

高性能マグネシウム合金の溶接・接合技術

Welding and Joining Technology of Mg Alloys with Superior Mechanical Properties

廖 金孫* 山本尚嗣* 中田一博**

Jinsun Liao, Naotsugu Yamamoto, Kazuhiro Nakata

本研究では、強ひずみ加工による結晶粒微細化の手法を利用して開発した高強度・高耐衝撃性マグネシウム合金の溶接・接合技術の確立を目的とし、摩擦攪拌接合、摩擦攪拌スポット接合、抵抗スポット溶接、ティグ溶接およびファイバーレーザ溶接を用いて、高強度・高耐衝撃性マグネシウム合金の溶接性を市販マグネシウム合金と比較しながら評価を行い、継手効率が85～91%の摩擦攪拌接合条件、引張せん断荷重が8.9 kNのスポット接合条件、溶接欠陥のないティグ溶接条件とその方法、継手効率が89%のファイバーレーザ溶接条件および、これらの継手強度の支配因子を明らかにすることができた。

上述の研究成果により、開発した高強度・高耐衝撃性マグネシウム合金のみならず、市販マグネシウム合金に対してもそれらの溶接・接合技術をほぼ確立できたと考えられる。

In order to establish the welding and joining technology of magnesium alloys with superior mechanical properties, which were produced via grain refining processes through severe plastic deformation, the weldability of these magnesium alloys was evaluated and compared to that of commercial magnesium alloys by using friction stir welding (FSW), friction stir spot welding (FSSW), resistant spot welding (RSW), tungsten inert gas arc welding (TIG) and fiber laser beam welding (FLBW) processes. The suitable welding process and welding conditions were also discussed. For the FSW, the welded joint with the welding efficiency of 85–91% is obtained. For the FSSW and RSW, the welding conditions by which the shear tensile force of the welded joints is as high as 8.9 kN are determined. For the TIG welding, the proper welding conditions are achieved, by which welding defects can be prevented. For the FLBW, the welded joint has a welding efficiency of 89%, and the factor controlling joint strength is demonstrated. From the above results, it is conceivable that the welding and joining technology for both the developed magnesium alloys with superior mechanical properties and the commercial magnesium alloys is established.

1. 緒言

地球規模での環境負荷低減には、自動車をはじめとする各種車両の軽量化やエネルギーの有効活用等を促進するさまざまな技術開発が非常に重要となってきた。実用金属の中で最軽量のマグネシウム合金はその環境問題の解決に対するキー・マテリアルの一つである。しかしながら、マグネシウム合金を構造用部材として広範囲に使用するには、耐食性向上のほか、高強度化と高靱性化や、室温における塑性加工性の向上等の技術課題を解決することが必要であり、また、その溶接・接合技術の確立も不可欠である。

このような背景の下で、当社は大阪大学と共同で粉体技術と強ひずみ加工法を基調とした組織制御プロセスを用いて、結晶粒微細化によるマグネシウム合金の強度や変形能力と耐衝撃性などの著しい向上を実現し、従来にない高強度・高耐衝撃性マグネシウム合金の開発に成功した¹⁻⁴⁾。また、この高強度・高耐衝撃性マグネシウム合金の実用化を目指して、溶接・接合技術を含む各種関連技術の研究開発を行ってきた。

マグネシウム合金の溶接・接合技術に関する本研究開

発は、上述の高強度・高耐衝撃性マグネシウム合金のみならず、市販マグネシウム合金を含む各種マグネシウム合金の溶接・接合技術の確立を目的とするものである。

マグネシウム合金の溶接・接合技術の研究開発に際しては、高強度・高耐衝撃性マグネシウム合金を実構造物に適用することを想定して、汎用性が最も広いティグ溶接や抵抗スポット溶接にて、これらのマグネシウム合金の溶接性を調査したほか、最近の溶接・接合技術の研究開発の最先端にある摩擦攪拌接合やファイバーレーザ溶接などの、母材の特性を損なうことが少ないと期待される溶接プロセスによる溶接継手も評価検討した。これらの調査検討により、市販マグネシウム合金は言うまでもなく、高性能マグネシウム合金に対しても、継手効率の高い溶接技術を確立することができた。本稿ではその研究開発成果の一部の概要を報告する。

2. 高性能マグネシウム合金

2.1 高強度マグネシウム合金

以下に示すホールペッチ (Hall-Petch) の式 (1) によると、金属材料の降伏強度は結晶粒径の平方根と反比例の関係にある。

$$\sigma_y = \sigma_0 + kd^{-1/2} \quad (1)$$

* 技術開発本部 材料技術開発部

** 大阪大学 接合科学研究所

ここで、 σ_y は金属材料の降伏強度、 d は結晶粒径、 σ_0 と k は材料定数である。結晶粒径が小さければ小さいほど、金属材料の降伏強度が上昇する。他方、金属材料の結晶粒微細化には強ひずみ加工が有効であり、近年、ECAP (Equal-Channel Angular Pressing)、ARB (Accumulative Roll Bonding)、降温多軸鍛造、圧縮ねじり加工およびローラコンパクトプロセス (Roller Compact Process、以下RCPと略す)などの強ひずみ加工法が提案されている。本開発の高強度マグネシウム合金はRCP工法によるものである。

RCP工法については既報¹⁾に詳述しているので参照いただきたい。RCP処理したAZ31Bのマイクロ組織と引張試験結果をそれぞれ図1と図2に示す。図1から分かるように、出発原料(鋳造材)の平均結晶粒径が数100 μm であることに對して、RCP処理後のAZ31Bの平均結晶

粒径は約1~2 μm である。また、出発原料には数ミクロンサイズの金属間化合物 β 相($\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$)が観察されたが、RCP処理後のAZ31Bには β 相が微細分散され、そのサイズは数10nm~200nm程度である。

EBSD (Electron Backscatter Diffraction、後方散乱電子線回折)法を用いてRCP処理のAZ31B合金の集合組織を解析した結果、従来の押出材には強い底面(0001)集合組織が観察されたが、RCP処理のAZ31B押出材は底面の配向がランダムになったことが判明した。また、図2に示しているように、RCP処理のAZ31B合金は、伸びが従来押出材と同程度であるが、降伏強度と破断強度は従来押出材より大幅に向上した。このような高強度マグネシウム合金は5000系または6000系のアルミニウム合金に匹敵する強度を持っている。

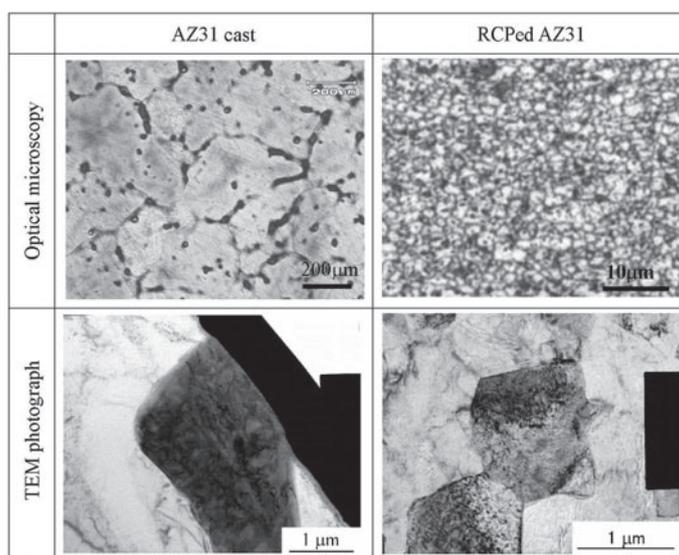


図1 鋳造材およびRCP処理後のAZ31Bのマイクロ組織(RCP: 50回)

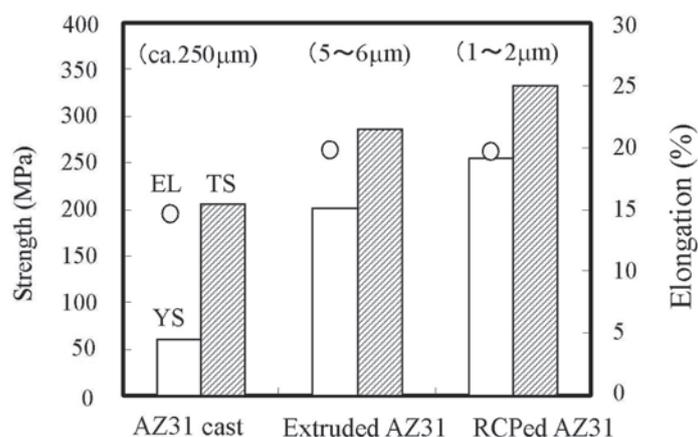


図2 AZ31B鋳造材、一般押出材およびRCP処理材の機械的性能の比較

2.2 高耐衝撃性マグネシウム合金

高耐衝撃性マグネシウム合金は大圧下率圧延工法 (High Reduction Rolling、以下HRRと略す) により製造されたものである。HRR工法はRCP工法と同様な設備を使用し、RCP工法に似ている部分が多いが、RCP工法と以下の2点が異なる。まずは出発原料である。RCP工法の出発原料はマグネシウム合金チップであることに対して、HRR工法の出発原料はマグネシウム合金板である。次に処理回数が異なる。RCP処理高強度マグネシウム合金のRCP処理回数は50回であるが、HRR工法の処理回数は1回だけである。HRR工法については既報^{2, 3)}に詳述しているので参照いただきたい。

HRR工法で得られた高耐衝撃性AZ31B合金と従来押出工法で製造したAZ31B押出材のマイクロ組織を図3に、機械的性能を図4に示す。従来押出材の平均結晶粒径が約11 μmであることに対して、HRR工法で得られた高耐衝撃性AZ31B合金の平均結晶粒径は約1.9 μmである。このため⁴⁾、HRR工法で得られた高耐衝撃性マグネシウム合金の降伏強度および破断強度は従来押出材より高くなり、特に、シャルピー吸収エネルギーは従来押出材の約3倍と大幅に上昇した。

3. マグネシウム合金の摩擦攪拌接合

1991年に英国の溶接研究所 (The Welding Institute : 以下TWI) において開発された摩擦攪拌接合 (Friction Stir Welding : 以下FSW) は新しい接合法として注目を集め、航空宇宙産業をはじめ、自動車、船舶、車両等多くの分野においてその実用化に向けての基礎および応用研究が国内外で活発に行われている。アルミニウム合金ですでに実用化されている例もある。

一方、前節で述べたように、高強度・高耐衝撃性マグネシウム合金は強ひずみ加工と粉末冶金法の組合わせにて製造した結晶粒径が非常に小さいものである。これらの微細結晶粒をもつマグネシウム合金を溶接する際、溶接部およびその近傍の熱影響部の結晶粒の粗大化および、それによる接合部の強度低下、または継手効率 (接合継手強度/母材強度×100%) の著しい低下を防ぐ必要がある。そのために、入熱量が少ないFSWが有望であると考えられる。そこで、FSWを用いて高強度・高耐衝撃性Mg合金の溶接接合性と最適接合条件を検討した。

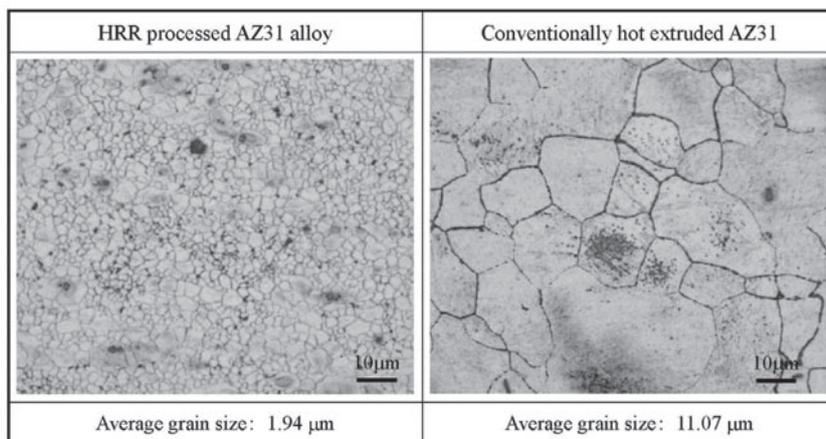


図3 AZ31BのHRR処理材と一般押出材のマイクロ組織

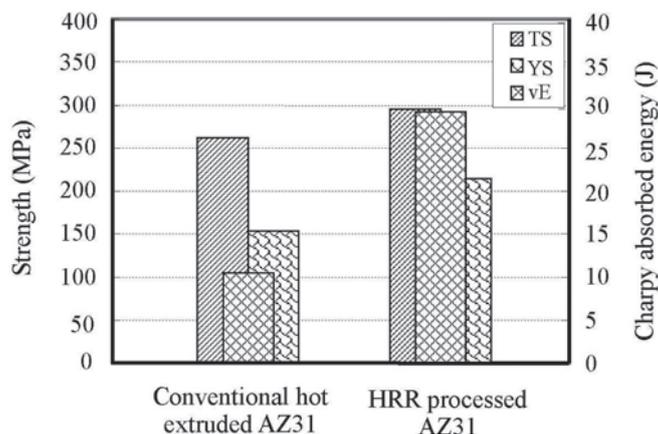


図4 AZ31BのHRR処理材と一般押出材の機械的特性

3.1 実験方法

FSWを用いる材料の接合方法の模式図を図5に示す。ショルダ(Shoulder)とプローブ(Probe)からなるツールを高速回転させ、プローブ部を突合せた2枚の板のI開先部に押しつけると、ツールと材料の間に発生する摩擦熱により、開先部の金属は軟化しプローブは開先内に挿入される。軟化した金属はプローブおよびツールの回転により容易にプローブの周囲を塑性流動し、攪拌混合され、拡散現象などにより金属として一体化して接合される。この時、プローブを突き合わせ部に沿って移動することにより連続した接合が行われる。接合時、接合方向とツールの回転方向が一致する側をAdvancing Side(以下AS)、もう一方の側をRetreating Side(以下RS)と呼ぶ。

FSW実験に用いた材料はRCP処理の高強度マグネシウム合金RCP AZ31BとRCP ZAXE1713および大圧下率圧延処理の高耐衝撃性マグネシウム合金HRR AZ31Bである。これらの材料の化学成分を表1に示す。また、接合用ツールの材質と寸法および接合条件を表2に示す。供試材料は長さ250mm、幅74mm、厚さ4mmの板材である。接合完了後、接合部の外観検査とX線透過試験を行い、接合部の内部欠陥の有無を調べた上、接合部断面のマクロ組織とミクロ組織観察を行った。また、接合部断面において、板厚1/2の箇所の結晶粒径と硬さ(荷重0.49N、負荷時間15s)を測定し、結晶粒径と硬さ分布を求めた。さらに、継手の引張試験を行い、接合継手の機械的特性を評価した。実験方法等の詳細については既報^{5, 6)}に詳述しているので参照いただきたい。

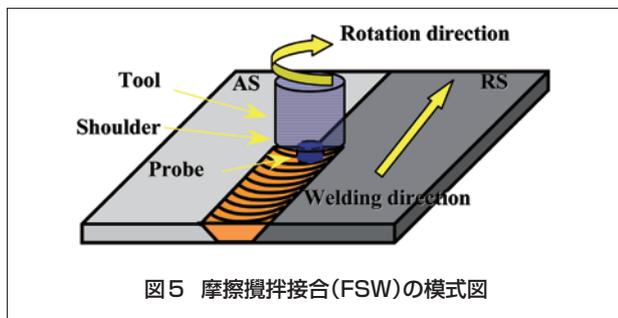


表1 供試材料の化学組成

Alloy	Chemical compositions (mass%)						
	Al	Zn	Fe	Mn	Ca	La	Mg
RCP AZ31B	2.96	0.99	0.007	0.35	0.001	-	Bal.
RCP ZAXE1713	7.0	1.0	-	-	1.0	3.0	Bal.
HRR AZ31B	3.19	1.05	0.003	0.39	-	-	Bal.

表2 接合ツールの材質と寸法および接合条件

Welding tool		Welding condition	
Material	SKD61	Rotation speed	750, 1,000, 1,250 min ⁻¹
Dia. of shoulder	15 mm	Welding speed	150, 250, 400, 500, 600, 750, 1,000 mm/min
Dia. of probe	5 mm	Down force	7.35, 9.80 kN
Length of probe	3.9 mm	Angle of tool	3°

3.2 実験結果および考察

高強度マグネシウム合金RCP ZAXE1713のFSW継手外観の一例として図6に示す。継手の表面には、FSWの特徴であるショルダ径とほぼ一致した円弧状の模様は接合開始点から終端部まで連続的に観察され、この円弧状の模様の間隔は接合速度の増加と共に広がる傾向を示した。接合速度が250 mm/minの場合は、裏面が荒れた状態となっていたが、接合速度が400 mm/min以上の場合には滑らかな接合面が得られた。また、接合部のバリは、接合速度が400 mm/min未満では、ASとRSの両側で多量に認められたが、接合速度が400 mm/min以上ではわずかに認められる程度であった。また、外観上は、表面および裏面ともにいわゆる接合欠陥は認められなかったが、X線透過試験または断面組織観察から、ツールの回転速度1,250min⁻¹と接合速度750mm/minの継手では内部欠陥が観察された。

回転速度が1,000 min⁻¹で接合速度が400 mm/minの条件で行った突合せ接合部断面のマクロ組織とミクロ組織を図7に示す。図7(a)に示すようにプローブが通過した攪拌部(Stir zone, SZ)はプローブ形状に類似した様相を呈し、攪拌部の周囲にはわずかであるが熱的および機械的影響を同時に受けた領域(Thermo mechanically affected zone, TMAZ)が観察された。図7(b)より母材の組織は若干板面に平行な層状の組織を呈しているが、図7(c)～(e)に示すSZでは、摩擦熱による温度上昇とプローブの回転による塑性流動により動的再結晶が発生し、微細な等軸晶を呈していた。結晶粒径の測定結果は後述するが、SZの組織は中央部に近いほどより微細な組織を呈していた。また、SZと母材部の境界はASおよびRS共に不明瞭であった。これは、母材組織および再結晶組織が非常に微細であり、組織に大きな違いが見られなかったためと考えられる。すなわち、微細結晶粒を維持した状態での接合が可能であることが示唆される。

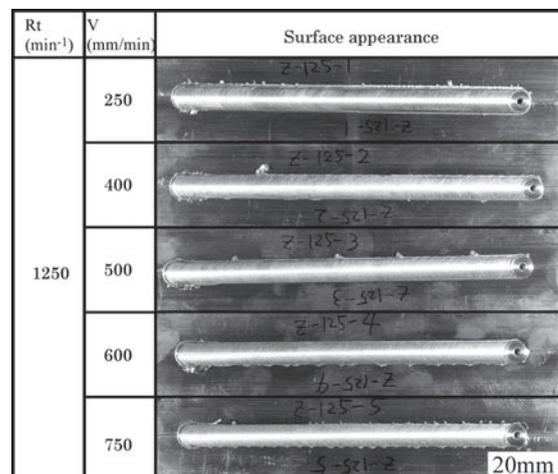


図6 FSW継手の外観写真(RCP ZAXE1713合金)

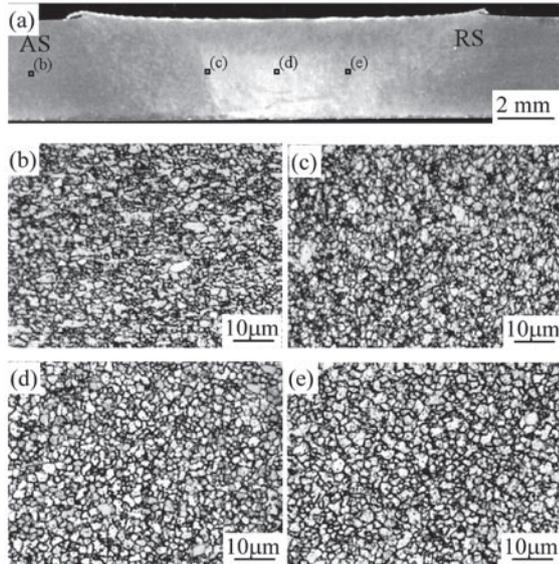


図7 FSW継手の外観写真
(RCP ZAXE1713, 1,000 min⁻¹-400 mm/min)

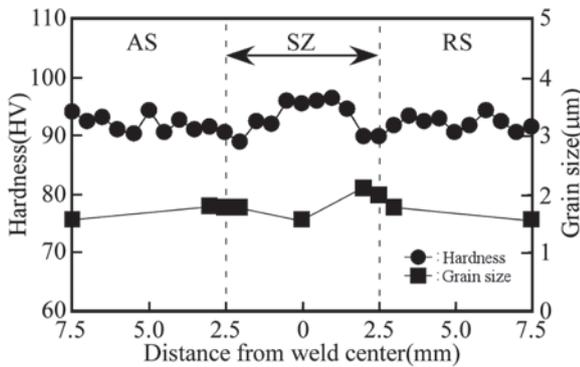


図8 FSW接合部の結晶粒サイズと硬さ分布
(RCP ZAXE1713, 1,000 min⁻¹-400 mm/min)

ツールの回転速度が1,000min⁻¹で接合速度が400mm/minの突合せ継手の板厚中央部の硬さ分布と結晶粒径の測定結果を図8に示す。各部の硬さには若干のバラツキが見受けられるが、SZの中央部から約1.5mmまでの領域では母材部と比較すると極わずか (HV3程度) 硬化しており、SZの中央部から1.5~2.5mmの範囲では逆に母材部と比較すると極わずか (HV3程度) 軟化した。また、継手の硬さ分布には接合条件による明瞭な差異は認められなかった。硬さの変化要因として、まずは結晶粒径が考えられる。Hall-Petchの式によれば、結晶粒径が小さくなるほど硬さは増加する。図8から分かるように、硬さが母材に比べて極わずか軟化している領域では、結晶粒径が母材に比べて極わずか大きくなっている。一方、母材部と比較すると極わずか硬化した領域では、結晶粒径は母材とほぼ同等か極わずか大きい程度であった。ゆえに、この領域では、結晶粒径以外の要因もあると考えられる。その要因として、金属間化合物等の介在物の密度や分布の影響が考えられる。この継手の組織をTEMにより観察した結果、母材中には1 μm程度の金属化合物LaAl₃と0.5 μm程度の金属化合物La₃Al₁₁が存在したことに對して、SZではこれらの金属間化合物は、摩擦攪拌によって数十nmと微細化して、分散しているのが判明した。このように、SZ中央部では数十nmサイズの非常に微細な介在物が数多く分散しているため、硬度が若干上がったと考えられる。

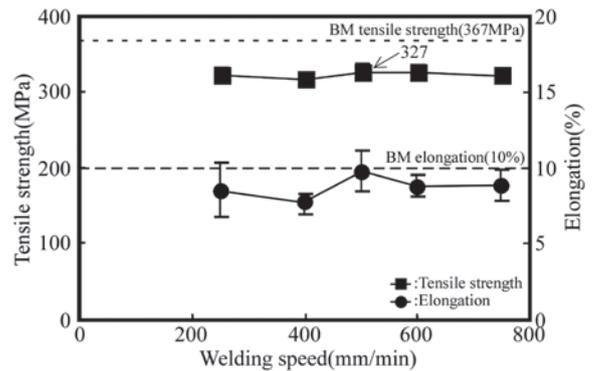


図10 FSW継手の機械的性能
(RCP ZAXE1713, 1,250 min⁻¹)

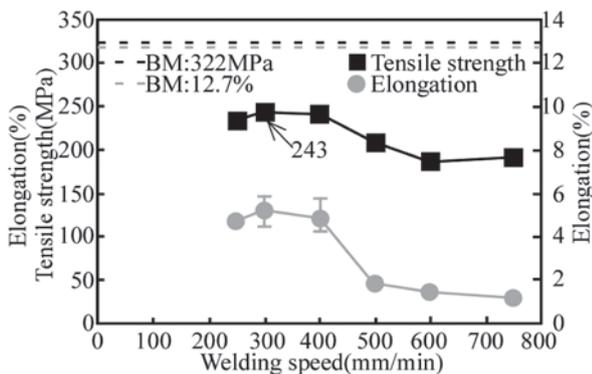


図9 FSW継手の機械的性能
(RCP AZ31B, 1,250 min⁻¹)

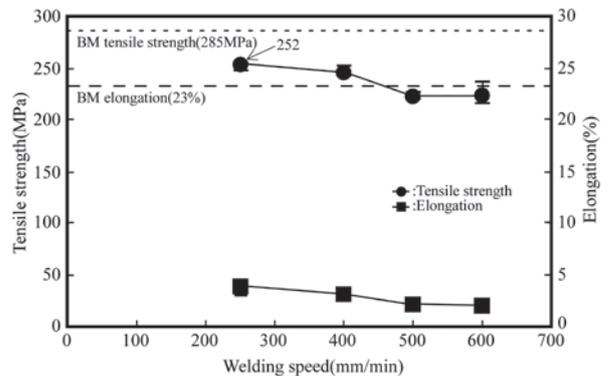


図11 FSW継手の機械的性能
(HRR AZ31B, 1,250 min⁻¹)

ツール回転速度を $1,250 \text{ min}^{-1}$ 一定とし、接合速度を変化させて得られた高強度RCP AZ31B合金、RCP ZAXE1713合金および高耐衝撃性HRR AZ31B合金のFSW継手の引張試験結果をそれぞれ図9～11に示す。

高強度RCPAZ31B合金においては、引張強度は接合速度の増加とともに増大し、最大値に到達後接合速度の増加とともに減少する傾向であった。伸びについても同様の傾向であった。図9に示しているように、最も高い引張強度が得られる条件は $1,250 \text{ min}^{-1}$ 、 300 mm/min で、その時の引張強度が 243 MPa であり、母材強度と比較した値である継手効率(接合継手強度/母材強度 $\times 100\%$)が約 75% であった。引張試験片はほとんどの継手においてASで破断しており、主に熱影響部(HAZ)もしくはHAZと攪拌部(SZ)との境界付近で破断する傾向であった。

前述のように、FSW接合部の結晶粒径は母材と同程度であったが、継手の引張強度は母材より大幅に低下した。これは、接合部に強い集合組織が形成されたためとEBSD解析により判明した。継手の引張強度を改善するために、ツールのショルダ径とプローブ径の比率を変化させて、接合部の集合組織制御を試みた。その結果、継手効率が 85% のFSW継手が得られた。なお、 $1,250 \text{ min}^{-1}$ 、 300 mm/min の条件で接合した市販のAZ31Bの継手効率は、最大で約 96% であった。

高強度RCPZAXE1713合金においては、図10に示しているように、引張強度および伸びは接合速度に依存せずほぼ同程度である。ツールの回転速度が $1,250 \text{ min}^{-1}$ で接合速度が 500 mm/min の場合、継手の引張強度は 327 MPa で、継手効率は 89% である。なお、ツールの回転速度が $1,000 \text{ min}^{-1}$ で接合速度が 400 mm/min の接合条件では、継手の引張強度が最大で 336 MPa であり、継手効率は約 91% であった。引張試験片の破断位置は接合条件により若干異なっているが、主にSZかその周囲のHAZで破断する傾向であった。

高耐衝撃性HRR AZ31B合金においては、継手の引張強度は接合速度が 250 mm/min の時に最大値(252 MPa)であり、それ以上の接合速度では、接合速度の増加とともに減少する傾向であった。伸びについても同様の傾向であった。その時の継手効率は 88% である。しかしながら、伸びは母材に比べると著しく低下していた。引張試験片の破断位置はASにあり、主に熱影響部(HAZ)もしくはHAZと攪拌部(SZ)との境界付近で破断する傾向であった。

以上の実験結果から分かるように、最適な接合条件でFSWを行った場合、高強度・高耐衝撃性マグネシウム合金の継手効率は $85\sim 91\%$ と高かった。

4. マグネシウム合金のスポット溶接

電気抵抗スポット溶接(Resistant Spot Welding、以下RSWと略す)は自動車分野において最も汎用的な溶接方法の一つである。この溶接方法では溶接部に溶融が生じ

るため、溶接される材料の材質および溶接条件により、溶接部に欠陥が発生する可能性がある。一方、近年では従来のFSW法をベースに開発された摩擦攪拌点接合(Friction Stir Spot Welding、以下FSSWと略す)はアルミニウム合金の重ね接合として注目され、一部実用化されている。そこで、本研究では難燃性マグネシウム合金および高耐衝撃性マグネシウム合金にFSSWとRSW法を適用し、これらのマグネシウム合金のスポット接合性を検討した。

4.1 実験方法

FSSWプロセスを模式的に示すと図12のようになる。まず、接合ツールを回転させながら被接合材表面に押付ける。この際、プローブと被接合材との間に摩擦熱が発生し、この摩擦熱により被接合材が軟化されプローブが圧入され始める。その後、プローブが完全に被接合材中に入り、ショルダが被接合材表面に接触してからもツール回転を一定時間で継続する。この間、ツール周辺の材料が塑性流動現象を起こし、上下の板が攪拌し一体化される。この間ツール周辺の材料は溶融せず固相状態が維持される。そして、最終的に接合ツールを上昇させてプローブを引き抜く。その時、接合は終了する。

一方、RSWは図13に示しているように、溶接される金属板(被溶接材)を重ね、電極で加圧し、電圧を加えて電流を流し、溶接部をジュール発熱によって加熱して局部的に溶融させて、被溶接材を冶金的に接合する溶接方法である。

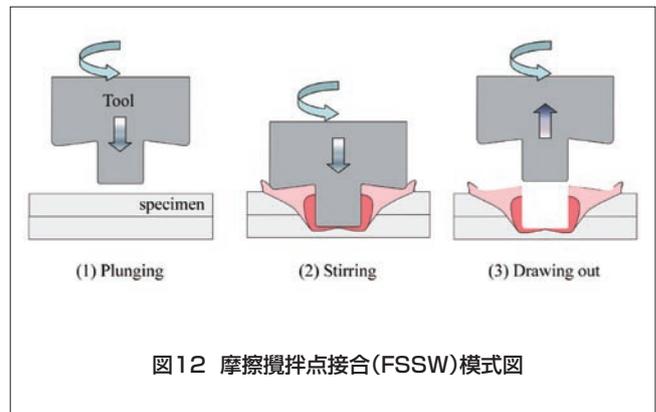


図12 摩擦攪拌点接合(FSSW)模式図

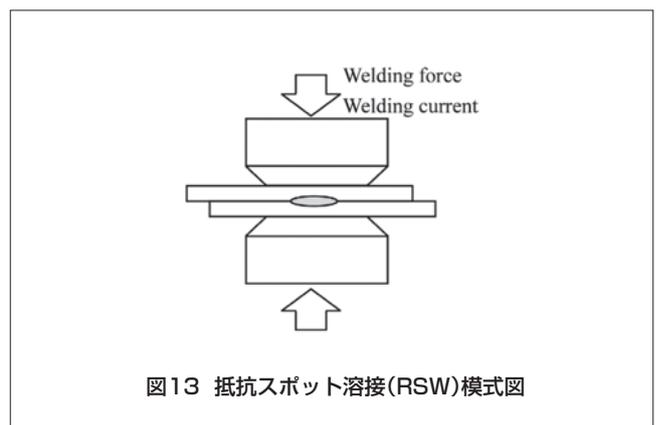


図13 抵抗スポット溶接(RSW)模式図

本研究では、難燃性マグネシウム合金AMX602および高耐衝撃性マグネシウム合金HRR AZ31Bを用いた。HRR AZ31BおよびAMX602の化学組成をそれぞれ表1 (P44参照)と表3に示す。実験には、図14に示しているように、長さ150mm、幅50 mm、厚さ3mmの板材を使用した。FSSWの接合ツール材質と寸法および接合条件を表4に、RSWの電極の材質と寸法および溶接条件を表5に示す。接合完了後、接合部の外観検査を行った上、接合部断面のマクロ組織とミクロ組織を観察し、また、接合部断面の結晶粒径と硬さを測定した。さらに、点接合継手のせん断引張試験を行い、接合継手の強度を評価した。実験方法等の詳細については既報⁷⁾に詳述しているため参照いただきたい。

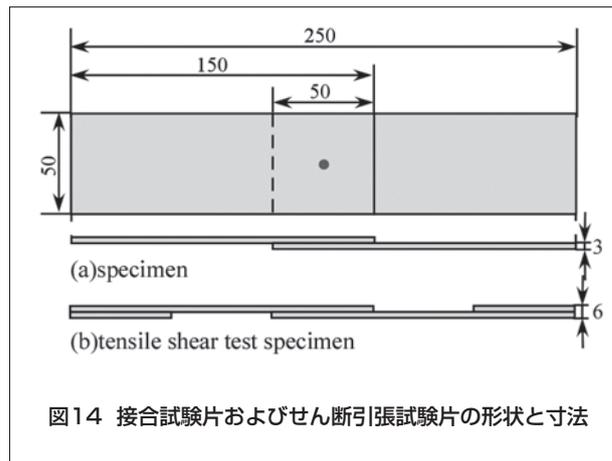


図14 接合試験片およびせん断引張試験片の形状と寸法

4.2 実験結果および考察

4.2.1 難燃性マグネシウム合金のFSSW

接合部形成におよぼす接合時間、ショルダ径および圧入荷重の影響について検討した。得られた継手の一部の外観写真を図15に示す。ショルダ径および圧入荷重によらず接合時間の増加とともにツールの進入深さが増加し、ツールの外周部から排出されるバリが増加し、接合痕が大きくなる傾向であった。同じショルダ径で同じ接合時間であれば、圧入荷重が大きくなるとツールの進入深さが増加し、接合痕は大きくなる傾向であった。

表3 供試材料の化学組成

Alloy	Chemical compositions (mass%)						
	Al	Zn	Fe	Mn	Ca	Si	Mg
AMX602	6.16	<0.01	0.006	0.228	2.02	0.003	Bal.

表4 FSSW接合ツールの材質と寸法および接合条件

Welding tool		Welding condition	
Material	SKD61	Rotation speed	1750 min ⁻¹
Dia. of shoulder	15, 20 mm	Down force	9.8, 14.3 kN
Dia. of probe	5 mm	Angle of tool	0°
Length of probe	3.9 mm	Welding time	3 - 14 s

表5 RSW電極の材質と寸法および溶接条件

Electrode		Welding condition	
Material	Cu-Cr alloy	Welding current	22 - 37 kA
shape	Dome	Welding time	6 - 24 cycles
Dimension	100R-16 Φ	Welding force	6.86, 9.80 kN

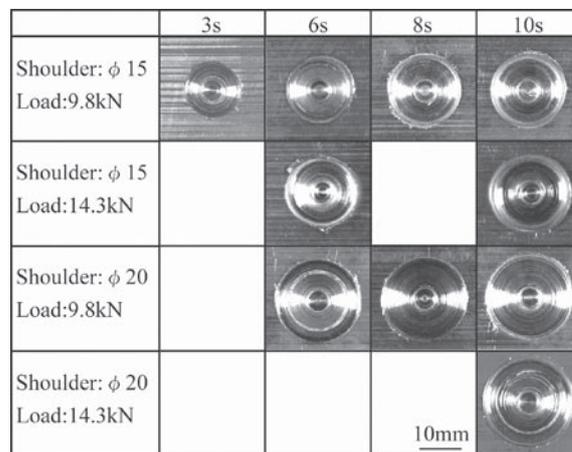


図15 FSSW継手の外観(AMX602)

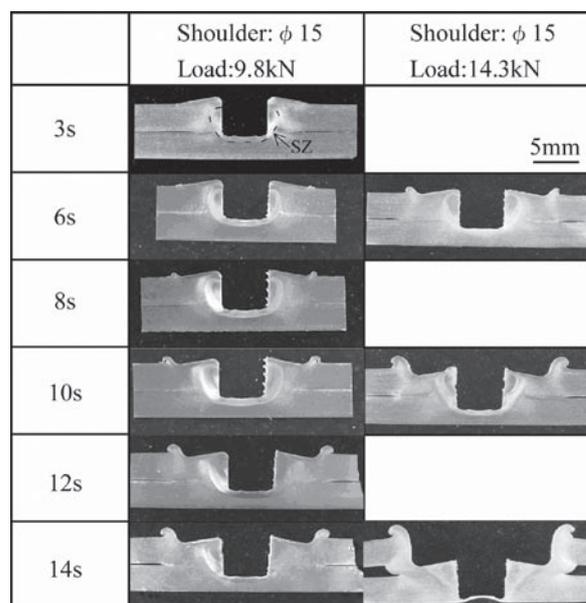


図16 FSSW継手断面のマクロ組織(AMX602)

ショルダ径を15 mmと一定して、圧入荷重および接合時間を変化させて得られたFSSW継手の断面マクロ組織写真を図16に示す。ショルダ径および圧入荷重が異なる場合でも、接合時間の増加とともに下板側へのプローブの侵入深さは増加し、ツールによる穴周辺が盛り上がる形状となり、ツールの回転による円周方向への塑性流動によって形成される攪拌部(SZ)は拡大する傾向である。ショルダ径を15mmと一定とし圧入荷重を変化させた場合、圧入荷重が大きいほどプローブの下板側への進入深さは増加し、接合時間が14sではプローブの先端が下板の裏面まで到達し、上板側と下板側との間に隙間が生じた。以上のことから、圧入荷重はいずれのショルダ径においても、9.80kNが適していると考えられる。

ショルダ径15mm、圧入荷重9.80kN、接合時間10sで得られた継手の断面マクロ組織およびミクロ組織を図17に示す。図17(a)中の黒線で囲んだ領域の拡大写真を図17(b)に示しているが、上下板の界面はツール外周部の内側から上板側へ進展しており、SZの外側付近のTMAZの領域で消失している。図17(c)および(d)にSZおよび母材のミクロ組織を示しているが、SZの結晶粒は母材に比べて微細化されており、これは摩擦攪拌中において動的再結晶が生じて結晶粒が微細化したためと考えられる。このような組織はいずれの条件で得られた継手もほぼ同様であった。

ショルダ径15mm、圧入荷重9.80kN、接合時間10sで得られた継手のSZとその周辺における上板の板厚中央部の硬さ分布および結晶粒径の測定結果を図18に示す。母材の硬さ(約HV60)に比べて、SZおよびその周辺では

硬度が上昇した。これは、摩擦中の攪拌と動的再結晶によって、SZの結晶粒径が5 μm以下(母材の結晶粒径は約15μm)まで微細化したためと考えられる。

ショルダ径が15mmと20mmのツールを用いて接合時間を変化させて得られた継手の引張せん断試験結果を図19に示す。ショルダ径が15mmの場合、引張せん断力は、接合時間の増加とともに増大する傾向であり、接合時間が14sの時に最大(5.76kN)であったが、接合時間が

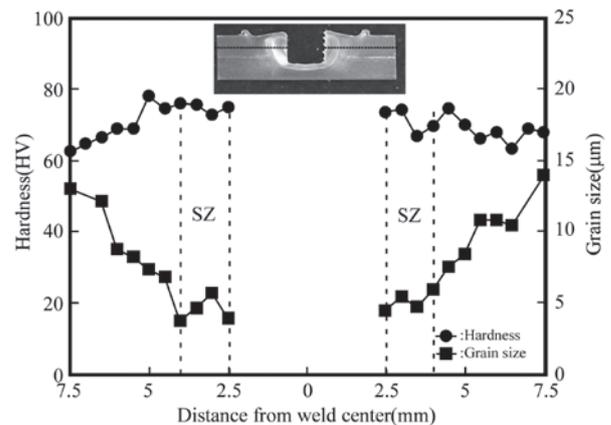


図18 FSSW継手断面の結晶粒径と硬さの分布(AMX602)
(ショルダ径: 15 mm, 圧入荷重: 9.80 kN, 接合時間: 10 s)

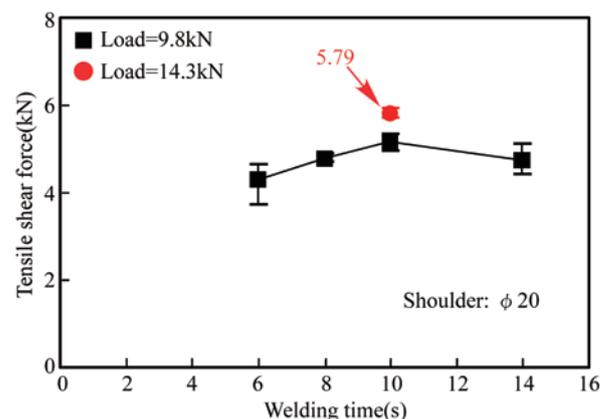
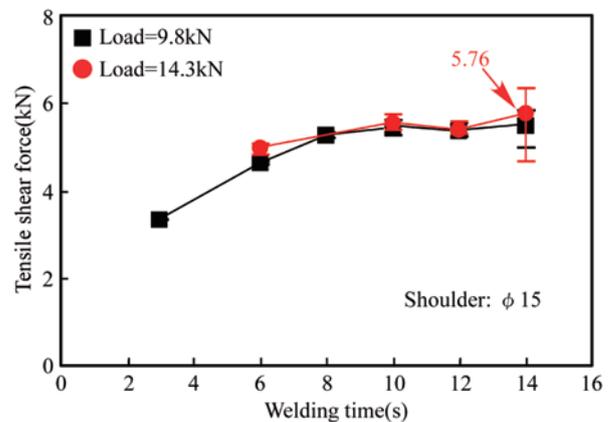


図19 FSSW継手のせん断引張試験結果(AMX602)

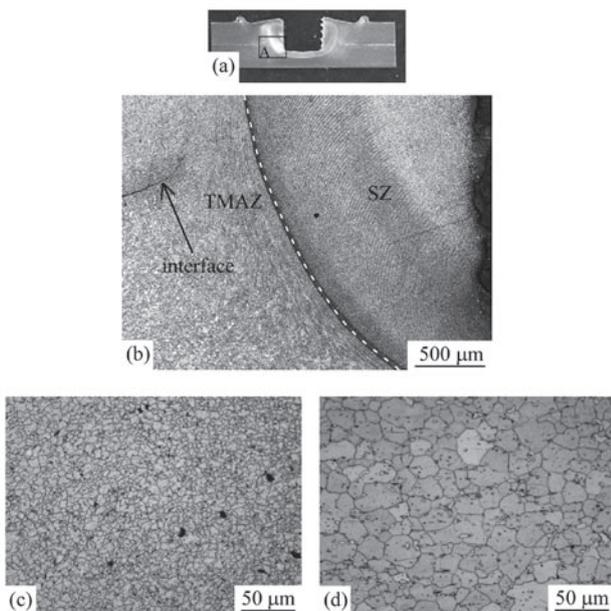


図17 FSSW継手断面のミクロ組織(AMX602)

- (a) 継手断面マクロ組織
- (b) SZとTMAZ境界ミクロ組織
- (c) 母材ミクロ組織
- (d) SZ部ミクロ組織

(ショルダ径: 15 mm, 圧入荷重: 9.80 kN, 接合時間: 10 s)

10s以上ではほとんど変化が見られなかった。また、圧入荷重を増加しても引張せん断力はほとんど変化しなかった。ショルダ径が20mmで圧入荷重が9.80kNの場合、引張せん断力は接合時間の増加とともに増加し、接合時間が10sの時最大(5.33kN)になり、その後若干低下する傾向であった。接合時間を10sと一定とし、圧入荷重を14.3kNに増加した場合、引張せん断力は若干上昇し5.79kNであった。いずれのショルダ径を用いても、得られた継手の最大引張せん断力は同程度であったことから、接合痕を小さくできるショルダ径15mmのツールが難燃性マグネシウム合金のFSSWに適していると考えられる。

4.2.2 難燃性および耐衝撃性マグネシウム合金のRSW

溶接電流および加圧力を一定とし、溶接時間を変化させて得られた難燃性マグネシウム合金AMX602のRSW継手の断面マクロ写真(板の長手方向に切断した断面)を図20に示す。溶接面を中心面とする碁石状のナゲットは、溶接時間および加圧力の増加とともに大きくなる傾向であり、加圧力によって電極が母材に食い込んだ後のくぼみの深さも、溶接時間および加圧力の増加とともに大きくなる傾向であった。また、全てのAMX602のRSW継手のナゲット中央部付近にブローホールもしくは割れが観察されたが、耐衝撃性マグネシウム合金HRR AZ31BのRSW継手のナゲット中央部付近には欠陥が少なかった。したがって、ナゲット中央部付近のブローホールもしくは割れのような欠陥はマグネシウム合金の化学組成に影響されると考えられる。

断面ミクロ組織の例として、溶接時間が12cyclesで溶接電流が22kAのAMX602継手の観察結果を図21に示す。図21(b)に示している母材部で観察される析出物(図中の矢印で示した圧延方向に並んで見られる物)が、図21(c)に示す熱影響部(HAZ)では、一部共晶融解しており、ナゲット(図21(d)に示す)では、デントライト組織のサブグレイン粒界に網目状に晶出していた。また、図21(e)に示しているように、割れはサブグレイン粒界の晶出物中で発生していた。これは、凝固過程での凝固収縮により発生したものと考えられる。

サブグレイン粒界に晶出している晶出物を同定するために、継手ナゲットの組織をTEMにて観察した。その結果、晶出物は Al_2Ca であると判明した。

継手の硬さ分布の一例として、溶接時間が12cyclesで溶接電流が31kAの条件で得られた継手のナゲットとその周辺における硬さ分布(接合界面から上板の板厚方向に約1mmの場所)の測定結果を図22に示す。母材の硬さ(約HV60)に比べて、ナゲットでは硬度が上昇していた。これは、 Al_2Ca がデントライト組織のサブグレイン粒界に網目状に緻密に晶出していたためと考えられる。その他のすべての溶接条件でも、ほぼ同様の硬さ分布であった。

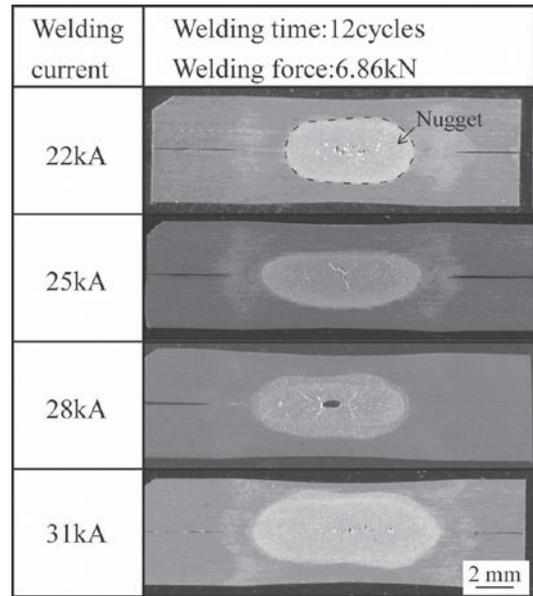


図20 RSW継手の断面マクロ写真(AMX602)

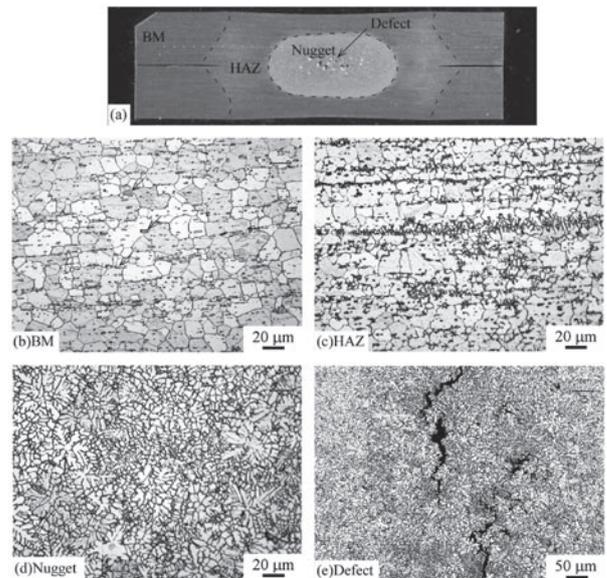


図21 RSW継手断面のミクロ組織(AMX602)
(溶接電流: 22 kA, 加圧力: 6.86 kN, 溶接時間: 12 cycles)

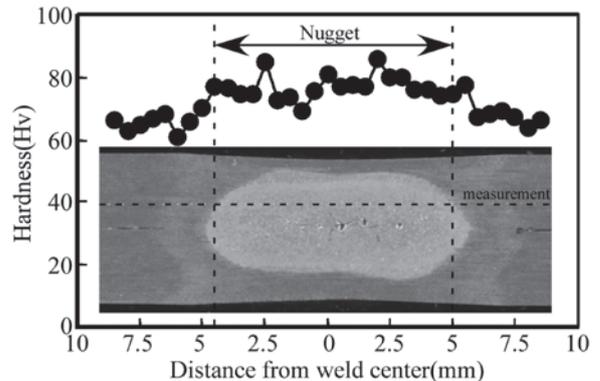


図22 RSW継手断面における硬さ分布(AMX602)
(溶接電流: 31 kA, 加圧力: 6.86 kN, 溶接時間: 12 cycles)

溶接時間(12cycles) および加圧力(6.86もしくは9.80kN)を一定とし溶接電流を変化させて得られた難燃性AMX602合金のRSW継手の引張せん断試験結果を図23(a)に、溶接電流(31もしくは37kA)および加圧力(6.86もしくは9.80kN)を一定とし溶接時間を変化させて得られた継手の引張せん断試験結果を図23(b)に示す。図23(a)から分かるように、加圧力によらず、溶接電流の増加と共に引張せん断力は増加する傾向であった。これは、溶接電流の増加とともにナゲットのサイズが大きくなったためと考えられる。ただし、加圧力が9.80kNで溶接電流が37kAの継手では、引張せん断力が低下していた。これは、引張せん断試験後の破断面観察にて判明したように、ナゲットがいびつな形状でナゲット面積が小さかったためと考えられる。溶接時間12cyclesと加圧力6.86kNの条件で、最大引張せん断力(約6.8kN)が得られた。また、図23(b)に示しているように、溶接電流が31kAでは、引張せん断力は溶接時間の増加とともに増大する傾向であったが、37kAの場合は、溶接時間による変化はほとんど見られなかった。最大引張せん断力は、溶接電流31kA、溶接時間24cycles、加圧力6.86kNの条件で、8.06kNであった。

溶接時間(12cycles) および加圧力(9.80kN)を一定とし溶接電流を変化させて得られた高耐衝撃性HRR AZ31Bおよび市販AZ31B合金のRSW継手の引張せん断試験結果を図24(a)に、溶接電流(37kA)および加圧力(9.80kN)を一定とし溶接時間を変化させて得られた継手の引張せん断試験結果を図24(b)に示す。いずれの合金も、溶接電流の増加とともに引張せん断力は増加する傾向にあった。これは、溶接電流の増加とともにナゲットサイズが大きくなったためと考えられる。また、同条件であればHRR AZ31Bの方は高い引張せん断力が得られる傾向であった。これは、同条件であればHRR AZ31B継手の方がナゲットが大きくなる傾向であったためである。また、図24(b)に示しているように、AZ31B継手の場合は、引張せん断力は溶接時間の増加とともに増大する傾向であったが、HRR AZ31Bでは、24cyclesで減少していた。これは、引張せん断試験後の試験片外観観察から判明したように、ナゲット面積が小さくなっていたためである。一般的に、溶接時間とともに溶接部で発生する熱量は増加するが、溶接部の周辺へ逃げる熱量も溶接時間とともに大きくなるので、接合部の温度はある時間で飽和し、ナゲットもある大きさに成長が止まる。故に、溶接時間の増加によりナゲットが小さくなることはないと考えられるので、ナゲットが小さくなったのは、電極への母材のピックアップや上下電極のズレ等、溶接が不安定となる要因があったと考えられる。

破断面外観で計測したナゲット面積(接合面積)と引張せん断力の関係を図25に示す。引張せん断力は、材料の種類によらず接合面積の増加とともにほぼ直線的に増大していた。これは、材料の作製方法は異なるが、材料組成が同じ(AZ31B)であるため、溶融部組織はほとんど変わらなかったためと考えられる。

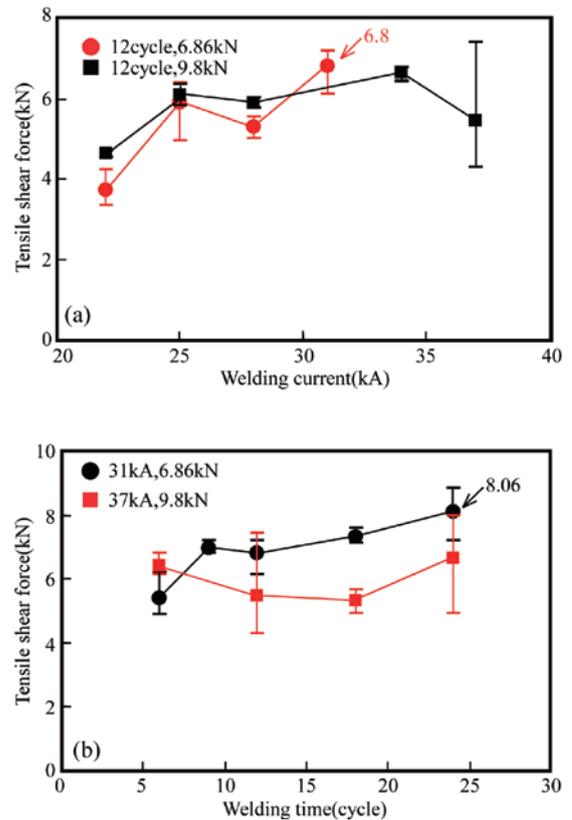


図23 AMX602合金のRSW継手引張せん断力 ((a) 溶接電流の影響, (b) 溶接時間の影響)

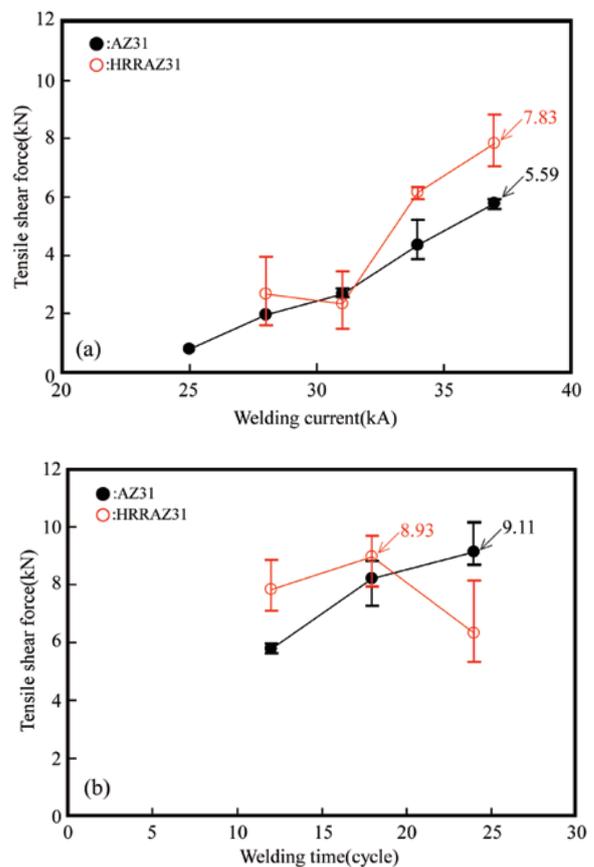


図24 市販AZ31B合金および耐衝撃性HRR AZ31B合金のRSW継手の引張せん断力 ((a) 溶接電流の影響, (b) 溶接時間の影響)

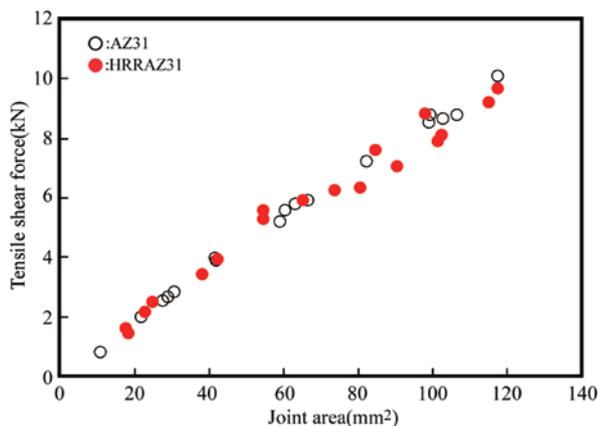


図25 RSW継手の引張せん断力と接合面積との関係

5. マグネシウム合金のティグ溶接

ティグ (TIG) 溶接は各種工業分野において最も汎用的な溶接方法の一つであり、マグネシウム合金を一般構造物に適用する際、そのTIG溶接性を検討することが必要である。そこで、一般市販マグネシウム合金押出材および、RCP処理した微細結晶粒をもつ高性能マグネシウム合金に対してTIG溶接実験を行い、適切な溶接条件および溶接継手の機械的特性を検討・評価した。

5.1 実験方法

本実験では交直両用TIG溶接機DA300Pを使用した。溶接の際、交流・直流ハイブリッド電源モードを使用し、交流の比率を標準比率70% (すなわち、交流期間と直流期間の比は7:3) とした。交流部分は標準の波形とし、その周波数は70 Hzであった。直流部分は、深い溶込みを得るために直流正極性 (DCEN) とした。また、交流・直流切替周波数は1 Hzであった。なお、本実験に用いた電極は直径3.2 mmの2%酸化セリウム入りタングステン電極YN-32C2Sであった。

溶接実験の際、自動走行台車にてアークの移動速度 (すなわち、溶接速度) を制御しながら、銅製バックプレートを用いて裏波溶接を行った。また、溶接時の変形を抑制するために、クランプにて溶接試験片を固定した。溶接時の固定様子を図26に示す。

本実験に用いたマグネシウム合金はRCP処理の高強度RCP ZAXE1713合金および大圧下処理の高耐衝撃性HRR AZ31B合金で、供試材は長さ250 mm、幅74mm、厚さ4 mmの板材であった。溶接試験片の開先形状と寸法を図27に示す。これらのマグネシウム合金の化学組成を表1に示している。溶接添加棒は表6に示しているように、RCP ZAXE1713とHRR AZ31B合金に対してそれぞれZAXE1713とAZ61であった。これらの溶接添加棒直径は3.2mmで、その化学組成を表7に示す。

表8に溶接条件を示す。溶接電流を120A、溶接速度を100 mm/minと一定して溶接を行った。溶接完了後に、溶接部の外観検査とX線透過試験を行い、接合部内部欠陥の有無を調べた上、接合部断面のマクロ組織とミクロ組織観察を行った。さらに、継手の引張試験を行い、溶接継手の機械的特性を評価した。



図26 ティグ溶接時の試験片固定方法

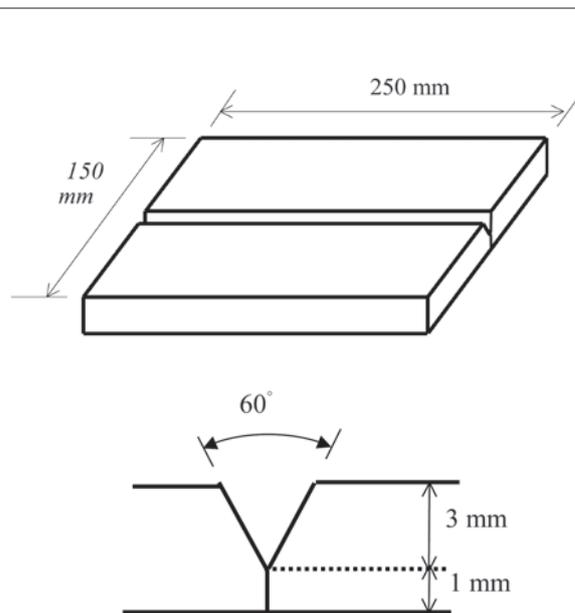


図27 ティグ溶接の開先形状と寸法

表6 溶接添加棒の種類

Materials for welding	RCP ZAXE 1713	RCP AZ31B
Welding rod	RCP ZAXE 1713	AZ61

表7 溶接添加棒の化学組成

Materials	Chemical compositions (mass %)						
	Al	Zn	Mn	Si	Fe	Ca	La
AZ61	6.25	0.98	0.29	0.01	0.001	—	—
ZAXE1713	6.81	0.96	0.011	—	0.008	1.00	2.96

表8 溶接条件

Dia. of electrode	Welding current	Welding voltage	Welding speed	Flow rate of shielding gas
3.2 mm	120 A	10 ~ 15 V	100 mm/min	10 ℓ /min

5.2 実験結果および考察

高強度RCP ZAXE1713合金と高耐衝撃性HRR AZ31B合金のTIG溶接部の外観とX線透過試験フィルム写真を図28に示す。二つの継手とも健全な外観を示しているが、X線透過試験フィルムから分かるように、RCP ZAXE1713合金の溶接部に微細なブローホールが存在したことに對して、HRR AZ31B合金の溶接部には溶接欠陥はほとんどなかった。

HRR AZ31B合金のTIG溶接部の断面マクロ組織を図29に示す。溶接ボンド部に微細なブローホールが一つ観察されたが、溶接部は比較的健全であった。

高強度RCP ZAXE1713合金のTIG溶接部の断面ミクロ組織を図30に、また、母材(B.M.)、熱影響部(HAZ)および溶接金属部(W.M.)のミクロ組織の高倍率写真を図31に示す。母材には結晶粒径が1~2 μm程度の微細組



図29 HRR AZ31B溶接部断面マクロ組織

織を有し、 Al_3La と Al_4Ca 金属間化合物が微細分散されている。光学顕微鏡ではその微細組織を明白に観察することができないため、透過型電子顕微鏡(TEM)による組織観察が必要である。これに對して、溶接熱影響部には比較的大きな結晶粒と金属間化合物が明瞭に観察され、また、溶接金属部にはさらに粗大化した金属間化合物および結晶粒が認められた。溶接金属部の金属間化合

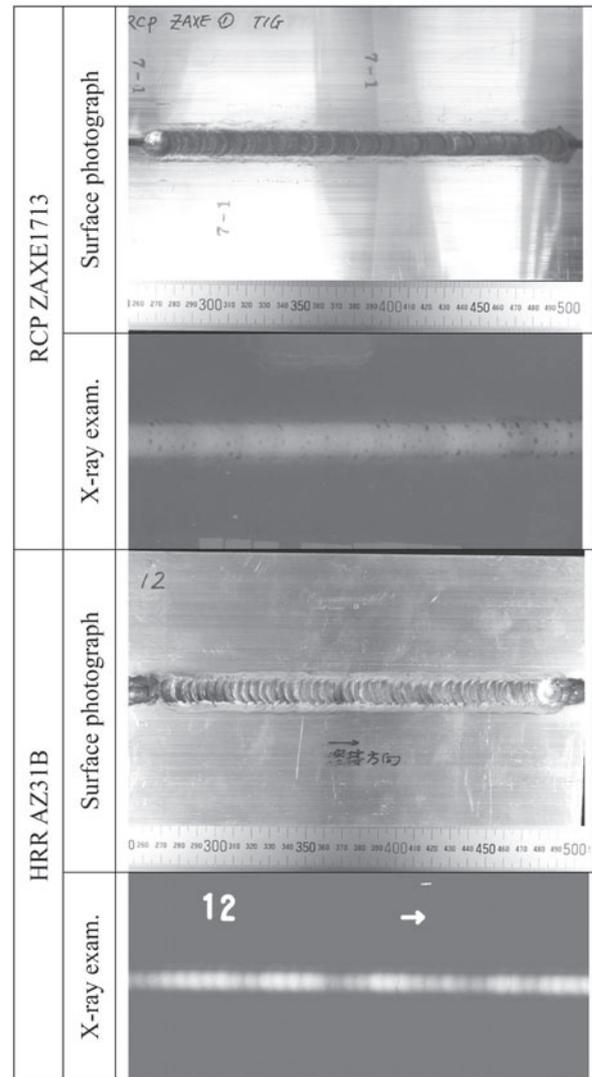


図28 ティグ溶接部の外観とX線透過試験結果

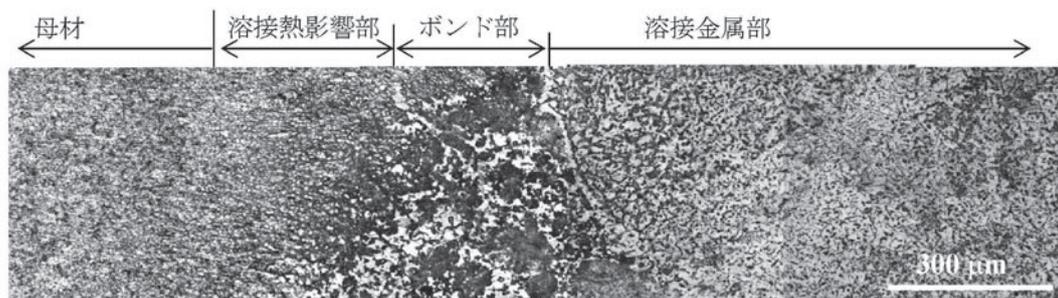


図30 高強度RCP ZAXE1713合金のティグ溶接部断面のミクロ組織

物はおおむね細長い棒状(または針状)と塊状の二つの形態を示している。溶接金属部のEDXによる化学組成の面分析を行った結果、棒状または針状の金属間化合物はAlとLaの化合物($Al_{11}La_3$)であり、塊状の金属間化合物はAlとCaの化合物(Al_4Ca)かAlとLaの化合物(Al_3La)であることが判明した。

高強度RCP ZAXE1713合金および高耐衝撃性HRR AZ31B合金のTIG溶接継手引張試験結果を表9に示す。RCP ZAXE1713合金のTIG溶接継手強度は184 MPaで、母材強度(367MPa)の約半分であった。これは溶接部にブローホールが存在し、特に溶接部に結晶粒が著しく粗大化したためと考えられる。HRR AZ31B合金のTIG溶接継手強度は241MPaで、母材強度(285MPa)の約85%であった。HRR AZ31B合金のティグ溶接部にも結晶粒粗大化が発生したが、溶接金属部の化学組成(AZ61)は母材よりAl含有量が多く、またブローホール等の溶接欠陥が少なかったため、溶接継手の強度低下が少なかった。

以上の実験結果から、TIG溶接は大圧下処理のHRR AZ31B合金に適用できると考えられる。RCP処理高強度マグネシウム合金にTIG溶接法を適用する場合、溶接ブローホールを抑制する必要がある。

本実験の供試材は高耐衝撃性HRR AZ31B合金で、その化学組成を表1(P44参照)に示している。本実験では、ファイバーレーザーによるHRR AZ31B合金のBead-on-Plate溶接と突合わせ溶接を行った。溶接条件を表10に示す。溶接完了後に、溶接部の外観検査とX線透過試験を行い、溶接部内部欠陥の有無を調べた上、溶接部断面のマクロ組織とミクロ組織観察を行った。さらに、継手の引張試験を行い、溶接継手の機械的特性を評価した。実験方法等の詳細については既報⁸⁾に詳述しているので参照いただきたい。

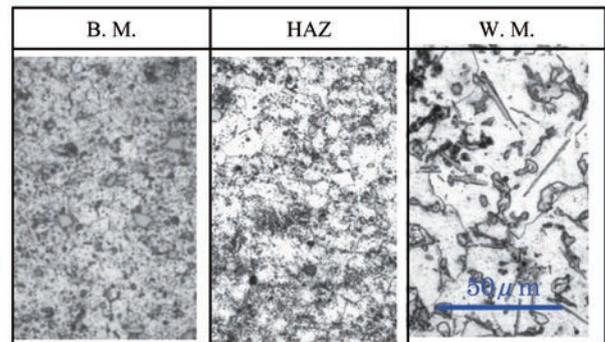


図31 RCP ZAXE1713合金ティグ溶接部のミクロ組織

6. マグネシウム合金のファイバーレーザー溶接

レーザー溶接はエネルギー密度が高く溶接入熱が少なく、溶接効率が高いゆえ、溶接変形も少ない。このため、自動車部品の組立てをはじめ多くの工業分野に使用されている。また、レーザー溶接の熱影響部が狭いため、微細結晶粒をもつ金属材料のレーザー溶接継手部の機械的性能低下は少ないと言われている。自動車等の移動体へ微細結晶粒をもつ高性能マグネシウム合金を適用する際、そのレーザー溶接性を調べるのが重要である。そこで、大圧下処理の耐衝撃性HRR AZ31B合金のファイバーレーザー溶接性および溶接部の組織と機械的特性を調査した。

6.1 実験方法

本実験に最大出力10 kWのファイバーレーザー溶接装置を用いた。励起・集光されたレーザー光源がファイバーを通して溶接作業場に転送され、ミラーにて溶接試験片表面に照射する。溶接作業はロボットを使用して行った。溶接ロボットのアーム先端にミラーとレーザー光線転送用のファイバーおよびミラー保護用のシールドガス導管などが固定されている。溶接試験片はミラーの下方に設置し、試験片表面のレーザー照射スポットとミラーとの距離は250 mmであった。図32にファイバーレーザー溶接の模式図を示す。レーザー溶接の際、試験片の表面と裏面ともアルゴンガスで保護した。試験片表面の保護はTIG溶接用シールド治具を用いて、裏面の保護は溶接ビードの直下に40 mm × 40 mmの溝状の空間をつくり、この空間にアルゴンガスを流した。

表9 ティグ溶接継手の引張試験結果

Material	Tensile strength (MPa)		Fracture location
RCP ZAXE1713	Experimental data	177	Bond or weld metal
		181	Bond
		194	Bond or weld metal
	Average	184	—
HRR AZ31B	Experimental data	245	Weld metal
		240	Weld metal
		238	Weld metal
	Average	241	—

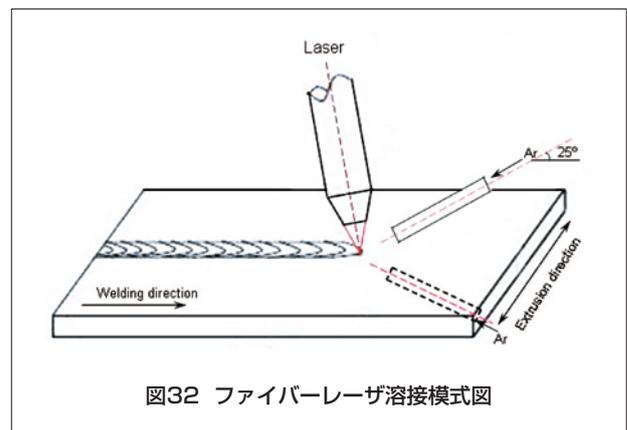


図32 ファイバーレーザー溶接模式図

表10 レーザ溶接条件

Parameter	Bead-on-plate welding	Butt welding
Laser output	4~8 kW	4 kW
Welding speed	4~16 m/min	4 m/min
Dia. of fiber	0.1 mm	0.3 mm
Dia. of beam	0.2 mm	0.6 mm
Shielding gas	Ar	Ar
Flow rate of surface shield gas	30 ℓ /min	30 ℓ /min
Angle of surface shielding gas	25°	25°
Flow rate of back shielding gas	10 ℓ /min	10 ℓ /min
Focus distance	250 mm	250 mm
Focus position	Surface of plate	Surface of plate
Declination angle of laser beam	10° (forward)	10° (forward)

6.2 実験結果および考察

HRR AZ31B 合金のBead-on-Plate 溶接実験では、まずはレーザー出力を4 kWと一定して溶接速度を4～16 m/minに変化した。その後、溶接速度を16 m/minと一定してレーザー出力を4～8 kWに変化した。溶接速度が16 m/minでレーザー出力が4、6 および8 kWの溶接部外観とX線透過試験フィルム写真を例として図33に示す。

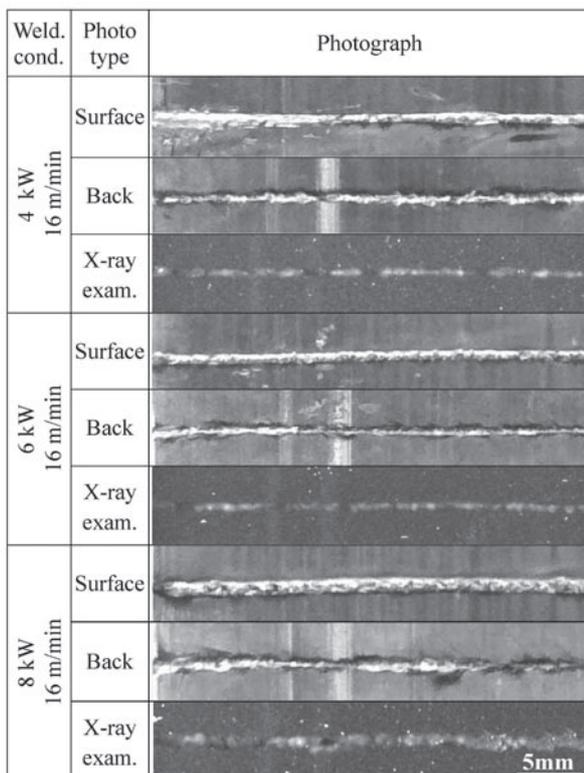


図33 ファイバーレーザーによるBead-on-Plate溶接部外観とX線透過試験結果

本実験条件範囲では溶接ビード外観が良好であった。また、レーザー出力が4 kWで溶接速度が4～10 m/minの範囲では溶接部にブローホールが少なかったが、溶接速度が12m/min以上になると、溶接部にブローホールが多くなる傾向であった。

レーザー出力が4 kWで溶接速度が8 m/minのBead-on-Plate 溶接部断面のマクロとミクロ組織を図34に示す。レーザー溶接部は溶接金属部(W.M.)と熱影響部(HAZ)から成り、溶接金属部には溶接中心部の等軸晶(EG)とその両側の柱状晶(CG)がある。レーザー溶接の熱影響部はTIG溶接の熱影響部に比較して幅が非常に狭かった。

レーザー出力を4 kWと一定にして溶接速度を4、8 および16m/minに変化させた溶接継手、および溶接速度を16 m/minと一定にしてレーザー出力を4、6 および8 kWに変化させたBead-on-Plate 溶接継手の引張試験結果を図35に示す。引張試験片は溶接試験片の表面と裏面をそれぞれ0.5mm削除したものである。同図から分かるように、レーザー出力が4 kWと一定の場合、溶接速度の増加に従い溶接継手の降伏強度は若干上昇するが、引張強度および伸びは低下した。また、溶接速度が16 m/minと一定の場合、レーザー出力が8 kWではブローホールが多く生成したため、溶接継手の引張特性は著しく低下したが、レーザー出力が4 と6 kWでは、溶接継手の引張特性は殆ど変わらなかった。また、これらの引張試験片のいずれも引張試験時の破断が溶接金属部で発生した。

レーザー出力が4 kWで溶接速度が4 と16m/minの場合の溶接継手断面に対するEBSD結果から分かるように、溶接速度が4 m/minの場合に比べて、溶接速度が16m/min場合の溶接金属の柱状晶部分は母材とほぼ同様な集合組織を有し、底面配向性が非常に強かった⁸⁾。溶接速度が16m/minと高い場合、柱状晶部分は母材とほぼ同様な集合組織を有するため、その変形能力は底面がランダム配向している等軸晶に比べて劣っていると考えられる。そのため、溶接継手の伸びと強度は等軸晶の幅に依存すると推察できる。溶接速度が小さい場合、等軸晶領域の幅が大きいため、溶接継手の伸びと引張強度は高かった。

レーザー出力が4 kWで溶接速度が4 m/minの条件におけるHRR AZ31B 合金の突合せ溶接試験片の外観を図36に、突合せ溶接継手の引張試験結果を表11に示す。この溶接継手はビード形状が良好で、またブローホール等の溶接欠陥がほとんどなかった。溶接継手の引張強度は254 MPaで、母材強度(285 MPa)の約89%であった。

以上の結果から、高性能マグネシウム合金をファイバーレーザー溶接法を適用することができ、また、溶接継手効率が高かったことが明らかになった。

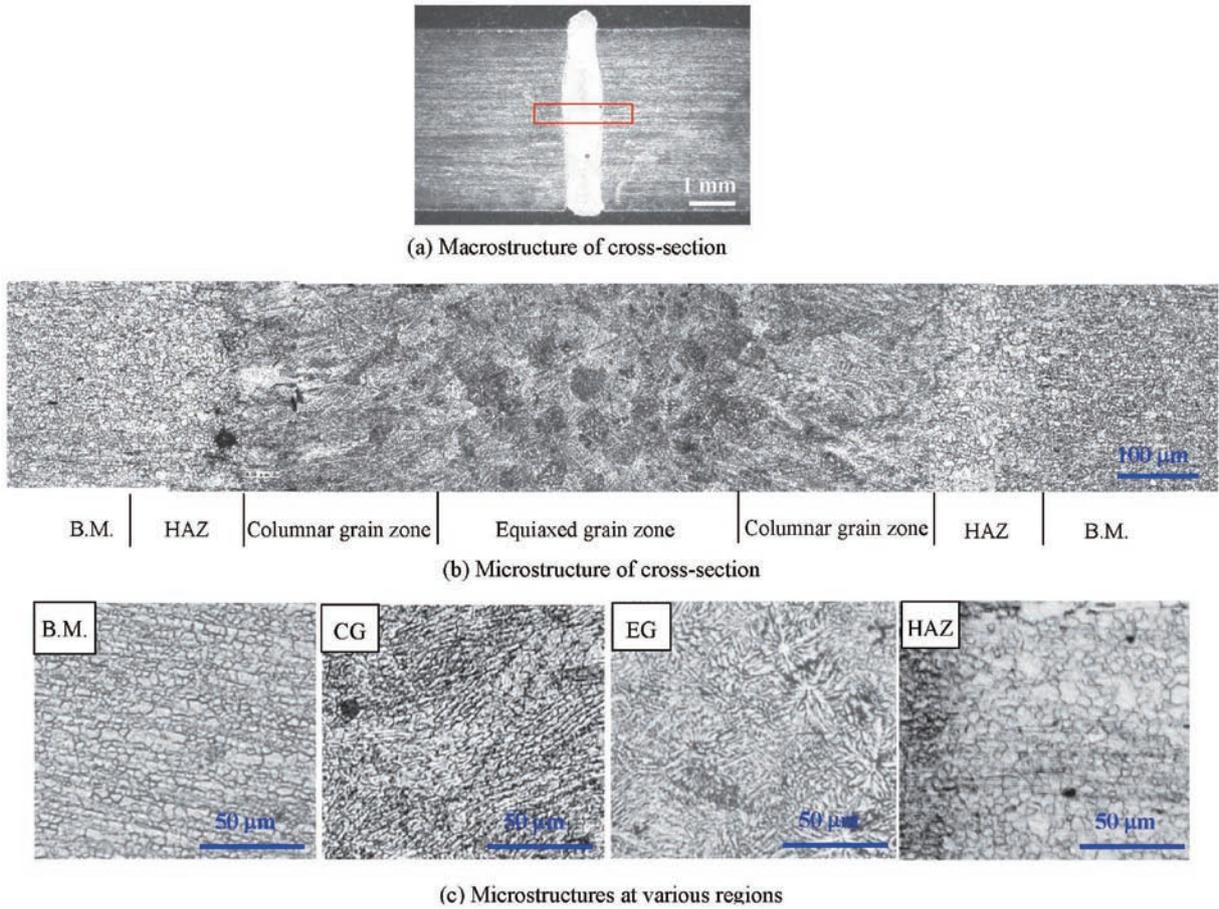


図34 高耐衝撃性HRRAZ31B合金のファイバーレーザ Bead-on-plate 溶接部断面のマクロとミクロ組織

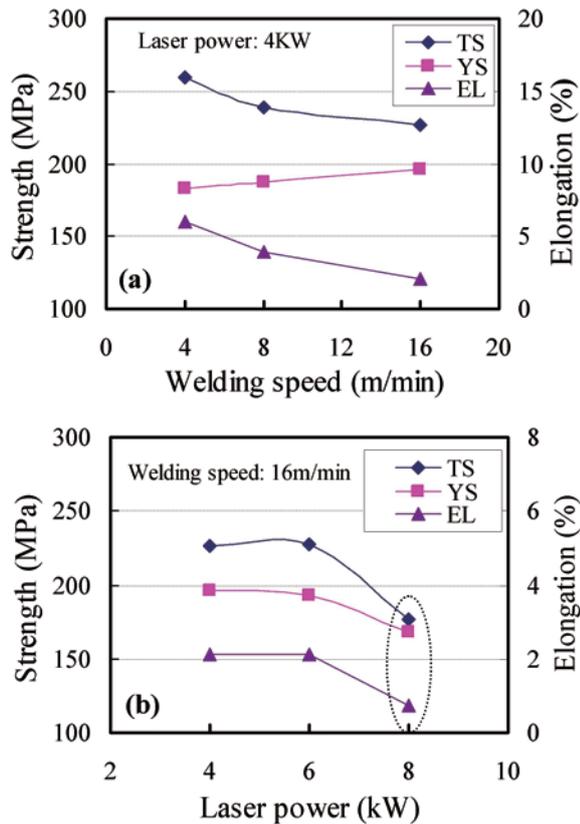


図35 ファイバーレーザによる Bead-on-plate 溶接継手の機械的性能に及ぼす溶接速度 (a) とレーザ出力の影響 (b)

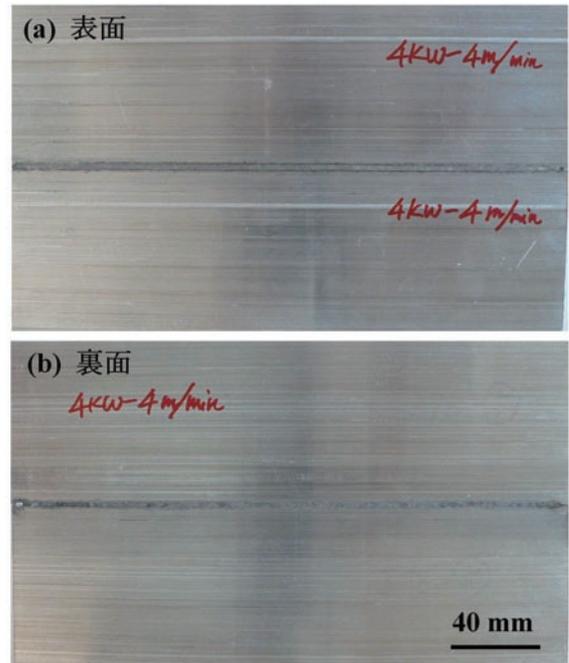


図36 ファイバーレーザによる突合せ溶接部の外観

表11 レーザ溶接突合せ継手の引張試験結果

	Tensile strength (MPa)	Yield strength (MPa)	Elongation (%)	Fracture location
Experiment data	249	198	2.50	Weld metal
	260	196	3.39	Weld metal
	253	198	2.61	Weld metal
Average	254	197	2.83	—

7. 結言

本研究では、微細結晶粒を有する高強度・高耐衝撃性マグネシウム合金の溶接・接合技術の確立を目的とし、高強度・高耐衝撃性マグネシウム合金および市販マグネシウム合金を対象に、摩擦攪拌接合、摩擦攪拌スポット接合、抵抗スポット溶接、ティグ溶接およびファイバーレーザー溶接等の溶接・接合方法を用いて、これらのマグネシウム合金の溶接性を評価し、溶接部が健全で継手効率が低い溶接・接合方法および条件を検討した。

RCP処理した高強度RCP AZ31B合金とRCP ZAXE1713合金および、大圧下処理した高耐衝撃性HRR AZ31B合金の摩擦攪拌接合(FSW)では継手効率が約85～91%、市販AZ31B押出材のFSWでは継手効率が約96～100%の接合継手が得られた。また、接合部の結晶粒径と集合組織はこれらの継手強度の支配因子であることが明らかになった。

難燃性AMX602合金の摩擦攪拌スポット接合および抵抗スポット溶接では、引張せん断力がそれぞれ約5.8と8.1 kNの点継手が得られた。また、市販AZ31B押出材および高耐衝撃性HRR AZ31B合金の抵抗スポット溶接では引張せん断力がそれぞれ約9.1と8.9 kNの点継手を得ることができた。さらに、これらのマグネシウム合金の抵抗スポット溶接部におけるブローホールやマイクロ割れ等の溶接欠陥の生成挙動についても検討した。

高強度RCP ZAXE1713合金および高耐衝撃性HRR AZ31B合金のTIG溶接では、RCP処理の高強度RCP ZAXE1713合金性の溶接部にブローホールが形成したが、高耐衝撃性HRR AZ31B合金の溶接部には溶接欠陥が少なく、継手効率は約85%であった。

さらに、高耐衝撃性HRR AZ31B合金のファイバーレーザー溶接の最適溶接条件と継手強度の支配因子を究明し、継手効率が約89%の溶接継手を得ることができた。

上述の研究結果により、開発した高強度・高耐衝撃性マグネシウム合金ならびに市販マグネシウム合金の溶接・接合技術をほぼ確立できたと考えられる。

参考文献

- 金子貫太郎, 塩崎修司, 護法良憲, 秋田 亨, 近藤勝義, 塑性と加工, 47 (2006), p49-52.
- 堀田 真, 廖 金孫, 亀谷博仁, 金子貫太郎, 近藤勝義, アルトピア, 2009年2月, p9-16.
- 廖 金孫, 堀田 真, 閻師昭彦, 金子貫太郎, 近藤勝義, まてりあ, Vol/49. No.1 (2010), p23-25.
- Jinsun Liao, Makoto Hotta, Kantaro Kaneko and Katsuyoshi Kondoh, Scripta Materialia, Vol.61 (2009), P.208-211.
- 山本尚嗣, 廖 金孫, 中田一博, 日本金属学会誌, Vol.72, No.7 (2008), p.538-543.
- Jinsun Liao, Naotsugu Yamamoto and Kazuhiro Nakata, Metallurgical and Materials Transactions A: Volume 40, Issue 9 (2009), P.2212-2219.
- 山本尚嗣, 廖 金孫, 中田一博, 日本金属学会誌, Vol.74, No.5 (2010), p 307-313.
- L. Yu, K. Nakata, N. Yamamoto and J. Liao, Materials Letters, Vol. 63 (2009), Issue 11, p 870-872.

執筆者

廖 金孫

Jinsun Liao
1996年入社
鋼構造物の生産技術・防食技術およびMg合金とその溶接技術の研究開発に従事
工学博士



山本尚嗣

Naotsugu Yamamoto
2006年入社
溶接接合技術の研究開発に従事
博士(工学)



中田一博

Kazuhiro Nakata
大阪大学 接合科学研究所 所長・教授
工学博士

