マグネシウムとアルミニウムの異種材拡散接合

平石　誠*　石川　淳*　田宮　宏一*

A Study on Welding between Aluminum and Magnesium

HIRAISHI Makoto*, ISHIKAWA Atsushi* and TAMIYA Kouichi*

抄　　録

アルミニウム（A1020）とマグネシウム合金（AZ31B）の拡散接合において、各種中間材が接合強さや接合部の組織に及ぼす影響を明らかにすることを目的とし、接合部の化学組成と接合強さの関係について調べた。中間材には Ag、Zn、In および Sn を用いた。

共晶温度付近の接合温度において接合できたのは Ag と Zn を用いた場合のみであった。Zn を用いた場合には接合界面で共晶反応が生ずる温度で高い接合強さが得られ、中間材を用いなかった場合に対して 2.5 倍であった。中間材を用いなかった場合、破断部近傍は初晶 Mg と金属間化合物 $Mg_{17}Al_{12}$ の擬共晶組成であった。Zn 中間材を用いることにより $Mg_{17}Al_{12}$ の生成が抑制され、接合強さが向上することが示された。

１．緒言

マグネシウム合金は、チクソモールディングやプレス加工 [1]などの成形技術の進歩や表面処理技術の開発 [1]に伴って、製品への適用範囲を広げている軽金属材料である。一方で、同じ軽金属としてマグネシウムともしばしば比較される材料にアルミニウムがある。アルミニウムおよびその合金は、材種が豊富であり、表面処理技術や加工技術において多くの実績があること、高い熱伝導率あるいは電気伝導率を活かした機能材料として用いられることなど、依然、工業材料として利用価値の高い材料である。マグネシウム合金とアルミニウムあるいはその合金を組み合わせることにより、より高機能、高能率の製品を構成できると考えられる。本研究では、これらの材料を拡散接合するにあたり、各種中間材が接合強さや接合部の組織に及ぼす影響を明らかにすることを目的とした。

２．実験方法

２．１　供試材

アルミニウムには純アルミニウム（A1020）（以下、A1020 と記す）を、マグネシウム合金には AZ31B（以下、AZ31B と記す）を用いた。接合試験片の形状は、図１のように、直径 17 mm、高さ 18 mm の円柱であり、その端面を接合面とした。接合面を＃1000 エメリー紙により研磨した後、アセトン中で超音波洗浄し、接合に供した。

中間材には Ag、Zn、In および Sn を用いた。いずれも純度は 99.95%以上、厚さは 50μm である。一辺が 20 mm の正方形に切り出したものを接合界面に挿入して用いた。

２．２　接合方法

接合に用いた装置は、真空加熱炉付材料試験機である。図２には加熱炉内に試験片を取り付けた様子を示す。同図において試験片の上下にあるのが試験片に圧力を加えるための圧縮ジグであり、カーボンで作製した。上部ジグには接合温度を測定、制御するためにφ3.2 mm の K 熱電対を取り付けた。その位置は上部圧縮ジグの下端から 7.5 mm であり、熱電対の先端がジグの直径の中心に位置するようにした。

油拡散ポンプによりチャンバー内を真空に引き、圧力が 1×10^{-4} Pa になった後、加熱を開始した。

*下越技術支援センター

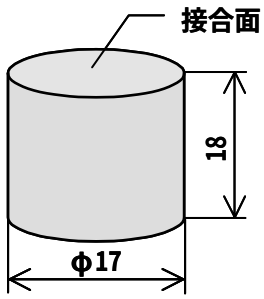

図１　試験片形状

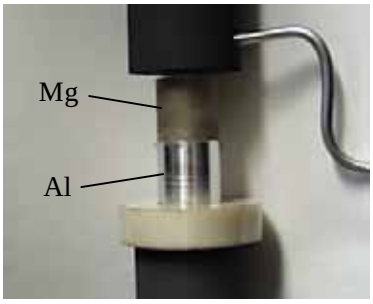

図２　試験片をチャンバー内に取り付けた状態

表１　接合条件

加圧力	0.5 MPa						
接合時間	1800 sec						
接合温度	中間材	共晶または包晶温度	接合温度（℃）				
	なし	共晶：437℃	360	380	400	420	
	Ag	Mg との共晶：471℃	420	440			
	Zn	Mg との共晶：340℃	280	300	320	340	360
	In	Mg との包晶：160℃	150	175	200	250	300
	Sn	Mg との共晶：200℃	180	220	240	260	

0.33℃/sec の昇温速度で加熱し、温度が設定値（以下、接合温度とする）に到達すると同時に試験片に圧縮力（以下、加圧力とする）を負荷した。この時点で試験機は位置制御から荷重制御に切り替わり、試験片の熱膨張や高温変形に関わりなく一定の加圧力が試験片に負荷される。接合温度で一定時間（以下、接合時間とする）保持した後、加圧力を除荷した。さらにチャンバー内に高純度アルゴンガスを導入し、試験片をガス冷却した。接合条件を表１に示す。接合温度は Al または Mg と中間材との共晶温度または包晶温度を基準に設定した。

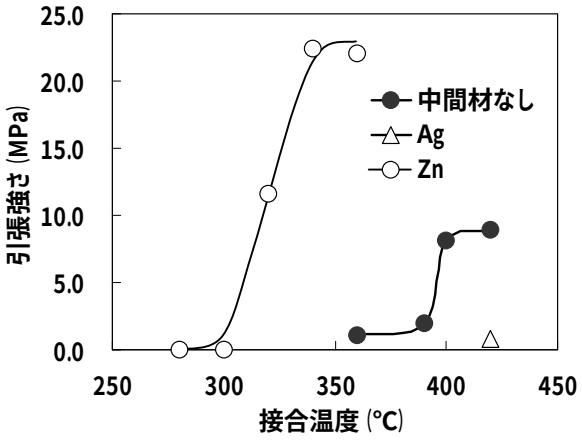

図３　接合強さと温度の関係

２．３　接合部の評価

得られた接合体を引張試験に供し、接合強さを測定した。また、接合部の断面について金属顕微鏡による組織観察および EDS による元素分析を行った。

３．実験結果

接合実験の結果、接合ができたのは中間材を用いなかった場合と中間材に Ag または Zn を用いた場合のみであった。Sn や In を用いた場合、中間材は AZ31B 側には付着していたが A1020 とはまったく接合されなかった。また、Ag を用いた場合、接合温度が 440℃以上では試験片が融解し接合体が得られなかった。

引張試験の結果を図３に示す。中間材を用いなかった場合は 400℃以上で、Zn を用いた場合は 340℃以上で急激に接合強さが増加した。これらの接合温度では接合部の周囲に金属融液がぬれ広がった様子が認められたことから、接合界面では

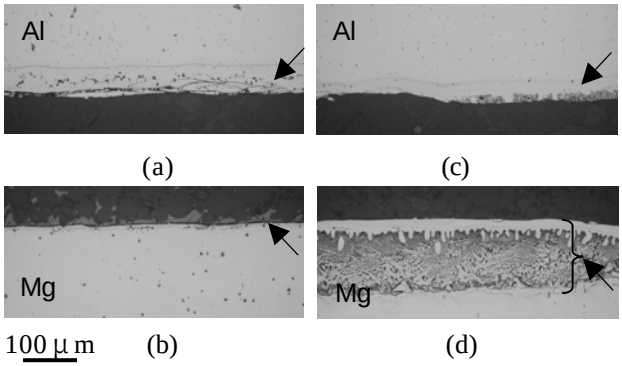

図４　破断後の接合部の断面

(a)、(b)は中間材なし、接合温度：400℃
(c)、(d)は Zn 中間材を使用、接合温度：340℃

共晶反応が生じたものと思われる。また、Zn を用いることによって、中間材を用いなかった場合と比較して、接合強さは 2.5 倍に増加した。

４．考察

破断後の接合部の断面を観察した結果を図４(a)～(d)に示す。図４(a)、(b)は中間材を用いなかった場合のもので、接合温度は 400℃である。接合中に生じたと思われる拡散層（図中に矢印で示す）の厚さは概ね 60μm であり、その痕跡は Mg 側と A1020 側のいずれにも認められるが、AZ31B 側の方が薄いことから、破断は AZ31B 母材と拡散層の境界付近で生じたことがわかる。また、加藤らによる摩擦圧接 [2]に比べて引張強さが低い。これは拡散層が厚いことによるものと考えられる。

一方、中間材に Zn を用いた場合の接合部の様子を図４(c)、(d)に示す。接合温度は 340℃である。中間材を用いなかった場合と比較すると拡散層の厚さは約 180μm と厚くなり、また、破断は A1020 母材と拡散層の境界付近で生じた。

Zn 中間材を使用した場合と使用しない場合で破断位置が異なる原因を探るために、図４と同様の断面について EDS を用いて元素分布を調べた。

結果を図５(a)、(b)に示す。図の左端が破断面に位置しており、直線 L-L'上の Al、Mg、Zn 各元素の分布を調べた。図５(a)は中間材を用いなかった場合で、破断後の A1020 側の接合部である。拡散層中の Al 濃度が破断部において急激に低下していることがわかる。図中に示した破断部近傍の

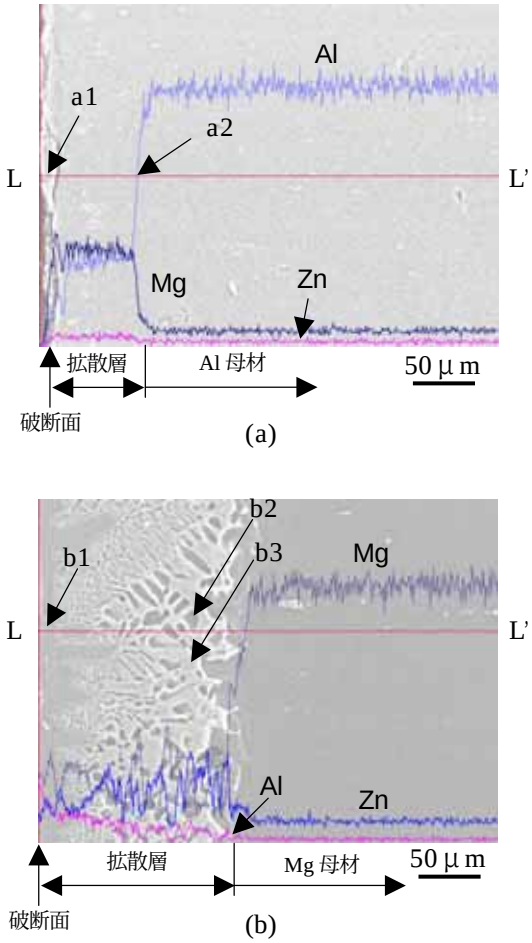

図５　接合部の元素分布

(a)は中間材なし、接合温度：400℃
(b)は Zn 中間材を使用、接合温度：340℃

a1 点および拡散層と母材の境界 a2 点について定量分析を行った結果、a1 点では 66 Mg-32 Al-2 Zn (mass %、以下同様)、a2 点では 43 Mg-57 Al であった。後述のように a1 点は Al-Mg 二元系状態図における共晶組成にほぼ等しい。

図５(b)は Zn 中間材を用いた場合の AZ31B 側の接合部である。中間材を用いなかった場合に破断が生じた AZ31B 母材と拡散層の境界付近では Mg と Zn が多く分布し、Al は少ない。A1020 に近づくに従い Al は増加し、Zn は減少した。定量分析の結果、破断部近傍の b1 点では 44 Mg-32 Al-24 Zn であった。また、拡散層内には網目状の組織が認められる。網目内部の灰色部（b2 点）の組成は 83 Mg-3 Al-14 Zn、白色部（b3 点）では 27 Mg-11 Al-62 Zn であった。

以上の定量分析の結果を Mg-Al-Zn 三元系状態図 [3]上にプロットしたのが図６であり、各点の構成相は以下のように読み取られる。なお、状態図上の位置から質量比の高い順に記した。

a1: $Mg_{17}Al_{12}$ + $Mg_{32}(AlZn)_{49}$ + Mg

a2: Mg_2Al_3 + $Mg_{17}Al_{12}$

b1: $Mg_{32}(AlZn)_{49}$ 単相

または、$Mg_{32}(AlZn)_{49}$ + $Mg_{17}Al_{12}$

b2: Mg + $Mg_{32}(AlZn)_{49}$ + MgZn

b3: $MgZn_2$ + Mg_2Zn_{11} + Al

a1、b2、b3 の各点はいずれも拡散層と AZ31B 母材の境界部であるが、b2 および b3 すなわち Zn 中間材を用いた場合には Al の濃度が低く、含まれる金属間化合物は $MgZn_2$ や Mg_2Zn_{11} が主であると考えられる。接合強さで比較すると、a1 部は 9 MPa（破断強さ）程度であるのに対し、b2 部、b3 部の双方またはそのいずれかは 22 MPa 以上を示すはずである（図３参照）。このことから、Mg-Al 間の化合物 $Mg_{17}Al_{12}$ に比べ、Mg-Zn 間の化合物は高い引張強さを持っていることが推測される。

Al 濃度が比較的高い a1、a2、b1 部について同様に接合強さを比較すると、a1 と a2 では、同一の拡散層において a1 部で選択的に破断が生じることから、a2 部の方が高い強度を有するものと思われる。また、a1 と b1 はいずれも破断部であり、Zn 中間材を用いた b1 の方が高い強度を持つ（図３参照）。一方、図 6 のように、a2 部と b1 部では a1 部に比べて $Mg_{17}Al_{12}$ の含有量が少ない。このことは、アルミニウムとマグネシウムの接合において高い接合強さを得られない原因として金属間化合物 $Mg_{17}Al_{12}$ の生成が関与していること、そして逆に、接合強さの向上には Zn 中間材を用いることにより Al と Mg が直接拡散するのを抑え、かつ安定な化合物の形成により $Mg_{17}Al_{12}$ の生成を抑制することが効果的であることを示唆している。

５．結言

アルミニウム（A1020）とマグネシウム合金（AZ31B）の拡散接合において中間材が接合強さや接合部の組織に及ぼす影響を調べた。結果は次のとおりである。

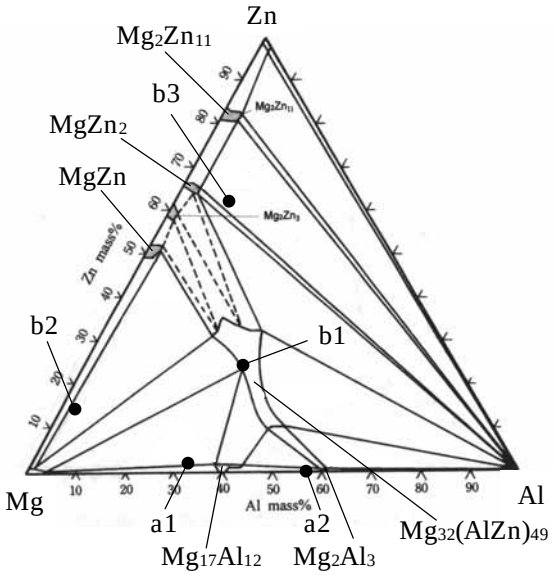

図６　拡散層の構成相

a1、a2 は中間材なし、接合温度：400℃
b1～b3 は Zn 中間材を使用、接合温度:340℃

(1) 中間材に Ag と Zn を用いた場合、Mg との共晶温度付近で接合が可能であった。

(2) 中間材を用いなかった場合と Zn を用いた場合には接合界面で共晶反応が生ずる温度条件で接合強さが高くなった。

(3) Zn 中間材を用いた場合、用いなかった場合と比較して接合強さは 2.5 倍に増加した。

(4) 中間材を用いなかった場合、破断部近傍の化学組成は初晶 Mg と金属間化合物 $Mg_{17}Al_{12}$ の擬共晶組成に相当した。

(5) Zn 中間材を用いることにより $Mg_{17}Al_{12}$ の生成が抑制され、接合強さが向上することが示唆された。

参考文献

1) 田辺寛ら, “マグネシウム合金による複雑形状部品の鍛造・プレス加工技術の確立と用途開発”, 新潟県工業技術総合研究所 工業技術研究報告書, 32, 2003, 15-21.

2) 加藤数良ら, “AZ31 マグネシウム合金と 1050 アルミニウムの摩擦ア圧接継手の機械的性質”, 軽金属, 45, 5, 1995, 255-260.

3) 日本マグネシウム協会編, マグネシウム技術便覧, カロス出版, 2000, 89.