

優れた室温成形性と放熱性ならびに耐食性を有する新規マグネシウム合金の開発

Bian Mingzhe* 千野靖正**

1. はじめに

近年のカーボンニュートラル、エネルギー制約へのニーズに対応するためには、高性能な軽量材料の開発が急務である⁽¹⁾。マグネシウム(Mg)は実用金属中最も軽量であり、その密度は約 1.74 Mg/m³で、アルミニウム(Al)の2/3、鉄の1/4である。さらに、Mgは高い熱伝導率、高い振動減衰能、および優れた生体適合性を有しており、過去20年間にわたり多様な用途での使用が検討されてきた⁽²⁾⁻⁽⁴⁾。しかし、六方最密構造に起因して独立したすべり系が少ないことや、熱間加工中に発達する強い(0002)面(底面)集合組織の形成により、Mg合金は一般に、室温での成形性が低いことが問題となっている⁽⁵⁾⁽⁶⁾。また、他の合金と比較して耐食性に難があることもあり、これらが広範な用途展開を妨げる要因となっている⁽⁷⁾。本記事では、これらの問題に克服するために開発されたMg合金の最近の進歩に焦点を当て、優れた室温成形性、優れた耐食性、そして優れた熱伝導性を示す合金の特徴を紹介する。

2. 室温で成形可能なMg合金とその経験則

機械的特性と耐食性の両方の特性を改善する主流の取り組みとして、新しい合金設計開発を通じた微視的組織の制御が挙げられる。そこでは、低コストの合金元素の利用を前提とし、高価な合金元素は極力利用しない指針に基づき、希土類元素(RE)を微量に抑えたMg-Zn-REや、REを含まないMg-Zn-Ca系合金が有望であることが示されている(図1(a))⁽⁸⁾⁻⁽¹⁴⁾。これらの合金は六方最密構造を有している

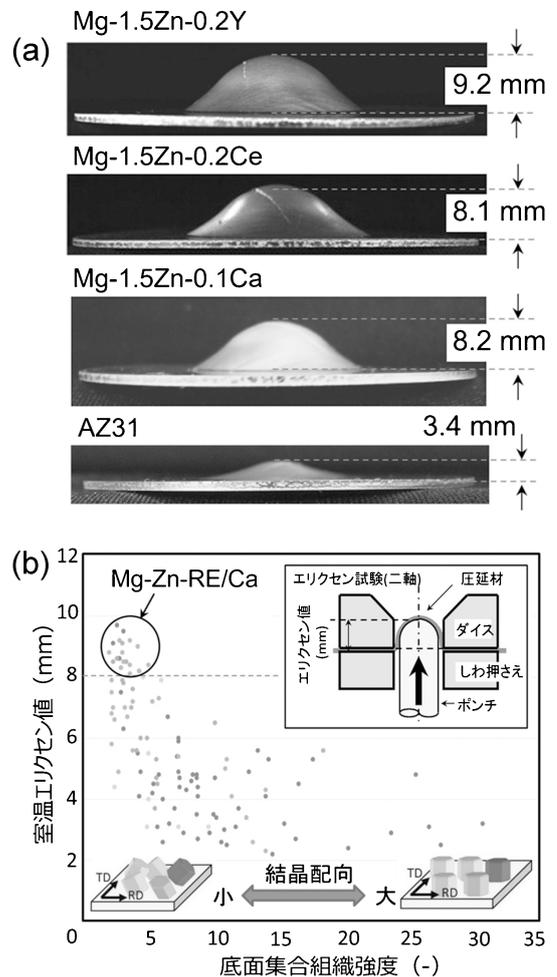


図1 (a) エリクセン試験を行ったMg-Zn-REおよびMg-Zn-Ca, AZ31合金板材の外観とエリクセン値⁽⁹⁾⁽¹⁵⁾⁽¹⁶⁾。(b) 様々なMg合金の底面集合組織強度と室温エリクセン値の関係。

* 国立研究開発法人産業技術総合研究所 マルチマテリアル研究部門；主任研究員(〒463-8560 名古屋市守山区桜坂4-205)

** 国立研究開発法人産業技術総合研究所 材料・化学領域研究企画室；研究企画室長

Development of a New Magnesium Alloy with Excellent Room Temperature Formability, Heat Dissipation, and Corrosion Resistance; Mingzhe Bian and Yasumasa Chino (Light Metal Design Group, Multi-Material Research Institute, National Institute of Advanced Industrial Science and Technology, Nagoya)

Keywords: *magnesium, formability, thermal conductivity, corrosion resistance, PPM-level alloying, texture, solid solubility, protective layer*

2024年8月1日受理[doi:10.2320/materia.63.703]

が、熱間加工を経ても、強い底面集合組織が発達しない、すなわち弱い底面集合組織が形成することを特徴とする。このような弱い底面集合組織の形成は、変形時の底面〈a〉すべりの活発な活動に有効であり、板材の板厚方向に沿ったひずみの活動を促進させる。その結果、これらの合金の板材は、図1(b)に示すように成形性の指標であるエリクセン値が8 mmを超え、6000系Al合金(8-10 mm)に匹敵する優れた値を示す。

Mg-Zn-RE および Mg-Zn-Ca 系合金のような3元系合金において、強い底面集合組織の形成が抑制されるメカニズムはまだ明確ではないものの、これらの合金系にはいくつかの共通の規則が見出されている。まず、溶質元素間の混合エンタルピーが高い負の値を示すことである⁽¹⁷⁾。例えば、Mg-Zn-Y合金系では、ZnとYの混合エンタルピーは-31 kJ/molであり、他の組み合わせ(Mg-Zn: -4 kJ/mol, Mg-Y: -6 kJ/mol)よりも数倍大きい値を示している(図2参照)。これは、熱力学的視点からZnとYの溶質原子間に強

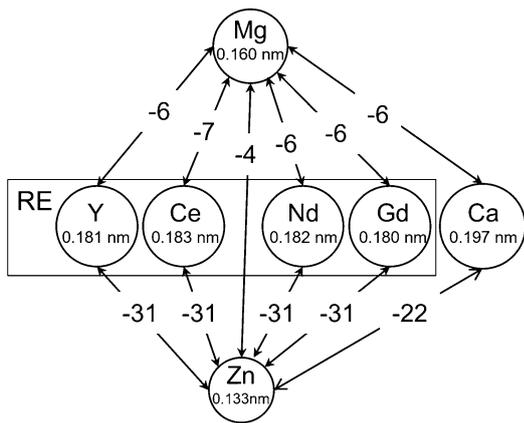


図2 優れた室温(RT)成形性を有するMg-Zn-RE(RE: Y, Ce, Nd, Gd)およびMg-Zn-Ca合金の原子サイズと混合エンタルピー値の関係。

い引力が存在することを示している。次に、これらの合金の溶質原子はMg原子と比較して一方は小さく、もう一方は大きいという関係が挙げられる。Mg-Zn-Y合金では、Mg, Zn, およびYの原子半径はそれぞれ0.160 nm, 0.133 nm, および0.181 nmである。Mg原子をZn原子で置換すると負のミスフィット(-0.169)となり、Y原子で置換すると正のミスフィット(0.131)となる。個々の溶質原子から生じる全体の弾性ひずみを低減するために、これらの原子はエネルギー的に有利な位置、例えば粒界に共偏析する傾向がある。したがって、熱力学的および弾性ひずみエネルギーの観点から、溶質原子の共偏析が望ましい配置となる。実際に、ZengらはMg-0.8Zn-0.2Ca(mass%)合金の粒界にZnおよびCa

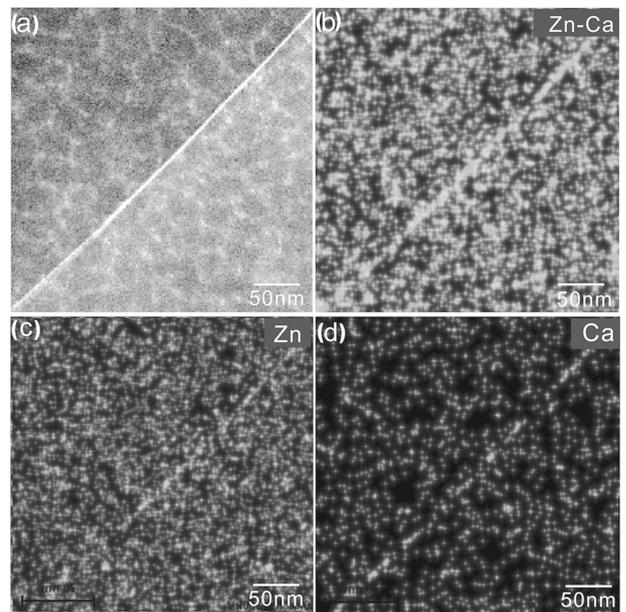


図3 350°Cで900秒間焼鈍されたMg-0.8Zn-0.2Ca合金における溶質の粒界偏析を示す(a) HAADF-STEM画像と(b)-(d) EDSマップ⁽¹⁸⁾。

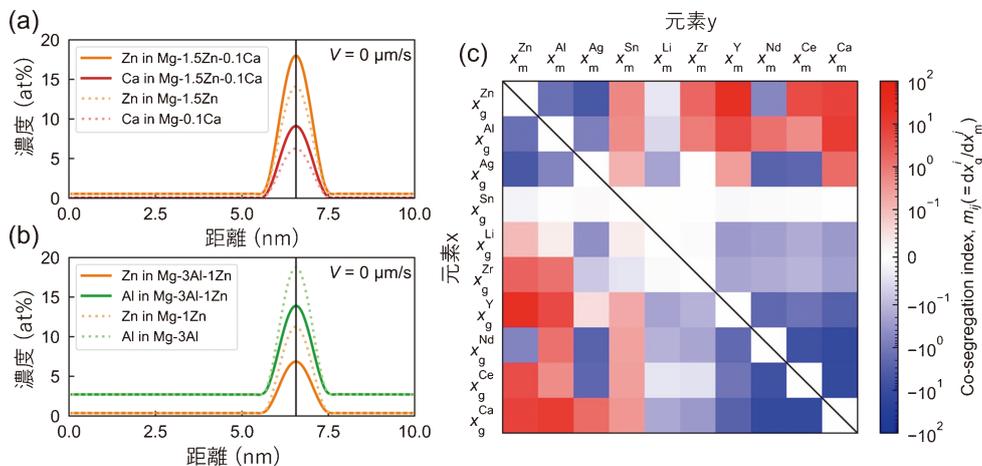


図4 粒界周辺の各種元素の濃度プロファイル(計算値): (a) Mg-1.5Zn, Mg-0.1Ca, および Mg-1.5Zn-0.1Caの場合, (b) Mg-3Al, Mg-1Zn, および Mg-3Al-1Znの場合. (c) 三元系 Mg-0.1X-0.1Y(原子%)合金における共析生成インデックスの対角成分 $[m_{ij}]$ の計算結果. 注: カラーバースケールは、 -10^{-1} から 10^{-1} までは線形、それ以外是对数スケールである(1.5カラム)⁽¹⁹⁾. (オンラインカラー)

原子が容易に共偏析することを観察し、この共偏析が溶質原子によるミスフィットひずみおよび粒界の転位の弾性ひずみを最小化する可能性があることを提唱している(図3参照)⁽¹⁸⁾。

この共偏析は粒界の移動性に大きなドラッグ効果を生み、弱い底面集合組織の形成を引き起こすと考えられている。

最近、松岡らはCALPHADリンクフェーズフィールドモデルを開発し、三元系Mg合金における粒界偏析および溶質ドラッグ効果を評価した⁽¹⁹⁾。この結果、原子サイズの小さいZnと原子サイズの大きいCaが相互にMg合金中での粒界偏析を促進させ、溶質ドラッグ効果を増加させることが示された(図4(a))。逆に、原子サイズの小さいAl(0.143 nm)とZn(0.133 nm)の組み合わせは粒界偏析を抑制し、溶質ドラッグ効果を減少させることも示された(図4(b))。これらの発見は、Mg-Zn-Ca合金がZnとCaの同時添加により強い溶質ドラッグ効果を示し、その結果強い底面集合組織の形成が抑制され、室温成形性が改善するという、以前に提案された理論⁽¹⁸⁾を支持するものである。さらに、Hillertの粒界フェーズモデル⁽²⁰⁾に基づく、粒界での共偏析および偏析の競合を記述する新しい指標が導入され、様々な合金に適用された(図4(c))。正の値は共偏析を示し、負の値は偏析の競合を示す。結果は、低い(0002)面の最大集積度(以後、「底面集合組織強度」と呼ぶ)を示す多くの三元系Mg合金で、合金元素が共偏析する傾向があることを示唆した。

3. 新規開発された合金の集合組織と機械的特性

仮に、溶質原子間の混合エンタルピーと溶質原子の原子サイズの組み合わせが弱い底面集合組織の形成を決定する上で重要な要因であるという仮定が正しければ、それは室温で成形可能なMg合金を設計するための指針となる。この要件を満たす合金系としては、Mg-Zn-Sc, Mg-Ag-Ca, Mg-Cu-Ca, およびMg-Ni-Ca合金系があり、これらは弱い底

面集合組織と、良好な室温成形性を示すことが期待される(表1参照)。表1には、成分が最適化されたMg-Zn-Sc, Mg-Ag-Ca, Mg-Cu-Ca, およびMg-Ni-Ca合金の底面集合組織強度とエリクセン値が示されている。表1に示す通り、これらの合金の底面集合組織強度は従来のAZ31合金よりも著しく低い。その結果、これらの合金は、6000系Al合金に匹敵する高いエリクセン値を示す。

これらの優れた室温成形性を示すMg合金の共通の特徴として、圧延後の状態でRD(Rolling direction, 圧延方向)に分割された底面集合組織が形成されることが挙げられる。しかし、焼鈍後には、底面の極がND(Normal direction, 板厚方向)からTD(Transverse direction, 板幅方向)に向かって30~40°傾くTD-split底面集合組織が発生する。第2節で述べたように、最近の研究では、溶質原子の粒界への共偏析が粒界の移動に大きなドラッグ効果を誘起し、再結晶粒のより均一な成長を促進することが報告されている⁽¹⁸⁾⁽²⁵⁾⁽²⁶⁾。それにもかかわらず、このメカニズムだけでは、焼鈍後の底面集合組織の変化がRD-splitからTD-splitに変わる理由を完全には説明できない。この問題に関しては、LiらがMg-1Al-1Zn-0.1Ca-0.2Y(mass%)合金の焼鈍中の集合組織の発達を調査するために、準その場分析を実施している⁽²⁷⁾。彼らは、TD方向の配向を示す結晶粒が優先的かつ急速に成長するのに対し、底面配向を示す結晶粒は成長しないか、焼鈍中に消失することさえあることを発見した。

より深い底面集合組織弱体化メカニズムの理解を目指した最近の研究では、BianらはMg-0.0238Ni-0.1Ca(mass%)板材について、EBSD(Electron Back Scattered Diffraction Pattern, 電子後方散乱回折法)およびSTEM(Scanning transmission electron microscopy, 走査透過電子顕微鏡法)-EDS(Energy Dispersive X-ray spectroscopy, エネルギー分散型X線分光法)を用いた調査が行われた⁽²⁵⁾。このアプローチにより、粒界での溶質原子の偏析挙動、粒界構造、および隣接

表1 Mg-Zn-Sc, Mg-Ag-Ca, Mg-Cu-Ca, Mg-Ni-Ca系合金の溶質原子の原子半径と混合エンタルピー。組成を最適化したMg-Zn-Sc, Mg-Ag-Ca, Mg-Cu-Ca, Mg-Ni-Ca合金の底面集合組織強度と室温成形性(エリクセン値)。

合金系 (Mg-A-B)	元素半径 (Å)		混合エンタルピー (kJ/mol)			組成 (mass%)	底面集合組織強度 (m.r.d)	エリクセン値 (mm)
	A	B	A-B	Mg-A	Mg-B			
Mg-Zn-Sc [21]	1.33	1.61	-29	-4	-3	Mg-1.5Zn-0.1Sc	5.1	8.1
						Mg-.15Zn-0.3Sc	4.1	8.3
Mg-Ag-Ca [22, 23]	1.44	1.97	-28	-10	-6	Mg-0.3Ag-0.1Ca	2.7	7.0
						Mg-1Ag-0.1Ca	2.5	7.9
						Mg-1.5Ag-0.1Ca	2.4	8.6
						Mg-2Ag-0.1Ca	2.7	8.2
						Mg-3Ag-0.1Ca	2.7	8.8
						Mg-6Ag-0.1Ca	3.2	8.7
Mg-Cu-Ca [24]	1.28	1.97	-13	-3	-6	Mg-0.01Cu-0.1Ca	2.7	7.3
						Mg-0.03Cu-0.1Ca	2.4	7.7
						Mg-0.1Cu-0.1Ca	2.7	7.6
						Mg-1.5Cu-0.1Ca	2.4	7.2
						Mg-0.03Cu-0.05Ca	2.6	7.7
						Mg-0.03Cu-0.5Ca	2.5	7.2
Mg-Ni-Ca [25]	1.25	1.97	-7	-4	-6	Mg-0.1Ni-0.1Ca	2.9	8.5
						Mg-0.0238Ni-0.1Ca	2.3	7.5
						Mg-0.5Ni-0.1Ca	2.9	7.2

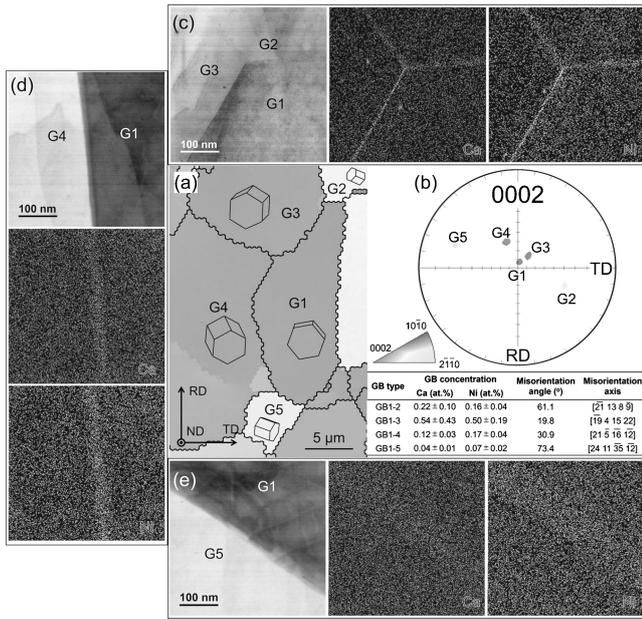


図5 焼まし処理された Mg-0.0238Ni-0.1Ca 合金に対する相関 EBSD/STEM-EDS 解析。(a) EBSD マップおよび (b) (0002) 面極点図により示される粒子 1~5 の結晶方位。ABF-STEM 画像および対応する EDS 元素マップで示される Ca および Ni の粒界偏析 (c) 粒界 1-2 および粒界 1-3, (d) 粒界 1-4 および (e) 粒界 1-5 での偏析挙動。(b) の下部の表はミスオリエンテーション角度と軸によって定義された粒界の種類と溶質原子の粒界濃度の関係を示す⁽²⁴⁾。

する粒の配向との関係結びつけることが可能となった。図 5(a) および (b) に示すように、(0002) 底面付近の方位を有する結晶粒 1 (G1) は、異なる方位を有する結晶粒 (G2~G5) に囲まれている。ABF-STEM (Annular bright field scanning transmission electron microscopy, 走査透過電子顕微鏡法の円環明視野法) 画像および対応する EDS 元素マップは、図 5(c)~(e) に示されているように、粒界の種類に応じて粒界に偏析する Ca および Ni の量が異なることを示している。最も高い Ca および Ni 濃度を示す粒界は粒界 1-3 で検出され、最も低い濃度を示す粒界は粒界 1-5 で測定された。結晶学的配向のさらなる検討は、G3 が比較的 (0002) 底面に近い方位を持つことに対し、G5 が ND から TD に大きく傾いた方位、いわゆる TD 方位を持つことを示している。この研究では限られた数の粒界しか調査されていないが、TD 方位を持つ結晶の粒界は溶質原子濃度が低く、ピン止め効果が低いため、底面配向した粒界よりも高い移動性を持つと推測するのは合理的である⁽¹⁸⁾⁽²⁸⁾。その結果、TD 配向した結晶は隣接する底面配向の再結晶粒を飲み込むように成長し、焼鈍後の TD-split 底面集合組織の発展に寄与する可能性がある。

Sc と Ag の Mg における高い固溶度を考慮すると、Mg-Zn-Sc と Mg-Ag-Ca 合金に対して、Sc と Ag の含有量を増加させることでより高い強度が期待される。具体的には、Sc は共晶温度 754.8 K で最大 33.6 mass% の固溶度を持ち、Ag は共晶温度 747.0 K で最大 13.8 mass% の固溶度を持つ。しかし、Sc 含有量が 0.3 mass% から 1.5 mass% に増加

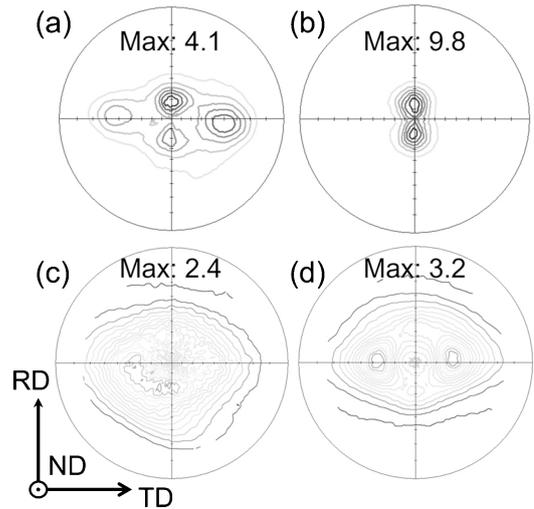


図6 (a) Mg-1.5Zn-0.3Sc 合金, (b) Mg-1.5Zn-1.5Sc 合金, (c) Mg-1.5Ag-0.1Ca 合金及び (d) Mg-6Ag-0.1Ca 合金板材の底面集合組織。

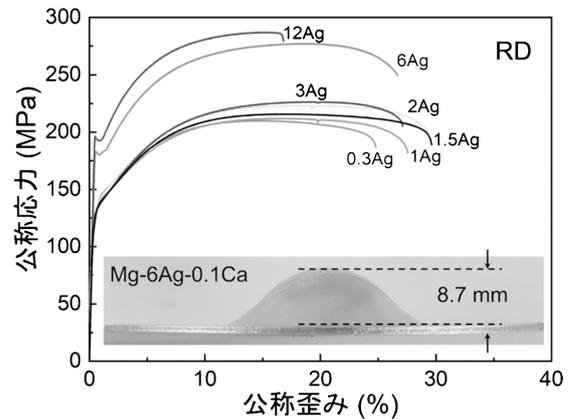


図7 Mg-xAg-0.1Ca 合金板材 (x=0.3, 1, 1.5, 2, 3, 6, および 12) の公称応力-歪み曲線 (圧延方向)。Mg-6Ag-0.1Ca 合金のエリクセン試験結果も含む⁽²²⁾。

するにつれて集合組織の強度が増加するのに対し、Ag 含有量が 1.5 mass% から 6 mass% に増加しても集合組織の強度はほとんど変わらないことに注目すべきである (図 6 参照)。Ag 含有量が 6 mass% に増加すると、降伏強度は著しく 182 MPa に増加しても、延性の大幅な低下は見られない (図 7 参照)。また、Mg-6Ag-0.1Ca 合金は大きなエリクセン値 8.7 mm を示す。詳細な微細組織の特徴を解析した結果、優れた室温成形性は微細粒と、集積度の弱い TD-split 集合組織に起因し、一方で、高い降伏強度は微細な AgMg₄ 粒子の密な分布と Ag 元素の固溶強化効果に関連していることが明らかになった。なお、合金元素の大量の添加は、熱伝導性や振動減衰能といった機能性を大幅に劣化させることに留意する必要がある⁽²⁹⁾⁽³⁰⁾。

4. 熱伝導率

マグネシウムおよびその合金の熱伝導率は、溶質の固溶濃

度によって大きく影響を受ける⁽²⁹⁾。Mg に比べて原子半径が大きいかまたは小さい溶質原子は、結晶格子に歪みを引き起こす。溶質濃度が増加することで散乱中心の数が増加し、電子散乱が増大し、その結果、熱伝導率が低下する。さらに、Mg に添加される溶質原子の種類も熱伝導率において重要な役割を果たす。一般に添加される元素の中で、Al は最も顕著な負の影響を示す⁽³¹⁾。例えば、商用 Mg 合金である AZ31 (Mg-3Al-1Zn-0.3Mn mass%) は、純 Mg (約 160 W/(m·K)) に比べて著しく低い熱伝導率 (86 W/(m·K)) を示す。これに対して、Zn は熱伝導率の低下に対する影響が最小であり、6 mass% Zn を含む二元系 Mg-Zn 合金でも、100 W/(m·K) 以上の熱伝導率を維持する。このため、良好な室温成形性と熱伝導率を兼ね備えた Mg-Zn 系の合金の開発に多くの研究が集中している。最近、Huang らは、成分が最適化された Mg-3Zn-0.5Ca-0.5Al-1Mn (mass%) 合金板材が、133 W/(m·K) の高い熱伝導率と 180 MPa の高い引張降伏強度を示すことを報告した⁽³²⁾。同様に、Li らは、熱処理可能な Mg-1.6Zn-0.5Ca-0.4Zr (mass%) 合金板材が、ピークエージング後に 129 W/(m·K) の高い熱伝導率と 201 MPa の引張降伏強度を達成したことを報告している⁽³³⁾。しかしながら前述の Mg-3Zn-0.5Ca-0.5Al-1Mn および Mg-1.6Zn-0.5Ca-0.4Zr 合金の熱伝導率は、5052 (138 W/(m·K)) および 6061 アルミニウム合金 (T4 : 154 W/(m·K), T6 : 167 W/(m·K)) に比べて依然として低い値を示している⁽³⁴⁾。これらの要因を考慮すると、優れた熱伝導率と室温成形性の両方を達成するための実行可能なアプローチは、合金元素の量を最小限に抑えつつ、弱い底面集合組織の形成を確保することである。

微量の RE 元素、特にセリウム (Ce) の添加がマグネシウムの底面集合組織の弱화에効果的であることが広く認識されている⁽¹⁴⁾⁽³⁵⁾⁻⁽³⁷⁾。集合組織を大幅に弱めるために必要な RE 元素の臨界量は、Mg における固溶度と相関しており、元素の最大固溶度が低いほど少量の添加で済む。例えば、Ce (最大固溶量 : 0.8 mass%) は約 0.12 mass% (0.02 at%) で集合組織を弱めるのに十分であるのに対し、イットリウム (Y) (最大固溶量 : 13.9 mass%) は約 0.73 mass% (0.2 at%) が必要である⁽³⁴⁾。したがって、粒界偏析できる程度の固溶量は維持しつつ、最大固溶度が低い元素は、優れた成形性と優れた熱伝導率を達成するための合金添加元素として有望である。

図 8 は、異なる温度における各種元素の Mg 中での固溶度を示しており、表 2 はこれらの元素の最大固溶量と対応する温度をまとめたものである。Cu と Ni の Mg 中での最大固溶量はそれぞれ約 0.1 mass% と 0.004 mass% であり、非常に小さい。同様に、Ca の Mg 中での固溶度も比較的低い (約 516.5 °C の共晶温度で約 0.7 mass%、300 °C で約 0.1 mass%)。その結果、組成的に最適化された Mg-Cu-Ca および Mg-Ni-Ca 合金、例えば Mg-0.03Cu-0.05Ca および Mg-0.1Ni-0.1Ca は、それぞれ 157 W/(m·K) および 154 W/(m·K) という優れた熱伝導率を示す。これらの値は、

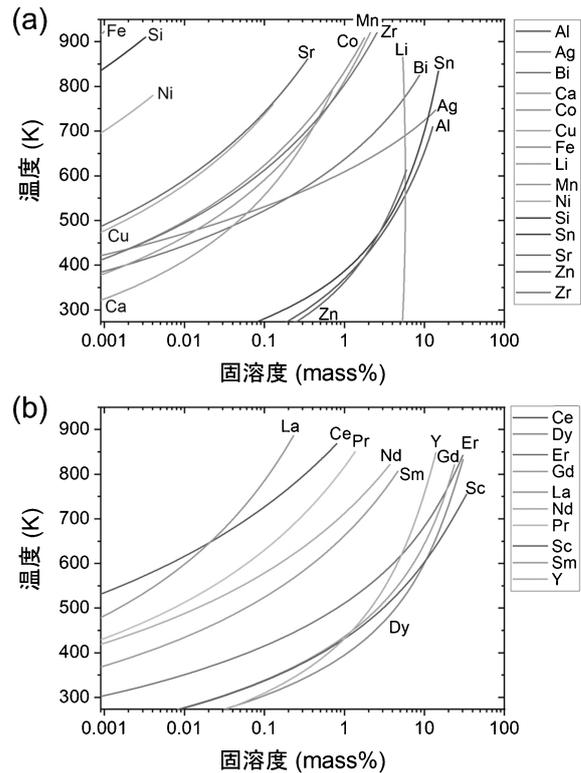


図 8 Mg 中の (a) 非希土類元素および (b) 希土類元素の異なる温度における固溶度。(Pandat 熱力学ソフトウェアを使用して PanMag 2021 データベースより導出)。

表 2 Mg における各種元素の最大固溶量と対応する温度 (Pandat 熱力学ソフトウェアから PanMag 2021 データベースを用いて導出)。

元素	最大固溶量 (mass%)	温度 (K)
A g	13.8	747.0
A l	12.7	709.5
B i	8.7	825.0
C a	0.7	789.7
C e	0.8	868.3
C o	1.8	908.8
C u	0.1	759.8
D y	30.4	832.9
E r	30.2	842.2
F e	0.001	923.0
G d	23.7	821.0
L a	0.2	886.2
L i	5.4	865.2
M n	2.2	923.8
N d	3.7	821.3
N i	0.004	780.1
P r	1.4	849.9
S c	33.6	754.8
S i	0.003	910.4
S m	4.6	806.2
S n	14.9	833.8
S r	0.3	861.4
Y	13.9	847.6
Z n	5.9	612.8
Z r	2.7	927.8

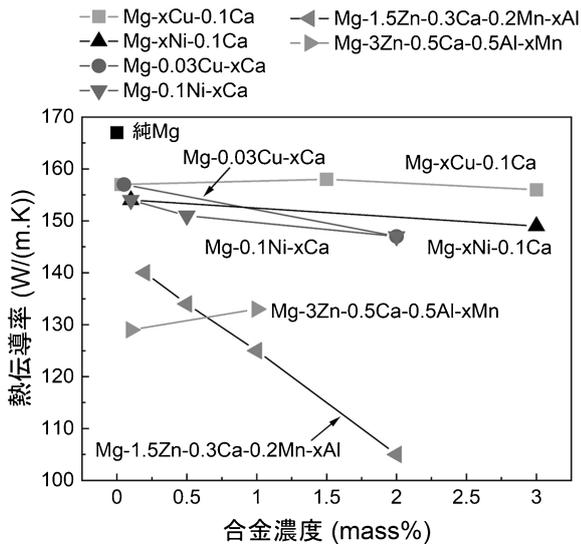


図9 Mg-Cu-Ca, Mg-Ni-Ca, および Mg-Zn-Ca-Al-Mn 合金の熱伝導率と合金濃度の関係。

Mg-1.5Zn-0.3Ca-0.2Mn-xAl および Mg-3Zn-0.5Ca-0.5Al-xMn 合金の値よりもはるかに高いことが図9に示されている。さらに、Cu または Ni 含有量の増加は熱伝導率に著しい影響は及ぼさない。具体的には、Mg-3Cu-0.1Ca および Mg-3Ni-0.1Ca 合金は、それぞれ 156 W/(m·K) および 149 W/(m·K) という高い熱伝導率を維持している。しかし、Cu および Ni は耐食性に対する悪影響のため、Mg 合金に添加されることは稀である。

5. 耐 食 性

マグネシウム合金の耐食性は、合金元素の種類と濃度に大きく影響される。RE 元素⁽³⁸⁾、Ca⁽³⁹⁾、As⁽⁴⁰⁾、Sc⁽⁴¹⁾などの適度な添加は、不動態膜の形成、結晶粒の微細化、有害不純物形成の抑制によって耐食性を向上させることができる。最近、Deng らは、0.05 mass%、0.1 mass%、0.15 mass% の Ca を含む従来の鋳造法で製造された Mg-Ca 希薄合金で同様に低い腐食速度(約 0.22 mg/(cm²·d))を報告している⁽⁴²⁾。これに対して、Fe、Cu、Ni の添加は、非常に少量でも極めて有害である。これらの元素は固溶度が低く、局所的なカソードとして作用するため、ガルバニック腐食を引き起こし、腐食速度を増加させるためである。ただし、濃度が許容限度を下回る場合、腐食速度は低く、それを超えると急速に加速することに注意する必要がある。Ni、Fe、Cu の許容限度は、それぞれ 5 ppm、170 ppm、1000 ppm であることが Hanawalt によって明らかにされている⁽⁴³⁾。したがって、同じ濃度では、これらの元素の有害性は Ni > Fe > Cu の順に減少する。さらに、Mg 合金における許容限度は、他の元素の存在によって影響を受ける。例えば、Cu の許容限度は、合金組成に Al と Mn が存在する場合、100 ppm に急減する⁽⁴⁴⁾。

驚くべきことに、著者らによって開発された Mg-0.03Cu-0.05Ca 合金は、3.5 mass% 塩化ナトリウム溶液中で 1.79

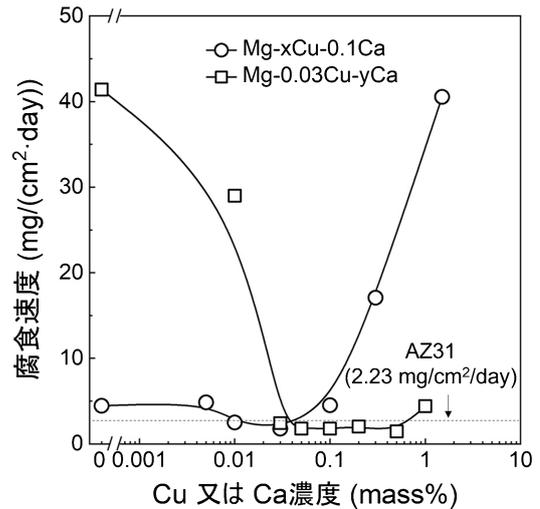


図10 3.5 mass% NaCl 溶液中の Mg-Cu-Ca 合金の腐食速度と Cu または Ca 濃度の関係⁽²³⁾。

mg/(cm²·d) という非常に低い腐食速度を示し、この値は純 Mg (436 mg/(cm²·d)) よりも二桁低く、AZ31 Mg 合金 (2.23 mg/(cm²·d)) よりも低い(図10)。この大幅な減少は主に Ca の添加に起因し、0.1 mass% Ca を添加することで腐食速度は約 4.46 mg/(cm²·d) に劇的に減少する。興味深いことに、純 Mg に 0.03 mass% の Cu を添加するだけでも腐食速度は約 41.4 mg/(cm²·d) に低下する。さらに、二元系合金である Mg-0.03Cu 合金にカルシウムを ppm レベルで追加することで腐食速度は大幅に低下する。Mg-Cu-Ca 合金の魅力的なところは、0.1 mass% Ca の存在が Mg-xCu-0.1Ca 合金における Cu の許容限度を変えないところにある。(Mg-xNi-0.1Ca 合金における Ni の許容限度は 100 ppm である。)このように、ppm レベルの合金設計により、特性がドラスティックに変化する Mg-Cu-Ca 合金の研究開発がますます魅力的になっている。

6. お わ り に

図11は、純 Mg、AZ31、Mg-Zn 系合金を含む様々な Mg 合金板材の室温成形性と熱伝導率の関係を示している。Mg-0.03Cu-0.05Ca 合金は、157 W/(m·K) という純 Mg に匹敵する熱伝導率を持ち、この値は AZ31 合金 (87 W/(m·K)) の約 2 倍に達している。さらに、この合金は弱い底面集合組織を有することにより、優れた室温成形性を示している。このように、優れた成形性、優れた耐食性、高い熱伝導率と、添加元素 (Cu および Ca) の低コストな特性 (汎用性) を考慮すると、これらの元素を用いた Mg 合金は、特に Mg-0.03Cu-0.05Ca 合金は、携帯電子機器の筐体等のアプリケーションにおいて、非常に有望な選択肢となることが期待される。

本稿で紹介した研究の一部は、JSPS 科研費 JP20K15067 の助成を受けたものです。

