

難燃性 Mg 合金の摩擦攪拌点接合および抵抗スポット溶接

山本尚嗣¹ 廖金孫¹ 中田一博²

¹株式会社栗本鐵工所技術開発本部

²大阪大学接合科学研究所

J. Japan Inst. Metals, Vol. 74, No. 5 (2010), pp. 307-313

© 2010 The Japan Institute of Metals

Friction Stir Spot Welding and Resistance Spot Welding of Noncombustible Magnesium Alloy

Naotsugu Yamamoto¹, Jinsun Liao¹ and Kazuhiro Nakata²

¹Technology Development Headquarters, Kurimoto Ltd., Osaka 559-0021

²Joining and Welding Research Institute, Osaka University, Osaka 567-0047

Friction stir spot welding (FSSW) and resistance spot welding (RSW) were applied to join a noncombustible AMX602 magnesium alloy, and the microstructures and mechanical properties of the joints at various welding parameters were investigated in detail. In the FSSW at a tool rotating speed of 1750 rpm, the defect free joints were obtained at welding time of 3 to 14 s, and the tensile shear load of the joint increased with the welding time. The Vickers hardness in the SZ was higher than that in the base metal because of the formation of fine-grained microstructures in the SZ, which resulted from dynamic recrystallization. In the RSW, the defect free joint was not obtained at all welding conditions in the present study; however, the tensile shear load of the joint increased with the welding time and/or welding current. The Vickers hardness in the nugget was higher than that in the base metal because of the formation of net-like intermetallic compound of Al₂Ca along the sub-grain boundaries of dendritic microstructures in the nugget. For both the FSSW and RSW, the tensile shear load of the joint increased with joining area. It was found that the tensile shear strength of the joints of FSSW and RSW was almost identical, and the tensile shear load of the joint was dependent on the joining area, irrespective of whether FSSW or RSW was employed in the present study.

(Received December 8, 2009; Accepted January 29, 2010)

Keywords: friction stir spot welding, resistance spot welding, noncombustible AMX602 magnesium alloy, mechanical property, microstructure

1. 緒 言

摩擦攪拌点接合(FSSW)は、抵抗スポット溶接(RSW)の種々の問題点を改善する接合法として、これまで主にアルミニウム(Al)合金のスポット接合法として研究・実用化が進んできた¹⁻⁶⁾。マグネシウム(Mg)合金においても研究が行われているがAl合金に比べると報告例は少ない^{7,8)}。難燃性Mg合金は、通常のMg合金と比べて発火点が200~300K高く、燃えやすい問題点を改善した新材料として、輸送機器など広範な産業分野への応用が期待されているため、板材の摩擦攪拌接合(FSW)^{9,10)}やFSSW¹¹⁾が検討されている。しかし、FSSWにおいては、その接合性を従来の抵抗スポット溶接(RSW)性と比較検討した例は見受けられない。そこで、本研究では、軽量でリサイクル性に優れた難燃性Mg合金にFSSWおよびRSWを適用し、それぞれ得られた継手の組織観察や引張せん断試験結果および破断形態の観察により、機械的性質に及ぼす接合条件の影響を検討するとともに、継手強度の支配因子についても検討した。

2. 実験方法

供試材は難燃性Mg合金(AMX602)押出材であり、その

化学組成をTable 1に示す。FSSWおよびRSWは、Fig. 1(a)に示すように幅50mm、長さ150mm、厚さ3mmの単点接合試験片を重ね合わせて行った。また、接合面は、接合直前にエメリー紙(#800)で磨いた後、アセトン脱脂を行った。FSSWの回転ツールはネジ有(ピッチ0.5mm、深さ0.25mm)であり、Table 2に示す寸法形状の焼入工具鋼(SKD61)製のものを使用し、荷重制御式摩擦攪拌接合装置でTable 3に示す接合条件で行った。RSWは、FSSWの回転ツールのショルダ径とほぼ同径の電極を用い、直流インバータ式抵抗溶接機でTable 4に示す溶接条件で行った。

溶接・接合部外観検査ならびにマクロおよびミクロ組織観察により溶接・接合部の割れ等の欠陥発生の評価を行った。組織観察は、研磨後腐食液ピクリン酸(ピクリン酸4.2g、酢酸10ml、蒸留水10ml、エタノール70ml)を用いて腐食を行い、アセトンにて超音波洗浄後に行った。結晶粒径は、市販画像処理ソフト(Image Pro)を用いて測定した。

溶接・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0.49N、保持時間20sで行った。

FSSWおよびRSW継手の機械的性質を評価するために、Fig. 1(b)に示すように、継手の両端に試験片と同厚の板を高めせん断タイプの接着剤で接着した引張試験片を用いて室温で引張せん断試験を行った。また、いずれの接合法において

Table 1 Chemical composition of Mg alloy.

| Alloy | Chemical compositions (mass%) | | | | | | | | | | | |
|--------|-------------------------------|-------|--------|-------|-------|-------|-------|--------|------|-------|-------|------|
| | Al | Zn | Zr | Mn | Fe | Si | Cu | Ni | Ca | Cr | C | Mg |
| AMX602 | 6.16 | <0.01 | <0.001 | 0.228 | 0.006 | 0.003 | 0.004 | <0.001 | 2.02 | 0.001 | 0.018 | Bal. |

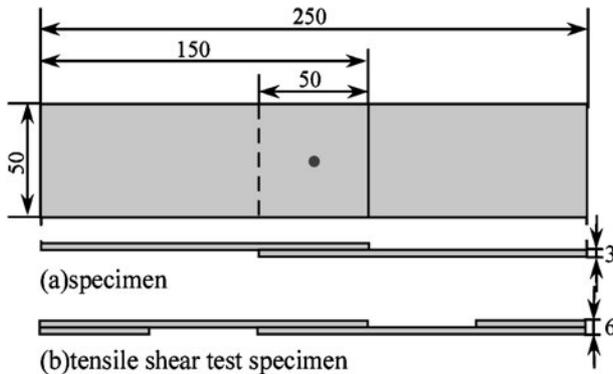


Fig. 1 Shape and dimensions of specimen for RSW and FSSW as well as tensile shear test.

Table 2 Dimensions of FSSW tool.

| | |
|---------------------------|-----|
| Diameter of shoulder (mm) | 15 |
| Diameter of probe (mm) | 5 |
| Length of probe (mm) | 3.9 |

Table 3 FSSW conditions.

| | |
|---------------------------|------|
| Tool rotating speed (rpm) | 1750 |
| Welding time (s) | 3~14 |
| Down force (kN) | 9.8 |
| Angle of tool (°) | 0 |

Table 4 RSW conditions.

| Electrode | Dome type (100R-16φ) Cu-Cr alloy |
|----------------------|----------------------------------|
| Welding current (kA) | 22~31 |
| Welding time (cycle) | 6~24 |
| Welding force (kN) | 6.86 |

も、引張試験後の破断面外観から接合面積を計測した。透過型電子顕微鏡(TEM)観察は、日本電子株式会社 JEOL2010 を用い、加速電圧 160–200 kV で行った。TEM 観察用試験片は、FIB(Focused Ion Beam)加工により作製した。

3. 実験結果および考察

3.1 FSSW 継手

Fig. 2 に接合時間を変化させて得られた FSSW 継手接合部の外観および横断面写真を示す。外観写真から、接合時間の増加とともに接合後表面に残る接合痕は大きくなる傾向が見られる。これは、接合時間の増加とともに回転ツールがより深くまで浸入し、バリの排出量が増加するためであると考

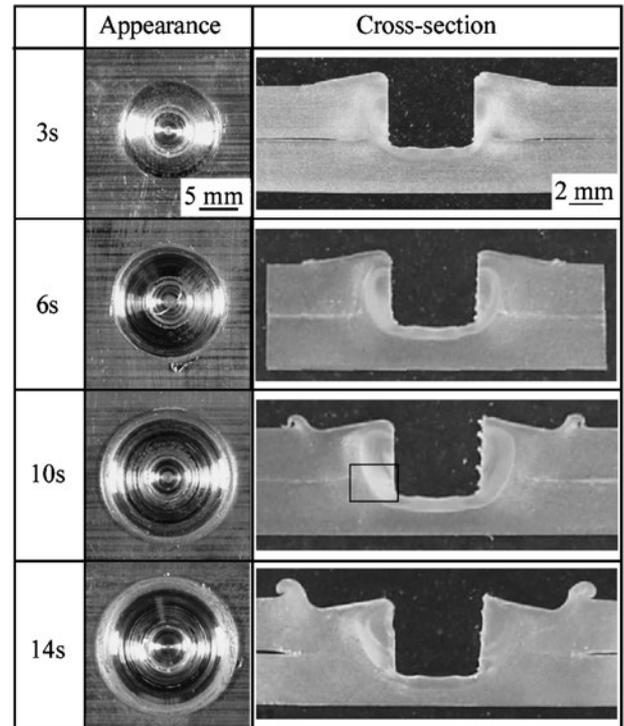


Fig. 2 General appearances and macrostructures of FSSW joints at various welding time.

えられる。断面写真から、接合時間が 3 s ではプローブ先端部は下板側に到達しているが、上板側と下板側との間に隙間が観察された。接合時間の増加とともに、プローブ先端部の下板への侵入深さは増加し、それに伴い回転ツールが挿入された周辺に排出されるバリの量は増加した。

Fig. 3(a)~(c)に接合時間が 10 s で得られた継手の断面ミクロ組織観察結果を示す。Fig. 3(a) (Fig. 2 中の黒線で囲まれた領域)より、プローブを引き抜いた両側に攪拌部(Stir zone, SZ)が認められ、攪拌部の周囲には僅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。上下板の界面は、TMAZ の外側まで消失しており、若干上板側に進展していた。Fig. 3(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、Fig. 3(c) (Fig. 3(a)中の黒線で囲まれた領域)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。

接合時間が 10 s 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と結晶粒径の測定結果を Fig. 4 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 領域では母材部(HV60)と比較すると HV80 程度まで硬化していた。また、継手の硬さ分布には接合条件による明瞭

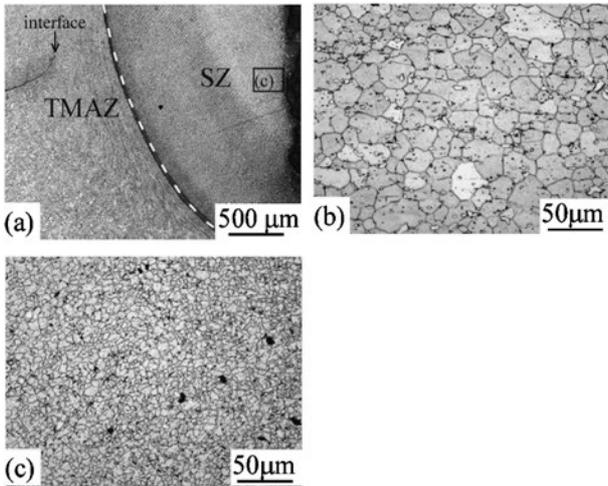


Fig. 3 Microstructures of FSSW joint at welding time of 10 s: (a) joining area, (b) BM and (c) SZ.

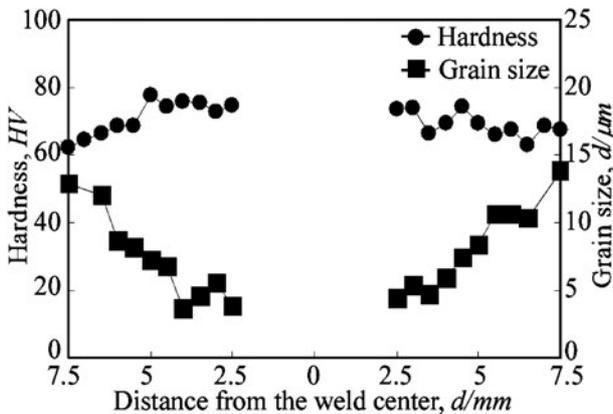


Fig. 4 Hardness and grain size distributions in FSSW joint at welding time of 10 s.

な差異は認められなかった. 一方, Fig. 4 に示している継手各部の結晶粒径の測定結果から分かるように, 硬さが母材に比べて硬化している SZ 領域では, 平均結晶粒径が母材の約 15 μm から約 5 μm 以下にまで微細化していた. 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. 故に, SZ 領域の硬さ増加は, 結晶粒の微細化によるものと考えられる.

継手の引張せん断荷重に及ぼす接合時間の影響を Fig. 5 に示す. 引張せん断荷重は, 接合時間の増加とともに増加し, 接合時間が 14 s において約 5.47 kN の最大値を示すが, 接合時間が 10 s 以上ではほとんど変化が見られなかった. 同一の接合時間での引張せん断荷重のばらつきは接合時間が長い場合大きかった. 引張せん断試験後の下板試験片の外観および断面マクロ組織を接合時間ごとに Fig. 6 に示す. 接合時間が 3 s と短い場合は SZ および TMAZ 領域(接合領域)の幅が狭く, 破断が引張方向に沿って接合領域を横切るようなシア破断のみであった. 接合時間の増加とともに接合領域は増加し, 破断経路が上下板界面から板厚方向に進展している部分と接合領域を横切る部分が混在していた. しかし, 破断部の外観観察から分かるように, いずれの条件に

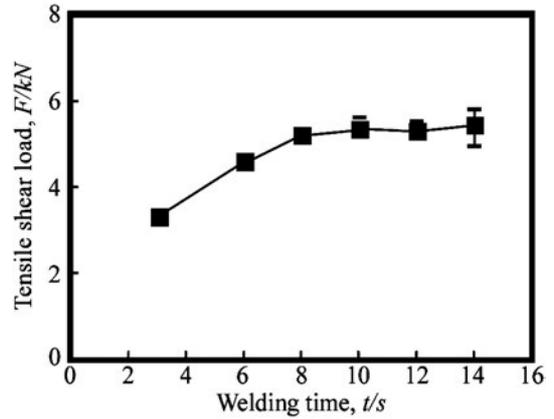


Fig. 5 Effect of welding time on tensile shear load of FSSW joint.

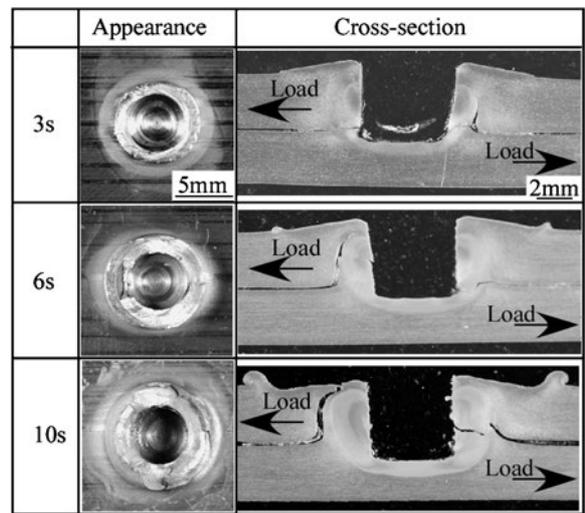


Fig. 6 Surface appearances and cross sections of fractured FSSW joints after tensile shear test.

おいてもほとんど接合領域で破断しており, 板厚方向で破断するいわゆるプラグ破断のような継手は得られなかった.

上述したように破断がいずれの条件においても接合領域で起こっていることから, すべての引張試験片において, 引張試験後の外観写真から接合領域の面積を求め, 引張せん断荷重との関係を調べた結果を Fig. 7 に示す. 引張せん断荷重は, 接合領域の面積にほぼ比例して増加しており, 本研究で検討した接合条件範囲においては, 難燃性マグネシウム合金の FSSW 継手の引張せん断荷重は接合面積によって支配されるものと考えられる.

3.2 RSW 継手

継手外観および断面マクロ組織に及ぼす溶接時間および溶接電流の影響について検討した. 溶接時間を 12 cycle と一定とし溶接電流を変化させて得られた継手の外観および断面マクロ組織(板の長手方向に切断した断面)を Fig. 8 に示す. 表面には電極が押し付けられてきたくぼみ(溶接痕)が見られ, この溶接痕は溶接電流の増加にともない大きくなる傾向であった. 同一条件での溶接痕の形状および大きさに明確な違いは観察されなかった. 断面マクロ観察から分かるよ

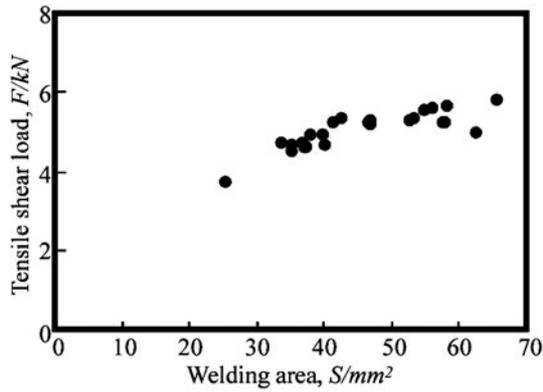


Fig. 7 Tensile shear load vs. joining area (FSSW joints).

| t(c) | I(kA) | Appearance | Cross-section |
|------|-------|------------|---------------|
| 12 | 22 | | |
| | 25 | | |
| | 28 | | |
| | 31 | | |

Fig. 8 General appearances and macrostructures of RSW joints at various welding current.

うに、溶接面を中心面とする基石状のナゲットは、溶接電流の増加とともに大きくなる傾向であり、電極が母材に食い込んだ後のくぼみの深さも、溶接電流の増加とともに大きくなる傾向であった。溶接電流を 31 kA 一定とし溶接時間を変化させて得られた継手も、溶接痕およびナゲットは、溶接時間とともに大きくなる傾向であった。また、すべての継手のナゲット中央部付近において、ブローホールもしくは割れが観察された。断面マイクロ組織の例として、溶接時間が 12 cycle で溶接電流が 31 kA の継手の観察結果を Fig. 9 に示す。いずれの継手においても、母材部(Fig. 9(b))では圧延方向に並んだ析出物が観察され、Fig. 9(c)に示す熱影響部(HAZ)では、その析出物の一部が共晶融解しており、ナゲット(Fig. 9(d))では、デントライト組織のサブグレイン粒界に網目状に析出物が観察された。ナゲット部の組織を詳細に観察した SEM 写真(Fig. 10(a))およびその領域での Al(Fig. 10(b))と Ca(Fig. 10(c))の面分析結果から、サブグレイン粒界の析出物は Al と Ca の化合物であると考えられ

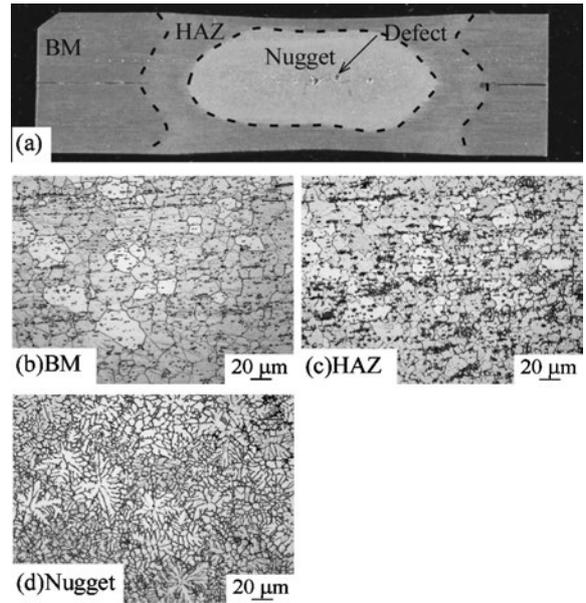


Fig. 9 Microstructures of RSW joint at welding current of 31 kA and welding time of 12 cycles: (a) joint area, (b) BM, (c) HAZ and (d) Nugget.

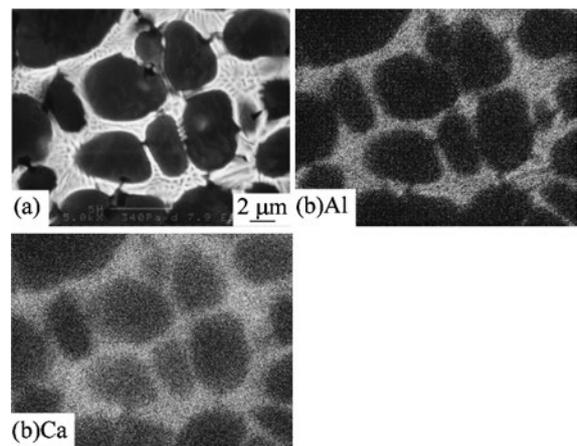


Fig. 10 SEM micrographs of nugget at welding current of 31 kA and welding time of 12 cycles: (a) SEM image, (b) distribution of Al and (c) distribution of Ca.

る。そこで、サブグレイン粒界に晶出している化合物を同定するために、ナゲット部の組織を TEM で観察した。Fig. 11(a)は明視野像であり、図中の矢印で示した晶出物(Fig. 11(b)にその拡大像を示す)は、Fig. 11(c)に示す電子線回折像より Al_2Ca と同定された。

継手の硬さ分布の一例として、溶接時間が 12 cycle で溶接電流が 31 kA 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 1 mm の箇所)の測定結果を Fig. 12 に示す。母材の硬さ(約 $HV60$)に比べて、ナゲット部では硬さが FSSW 継手の SZ の硬さと同様に約 $HV20$ 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。その他の条件で得られた継手でも、ほぼ同様の硬さ分布であった。

溶接時間(12 cycle)を一定とし溶接電流を変化させて得ら

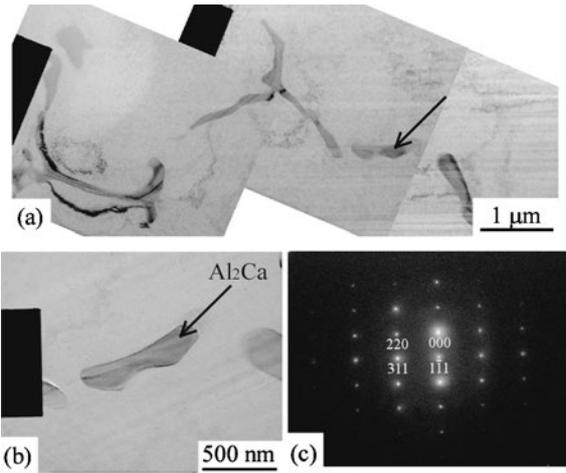


Fig. 11 TEM micrographs (welding current = 31 kA, welding time = 12 cycle): (a) bright field image, (b) bright image of intermetallic compound indicated by black arrow in (a), and (c) SAD pattern.

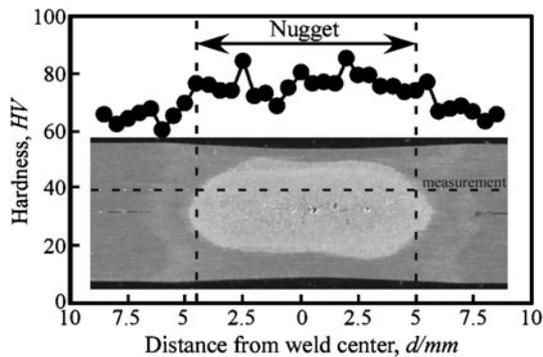


Fig. 12 Hardness distribution in RSW joint at welding current of 31 kA and welding time of 12 cycles.

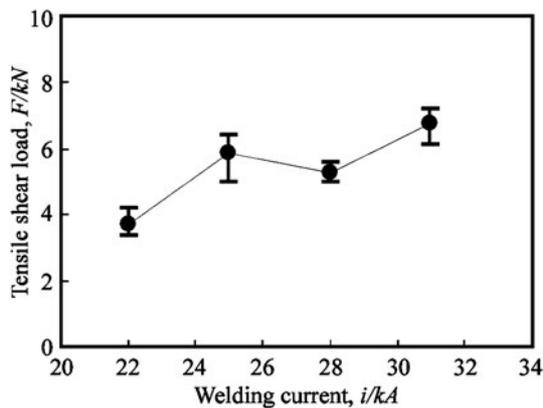


Fig. 13 Effect of welding current on tensile shear load of RSW joint (welding time = 12 cycles).

れた継手の引張せん断試験結果を Fig. 13 に示す。溶接電流の増加とともに引張せん断荷重は増加する傾向であり、溶接電流の増加とともにナゲットが大きくなったためと考えられる。また、最大引張せん断荷重は、溶接電流 31 kA の条件で、6.8 kN であった。次に、溶接電流 (31 kA) 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 Fig. 14 に示す。溶接電流が 31 kA では、引張せん断荷重は

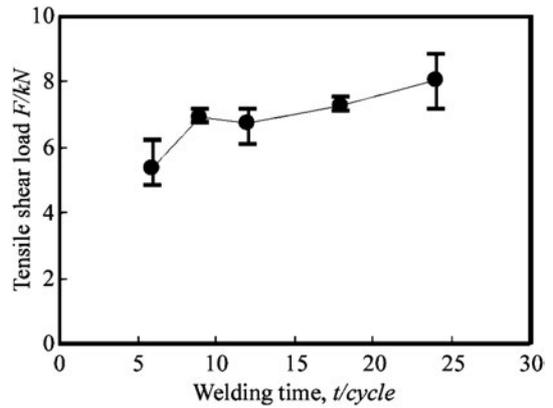


Fig. 14 Effect of welding time on tensile shear load of RSW joint (welding current = 31 kA).

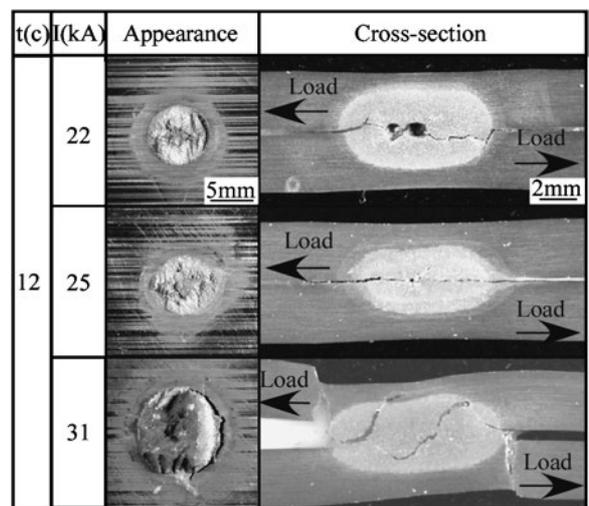


Fig. 15 Surface appearances and cross sections of fractured RSW joints after tensile shear test.

溶接時間の増加とともに、増大する傾向であり、溶接時間の増加とともにナゲットが大きくなったためと考えられる。最大引張せん断荷重は、溶接電流 31 kA、溶接時間 24 cycle の条件で、8.06 kN であった。

継手の引張せん断試験後の破断面(下板側)および破断面断面に対する観察の一例として、溶接時間を 12 cycle と一定とし溶接電流を変化させて得られた継手の観察結果を Fig. 15 に示す。溶接電流の増加とともにナゲット部の面積が大きくなる傾向であり、ナゲット部の面積が小さい場合(溶接電流が 25 kA 以下)は、破断が引張方向に沿ってナゲットを横切るようなシア破断のみであった。溶接電流がそれ以上になると、破断経路が上下板界面から板厚方向に進展している部分とナゲットを横切る部分が混在していた。しかし、破断面部の外観観察から分かるように、いずれの条件においてもほとんどナゲット領域で破断しており、板厚方向で破断するいわゆるプラグ破断のような継手は得られなかった。また、Fig. 16 に示すように溶接電流を 31 kA と一定とし溶接時間を変化させた場合も同様に溶接時間が短い(6 cycle 以下)場合はシア破断のみで、溶接時間がそれ以上の場合には破断経路が上下板界面から板厚方向に進展している部分とナゲット

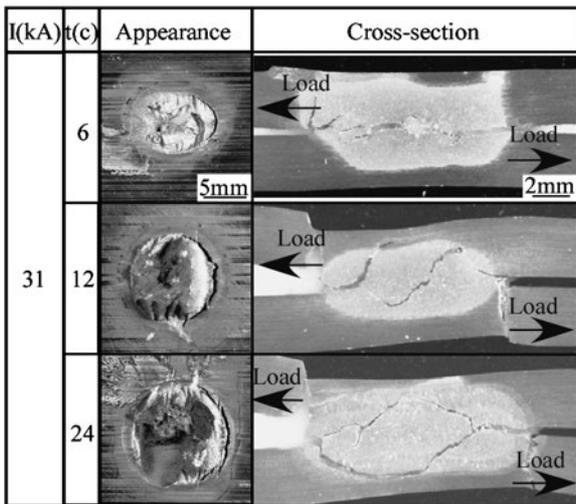


Fig. 16 Surface appearances and cross sections of fractured RSW joints after tensile shear test.

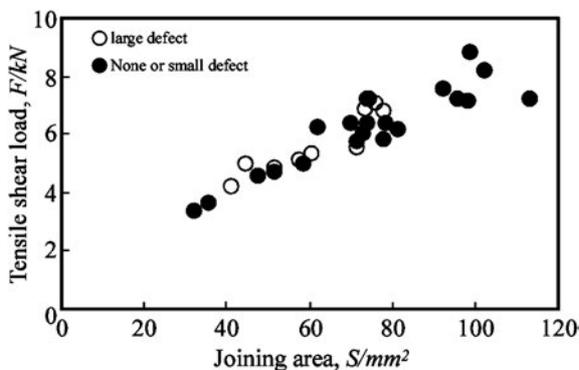


Fig. 17 Tensile shear load vs. joining area (RSW joints).

を横切る部分(破断はナゲット中央部から逸れおり、ナゲット中央部付近の欠陥を進展していない場合が多い)が混在していた。破断形態は、FSSW 継手と同様の二つの形態に分類された。以上のように、破断がほとんどナゲット領域で生じていることから、引張せん断荷重はナゲット面積により支配されていると考えられる。そこで、破断面外観で計測したナゲット面積(接合面積)と引張せん断荷重の関係を調査した。その結果を Fig. 17 に示す。引張せん断荷重は、接合面積の増加とともにほぼ直線的に増大していた。また、白抜き丸(破断面で大きなブローホールが観察された継手)と黒丸(破断面で溶接欠陥が微細又は観察されなかった継手)が同一直線上にのっていることから、これらの溶接欠陥はほとんど引張せん断荷重に影響していないと考えられる。このように、欠陥が機械的性質に有害な影響を及ぼさないことは Al 合金の場合にも報告されている¹²⁾。

3.3 FSSW および RSW 継手の引張せん断強度の比較

先述したように、FSSW 継手および RSW 継手のいずれの引張せん断荷重も接合面積に支配されていることから、FSSW 継手および RSW 継手の引張せん断荷重と接合面積の関係を比較検討した。その結果を Fig. 18 に示す。白抜き丸が FSSW 継手で黒丸が RSW 継手であるが、接合面積の

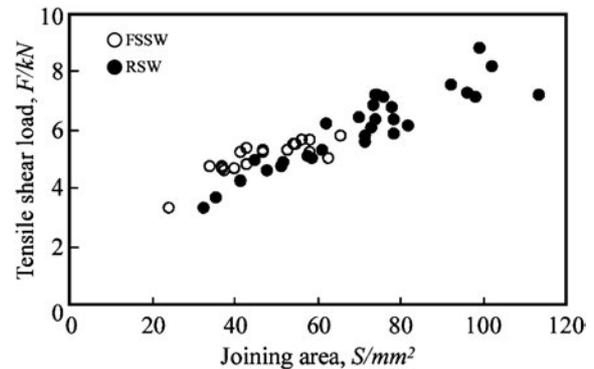


Fig. 18 Tensile shear load vs. joining area (both FSSW and RSW joints).

増加とともにほぼ同一直線上に沿って引張せん断荷重は増加している。このことから、本研究での条件範囲では、接合・溶接法によらず、AMX602 のスポット接合・溶接継手の引張せん断強度はほぼ同程度であり、また、引張せん断荷重は接合面積に支配されていると推察される。これについては以下のように考察する。

FSSW 継手の引張せん断試験では、いずれの接合条件においても接合領域(SZ および TMAZ 領域)で破断した。接合領域の大部分は SZ であり、動的再結晶による結晶粒微細化により硬さが上昇した。接合領域の平均硬さは接合条件によらず約 $HV80$ であった。一方、RSW 継手の引張せん断試験では、破断が接合領域であるナゲット内で発生した。ナゲット部の平均硬さは、 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高くなり、本研究での条件範囲では溶接条件に影響されず約 $HV80$ であった。接合領域の強度は一般的に硬さと関係しており、硬さが同じ場合は同程度である¹³⁾。FSSW 継手および RSW 継手のいずれにおいても接合領域の硬さが $HV80$ で同じであるため、これらの継手の強度は同程度であり、継手の引張せん断荷重は接合・溶接法によらず接合面積に支配されていると考えられる。

4. 結 言

近年新しく開発された難燃性 Mg 合金の摩擦攪拌点接合および抵抗スポット溶接性について調べた。適正接合条件や継手部の組織および機械的性質の支配因子などについて検討し、以下の結論を得た。

(1) FSSW では、接合時間が長い場合にはバリの排出量が多かったが、いずれの条件でも内部欠陥ない継手が得られた。これに対して RSW では、いずれの条件でもブローホールもしくは割れが観察され、溶接欠陥のない継手は得られなかった。しかし、これらの欠陥は引張せん断荷重にほとんど影響しなかった。

(2) FSSW 継手の攪拌部および RSW 継手のナゲットの硬さは、いずれも母材に比べて $HV20$ 程度上昇しており、攪拌部では動的再結晶による結晶粒の微細化のため、ナゲット部では 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た。

(3) 最大引張せん断荷重は、FSSW では接合時間 14 s で 5.47 kN であり、RSW では溶接電流 31 kA、溶接時間 24 cycle の条件で、8.06 kN であった。

(4) 本研究での条件範囲では、接合・溶接法によらず、AMX602 のスポット接合・溶接継手の引張せん断荷重は、接合面積に支配されていると考えられた。

本研究に対して有益なご討議を頂きました大阪大学接合科学研究所 津村卓也助教に深謝いたします。また、本研究において、抵抗スポット溶接を実施して頂きました株式会社ダイヘン 松浦卓治氏に深謝いたします。

文 献

- 1) M. Fujimoto, M. Inuzuka, M. Ushio, M. Nishio and Y. Nakashima: Preprints of the National Meeting of JWS **74**(2004) 4-5.
- 2) M. Fujimoto, M. Inuzuka, M. Ushio, M. Nishio and Y. Nakashima: Preprints of the National Meeting of JWS **74**(2004) 6-7.
- 3) Y. Tozaki, Y. Uematsu and K. Tokaji: *Int. J. Machine Tools & Manufacture* **47**(2007) 2230-2236.
- 4) Y. Tozaki, Y. Uematsu and K. Tokaji: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* **30**(2007) 143-148.
- 5) S. Lathabai, M. J. Painter, G. M. D. Cantin and V. K. Tyagi: *Scr. Mater.* **55**(2006) 899-902.
- 6) D. Mitlin, V. Radmilovic, T. Pan, J. Chen, Z. Feng and M. L. Santella: *Mater. Sci. Eng. A* **4441**(2006) 79-96.
- 7) P. Su, A. Gerlich, M. Yamamoto and T. H. North: *J. Mater. Sci.* **42**(2007) 9954-9965.
- 8) A. Gerlich, P. Su and T. H. North: *J. Mater. Sci.* **40**(2005) 6473-6481.
- 9) M. Aritoshi, N. Saito, I. Shigematu and T. Sakurai: *Welding Technology* **53** No. 4 (2005) 58-63.
- 10) K. Katoh and H. Tokisue: Preprints of the National Meeting of JWS **75**(2004) 14-15.
- 11) M. Aritoshi, T. Tomita, K. Ikeuchi, M. Takahashi, K. Tani, M. Ueda and T. Sakurai: Preprints of the National Meeting of JWS **79**(2006) 48-49.
- 12) Y. Uematsu, T. Kurita, S. Murata and K. Tokaji: *J. Soc. Mater. Sci., Japan* **57**(2008) 808-813.
- 13) T. Kaneya: Summaries of Technical Papers of Annual Meeting Architectural Institute of Japan, C-1, (2006) pp. 989-990.