

AZ91D マグネシウム合金チクソモールド薄板の
摩擦攪拌溶接性中田 一博* · 居軒 征吾** · 長野 喜隆***
橋本 武典*** · 成願 茂利*** · 牛尾 誠夫*

Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 51, No. 10 (2001), pp. 528-533

Weldability of friction stir welding of AZ91D
magnesium alloy thixomolded sheetKazuhiro NAKATA*, Seigo INOKI**, Yoshitaka NAGANO***
Takenori HASHIMOTO***, Shigetoshi JOHGAN*** and Masao USHIO*

Weldability of Friction Stir Welding (FSW) of AZ91D magnesium alloy thixomolded sheet with 2 mm in thickness was evaluated by changing joining parameters of tool rotating speed and specimen travel speed. Square butt joint with good quality was obtained at the optimum FSW conditions of 50 mm/min of travel speed with 1240 to 1750 rpm of tool rotating speed by using a tool with 12 mm of shoulder diameter, 3 mm of pin diameter and 2 mm of pin length. Higher travel speed or lower rotating speed made a lack of bonding in the joint. Stir zone in a central part of the joint consisted of very fine recrystallized structure with 2~5 μm in mean grain size. Hardness of stir zone increased slightly with decreasing mean grain size. Transverse tensile test of FSW joint resulted in the fracture at base metal. The tensile strength of stir zone showed 330~360 MPa, much higher than that of base metal, about 250 MPa.

(Received March 29, 2001)

Keywords: joining, friction stir welding, AZ91D magnesium alloy, thixomolding, grain refinement

1. 緒 言

マグネシウム合金は、一般に塑性加工性に劣っていることから、一部の展伸材を除いては実用的にはその薄板は主として铸造材やダイキャスト材が用いられている。この場合、熔融溶接では溶接部にブローホールが発生し、健全な溶接部を得ることは困難である。また大きな熱膨張係数のために溶接熱影響による溶接ひずみや変形も大きくなる。これに対して固相接合である摩擦圧接法ではブローホールなどの凝固現象に関係する欠陥は発生しないのがその特長であるが、その一方で、適用可能な部材形状に大きな制約があり、薄板には適用が困難である。このためマグネシウム合金の铸件薄板材に対する適当な溶接・接合法は現状ではまだ確立されていない。

これに対して、摩擦接合法の一種であり、英国 TWI で発明された摩擦攪拌溶接法 (Friction Stir Welding, 略称 FSW) はアーク溶接などと同様に板の突合せ継手に適用して連続した接合部を得ることができる^{1)~7)}。さらに、固相接合であるために铸造材に対しても適用可能であり、ブローホールのな

い健全な接合部が得られることがアルミニウム合金铸件について報告されている⁸⁾。FSW はこれまで主にアルミニウム合金に対して基礎および応用研究が進められてきており^{2)~13)}、マグネシウム合金に対する研究報告は少ない¹⁴⁾。また FSW による薄板接合の可能性も報告されているが¹⁵⁾、接合条件等の詳細は報告されていない。

本研究では、マグネシウム合金铸件薄板として最近特に注目されている AZ91D チクソモールド材を取上げ、FSW による接合性を検討したものである。すなわち接合欠陥のない最適接合条件を見出すとともに、得られた継手の組織、硬さおよび継手強度を評価した。

2. 実験方法

2.1 使用材料

本研究に用いた供試材は市販の AZ91D マグネシウム合金チクソモールド材である。試片形状は幅100×長さ200×厚さ2 mm である。その化学組成を Table 1 に示す。この供試材に FSW を適用し、突合せ継手による接合を行った。

* 大阪大学接合科学研究所 (〒567-0047 大阪府茨木市美穂ヶ丘11-1)。Joining and Welding Research Institute, Osaka University, (11-1, Mihogaoka, Ibaraki-shi, Osaka, 567-0047).

** 関西大学工学部学生 (吹田市) [現在: 大阪大学大学院生 (吹田市)]。Faculty of Engineering, Kansai University (Suita-shi, Osaka) [Present: Graduate student, Osaka University (Suita-shi, Osaka)].

*** 昭和アルミニウム鋳技術研究所 (小山市) [現在: 昭和電工鋳 (小山市)]。Research Laboratory, Showa Aluminum Corporation (Oyama-shi, Tochigi) [Present: Showa Denko K.K. (Oyama-shi, Tochigi)].

Table 1 Chemical composition of magnesium alloy used (mass%)

Alloy	Al	Zn	Mn	Si	Fe	Cu	Ni	ppm Be	Mg
AZ91D	9.17	0.65	0.28	0.02	0.002	0.002	0.001	8	Bal.

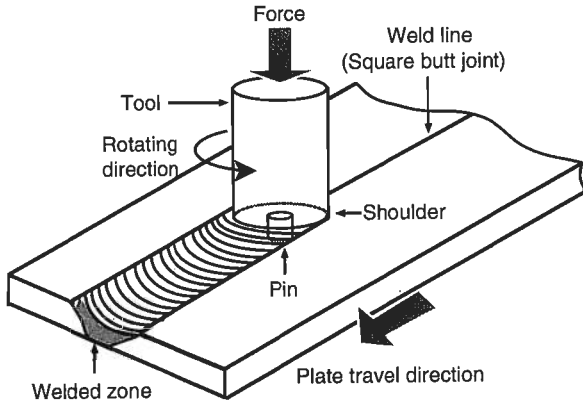


Fig. 1 Basic principle of FSW.

2.2 FSW

FSW の模式図を Fig. 1 に示す^{7),11)}。本接合法はショルダと呼ばれる太い部分とそれより細いピンからなる金属製の回転ツールを回転させながら試片の表面に押し当て、かつ先端のピンを突合せ部に挿入する。そして、これを回転しながら板の突合せ部に沿って移動する。通常はツールを固定し、試片を移動する。このとき、試片は回転ツールとの摩擦熱により加熱、軟化し、更に挿入したピンの回転に引きずられるように塑性流動が生じて突合せされた2枚の板が接合される。接合部の温度は接合される材料の融点以下であり、固相接合であることが知られている^{9),10),12)}。FSW では、ツールの回転方向と試片の進行方向が一致する側 (Retreating side) と一致しない側 (Advancing side) が存在する。Advancing side では、回転するピンと移動する材料との間で、剪断力がはたらくために欠陥の多くは Advancing side で生じる¹⁶⁾。

使用した FSW 溶接機は試作機であり、最大軸加圧力は 3×10^3 kg である。ツール形状はショルダ径: 12, ピン径: 3, ピン長: 2 mm*1 である。

接合パラメータとしてツールの回転速度および接合速度 (試片移動速度) を選定した。それぞれ 880~1750 rpm および 50~500 mm/min まで変化させた。

2.3 接合性の評価

接合部外観検査および X 線透過試験ならびに接合部断面のマクロおよびミクロ組織観察により接合部のブローホールおよび割れなどの欠陥発生の評価を行った。

接合部のマクロおよびミクロ組織はエメリー紙およびダイヤモンドパフ研磨後、5% ナイタル液で腐食した。

接合部の結晶粒径は市販画像処理ソフトを用いて測定した。接合部の硬さ試験はマイクロビッカース硬さ計により荷重 0.49 N で行った。

また FSW 継手の機械的性質を評価するために、最適接合条件で得られた良好な接合継手に対して、突合せ接合線に対

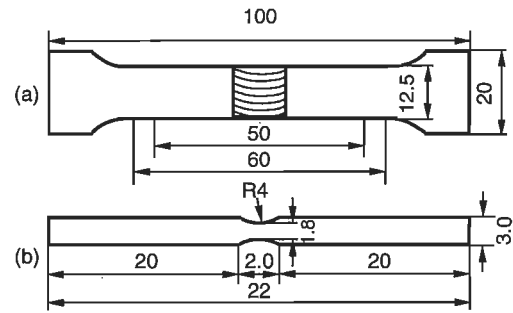


Fig. 2 Top views of tensile test specimens for measuring (a) transverse joint strength (as-FSW) and (b) stir zone strength (surface eliminated).

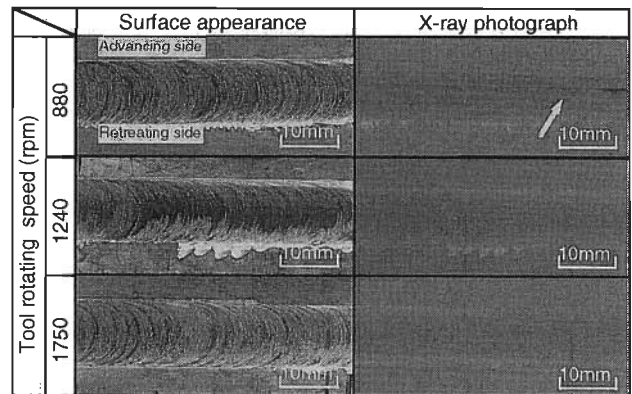


Fig. 3 General appearances and X-ray photographs of AZ91D FS Welds at constant travel speed, 50 mm/min.

して引張方向が垂直となる継手引張試験および突合せ接合線に対して引張方向が平行で、かつ接合部だけの引張試験を行うとともに、走査型電子顕微鏡 (SEM) による破断部の破面観察を行った。それぞれの引張試験片の形状を Fig. 2 に示す。継手引張試験片は JISZ2201-13B により、試片表面は接合のままとし、板厚 2 mm である。また接合部だけの引張試験片は小型試片のため任意形状とし、表面を研削して板厚 1.8 mm とした。

3. 実験結果および考察

3.1 FSW 接合性に及ぼす接合パラメータの影響

Fig. 3 および Fig. 4 に各接合条件での接合部外観写真および X 線透過写真を示す。まず Fig. 3 は接合速度を 50 mm/min 一定としたときのツール回転速度の影響を示す。ツール回転速度の増加とともになめらかな外観となる。外観上は表面および裏面ともいわゆる接合欠陥は認められなかった。しかし X 線透過写真ではツール回転速度が遅い 880 rpm では接合部において接合方向に沿って線状の内部欠陥が認められた。この線状内部欠陥はツール回転速度がこれよりも速くなると認められなかった。また Fig. 4 はツール回転速度を 1240 rpm 一定としたときの接合速度の影響を示す。この場合は接合速度が速くなるにつれて表面が荒れた状態となり、かつ、接合部に溝状の接合不良 (Lack of bonding) 欠陥が発生した。

FSW において接合部の温度は十分に材料の塑性流動が起こる温度にまで加熱される必要がある。接合部への単位接合長さ当たりの入熱は単純には摩擦発熱量、 Q /接合速度、 V

*1 ピンの挿入深さは試片裏面から 0.2 mm 以内とした¹⁷⁾。

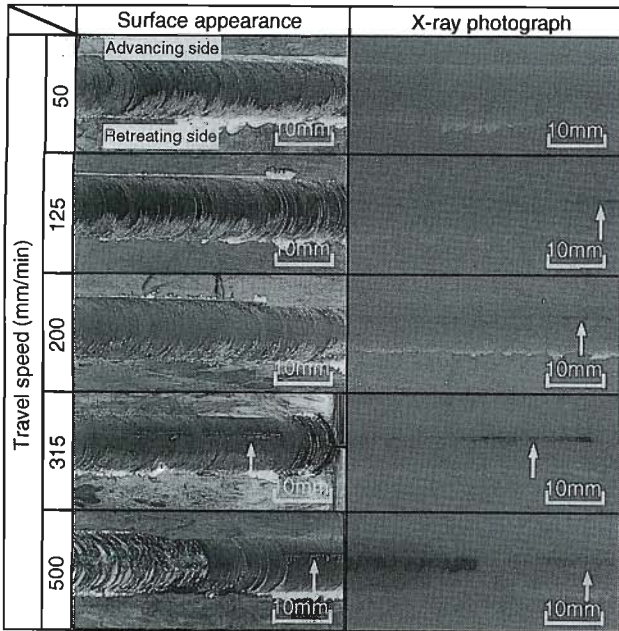


Fig. 4 General appearances and X-ray photographs of AZ91D FS Welds at constant tool rotating speed, 1240 rpm.

で表される¹⁶⁾。Qはツール回転速度に比例する。したがって、Fig. 3のツール回転速度の増加は入熱量の増加により接合部温度を上昇させて接合性を改善し、逆に Fig. 4の接合速度の増加は入熱量の減少による接合部の温度低下を招き、接合性を低下させることになる。

Fig. 5は接合性に及ぼすツール回転速度および接合速度の影響をまとめて示す。本研究の範囲では最適接合条件は接合速度50 mm/minで、かつ、ツール回転速度1240~1750 rpmであった。このような条件範囲はツールの形状にも依存すると思われるが、本研究ではこの点についての検討はしていない。なおすでに述べたように、板厚2 mmの薄板に対する

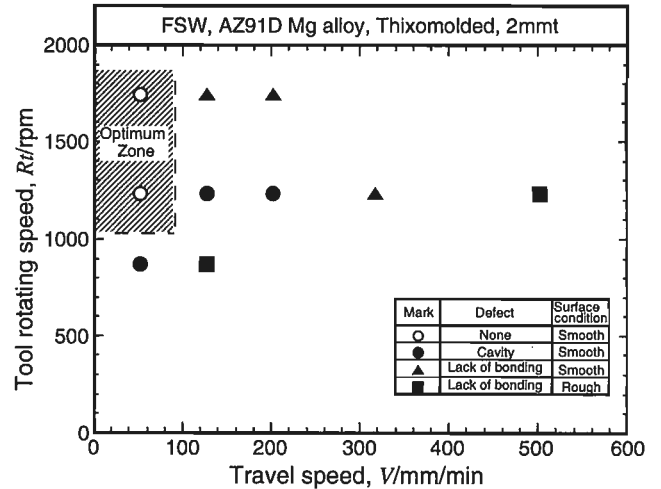
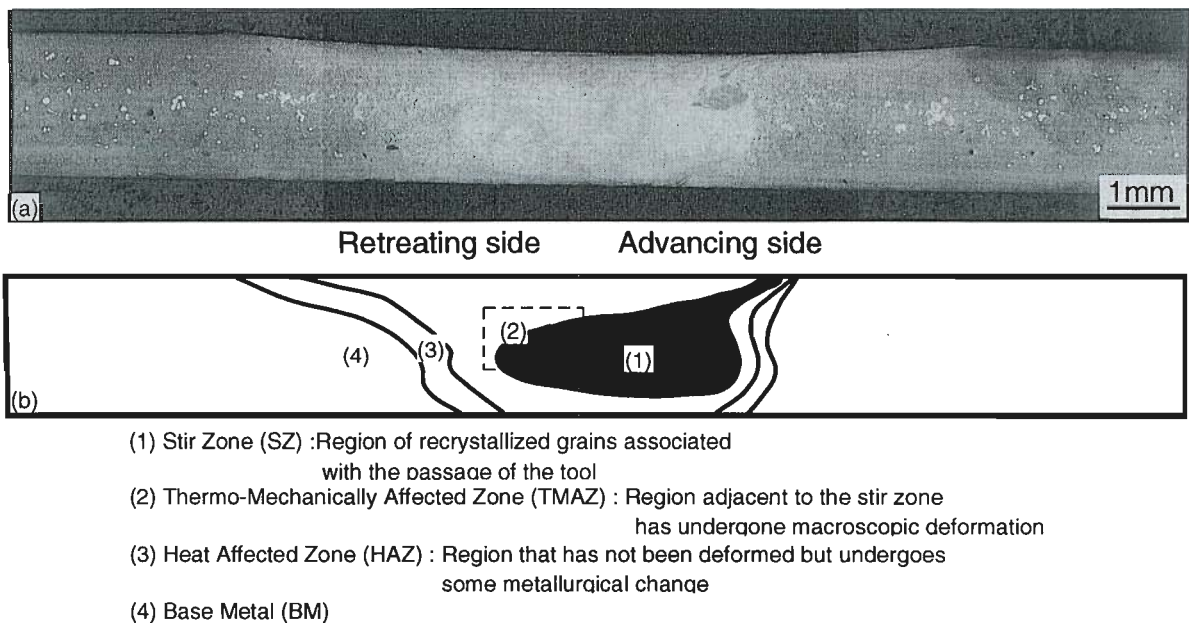


Fig. 5 Effect of traveling speed and tool rotating speed on weldability of AZ91D.

FSWの適正条件に関する報告は材料によらず見当たらない。しかし、板厚5~6 mmのアルミニウム合金^{12),16)}や著者らのマグネシウム合金に対するFSW検討結果¹⁸⁾と比較すると、Fig. 5の適正条件範囲は著しく狭い。AZ91Dチクソモールド材の適正接合条件範囲が狭い理由としては、本合金は強度増加のためにAlが多く添加されており、本質的に塑性変形能が劣ることと、铸造材であるため結晶粒界に多量の金属間化合物が晶出し、これがさらに塑性変形能を低下させているためと考えられる。

3.2 継手断面組織

ツール回転速度1750 rpm、接合速度50 mm/minの条件で行った突合せ接合部断面のマクロ組織およびその模式図をFig. 6に示す。また Fig. 6の接合部の破線で囲まれた部分のミクロ組織をFig. 7(a)に、さらに各部の拡大組織を(b)~(e)に示す。それぞれ Fig. 6の(1)~(4)の部分に対応している。まず Fig. 6より、FSW接合部は大きく(1)~(4)の部分



- (1) Stir Zone (SZ) :Region of recrystallized grains associated with the passage of the tool
- (2) Thermo-Mechanically Affected Zone (TMAZ) : Region adjacent to the stir zone has undergone macroscopic deformation
- (3) Heat Affected Zone (HAZ) : Region that has not been deformed but undergoes some metallurgical change
- (4) Base Metal (BM)

Fig. 6 Typical macrostructure and schematic illustration of the regions of AZ91D FS Welds at tool rotating speed, 1750 rpm, travel speed 50 mm/min.

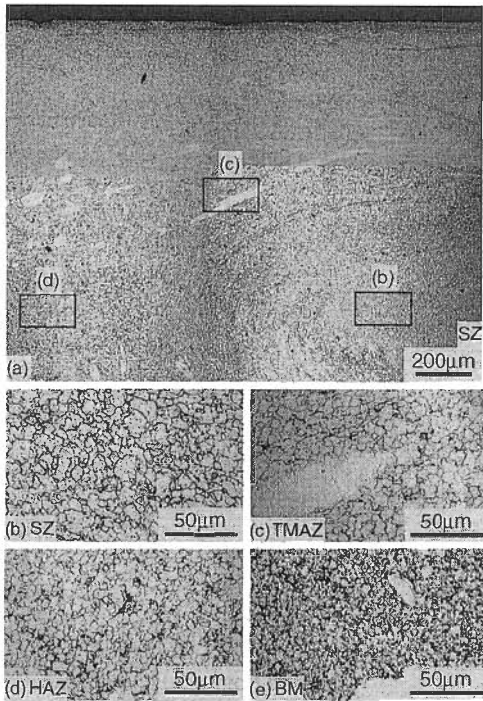


Fig. 7 Microstructure of cross section of FSW joint at tool rotating speed 1750 rpm and travel speed 50 mm/min.

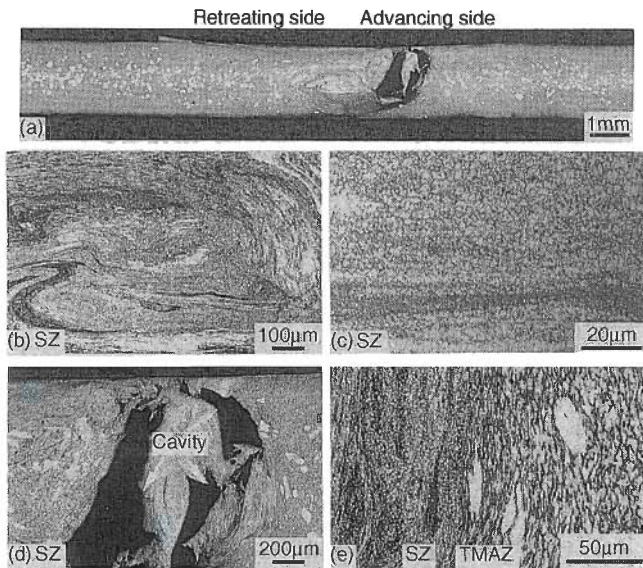


Fig. 8 Macro- and microstructures of cross section of FSW joint at tool rotating speed 1240 rpm and travel speed 500 mm/min.

に分けることができた^{4),11)}。これはこれまでにアルミニウム合金で報告されているFSW接合部の特徴に一致した。Fig. 6およびFig. 7より各部の特徴を示すと次のようになる。すなわち(1) (Fig. 7(b))はピンが通過した部分であり、組織が攪拌された領域としてSZ部 (Stir Zone) と呼ばれる。摩擦熱による温度上昇とピンの回転による塑性流動により動的再結晶が発生し、粒径が10µm以下の微細結晶粒を呈する。(2) (Fig. 7(c))は熱的および機械的影響を同時に受けた領域であり、TMAZ (Thermo-Mechanically Affected Zone) と呼ばれる。TMAZではピンによる攪拌は受けないが、組織が顕著な塑性変形を起こしている部分である。(3) (Fig. 7(d))

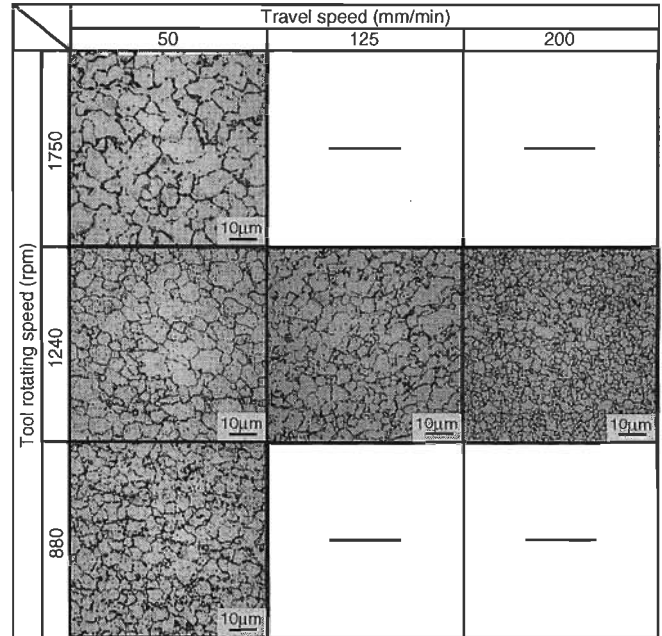


Fig. 9 Effect of tool rotating speed and travel speed on microstructure of SZ in AZ91D FS Welds.

はいわゆる熱影響部、HAZ (Heat Affected Zone) である。この領域では、再結晶組織と母材組織が混合した組織となる。(4) (Fig. 7(e))は母材、BM (Base Metal) である。母材はチクソ材特有の組織であり、白色の粗大粒子は casting 時に固相であった初晶 α -マグネシウム固溶体相であり、その周囲の微細組織部は casting 時に液相状態であった部分である。粒界部の黒色部分は共晶成分である β 相、すなわち金属間化合物 $Al_{12}Mg_{17}$ と思われる¹⁹⁾。

この粒界の β 相はSZ部においては母材部と比較すると減少する傾向にあった。これは、SZ部では粒界の β 相がピンにより攪拌、分断され、かつ温度上昇により α 相中に再固溶したためと考えられる。さらに、母材中に存在した粗大な初晶 α 相もSZ部では認められなかった。

次にツール回転速度1240 rpmで接合速度を500 mm/minまで増加したときの接合部断面組織をFig. 8に示す。Fig. 7と比較するとSZ部では組織は不均一であり、粒界の β 相も多く認められた。すなわち温度上昇が不十分なために、塑性流動が十分に起こらず、そのためAdvancing sideにおいて大きな空洞欠陥が生じたものである。

3.3 SZ部の結晶粒径

SZ部のマイクロ組織に及ぼす接合速度およびツール回転速度の影響をFig. 9に示す。それぞれ接合速度50 mm/min一定でツール回転速度を880, 1240および1750 rpmと変化させたものとツール回転速度1240 rpm一定で、接合速度を50, 125および200 mm/minと変化させたものである。また、Fig. 10(a)および(b)はそれぞれの結晶粒度分布を示す。ツール回転速度の増加は溶接入熱の増加をもたらす、これにより再結晶粒の成長が促進され、粒径は大きくなる。これに対して接合速度の増加は結晶粒径の減少をもたらす。これは、ツールの回転による発熱量は一定であるが、接合速度の増加とともに単位長当たりの入熱量が減少し、これに伴い接合部温度が低下し、再結晶に伴う粒成長が抑制されたためと考えられる。ツール回転速度に比して接合速度の方が粒径に

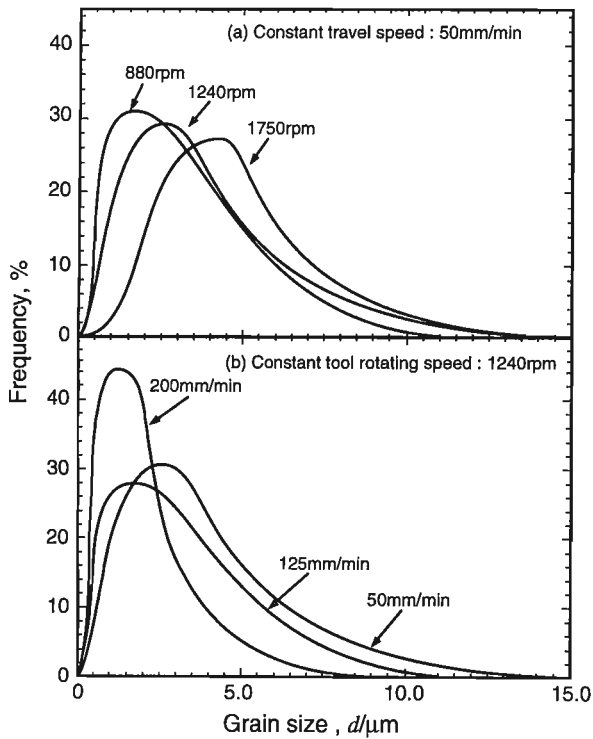


Fig. 10 Frequency distribution of grain size in SZ, (a) constant travel speed 50 mm/min, (b) constant tool rotating speed 1240 rpm.

及ぼす影響は大きい傾向にあった。

3.4 硬さ

接合部断面における硬さ分布を接合速度 50 mm/min, ツール回転速度 1240 rpm の場合を例にとり, Fig. 11 に示す。硬さ測定位置を断面上で (a) 上部の TMAZ 部および (b) SZ 中央部とした。母材がチクソモールド材であることから, 内部にブローホールや粗大な粒状 α 相が多く存在するため, 母材部では全体的に硬さに大きな変動が見られた。同様に接合部上部の TMAZ 組織でもまだ粗大な粒状 α 相が存在しており, 硬さには大きな変動が認められた。これに対して (b) の SZ 部では硬さの変動は小さい。これは SZ 部の均一なマイクロ組織に対応している。

Fig. 12 は Fig. 9 の 6 接合条件に対して測定した SZ 部の硬さと平均結晶粒径, d の平方根の逆数, $d^{-1/2}$ との関係を示す。両者はほぼ比例関係にあるが, d がある値を超えると硬さは一定の値に収束する傾向にあった。このため SZ 部の硬さには結晶粒径以外にも β 相の量や分布などが関係していると考えられた。

3.5 継手引張強さ

適正接合条件で得られた FSW 接合部の継手および SZ 部のみの引張試験結果として, 引張強さと伸びをそれぞれ Fig. 13 および Fig. 14 に比較して示す。また継手引張試験後の試片破断状況を Fig. 15 に示す。すべての継手引張試験片で破断箇所は Fig. 15 に示すように母材であった。したがって, FSW 接合継手の継手効率率は 100% と見なせる。また SEM 破面観察では母材破断部にはいずれの試片でもブローホールと思われる铸造欠陥 (Fig. 15(c)) が認められており, 母材破断の一因と考えられる。これに対して SZ 部は引張強さおよび伸びともに母材に比して著しく改善されている。特

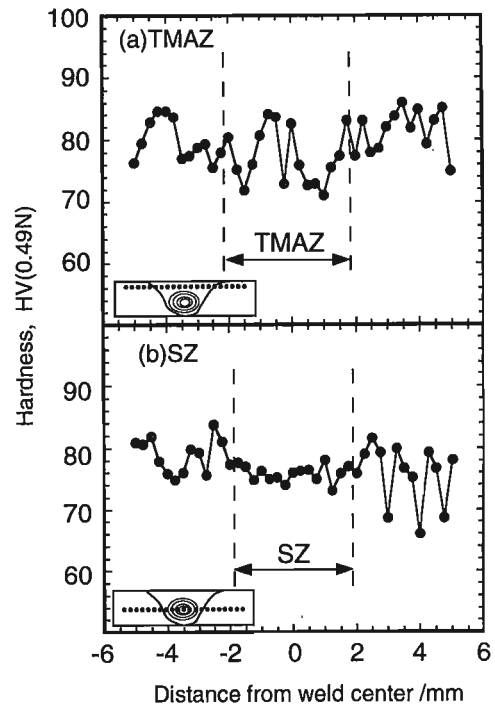


Fig. 11 Hardness profiles of AZ91D FS Welds at tool rotating speed 1240 rpm and travel speed 50 mm/min, (a) TMAZ, (b) SZ.

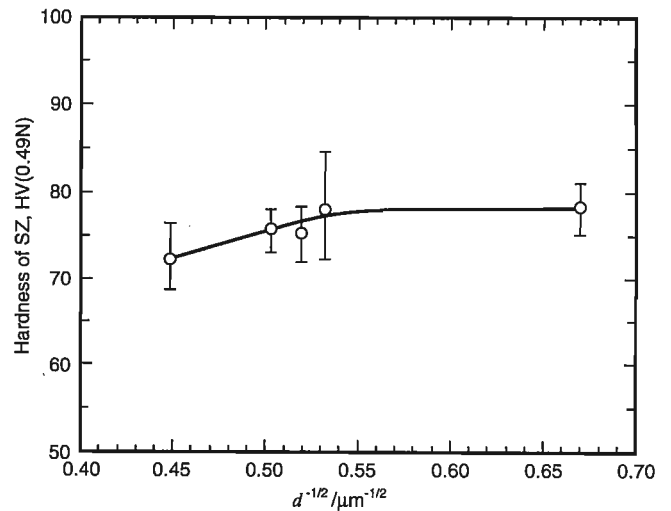


Fig. 12 Relation between grain size and hardness of SZ in AZ91D FS Welds.

に引張強さは 330~360 MPa を示し, 母材 224~253 MPa の約 1.4 倍の高い値を示した。これは SZ 部の緻密で微細な再結晶組織によると考えられる。なお FSW 条件による差はほとんど認められなかった。

4. 結 言

AZ91D マグネシウム合金のチクソモールド材 (板厚 2 mm) の摩擦攪拌溶接 (FSW) 性について検討を行った。適正接合条件および得られた接合継手の組織および機械的性質について検討し, 以下の結論を得た。

- (1) FSW により, 板厚 2 mm の AZ91D マグネシウム合金のチクソモールド材の突合せ接合継手の作製が可能であった。
- (2) 接合欠陥のない健全な接合継手は, 本研究で用いた

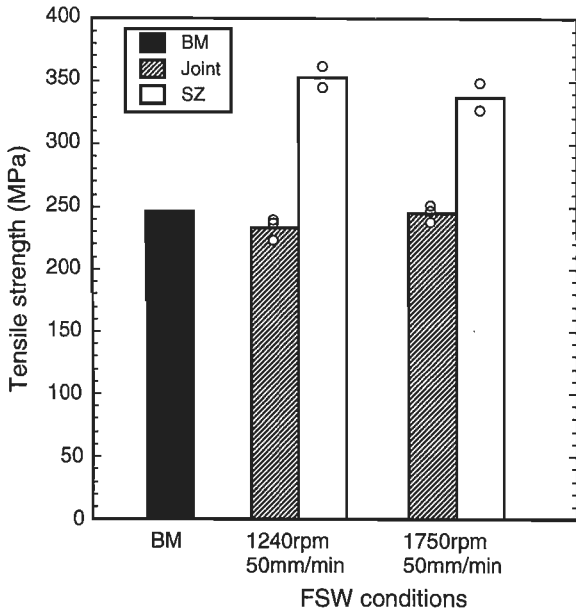


Fig. 13 Tensile strength of FSW joint evaluated by transverse tensile test of joint and longitudinal tensile test of stir zone.

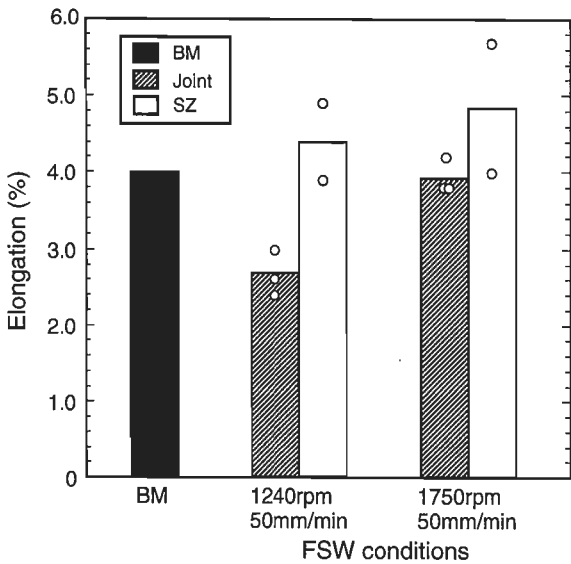


Fig. 14 Elongation of FSW joint evaluated by transverse tensile test of the joint and longitudinal tensile test of stir zone.

ツールでは、接合速度50 mm/min、ツール回転速度1240~1750 rpmが適正接合条件範囲で得られた。ツール回転速度が遅くなる、もしくは接合速度が速くなると、十分な塑性流動が起こらず、溝状の接合不良や接合部内部での空洞などの欠陥が発生した。

(3) 接合部の中心部は均一で微細な再結晶組織となり、母材鑄造組織は消滅した。その平均結晶粒径はおおよそ2~5 μmであった。ツール回転速度の増加、もしくは接合速度の低下により平均結晶粒径は増加した。

(4) 接合部の中心部の硬さは再結晶組織の平均結晶粒径の減少とともにわずかではあるが増加した。

(5) 適正接合条件で得られた接合継手の継手引張強さは

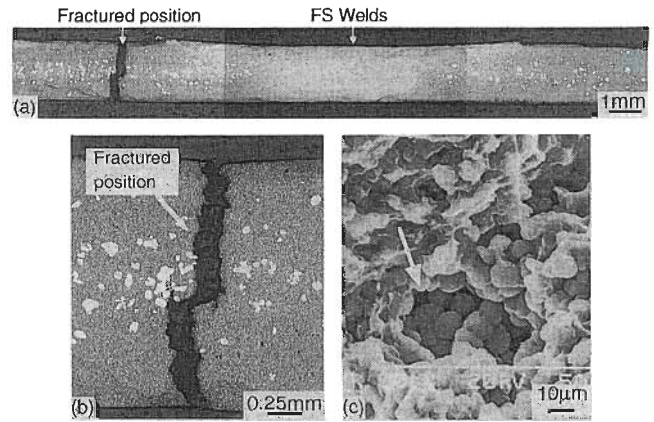


Fig. 15 (a) Macro- and (b) microstructures of cross section of FS Welds after transverse tensile test and (c) SEM fracture surface at base metal (white arrow shows blow hole).

224~253 MPaであり、破断位置はすべての引張試験片において母材であった。SZ部は引張強さおよび伸びともに母材に比して改善され、特に引張強さは330~360 MPaを示し、母材の約1.4倍の高い値を示した。

謝辞

本研究に対して有益なご討議を頂きました関西大学工学部薬師寺正雄教授に深謝いたします。

参考文献

- 1) W. M. Thomas et al: International Patent Application No. PCT/GB92/02203 and GB Patent Application No. 9125978.8, 6 Dec. 1991, U.S. Patent No. 5, 460, 317.
- 2) C. J. Dawes and W. M. Thomas: Friction Stir Joining of Aluminum Alloys, TWI Bulletin, 36 (1995), 124.
- 3) C. W. Dawes: Welding and Metal Fabrication, Jan., (1995), 14.
- 4) C. J. Dawes: Proc. of the 6th Int. Symp. JWS, (1996), 711.
- 5) C. J. Dawes and W. M. Thomas: Weld. J., 75 (1996), 41.
- 6) E. D. Nicholas: Proc. of 6th Intl. Conf. on Aluminum Alloys, ICAA-6, Toyohashi, Japan, (1998), 139.
- 7) W. M. Thomas, C. J. Dawes, M. Gittos and D. Andrews: TWI Bulletin, 39(1998), 44.
- 8) T. Hashimoto, N. Nishikawa, S. Tazaki and M. Enomoto: Proc. 7th Intl. Conf. on Joints in Aluminum, INALCO '98, UK, (1998), 237.
- 9) 時末 光, 篠田 剛: 軽金属, 49 (1999), 258.
- 10) 福田哲夫: 溶接学会誌, 69 (2000), 6.
- 11) 岡村久宣, 青田欣也, 江角昌邦: 軽金属, 50 (2000), 166.
- 12) J. D. Wylde: 軽金属, 50 (2000), 189.
- 13) T. Nagasawa, M. Otsuka, T. Yokota and T. Ueki: Proc. of Magnesium Technology 2000, TMS, (2000), 383.
- 14) S. Kallee and A. Mistry: 1st Intl. Symp. On Friction Stir Welding, TWI, USA, (1999), (CD-ROM).
- 15) C. G. Rhodes, M. W. Mahoney, W. H. Bingel, R. A. Spurling and C. C. Bampton: Scripta Materialia, 36 (1997), 69.
- 16) K. Nakata, Y. G. Kim, M. Ushio, T. Hashimoto and S. Jyogan: ISIJ International, 40 (2000), S15.
- 17) Lloyd's Register of Shipping: 1st Intl. Symp. On Friction Stir Welding, TWI, USA, (1999) (CD-ROM).
- 18) 中田一博, 牛尾誠夫, 成願茂利, 橋本武典: 溶接学会全国大会講演概要, 67 (2000), 66.
- 19) ASM Specialty Handbook, Magnesium and Magnesium Alloys, ASM International, (1999), 26.