

# 回転ピンによる鉄鋼とマグネシウム合金の固相接合\*

— 回転ピンによる異種金属の固相接合 (第3報) —

渡辺 健彦\*\*, 鍵谷 和彦\*\*\*, 柳沢 敦\*\*, 田辺 寛\*\*\*

## Solid State Welding of Steel and Magnesium Alloy Using a Rotating Pin\*

- Solid State Welding of Dissimilar Metals Using a Rotating Pin (Report 3) -

by WATANABE Takehiko\*\*, KAGIYA Kazuhiko\*\*\*, YANAGISAWA Atsushi\*\* and TANABE Hiroshi\*\*\*

Authors tried to butt-weld a mild steel plate to a magnesium alloy plate by the solid state welding using a rotating pin.

This study investigated the effects of pin rotation speed, the position for the pin axis to be plunged on the strength and the microstructure of the joint. The main results obtained are as follows.

Butt-welding of a steel plate to a magnesium alloy plate was easily and successfully achieved. The maximum tensile strength of a joint reached about 70% of the magnesium base metal tensile strength and the fracture path was along the joint interface. When pin rotation was slow, some defects appeared in the magnesium matrix of a joint due to insufficient plasticization of the magnesium. The joint strength increased with the pin rotation speed. This seems to be because the plasticization of the magnesium was increased and the pressure for pushing the plasticized magnesium onto an activated faying surface of the steel was increased. However, the excessive increase of the pin rotation speed caused the ignition of the magnesium, resulting in the decrease of a joint strength. At the pin offset of 0.1mm toward steel, steel fragments scattered in the magnesium matrix in the form of small piece which had no influence on the joint strength. However, larger offsets over 0.2mm made the steel fragment scattering in the magnesium matrix continuous and parallel to the weld interface. Since fracture path tended to occur along the continuous steel fragments perpendicular to the tensile direction, the joint strength decreased.

**Key Words:** Butt-welding of dissimilar metals, Steel, Magnesium alloy, Rotating pin, Tensile strength of joint, FSW

## 1. 緒 言

地球環境の保全が求められている昨今、自動車産業等において車両の軽量化が推し進められている。軽量化材料としてアルミニウム合金が主に適用されているが、近年、更なる軽量化が可能な材料としてマグネシウム合金が注目されている<sup>1)</sup>。車両としての強さを維持しつつ、軽量化を図るためには鉄鋼材料とマグネシウム合金を組み合わせた構造は有効であると考えられる。鉄鋼とマグネシウム合金を複合化するためには、双方を溶接・接合する必要があるが、著者の知る範囲ではその溶接・接合研究は全く行われていない。

鉄とマグネシウムはほとんど相互溶解度を有しないことや融点に約 900°C の差異があるために、双方を融融溶接することは困難である<sup>2)</sup>。類似の異種金属の組み合わせとして鉄鋼とアルミニウム合金の組み合わせがあるが、その溶

融溶接は困難であり固相接合法の適用が主に検討されている<sup>3)</sup>。著者らも、回転ピンを用いた固相接合法による鉄鋼とアルミニウム合金の接合研究を行っており、最適接合条件や接合機構について報告している<sup>4-7)</sup>。

本研究では、回転ピンによる固相接合法を鉄鋼とマグネシウム合金の突合せ接合に適用して、接合の可能性および突合せ継手の引張強さに及ぼす接合条件や諸因子について検討した。

## 2. 供試材および実験方法

供試材として、厚さ 2mm の SS400 軟鋼板 (以後, Fe) および厚さ 2mm の AZ31B-O (Mg-3.13at%Al-0.9at%Zn-0.55at%Mn) マグネシウム合金板 (以後, Mg) を用いた。引張試験および硬さ試験の結果、軟鋼板の引張強さは 455MPa、伸びは 39%、硬さは HV120 で、マグネシウム合金板のそれらは 257MPa、23.3% および HV70 であった。

接合試片の形状は、幅 40mm で長さ 140mm の矩形であり長手方向が板の圧延方向に一致している。突合せ接合面は、板表面に対して直角になるようにフライス加工後、400 番のエメリー紙で乾式研磨、脱脂して接合に供した。

接合方法は、前報<sup>5)</sup>の鉄鋼板とアルミニウム合金板との突

\*原稿受付 平成 17 年 9 月 5 日 平成 15 年度秋季全国大会で発表

\*\*正 員 新潟大学工学部 Member, Faculty of Engineering, Niigata University

\*\*\* 学 生 員 新潟大学大学院 Student Member, Graduate School, Niigata University

き合わせ接合同様であり, Fig.1(a)に示すように, アドバンス側側に Fe をリトリート側側に Mg を配置して回転ピンを Mg 側に挿入した. 挿入後, 回転ピンを Fig.1(b)に示すように, Fe 接合面に所定の距離押し込んで Fe 接合面の酸化皮膜を除去した. 用いた回転子は高速度鋼で作製し, ショルダー直径 15mm でピンの直径は 3mm, 長さは 1.9mm でネジは施されていない. なお, 裏あて板として SUS304 ステンレス鋼板を配置した.

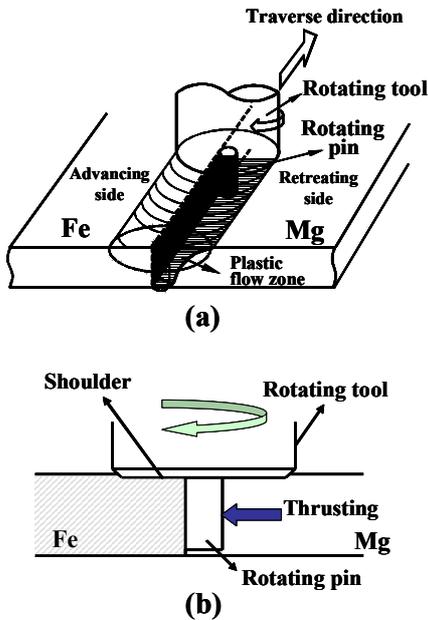


Fig.1 Schematic of the rotating pin position in this study. (a): Bird's eye view of the method; (b): View of the cross section perpendicular to the weld interface.

接合速度は 100mm/min 一定で, ピンの回転速度を 500rpm ~2000rpm の間で変化させ, Fe 接合面へのピンの押し込み量は -0.2mm ~ +1.0mm の間で変化させて接合した. ピン押し込み量の符号は, 前報の Fe/Al の場合と同じであり, Fe 接合面とピンの側面とが接する位置を零として Fe 側への押し込みを正とした.

各接合条件で作製された継手について, 接合部の表面観察, 断面観察や元素分析を行った. また, 引張試験片は, 接合部が試験片のほぼ中央に位置するように接合線と直角に放電ワイヤカット機で継手試片から切り出し, 400 番のエメリー紙によって表面および裏面を平坦にした後に引張試験に供した. 引張試験片の平行部幅は 6.25mm で平行部長さは 37.5mm である.

### 3. 実験結果および考察

#### 3.1 ピンの回転速度と接合部組織と継手の引張強さ

接合部の組織や継手の引張強さに及ぼすピンの回転速度の影響を調べた. 最初に, ピン押し込み量を予備実験の結

果に基づき 0.1mm として実験を行った. 回転速度は, 500, 800, 1250, 1600 および 2000rpm とした.

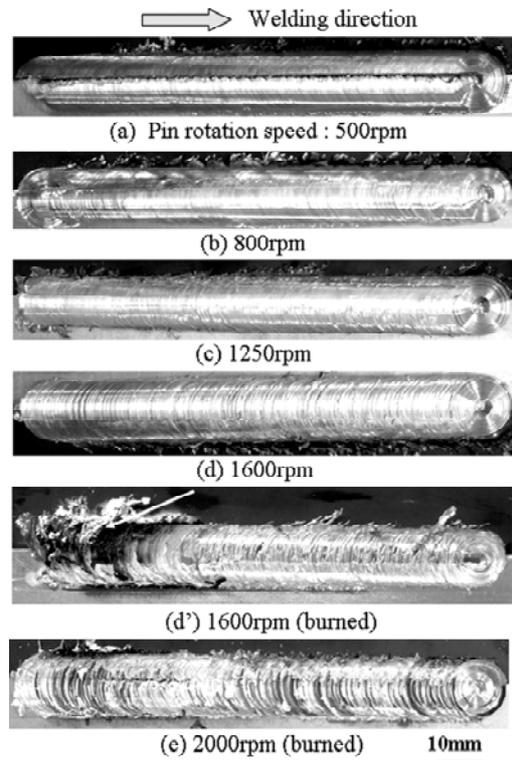


Fig.2 Effects of pin rotation speed on the surface view.

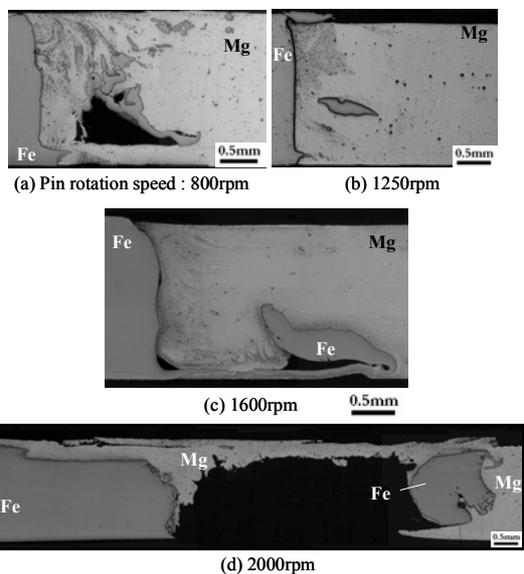


Fig.3 Effects of pin rotation speed on the cross-sectional structures.

接合部の外観を Fig.2 に示し, 接合方向と直角の接合部の断面組織を Fig.3 に示す. また, 継手の引張強さおよび伸びを Fig.4 に示す. 継手の引張強さは回転速度が 1250rpm の場合に最大になった. 回転速度 500rpm の場合は, 継手の外観写真から分かるように接合開始点から終了点まで溝状の欠

陥が生じて、接合不可であり、引張強さの測定は不能であった。これは、摩擦熱の不足によって Mg が十分に塑性流動しなかったためと思われる。

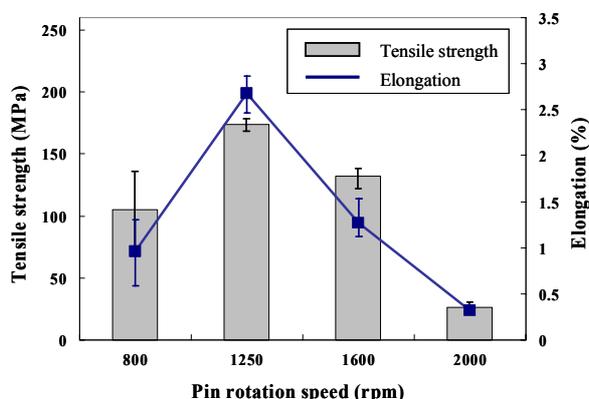


Fig.4 Relation between pin rotation speed, joint tensile strength and elongation.

一方、回転速度 2000rpm では、過剰な摩擦熱によって接合中に Mg の激しい燃焼が生じており、(供試 Mg の燃焼温度は約 532℃と測定されている<sup>8)</sup>.) Fig.3(d)に示す 2000rpm 時の接合部断面の底部には大きな欠陥が発生し、継手の引張強さは非常に低かった。欠陥の発生に Mg の燃焼が関係していると考えられるが詳細は不明である。

また、回転速度 1600rpm の場合には、Fig.2(d')に矢印で示すように、時折、Mg の燃焼が観察されたことから、この回転速度で接合部が Mg の燃焼温度近傍に達していることが推測される。回転速度 1600rpm の接合界面には、Fig.3(c)に見られるような欠陥が発生しており、継手の引張強さは回転速度 1250rpm のそれより低下した。

回転速度 800rpm の場合は、Fig.3(a)に見られるように Mg の塑性流動不足に起因していると考えられる欠陥が Mg 内部に発生しているが、破断は Fe と Mg の界面で生じた。一方、最高引張強さを示した 1250rpm の継手においても破断が Fe と Mg の接合界面で生じていることから、Fe と Mg の接合界面強さに影響を及ぼす因子について考察した。

### 3.1.1 Mg の塑性流動性の影響

ピンの回転速度を変化させた時の接合部の到達温度を推定するために、Mg 板の端面から約 70mm および接合面から約 10mm 離れた位置に直径 0.3mm の K 熱電対を溶着して測定した。接合速度は 100mm/min、Fe 接合面へのピン押し込み量は 0.1mm とした。Fig.5 に、回転速度と測定点の温度との関係を示す。回転速度の増加とともに接合部の温度が上昇している。ここで、Fig.3(d')に示したように、回転速度 1600rpm で接合した場合に接合部が Mg の燃焼温度 (約 532℃) 近傍になることから、Fig.5 における 1600rpm 時の測定温度約 362℃に約 170℃加算することによって各回転速度における接合部の温度を推定した。すなわち、回転速度

800rpm 時の接合部の温度は約 415℃、1250rpm 時のそれは約 490℃位と推定される。

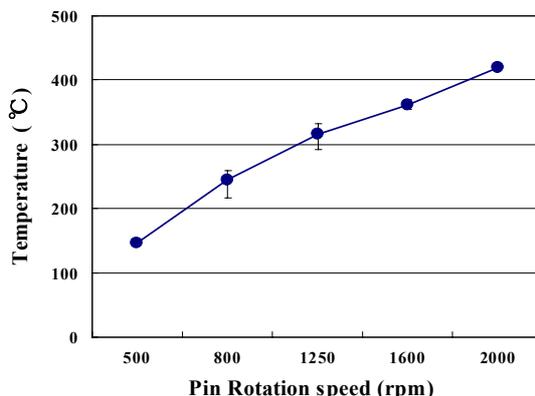


Fig.5 Relation between pin rotation speed and temperature at the position about 10mm away from weld interface.

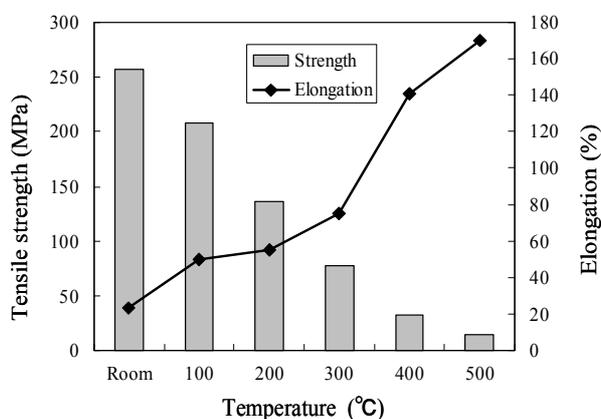


Fig.6 Tensile strength and elongation of magnesium base metal at higher temperatures.

Mg は結晶格子が hcp のために低温域での塑性変形能は低い、300℃以上の高温になると塑性変形能が急増することが知られている<sup>9)</sup>。そこで、Mg 供試材を種々温度で引張試験を行い引張強さや伸びを調べた。その結果を Fig.6 に示す。予想通り、約 400℃から伸びが急上昇している。引張試験における伸び特性が塑性変形能あるいは塑性流動性を反映していると考え、回転速度 1250rpm 時には 800rpm 時に比して Mg の伸びが約 20~25%向上し、塑性流動性が向上していることが予測される。このことから、1250rpm 時の接合部の引張強さが 800rpm 時のそれより向上した一因として、塑性流動性の向上による Fe 新界面への Mg の密着性の向上が考えられる。

### 3.1.2 接合界面での MgO の影響

Mg は酸素との親和力が大きく、容易に MgO を生成するため、もし、Fe と Mg の接合界面での MgO の生成が顕著な場合には、その接合界面強さは低下することが予想される。

そこで、接合速度 100mm/min、押し込み量 0.1mm、ピン回転速度 800rpm および 1250rpm で接合して接合界面での MgO の存在をオージェ電子分光分析 (AES) で調べた。AES 分析用の試料の準備は Fig.7 に示すようにして行った。接合部から (a) のように切り出し、さらに、(b) に示すように Fe に接合されている Mg の端部の厚さが約 10 $\mu$ m になるように斜めに切り出して、円で示す箇所を深さ方向に AES 分析した。AES 分析室の真空度は 4.7 $\times 10^{-7}$ Pa で、Mg のエッチングレートは 10nm/min である。また、電子プローブ径は約 50 $\mu$ m である。ピン回転速度 1250rpm の接合界面での深さ方向の AES 分析結果を Fig.8 に示す。O, Mg, Fe について分析した。O のピークは Mg 最表面で検出されるのみで内部では全く検出されなかった。これは、攪拌領域においても Mg は酸化されず MgO は形成されないことを示唆している。また、ピン回転速度 800rpm による接合界面においても MgO は検出されなかった。つまり、ピン回転速度 800rpm および 1250rpm における接合界面の引張強さには MgO の生成は関係しないことが判明した。

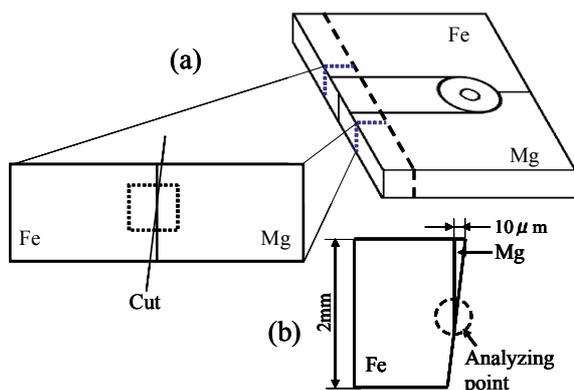


Fig.7 Preparation for a specimen to analyze weld interface using AES (a), and position to be analyzed (b).

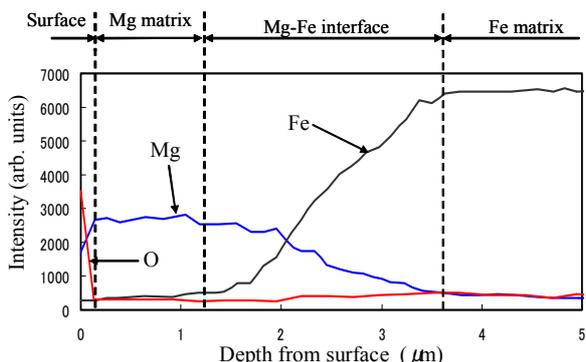


Fig.8 AES depth analyses of Mg, O and Fe around weld interface.

### 3.1.3 接合過程における Fe 新生面への塑性流動状 Mg の押し付け圧力の影響

次に、Fe と Mg の接合界面での引張強さは、塑性流動状態にある Mg が回転ピンの側面によって Fe の新生面に押し

付けられる圧力の大きさに影響されることが考えられる。

そこで、ピン回転速度と接合面近傍で発生する押し付け圧力との関係について、軸受における動圧流体潤滑による発生圧力理論を適用して考察する。すなわち、Fig.9 のように半径 R の円筒 (回転ピンに相当) がある厚みを持った平面 (Fe に相当) から距離 h 離れた位置で、粘性  $\eta$  の液体 (塑性流動状態の Mg に相当) 中で速度 V で回転しているとすると、平面壁を押し付ける動圧 Pmax は、 $P_{max} = A \cdot \eta V \sqrt{R} h^{-3/2}$  と表され<sup>10)</sup> (Martin の式)、 $X_m = B \cdot \sqrt{Rh}$  の位置で動圧は最大になる。ここで、A および B は定数である。

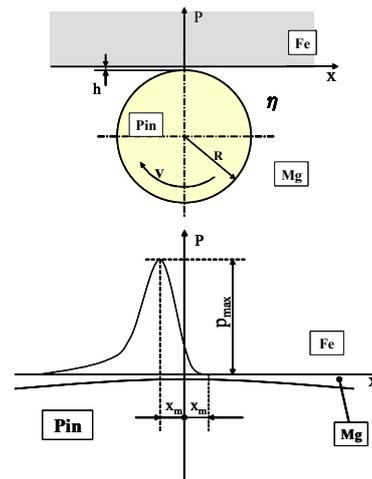


Fig.9 Schematic to explain the pressure distribution estimated by dynamic fluid lubrication theory in a bearing.

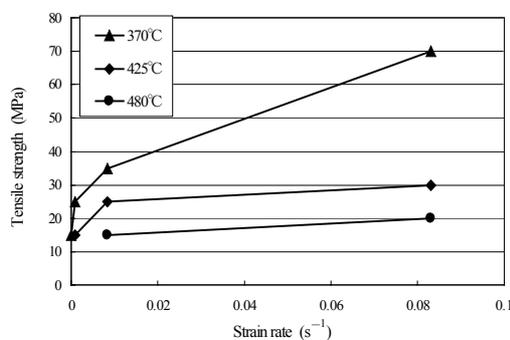


Fig.10 Relation between tensile strength and strain rate of magnesium alloy AZ31B at higher temperatures.

すなわち、動圧 Pmax はピンの回転速度とともに大きくなり、回転速度が 800rpm から 1250rpm になると、Pmax は約 1.56 倍になる。次に、ピン回転数の増加による Mg の粘性  $\eta$  の変化について検討する。Fig.10 は、AZ31B 板の 370 $^{\circ}$ C、425 $^{\circ}$ C および 480 $^{\circ}$ C における引張ひずみ速度と引張強さの関係である<sup>11)</sup>。3.1.1 項で推定したように、1250rpm および 800rpm 時における Mg の到達温度にはほぼ近い温度での関係であり、これらの温度における塑性流動状態の Mg はビンガム流体<sup>12)</sup> と考えることができる。Fig.10 において、引張ひずみ速度 0.008s<sup>-1</sup> より大きい範囲の直線の勾配は両温度においてほぼ同じになっており、また、ピン回転速度が 800rpm に

けるひずみ速度は約  $125s^{-1}$  と非常に大きいことから、両温度および両回転速度における粘性  $\eta$  はほぼ同じとみなすことができる。つまり、ピン回転速度が 800rpm から 1250rpm に変化しても、塑性流動状にある Mg の粘性  $\eta$  はほぼ同じとみなすことができる。

結果として、ピンの回転速度が 800rpm から 1250rpm になると、Fe の新生面への塑性流動状態の Mg の押し付け圧力が約 1.56 倍上昇することによって密着度が増し、接合界面強さが大きくなったと考えられる。

以上、ピン回転速度と継手の引張強さについて考察したが、ピンの回転速度が 800rpm から 1250rpm へと増加することによって Fe と Mg の接合界面での引張強さが向上した理由は、Mg の塑性流動性が向上すること、および、塑性流動状態にある Mg の Fe 新生面への押し付け圧力が大きくなり密着性が向上したためと推察した。

### 3.2 Fe 接合面へのピン押し込み量と継手の引張強さ

次に、Fe 接合面へのピン押し込み量を変化させた場合の継手の引張強さへの影響を調べた。接合速度は 100mm/min、回転速度は最高強さが得られた 1250rpm 一定にして、押し込み量を 0mm から 1.0mm まで変化させた。得られた継手の引張強さおよび伸びを Fig.11 に示す。Fig.12 に、押し込み量を変化させた時の継手断面の組織を示す。破線は引張試験後の破断位置を示す。

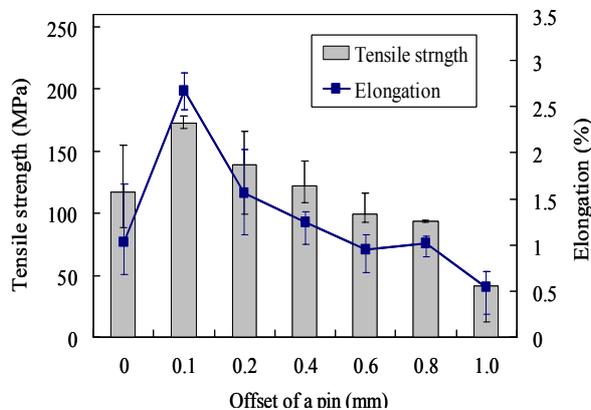


Fig.11 Relation between pin offset, tensile strength and elongation of joint

ピン押し込み量が 0.1mm の時に最高引張強さが得られた。0mm の時は、Fe 接合面での酸化皮膜の除去が不十分と思われる、引張強さは低かった。いずれの場合にも破断は Fe と Mg の界面で生じた。押し込み量が 0.2mm から 0.8mm においては、Mg 中に散在した Fe 片と Mg の界面を通して破断し、引張強さは 0.1mm の時より低下した。また、押し込み量 1.0mm では、接合中にピンが摩滅して試験片の上部だけが接合されて、継手強さは低下した。

ピン押し込み量が 0.1mm で接合した継手の破断は Fe と Mg の接合界面で生じ、一方、ピン押し込み量が 0.2mm 以上

になると、破断は Mg 中に存在する Fe 片と Mg との界面で生じた。次に、ピン押し込み量と Fe 片の存在形態と破断経路の変化について考察した。

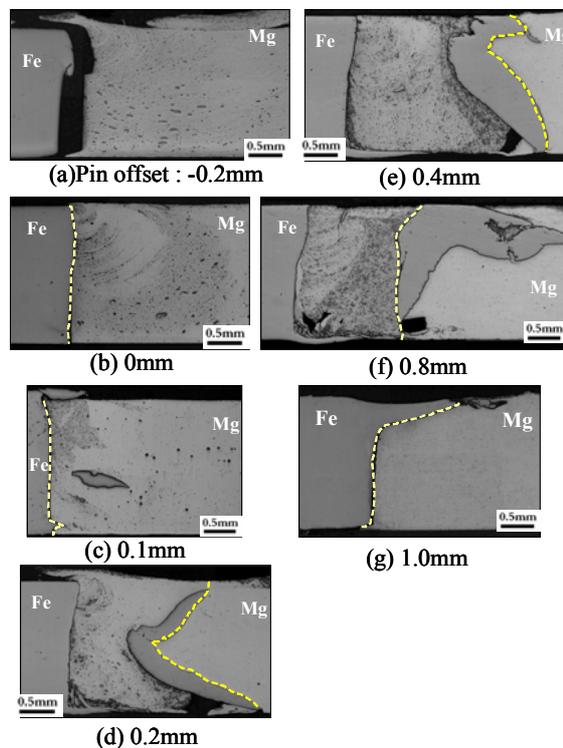


Fig.12 Effects of pin offset on the microstructures and fracture paths of welds.

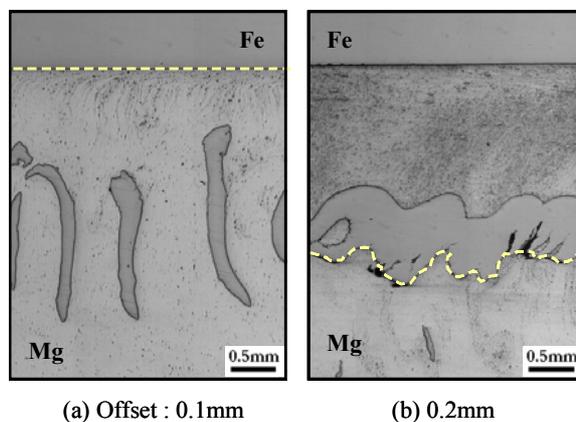


Fig.13 Cross-sectional microstructures parallel to the joint surface welded with 0.1mm pin offset (a) and 0.2mm pin offset (b). Dotted line shows the fracture paths of weld.

#### 3.2.1 ピン押し込み量と Fe 片の存在形態

Fig.13 は、継手の表面から約 1mm 内部の界面近傍の表面に平行な断面組織である。破断経路を破線で示した。(a)および(b)はピン押し込み量がそれぞれ 0.1mm と 0.2mm の継手であるが、Mg 内の Fe 片の存在形態に大きな違いがみられる。すなわち、押し込み量が 0.1mm の継手においては、Mg 内の Fe 片は小片状に接合方向とほぼ垂直に分布している。

一方、ピン押し込み量が 0.2mm の継手では、Fe 片が連続状に接合方向と平行に存在しており、さらに、Fig.12 に示したように Fe 片は Mg の表面から裏面に亘って存在する傾向にあった。この特徴は押し込み量が 0.2mm 以上の継手においても同様であった。このように、ピン押し込み量が 0.1mm から 0.2mm へ変化することによって、Mg 内の Fe 片の存在形態が大きく変化したことから、次に、その移行過程を調べた。

Fig.14(a)に示すように、接合開始点でのピン押し込み量を 0.1mm にし、接合終了点での押し込み量が 0.2mm になるように設定し、接合の進行とともに押し込み量が連続的に増加する方法で Mg 内の Fe 片の存在形態の連続的な変化を調べた。その結果を(b)の継手表面に平行な断面写真に示す。ピン押し込み量が 0.1mm である写真左側領域では Fe 片は弧状に分断されて接合方向と直角に散在している。そして、接合部中央領域では、Fe 片が次第に接合方向と平行に傾き、押し込み量 0.2mm の右側の領域では、接合方向と平行に連続状の Fe 片となって存在していることが分かる。

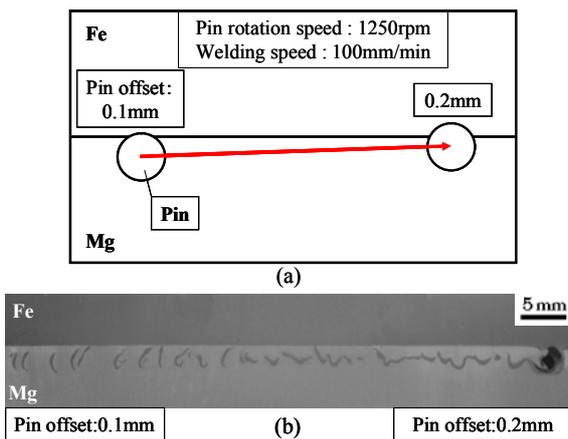


Fig.14 Schematic to show a welding method with pin offsets that changes continuously from 0.1mm to 0.2mm (a), and cross-sectional microstructure parallel to the joint surface welded with pin offset changing continuously from 0.1mm to 0.2mm (b).

Fig.15 は、接合の初期段階で接合を中止してピンを抜いた後のピン周りの Fe 片の様子を示す。(a)はピン押し込み量 0.1mm の場合で、(b)は押し込み量を 0.6mm と大きくした場合である。双方の比較から分かるように、押し込み量が 0.1mm の場合には、Fe 接合面から削ぎ落とされたピン周りの Fe は短く分断されてピンの回転力によって Mg 内部に引き込まれて、Fig.13(a)のような存在形態になったと考えられる。一方、押し込み量が 0.6mm と大きくなると、Fig.15(b)に示すように、回転ピンによって削ぎ取られる Fe も厚く連続状になっており、その結果、Fig.15(c)や Fig.13(b) (この場合は、0.2mm のピン押し込み量) に示すような接合線に平行な連続状の Fe 片となって存在すると考えられる。

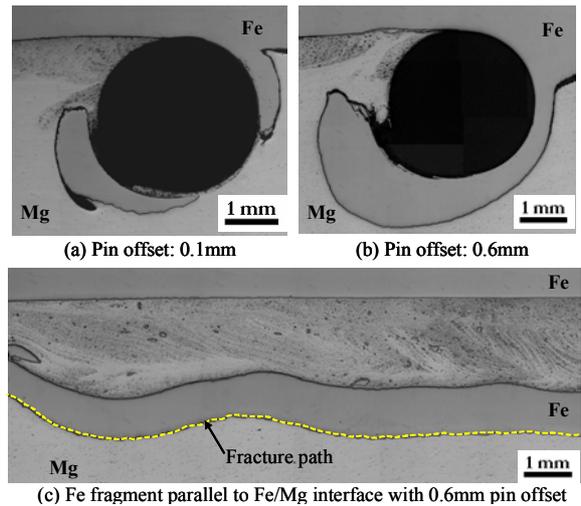


Fig.15 Photographs showing the Fe fragment state around a pin hole formed after interrupting welding at the initial stage of the welding. (a): 0.1mm pin offset and (b): 0.6mm pin offset. (c): Fe fragment parallel to weld interface with 0.6mm pin offset. In this case, fracture path (dotted line) was along the Fe-fragment/Mg interface opposite to the weld interface.

### 3.2.2 Fe 片の存在形態と破断経路と継手の引張強さ

Mg 中に散在する Fe 片は Fe 接合面が削ぎ落とされて生じることから、Fe 片には酸化皮膜が付着しているはずである。Fe 片に付着している酸化皮膜を確認するために、接合前に大気中で Fe を 600℃ で 10min 間加熱して Fe 接合面の酸化皮膜を約 3μm と厚くして接合した。Fig.16 に高温酸化皮膜の EDS 面分析結果を示すが、約 3μm の厚さとなっている。また、定量分析では、60at%O-40at%Fe であり、Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> が形成されていた。高温酸化 Fe 接合片を用いて、ピン回転速度 1250rpm、接合速度 100mm/min でピン押し込み量 0.1mm および 0.2mm で接合した。

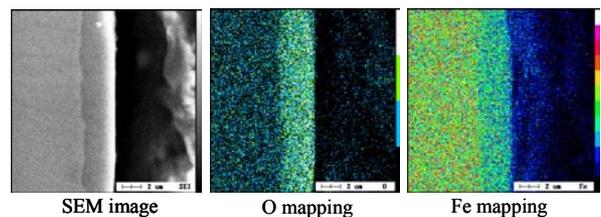


Fig.16 SEM image and EDS analyses of O and Fe on the surface of a Fe specimen oxidized in air at 600°C for 10 min.

Fig.17 は、押し込み量 0.1mm の場合で、表面から約 1mm 内部の表面に平行な断面での Fe 片を示す。写真(a)の Fe 片の四角部の拡大図が(b)であり、Fe 片の左端部の拡大写真を(c)に、右端部のそれを(d)に示す。(c)の Fe 片の左端部 (すなわち、接合開始点側) には矢印で示すような酸化皮膜 (EDS 定量分析では、57.87at%O-38.58at%-3.55at%Mg) が観察されるが、(d)の右端部 (接合終了点側) には酸化皮膜は観察されない。Fig.18 は、押し込み量 0.2mm の場合で、(a)は回転

ピンに巻き付いている Fe 片を示すが、これが Fig.15(c)に示すような接合方向に平行な Fe 片として Mg 内に残留する。(a)の Fe 片の点線部は Fe 接合面であるために酸化皮膜が付着しており、ピンに接していた一点鎖線部には酸化皮膜は存在しないはずである。(b)および(c)は(a)の Fe 片の拡大写真であり、(e)の破線部には矢印で示すような酸化皮膜 (59.61at%O-38.44at%-1.95at%Mg) が見られる。ピン押し込み量が 0.2mm 以上になると、この酸化皮膜の存在のために、Fig.13(b)や Fig.15(c)に見られるように、Fe 片と Mg の界面で破断が生じたと考えられる。

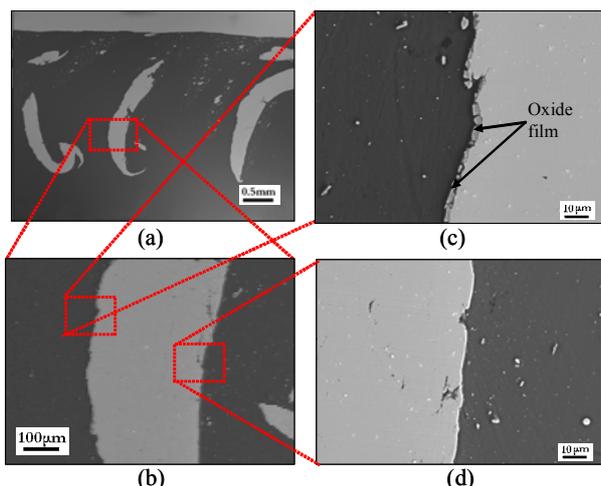


Fig.17 SEM photographs showing the cross-sectional structure about 1mm inside from the joint surface welded with pin offset of 0.1mm (a). Photo (b) shows an enlarged Fe fragment in photo (a). Photos (c) and (d) show the left-side and the right-side interface between Fe-fragment and Mg matrix, respectively. As shown in photo (c), oxide film are observed at only the left-side surface of Fe fragment, which was removed from oxidized Fe faying surface.

以上のことから、ピン押し込み量 0.2mm 以上で接合すると、Fe 片が接合方向と平行に Mg 内に入り込み、継手の引張方向と直角に存在することになり、酸化皮膜部で破断する。一方、ピン押し込み量が 0.1mm の場合は、Mg 内に入り込む Fe 片は小片状になって継手の引張方向と平行に存在するために、継手強さにはあまり影響せず、Fig.13(a)のように接合界面で破断し、押し込み量 0.2mm 以上の場合よりも継手強さが向上したと考えられる。

#### 4. 界面破断部の観察

Fig.4 に示したように、接合速度 100mm/min でピン回転速度 1250rpm、ピン押し込み量 0.1mm の接合条件で引張強さ 178.5MPa の継手が得られ、継手効率は約 70%であった。Fig.19 には、同上接合条件で作製した継手の界面破断した Fe 側の SEM 写真である。比較的平坦に見える面 (矢印) が Fe 面で、その上に Mg が付着している様相が観察される。Mg が付着している箇所では、Fe-Mg 間の凝着が達成されているが、Fe 面が露出している箇所では Mg の凝着が不十

分であり、このような箇所が存在するために継手効率が低くなっている。今後、Fe-Mg 凝着領域を拡大させる方策について検討する。

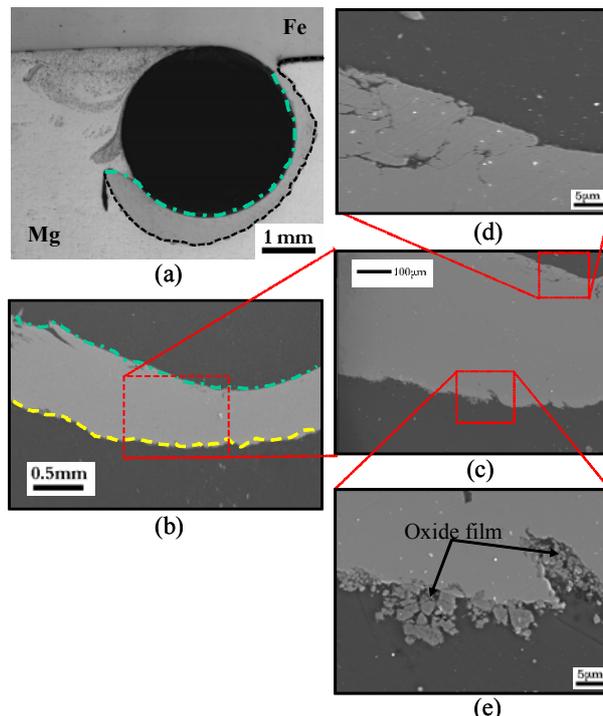


Fig.18 Photo (a) shows the Fe fragment around a pin hole formed after interrupting welding at the initial stage of the welding with pin offset of 0.2mm. Photo (b) shows an enlarged Fe continuum fragment in photo (a), and photos (d) and (e) show the interfaces between Fe continuum fragment and Mg matrix.

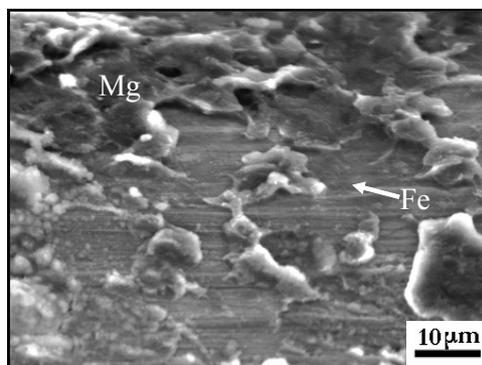


Fig.19 Fracture surface of the weld made under the optimal welding conditions.

#### 5. 結 言

本研究では、回転ピンを用いた固相接合法を適用して、鉄鋼 SS400 とマグネシウム合金 AZ31B の接合を試み、その接合の可能性を検討した。また、継手強さにおよぼす接合条件や諸因子を検討した。得られた結論は大要次のようである。

- 1) 回転ピンを用いた固相接合によって、鉄鋼とマグネ

シウム合金の突合せ接合は可能である。本実験条件において、継手の最大引張強さはマグネシウム合金母材のその約 70% であり、接合界面で破断した。

- 2) ピン回転速度が小さい場合はマグネシウム合金の塑性流動性が不十分で接合部に欠陥が発生した。回転速度の上昇とともに、塑性流動性が向上し、また、鉄鋼接合面へのマグネシウム合金の押し付け圧力が向上して継手強さが増大した。しかし、ピン回転速度の過度な上昇はマグネシウム合金の燃焼を引き起こして継手強さは低下した。
- 3) 鉄鋼接合面へのピン押し込み量が 0.1mm の場合は、回転ピンによって削り取られた鉄鋼片は小片状になってマグネシウム合金内に取り込まれ、継手強さには影響しない。しかし、押し込み量が 0.2mm より大きくなると、マグネシウム合金内に取り込まれる鉄鋼片は連続状になって接合界面と平行に存在して継手の破断はこの鉄鋼片に沿って生じるために、継手強さは低下した。

#### 参 考 文 献

- 1) B.L.Mordike and T.Ebert: Magnesium Properties-applications-potential, Materials Science and Engineering A302(2001), 37-45
- 2) K.Nakata: Fundamentals of dissimilar welding, Welding technology, Vol.52, No.9(2004), 141-146, (in Japanese)
- 3) W.H.Jiang and R.Kovacevic: Feasibility study of friction stir welding of 6061-T6 aluminum alloy with AISI 1018 steel, J. Engineering manufacture, Vol.218 Part B (2004), 1323-1331
- 4) T.Watanabe et al: Joining of Steel to Aluminum Alloy by Interface-Activated Adhesion Welding, Materials Science Forum, Vols. 426-432(2003), 4129-4134. (in Japanese)
- 5) T.Watanabe et al: Solid State Welding Aluminum Alloy to Steel Using a Rotating Pin, -Solid State Welding of Dissimilar Metals Using a Rotating Pin (Report 1)- , Quarterly J. of Japan Welding Society, Vol.23, No.1(2004), 141-148. (in Japanese)
- 6) T.Watanabe et al: -Solid State Welding of Dissimilar Metals Using a Rotating Pin (Report 2)- , Quarterly J. of Japan Welding Society, Submitting. (in Japanese)
- 7) T.Watanabe et al: Friction Stir Welding of Aluminum Alloy to Steel, Welding J, Vol.83, No.10 (2004), 277S-282S
- 8) T. Watanabe et al: Development of Flux and Filler Metal for Brazing Magnesium Alloy AZ31B, Welding J., Vol.84, No.3(2005), 37S-40S
- 9) J.Koike, T.Kobayashi, T.Mukai and H.Watanabe: The activity of non-basal slip system dynamic recovery at room temperature in fine-grained AZ31B magnesium alloys, Acta materialia, 51(2003), 2055-2065
- 10) Y.Yamamoto and M.Kaneda: Tribology, Rikogakusha, 2003, 115. (in Japanese)
- 11) Edited by M.M.Avedesian and H.Baker: Magnesium and magnesium Alloys, ASM International, 1999, 193.
- 12) Edited by Japan Rheology Society: Lecture of Rheology, Koubunshi Kankoukai, 1992, 17-63. (in Japanese)