

# アルミニウム合金/マグネシウム合金の爆着クラッド材の 温間圧延加工による特性改善

名古屋工業大学 大学院工学研究科  
助教 成田 麻未

(2021年度 奨励研究助成 (若手研究者枠) AF-2021030-C2)

キーワード：爆発圧着法，異種金属接合，温間圧延，アルミニウム合金，マグネシウム合金

## 1. 研究の目的と背景

輸送機器の更なる高速性能向上のため、軽量かつ高強度な材料の適用が求められている。また、現在輸送機器の軽量材料としてアルミニウム合金が広く用いられているが、飛躍的な軽量化を達成する手法として、マグネシウム合金や炭素繊維強化プラスチック (CFRP) などの新規軽量素材を適材適所に使う「マルチマテリアル化」が注目されている。マグネシウム合金は、車体重量を抜本的に軽量化する新規軽量材料として期待される一方で、成形性や耐食性が低いことが課題となっている。そこで、マグネシウム合金と並んで高い比強度・比剛性を有するアルミニウム合金との組合せにより部材を作製し、適材適所に取り入れていくことが有効と考えられ、それには信頼性の高い異材接合技術の確立が不可欠である。

マグネシウム合金とアルミニウム合金の接合において、溶融溶接では、図1の状態図に見られるような脆性的な金属間化合物 (Intermetallic compound: IMC) 相が接合界面に厚く形成し、溶接継手強度を低下させる<sup>1)</sup>。これを解決するため、本研究では両合金の接合に爆発圧着 (爆着) 法<sup>2, 3)</sup>を適用する。爆着法は固相接合の一種であり、爆薬が爆発する際に放出されるエネルギーを利用し、異種金属板を瞬時に圧着する手法である。爆着法では接合速度が高速であり、爆発熱が材料に伝わる時間的な余裕がないために接合界面に中間層が形成しにくいことが大きな特徴である。また、その爆着材の接合界面には一般に数百  $\mu\text{m}$  スケールの波状界面が形成されるため、アンカー効果によりさらに強度が高まることも期待できる。

マグネシウム合金とアルミニウム合金の爆発圧着については、特定の汎用合金を対象として、爆着圧接後の接合界面の組織や機械的特性が報告されている程度であり<sup>4~6)</sup>、不明点が多い。また、爆着材の実用化においては、熱間成形が必要となることが予想されるが、爆着材に対する2次加工を検討した報告例<sup>7)</sup>はあるものの、検討対象が特定の合金であることや、要求性能評価としては検討内容が不十分であること等から、検討事例がかなり限定されており、特性向上メカニズム等について十分に明らかにされているとは言い難い。

そこで本研究では、マグネシウム合金の板厚を変化させたアルミニウム合金/マグネシウム合金爆着材に対して温間圧延を施し、その接合界面組織を詳細に解析するとともに

に、温間圧延時の温度条件が接合界面組織や機械的性質に及ぼす影響について明らかにすることを目的とした。

## 2. 実験方法

供試材はAZ31マグネシウム合金とA6005Cアルミニウム合金の押出材とし、アルミニウム合金の板厚を3mm、マグネシウム合金の板厚を3mm、5mmおよび8mmの三通りに変化させたマグネシウム合金/アルミニウム合金爆着材を用意した。合金組成を表1に示す。よって、圧延前の爆着材の板厚は6mm、8mmおよび11mmの三通りであり、それぞれを爆着材A、BおよびCとする。各爆着材について、試料温度および圧延ローラーの温度を300℃、圧延速度を10m/minとして、板厚3mmまで圧延を行った。圧延プロセスの模式図を図1に示す。爆着材Cについては、試料温度および圧延ローラーの温度を270℃または250℃とした際の影響についても評価した。接合界面組織を走査型透過電子顕微鏡 (STEM) にて観察し、圧延材の機械的性質を引張試験にて評価した。

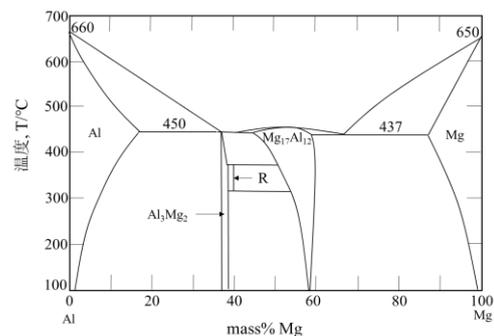


図1 Mg-Al 二元系状態図

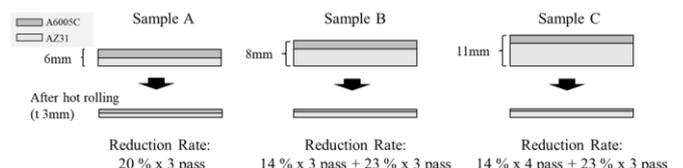


図2 圧延プロセスの概要

表1 爆着に用いた試料の合金成分 (mass %)

	Mg	Al	Zn	Si	Mn	Cu	Fe	Ni
AZ31	Bal.	3.0	0.9	0.02	0.3	0.002	0.004	<0.002
A6005C	0.6	Bal.	0.00	0.6	0.01	-	0.1	-

### 3. 実験結果

#### 3・1 接合界面のミクロ組織

表2に爆着材A, BおよびCの光学顕微鏡による接合界面の観察結果を示す. いずれも爆着材特有の波状界面が形成されており, 爆着材BおよびCでは界面付近に空隙が見られた. これは, マグネシウム合金の板厚を大きくしたことで爆着時に加わる衝撃力が変化し, 接合界面に空隙を生じたものと推定された. 圧延後ではいずれも平坦な界面が得られ, 空隙は消滅していた.

#### 3・2 接合界面のTEM組織

Sample A, BおよびCの圧延前における接合界面 TEM組織を図3に示す. 全ての試料で接合界面に中間層の存在が確認できた (図中の赤矢印部分). Sample A, B および Cの圧延後における接合界面 TEM組織を図4に示す. 中間層は圧延前には一層構造であり, 圧延後は二層構造となった. この二層構造のうち, マグネシウム合金側およびアルミニウム合金側の層をそれぞれ layer 1 および layer 2 とする. 線分析および点分析結果より, 圧延前の一層構造の中間層はマグネシウムリッチな  $\gamma$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 相であり, 圧延後の二層構造の中間層は, layer 1 および layer 2 はそれぞれマグネシウムリッチな  $\gamma$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 相およびアルミニウムリッチな  $\beta$ -Al<sub>3</sub>Mg<sub>2</sub> 相であると推定された. 圧延前の Sample C においては特に, 図3 (c), (d)に示すように観察箇所によって中間層の厚みが大きく異なり, その生成状態が不均一であった.

図5に圧延後試料における中間層の厚みをまとめたグラフを示す. 圧延回数が多い Sample C で最も中間層が厚くなり, その中でも layer 2 ( $\beta$ -Al<sub>3</sub>Mg<sub>2</sub> 相) の厚さが爆着材AおよびBと比べて大きくなっていった. これはマグネシウム合金板厚が厚い試料ほど圧延回数が多くなり, 試料が高温に晒される時間が長くなることで影響していると考えられる. また  $\gamma$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 相と比べて  $\beta$ -Al<sub>3</sub>Mg<sub>2</sub> 相の活性化エネルギーが小さく,  $\beta$ -Al<sub>3</sub>Mg<sub>2</sub> 相のほうが成長しやすい<sup>8)</sup> ために, 圧延後試料において  $\beta$ -Al<sub>3</sub>Mg<sub>2</sub> 相の厚さが大きい傾向が得られたと考えられる<sup>9, 10)</sup>. その生成・成長機構については更なる調査を要する.

表2 Sample A の圧延前後(a), (d), Sample B の圧延前後(b), (e)および Sample C の圧延前後(c), (f)の接合界面組織

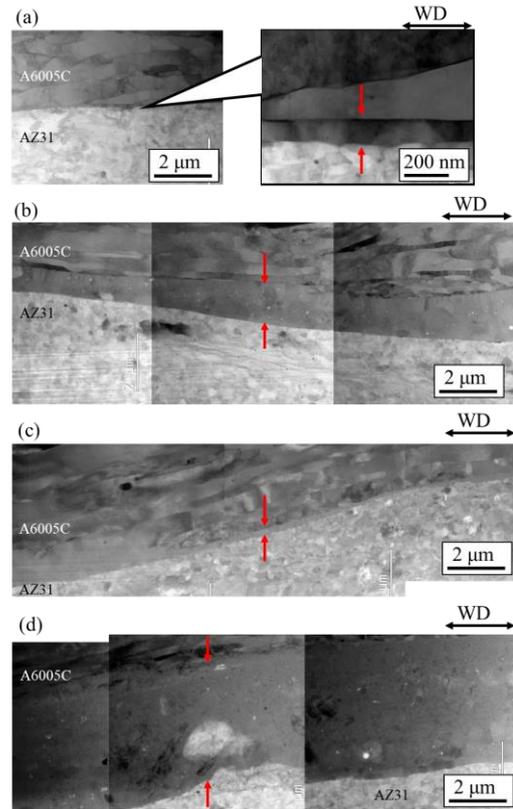
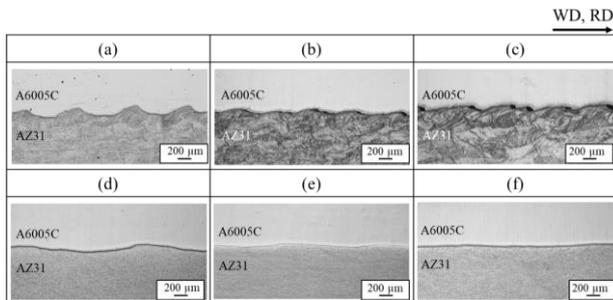


図3 Sample (a) A, (b) B および (c), (d) C における圧延前の接合界面 TEM組織

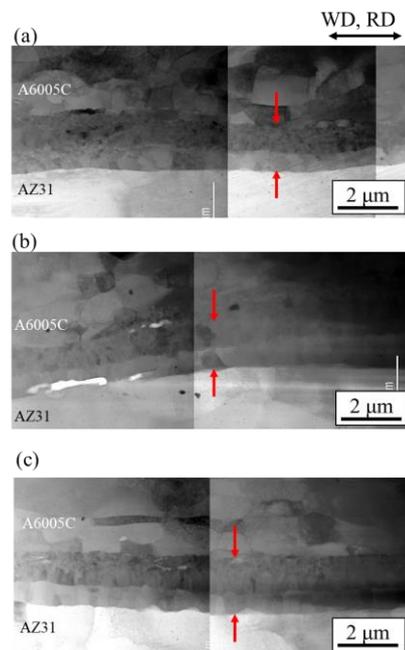


図4 Sample (a) A, (b) B および (c) C における圧延後の接合界面 TEM組織

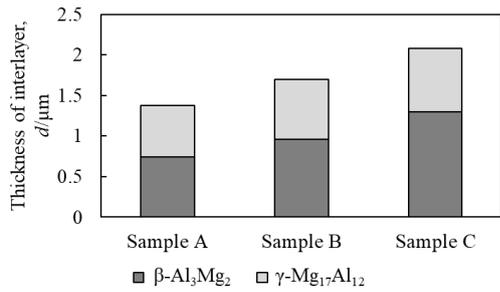


図5 圧延後試料における中間層の厚み

### 3・3 引張試験による機械的特性評価

圧延後試料における引張試験結果を図5に示す。押し出し方向に対して垂直方向に引張試験を行った。引張強度はマグネシウム合金の板厚が大きくなるにつれて高くなり、Sample Cにおいて最も強度が高く、延性も優れていた。図6に破面を観察した結果を示す。いずれの試料においても、アルミニウム合金側およびマグネシウム合金側の双方にて、延性破壊の特徴であるディンプル組織が確認できた。マグネシウム合金では部分的に平滑な破面も見られた。接合界面においては波打つような形状が見られた。破面の形態については、試料間に大きな差異は認められなかった。実際の接合強度評価についてはせん断試験による検討が必要である。

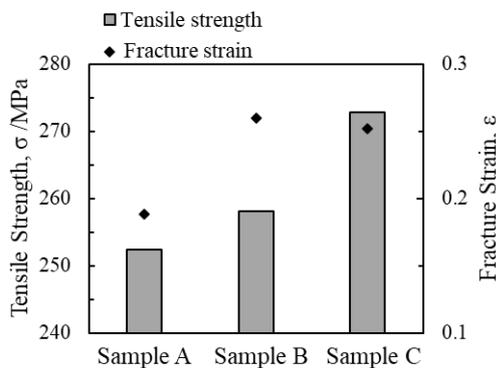


図6 圧延後の引張試験結果

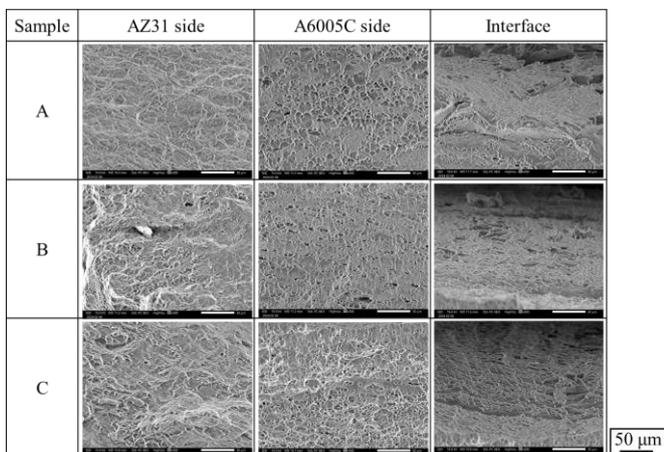


図7 圧延後の引張試験後の破面観察結果

### 3・4 圧延温度の検討

Sample C に対して、圧延ローラー温度および試料温度の影響について検討した。圧延ローラー温度および試料温度をともに 250 °Cとした場合、2 パス目でマグネシウム合金とアルミニウム合金の界面において剥離が発生し、圧延ができなかった。圧延ローラー温度および試料温度をともに 270 °Cとした場合と、試料温度のみ 250 °Cに低温化した場合においては、圧延が可能であることが確認できた。図8に示す通り接合界面は平坦であり、欠陥等は見られなかった。

接合界面 TEM 組織を図9に示す。圧延ローラー温度および試料温度をともに 270 °Cとした場合 (図9 (a))、いずれも 300 °Cとした場合 (図4 (c))と同様の組織が確認でき、中間層は二層構造となっていた。一方で、圧延ローラー温度を 270 °C、試料温度を 250 °Cとした場合 (図9 (b))、中間層の厚みが薄くなった。

Sample C の圧延後試料における引張試験結果を図10に示す。引張強度については、圧延温度条件による大きな変化はなかった。破断伸びについては、圧延時の温度条件が低くなると低下した。圧延時の温度が低くなるとマグネシウム合金の変形能が低下することが一つの要因と考えられるが、亀裂の発生・進展の挙動を含む界面組織の状態については、更なる検討を要する。

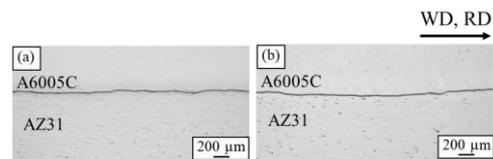


図8 Sample Cの圧延後における接合界面組織。  
(a) 圧延ローラー温度: 270 °C, 試料温度: 270 °C,  
(b) 圧延ローラー温度: 270 °C, 試料温度: 250 °C .

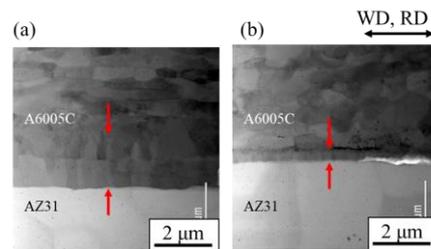


図9 Sample Cの圧延後における接合界面 TEM 組織。  
(a) 圧延ローラー温度: 270 °C, 試料温度: 270 °C,  
(b) 圧延ローラー温度: 270 °C, 試料温度: 250 °C .

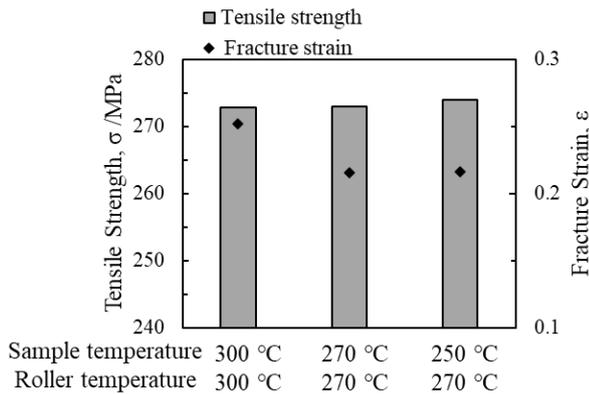


図10 圧延後の引張試験結果

#### 4. 結言

本研究では、マグネシウム合金の板厚を変化させた爆着材に対して温間圧延を施し、その接合界面組織を詳細に解析するとともに、圧延時の温度条件が接合界面組織や機械的性質に及ぼす影響について調査した。得られた知見を以下に示す。

(1) マグネシウム合金の板厚を変化させて作製したアルミニウム合金/マグネシウム合金爆着材の接合界面においては、特有の波状界面が形成されていた。マグネシウム合金の板厚を大きくした試料では、界面付近に空隙が見られたが、圧延後ではいずれも平坦な界面が得られ、空隙は消滅した。

(2) 全ての試料において、接合界面に中間層の存在が確認された。中間層は圧延前には一層構造であり、圧延後は二層構造となった。圧延前は $\gamma$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>相から成る一層構造であり、圧延後は、マグネシウム合金側およびアルミニウム合金側に $\gamma$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>相および $\beta$ -Al<sub>3</sub>Mg<sub>2</sub>相が生成すると推定された。圧延回数が多い試料において最も中間層が厚くなり、特に $\beta$ -Al<sub>3</sub>Mg<sub>2</sub>相の厚みが大きくなった。 $\gamma$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>相と比べて $\beta$ -Al<sub>3</sub>Mg<sub>2</sub>相の活性化エネルギーが小さく、 $\beta$ -Al<sub>3</sub>Mg<sub>2</sub>のほうが成長しやすいためと考えられる。

(3) 圧延後の引張試験結果、引張強度はマグネシウム合金の板厚が大きくなるにつれて高くなり、延性も優れていた。いずれの試料においても、アルミニウム合金側およびマグネシウム合金側の双方にて、延性破壊の特徴であるデインプル組織が確認できた。

(4) 圧延ローラー温度および試料温度を変化させた結果、圧延ローラー温度および試料温度をともに270 °Cとした場合と、試料温度のみ250 °Cに低温化した場合においては、圧延が可能であることが確認できた。引張試験の結果、引張強度については圧延温度条件による大きな変化はなかったが、破断伸びは圧延時の温度条件が低くなると低下した。亀裂の発生・進展の挙動を含む界面組織の状態については、更なる検討を要する。

#### 謝辞

本研究の実施にあたり公益財団法人天田財団より奨励研究助成(AF-20021030-C2)を賜りました。ここに深く感謝申し上げます。

#### 参考文献

- 1) N. Yamamoto, J. Liao, S. Watanabe and K. Nakata, *Mater. Trans.*, 50 (2009), 2833-2838.
- 2) T. Onzawa, *J. Japan High Press. Inst.*, 1975, 13(2), 103-109.
- 3) V. I. Lysak and S. V. Kuzmin, *Energy Balance During Explosive Welding*, *J. Mater. Process. Tech.*, 222(2015), 356-364.
- 4) Y. B. Yan, Z. W. Zhang, W. Shen, J. H. Wang, L. K. Zhang and B. A. Chin, *Mater. Sci. Eng. A*, 527(2010), 527, 2241-2245
- 5) T. Zhang, W. Wang, W. Zhang, Y. Wei, X. Cao, Z. Yan and J. Zhou, *J. Alloy Comp.*, 735 (2018), 1759-1768.
- 6) T. Zhang, W. Wang, W. Zhang, J. Zhou and Z. Yan, *J. Mater. Sci.*, 54 (2019), 9155-9167.
- 7) M. Sahul, M. Sahul, J. Lokaj, L. Caplovic, P. Nesvadba and B. Odokienova, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 28 (2019), 6192-6208.
- 8) P. Wang, Z. Chen, C. Hu, B. Li, T. Mo and Q. Liu, *Mater. Sci. Eng. A*, 792 (2020), 139673.
- 9) S. Brennan, K. Bermudez, N. S. Kulkarni and Y. Sohn, *Metall. Mater. Trans. A*, 43A (2012), 4043-4052.
- 10) J. Park, H. Song, J.-S. Kim, S. S. Sohn and S. Lee, *Metall. Mater. Trans. A*, 48, (2016), 57-62.