論　文

レーザ溶接によるA6061Al合金とAZ31Mg合金の異材接合

松本　幸樹*，西本　明生**，石川　　武***，永塚　公彬****
伊藤　和博****，塚本　雅裕****，中田　一博****

Dissimilar Materials Joining of A6061 Al Alloy and AZ31 Mg Alloy by Laser Welding

Koki Matsumoto*, Akio Nishimoto**, Takeshi Ishikawa***, Kimiaki Nagatsuka****,
Kazuhiro Ito****, Masahiro Tsukamoto**** and Kazuhiro Nakata****

In this study, weldability of dissimilar metal butt joint of A6061 alloy and AZ31 Mg alloy sheets of 3mm in thickness was investigated using fiber laser welding.

First, laser welding without filler metal changing some welding conditions of laser power, welding speed and laser irradiation position, was performed. As a result, obtained direct butt joint without filler metal showed crack-free and fully-penetrated weld bead with smooth surface within the limited range of laser power of 4～6 kW and welding speed of 4～12 m/min at laser irradiation position just on the butt joint interface. However, joint tensile strength was 20～30 MPa irrespective of welding conditions due to brittle intermetallic compounds of Al_3Mg_2 and $Al_{12}Mg_{17}$ in the weld metal and the interface of weld metal and Mg alloy. Offsetting of laser beam irradiation position toward Al alloy side was beneficial to decrease the melting ratio of Mg alloy in the weld metal, but no remarkable increase of joint tensile strength was obtained due to comparably thick intermetallic compound layer as 12～25 micron meter along the fusion boundary of Mg alloy.

Next, to inhibit decreasing joint tensile strength by Al–Mg based intermetallic compounds, laser welding with Zn filler metal was performed. Zn filler metal sheet set at butt joint interface showed remarkable increase of joint tensile strength up to 133 MPa with adequate welding conditions by separating Al alloy and Mg alloy from melting mixture by forming an Zn-rich intermediate weld metal.

Key Words: Dissimilar metal joining, Laser welding, Insert material, Joint tensile strength, Intermetallic compound

1. 緒　　言

近年，新幹線などの輸送機器における更なる高速化および省エネルギー化の実現のため，軽量で高強度な材料の導入が求められている．このため，従来から使用されてきたAl合金の一部をより軽量なMg合金に置き換えるマルチマテリアル化が注目されており，そのためにAl合金とMg合金の異材接合が必要とされている．

これまでに，例えば，異材接合の方法としてアーク溶接および摩擦攪拌接合（以下FSW）などが用いられてきた[1),2)]．しかし，Al合金とMg合金の異材接合については容易ではないとされている．その理由として，**Fig. 1**に示すAl–Mg二元系状態図[3)]からわかるように，共晶反応により低融点共晶融液が生成して溶接割れが発生しやすいこと，および2種類の金属間化合物（以下IMC，Al_3Mg_2および$Al_{12}Mg_{17}$）が生成して接合部が脆化しやすいことが挙げられる．アーク溶接では入熱が大きいためにAl合金とMg合金の溶接金属部に粗大なIMC相が生成し，さらに，接合界面にIMC層が厚く生成して溶接割れが発生しやすいことが知られている[2)]．一方で，FSWを用いた場合には，入熱を低減して接合温度の上昇を抑制することにより，溶接割れがなく最大115 MPaの引張継手強度を

* 大阪大学大学院工学研究科マテリアル生産科学専攻
Division of Materials and Manufacturing Science, Graduate School of Engineering, Osaka University
** 関西大学化学生命工学部
Faculty of Chemistry, Materials and Bioengineering, Kansai University
*** ㈱総合車両製作所
Japan Transport Engineering Company, Ltd
**** 大阪大学接合科学研究所
Joining and Welding Research Institute, Osaka University
原稿受付：2018年11月13日
原稿受理：2019年3月7日

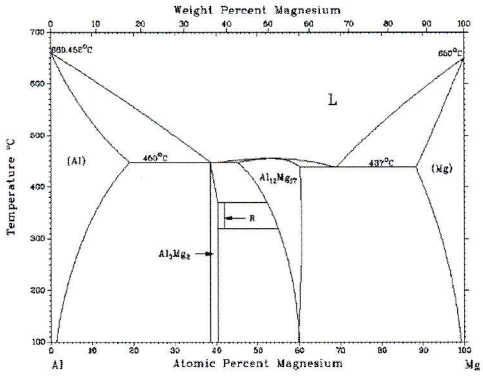

Fig. 1 Al–Mg binary alloy phase diagram[3].

示す異材継手が得られている[4]．しかし，FSW は継手のギャップ裕度や継手形状に大きな制約がある．そこで本研究では，溶融溶接であり，アーク溶接などと比較して入熱を小さくできるレーザ溶接に注目した．Al 合金と Mg 合金のレーザ溶接による異材接合に関しては，重ね継手で数件の研究報告事例[5),6)]があるが，突合せ継手に関しては検討例は見当たらない．

本研究では，Al 合金と Mg 合金の突合せ継手に注目し，様々な溶接パラメータを変化させて異材接合を行い，得られた溶接継手に対して引張強度および接合界面の組織観察を行い，高い継手強度が得られる溶接条件の検証および継手引張強度と IMC 層との関連性について検討した．

一方，Al 合金と Mg 合金の異材接合における溶加材（インサート材）の効果については，これまでに Zn, Cu, Ti が検討されている[7)–9)]．その結果として，Zn 溶加材では，AA5052 と AZ31B の抵抗スポット溶接による異材接合で最大引張せん断荷重2199 N が達成された[7)]．Cu インサート材では，A6151 と AZ80 の鍛接によって最大引張応力151 MPa が達成された[8)]．Ti 溶加材では，A5052 と AZ31 のレーザブレイジングによって母材 A5052の80％程度の最大引張せん断強度が得られたと報告されている[9)]．本研究では，2.2で述べるように溶加材として Zn に注目し，その添加効果についても検討した．

2. 実験方法

2.1 供試材料

溶接用母材として，Al 合金 A6061–T6 および Mg 合金 AZ31を使用した．いずれも押出材であり，寸法は125 mm×75 mm×3.0 mm である．**Table 1** に化学組成を，**Table 2** に機械的特性を示す．また，溶加材として純 Zn シート材を使用した．寸法は厚さ1.0 mm，長さ100 mm×幅 5 mm の形状として，後述するようにインサート材として継手の開先の長さ125 mm の中央部に挟み込んで用いた．

Fig. 2 に Al–Zn 二元系状態図[10)]を，**Fig. 3** に Mg–Zn 二元系状態図[11)]をそれぞれ示す．Fig. 2 より，Al と Zn は α–Al＋α–Zn の 2 元共晶反応を示し，IMC は形成しない．

Table 1 Chemical compositions of Al alloy and Mg alloy used.

Material	Chemical composition (mass%)									
	Al	Si	Zn	Mn	Fe	Cr	Ti	Ni	Cu	Mg
A6061	Bal.	0.70	0.03	0.04	0.18	0.14	0.03	—	0.31	1.09
AZ31	3.20	0.04	0.93	0.40	0.003	—	—	0.01	0.003	Bal.

Table 2 Mechanical properties of Al alloy and Mg alloy used.

Material	Tensile strength	Elongation
A6061–T6	325 MPa	12.8%
AZ31	240 MPa	10.0%

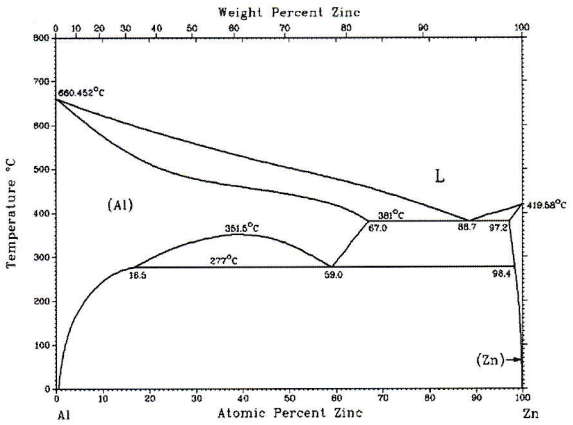

Fig. 2 Al–Zn binary alloy phase diagram[10].

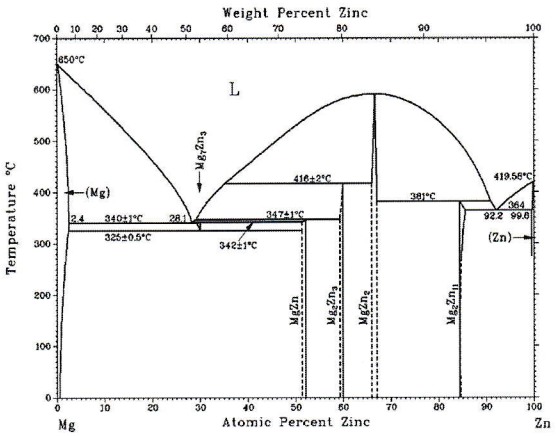

Fig. 3 Mg–Zn binary alloy phase diagram[11].

一方，Fig. 3 より Mg と Zn は Mg 側および Zn 側でそれぞれ共晶反応があり，数種類の IMC が存在する．しかし，その共晶系から，共晶組織はラメラ構造をとることが予想され，継手強度の低下の抑制が期待される．一方で，低い共晶温度により溶接割れを起こす可能性もある．

2.2 レーザ溶接

本研究では波長1064 nm，最大レーザ出力10 kW のファイバーレーザ（IPG 製 YLR-10000）ロボット溶接装置を用いて溶接を行った．焦点位置でのビーム径は0.48 mm であり，溶接速度は最大で20 m/min である．

また，溶接の際には，水冷銅製治具板の上に Al 合金と Mg 合金を突合せてセットし，止め具で固定した．溶接部表面および裏面は，純度99.99％Ar ガス（流量20 L/min）によりシールドした．突合せ開先面はアセトンで脱脂した．インサート材を用いる場合は，インサート材が溶接時に落ちないように両端をパルスレーザ照射でブレイジングして固定させてから全体をレーザ溶接した．

溶接条件はレーザ出力を 1～10 kW および溶接速度を 3～16 m/min の範囲で変化させて，良好な溶接継手が得られる条件を求めた．また，レーザ照射位置，すなわち，オフセット位置を **Fig. 4** (a) に示すように Al 側および Mg 側に各 0～1.0 mm の範囲で変化させた．さらに，Zn 溶加材は厚さ1.0 mm，幅 5 mm のシート材をインサート材として用い，(b) に示すように突合せ開先部に挟み込んだ．母材の厚さは約3.0 mm であるため，上下に目視調整にて 1 mm ずつインサート材が出るように挟んだ．レーザ照射位置や溶接条件を変化させてレーザ溶接実験を行った．

2.3 評価方法

2.3.1 溶接継手の外観検査および組織評価法

得られた溶接継手に対して，外観検査としてビード溶込み形状，表面および裏面形状，溶接割れの有無を評価した．

次に，溶接部から切り出した断面試料を樹脂埋めし，エメリー紙による湿式研磨およびダイヤモンド粒子によるバフ研磨を行い，3％ナイタールによる腐食を行った．その後，光学顕微鏡（以下 OM）および走査型電子顕微鏡（以下 SEM）で溶接継手の断面組織観察を行った．さらに，SEM 付属エネルギー分散型 X 線分析（以下 EDX）による元素分析，および X 線回折装置（以下 XRD）を用いて形成相の同定を行った．

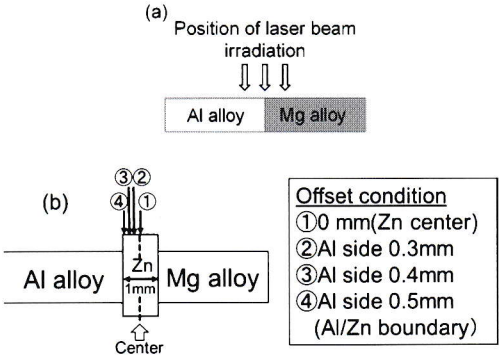

Fig. 4 Schematic diagram of butt joint showing the position of laser beam irradiation offset, (a) Butt joint without filler, (b) Butt joint with Zn filler.

2.3.2 溶接継手の引張試験法

継手引張試験片は，**Fig. 5** (a) に示すように短冊形引張試験片を切り出して作製した．その形状および寸法を Fig. 5 (b) に示す．引張試験はオートグラフ AG-50 kNI を用いて引張速度 5 mm/min で行った．

3. 実験結果および考察

3.1 溶加材を用いない直接突合せ異材溶接

3.1.1 ビームオフセットなしにおける溶接継手形成

レーザ溶接パラメータとして，レーザ出力および溶接速度を変化させて，溶加材を用いずにレーザ溶接による Al 合金と Mg 合金の突合せ異材接合を行った．結果を **Fig. 6** に示す．なお，レーザ照射位置はビームオフセットなしの突合せ面とした．Fig. 6 において，レーザ出力が大きく，かつ溶接速度が遅い，すなわち入熱量が大きい×印の条件では，溶接割れの発生，あるいは溶融部の溶け落ちなどにより，接合が困難であった．一方で，これよりもレー

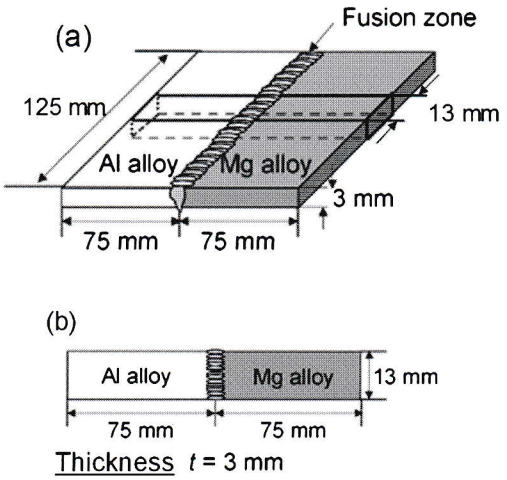

Fig. 5 (a) Shape and size of dissimilar butt joint of Al alloy and Mg alloy, and (b) Tensile test specimen.

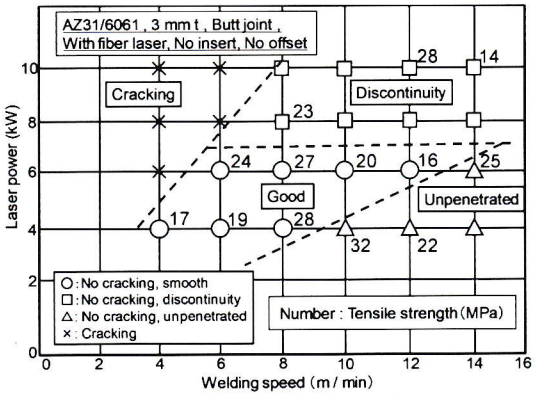

Fig. 6 Effect of laser power and welding speed on welding result at no offset condition.

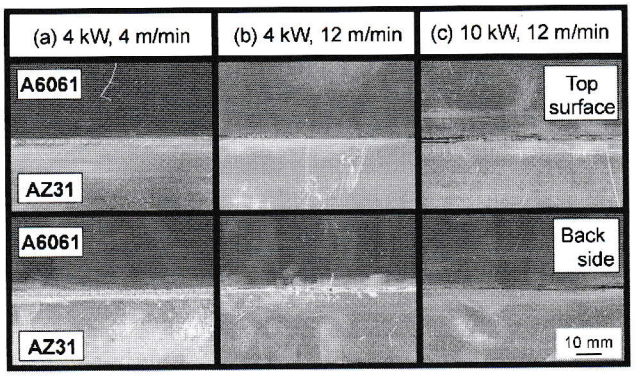

Fig. 7 Typical appearance of laser welded bead of A6061/AZ31 dissimilar joint, at different welding conditions, showing (a) ○, (b) □ and (c) △ in Fig. 6.

ザ出力が小さい，あるいは溶接速度が速い条件域では割れのない溶接ビードが得られた．このうち，○印は滑らかな貫通溶接ビードが得られたが，これより大きなレーザ出力で，高速度域の□印は，断続的にピットが形成された不連続ビードであり，また最も小入熱域の△印では，溶け込みが母材の裏側まで貫通しなかった条件である．

Fig. 7(a)，(b)および(c)に，得られた代表的な溶接ビードの外観写真としてそれぞれ，Fig. 6 中の○印，□印および△印の例を示す．

Fig. 6 中の印の右上あるいは右下に記された数字はその条件で得られた溶接継手の引張強度（MPa）の平均値である．なお，不連続ビードは連続部分を選び，引張試験片を作成した．全体的な傾向として，継手引張強度には溶接条件による大きな変化は認められず，概ね20～30 MPa の範囲の低い値であった．

次に，**Fig. 8** にレーザ出力 4 kW，溶接速度 8 m/min の条件で得られた溶接継手断面の OM による組織を示す．3%ナイタールによるエッチングを行った結果である．低倍率 OM 写真より溶接金属部にはミクロ割れの発生は認められなかったが，溶融部内および溶融境界部にマクロ的な組成偏析によると考えられる変色模様が見られた．SEM-EDX を用いた元素分析により，Fig. 1 を参照すると Al_3Mg_2 あるいは $Al_{17}Mg_{12}$ の金属間化合物相の存在が推定された．また，継手引張試験後の破断面において XRD 分析を行った結果を **Fig. 9** に示す．破断位置は溶接金属部内であった．Fig. 9 より Al 合金側，および Mg 合金側の破断面からはそれぞれ α-Al および α-Mg が主に検出されるとともに，いずれの破断面からも Al_3Mg_2 相および $Al_{17}Mg_{12}$ 相が同定された．このことは，継手引張試験における破断は溶接金属部に形成されたこれらの金属間化合物相を介していると考えられ，直接接合による溶接継手の継手引張強度が低い値を示した理由であると考えられる．

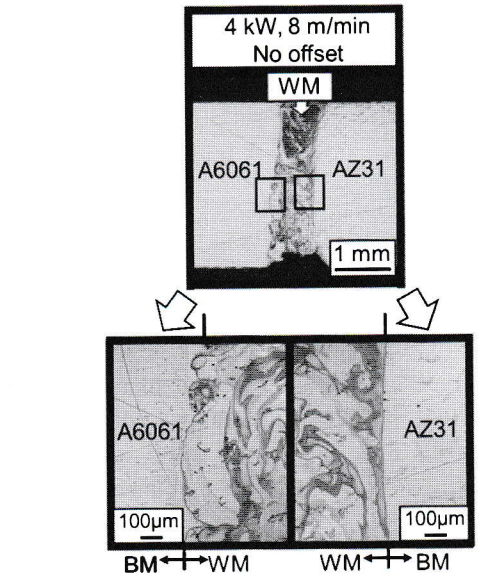

Fig. 8 Optical microscope image of cross section of weld metal of A6061/AZ31 joint without filler metal.

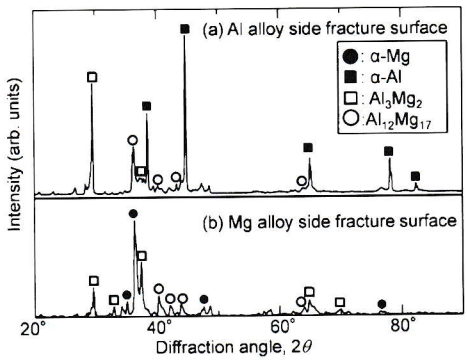

Fig. 9 X-ray diffraction patterns of fracture surfaces in weld metal after tensile test.

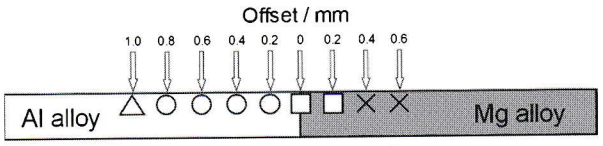

Fig. 10 Schematic illustration of different offset conditions at A6061/AZ31 butt joint and welding result.

3. 1. 2　溶接継手形成に及ぼすビームオフセットの影響

Fig. 10に，レーザ出力 8 kW および溶接速度10 m/min の一定条件において，Al 合金側と Mg 合金側に 0～1.0 mm の範囲で0.2 mm ピッチでレーザ照射位置をずらした際のオフセット位置の模式図とその溶接結果を示す．印の意味は Fig. 6 と同様である．また，**Fig. 11**に Fig. 10中の継手のうちオフセットなしの継手と Al 合金，および Mg 合金側にそれぞれ0.6 mm オフセット位置で得られた

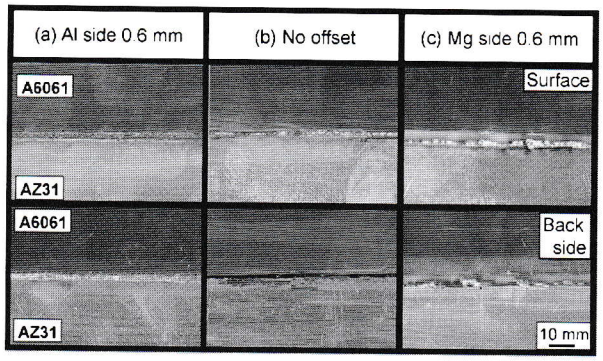

Fig. 11 Appearance of laser welded joint of A6061/AZ31 butt joint at different offset conditions.

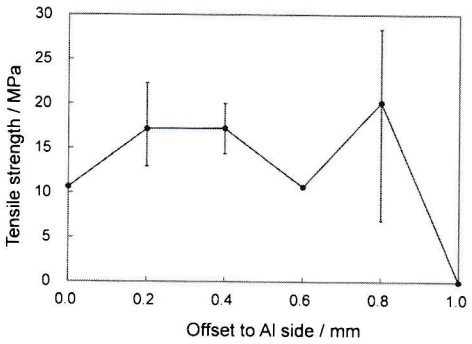

Fig. 12 Tensile test result at different offset conditions of A6061/AZ31 butt joint at 8 kW, 10 m/min without filler metal.

継手における溶接ビード表面および裏面の外観写真を示す．Al 合金側0.6 mm オフセット位置をずらして得られた継手は貫通ビードになったが，オフセットなしの継手は不連続ビードを呈した．なお，Fig. 6 でレーザ出力 8 kW および溶接速度10 m/min では□印であった．Al 合金側は広いオフセット条件で良好な継手が得られたのに対して Mg 合金側では溶け落ちビードとなったのは，レーザ吸収率が Al と比べて Mg が大きいためである．

同様に，レーザ出力 8 kW および溶接速度10 m/min の一定条件において，Al 合金側に 0～1.0 mm の範囲で0.2 mm ずつレーザ照射位置をずらして得られた溶接継手の引張試験結果を **Fig. 12** に示す．Al 合金側オフセット1.0 mm の条件に関しては，溶接継手から作成した引張試験片が引張試験機に取付中に破断したためにその継手強度は 0 MPa とした．Fig. 12に示すように，Al 合金側にオフセットを変えることによりオフセット条件の変化によって表面と裏面ともに滑らかなビードをもつ継手が得られたが，その引張継手強度は全体的には大きな向上には至らなかった．

Fig. 13 に，Al 側0.6 mm オフセット位置で得られた溶接継手の断面マクロ OM 写真を示す．Al合金側にオフセット位置をずらすことにより溶接金属中の Mg の溶融混合量が制限されるため，エッチングによるマクロ的な変

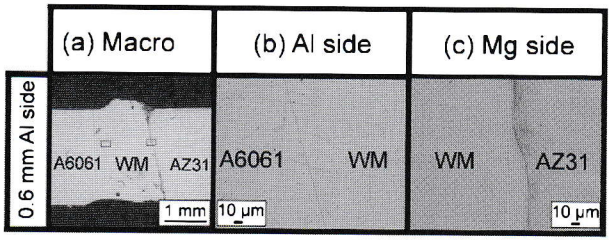

Fig. 13 OM image of cross section of welded joint, (a) whole macro structure and close up photos at fusion boundaries of (b) Al alloy side and (c) Mg alloy side.

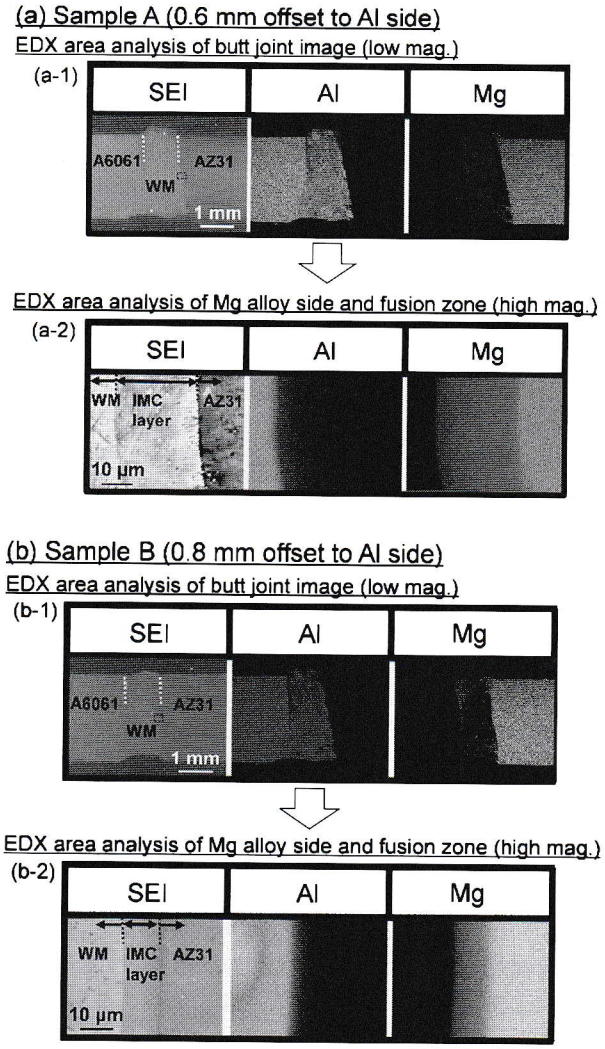

Fig. 14 SEI and EDX analysis results of cross section of welded joint observed by low and high magnifications, (a) sample A, and (b) sample B at fusion boundary along AZ31 Mg alloy side with 8 kW and 10 m/min.

色域は Mg 合金母材との溶融境界部に限定されており，Fig. 8 に示したオフセットなしの組織とは大きく異なった．

また，**Figs. 14** (a) および (b) にオフセット量 Al 合金側 0.6 mm および0.8 mm における溶接継手断面の低倍率お

よびWMとMg合金の溶融境界近傍の高倍率SEM像，ならびにEDXによる元素分析（面分析）結果を示す．これより，Mg合金側の溶融境界部では，Mg合金母材に沿ってMg（約60～70 at%）とAl（約30～40 at%）が分布した層が存在しており，Fig. 1の二元系状態図よりIMC（主に$Al_{12}Mg_{17}$）が存在していたと考えられる．引張試験においては，これらの継手はこの領域で破断しており，このIMC層が継手脆化に影響していると考えられる．このIMC層の厚さはAl合金側へのオフセット量の増加とともに25 μmから12 μmまで減少しており，Mgの溶融混合量の減少に対応していると考えられる．しかし，いずれもその厚さは数十 μmのオーダーであり，継手強度の向上には，さらなるIMC層厚さの低減が必要と考えられる．

3.2 Zn溶加材を用いた突合せ溶接

3.2.1 継手強度に及ぼす溶接条件の影響

これまでの3.1の結果より，A6061とAZ31との直接接合ではIMC層の形成の抑制は困難であることがわかった．そこでZnインサート材を用いてAlとMgの溶融混合を抑制することを次の検討とした．

予備実験によって1.0 mmのインサート材を完全に溶融し，且つそれが溶け落ちない溶接条件を選定し，その条件を用いて，オフセット位置をFig. 4に示したように変化させてレーザ溶接を行った．厚さ1.0 mmのZnインサート材の中央をオフセットなし（0 mm）と定め，Al合金側にレーザ照射位置をずらして溶接を行った．オフセット0 mmではAl合金母材がほとんど溶融せず接合できなかったが，Al合金側に0.3 mmおよび0.4 mmオフセット量を変化させた条件では継手が形成された．しかし，Al合金母材とインサート材の境界に相当するオフセット量0.5 mmではMg合金母材が溶融せず，継手は形成されなかった．得られた溶接継手の引張試験結果を**Fig. 15**に示す．継手引張強度は0.3 mmオフセット位置では平均値67 MPa，最大値90 MPaとなったが，0.4 mmでは平均33 MPaまで低下した．

さらに，90 MPaの継手引張強度が得られたAl合金側0.3 mmオフセット条件において，レーザ出力および溶接速度を変化させて，レーザ溶接を行った．得られた溶接継手の引張試験結果を**Fig. 16**に示す．レーザ出力1 kWおよび溶接速度2 m/minの条件において，平均継手引張強度133 MPaの高い値が得られた．

3.2.2 溶接継手のミクロ組織観察

継手引張強度133 MPaを呈した継手の溶接部断面のマクロOM写真を**Fig. 17**に示す．主に溶融したZnからなる溶接金属（WM）の溶け落ちもほとんど認められなかった．これはZnとAl合金およびMg合金との反応により，継手強度の脆化が改善されていることが要因として考えられる．なお，WMとMg合金母材の境界付近に黒い丸状の部分が見られるが，これはインサート材を挟んで溶接した際に開先の凹凸が一部，空孔として残留してしまったものと考えられる．

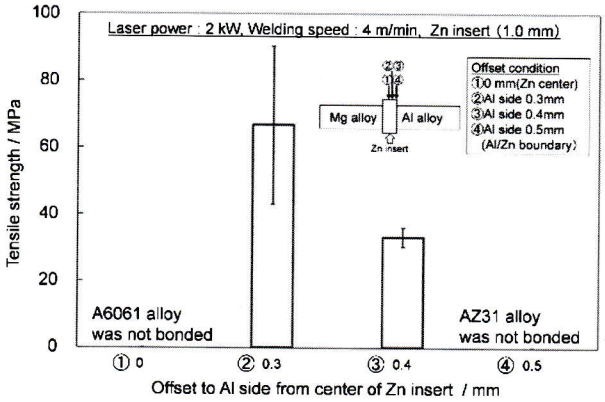

Fig. 15 Effect of offset condition on tensile strength of A6061/AZ31 butt joint with Zn filler metal.

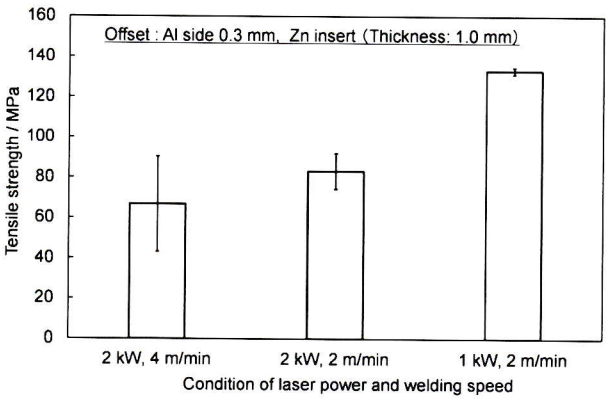

Fig. 16 Tensile strength of A6061/AZ31 butt joint at different condition of laser power and welding speed with Zn filler metal.

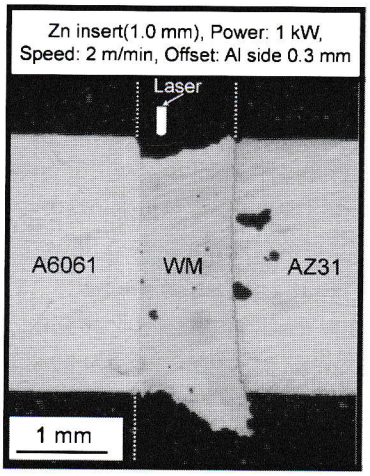

Fig. 17 Cross-sectional image of A6061/AZ31 dissimilar butt joint with Zn insert metal.

次に，Fig. 17のAl合金母材およびMg合金母材と溶接

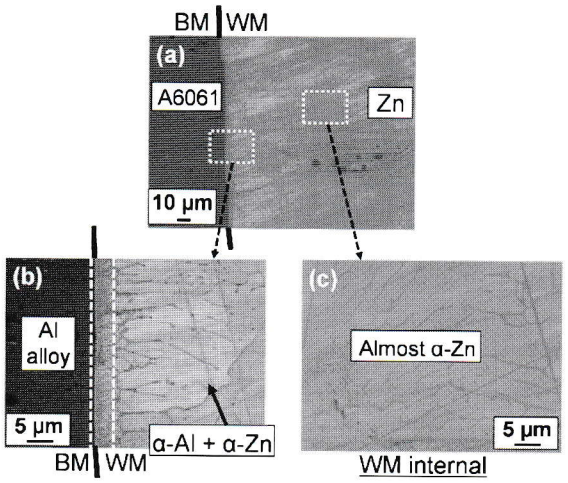

Fig. 18 SEM microstructure revealed by SEM–EDX analysis near interface between A6061 Al alloy and WM using Zn filler metal.

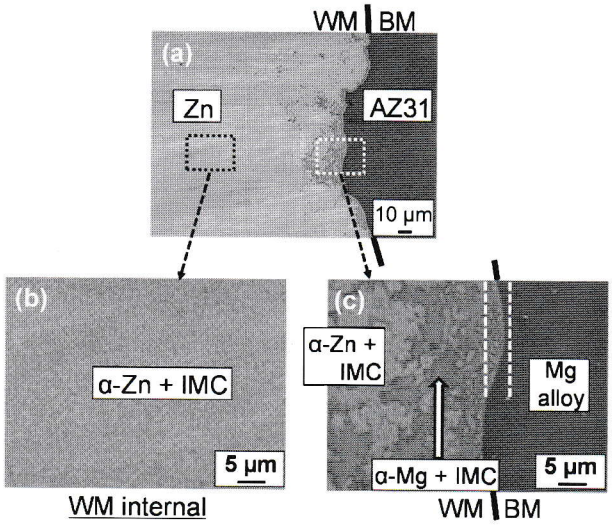

Fig. 19 SEM microstructure revealed by SEM–EDX analysis near interface between AZ31 Mg alloy and WM using Zn filler metal.

金属部（WM）の溶融境界部近傍のSEM–EDX観察結果をそれぞれ**Fig. 18**および**Fig. 19**に示す．Fig. 18より，Al合金との接合界面付近では，主に微細に分散したα–Al固溶体およびα–Zn固溶体からなる共晶組織が形成された．この領域においては，90 at%以上Znが占めていた．またFig. 18(b)の白点線部内の，接合界面により近い領域では，WM内と比較して微細なミクロ組織（詳細は後述する）が見られた．次に，Fig. 19よりMg合金母材との溶融境界部付近の溶接金属部では，MgとZnのat%比においてMgの割合の方が大きい部分（Fig. 19においてMg合金母材に近い主に灰色のコントラストの部分）とZnの割合の方が大きい部分（Fig. 19においてよりWM側の主に白に近いコントラストの部分）が確認された．

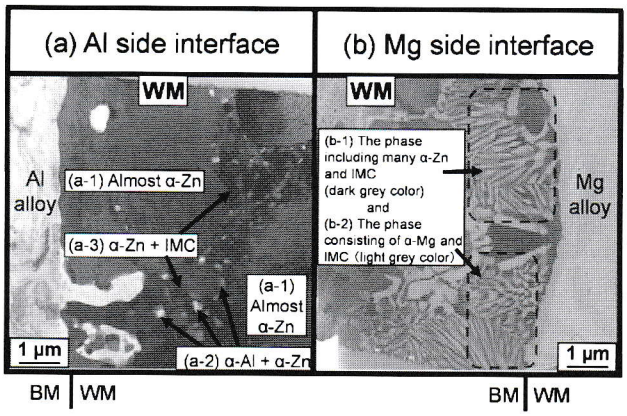

Fig. 20 TEM images of microstructures near the interface between weld metal, and (a) Al alloy or (b) Mg alloy.

Mg–Zn系二元系状態図を考慮すると，前者はα–Mg固溶体とMg–Zn系IMC相が微細に分散して組織であり，また後者はα–Zn固溶体とMg–Zn系IMC相が微細に分散した組織と推定された．溶接金属内部に向かうにしたがって，Znの割合が増大してα–Zn固溶体が多く形成され，IMC相は次第に減少した．

以上の結果より，Znインサート材を用いることによってAl–Mg系IMC相の形成を抑制して適度な継手強度を有する異材継手が得られることが明らかになった．

Fig. 18およびFig. 19において，Fig. 18(b)およびFig. 19(c)中の白点線内の領域のようなAl合金およびMg合金母材との溶融境界近傍で確認されたミクロ組織について，さらにミクロスケールで観察するため，透過型電子顕微鏡（以下TEM）を用いて観察を行った．そのTEM観察で得られたWMとAl合金およびMg合金との界面の明視野像を**Fig. 20**に示す．本研究ではTEM–EDX点分析による成分分析とX線回折によるマクロ的な形成相の解析結果および状態図を基にして形成相を推察した．分析結果より，Al合金との溶融境界部近傍（Fig. 20(a)）では，大部分をZnが占める領域，((a–1)領域）WM中の白に近いコントラストの粒状の部分からなる多量のAl（80 at%以上）と少量のZn固溶体からなる領域（(a–2)領域），およびWM中の黒に近いコントラストの部分からなる少量のMg（20 at%以下）と多量のZnからなる領域（(a–3)領域）の分布が確認できた．Al–Zn二元系状態図およびMg–Zn二元系状態図より，(a–2)領域では多量のα–Al固溶体および少量α–Zn固溶体からなる共晶組織が形成され，(a–3)領域では少量のMg–Zn系IMC相と多量のα–Zn固溶体からなる共晶組織が形成されたと考えられる．

一方，Mg合金母材との溶融境界部近傍では，点分析結果よりZnが60～70 at%，Mgが30～40 at%を占める領域（Fig. 20中の（b–1）領域）とZnが10～20 at%，Znが80～90 at%を占める領域（Fig. 20中の（b–2）領域）に区分

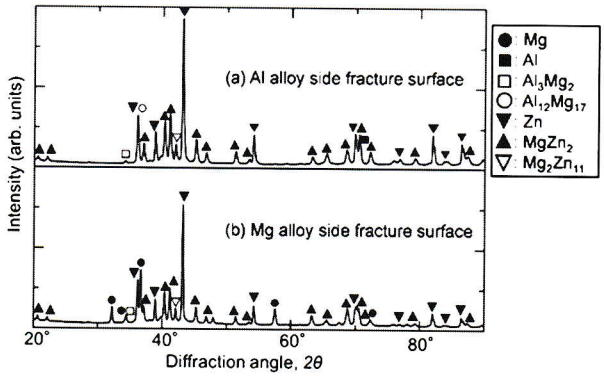

Fig. 21 X-ray diffraction patterns on the fractured surfaces of (a) Al alloy side and (b) Mg alloy side of A6061/AZ31 joint after tensile test with Zn insert.

された．(b-2) 領域は部分的にラメラ構造の共晶組織が確認された．点分析結果と Fig. 3 の二元系状態図より，(b-1) 領域では α-Zn 固溶体と IMC 相からなる組織，(b-2) 領域では α-Mg 固溶体と IMC 相からなる組織が形成されたと考えられる．

以上，SEM および TEM 観察と EDX を用いた組成分析より，Zn 溶加材をインサート材として用いた溶接では Al-Mg 系 IMC 相の形成が抑制できることが明らかになった．一方，Mg-Zn 系 IMC 相は形成されたが，Al 合金母材との溶融境界部付近で IMC 相の形成量が減少したこと，および Mg 合金母材との溶融境界部付近で固溶体と微細なラメラ構造をもつ共晶組織を形成したことで，直接接合と比較して継手強度が向上したと考えられる．

TEM-EDX による分析では WM と Al 合金および Mg 合金との界面での Zn と Al および Mg の原子量組成と状態図の対応で IMC の存在が推定できたが，IMC の具体的な相までは確認できなかった．そこで，引張試験後の破断面で観察された IMC 相が何であるかを推察するため，破断面に対して XRD 分析を行った．その結果を **Fig. 21** に示す．Fig. 21 に示すように，破断部である溶接金属内では Al 合金側および Mg 合金側のいずれの破面においても Zn 単体のピークが最も強く検出された．また Al-Mg 系 IMC 相のピークも多少検出されたが，Mg-Zn 系 IMC 相のピークはより強く検出された．以上の結果から，この溶接継手は溶融した Zn 溶加材を主とする溶接金属内で破断し，その位置は α-Al および α-Zn 固溶体を主とした Al 合金側ではなく，Mg-Zn 系 IMC 相を主とした Mg 合金側と推察される．

4. 結　　言

本研究では，様々な溶接パラメータを変化させて Al 合金と Mg 合金のレーザ溶接による突合せ異材接合を行った．得られた溶接継手の引張強度および接合界面の組織観察を行い，高い継手強度が得られる溶接条件の検証および継手引張強度と IMC 相との関連性について検討した．その結果，以下の知見を得た．

(1) 溶加材を用いない直接接合では溶接パラメータ（レーザ出力，溶接速度，レーザ照射位置）の選定により溶接割れの無い継手が得られたが，その継手強度は概ね 20～30 MPa 程度であった．継手強度が低い原因として，溶接金属部に Al-Mg 系 IMC 相（Al_3Mg_2 および $Al_{17}Mg_{12}$）が塊状あるいは接合界面では層状に形成されたことが影響している．

(2) レーザ照射位置（オフセット位置）は，継手形成および継手強度に影響を与えた．Al 合金側にレーザ照射位置を0.2～0.8 mm の範囲でずらすことで割れのない良好な継手が得られた．また，このときの溶接金属の大部分は Al 固溶体相から成っており，IMC 相は溶接金属と Mg 合金母材の溶融境界部に沿って層状に形成された．この IMC 層厚さは Al 合金側へのオフセット量の増加により約12 μm まで減少したが，その形成を抑制することはできなかった．このため，継手強度の改善効果は得られなかった．一方，Mg 合金側にレーザ照射位置をずらした場合には，割れが発生した．

(3) 溶加材として，厚さ1.0 mm の Zn インサート材を接合界面に挟んでレーザ溶接を行った結果，Al 合金と Zn インサート材を溶融し，かつ Mg 合金はほとんど溶融しないように溶接条件とビーム照射位置を調整することにより，Al-Mg 系 IMC 相の形成を抑制して最大で約133 MPa の継手強度が得られた．

謝　辞

本研究の成果は，国立研究開発法人新エネルギー・産業技術総合開発機構（NEDO）の委託業務の結果得られたものであり，記して謝意を表す．また，レーザ溶接実験に際して技術支援を頂いた大阪大学接合科学研究所技術部の水谷正海氏，ならびに TEM 観察および TEM-EDX による組成分析に技術支援を頂いた大阪大学接合科学研究所接合界面構造解析室の高橋誠氏に厚く御礼申し上げる．

参　考　文　献

1) 榎本，畠山，田中：「アルミニウム合金の溶接と接合（第4回）Al と Ti および Al と Mg の異材アーク溶接」，溶接技術，**63**(2015)，117-120.
2) N. Yamamoto, J. Liao, S. Watanabe, and K. Nakata: "Effect of Intermetallic Compound Layer on Tensile Strength of Dissimilar Friction-Stir Weld of a High Strength Mg Alloy and Al Alloy", Materials Transactions, Vol. 50 (2009), 2833-2838.
3) Edited by T. B. Massalski: "Binary Alloy Phase Diagrams Second Edition", ASM International, **1**(1990), 169-171.
4) 渡邊，山本，廖，津村，中田：「高強度 Mg 合金と Al 合金の摩擦撹拌接合による異材接合」，溶接学会全国講演大会講演概要，**133**(2008)，68-69
5) 小椋，祢津，才田：「レーザブレイジング用いたアルミニウム合金とマグネシウム合金の異材接合におけるチタンインサ

ート材の効果」，溶接学会全国大会講演概要，**401**(2016)，316–317.
6) L.-M. Liu, H.-Y. Wang and Z.-D. Zhang: "The analysis of laser weld bonding of Al alloy to Mg alloy", Scripta Materialla., **56**(2006), 473–476.
7) Z. Yu, L. Zhen, L. Yang, L. ZuMing and H. ZunYue: "Microstructure characterization and tensile properties of Mg/Al dissimilar joints manufactured by thermo-compensated resistance spot welding with Zn interlayer" Materials & Design, **75**(2015), 166–173.
8) H. Yamagishi, J. Sumioka, S. Kakiuchi, S. Tomida, K. Takeda, and K. Shimazaki: "Forge Welding of Magnesium Alloy to Aluminum Alloy Using a Cu, Ni, or Ti Interlayer", Metallurgical and Materials Transactions, Vol. 46A (2015), 3601–3611.
9) 小椋，祢津，才田：「レーザブレイジング用いたアルミニウム合金とマグネシウム合金の異材接合に及ぼすチタンインサート材の効果」，溶接構造シンポジウム2017講演論文集，**304**(2017)，149–152.
10) Edited by T. B. Massalski: "Binary Alloy Phase Diagrams Second Edition", ASM International, **1**(1990), 239–240.
11) Edited by T. B. Massalski: "Binary Alloy Phase Diagrams Second Edition", ASM International, **3**(1990), 2571–2572.