相変態を利用した 高性能マグネシウム合金の開発

Star STREET

1. はじめに

昨秋,第28回日本金属学会奨励賞を戴きましたこと,改 めて関係者の皆様に感謝申し上げます.この度,寄稿の機会 をいただきましたので,奨励賞受賞対象である相変態を利用 した新規マグネシウム合金の開発に関する研究についてご紹 介させていただきます.本研究成果は,主に東北大学大学院 博士課程在籍時に得られたものであり,本研究の遂行にあた り多大なるご指導・ご助言をいただきました,東北大学 小 池淳一 教授,須藤祐司 准教授,安藤大輔 助教をはじめ関 係者の皆様に深く御礼申し上げます.

2. マグネシウム合金の現状と本研究の着想

マグネシウム(Mg)は実用金属の中で最軽量であり,その 密度は1.74 gcm⁻³と,軽量金属に分類されるアルミニウム (Al)およびチタン(Ti)の約2/3,1/3である.この軽さを利 点とし,これまでに自動車用部品やノートパソコンの筐体に 使用されてきた.一方,Mgの持つ欠点の一つに冷間加工性 の乏しさが挙げられ,これに伴う任意形状への成形性の問題 から,用途は制限されているのが現状である.この欠点の大 きな要因はMgの結晶構造にある.Mgは異方性の高い六方 晶(hcp)構造をとるため,独立なすべり系が少なく,かつ室 温においては主すべり系である底面すべりが他のすべり系に 比べ圧倒的に活動しやすい.従って,すべり変形のみでは等 方変形を生じることが困難であり,この変形の不均一性を補 うため,変形双晶が導入される.しかしながら,現在最も汎

小 川 由希子*

用されている Mg 合金 AZ31において,この変形双晶が起点 となり結果的に早期破断に至るとの報告がなされている⁽¹⁾. そこで,この難加工性向上のため,結晶配向性の制御や結晶 粒径微細化による粒界すべりの利用といった方法に加え,す べりによる等方変形が可能な結晶構造の導入が試みられてき た. Mg にリチウム(Li)を約20 at%以上加えると,その結晶 構造は hcp 構造から体心立方(bcc)構造へと変化する⁽²⁾.よ って, Mg-Li 合金においては, bcc(β)相を利用することに より加工性の大きな向上に成功し⁽³⁾,世界最軽量(2018年5 月現在)ノートパソコンの筐体にも使用されている.

これまでに報告されている二元系状態図によると, Mg リ ッチの組成域、すなわち Mg-X 二元系合金において bcc 構 造を取りうる X の候補としては Li の他にスカンジウム(Sc) がある⁽⁴⁾. Mg-Sc 合金における hcp(α)相も Sc を最大で20 at%程度固溶する.一方,両者の二元系状態図には α/β 相境 界の入り方に違いがある⁽²⁾⁽⁴⁾. Mg-Li 状態図における α/β 相境界は組成依存性をほとんど持たないが、Mg-Sc 状態図 においては, 高温域でのみβ相が得られ, β単相域は高温ほ ど低 Sc 濃度側へと張り出しているため、その α/β 相境界は 組成依存性を持つ. このことから, Mg-Sc 合金においては, Mg系ではこれまで例のない相変態を利用し、熱処理条件に 応じた組織制御が可能であると予測できる.しかしながら, Mg-Sc 合金の機械的特性に関する研究報告は α 単相への Sc 添加効果に限られ⁽⁵⁾, β相を利用した研究はなされていなか った.そこで、本研究では Mg-Sc 合金における α/β 相変態 に着目し,機械的特性の向上に加え新たな機能性付与を試み てきた.

* 国立研究開発法人 物質・材料研究機構 構造材料研究拠点;研究員(〒305-0047 つくば市千現 1-2-1) Development of High Performance Magnesium Alloy Through Phase Transformation; Yukiko Ogawa(Research Center for Structural

Materials, National Institute for Materials Science, Tsukuba)

Keywords: *magnesium alloy, phase transformation, mechanical property, age hardening, shape memory alloy, martensitic transformation* 2019年2月27日受理[doi:10.2320/materia.58.395]

Mg-Sc 二元系状態図の再検討と組織

Mg-Sc 二元系状態図はいくつかの報告があるが、各々に 異なる点がある⁽⁴⁾⁽⁶⁾⁽⁷⁾.一方,相変態による組織制御を行う ためには,正確な状態図が必要となる.ここで,既報の状態 図のα+β二相域に注目すると、実験的には、組織観察によ り単相・二相を分類し、その作り込み組成をプロットするこ とでのみ推定されており, 各々の状態図ではその形状が大き く異なる.そこで、本研究を開始するにあたり、正確な二相 域の決定を行った.この際,拡散対法および合金法の二種類 を用いた.図1に再検討した状態図を示す.得られたデータ 点は B. J. Beaudry と A. H. Daane によって報告された状態 図上にプロットしており(4),図中黒色丸は拡散対法,灰色丸 は合金法において*β*単相であった試料, 白丸は合金法にお いて $\alpha + \beta$ 二相であった試料の Sc 濃度測定結果を示してい る. なお,濃度測定には電子線マイクロアナライザ (EPMA)を使用した.黒の実線で示したのが、本実験にお いて得られた二相境界であり、既報状態図における相境界は 全て点線で記してある.図1より、本実験にて得られた二 相域は既報の状態図よりも低 Sc 濃度側に存在し、その傾向 は高温ほど強いことが分かった⁽⁸⁾.

再検討した状態図を基に、同一組成を有する Mg-Sc 合金 において熱処理温度により組織が実際に変化するのかを調査 した.この際、使用した合金の組成は、Mg-20.5 at% Sc で あり、本研究では主に本組成の合金を用いている.図2に示 す通り、690℃で10分間熱処理後水冷した場合、 β 単相が得 られ、625、600℃で10分間熱処理後水冷した場合は $\alpha+\beta$ 二 相であった.また、600℃で熱処理した場合は625℃に比べ α 分率が増加していた.従って、図2より、 α 分率は熱処理温 度の低下とともに増加し、その組織は熱処理温度により制御 可能であることが確認できた.

4. Mg-Sc 合金の機械的特性

β相の導入による冷間加工性への効果を調査するため,β 単相および α+β二相組織を有する試料の冷間圧延における 圧延限界を評価した. β単相および α+β二相組織は, 各々 690℃にて30分および600℃にて1時間熱処理後,水冷する ことにより得た.本実験に使用した合金は、Mg-20.5 at% Sc であり、反射電子像にて解析した結果、 $\alpha + \beta$ 二相試料に おけるα分率は37.1%であった.ここで,冷間加工性 W は、焼鈍を行わずに圧延を続けた際に圧延板の端に明瞭なク ラックが入るまでの合計圧下率(圧延限界)とし、 $W = (t_0 - t_0)$ t_{crack}/t_0)×100(%)と定義した. t_0 は冷間圧延前の板厚, t_{crack} はクラックが生じた際の板厚を示す.また、1パス当たりの 圧下率は約2%とした. 図3に Mg−Sc 合金の冷間加工性を 示す.比較材として,純 Mg および AZ31の冷間加工性も示 した.純 Mg, AZ31の値は参考文献⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾より引用してお り、これらの1パスあたりの圧下率は約1%、1.5%であっ た. 従って、本実験における圧延条件は図3に示した純 Mg, AZ31よりも厳しいものである. しかしながら, Mg-Sc 合金の β 単相, $\alpha + \beta$ 二相試料の合計圧下率は42,45%とい ずれも高い冷間加工性を示した.純 Mg, AZ31と比較する と、その値は約2倍であった.更に、 $\alpha+\beta$ 二相試料は β 単 相とほぼ同等の冷間加工性を示すことが明らかとなった.こ





図2 様々な熱処理温度における Mg-20.5 at% Sc の 組織,熱処理温度: (a) 690℃, (b) 625℃, (c) 600℃,熱処理時間:10分間,熱処理後水冷.



図3 β相を有する Mg-20.5 at% Sc の冷間加工性⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾.

のことから、Mg-Sc 合金における α 相は高い加工性を示す と考えられる.そこで、次に α 単相における冷間加工性を 調査した.また、Mg-Sc 合金における α 相は β 相への変態 を用いることでその集合組織を制御可能である⁽¹¹⁾.このた め、集合組織と冷間加工性の関係も併せて調査した.

本実験では、下記の2つの熱処理履歴(A,B)により、異 なる集合組織を持つ2種のα単相試料を作製した. A では, 600℃で1時間熱処理後水冷しα+β二相とした後,500℃で 144時間熱処理後水冷し当軸粒を有する均質なα単相を得 た. 一方, Bにおいては690℃で30分間熱処理後水冷しβ単 相とした後、500℃で144時間熱処理後水冷し当軸粒を有す る均質な α 単相を得た. 熱処理履歴 A, B を経た α 単相試料 の(0001)極点図を図4(a),(b)に示す.ここでRDは圧延方 向, TD は圧延直角方向を表している.図4(a)から,Aを 経た場合には極が TD 方向に広がった弱集合組織を持つこ とが分かる.一方でBを経た場合、ランダムな集合組織を 有することが(b)より明らかである.これらα単相試料の冷 間加工性は図4(c)に示した.Aを経た試料の合計圧下率は 34%であり、Bを経た場合は40%まで向上することが分か る. 従って, Mg-Sc 合金のα単相は純 Mg や AZ31に比し て高い冷間加工性を示し、ランダム配向を有する場合、その 冷間加工性はβ単相と比べても遜色ないものであることが 明らかとなった. また,弱集合組織を持つΑを経たα単相 試料においても30%以上の高い値が得られた一因として, hcp 構造の軸比 c/a の変化があると考えられる. Mg に Li を 添加すると、添加量の増加とともに延性は向上することが知 られているが,このLiの添加によりα相のc/aが低下し非 底面すべりの臨界分解せん断応力(critical resolved shear stress, CRSS)は低下する一方,底面すべりの CRSS は上昇 するとの報告がある⁽¹²⁾⁻⁽¹⁶⁾.実際に,Aを経たα単相試料 中のc/aは、そのXRD 測定結果より1.615と算出できる(a = 0.3229 nm, c = 0.5215 nm). この値は,純 Mg(1.624)や AZ31(1.625)より小さい値であり⁽¹⁷⁾⁽¹⁸⁾, Sc 添加により c/a が低下したと考えられる.以上より, α単相試料において得

られた高い冷間加工性は、 $\beta \rightarrow \alpha$ 相変態により弱化またはラ ンダム化した集合組織と c/a の低下によるものであると結論 付けられる.

図5には、様々な組織を有する Mg-20.5 at % Sc および実 用軽量合金の機械的特性をプロットした⁽⁸⁾⁽¹⁹⁾⁻⁽²¹⁾.縦軸は 比強度、横軸は引張試験における延性である.ここで、 Mg-20.5 at % Sc の比重は Mg, Sc の密度から約2.01と推定 され、比強度の算出にはこの値を利用した.図5に示した Mg-20.5 at % Sc の詳細な機械的特性および熱処理条件は表 1にまとめた.また、 β 相を有する Mg-Sc 合金を低温で時 効すると、微細な針状または板状のα相が β 相内に析出し その硬度が著しく上昇する⁽¹⁹⁾⁽²²⁾.そこで、初期組織を β 単 相および $\alpha+\beta$ 二相とし時効処理を施した試料の引張特性を 調査した結果、 β 単相を初期組織とした場合にはほぼ弾性域 で破断し、非常に脆いことが分かった⁽¹⁹⁾.このため、図5 には初期組織を $\alpha+\beta$ 二相とした場合の時効硬化後の引張特 性のみ示してある.図5より、本研究において得られた Mg-Sc 合金は実用 Mg, Al 合金に比して高延性かつ高比強



図 5 Mg-Sc 合金・実用軽量合金の比強度と延性⁽⁸⁾⁽¹⁹⁾⁻⁽²¹⁾.



図4 (a)熱処理履歴 A を経た α単相 Mg-20.5 at% Sc の(0001)極点図, (b)熱処理履歴 B を経た α単相 Mg-20.5 at% Sc の(0001)極点図, (c)α単相 Mg-20.5 at% Sc の冷間加工性⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾.

500°C 10分 27 314 149.5 550°C 10分 16.9 333 158.6 600°C 10分 32.4 312 148.6 625°C 10分 19.4 265 126.2 690°C 10分 28.6 254 121.0 690°C 30分 41 257 122.4	熱処理条件		伸び (%)	最大引張強度 (MPa)	比強度 (MPa·g ⁻¹ ·cm ³)
550°C 10分 16.9 333 158.6 600°C 10分 32.4 312 148.6 625°C 10分 19.4 265 126.2 690°C 10分 28.6 254 121.0 690°C 30分 41 257 122.4	℃ 10分	500°C	27	314	149.5
600°C 10分32.4312148.6625°C 10分19.4265126.2690°C 10分28.6254121.0690°C 30分41257122.4	℃ 10分	550°C	16.9	333	158.6
625℃ 10分19.4265126.2690℃ 10分28.6254121.0690℃ 30分41257122.4	℃ 10分	600°C	32.4	312	148.6
690°C 10分 28.6 254 121.0 690°C 30分 41 257 122.4	℃ 10分	625°C	19.4	265	126.2
690°C 30分 41 257 122.4	℃ 10分	690°C	28.6	254	121.0
	℃ 30分	690°C	41	257	122.4
690℃ 30分 30 263 125.2 →500℃ 4時間 30 263 125.2	℃ 30分 00℃ 4 時間	$690^{\circ}C_{\rightarrow 500}$	30	263	125.2
690°C 30分 31.3 271 129.0 →550°C 48時間 31.3 271 129.0	℃ 30分 50℃ 48時間	690℃ →550	31.3	271	129.0
690°C 30分 20.4 244 116.2 →600°C 24時間 20.4 244 116.2	℃ 30分 00℃ 24時間	690°C →600	20.4	244	116.2
600°C 1 時間28.2280133.3	℃ 1時間	600°C	28.2	280	133.3
600℃1時間 12.5 357 170.0 →200℃4時間(時效) 12.5 357 170.0	℃ 1 時間 00℃ 4 時間(時効)	$600^{\circ}C$ $\rightarrow 200^{\circ}C$	12.5	357	170.0
600°C 1 時間 6.9 465 221.4	℃ 1 時間 00℃ 5 時間(時効)	$600^{\circ}C$ $\rightarrow 200$	6.9	465	221.4

表1 様々な熱処理条件における Mg-20.5 at%Sc の機 械的特性⁽⁸⁾⁽¹⁹⁾.

度を示すことが分かる.更に,高延性を有する試料において は実用 Ti 合金よりも高い比強度を示すと考えられる.

5. Mg-Sc 合金における超弾性効果・形状記憶効果

Ti 合金は α/β 相変態を用いた組織制御により用途に応じ て機械的特性を適正化できる.中でも, β -Ti 合金はマルテ ンサイト変態を起こし,形状記憶特性(超弾性効果,形状記 憶効果)を示すため,様々な製品への利用が期待されてい る.また, β -Ti 合金は時効処理を施すと β 相へ微細な α 相 が析出しその硬度が著しく上昇することが知られているが, この時効硬化現象およびその組織は Mg-Sc 合金にて確認さ れたものと酷似している⁽²³⁾⁻⁽²⁵⁾.そこで, β 型(β 単相)Mg-Sc 合金においてもマルテンサイト変態が生じ,形状記憶特 性が得られる可能性があると考え,調査を行った.

まず,超弾性効果について得られた結果を述べる.超弾性 効果は様々な温度下で負荷-除荷引張サイクル試験を行い, 調査した.本実験に用いた合金は Mg-20.5 at % Sc であり, 690℃で熱処理後水冷し β 単相を得た.サイクル試験では, 歪みが一定の値に達するまで引張応力を加えた後除荷し,こ れを1サイクルとした.与える歪みについては,1サイクル 目は1%,2サイクル目は2%とし,その後1%ずつ増やし ながら破断に至るまで負荷・除荷を繰り返した.図6に室温 (20℃),-100℃,-150℃における4サイクル目の応力-歪 み曲線を示す.ここで.降伏応力や超弾性歪みといった超弾 性特性は結晶粒径に依存することが報告されている⁽²⁶⁾⁽²⁷⁾. なお,試験片厚さ方向に存在する結晶粒の影響を考慮する必 要があるため,結晶粒径 d を試験片厚 t で除した d/t を各試 験片に対して算出し,図6には d/t が近しい試験片の結果を 示している(0.66≤d/t≤0.72).室温および-100℃において



図 6 負荷-除何引張サイクル試験における Mg-20.5 at% Sc の応力-歪み曲線(4 サイクル目).

は、加えた応力を除荷しても形状回復は確認されなかった. また、-100℃における降伏応力は室温よりも高く、温度の 低下とともに降伏応力が上昇したことがみてとれる.従っ て、室温および-100℃においてはすべりによる塑件変形が 生じたことが示唆される.一方,一150℃においては,応力 を除荷するとその形状はほぼ元の位置まで大きく回復し超弾 性合金に典型的なフラッグ状の応力--歪み曲線を描いた. 以 上より, Mg-20.5 at% Sc 合金は低温下にて超弾性効果を示 すことが明らかとなった⁽²⁸⁾.ここで,*i*サイクル目の超弾性 歪み ε_{s}^{i} は $\varepsilon_{s}^{i} = \varepsilon_{t}^{i} - \varepsilon_{e}^{i} - \varepsilon_{r}^{i}$ (ε_{t}^{i} : 与歪み, ε_{e}^{i} : 弾性歪み, ε_{r}^{i} : 残留歪み)で定義され、形状回復率(%)は $\{\boldsymbol{\varepsilon}_{SE}^{i}/(\boldsymbol{\varepsilon}_{t}^{i}-\boldsymbol{\varepsilon}_{e}^{i})\}$ × 100より算出される.以上より,-150℃における最大超弾 性歪みは4.4%(8サイクル目),最大形状回復率は94.5%(3 サイクル目)であった. 図7(a)に各試験温度における形状回 復率(3サイクル目)を示した.この図から,70℃から -100℃の温度範囲では形状回復は生じない一方,-125℃ 以下では、形状回復が確認され超弾性効果を示すことが確認 できる.また,図7(b)には試験温度と降伏応力の関係を示 した. -100℃以上では,温度の低下とともに降伏応力は上 昇しており、-100℃以上では塑性変形が生じると結論付け られる.反対に、-125℃以下では、温度の低下とともに降 伏応力は低下していることから、-125℃以下では応力誘起 マルテンサイト変態が生じたと考えられ、応力誘起マルテン サイト変態が生じる臨界温度は-100℃と-125℃の間に存 在すると推測される⁽²⁸⁾.また,図7(b)において,応力誘起 マルテンサイト変態に必要な臨界応力がゼロとなる地点での 温度、すなわち黒破線で示した近似直線を応力ゼロまで外挿 した際の横軸との交点がマルテンサイト変態開始温度 Ms と 定義できる.しかしながら,図7(b)においてその交点は0 K以下となり, Mg-20.5 at% Sc の Ms 点は 0 K 以上には存 在しないことが分かった. このことは, Mg-20.5 at% Sc は 熱的なマルテンサイト変態を生じず、従って、熱的に回復す る形状記憶効果を示さないことを示唆している.実際に,液 体窒素内(-196℃)で Mg-20.5 at% Sc を変形させると超弾 性効果を示すことを確認しており、少なくとも-196℃以上 では形状記憶効果を示さないことが明らかである.

そこで, Mg-20.5 at% Sc よりも低 Sc 組成の合金にて形 状記憶効果を調査した.図8に Mg-18.3 at% Sc の形状記憶 効果観察結果を示す.試験片を液体窒素内で変形後, 徐々に 昇温しながら形状変化の様子を撮影した. 図8(a), (b)に示 した -50° C, -30° Cでは形状変化はみられない. しかしな がら, (c) -10° Cでは形状が回復し始めており, (d) 18 $^{\circ}$ Cで ほぼ元の形状まで回復した⁽²⁸⁾. 以上より, β 型 Mg-Sc 合金 は超弾性効果および形状記憶効果を発現するが, そのマルテ ンサイト変態温度は Sc 濃度に大きく依存し Sc 濃度の低下 とともに上昇することが明らかとなった.



図7 Mg-20.5 at% Sc の(a)形状回復率,(b)降伏応力 とサイクル試験温度の関係.



図8 Mg-18.3 at% Sc における形状記憶効果, 試料サ イズは長さ7 mm, 幅1.2 mm, 厚さ0.3 mm.

Mg-Sc 合金のマルテンサイト変態に伴う結晶構 造変化

マルテンサイト変態による結晶構造変化については、温度 を変えながらの In-situ XRD 測定にて調査した.また、本 実験には, Mg-19.2 at% Sc を使用した. 図9に各温度にお ける XRD 測定結果を示す⁽²⁹⁾.なお,得られた全てのピー クが降温および昇温時に高角および低角へシフトしているの は温度変化に伴う格子の収縮膨張に起因する.まず,20℃ から-190℃まで降温していくと、110gのピーク強度が低下 するとともに32.7°付近のピーク強度は上昇し34.4°, 36.1°, 36.3°付近に新たなピークが出現した.次に,-190℃から 20℃まで昇温していくと、降温によって低下・上昇した110 および32.7°付近のピーク強度は元の値に戻り、新たに出現 した3本のピークは消滅した.以上の結果から,32.7°, 34.4°, 36.1°, 36.3°付近のピークはマルテンサイト相に起因 するものであり, Mg-19.2 at% Sc においては熱的なマルテ ンサイト変態および逆変態が生じると結論付けられ る⁽²⁸⁾⁽²⁹⁾.更に,降温過程において-70℃の時点ではマルテ ンサイト相に起因するピークは存在しないのに対し、昇温過 程では-70℃でマルテンサイト相に起因するピークが確認 できる. このことは,変態ヒステリシスの存在を示唆してい る. また、マルテンサイト相に由来するピークのピーク位置 は β -Ti 合金のマルテンサイト相のものと酷似していた⁽³⁰⁾. よって、β-Ti合金のマルテンサイト相の結晶構造は直方晶 (orthorhombic)であることから, Mg-Sc 合金におけるマル テンサイト相の結晶構造も直方晶であると推測され、図9 においては直方晶としてマルテンサイト相に由来するピーク



図 9 Mg-19.2 at% Sc の *in-situ* XRD 測定結果. (オンラインカラー)

の指数付けを行った. ここで, 20℃において, β相に起因す るピークの他に31.6°および32.7°付近にピークが確認できる. 31.6°付近のピークはその強度が温度に依存しないことから α相に由来するものであると考えられ,実際にβ単相化後の 試料において焼入時に形成されたとみられる少量のα相がβ 相の粒界付近に存在することを確認している. 32.7°付近の ピークは温度変化に伴う強度変化からマルテンサイト相に起 因すると結論づけたが, 20℃においてもそのピークが得ら れたのは,焼入時にマルテンサイト相がわずかに形成された ためと考えられる.

7. まとめ

本稿では、 β 相を導入し相変態を利用することで得られた Mg-Sc 合金の機械的特性や形状記憶特性の概要を紹介した。本研究の開始にあたり、Mg-Sc 二元系状態図における α/β 相境界を拡散対法および合金法により再調査した。その 結果、本研究にて得られた二相域は既報状態図上に記されているよりも低 Sc 濃度域に存在し、この状態図を使用し Mg-Sc 合金の組織が熱処理条件に応じて制御可能であることを 確認した。

β相を有する Mg-Sc 合金は優れた冷間加工性を示し, そ の値は純 Mg・AZ31の2倍以上であった.また, Mg-Sc 合 金のα相は, βからαへの相変態を用いることで集合組織の 弱化・ランダム化が可能であり,この集合組織変化および Sc 添加によるc/aの低下により,α相においても高い加工 性が得られることが分かった.また,本研究にて作製した Mg-Sc 合金は実用の Mg 合金や Al 合金に比べ,比強度・延 性ともに高い値を示した.更に,高い延性を示す Mg-Sc 合 金は同等の延性を示す実用の Ti 合金よりも高比強度を有す ることが示唆された.

 β 型 Mg-Sc 合金はマルテンサイト変態を起こし,超弾性 効果・形状記憶効果を発現することが示された.本合金は現 状,最軽量の形状記憶合金である.また,マルテンサイト変 態温度は Sc 濃度に大きく依存し,Sc 濃度が低いほどその変 態温度は上昇した.Mg-Sc 合金におけるマルテンサイト相 の結晶構造は,*in-situ* XRD 測定結果より直方晶であると推 測された.

本研究では, Mg における相変態の利用を可能にし, 機械 的特性の向上・新機能(形状記憶特性)の付与を実現した. こ れにより, Mg 合金の用途の拡大が期待できる. 一方, 未だ 更なる強度の向上や形状記憶特性発現温度域の制御等, 解決 すべき課題が残されている. 本研究が Mg 合金および軽金 属材料の研究における新たな一歩となり, 更なる広がりを生 むことを期待したい.

本研究は JSPS 科研費16J04175, 17J10094, 18K14032およ び東北大学学際高等研究教育院の助成を受けたものです.

文 献

- (1) D. Ando, J. Koike and Y. Sutou: Acta Mater., **58**(2010), 4316–4324.
- (2) A. A. Nayeb-Hashemi and J. B. Clark: Phase diagrams of binary magnesium alloys, ASM International, (1988).
- (3) T. G. Byrer, E. L. White and P. D. Frost: NASA Contractor Report, Battelle Memorial Institute, (1963), 117–154.
- (4) B. J. Beaudry and A. H. Daane: J. Less-Common Met., 18 (1969), 305–308.
- (5) L. L. Rokhlin: Magnesium Alloys Containing Rare Earth Metals, Taylor & Francis Ltd, (2003).
- (6) A. A. Nayeb-Hashemi and J. B. Clark: Bull. Alloy Phase Diagrams, 7(1986), 574–577.
- (7) H. Okamoto: J. Phase Equilib. Diff., **30**(2009), 660–661.
- (8) Y. Ogawa, D. Ando, Y. Sutou, K. Yoshimi and J. Koike: Mater. Sci. Eng. A, 670 (2016), 335–341.
- (9) 大森梧郎, 松尾 茂, 麻田 宏: 軽金属, 17(1967), 34-37.
- (10)伊藤吾朗,伊勢野陽平,本橋嘉信:日本金属学会誌,66 (2002),16-21.
- (11) Y. Ogawa, D. Ando, Y. Sutou and J. Koike: Scripta Mater., 128 (2017), 27–31.
- (12) F. E. Hauser, P. R. Landon and J. E. Dorn: Trans. ASM, 48 (1956), 986–1002.
- (13) F. E. Hauser, P. R. Landon and J. E. Dorn: Trans. ASM, 50 (1958), 856–883.
- (14) S. R. Agnew, J. A. Horton and M. H. Yoo: Metall. Mater. Trans. A, 33A(2002), 851–858.
- (15) Q. Yang, B. Jiang, J. Li, H. Dong, W. Liu, S. Luo and F. Pan: Int. J. Mater. Form., 9(2016), 305–311.
- (16) H. Yoshinaga and R. Horiuchi: Trans. JIM, 4(1963), 134–141.
- (17) M. H. Yoo: Metall.Trans A, **12A**(1981), 409–418.
- (18) J. Y. Lee, Y. S. Yun, S. H. Jung, W. T. Kim and D. H. Kim: Mater. Trans., 55(2014), 742–744.
- (19)小川由希子,安藤大輔,須藤祐司,小池淳一:日本金属学会 誌,80(2016),171-175.
- (20) 日本金属学会:金属データブック 改訂4版,丸善出版, (2004).
- (21) 日本マグネシウム協会:マグネシウム技術便覧,カロス出版,(2000).
- (22) D. Ando, Y. Ogawa, T. Suzuki, Y. Sutou and J. Koike: Mater. Lett., 161 (2015), 5–8.
- (23) C. G. Rhodes and N. E. Paton: Metall. Trans. A, 8A(1977), 1749–1761.
- (24) T. Inaba, K. Ameyama and M. Tokizane: ISIJ International, **31** (1991), 792–798.
- (25) H. P. Ng, E. Douguet, C. J. Bettles and B. C. Muddle: Mater. Sci. Eng. A, 527 (2010), 7017–7026.
- (26)本橋嘉信,大沢圭一,星屋泰二,岡本芳三,大森宮次郎:日本金属学会誌,55(1991),132-140.
- (27) Y. Sutou, T. Omori, R. Kainuma and K. Ishida: Acta Mater., 61 (2013), 3842–3850.
- (28) Y. Ogawa, D. Ando, Y. Sutou and J. Koike: Science, 353 (2016), 368–370.
- (29) Y. Ogawa, D. Ando, Y. Sutou, H. Somekawa and J. Koike: Shap. Mem. Superelasticity, 4(2018), 167–173.
- (30) H. Y. Kim, S. Hashimoto, J. I. Kim, H. Hosoda and S. Miyazaki: Mater. Trans., 45 (2004), 2443–2448.



新進気鋭