HCP 型および BCC 型 Mg 合金の 機械特性

峯田才寛*

1. はじめに

Mg およびその合金は実用金属材料中で最も低密度であ り、次世代を担う軽量材料として注目を集めている.比較の ため、図1に種々の実用軽金属材料における密度を示す⁽¹⁾⁽²⁾. Mg 合金は軽量性以外にも振動吸収性や生体親和性等の様々 な優れた性質を有しており、その期待される主な応用先とし て自動車産業,航空宇宙産業,医用産業が挙げられる.

Mg 合金は結晶構造の観点から大きく2種類に分類することができる.1つは六方最密充填(hexagonal close-packed: HCP)構造を有する Mg 合金(α-Mg)である.純 Mg が HCP



図1 種々の軽量金属材料の密度⁽¹⁾⁽²⁾.

構造を有しており、純 Mg およびそこから連続する Mg 固 溶体合金が α-Mg 合金に分類される.一般的に Mg 合金と 呼ばれるものの多くはこの α-Mg 合金である.近年注目を 集めている Mg-1 at% Zn-2 at% Y 合金に代表される長周期 積層規則(Long-Period Stacking Ordered: LPSO)型 Mg 合 金における母相も α -Mg 合金となる⁽³⁾. 特徴として α -Mg 合金は優れた強度を有する一方で室温加工性(延性,展性等) が乏しく,それらの改善が α-Mg 合金の更なる需要拡大に 向けて必須となる.他方は体心立方(body-centered cubic: BCC)構造を有する Mg 合金(β-Mg)である.比較的高濃度 の Mg-Li 基合金および Mg-Sc 基合金が β-Mg 合金に分類 される.状態図を考えると、これらの合金はLiないしSc 中に Mg が固溶している Mg 過剰な固溶体合金となる⁽⁴⁾⁽⁵⁾. Mg-Li 基の β-Mg 合金は α-Mg 合金に比べて強度が低く, 軽量性と加工性に優れる傾向がある.そのため, α-Mg 合金 では困難である室温加工が可能な超軽量 Mg 合金として注 目を集めている.図2に各種 Mg 合金の強度および引張伸 びの関係⁽⁶⁾⁽⁷⁾を,図3に比降伏強度(降伏強度/密度)と圧延 加工性の関係を示す⁽⁸⁾⁽⁹⁾. すなわちどちらの Mg 合金もそ の機械特性は一長一短であり、それらを改善することで新た な高性能軽金属材料としての飛躍的な需要の増加が期待され る.

本稿では,筆者がこれまでに行ってきた研究を交えながら 上記 2 種類の Mg 合金における機械特性改善の試みを紹介 する.特に α -Mg 合金では加工性改善, β -Mg 合金では強 度改善に焦点を当て,合金化や加工熱処理での組織制御によ る機械特性改善について纏める.

Mechanical Properties of Mg Alloys Composed of HCP or BCC Phase; Takahiro Mineta (Department of Mechanical Science and Engineering, Graduate School of Science and Technology, Hirosaki University, Hirosaki) Keywords: *magnesium alloy, mechanical property, body-centered cubic, hexagonal close-packed*

2019年12月5日受理[doi:10.2320/materia.59.305]

^{*} 弘前大学大学院理工学研究科;助教(〒036-8561 弘前市文京町3)



種々の Mg 合金における降伏強度と引張伸びの $\boxtimes 2$ 関係(6)(7).



種々の Mg 合金における比降伏強度と冷間圧延 図 3 性の関係⁽⁸⁾⁽⁹⁾.

2. HCP型Mg合金(α-Mg合金)

HCP型Mg合金(α-Mg合金)は比較的強度が高くかつ室 温加工性(延性・展性)が乏しいという特徴を有する.本節で は種々のα-Mg合金において試みられている加工性改善に 向けた研究を紹介する.

α-Mg 合金の乏しい室温加工性は、結晶構造に起因する変 形異方性が原因であると考えられている. HCP 構造を有す る α-Mg 合金における塑性変形機構として{0001}<1210)底 面すべり、{1010}<(1210)柱面すべり、{1011}(1210)一次錐 面すべり、{1122}<(1123)二次錐面すべりが知られている(図 4)⁽¹⁰⁾. またその他の塑性変形機構として{1012}<1011>, {1011} 〈1012〉, {1013} 〈3032〉, {1121} 〈1126〉等をせん断 面・せん断方向とする変形双晶の活動が報告されており、そ れらはα-Mg合金の塑性変形を考えるうえで重要とな る⁽¹⁰⁾⁻⁽¹⁴⁾.これらの塑性変形機構のうち常温で容易に活動 するのは $\{0001\}\langle 1\overline{2}10\rangle$ 底面すべりであり、また $\{10\overline{1}2\}$ $\langle \overline{1}011 \rangle$ 引張双晶(c軸に平行な引張,またはc軸に垂直な圧 縮により活動する)も変形に寄与する.一方で,α-Mg合金 において{1012}<1011>引張双晶を除く非底面塑性変形機構 の常温における活動性が著しく低いことが知られている. 底 面すべりの活動のみでは von Mises の条件⁽¹⁵⁾を満たすこと ができず、材料は任意の形状へ塑性変形することができな い. ここでの von Mises の条件とは、材料が任意の形状へ 塑性変形するためには5種類の独立した塑性変形機構の活 動が必要であるというものである. {0001} (1210) 底面すべ りには(0001)[1210], (0001)[1120], および(0001)[2110] の3種類があり、この中で独立した塑性変形機構は2種類 となる. α-Mg 合金における非底面塑性変形機構の常温にお ける活動性の低さは各塑性変形機構の臨界分解せん断応力 (critical resolved shear stress: CRSS)の観点から理解するこ とができる.図5に純Mgの常温における各塑性変形機構 の CRSS を示す⁽¹⁶⁾⁻⁽²²⁾. 最も CRSS が小さいものが底面す べりであり、約0.5 MPaとなる.一方で柱面すべりや錐面 すべりの CRSS は底面すべりのそれの100倍程度の値となる ことが報告されている.

変形中にどの塑性変形機構が活動するかを議論するために は CRSS のみならず Schmid factor もまた重要になる. 単軸



α-Mg 合金において報告されている代表的な塑性変形機構.



負荷応力を σ , CRSS を τ , Schmid factor をSとした場合 それらの関係は以下の式で示される.

$$\boldsymbol{\sigma} = \boldsymbol{\tau} / \boldsymbol{S} \tag{1}$$

式(1)より、 τ/S の値が小さな塑性変形機構ほど小さな単軸 負荷応力により活動する.言い換えるならば、CRSS が小さ く Schmid factor が大きな塑性変形機構ほど活動性が高いと 考えることができる.ここで、ある応力軸において競合して 活動し得る2種類の塑性変形機構 A と塑性変形機構 B を考 える.塑性変形機構 A および B の CRSS をそれぞれ τ_A お よび τ_B , Schmid factor をそれぞれ S_A および S_B とする.塑 性変形機構 B に先行して塑性変形機構 A が主たる塑性変形 機構として活動するためには、式(1)より

$ au_{ m A}/S_{ m A}\!<\! au_{ m B}/S_{ m B}$	(2)	もしくは
$\tau_{\rm A} < \left(S_{\rm A}/S_{\rm B}\right) \tau_{\rm B}$	(3)	もしくは
$ au_{ m A}/ au_{ m B}\!<\!S_{ m A}/S_{ m B}$	(4)	

を満たす必要がある.つまり,各塑性変形機構の相対的な活動性を議論する際にはそれらの CRSS 比および Schmid factor 比を考える必要がある.前述のとおり,底面すべりと非底面すべりの CRSS 比($\tau_{non-basal}/\tau_{basal}$)はおおよそ100程度となる.したがって式(4)より,底面すべりに先行して非底面すべりが活動することができるのは,底面すべりと非底面すべりの Schmid factor 比($S_{non-basal}/S_{basal}$)が100を超える応力軸のみとなる.そのため非底面すべりが活動可能な応力軸は非常に限られており,その相対的な活動性は低いと言える.ゆえに α -Mg 合金多結晶では von Mises の条件を満たすことが困難となり,これが α -Mg 合金多結晶における乏しい室温加工性の一因であると考えられる.

一方で α -Mg 合金は変形温度を高くすることで加工性が 向上することが知られている⁽²³⁾.このこともまた,各塑性 変形機構の相対的な活動性という観点から理解することがで きる.図6に純 Mg における各塑性変形機構の CRSS の温 度依存性を示す⁽¹⁰⁾.この図における各 CRSS は単結晶試験 片を用いて実験的に求められたものである. τ_{basal} の温度依 存性に比べ $\tau_{non-basal}$ の温度依存性が大きく,変形温度の上昇



図6 純 Mg における底面すべりおよび非底面すべり CRSS の温度依存性⁽¹⁰⁾.



図7 室温における各塑性変形機構 CRSS の Y 濃度依 存性⁽¹⁶⁾.

に伴い $\tau_{(non-basal}$ は大きく減少する.結果として、変形温度の 上昇に伴い $\tau_{non-basal}/\tau_{basal}$ が1に近づくことがわかる.式 (4)より、 $\tau_{non-basal}/\tau_{basal}$ が1に近づくほど非底面塑性変形 機構の相対的な活動性が上昇することとなり、高温では様々 な塑性変形機構の活動が容易となる.したがって、高温では von Mises の条件を満たしやすくなり、このことが α -Mg 合金多結晶における変形温度を上昇させることによる加工性 向上の要因であると考えることができる.

近年,比較的室温延性に優れたα-Mg合金として Mg-Y 二元系合金が注目されている⁽²⁴⁾. Mg-Y 合金における延性 改善効果もまた,各塑性変形機構の CRSS の観点から理解 することができる. 図7に単結晶を用いて実験的に定量化さ れた各塑性変形機構 CRSS のY 濃度依存性を示す⁽¹⁶⁾. CRSS のY 濃度依存性は塑性変形機構ごとに明瞭に異な る.特に Mg-Y 合金における柱面すべり CRSS は純 Mg の それに比べて小さく、Y 添加による固溶軟化の傾向が報告 されている.このY 添加による柱面すべり CRSS の低下は 密度汎関数理論(density functional theory: DFT)の観点から も示唆されている⁽²⁵⁾.上述の通り、 $\tau_{non-basal}/\tau_{basal}$ が1に近 づくほど複数の塑性変形機構の活動が容易となり von Mises の条件が満たしやすくなると言える.図8に $\tau_{non-basal}/\tau_{basal}$ のY 濃度依存性を示す.純 Mg に比べて Mg-Y 合金では



図8 室温における CRSS 比 ($\tau_{non-basal}/\tau_{basal}$)のY濃度 依存性.

 $\tau_{non-basal}/\tau_{basal}$ が1に近いことがわかる.そのため純 Mgに 比べて Mg-Y 合金では非底面塑性変形機構の相対的な活動 性が高くなり,結果として Mg-Y 合金では von Mises の条 件を満たしやすくなると考えられる.このことが Mg-Y 合 金における室温延性改善の要因であると言える.

Y添加による非底面塑性変形機構の相対的な活動性の向 上を示す研究例をいくつか紹介する. Mineta らは純 Mg お よび Mg-Y 合金単結晶を用いた in situ Brinell インデンテー ション(顕微 Brinell インデンテーション)を行い、Y 添加に よる圧痕形状異方性の低減を報告している⁽²⁶⁾.図9に純 Mg および Mg-Y 合金単結晶の(1210)に圧入した顕微 Brinell インデンテーション結果を示す. 球状圧子を用いた にも関わらず圧痕形状は円形とならず、楕円形の圧痕形成過 程が in situ 観察された. 楕円形圧痕の長径方向は「0001], 短径方向は[1010]と平行であった.これは,HCP 構造に起 因する変形異方性を反映したものであると考えることができ る. 圧痕形状を楕円形と考えることで長径 d_L と短径 d_S を定 義し、変形過程の in situ 観察から計測した各試料における dL および ds の押し込み荷重依存性を図10に示す. Y 添加に より d_L および d_s はともに減少していることがわかる. 圧痕 径の減少は硬さの増加を意味するため、これは Y 添加によ る硬化を表している. また圧痕形状異方性を定量的に評価す るため、図11に $d_{\rm L}/d_{\rm S}$ の押し込み荷重依存性を示す. $d_{\rm L}/d_{\rm S}$ が1に近いことは圧痕形状が円形に近く圧痕形状異方性が 小さいことを意味する.図11に示す通り、押し込み荷重に 関わらず Y 添加により d_L/d_S は1に近づいた. これは Y 添



図 9 (a) 純 Mg, (b) Mg-1.3 at% Y および(c) Mg-2.3 at% Y 単結晶における顕微 Brinell インデンテーションか ら得られた変形過程の *in situ* 観察像⁽²⁶⁾.

加による圧痕形状異方性の減少を意味する.またその際の圧 痕形状とNix-Gaoモデル⁽²⁷⁾に基づく活動する塑性変形機構 の関係を図12に示す.Nix-Gaoモデルより,[0001]への圧 痕拡張には(0001)[1210]せん断ひずみ,[1010]への圧痕拡 張には(1010)[1210]せん断ひずみの導入が必要となる. (0001)[1210]せん断ひずみおよび(1010)[1210]せん断ひず みはそれぞれ底面すべりおよび柱面すべりの活動により導入 されるせん断面・せん断方向と一致するため,それら塑性変 形機構の活動が圧痕拡張に主として寄与すると考えられる. また{1012}双晶および二次錐面すべりの活動により導入さ れるせん断ひずみ成分を考えると,それらの活動は[0001]



図10 各 Mg 単結晶を用いた顕微 Brinell インデンテー ションにより計測された長径 d_L および短径 d_Sの 荷重依存性⁽²⁶⁾.





および[1010]の両方への圧痕拡張に寄与する.図9に示す 通り、Y添加の有無に関わらず(0001)と平行なすべり線の 導入が観察された.これは底面すべりの活動が[0001]への 圧痕拡張に寄与していることを意味している.一方で,純 Mg単結晶に比べて Mg-Y 合金単結晶では{1012} 双晶の活 動量が明瞭に少ないことがわかる.純 Mgでは非底面すべ り変形機構の CRSS が{1012} 双晶のそれに比べ著しく高い ため、[1010]への圧痕拡張は主として{1012}双晶の活動に 帰される.これに対して先に示した通りY添加により非底 面塑性変形機構の相対的な活動性が高まるため、{1012}双 晶のみならず非底面すべりの活動が[1010]への圧痕拡張に 寄与していると考えられる.以上より,Y添加により底面 すべりと非底面塑性変形機構の相対的な活動性が近づいたこ とが圧痕形状異方性の低減の要因であると推測される.また この圧痕形状異方性は Mg 単結晶のみならず Mg 多結晶に おいても観察されている⁽²⁸⁾. Watanabe らは Y または Al を 添加した Mg 合金単結晶に Brinell インデンテーションを行 いその圧痕形状異方性と各塑性変形機構の CRSS との関係 を考察している⁽²⁹⁾. Sandlöbes らは室温引張試験後の Mg-Y 合 金 の 透 過 電 子 顕 微 鏡 (Transmission Electron Microscopy: TEM)観察を行い、結晶粒界近傍のみならず結晶粒 内においても非底面塑性変形機構の活動を確認してい る⁽³⁰⁾. これらの実験結果は上述した Y 添加による τ_{non-basal}/ τ_{basal} が1に近づくという結果を裏付けるものである.

α-Mg 合金の加工性は各塑性変形機構の相対的な活動性に 影響を受けるため、CRSS の制御のみならず結晶方位の制御 からも加工性を向上させることが可能であると考えられる. 前述の通りα-Mg合金において主として活動する塑性変形 機構は底面すべりである. そのため圧延材では圧延垂直方向 (Normal Direction: ND) と平行に[0001] が配向した強い集 合組織を容易に形成し(図13), ランダムな結晶方位を有する α-Mg 合金に比べて α-Mg 圧延材では変形異方性が大きく なる.したがって集合組織化を抑制することで α-Mg 圧延 材の室温加工性が向上すると期待される. 集合組織制御によ る室温加工性向上に関する研究として, Huang らは比較的 高温での熱間圧延と焼きなましを組み合わせることで AZ61 合金 (Mg-6 mass% Al-1 mass% Zn) や AM60 合金 (Mg-6 mass% Al+ 微量な Mn)の集合組織を制御し,高いエリクセ ン値(加工性を評価する指標の一つ)を達成している(31).ま た Chino らは Mg-Zn 合金に微量の希土類元素やアルカリ土





図13 α-Mg 合金における変形集合組織形成過程の模式 図.(ND:法線方向, RD:圧延方向, TD:圧 延直角方向)

類金属元素を添加することにより集合組織化を抑制し,室温 加工性の改善に成功している⁽³²⁾.以上より,α-Mg合金の 室温加工性改善にはCRSSや結晶方位を適切に制御し複数 の塑性変形機構の活動を可能とすることが重要であると言え る.

3. BCC型 Mg 合金(β-Mg 合金)

本節では Mg-Li 基の BCC 型 Mg 合金(β-Mg 合金)を主と して取り扱う. Mg-Li 基の β-Mg 合金は Li を多く含有して いるため, α-Mg 合金に比べて密度が非常に小さいという特 徴を有する(Liの密度: 0.53 Mg/m³, Mgの密度: 1.74 Mg/m³⁽¹⁾). また β-Mg 合金は結晶構造が HCP 構造に比べ て対称性の良い BCC 構造であるため,一般的に α-Mg 合金 よりも優れた加工性を示す. その一方でβ-Mg 合金の多く は強度・耐食性が劣るという特徴を有している.特に Mg-Li 二元系の β-Mg 合金では Li 濃度の増加に伴い軽量性が向 上するとともに強度が減少する. 例えば Li 濃度を上昇させ ることにより Vickers 硬度が 10 HV 程度かつ水に浮く軟 質·超軽量合金も開発されている⁽³³⁾.単純な組織制御によ り材料のマクロな密度を大きく変化させることは困難である ため,超軽量なβ-Mg合金の特性を改善することにより優 れた超軽量金属材料の開発に繋がると期待される.本節では, Mg-Li基のβ-Mg 合金における強度改善に向けた試みを中

心に紹介する. Mg-Li 合金は結晶構造の特徴から3種類に分類される.1 つは Li 濃度が約5.5 mass%以下のもので,結晶構造は HCP 構造,つまり α -Mg 合金に分類される.2つ目は約11 mass%以上のLi 濃度を持つもので,これは BCC 相からな る β -Mg 合金となる.この β -Mg-Li 合金は非常に優れた軽 量性と室温加工性を有している.3つ目はLi 濃度が約5.5 mass%から11 mass%のもので,これは HCP 相と BCC 相 の2相から成る合金である.図14に Matsuzawa らが報告し

た Mg-x mass% Li-1 mass% Al 合金(安定化処理材)におけ

る降伏強度(0.2%耐力)を示す⁽³⁴⁾. これらの合金では, 高濃



図14 Mg-x mass% Li-1 mass% Al 合金における降伏 強度および比降伏強度の Li 濃度依存性⁽³⁴⁾.

度 Li 合金である β -Mg 合金の 0.2% 耐力は α -Mg 合金のそ れより低く, また (α + β)-Mg 合金の 0.2% 耐力は他 2 種類 に比べて概ね高いことがわかる.ここで, 軽量金属材料の機 械特性を議論する際には単純な強度のみならず比強度 (密度 当たりの引張強度)や比降伏強度 (密度当たりの降伏強度)が 重要となる.Mg-Li 合金は Li 濃度の増加に伴いその密度が 減少するため,それらの密度の関係はおおまかに α -Mg> (α + β)-Mg> β -Mg となる.上記を踏まえ,各 Mg-Li-Al 合金 における 0.2% 耐力の報告値をそれぞれの密度で除した値 (本稿ではこれを比降伏強度として扱う)を図14に併せて示 す.Mg-Li 合金における β -Mg 合金における比降伏強度の 値は α -Mg 合金のそれより高く,軽量金属材料としての機 械特性を考えると寧ろ β -Mg 合金の方が優れた強度を有し ていると解釈することもできる.

 β -Mg 合金の強度向上に向けた試みとして、①熱処理によ る組織制御および②加工による組織制御が挙げられる.ここ で, Mg-Li-X 合金(X=特定の金属元素)に対して比較的高 温での熱処理を施した後に急冷することで, BCC 相がスピ ノーダル分解したと考えられる組織が形成することが知られ ている⁽⁶⁾⁽⁸⁾⁽³⁵⁾. Kato⁽³⁶⁾が報告している通りスピノーダル分 解は強度の向上に寄与するため、これを用いた組織制御は β-Mg 合金の高強度化に繋がると期待される. 図15に Mg-14 mass% Li-3 mass% Al 合金(LA143)における Vickers 硬 度の熱処理温度依存性を示す⁽⁸⁾. Vickers 硬度は明瞭に熱処 理温度に依存し, またその強度は Hall-Petch 則では説明す ることができない. このスピノーダルライクな組織は本合金 の他にMg-10.95%Li-3.29%Al-0.19%Zr-0.59%Y (mass%)合金⁽⁶⁾および Mg-11% Li-3% Al(mass%)合金⁽³⁵⁾ においても確認されている. それらの組織観察結果として, 熱処理後に数 nm 程度の極微小な濃化相の存在が走査型透過 電子顕微鏡 (STEM)⁽³⁵⁾ および3次元アトムプローブ (3DAP)⁽⁶⁾を用いた分析から確認されている. これが Mg-Li-X 合金における熱処理による高強度・高硬度化の要因で



図15 LA143 合金における Vickers 硬度の熱処理温度 依存性⁽⁸⁾.



図16 LA143 合金における Vickers 硬度および食塩水 中での腐食速度の負荷相当ひずみ依存性⁽³⁹⁾.

あると考えられる.また上記の熱処理による組織制御を行った LA143 合金は圧延加工性にも優れていることが見出されている⁽⁸⁾.以上より,熱処理による組織制御は β -Mg 合金の機械特性改善に有効であると言える.

β-Mg 合金の強度改善に向けた他方の試みとして、繰り返 し重ね接合圧延法(accumulative roll-bonding: ARB)⁽³⁷⁾や等 径角度付き押し出し法(equal channel angular pressing: ECAP)⁽³⁸⁾等に代表される巨大ひずみ加工(severe plastic deformation: SPD)による組織制御が行われている. SPD は 材料に大変形を付与することで結晶粒径と転位密度を制御 し、結果として材料の強度を飛躍的に向上させることが可能 な手法である. 図16に SPD の1つである繰り返しチャネル ダイ圧縮接合(accumulative channel-die compression bonding: ACCB)を施した LA143 の Vickers 硬度を示す⁽³⁹⁾. 付 与した相当ひずみ $ε_{eq}$ の増加に伴い Vickers 硬度が増加して いることがわかる. ここでの $ε_{eq}$ は平面ひずみ条件を仮定し た以下の式で求められる.



図17 種々の Mg 合金における Vickers 硬度と密度の関係. 点線の傾きは巨大ひずみ加工を施した LA143 合金の比硬度の1つを表す. (p), (s)は それぞれ析出強化型, 固溶強化型合金を意味する.

$$\varepsilon_{\rm eq} = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \frac{1}{1-r} \tag{5}$$

ここでrは全圧下率である.また図16に本合金における 3.5 mass% NaCl 水溶液中での腐食速度の相当ひずみ依存性を併 せて示す.相当ひずみの増加に伴い腐食速度が減少,つまり 耐食性が向上していることがわかる.したがって,本合金に おいて巨大ひずみ加工は β-Mg 合金の代表的な欠点である 強度と耐食性の同時改善に有効であると言える.上記の通 り,軽量材料では単位密度あたりの強度(硬度)特性が重要と なる.ここで単位密度あたりの Vickers 硬度として比硬度を 定義する.図17に種々の Mg 合金における Vickers 硬度と密 度の関係を示す.原点と各データ点を結んだ直線の傾きが比 硬度となるため,この傾きが大きいほど軽量材料として優れ た比硬度特性を有していると言える.図17に破線で示す通 り,巨大ひずみ加工を施したLA143 は他の軽量金属材料と 比べても優れた比硬度特性を有していると言える.

近年では Mg-Li 基合金以外の β -Mg 合金として Mg-Sc 基 合金に関する報告がある.傾向として、 β -Mg-Sc 基合金は β -Mg-Li 基合金に比べて密度が大きく(~2 Mg/m³),強度 が高く、加工性が悪い(図 3)傾向にある.Mg-Sc 合金として 多く研究が為されているのは(α + β)-Mg 合金である.ここ での α 相は Mg 固溶体相であり、 β 相は Sc 固溶体相である. (α + β)-Mg-Sc 合金は各固溶体相の組成幅が Mg-Li 合金に 比べて大きい⁽⁵⁾ため、析出強化型の合金として機械特性の制 御が可能であるという特徴を有する.またその加工性は汎用 的な α -Mg 合金に比べ高く、優れた強度-延性バランスを有 していると言える.加えて Mg-Sc 合金における β 相は応力 誘起マルテンサイト変態をし、結果として形状記憶特性や超 弾性特性を示すことが報告されている⁽⁴⁰⁾.以上より、Mg-Li 基合金のみならず β -Mg 合金の一種である Mg-Sc 基合金 もまた新たな軽量高機能材料として注目されていると言える.

4. おわりに

本稿では HCP 型 α -Mg 合金および BCC 型 β -Mg 合金と いう2 種類の Mg 合金における機械特性改善に関する試み を紹介した.多くの優れた性質を有している Mg 合金であ るが、 α -Mg 合金では室温加工性が、 β -Mg 合金は強度が劣 るという欠点を有している.それらの欠点は多くの研究者た ちが合金化、集合組織制御、加工熱処理といった材料学的知 見に基づく多種多様な組織制御を行うことにより解決されて きている.それらの研究成果は新たな高性能軽量金属材料と しての Mg 合金の発展に現在進行形で大きく寄与してお り、これからの Mg 合金の展開に期待がされる.

本稿で紹介した研究は,北海道大学三浦誠司教授,池田賢 一准教授,弘前大学佐藤裕之教授,東北大学毛利哲夫教授と の共同研究のもと遂行されました.

文 献

- (1) The Japan Institute of Metals and Materials: Kinzoku data book, 4th ed., Maruzen, (2004), 10.
- (2) T. Mineta: unpublished works.
- (3) Y. Kawamura, K. Hayashi, A. Inoue and T. Masumoto: Mater. Trans., 42(2001), 1172–1176.
- (4) A. A. Nayeb-Hashemi, J. B. Clark and A. D. Pelton: Bull. Alloy Phase Diagrams, 5(1984), 365–374.
- (5) H. Okamoto: J. Phase Equilib. Diffus., **30**(2009), 660–661.
- (6) W. Xu, N. Birbilis, G. Sha, Y. Wang, J. E. Daniels, Y. Xiao and M. Ferry: Nat. Mater., 14(2015), 1229–1235.
- Y. Zou, L. Zhang, Y. Li, H. Wang, J. Liu, P. K.Liaw, H. Bei and Z. Zhang: J. Alloys Compd., 735 (2018), 2625–2633.
- (8) T. Mineta, K. Hasegawa and H. Sato: Mater. Sci. Eng. A, 773 (2020), 138867.
- (9) Y. Ogawa: Materia Japan, 58(2019), 395-400.
- (10) H. Yoshinaga: J. JILM, **59**(2009), 450–457.
- (11) H. Yoshinaga, T. Obara and S. Morozumi: Mater. Sci. Eng., 12 (1973), 255–264.
- (12) R. E. Reed–Hill and W. D. Robertson: Acta Metall., **5**(1957), 717–727.
- (13) S. L. Couling and C. S. Roberts: Acta Crystallogr., 9(1956), 972–973.
- (14) N. Stanford, R. K. W. Marceau and M. R. Barnett: Acta Mater., 82(2015), 447–456.
- (15) R. v. Mises: J. Appl. Math. Mech., 8(1928), 161–185.
- (16) T. Mineta and S. Miura: MRS proc., 1741(2015), aa02-04.
- (17) A. Akhtar and E. Teghtsoonian: Acta Metall., 17 (1969), 1351– 1356.

- (18) P. W. Flynn, J. Mote and J. E. Dorn: Trans. TMS-AIME, 221 (1961), 1148–1154.
- (19) T. Obara, H. Yoshinaga and S. Morozumi: Acta Metall., 21 (1973), 845–853.
- (20) T. Mineta, S. Miura, T. Mukai, M. Ueda and T. Mohri: J. Japan Inst. Met. Mater., 77 (2013), 466–472.
- (21) S. Ando, K. Nakamura, K. Takashima and H. Tonda: J. JILM, 42(1992), 765–771.
- (22) J. F. Stohr and J. P. Poirier: Philos. Mag., 25(1972), 1313– 1329.
- (23) H. Watanabe, H. Tsutsui, T. Mukai, M. Kohzu, S. Tanabe and K.Higashi: Int. J. Plast., 17(2001), 387–397.
- (24) S. Sandlöbes, S. Zaefferer, I. Schestakow, S. Yi and R. Gonzalez-Martinez: Acta Mater., 59(2011), 429–439.
- (25) T. Tsuru, Y. Udagawa, M. Yamaguchi, M. Itakura, H. Kaburaki and Y. Kaji: J. Phys.: Condens. Matter, 25 (2013), 022202_1-022202_5.
- (26) T. Mineta, S. Miura, K. Oka and T. Miyajima: Mater. Trans., 59(2018), 602–611.
- (27) W. D. Nix and H. Gao: J. Mech. Phys. Solids 46(1998), 411– 425.
- (28) T. Mineta, S. Miura, K. Oka and T. Miyajima: Mater. Trans., 60(2019), 1416–1422.
- (29) M. Watanabe, H. Kitahara, Y. Takamatsu, M. Tsushida and S. Ando: J. Japan Inst. Met. Mater., 83(2019), 458–464.
- (30) S. Sandlöbes, M. Friák, J. Neugebauer and D. Raabe: Mater. Sci. Eng. A, 576 (2013), 61–68.
- (31) X. Huang, K. Suzuki, Y. Chino and M. Mabuchi: J. Alloys Compd., 632(2015), 94–102.
- (32) Y. Chino: J. Phys. Conf. Ser., 1063 (2018), 1-4.
- (33) Y. Kojima and S. Kamado: Materia Japan, 33 (1994), 956-958.
- (34) K. Matsuzawa, T. Koshihara and Y. Kojima: J. JILM, 39 (1989), 45–51.
- (35) S. Tang, T. Xin, W. Xu, D. Miskovic, G. Sha, Z. Quadir, S. Ringer, K. Nomoto, N. Birbilis and M. Ferry: Nat. Commun., 10(2019), 1–8.
- (36) M. Kato: Acta Metall., 29(1981), 78-87.
- (37) Y. Saito, H. Utsunomiya, N. Tsuji and T. Sakai: Acta Mater., 47(1999), 579–583.
- (38) R. Z. Valiev and T. G. Langdon: Prog. Mater. Sci., 51 (2006), 881–891.
- (39) T. Mineta and H. Sato: Mater. Sci. Eng. A, 735 (2018), 418– 422.
- (40) Y. Ogawa, D. Ando, Y. Sutou and J. Koike: Science, 353 (2016), 368–370.



 ★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★
 2017年3月 北海道大学大学院工学院材料科学専攻 博士後期課程修了

2017年4月-現職

専門分野:機械特性,組織制御

◎組織制御による高性能金属材料の開発に関する研究 に従事.

峯田才寛