

令和 5 年 5 月 24 日現在

機関番号：12501

研究種目：基盤研究(C) (一般)

研究期間：2020～2022

課題番号：20K05149

研究課題名(和文) 易加工性と軽量性の兼備を指向したFCC型マグネシウム合金の創製

研究課題名(英文) Fabrication of FCC-type magnesium alloys aiming for both easy workability and lightness

研究代表者

糸井 貴臣 (Itoi, Takaomi)

千葉大学・大学院工学研究院・教授

研究者番号：50333670

交付決定額(研究期間全体)：(直接経費) 3,400,000円

研究成果の概要(和文)：面心立法構造を持つMg<sub>0.1</sub>In<sub>0.9</sub>相を、Mg-InおよびMg-Al-In合金で作製した。室温でのLCR(限界冷間圧延比)は、Mg<sub>0.1</sub>In<sub>0.9</sub>相の面積率の増加とともに増加し、両合金のLCRはMg<sub>0.1</sub>In<sub>0.9</sub>相単相で80%である。Mg<sub>0.1</sub>In<sub>0.9</sub>相はAlの約5mol%を溶解するため、Mg-In合金のInをAlに置換することは密度の低減に効果的である。Mg<sub>80</sub>Al<sub>7</sub>In<sub>13</sub>合金の密度(mol%)は2.60g/cm<sup>3</sup>でAlよりも低く、LCRは49%を示した。Mg-Al-In合金に僅かにCaやYを添加した場合、添加元素が燃焼中に合金表面に酸化物を形成するため優れた難燃性を示した。

研究成果の学術的意義や社会的意義

輸送機器の軽量化は直接的に燃費の向上につながるため、Mg合金は自動車や鉄道および航空機へ仕様が期待されている。しかし、Mgは六方晶構造であることから室温での加工性がAlなどの軽金属と比較して劣る。本研究ではこれまで試みられていない、面心立法構造のMg合金を作製し、密度の低下に配慮しながらIn添加によるFCC構造への変化を明らかにして室温での圧延特性を改善したところに意義がある。さらに少量のCaやYの添加により難燃性についても改善を試み、より広範の輸送機器への活用の可能性を試みたところを特徴とする。

研究成果の概要(英文)：The Mg<sub>0.1</sub>In<sub>0.9</sub> phase with FCC structure was formed in Mg-In and Mg-Al-In alloys. The LCR (Limiting Cold-Rolling ratio) at room temperature tended to increase with increasing area fraction of the Mg<sub>0.1</sub>In<sub>0.9</sub> phase, and the LCR achieved 80% for the single Mg<sub>0.1</sub>In<sub>0.9</sub> phase in both alloys. Since the Mg<sub>0.1</sub>In<sub>0.9</sub> phase dissolves about 5 mol% of Al, substituting Al for In in the Mg-In alloy was effective in reducing density. The density of the Mg<sub>80</sub>Al<sub>7</sub>In<sub>13</sub> (mol%) alloy is 2.60g/cm<sup>3</sup>, which is lower than that of Al, and the LCR showed 49%. When a small amount of Ca or Y was added to the Mg-Al-In alloy, the additional elements formed oxides on the surface on the molten alloy during combustion, showing excellent flame retardancy.

研究分野：材料工学

キーワード：マグネシウム インジウム 面心立法構造 圧延 難燃性

## 様式 C-19、F-19-1、Z-19 (共通)

### 1. 研究開始当初の背景

マグネシウム(Mg)合金は密度が  $1.73\text{g/cm}^3$  と軽量であることから高比強度を有する構造材料として期待されている。構体(鉄道車両車体)に適した温間での高速加工可能な難燃性 Mg 合金などに代表される次世代型の Mg 合金が注目されており、航空機体への応も含め、軽量化を目的とした Mg 合金展伸材の使用範囲の拡大が期待されている。しかし、六方晶(HCP)構造を有する Mg 合金は、室温で変形異方性が高く独立なすべり系が少ない。このため変形早期に変形双晶がすべり変形による異方性を補うように導入される。しかし、結果的にこの双晶変形が起点となり破断が生じるため室温では加工が困難である。

Mg-Li および Mg-Sc 合金は(Li)rt および(Sc)ht が体心立方(BCC)構造を有していることから、優れた冷間加工性を示すことが報告されている。実際に Mg-Li 合金は機械的強度が低く、耐食性にも課題を残しているものの、その優れた冷間加工性および軽量性から PC 等の筐体にも実用化されている。このように Mg の立方晶系への構造変化による冷間加工性の向上は、Mg 合金展伸材作製に極めて魅力的である。一方、面心立方(FCC)構造を有する Mg 合金には Mg-In 合金がある。Mg<sub>0.1</sub>In<sub>0.9</sub>相は Mg と In が面心立方(FCC)格子の面心および体隅に無秩序に配置することで形成される不規則固溶体である。固溶体であるため化学式は  $A_xB_{1-x}$  ( $0 < x < 1$ ) のように記述される。Mg-In 合金では Mg が 77 mol%において 613K 以上で Mg<sub>0.1</sub>In<sub>0.9</sub>に相変態するものの、In の密度が  $7.31\text{Mg/m}^3$  であることから、この組成の密度は  $3.14\text{Mg/m}^3$  となり、Al の密度  $2.70\text{g/cm}^3$  と比較しても大きい。そのため、せっかくの Mg の軽量性の魅力が損なわれる。しかし、第三元素の添加・置換により Al の密度を下回る軽量化が達成され、かつ室温での圧延や二次加工が可能であれば、展伸材製造プロセスの低コスト化が可能となり、Mg 合金展伸材の需要拡大に貢献する可能性がある。加工性を担保し、Mg 中の In 濃度を低下させないことを念頭に置くと、添加元素の条件は、(i) In と化合物を生成しない、(ii) Mg と化合物を形成するか、Mg に固溶する、という二点が挙げられる。上記の条件を満たす第三元素の候補としては、密度の小さい順に Al, Ga, V, Zn, Fe, Mo が存在する。本研究では軽量化を目的としていることから In よりも密度が小さく、候補元素中最も密度の小さい Al が第三元素に最適であると考えられる。しかしながら、Mg-In 系合金に関しては Mg-In 合金二元系平衡状態図および Mg<sub>3</sub>In 相の長周期積層構造について報告例はあるものの、第三添加元素による組織変化や加工性に関する報告についてはほとんどない。

### 2. 研究の目的

本研究では Mg<sub>0.1</sub>In<sub>0.9</sub>相(Mg-In 固溶体:FCC 構造)を有する Mg-In 系合金に対して、易加工性、低密度化および難燃化を総合的に配慮した添加元素を選択した合金を作製し、作製した合金について熱処理による組織制御を行い、室温圧延特性を比較して加工組織を調べ、Mg-In 系合金の室温圧延特性および難燃性を評価することを目的とした。

### 3. 研究の方法

純度 99.9%の Mg, In および Al を用いて合金組成が Mg<sub>100-A</sub>In<sub>A</sub> ( $A = 17\sim 32$  mol%), Mg<sub>100-A-B</sub>Al<sub>B</sub>In<sub>B</sub> ( $A = 3\sim 10$ ,  $B = 13\sim 25$  mol%) の組成となるよう電子天秤を用いて秤量した。るつぼは鉄製のものを用い、電気炉にて炭酸ガス雰囲気下で 973~1073K の温度下で溶解した。In は Mg や Al と比較して密度が高く、るつぼの底に沈殿しやすいため、まず Mg と Al を溶解した後に In を溶解した。均質化のために鉄製の棒で攪拌してから保持した後、溶質原子の偏りを避けるために再度攪拌して大気中で水冷式銅製鋳型(5 t×40 W×110 L mm)に鋳込んで鋳造材を作製した。鋳造材をガラス管に入れ、真空排気後 Ar 置換し 673K で 180ks 保持し、その後、水冷によって熱処理合金を作製した。作製した熱処理合金をダイヤモンドカッターで 4 t×5 W×10 L mm に切りだして室温(300K)にて圧延を行った。圧延機(大東製作所 DBR100A)により 1 パスの圧下量 0.05 mm, ロール径  $\phi 100$  mm, ロール周速約 2 m/min として繰り返し圧延を行い目視可能な割れが発生した時点で圧延可能限界(LCR: Limiting Cold-Rolling ratio)とした。硬さはビッカース硬さ試験機(島津製作所 HSV-30)を用いて荷重 4.9N、負荷時間 15s で行った組織観察は走査型電子顕微鏡: SEM (JSM6510A) を用い、元素分析は敷設のエネルギー分散型分光装置: EDS (EX-94330S1L1Q) を用いた。Mg-In 合金については透過型電子顕微鏡: TEM (JEM-2100F) を用いて加速電圧を 200kV として観察を行った。TEM 試料はイオンスライサー: IS (EM09100IS) を用いて電圧を 1.0~6.0 kV まで連続的に変化させて Ar ミリングを行い TEM 観察試料とした。X 線回折分析装置: XRD (BRUKER, D8 ADVANCE) を用いて作製した試料の生成相を同定した。Cu 管球を用いて加速電圧 40kV および電流 40mA にて測定した。難燃性付与のための添加元素は Ca または Y とし、1~3mol% 添加した合金を作製した。ガスバーナーを用いて直接加熱をすることで評価を行った。加熱は試料の発火を確認するまで行い、60s 加熱しても確認されない場合は発火無しとした。この試験方法は「JIS H 0544 マグネシウム合金の燃焼試験方法」を参考とした。加熱による試料および溶落物の燃焼の有無や加熱開始から発火するまでの時間、溶落物の燃焼時間および加熱終了後の燃焼時間の計測を行った。燃焼試験後の試料について SEM 観察を行った。

#### 4. 研究成果

##### (1) Mg-In 合金の作製と組織観察および室温圧延特性

Mg と比較して In は密度が高いことから、溶解時の攪拌に気を付けて合金を作製したのちに熱処理を施して組織観察を行った。Mg<sub>83</sub>In<sub>17</sub> 熱処理合金では Mg<sub>0.1</sub>In<sub>0.9</sub> 相は認められず、X線回折 (XRD) パターンからも  $\alpha$ -Mg のみが観察された。c/a 比は In の原子半径が Mg とほぼ同じであることから 1.63 であった。In 濃度の増加とともに Mg<sub>0.1</sub>In<sub>0.9</sub> 相は増加し、SEM 観察結果 (BE 像) から見積もった Mg<sub>0.1</sub>In<sub>0.9</sub> 相の面積率は Mg<sub>81</sub>In<sub>19</sub> 熱処理合金で 45%、また Mg<sub>74</sub>In<sub>26</sub> 熱処理合金で 100% の単相となった。これら熱処理合金について、室温で圧延を行った結果、いずれの合金においても室温で圧延が可能で、Mg<sub>0.1</sub>In<sub>0.9</sub> 相の面積率の増加に伴い圧延可能限界は高くなり、Mg<sub>83</sub>In<sub>17</sub> 熱処理合金では 30%、Mg<sub>81</sub>In<sub>19</sub> および Mg<sub>74</sub>In<sub>26</sub> 熱処理合金ではそれぞれ 55% と 80% であり、Mg<sub>0.1</sub>In<sub>0.9</sub> 相の面積率増加に伴い圧延特性が向上した。圧延後は Mg<sub>0.1</sub>In<sub>0.9</sub> 相を有する Mg<sub>81</sub>In<sub>19</sub> および Mg<sub>74</sub>In<sub>26</sub> 熱処理合金でそれぞれ加工硬化が認められ、Mg<sub>74</sub>In<sub>26</sub> 熱処理合金では 54HV から圧延後に 140HV まで硬化した。圧延後の BE 像からは Mg<sub>0.1</sub>In<sub>0.9</sub> 相単相組織であるにもかかわらず、1  $\mu$ m 以下の微細なコントラストが観察されたため、TEM 観察により確認した。

図 1 に (a) Mg<sub>74</sub>In<sub>26</sub> 圧延材 (総圧下率: 80%) の TEM 像を示す。右図に領域 A と B から得られた電子線回折図形 (ED パターン) を合わせて示す。TEM 像からは 0.5~2  $\mu$ m 程度の結晶粒からなる領域と 0.1~0.2  $\mu$ m 程度の比較的結晶粒の小さい領域からなる 2 つの領域があることがわかる。ED パターンから領域 A は Mg<sub>0.1</sub>In<sub>0.9</sub> 相であること、また領域 B は Mg<sub>5</sub>In<sub>2</sub> 相であることが明らかとなった。このことから、圧延後の BE 像で確認された細かいコントラストの濃淡が生じた原因は室温での圧延による微細な Mg<sub>5</sub>In<sub>2</sub> 相の析出によるものと考えられる。Mg-In 平衡状態図からは Mg<sub>5</sub>In<sub>2</sub> 相は室温での安定相であるため、圧延による加工発熱により Mg<sub>0.1</sub>In<sub>0.9</sub> 相より Mg<sub>5</sub>In<sub>2</sub> 相を析出したと考えられる。

図 1 (b) に (a) とは別の領域で観察した Mg<sub>0.1</sub>In<sub>0.9</sub> 相の TEM 像を示す。Mg<sub>0.1</sub>In<sub>0.9</sub> 相は 80% の圧延を施しているにも関わらず、0.5~2  $\mu$ m の等軸粒を有しており、また粒内に加工による高密度な転位組織は観察されず、(c) の Mg<sub>0.1</sub>In<sub>0.9</sub> 相の高分解能 (HR) TEM 像や図中に示す FFT (Fast Fourier transformation) 像からも高密度の積層欠陥の導入は観察されなかった。さらに (d) の TEM 像からは、Mg<sub>0.1</sub>In<sub>0.9</sub> 相の結晶粒間に 200~300 nm 厚さの化合物相がセル状析出している様子も観察された。これらの組織はひずみの回復および時効組織であり、圧延による加工組織とは考えにくいことから、圧延での加工発熱により Mg<sub>0.1</sub>In<sub>0.9</sub> 相の再結晶化や粒界反応型析出が生じたと考えられる。組織観察の結果から、Mg-In 熱処理合金の圧延後の硬さの増加は加工硬化よりも、主に再結晶化による結晶粒の微細化や微細な Mg<sub>5</sub>In<sub>2</sub> 相の析出に起因すると考えられる。

以上の結果から Mg-In 二元合金において In 濃度の増加による Mg<sub>0.1</sub>In<sub>0.9</sub> 相の生成は室温圧延特性の向上に寄与し、Mg<sub>74</sub>In<sub>26</sub> 合金 (単相合金) では総圧下率 80% まで圧延が可能であった。また、圧延後は圧延による加工発熱により平衡相への相変化を生じることが明らかとなった。

##### (2) Mg-In-Al 合金の作製と組織観察および室温圧延特性

図 2 に (a) Mg<sub>87</sub>Al<sub>4</sub>In<sub>16</sub>、(b) Mg<sub>77</sub>Al<sub>3</sub>In<sub>20</sub> および (c) Mg<sub>65</sub>Al<sub>10</sub>In<sub>25</sub> 熱処理合金の BE 像と XRD パターンをそれぞれ示す。(a) では暗い灰色および明るい灰色のコントラストで示される  $\alpha$ -Mg 相と Mg<sub>0.1</sub>In<sub>0.9</sub> 相の 2 相であり、BE 像から見積もった Mg<sub>0.1</sub>In<sub>0.9</sub> 相の面積率は 52% であった。XRD パターンからも BE 像と同様に  $\alpha$ -Mg 相と Mg<sub>0.1</sub>In<sub>0.9</sub> 相の 2 相であることがわかった。

注目すべきは、この合金組成で Mg<sub>0.1</sub>In<sub>0.9</sub> 相が生成したことである。状態図からは 673K では In が 19% 以上の組成で Mg<sub>0.1</sub>In<sub>0.9</sub> 相が生成する。XRD パターンより格子定数を調べた結果、a=0.449nm であり、Mg-In 合金に生成する Mg<sub>0.1</sub>In<sub>0.9</sub> 相の a=0.451 nm と比較するとわずかに小さく、Al の原子半径が 0.143 nm と Mg や In と比較して小さいことから Mg<sub>0.1</sub>In<sub>0.9</sub> 相に Al が固溶していると考

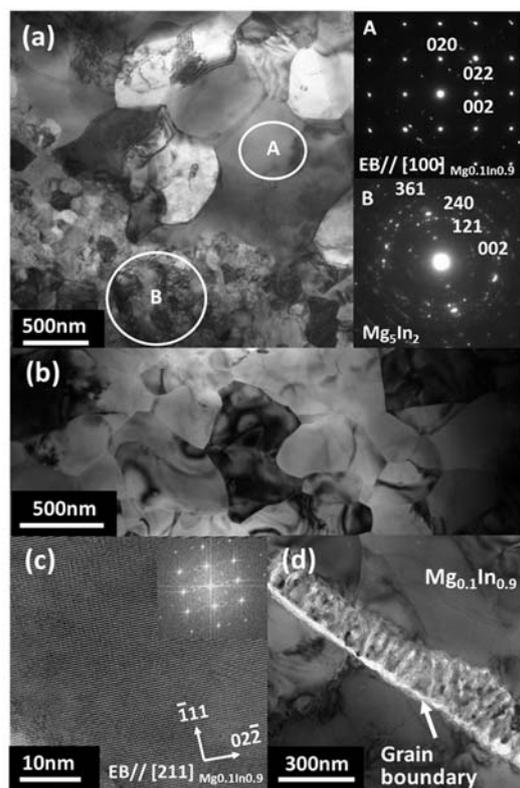


図 1 (a) Mg<sub>74</sub>In<sub>26</sub> 圧延合金の TEM 像 (LCR: 80%)。領域 A と領域 B から得られた電子回折パターンを右図に示す。(b) (a) 以外の領域で観察された Mg<sub>0.1</sub>In<sub>0.9</sub> 相の TEM 像。(c) Mg<sub>0.1</sub>In<sub>0.9</sub> 相の HRTEM 像。(d) Mg<sub>0.1</sub>In<sub>0.9</sub> 粒間の粒界の TEM 像。

図は軽金属学会より転載許可されている<sup>①</sup>。

えられる。EDS 分析による結果からも、 $Mg_{0.1}In_{0.9}$  相が Al を 4.4% 含んでいる。以上の結果から、In を Al で置換することで、 $Mg_{0.1}In_{0.9}$  相の生成領域がより低 In 側に移動すると言える。圧延後の硬さは 116HV であり圧延前の 55HV と比較して増加した。(b) はさらに In 濃度を増加させた合金であり、BE 像からは明るい灰色のコントラストのみ観察された。XRD パターンからは、 $Mg_{0.1}In_{0.9}$  相の回折パターンが観察され、単相組織であることがわかった。また、EDS 分析による結果からも (a) の合金と同様に Al を 3.2% 含んでいることもわかる。圧延後の硬さは 135HV であり圧延前の 50HV と比較して増加した。(c) はさらに Al と In 濃度を増加させた合金であり、BE 像からは明るい灰色のコントラストと 1~7 $\mu m$  程度の黒いコントラストで示される粒状の析出相が観察された。XRD パターンからは、 $Mg_{0.1}In_{0.9}$  相と  $Mg_{17}Al_{12}$  相の回折パターンが観察された。また、BE 像から観察された析出相の濃度は Mg-56%Al であり、 $Mg_{17}Al_{12}$  相の生成について XRD の結果を裏付ける結果である。圧延後の硬さは 155HV であり圧延前の 91HV と比較して増加した。また、 $Mg_{0.1}In_{0.9}$  相については Al を 4.7% 含んでおり、Mg-Al-In 合金に生成する  $Mg_{0.1}In_{0.9}$  相は Al を固溶することが明らかとなった。 $Mg_{0.1}In_{0.9}$  相に対する Al の固溶限は EDS 分析結果から 5% 程度と見積もられる。背景で述べた Mg-In 合金への Al の添加は密度低下の観点からも適している。

表 1 に Mg-In および Mg-Al-In 熱処理合金の圧延特性と組織の関係をまとめた結果を示す。いずれの合金においても  $Mg_{0.1}In_{0.9}$  相の面積率増加により LCR は増加する。このことは Mg-In 系合金において室温圧延特性の優れた合金を作製するために In 量の増加による密度の増加が不可欠であることを意味する。一方、Mg-In 合金の In への Al の置換は、 $Mg_{0.1}In_{0.9}$  相が Al を 5% 程度固溶することから低密度化に効果的で、 $Mg_{77}Al_3In_{20}$  合金 ( $Mg_{0.1}In_{0.9}$  相の単相) の密度は  $Mg_{74}In_{26}$  合金と比較して低く 3.0g/cm<sup>3</sup> 以下である。Al の添加量の増加により Mg-Al 化合物相を生成するが、 $Mg_{80}Al_4In_{16}$  合金の密度は 2.76g/cm<sup>3</sup> であり、Al と同程度で LCR は 65% を示す。さらに  $Mg_{80}Al_7In_{13}$  合金の密度は 2.60g/cm<sup>3</sup> で Al より低く LCR は 49% を示す。いずれの合金も圧延後の硬さは増加するがその組織的な理由は異なる。硬さの増加は、Mg-In 合金では圧延による加工発熱に起因した再結晶化による微細粒硬化と室温安定相 (化合物相) の析出に起因するが、Mg-Al-In 合金では Al 添加による  $Mg_{0.1}In_{0.9}$  相の室温での安定化に起因した加工硬化によると考えられる。以上の結果から、Mg-In 合金において Al の添加は  $Mg_{0.1}In_{0.9}$  相が Al を固溶すること、室温での相安定化に寄与することから室温での易加工性と低密度化を重視した合金開発においては効果的であると考えられる。

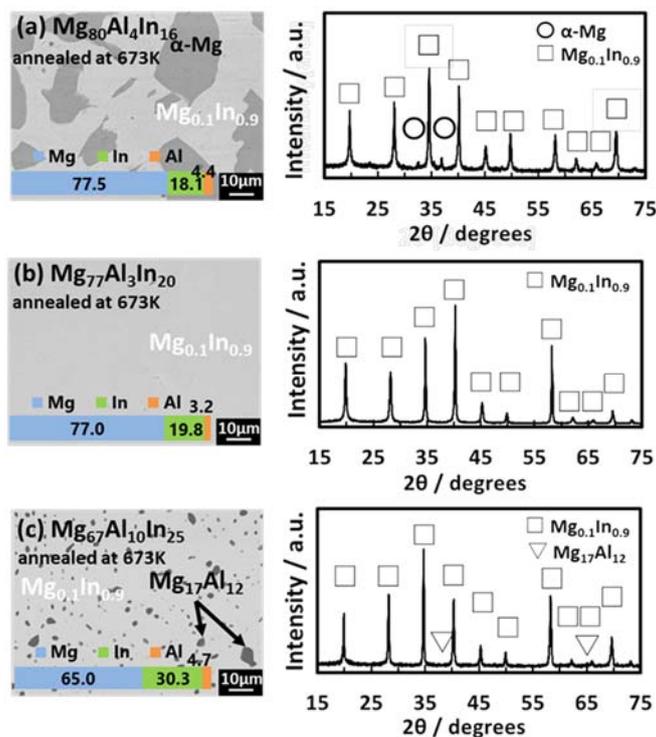


図 2 (a)  $Mg_{80}Al_4In_{16}$  熱処理合金、(b)  $Mg_{77}Al_3In_{20}$  熱処理合金、(c)  $Mg_{67}Al_{10}In_{25}$  熱処理合金の BE 像と XRD パターン。熱処理条件は 673K で 180ks である。各合金の  $Mg_{0.1}In_{0.9}$  相から得られた EDS 結果を、それぞれの図内に棒グラフとして示す。図は軽金属学会より転載許可されている<sup>①</sup>。

表 1 Mg-In 二元合金および Mg-Al-In 三元合金の密度、構成相、 $Mg_{0.1}In_{0.9}$  相の面積率および室温圧延特性  
表は軽金属学会より転載許可されている<sup>①</sup>。

Alloy systems	Composition [at.%]	Density [g/cm <sup>3</sup> ]	Phases	AF of $Mg_{0.1}In_{0.9}$ phase [%]	LCR [%]
Mg-In	$Mg_{83}In_{17}$	2.78	$\alpha$ -Mg	0	30
	$Mg_{81}In_{19}$	2.90	$\alpha$ -Mg $Mg_{0.1}In_{0.9}$	45	55
	$Mg_{74}In_{26}$	3.31	$Mg_{0.1}In_{0.9}$	100	80
Mg-Al-In	$Mg_{80}Al_7In_{13}$	2.60	$\alpha$ -Mg $Mg_{0.1}In_{0.9}$ $Mg_{17}Al_{12}$	42	49
	$Mg_{80}Al_4In_{16}$	2.76	$\alpha$ -Mg $Mg_{0.1}In_{0.9}$	52	65
	$Mg_{77}Al_3In_{20}$	2.99	$Mg_{0.1}In_{0.9}$	100	80
	$Mg_{65}Al_{10}In_{25}$	3.37	$Mg_{0.1}In_{0.9}$ $Mg_{17}Al_{12}$	90	65

## (2) Mg-In-Al 系合金の難燃性の評価

自動車や鉄道、航空機などの輸送機器の構造部材の素材は鉄鋼から Al などの軽量材料への置き換えが進んでいるが、Mg は Al よりもさらに密度が小さく、Mg 合金の輸送機器へ用いることができれば消費エネルギーを大きく節約することができる。しかし Mg は発火しやすいという課題がある。そこで本研究で作製した合金について加工性を維持できる組成範囲で Ca や Y を添加して難燃性の付与を試みた。図 3(a)、(b)、および(c)に燃焼試験の前後についての実験写真を示す。Mg<sub>75</sub>In<sub>20</sub>Al<sub>5</sub>合金は、加熱して溶解した試料が落下した後に試料が発火して試料の大部分が酸化するまで燃焼が続き難燃性を示さなかった。

一方、Ca を添加した Mg<sub>74</sub>In<sub>20</sub>Al<sub>5</sub>Ca<sub>1</sub>合金は加熱開始から溶解した試料が落下するまで発火せず難燃性を示した。973Kにて大気酸化試験を行った後に SEM 観察及び元素分析した結果を (d)、(e)および(f)に示す。これらの組織観察結果から、燃焼後の合金表面には、CaO が生成していることが明らかとなり、これが合金内部の溶湯の酸化を抑制したためと考えられる。Mg-In-Al-Y 合金も同様の試験を行った結果、燃焼試験後に発火せず、さらに合金表面には Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> が確認されたことから、難燃性があると言える。Mg<sub>74</sub>In<sub>20</sub>Al<sub>5</sub>Ca<sub>1</sub>合金は Mg<sub>0.1</sub>In<sub>0.9</sub>相を主相とし、密度が 3.0g/cm<sup>3</sup>と低く加工性と難燃性を兼ね備えた合金であることがわかった。

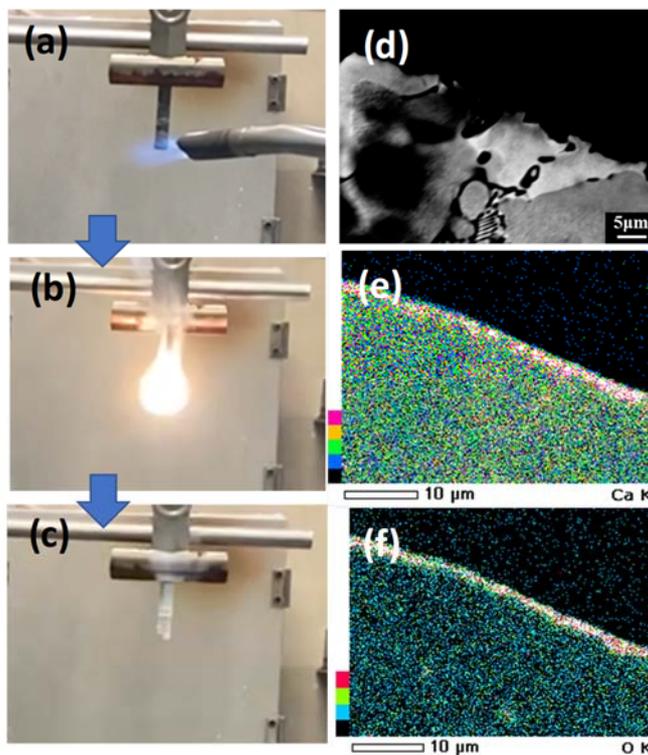


図 3 Mg-In-Al-Ca 合金の燃焼試験における (a) 燃焼開始、(b) 燃焼中、(c) 燃焼後の実験写真。Mg<sub>74</sub>In<sub>20</sub>Al<sub>5</sub>Ca<sub>1</sub>合金における大気酸化試験(973K)後の(d)SEM像、(e)カルシウム(Ca)の元素マップ、(f)酸素(O)の元素マップ。

## 引用文献

- ① 永田 涼太、戸村 好貴、糸井 貴臣、Mg-In 系合金の組織と室温圧延特性、軽金属、73 巻、4 号、2023、152-157

5. 主な発表論文等

〔雑誌論文〕 計1件（うち査読付論文 1件 / うち国際共著 0件 / うちオープンアクセス 1件）

1. 著者名 永田涼太、戸村好貴、糸井貴臣	4. 巻 73
2. 論文標題 Mg-In系合金の組織と室温圧延特性	5. 発行年 2023年
3. 雑誌名 軽金属	6. 最初と最後の頁 152-157
掲載論文のDOI（デジタルオブジェクト識別子） 10.2464/jilm.73.152	査読の有無 有
オープンアクセス オープンアクセスとしている（また、その予定である）	国際共著 -

〔学会発表〕 計4件（うち招待講演 0件 / うち国際学会 0件）

1. 発表者名 糸井貴臣、河田悠一
2. 発表標題 面心立方構造を有するMg-In合金の作製
3. 学会等名 第72回塑性加工連合講演会
4. 発表年 2021年

1. 発表者名 河田悠一、戸村好貴、疋田達哉、糸井貴臣
2. 発表標題 Mg-In合金の作製と組織観察
3. 学会等名 軽金属学会第139回秋期講演大会
4. 発表年 2020年

1. 発表者名 永田涼太、戸村好貴、糸井貴臣
2. 発表標題 Mg-In系合金の室温圧延特性とその組織変化
3. 学会等名 第172回金属学会春期講演大会
4. 発表年 2023年

1. 発表者名 永田涼太、戸村好貴、疋田達哉、糸井貴臣
2. 発表標題 Mg-In系合金の組織観察と室温加工特性
3. 学会等名 第144回軽金属学会春期講演大会
4. 発表年 2023年

〔図書〕 計0件

〔産業財産権〕

〔その他〕

-

6. 研究組織		
氏名 (ローマ字氏名) (研究者番号)	所属研究機関・部局・職 (機関番号)	備考

7. 科研費を使用して開催した国際研究集会

〔国際研究集会〕 計0件

8. 本研究に関連して実施した国際共同研究の実施状況

共同研究相手国	相手方研究機関
---------	---------