

純マグネシウムおよびマグネシウム合金薄板のパルス YAG レーザ突合せ溶接性

日大生産工（院） ○ 田 口 成一

日大生産工 朝比奈 敏勝 時 末 光

1. 緒 言

レーザ溶接は高密度エネルギー溶接であり精密溶接が可能である。また、マグネシウム合金は比強度、リサイクル性に優れるために自動車産業を始めとする各種の産業分野で注目されている。

本研究では、純マグネシウム、AZ31 および AZ61 マグネシウム合金板の同種材および異種材を組合せてパルス YAG レーザ突合せ溶接を行い、得られた継手の硬さ測定、引張および曲げ試験からその溶接性を検討した。また、継手の機械的性質に及ぼす後熱処理の影響を検討した。

2. 供試材および実験方法

供試材は 板厚 1.0 mm の純マグネシウム、AZ31 および AZ61 マグネシウム合金板（以後、Mg、AZ31、AZ61 と称す）を幅 70 mm、長さ 200 mm に機械加工し、溶接直前にエメリーペーパーによって突合せ面を研磨後、ブタノンで脱脂洗浄して実験に供した。供試材の化学組成および機械的性質を Table 1、2 に示す。

溶接には最大平均出力 550W（最大パルスエネルギー：70 J）のパルス YAG レーザ装置を使用した。また、レーザヘッドは母材からの反射光を避けるために 20° 傾けて固定した。焦点距離 80 mm のレンズによる焦点位置を供試材表面とした。アシストガスおよびバックシールドガスにはアルゴンガスを用い、溶接前にレーザヘッド内のガス置換を 20 秒間行った。溶接条件は著者らの研究結果、供試材の裏側まで十分に溶融する条件から Table 3 を選定した¹⁾。表中のオーバーラップ率（以後、OL 率と称す）は、溶接

速度とパルス周波数を一元化してビームスポットの重なり状態を示すパラメータである。後熱処理条件は、純マグネシウムの再結晶温度以上である 623 K で 2 時間熱処理後、大気中で冷却を行った。

溶接のまま継手および後熱処理継手の組織観察、引張試験、硬さ試験およびローラ曲げ試験（曲げ半径 3 ~ 6 mm）による表曲げを室温で行った。

3. 実験結果および考察

突合せ溶接継手の横断面巨視的組織を Fig. 1 に示す。全継手の溶融凝固部中央にアンダーフィルが観察され、熱影響部の幅はきわめて狭い。

Table 1 Chemical compositions of base metals .
(mass%)

Materials	Al	Zn	Mn	Si	Mg
Pure Mg	0.004	0.005	-	-	bal.
AZ31	2.87	0.79	0.4	0.008	bal.
AZ61	6.78	0.79	0.35	0.008	Bal.

Table 2 Mechanical properties of base metals .

Materials	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)	Hardness (HK0.025)
Pure Mg	148	8.8	38
AZ31	232	13	77
AZ61	296	11	75

Table 3 Laser welding conditions .

Pulse frequency	F(Hz)	20
Over lap rate	OL(%)	50
Welding speed	V(mm/min)	420
Laser output	Q(J)	15, 20, 25
Pulse width	W(ms)	2.5, 5.0, 7.5, 10.0
Assist gas flow rate	L _A (ℓ/min)	30
Backing gas flow rate	L _B (ℓ/min)	20

YAG laser butt weldability of pure magnesium and magnesium alloy sheet.

Shigekazu TAGUCHI, Toshikatsu ASAHINA and Hiroshi TOKISUE

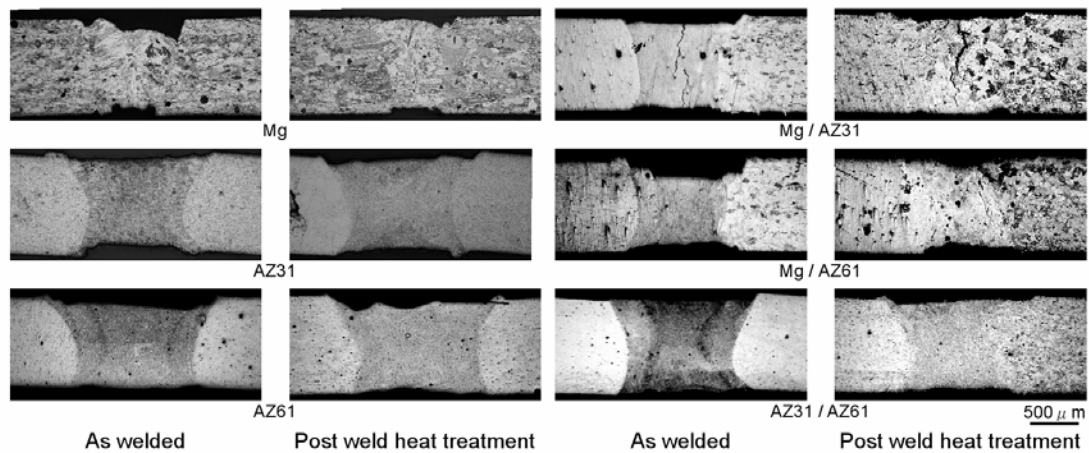


Fig.1 Macrostructures of welded joint.
(Pulse width 5.0ms, laser output 25J)

Mg は出力の増大に伴いアンダーフィルが発生し、溶融凝固部の厚さは減少したが、その他の継手は出力の増加に伴う板厚の減少量は少なかった。また、パルス幅 2.5ms の条件では板厚の減少が顕著であった。このことは Fig.2 に示すパルス波形より明らかなようにパルス幅が狭い 2.5ms では最大出力が高くなるため、エネルギー密度が高く、スパッタおよび溶落ちが多いために板厚の減少が著しくなったと考える。各継手のビード幅はパルス幅の増大に伴い増大した。

同種材継手および AZ31/AZ61 継手では溶融凝固部に割れおよびブローホールは観察されないが、Mg/AZ31 および Mg/AZ61 継手では溶融凝固部中央に割れが観察された。この割れは SEM による破面観察より凝固割れと考える。

溶融凝固部中央の微視的組織を Fig.3 に示す。全ての後熱処理なし継手では、溶融凝固部の結晶粒内および粒界に化合物が分散しているが、後熱処理によりこの化合物は減少した。このことは AZ31 合金の再結晶温度である 573K 以上の温度で後熱処理を行ったために、化合物が再固溶し組織が均質化したものと推定する。溶融凝固部の結晶粒は Al 含有量が増加するのに伴い微細となった。

全ての継手について測定した結晶粒径を Fig.4 に示す。Mg/AZ31 および Mg/AZ61 継手で

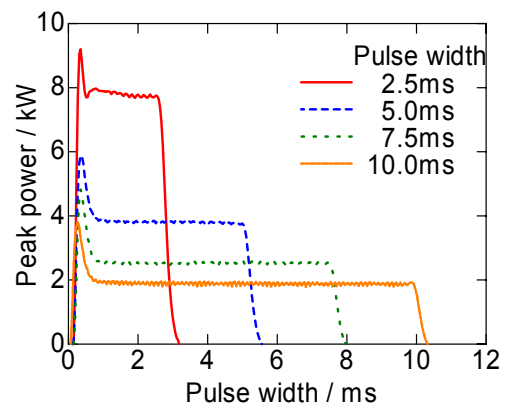
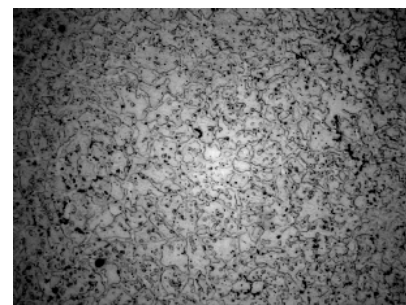
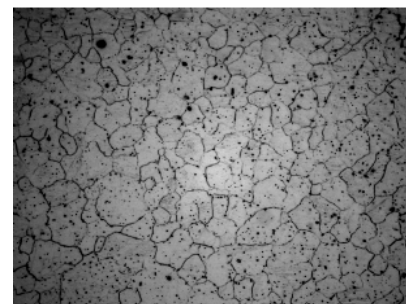


Fig.2 Measurement of pulse shape.



(a) As welded specimen



20 μm

(b) Post weld heat treatment specimen

Fig.3 Microstructures of fusion zone.
(Base metal AZ61/AZ31, pulse width 5.0ms, laser output 25J)

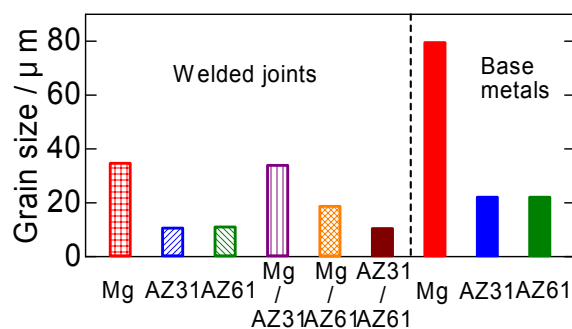


Fig.4 Grain size of fusion zone.
(Pulse width 5ms, Laser output 25J)

は、溶融凝固部の結晶粒は母材に比べて粗大であるのに対し、同種材継手および AZ31/AZ61 継手では溶融凝固部の結晶粒は母材に比較して微細であった。

Fig.5 に引張試験結果を示す。パルス幅の変化による引張強さには大きな差異は認められなかった。このためパルス幅 5ms の継手の引張試験結果を示す。Mg はレーザー出力の増大に伴い引張強さが低下したが、その他の条件ではレーザー出力の増加に伴い引張強さは高くなった。しかし、後熱処理による引張強さの向上は認められなかった。

同種材継手では、Mg は後熱処理の有無に関らず伸びは著しく低下した。AZ31 および AZ61 同種材継手の伸びは後熱処理を行うことにより向上した。後熱処理後に最大の伸びを示した条件は AZ31 で 1.3%，AZ61 で 6.9%であった。Mg/AZ31 および Mg/AZ61 異種材継手の伸びには後熱処理の影響は認められなかった。AZ31/AZ61 継手の伸びはレーザー出力の増加により向上し、さらに後熱処理を行うことにより向上した。最大の伸びを示した条件は、溶接のまま継手は 4.5%，後熱処理継手は 9.7%であり、AZ31 側の変形が多く認められた。溶接のまま継手、後熱処理継手ともに全条件で溶融凝固部内で破断し、SEM 観察により延性破断であることを確認した。

継手の硬さ試験結果を Fig.6 に示す。同種材

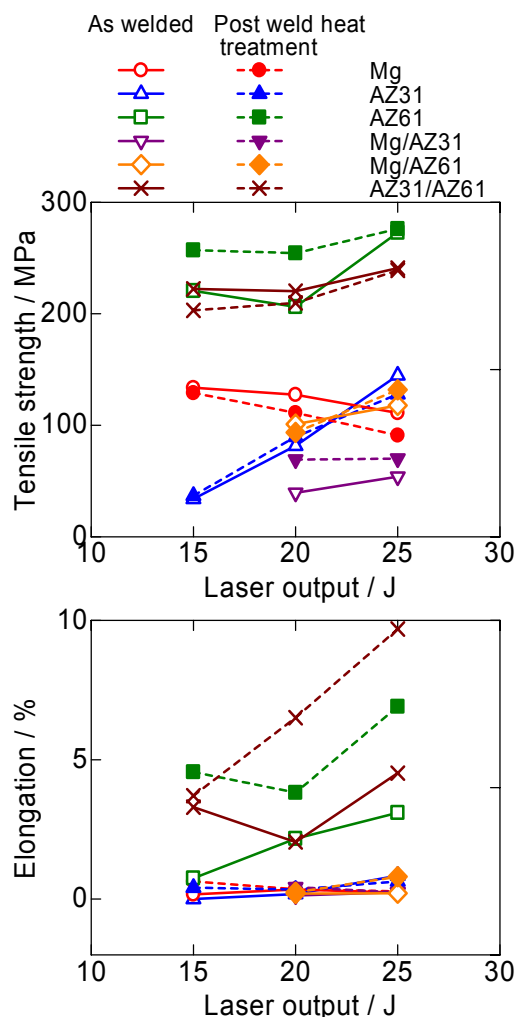


Fig.5 Result of tensile test.
(Pulse width 5.0ms)

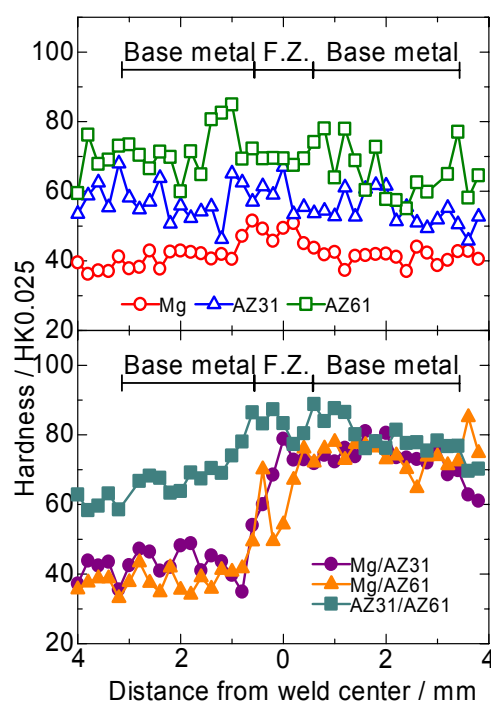


Fig.6 Hardness distributions of welded joints.
(Pulse width 5ms, Laser output 25J)

継手では，Mg は溶融凝固部で若干硬化する傾向を示したが，AZ31 および AZ61 継手では溶融凝固部と母材の硬さに大きな変化は認められなかった．

ローラ曲げ試験の結果，Mg 継手では溶融凝固部中央に割れが発生し，後熱処理の有無に関らず全ての条件で破断した．このため同種材継手は AZ31 および AZ61 異種材継手は AZ31/AZ61 について以下に述べる．また，溶接のまま継手はほぼ全条件で曲げ性が低く，曲げ半径 6 mm で破断した．よって，以下には後熱処理継手について述べる．

パルス幅 5.0ms のローラ曲げ試験結果を Table 4 に示す．レーザ出力の増大に伴い曲げ性は向上する傾向を示した．また，パルス幅 5.0ms，レーザ出力 25J の継手は，曲げ半径 4 mm まで曲げは可能であり母材とほぼ同程度の曲げ性を示した．パルス幅 7.5ms の条件でもレーザ出力 25J の継手は良好な曲げ性を呈した．パルス幅 2.5ms，レーザ出力 15J の継手は一部に溶込み不足が認められたために後熱処理を施したにも関わらず全て破断した．

後熱処理を行うことにより曲げ性が向上したのは，溶接のまま継手では，継手の伸びが小さいため曲げ性も低下し，後熱処理により伸びが向上し，曲げ性も向上した．このことは溶融凝固部が再結晶温度以上に加熱されて組織が均一化したためと考える．

Fig.7 にローラ曲げ試験後の試験片外観を示す．同種材の曲げ試験片は左右対称に曲げ変形し，スプリングバック量も同程度であった．AZ31/AZ61 継手では曲げは延性の高い AZ31 側で変形を始め，左右非対称となり AZ31 側は AZ61 側に比べてスプリングバック量が多くなる傾向を示した．

Table 4 Results of roller bend test.

(a) AZ31

Pulse width (ms)	Laser output (J)	R (mm)			
		3	4	5	6
5.0	15	×	×	×	
	20	×	×	×	○
	25	×	×		○
Base metal		×	×	○	○

(b) AZ61

Pulse width (ms)	Laser output (J)	R (mm)			
		3	4	5	6
5.0	15	×	×	○	○
	20	×	×	○	○
	25	×		○	○
Base metal		×	○	○	○

(c) AZ31/AZ61

Pulse width (ms)	Laser output (J)	R (mm)			
		3	4	5	6
5.0	15	×	×		
	20	×	×	○	○
	25	×	○	○	○

○ : Crack free : Small crack × : Large crack

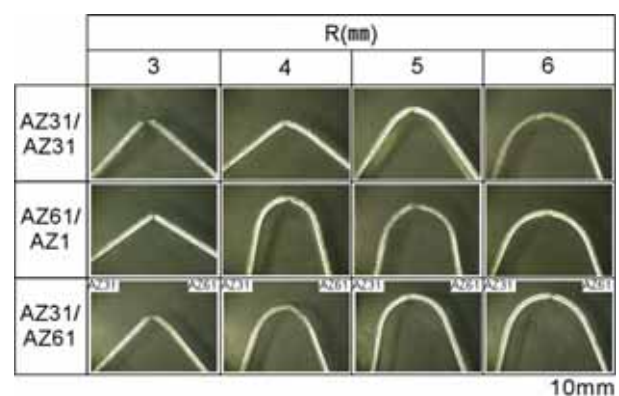


Fig.7 Appearances of roller bend test specimen with post heat treatment.

(Pulse width 5.0ms, Laser output 25J)

参考文献

- 1) 田口 成一，朝比奈 敏勝，時末 光：溶接学会全国大会講演概要 第 75 集，(2004)，329