

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

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。

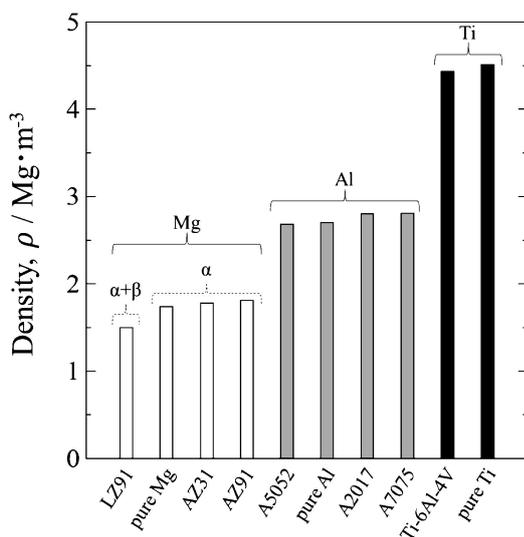


図 1 種々の軽金属材料の密度⁽¹⁾⁽²⁾。

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

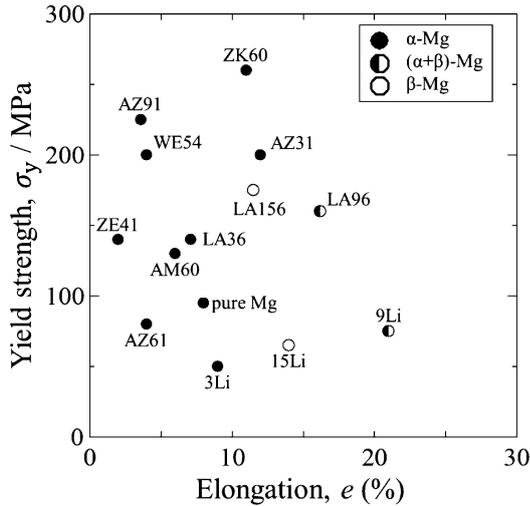


図2 種々のMg合金における降伏強度と引張伸びの関係⁽⁶⁾⁽⁷⁾.

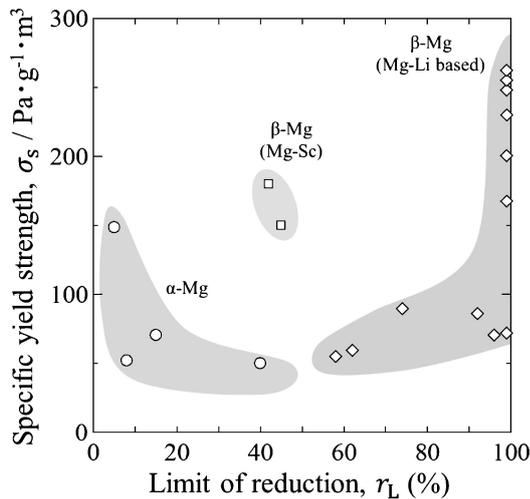


図3 種々のMg合金における比降伏強度と冷間圧延性の関係⁽⁸⁾⁽⁹⁾.

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}<12̄10>底面すべり, {101̄0}<12̄10>柱面すべり, {101̄1}<12̄10>一次錐面すべり, {112̄2}<11̄23>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{101̄2}<1011>, {101̄1}<1012>, {101̄3}<3032>, {112̄1}<11̄26>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}<12̄10>底面すべりであり, また{101̄2}<1011>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{101̄2}<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}<12̄10>底面すべりには(0001)[12̄10], (0001)[112̄0], および(0001)[21̄10]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0.5MPa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

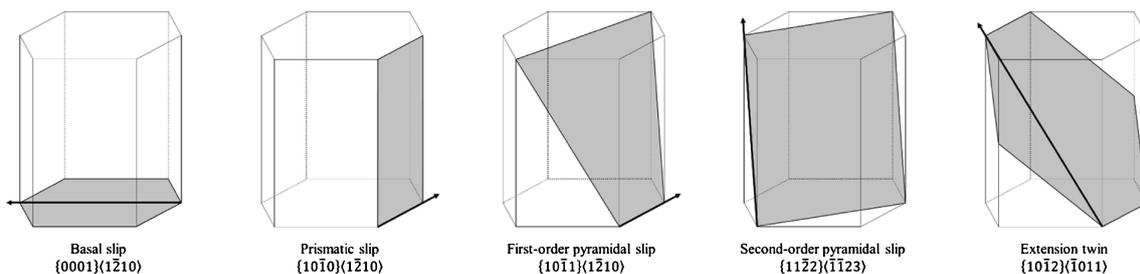


図4 α-Mg合金において報告されている代表的な塑性変形機構.

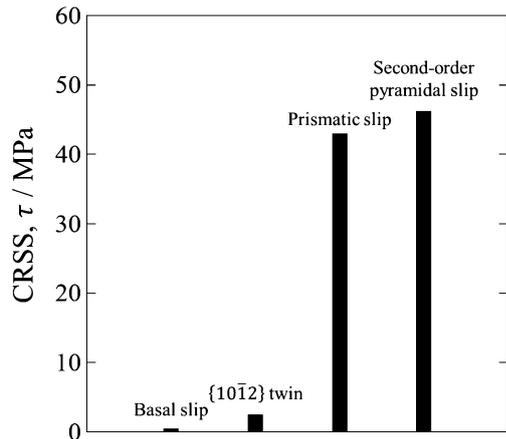


図5 純Mgの室温における各塑性変形機構のCRSS⁽¹⁶⁾⁻⁽²²⁾.

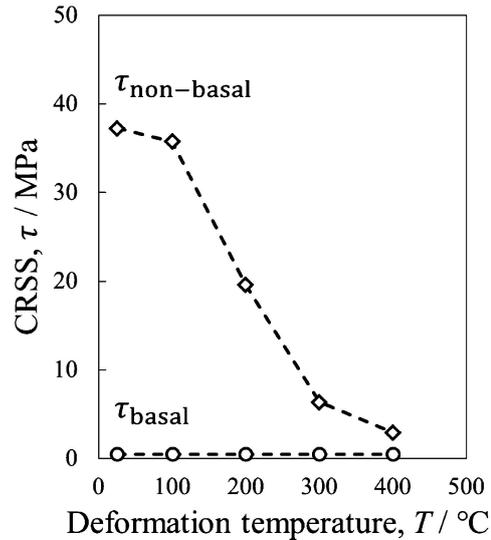


図6 純Mgにおける底面すべりおよび非底面すべりCRSSの温度依存性⁽¹⁰⁾.

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。

$$\sigma = \tau / S \quad (1)$$

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

$$\tau_A / S_A < \tau_B / S_B \quad (2) \quad \text{もしくは}$$

$$\tau_A < (S_A / S_B) \tau_B \quad (3) \quad \text{もしくは}$$

$$\tau_A / \tau_B < S_A / S_B \quad (4)$$

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($\tau_{\text{non-basal}} / \tau_{\text{basal}}$)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($S_{\text{non-basal}} / S_{\text{basal}}$)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 $\tau_{\text{non-basal}}$ の温度依存性が大きく、変形温度の上昇

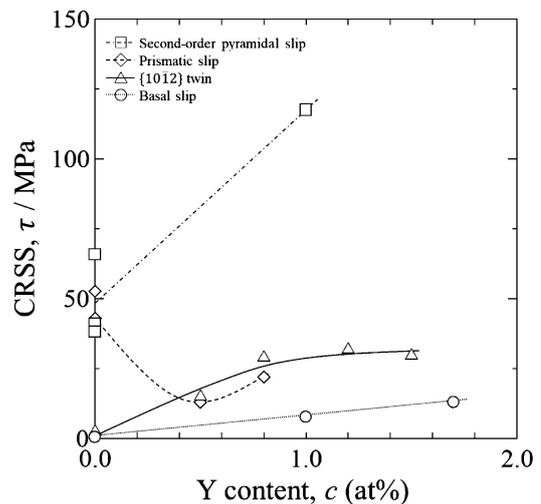


図7 室温における各塑性変形機構CRSSのY濃度依存性⁽¹⁶⁾.

に伴い $\tau_{\text{non-basal}}$ は大きく減少する。結果として、変形温度の上昇に伴い $\tau_{\text{non-basal}} / \tau_{\text{basal}}$ が1に近づくことがわかる。式(4)より、 $\tau_{\text{non-basal}} / \tau_{\text{basal}}$ 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られる。

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、 $\tau_{\text{non-basal}}/\tau_{\text{basal}}$ 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 $\tau_{\text{non-basal}}/\tau_{\text{basal}}$ の Y 濃度依存性を示す。純 Mg に比べて Mg-Y 合金では

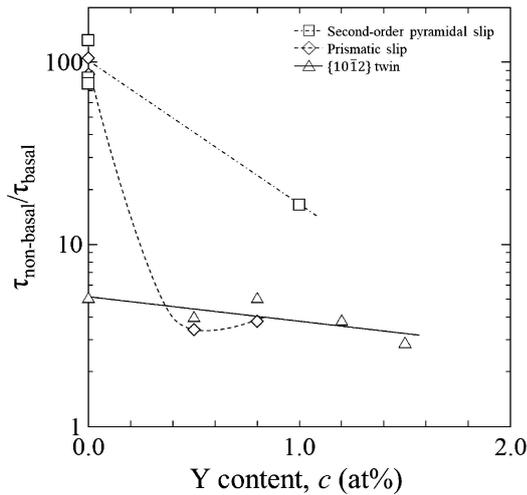


図 8 室温における CRSS 比 ($\tau_{\text{non-basal}}/\tau_{\text{basal}}$) の Y 濃度依存性。

$\tau_{\text{non-basal}}/\tau_{\text{basal}}$ 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 $(1\bar{2}10)$ 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 $[10\bar{1}0]$ 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 d_L および d_S 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_L/d_S の押し込み荷重依存性を示す。 d_L/d_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

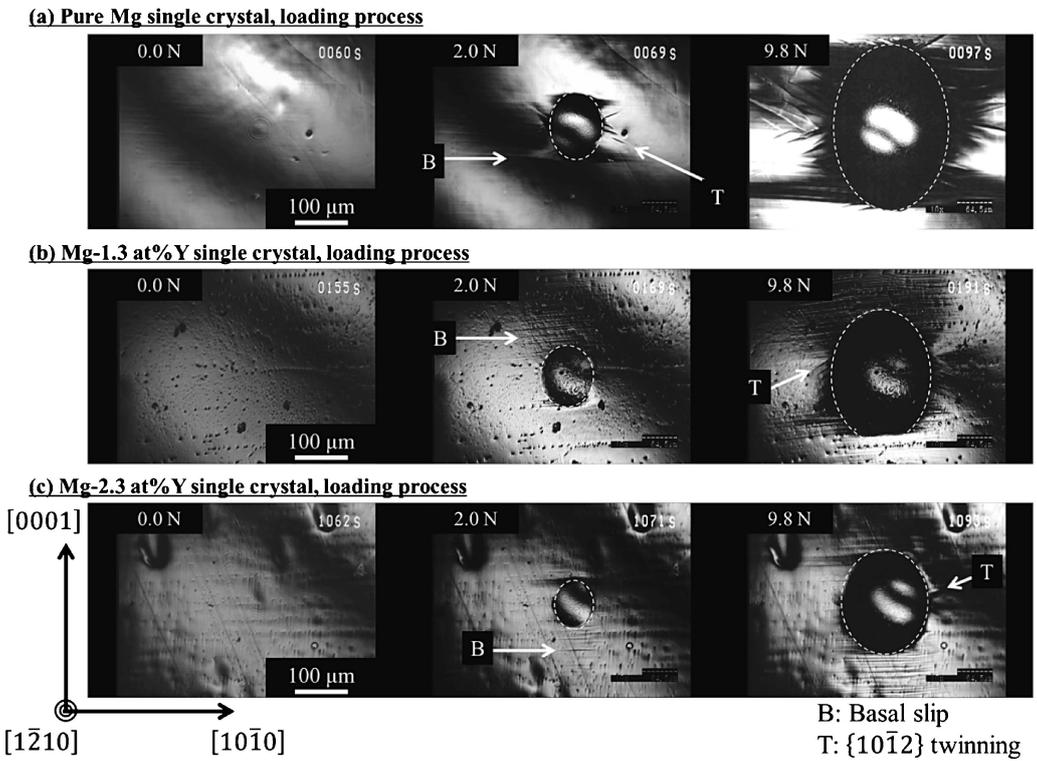


図 9 (a) 純 Mg, (b) Mg-1.3 at% Y および (c) Mg-2.3 at% Y 単結晶における顕微 Brinell インデンテーションから得られた変形過程の *in situ* 観察像⁽²⁶⁾。

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]

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j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 $\tau_{\text{non-basal}}/\tau_{\text{basal}}$ 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

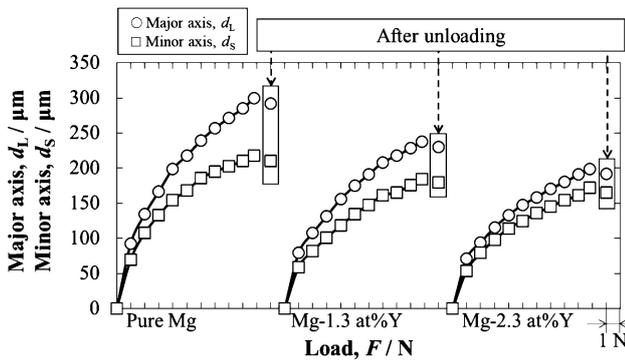


図10 各Mg単結晶を用いた顕微Brinellインデンテーションにより計測された長径 d_L および短径 d_S の荷重依存性⁽²⁶⁾。

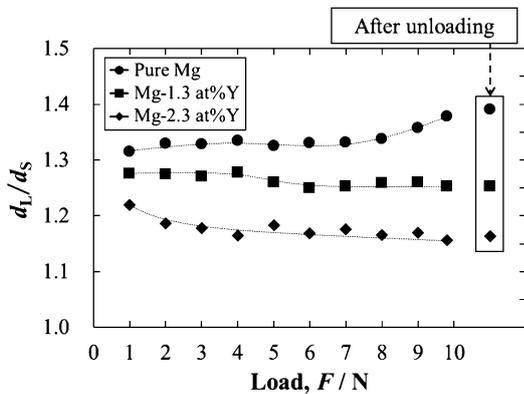


図11 各Mg単結晶を用いた顕微Brinellインデンテーションにより計測された d_L/d_S の荷重依存性⁽²⁶⁾。

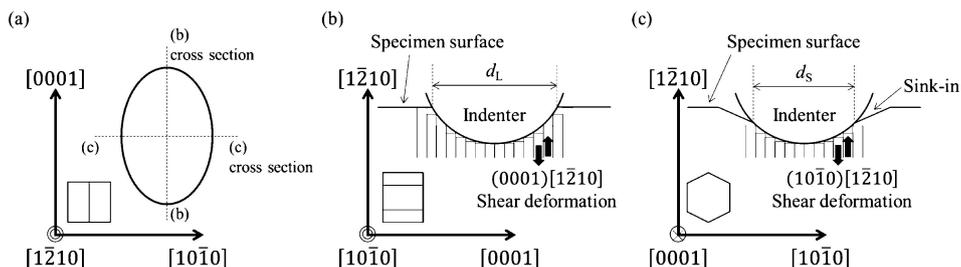


図12 Nix-Gaoモデルに基づく(1210)に圧入したBrinellインデンテーションの変形模式図⁽²⁶⁾。

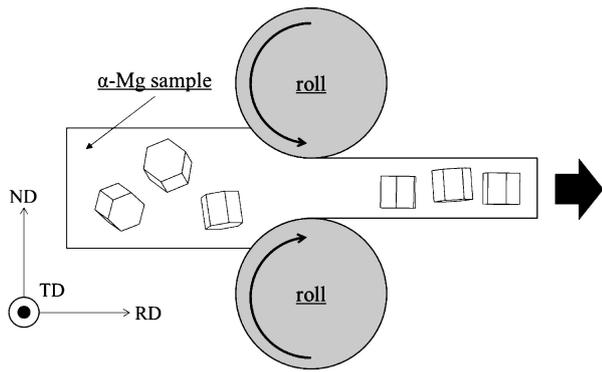


図13 α -Mg合金における変形集合組織形成過程の模式図。(ND:法線方向, RD:圧延方向, TD:圧延直角方向)

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/m^3 , Mgの密度: 1.74 Mg/m^3 ⁽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10HV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、超軽量の 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5.5mass%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11mass%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5.5mass%から11mass%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

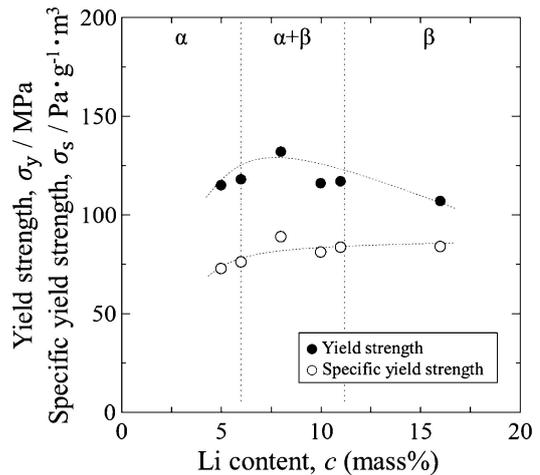


図14 Mg- x mass% Li-1 mass% Al合金における降伏強度および比降伏強度のLi濃度依存性⁽³⁴⁾。

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($\alpha+\beta$)-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 > ($\alpha+\beta$)-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

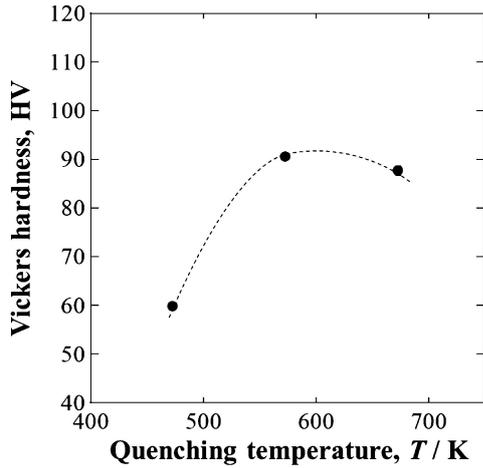


図15 LA143 合金における Vickers 硬度の熱処理温度依存性⁽⁸⁾.

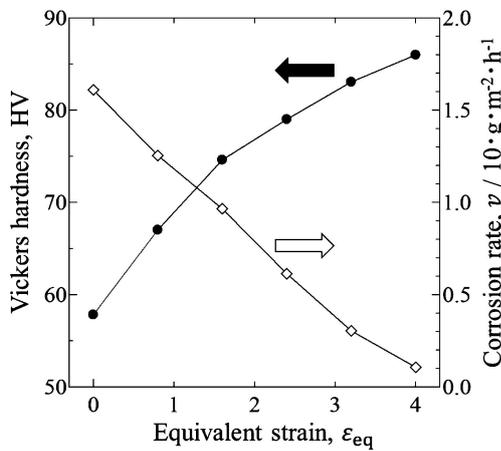


図16 LA143 合金における Vickers 硬度および食塩水中での腐食速度の負荷相当ひずみ依存性⁽³⁹⁾.

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 の一つである繰り返しチャンネルダイ圧縮接合(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。

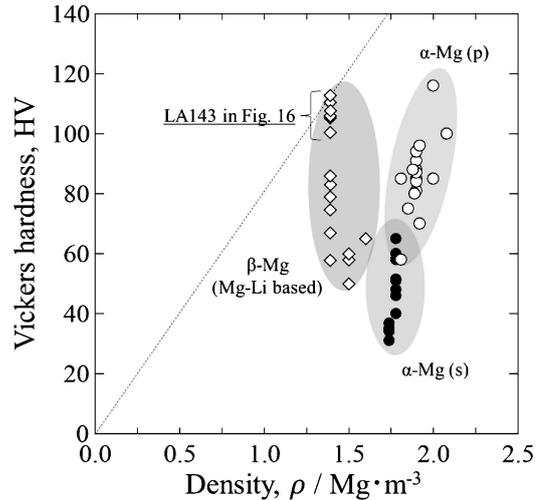


図17 種々の Mg 合金における Vickers 硬度と密度の関係。点線の傾きは巨大ひずみ加工を施した LA143 合金の比硬度の1つを表す。(p), (s)はそれぞれ析出強化型, 固溶強化型合金を意味する。

$$\epsilon_{eq} = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \frac{1}{1-r} \quad (5)$$

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($\sim 2 \text{ Mg/m}^3$)、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 $(\alpha + \beta)$ -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。 $(\alpha + \beta)$ -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。

