純マグネシウムおよび AZ31マグネシウム合金の 電子ビーム溶接性

朝比奈敏勝*・時末 光*

Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 50, No. 10 (2000), pp. 512-517

Electron beam weldability of pure magnesium and AZ31 magnesium alloy

Toshikatsu ASAHINA* and Hiroshi TOKISUE*

Pure magnesium and AZ31 alloy plates with 4 mm thickness were butt welded without addition of filler wire using a high voltage electron beam welding machine. Effect of welding speed on the electron beam weldability was investigated by the microstructural observation and mechanical properties. Regardless of the base metal, the welded joints were almost free from welding defects and showed good bead appearance at appropriate welding condition. The arcing phenomena did not occur at every welding speeds. Microstructure of the fusion zone of pure magnesium welded joint was coarse, and typical epitaxial growth of columnar grains was observed at fusion boundary. The very fine crystal grains were observed in the fusion zone of AZ31 alloy welded joint. Hardnesses of both fusion zone and heat affected zone of the welded joint are nearly equal to that of each base metal. Regardless of the welding speed, both tensile strength and impact value of the welded joint show same value to those of the base metal, but the elongation of the welded joint is inferior to that of the base metal. From both of the tensile test and impact test, welded joint of pure magnesium were fractured at the center of the fusion zone, but in case of AZ31 alloy welded joint, crack occurred at fusion boundary and it propagated through the fusion zone.

(Received March 27, 2000)

Keywords: pure magnesium, AZ31 magnesium alloy, electron beam welding, mechanical properties

1. 緒 言

電子ビーム溶接は、融接の一種ではあるが真空中で母材を溶融凝固させるので、TIG溶接に比較して酸化やガスの影響が少ない。また、ビーム直下で母材を急激に加熱して局部的に蒸発させビーム孔を生成する。この生成したビーム孔には、周囲から溶融金属が流込みビードを形成する。一般にイナートガスアーク溶接で容易に接合できるアルミニウム合金は電子ビーム溶接が可能とされている¹⁾。一方、マグネシウム合金は、蒸気圧が高いのでアーキング現象によって溶接が中断しやすい。さらに、融点が高いために他の金属より大きなビーム孔が発生し溶融凝固部に気孔が生じやすく、溶融金属の表面張力が小さいことから溶落ちが起きやすいと考えられる。著者らはAZ80マグネシウム合金電子ビーム溶接継手の機械的性質について報告した²⁾。その結果、適正な溶接条件を選定すれば高継手効率の継手が容易に得られ、電子ビーム溶接もマグネシウム合金に適用できることを示した。

本研究では、工業用純マグネシウムおよびAZ31マグネシウム合金(MS1マグネシウム合金)を供試材として溶接速度を種々変化させた電子ビーム突合せ溶接を行い、得られた継手の組織および機械的性質を検討し、両供試材の電子ビーム溶接性を比較検討した。

2. 供試材および実験方法

供試材として用いた工業用純マグネシウムおよびAZ31マグネシウム合金押出材(以下それぞれ純Mg, AZ31合金と称す)の化学成分と機械的性質をTable 1に示す。供試材は板厚4 mm, 長さ50 mm, 幅55 mmに機械加工後、溶接直前に突合せ面および表裏面を研磨後、脱脂して実験に供した。

溶接には最大出力6 kWの高電圧型電子ビーム溶接機を使用し、溶接チャンバの初期真空度を 3×10^{-3} Paとした。Table 2に溶接条件を示す。ビーム電流および電子ビーム活性変数(a_0 値)は、予備実験の結果を参考に母材に十分に溶込み、溶落ちが発生しない条件を選定した。選定したマグネシウムの電子ビーム溶接条件範囲はアルミニウム合金³⁾に比較して狭い。これは、純Mgの溶融金属の表面張力、559 mN/mは純アルミニウムの914 mN/mに比較して約1/2と小さく溶落ちを起しやすいためである。また、供試材は締付けトルク40 N・mで拘束ジグに固定して溶接時の目違いを防止し、銅板製の裏当てを使用した。溶接方向は供試材の押出方向に対して直角とし、溶加材を使用しないルート間隙なしのI型突合せ溶接を行った。

溶接後の継手の硬さ分布をマイクロビッカース硬さ計(荷重:0.49 N)により、ビード中央部の表面から深さ約1.2

* 日本大学生産工学部 (〒275-8575 千葉県習志野市泉町1-2-1)。College of Industrial Technology, Nihon University (1-2-1, Izumi-cho, Narashino-shi, Chiba 275-8575)。

Table 1 Chemical compositions and mechanical properties of base metals

Materials	Chemical compositions (mass%)								Tensile strength (MPa)	Elongation (%)	Impact value (kJ/m ²)	Hardness (HV0.5)
	Al	Zn	Mn	Fe	Si	Cu	Ni	Mg				
Pure Mg	0.004	0.005	0.003	0.003	0.003	0.001	0.001	bal.	144	9	41	38
AZ31 magnesium alloy	3.00	0.90	0.31	—	0.02	—	—	bal.	247	24	55	55

Table 2 Electron beam welding conditions for pure magnesium and AZ31 magnesium alloy

Accelerating voltage (kV)	150
Beam current (mA)	5
Active beam parameter	1.3
Welding speed (mm/min)	225, 250, 275, 300, 350, 400

Materials	Welding speed (mm/min)	Bead appearance Upper : Top weld bead Lower : Bottom weld bead
Pure Mg	225
	300
	400
AZ31 alloy	225
	300
	400

Fig. 1 Effect of welding speed on bead appearances of electron beam welded joint.

mm の場所を両母材側へ0.2 mm 間隔で測定した。

引張および衝撃試験片は表および裏ビードの余盛を削除し、溶融凝固部中央をゲージ部中央とした JIS 7 号試験片、溶融凝固部中央に V ノッチを付した JIS 4 号サブサイズ試験片 (幅 2.5 mm) とした。曲げ試験はローラ先端半径を 14 mm とし、溶融凝固部中央を試験片中央と一致させた。

3. 実験結果および考察

3.1 継手の外観および巨視的・微視的組織観察

ビード外観の一例を Fig. 1 に示す。両供試材とも溶接中にアーキングの発生は認められなかった。溶接速度の大小に関係なく、表ビード、裏ビードとも比較的滑らかな安定したビード幅の良好なビードが得られた。溶接速度によるビード

Fig. 2 Macrostructures of electron beam welded joint.

外観の差異は認められず、溶接開始部から終了部までビード幅の変化はなく、溶接速度 300 mm/min の場合に表ビード幅は約 0.8 mm と最も狭かった。表ビードは溶加材を使用していないためにやや凹むが、ビード終端部は TIG 溶接継手⁴⁾に比較して溶落ちは少なかった。また、裏ビードの溶落ちは少なかったが、若干のスパッタが発生した。

ビードの横断面および表面の巨視的組織の一例を Fig. 2 に示す。供試材に関係なく井戸型形状の溶込みを示し、裏面までの溶込みが得られた。各溶接条件 5 試料につき 5 横断面の観察を行った結果、割れや気孔はまったく認められなかった。ビード幅は溶接速度が速くなるのに伴い狭くなった。純 Mg は AZ31 合金に比較して裏ビードの幅がやや広くなる傾向が認められた。

純 Mg の横断面組織は、熱影響部と溶融凝固部の境界が明瞭でなく、結晶粒界も不明瞭であった。このことは純 Mg の摩擦圧接継手にも観察されている⁵⁾。継手の表面組織にはリップル線は認められず、溶接速度が速くなるとともに溶融凝

Fig. 3 Microstructures of electron beam welded joint at welding speed 350 mm/min.

固部中央の幅はやや狭くなった。接合界面から溶接方向に柱状晶が成長し、溶接速度が速くなるのに伴い柱状晶の長さが若干短くなる傾向にある。さらに、溶融凝固部中央には溶接線方向と平行に等軸晶が観察された。

AZ31合金の横断面組織は、溶接速度が速くなるに伴い溶融凝固部中央の幅が狭くなり、溶融凝固部内に層状の組織が認められた。この層状組織を詳細に観察するとリップ線と同様に、濃く腐食された部分は白い部分に比較して結晶粒が若干微細であり、溶融金属の冷却速度に差異があったものと推定する。溶融金属の横断面積は 3.2 mm^2 であり、TIG溶接⁴⁾の 24 mm^2 に比較して著しく小さい。この現象は、溶融金属が極めて急速に加熱冷却されたことを示すと同時に、電子ビーム溶接特有の溶融池における溶融金属の乱れと急冷作用によって不連続に溶融金属が凝固したものと考えられる。AZ31合金では表面の組織にはリップ線が明瞭に認められ、その間隔は溶接速度が速くなると狭くなる傾向にあった。

継手の横断面の微視的組織の一例として溶接速度300 mm/minの継手をFig. 3に示す。(a)の純Mg溶融凝固部の結晶粒は、供試材に比べ粗大であり、結晶粒内に双晶が認められた。接合界面は明瞭には認められず、熱影響部から溶融凝固部に向かって柱状晶が成長し、溶融凝固部中央には等軸晶が観察された。この現象は溶接速度の大小に関係なく認められた。溶融凝固部内の柱状晶は粗粒化した熱影響部の結晶粒の一部と溶融凝固部の結晶粒が融合して成長しており、接合界面に隣接した熱影響部の結晶粒と溶融凝固部の柱状晶の幅は同一であった。接合界面では溶接熱により母材の一部が溶融し、凝固時にその残りの結晶粒上に溶融金属が成長する、いわゆるエピタキシャル成長した柱状晶が認められた。したがって、溶接時に母材の結晶粒が粗大化しやすい純Mgは溶融凝固部の柱状晶が大きくなったものと推察する。

(b)のAZ31合金溶融凝固部の組織は等軸晶であり、母材に比べて極めて微細であった。この組織は典型的な急冷された鋳造組織である。また、溶融凝固部内の濃く腐食された部分には他の部分に比べてより微細な結晶粒が認められた。熱影響部と溶融凝固部の境界は明瞭に観察することができ、結

Fig. 4 Relation between welding speed and grain size in fusion zone of electron beam welded joints.

晶粒径の差異も明瞭である。さらに、微視的組織を詳細に観察すると熱影響部および溶融凝固部の一部に平衡相を粒界から不連続に析出する、粒界反応型析出を起こしたと思われる帯状の粒界も認められた。この現象は熱影響部で顕著であった。溶融凝固部は急冷されたために、パーライト状組織は観察されず、 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ であると思われる化合物が分散していた。このことはAZ80電子ビーム溶接継手²⁾でも観察された。溶融凝固部の横断面および表面の組織には溶接速度依存性は認められなかった。

AZ31合金の電子ビーム溶接継手には粗大柱状晶および羽毛状晶は観察されず、溶接速度が遅い条件 (225 mm/min) でも溶融凝固部の結晶粒の粗大化は認められなかった。

溶融凝固部横断面の結晶粒径と溶接速度の関係をFig. 4に示す。溶接速度の大小が溶融凝固部横断面の結晶粒に及ぼす影響は両供試材ともに認められない。純Mgの溶融凝固部の結晶粒径は約90 μmと母材の約64 μmに対し粗大化しており、継手表面の境界部の柱状晶幅も約90 μmと粗大である。

AZ31合金では、母材の結晶粒径約50 μmに対し約18 μmと母材の約36%の大きさであった。TIG溶接した両供試材の溶融金属の結晶粒径は、純Mgで120 μm⁶⁾、AZ31合金は68 μm⁴⁾であり、電子ビーム溶接ではいずれの供試材もTIG溶接に比較して微細となった。特にAZ31合金はこの傾向が著しい。このことは前述したように、高密度な溶接エネルギーが狭い範囲に集中したためと考える。

3.2 継手の硬さ分布

継手横断面中央の硬さ分布の一例として溶接速度350 mm/minの結果をFig. 5に示す。純Mg継手では、溶融凝固部の硬さにばらつきが認められるが、ほぼ一定値を示し母材と同程度の値であった。AZ31合金継手も、純Mg継手と同様に溶融凝固部の硬さに差異は認められず、母材と同等の値を示した。この現象は他の溶接速度においても同様に観察されており、溶融凝固部と母材の結晶粒に大差があるにもかかわらず、硬さに変化は認められなかった。同様のことがAZ31合金のTIG溶接継手⁴⁾や摩擦圧接継手⁷⁾においても観察されており、マグネシウム合金溶接継手特有の現象であると考えられる。

Fig. 5 Hardness distributions of electron beam welded joint at welding speed 350 mm/min.

Fig. 6 Relation between welding speed and tensile properties of electron beam welded joint.

3.3 引張特性

Fig. 6 に引張試験結果を示す。純 Mg 継手の引張強さは溶接速度の大小に関係なく母材と同程度の値であり、継手引張強さと母材引張強さの比である継手効率率は約100%が得られた。AZ31合金継手の引張強さは300 mm/min 以上の溶接速度で継手効率99.7%と良好な値を示し、350 mm/min で最も高い値を得たが、溶接速度275 mm/min 以下ではやや低い値であった。

純 Mg には伸びに溶接速度の影響は認められず、いずれの溶接速度でも母材値の約54%であった。AZ31合金は溶接速度300, 350 mm/min でやや高い値を示したが、母材値の約20%と低下した。TIG 溶接継手⁴⁾の継手効率は80%、伸びは母材の60%であり、本実験では継手効率は良好な値を示したが、伸びが著しく低下した。著者らの研究によれば AZ61 マグネシウム合金電子ビーム溶接継手では、溶接後熱処理により溶融凝固部の組織を均質化した場合には溶接のままの継手に比較して伸びの向上が認められた⁸⁾。本実験では溶接のままの状態で行っており、破断位置が溶融凝固部あるいは接合界面であることから、継手の伸びの低下は溶融凝固部の組織が均質でなく、母材と溶融凝固部の結晶粒の大きさに差があること、さらに溶融凝固部の幅が著しく狭いことに起

Fig. 7 Fractured positions and fractographs of tensile tested specimens of electron beam welded joint.

因するものと考え。

Fig. 7 に引張試験後の継手の破断位置と破面の一例を示す。純 Mg 継手は、溶融凝固部中央、すなわち、左右の界面から成長した結晶粒が合流した位置で破断した。また、等軸ディンプルと細長いディンプルとが観察される延性破面であり、このディンプルの大小に及ぼす溶接速度の影響は認められなかった。AZ31合金継手は、溶融凝固部と母材の界面にき裂が発生し、このき裂が溶融凝固部を横断して連続しているために、ジグザグな特徴のある破面であった。破面観察では熱影響部に直径の大きなディンプル、溶融凝固部に小径のものが認められ、溶融凝固部には一部ぜい性的な破面が観察された。なお、溶接速度225 mm/min に比較して350 mm/min ではディンプル径が若干小さくなった。

TIG 溶接によった AZ31合金継手⁴⁾が溶融凝固部中央で直線的に破断したのに対し、電子ビーム溶接継手の破断箇所が異なる様相を呈した。このことは電子ビーム溶接継手は TIG 溶接継手に比較して溶融凝固部の幅が著しく狭く、溶融凝固部と母材の結晶粒の急激な変化により引張ひずみが接合界面に集中し、さらに前述したように溶融凝固部の組織が均一でないためと考える。また、結晶粒が微細な溶融凝固部は延性破面特有のディンプル模様と脆性的な平坦なファセットが混在した状態であり、継手の延性が低下した一因であると考え。

3.4 衝撃特性

継手の溶融凝固部中央に切欠きを付した試験片による衝撃試験結果を Fig. 8 に示す。純 Mg の衝撃値には溶接速度依存性は認められず、母材とはほぼ同等の値を示した。しかし、AZ31合金は溶接速度300および350 mm/min で最高値を得たが、それは母材値の約87%であった。

Fig. 8 Relation between welding speed and impact value of electron beam welded joints.

衝撃試験後の試験片の外観と破面を Fig. 9 に示す。純 Mg は溶融凝固部内で破断し、AZ31 合金継手の破断は引張試験と同様に溶融凝固部内であり、凹凸が多い破面であった。このことは純 Mg では溶融金属中央の最終凝固部付近から破断し、AZ31 合金ではき裂は溶融凝固部の幅が狭いため、結晶粒径が変化する母材との境界部、すなわち接合界面に発生し、それが溶融凝固部内をジグザグに進展して破断に至ったものと思われる。

鋼の電子ビーム溶接継手では、溶接金属中央に切欠きを付したシャルピー衝撃試験を行うと、き裂の経路が母材側に外れる場合があり、この要因としては、ビード幅および溶接金属の硬化度と密接な関係があることが報告されている^{9)~11)}。しかし、マグネシウム合金では鋼に認められるような系統的な硬さの変化は観察されず、溶融凝固部の硬化度の影響はないものとする。このことから、マグネシウム合金では、ビード幅が狭いこと、溶融凝固部、すなわち衝撃試験片の切欠きを付した部分の組織が母材に比べて著しく微細であることによって衝撃試験におけるき裂が結晶粒径に差がある接合界面に進展したものとする。また、両供試材とも断面収縮は若干認められるが、破断の様相には溶接速度の影響は認められなかった。破面観察の結果、純 Mg では凹凸は少なく、直径の粗大なディンプルと粒界で破断したへき開破面が観察さ

Fig. 9 Fractured positions and fractographs of impact tested specimens of electron beam welded joint.

れた。AZ31 合金は破面の凹凸が大きく、微細な等軸ディンプルが認められ、衝撃値が純 Mg に比べ高い値を示したことを立証している

3.5 曲げ特性

Fig. 10 に曲げ試験結果を示す。純 Mg、AZ31 合金ともに表曲げ角度は、裏曲げ角度より若干大きい値を示した。Fig. 2 の巨視的組織に観察されるように、不連続に凝固した不均質な溶融金属が裏ビード付近で顕著に認められる。このため裏曲げが低い曲げ角度となったためと思われる。表曲げ角度、裏曲げ角度はともに溶接速度が速くなるのに伴いやや小さくなる傾向にあり、この現象は AZ31 合金に顕著に認め

Fig. 10 Relation between welding speed and bending angle of electron beam welded joints.

Materials	Welding speed (mm/min)	Bend test	Cracked surface	Bending angle
Pure Mg	225	Surface bend		Bending angle : 50°
		Root bend		Bending angle : 21°
	350	Surface bend		Bending angle : 40°
		Root bend		Bending angle : 30°
AZ31 alloy	225	Surface bend		Bending angle : 51°
		Root bend		Bending angle : 26°
	350	Surface bend		Bending angle : 38°
		Root bend		Bending angle : 27°

Fig. 11 Surface appearances and bending angle of bending tested specimens of electron beam welded joint.

られた。純 Mg の曲げ角度はいずれの条件においても母材の約45%と低い値であった。AZ31合金の曲げ角度は溶接速度 275 mm/min で表曲げ、裏曲げともに最高値を示したが、それらの値は母材の約40%とかなり低い値であった。このことは、引張特性における伸びの低下の原因と同様であると推定する。

Fig. 11に曲げ試験後のき裂発生状況および曲げ角度の一例を示す。純 Mg では、き裂は溶融凝固部中央に発生して、枝分れしながら進展している。これに比べて AZ31合金のき裂は、試験片端面の溶融凝固部と母材との界面付近で発生し、溶融凝固部内をジグザグに進展した様子が観察された。この傾向は、引張試験および衝撃試験と同様の様相であった。

3.6 溶接部の成分分析

引張特性および衝撃特性で良好な値を示した溶接速度 300 mm/min の AZ31合金継手横断面の表面と裏面付近について Al, Zn, Mg の EDX 分析結果を Fig. 12に示す。継手表面では熱影響部から溶融凝固部にかけて Zn のみがやや減少傾向にあったが、Al, Mg の濃度変化は認められなかった。また、ビード裏面では、溶接による成分変化は認められなかった。

5052アルミニウム合金の電子ビーム溶接では、合金成分である Mg が蒸発によって溶接金属中から希薄化し、この合金成分の蒸発は、溶接金属の硬さを低下するとともに、溶接継手の引張強さも低下させることが報告されている³⁾。AZ31

Fig. 12 EDX analysis line profiles of Al, Zn and Mg across the weld bond of electron beam welded AZ31 alloy joint at welding speed 300 mm/min.

合金は溶融凝固部の硬さに変化はなく、引張強さは母材と同等の値であった。しかし、継手の引張試験および曲げ試験で、伸びあるいは曲げ角度の低下が著しかったことは、合金成分の蒸発の影響が若干あるものと考えられる。

4. 結 言

工業用純マグネシウム、構造用 AZ31マグネシウム合金を電子ビーム溶接し、その継手の組織および機械的性質について検討した結果、次の結論を得た。

- (1) 純マグネシウム、AZ31マグネシウム合金ともに欠陥のない良好な外観の継手が得られた。
- (2) 純マグネシウムの溶融金属の結晶粒は、母材に比較して粗大となったが、AZ31マグネシウム合金は著しく微細であった。
- (3) 溶接速度に関係なく純マグネシウムは、母材と同程度の引張強さおよび衝撃値が得られた。AZ31マグネシウム合金は溶接速度 300, 350 mm/min で良好な引張強さおよび衝撃値を得た。しかし、いずれも伸びの低下が著しかった。
- (4) AZ31マグネシウム合金の表ビードの熱影響部でやや Zn の減少が認められた。

これらの結果から本実験の範囲では、両供試材とも電子ビーム溶接性が良好であることが明らかとなった。しかし、マグネシウム合金に本溶接法を適用し、実用化するためには、母材に比較して著しく劣化する延性を改善することが、今後に残された課題である。

本研究の一部は(財)軽金属奨学会教育研究資金によった。特記して感謝の意を表す。

参 考 文 献

- 1) 杉山慎彦：軽金属溶接，34 (1996)，18.
- 2) 朝比奈敏勝，大久保通則，時末 光：軽金属，44 (1991)，674.
- 3) 永井裕善：軽金属溶接，21 (1983)，355.
- 4) 朝比奈敏勝，時末 光：軽金属，45 (1995)，70.
- 5) 朝比奈敏勝，加藤数良，時末 光：軽金属，45 (1995)，453.
- 6) 朝比奈敏勝，時末 光：軽金属学会第87回秋期大会講演概要，(1994)，259.
- 7) 朝比奈敏勝，加藤数良，時末 光：軽金属，41 (1994)，210.
- 8) 朝比奈敏勝，時末 光：軽金属学会第98回秋期大会講演概要，(2000)，271.
- 9) 荒田吉明，松田福久，柴田 泰，穂積重臣，小野凱久，藤平正一郎：溶接学会誌，44 (1975)，1011.
- 10) 荒田吉明，松田福久，柴田 泰，小野凱久，玉置光雄，藤平正一郎：溶接学会誌，48 (1979)，598.
- 11) 佐藤邦彦，豊田政男，野原和宏，武田俊一，名山理介：溶接学会誌，51 (1982)，679.