面で停止し、降伏応力が高くなる。これが、単相合金、Mg₈₉Zn₄Y₇、Mg₉₂Zn₃Y₅ 合金で降伏応力が LPSO 相板厚と強い相間を持ち、Mg 相が存在するにもかかわらず Mg₈₉Zn₄Y₇、Mg₉₂Zn₃Y₅ 合金が単相合金よりも高い降伏強度を示した理由と考えられる。Mg 相の方が LPSO 相よりも高い体積率を有する Mg₉₄Zn₂Y₄、Mg₉₇Zn₁Y₂ 合金においては、Mg 相において部分的にキンク帯が見られた。しかしながら、Mg 相はランダムな集合組織を持つため、底面すべりが起こりやすく、そのため、降伏を支配する変形モードはキンク帯の形成ではなく底面すべりとなり、降伏強度は低下したと考えられる。

6. おわりに

本稿では、一方向性凝固 LPSO 型 Mg 合金について、LPSO 相体積率とその機械的特性およびその変形機構について検討した結果を紹介した。LPSO 型 Mg 合金においては、LPSO 相の体積率増加に伴って強度は単調に増加するわけではなく、LPSO 相を 86、61% 含む Mg₈₉Zn₄Y₇、Mg₉₂Zn₃Y₅ 合金において、LPSO 相単相合金よりも高い強度が得られた。これは、Mg₈₉Zn₄Y₇、Mg₉₂Zn₃Y₅ 合金における支配的な変形機構がキンク帯の形成であること、また、Mg/LPSO 相界面の存在がキンク帯の伝播を停止することで、より大きなキンク帯形成応力が必要となるためである。一方、LPSO 相の体積率が低い Mg₉₄Zn₂Y₄、Mg₉₇Zn₁Y₂ 合金においても部分的にキンク帯の形成が見られたが、ランダムな結晶方位を持つ Mg 相が多く存在することで、Mg 相における底面すべりの活動が活発となり、降伏応力は低下した。

本研究で得られた結果は、LPSO 型 Mg 合金だけでなく、硬質相と軟質相が複合化した材料において、組織制御・結晶方位制御によって、単純複合則で示される強度を超えた高強度化の実現が可能であることを示唆している。

しかしながら、本研究で取り扱っているキンク帯の形成機構には未だ不明な点も多く、キンク帯の形成を自由に制御できる段階には未だ至っていない。私たちのグループではキンク帯の形成・キンク帯の利用に関する研究を精力的に行って

いる。今後は本研究の結果も踏まえて、その時々で求められる材料開発の一助となる研究を進めていきたい。

最後に、本研究の遂行にあたり多大なるご指導・ご助言を賜りました、名古屋工業大学 萩原幸司教授をはじめとする皆さま方に紙面をお借りして厚く御礼申し上げます。また、本研究の一部は JST CREST [JPMJCR2094]、JSPS 科研費「ミルフィーユ構造の材料科学」[JP18H05478、JP18H05476、JP18H05475]、JSPS 科研費 [21K18826、JP18H05254]、池谷科学技術財団 [0331020-A] の助成を受けました。記して謝意を表します。

文 献

- (1) T. Tokunaga, K. Hagihara, M. Yamasaki, T. Mayama, K. Yamamoto, H. Narimoto, T. Kida, Y. Kawamura and T. Nakano: Sci. Technol. Adv. Mater., **23**(2022), 752–766.
- (2) F. Pan, M. Yang and X. Chen: J. Mater. Sci. Technol., **32**(2016), 1211–1221.
- (3) Y. Kawamura, K. Hayashi, A. Inoue and T. Masumoto: Mater. Trans., **42**(2001), 1172–1176.
- (4) K. Hagihara, A. Kinoshita, Y. Sugino, M. Yamasaki, Y. Kawamura, H. Y. Yasuda and Y. Umakoshi: Acta Mater., **58**(2010), 6282–6293.
- (5) E. Abe, A. Ono, T. Itoi, M. Yamasaki and Y. Kawamura: Philos. Mag. Lett., **91**(2011), 690–696.
- (6) K. Hagihara, N. Yokotani and Y. Umakoshi: Intermetallics, **18**(2010), 267–276.
- (7) K. Hagihara, Y. Sugino, Y. Fukusumi, Y. Umakoshi and T. Nakano: Mater. Trans., **52**(2011), 1096–1103.
- (8) K. Hagihara, T. Okamoto, H. Izuno and M. Yamasaki: Acta Mater., **109**(2016), 90–102.
- (9) K. Hagihara, Z. Li, M. Yamasaki, Y. Kawamura and T. Nakano: Acta Mater., **15**(2019), 226–239.
- (10) K. Hagihara, M. Yamasaki, Y. Kawamura and T. Nakano: Mater. Sci. Eng. A., **763**(2019), 138163.
- (11) K. Hagihara, A. Kinoshita, Y. Sugino, M. Yamasaki, Y. Kawamura, H. Y. Yasuda and Y. Umakoshi: Intermetallics, **18**(2010), 1079–1085.
- (12) M. Okayasu, S. Takeuchi, M. Matsushita, T. Naoya, M. Yamasaki and Y. Kawamura: Mater. Sci. Eng. A, **652**(2016), 14–29.
- (13) M. W. Barsoum, T. Zhen, A. Zhou, S. Basu and S. R. Kalidindi: Phys. Rev. B, **71**(2005), 134101.
- (14) T. Zhen, M. W. Barsoum and S. R. Kalidindi: Acta Mater., **53**(2005), 4163–4171.
- (15) A. G. Zhou and M. W. Barsoum: J. Alloy Compd., **498**(2010), 62–70.
- (16) F. C. Frank and A. N. Stroth: Proc. Phys. Soc. B., **65**(1952), 811–821.
- (17) K. Hagihara, M. Honnami, R. Matsumoto, Y. Fukusumi, H. Izuno, M. Yamasaki, T. Okamoto, T. Nakano and Y. Kawamura: Mater. Trans., **56**(2015), 943–951.



徳永透子

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★
2015年 6月 北海道大学大学院工学院・AGH University of Science and Technology, Faculty of Metals Engineering and Industrial Computer Science 博士後期課程修了
2015年 7月 北海道大学大学院工学研究院 材料科学 専攻 助教
2019年 10月 青森県量子科学センター研究推進グループ
2021年 4月 現職
専門分野：材料組織学、材料強度学
◎各種金属材料の組織制御による、軽量、高強度、高耐食性など複数の機能をあわせ持つ構造材料創成の実現。
★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★