高速固相接合した2024アルミニウム合金スタッドと
6N01アルミニウム合金板の界面組織と機械的性質高谷 謙斗*・原田 陽平**
熊井 真次**・北山 健二***Journal of The Japan Institute of Light Metals, Vol. 62, No. 10 (2012), 370–376
© 2012 The Japan Institute of Light MetalsMicrostructure of joint interface and mechanical properties in
high-speed solid-state welded 2024 aluminum alloy stud and
6N01 aluminum alloy plateKento TAKAYA*, Yohei HARADA**
Shinji KUMAI** and Kenji KITAYAMA***

2024-T3 aluminum alloy studs were welded to 6N01-T6 aluminum alloy plates by using an advanced high-speed solid-state joining method. Plastic deformation of a projection was promoted with increasing discharge voltage. As the result, joining area and joint strength increased. Fracture stress was about 300 MPa in all discharge voltage. In the case of thin plate, the outside region was subjected to higher temperature than the inside region, which caused asymmetrical deformation. In contrast, the deformation was symmetrical in the case of thick plate, because temperature similarly rose in both inside and outside. This resulted in the increased joining area and joint strength with increasing plate thickness. Vickers hardness profile was also measured across the weld interface. The softened zone was appeared at the 6N01-T6 aluminum alloy plate adjacent to the weld interface. Hardness of the softened zone was recovered to that of 6N01-T6 aluminum alloy after post-weld aging. This result indicated that softening was caused by dissolving β'' precipitates in the aluminum matrix due to the welding heat input.

(Received March 2, 2012 Accepted June 19, 2012)

Keywords: heat-treatable aluminum alloy, stud welding, solid-state welding, hardness, joint strength

1. 緒 言

金属板に対してスタッドを接合する新しい手法として、高速固相接合法が考案されている¹⁾。本手法は、放電大電流と加圧により、数ミリ秒の短時間でスタッドと板材の接合を行うプロセスである。スタッド底部に設けた環状プロジェクションの塑性変形により、アルミニウム合金表面の酸化皮膜が破壊され、新生面同士が密着してスタッドと板材の金属的結合が達成される。電極には内管と外管（アース）からなる銅製の二重円筒管を使用し、外管がプロジェクションのごく近くに接地されるように工夫をしている。これにより、被接合材の温度上昇、板の変形および板裏面の溶接痕の発生を防止しつつ、強固な接合材を得ることができる。

前報^{2)~5)}では、高速固相接合した2024アルミニウム合金スタッドと5052アルミニウム合金板の界面組織と接合強度について報告した。接合材の破断応力は5052アルミニウム

合金H34材の引張強さ（UTS: Ultimate Tensile Strength）に匹敵する値となり、強固にスタッド接合される^{2),3)}。接合界面を詳細に観察したところ、プロジェクションの先端は板材にわずかに押込まれるものの、プロジェクションの両側が塑性変形して板表面に広がり接合が行われていた^{2),3)}。また、被接合材の板厚が厚い場合には、プロジェクションの内側と外側における変形挙動や組織変化が均等になるが、板厚が薄い場合には、外側において温度上昇や塑性変形が顕著となり、プロジェクションの内側と外側の差が明瞭に現れた⁴⁾。

さて、一般に時効硬化させた熱処理型アルミニウム合金の接合では、接合時の温度上昇によって析出組織が変化し、その強化機構が失われ、被接合材の強度低下が起こることがある^{6)~11)}。高速固相接合法の場合においても、この点について考慮する必要がある。そこで本研究では、熱処理型アルミニウム合金である2024アルミニウム合金スタッドと6N01ア

* 東京工業大学大学院生（〒226-8502 神奈川県横浜市緑区長津田町4259 G3-20）〔現在：古河スカイ株式会社〕。Graduate Student, Tokyo Institute of Technology (G3-20 4259 Nagatsuta-cho, Midori-ku, Yokohama-shi, Kanagawa 226-8502)
〔Present: Furukawa-Sky Aluminum Corp.〕.

** 東京工業大学大学院総合理工学研究科（横浜市）。Department of Materials Science and Engineering, Tokyo Institute of Technology (Yokohama-shi, Kanagawa). E-mail: kumai.s.aa@m.titech.ac.jp

*** 曙機械株式会社（横須賀市）。Akebono Kikai Co., Ltd. (Yokosuka-shi, Kanagawa).

ルミニウム合金板を被接合材として選択し、プロジェクションの変形挙動、接合部のミクロ組織ならびに接合材の機械的性質について調査した。さらに、前報⁴⁾と同様に、板厚の影響に関しても検討を行った。

2. 実験方法

2.1 供試材

スタッドには、前報^{2)~4)}と同じ2024アルミニウム合金T3処理材の押出棒材から加工されたものを使用した。Fig. 1に(a)スタッドの外観と(b)スタッド底部の断面組織を示す。スタッドは円筒形で、円筒部の直径が7mm、スカート状の底部の直径が10mmであり、内部にM4のねじを施している。底部には断面が逆二等辺三角形形状の環状プロジェクションを設けてあり、プロジェクション先端部の直径は7mm、断面形状は高さ1mm、底面の長さが1.4mm、先端は尖っておらず、幅100 μ mで平らである。また、(b)に示すように、スタッドは押出方向に伸長した結晶粒組織を有している。板材には6N01アルミニウム合金T6処理材を幅50mm、長さ150mm、厚さ4, 3, 2, 1.5, 1mmに加工して使用した。

2.2 接合原理および接合条件

接合には曙機械株式会社が開発したスタッド接合機を使用した¹⁾。接合原理をFig. 2に示す。コンデンサならびに銅製二重円筒型電極を含む放電回路を用い、スタッド底部のプロジェクションを空気圧によって板材に押付け、プロジェクション先端と板材の接触点へ放電大電流を流すことで接合を行う。電流は内部電極、スタッド、板材、アースの役割をする外部電極へと流れる。板表面の酸化皮膜を取り除くため、接合前に板表面をワイヤブラシで研磨した。まず、厚さ

Fig. 1 Morphology of the stud used in the present study. (a) Outlook of the stud. (b) Optical micrograph of the projection before welding.

Fig. 2 Schematic illustrations of the welding process of the high-speed solid-state joining. (a) Setting of the stud to the inner tube. (b) Pressing the stud to the plate and introducing discharge current. (c) Completion of the high-speed solid-state joining.

4mmの板材に対して、加圧力0.45MPa、充電電圧（放電電圧に対応）を370~470Vと変化させて接合を行った。また、通電せずに加圧のみを行った試料も作製した。次に、板材の厚さを1~4mmと変化させ、加圧力0.45MPa、充電電圧400Vの一定条件で接合を実施し、板厚の影響について調査した。各接合条件において、1枚の板に対し4個のスタッドを接合し、これを3枚作製した。

熱処理型合金の接合では、接合時の温度上昇により時効析出物が溶解する領域が現れ、接合後の自然時効中に被接合材の力学特性が経時的に変化する可能性がある^{7),9)}。そのため、接合条件が被接合材の力学的特性に及ぼす影響を正しく調査するためには、接合からの経過時間を一定にした被接合材を用いて力学的特性を比較する必要がある。そこで、2024アルミニウム合金および6N01アルミニウム合金の硬さの自然時効曲線^{12),13)}を参考にし、接合材を接合後室温で120h以上放置し、自然時効による力学的特性の経時変化をほぼ飽和させ、その後の解析に供した。

2.3 組織観察

接合界面に対して垂直に切出した接合部断面を鏡面研磨後、ケラー氏液（HF: 1.0ml, HCl: 1.5ml, NH_4O_3 : 2.5ml, H_2O : 95ml）で腐食し、光学顕微鏡による組織観察を行った。さらに、走査型電子顕微鏡の反射電子像（SEM-BEI）観察を併せて行った。

2.4 引張試験および破面観察

引張試験は前報^{2)~5)}と同様の方法で行い、スタッドと板材の接合界面に対して垂直方向に引張負荷を与えた。試験条件は室温、クロスヘッド速度0.5mm/minとした。同条件の試験数は5とした。破面観察には走査型電子顕微鏡の二次電子像（SEM-SEI）を使用した。また、破断応力を算出するため、破面観察から得られた結果を基に接合面積を求めた。本研究における接合面積の定義ならびに測定方法における詳細については3.2で述べる。

2.5 硬さ試験

接合界面近傍の硬さを測定するため、マイクロビッカース硬さ試験（試験荷重：10gf）を行った。測定は接合界面に対して垂直方向に行い、圧痕間隔は30 μ mとした。

3. 実験結果および考察

3.1 プロジェクションの変形挙動および接合界面のミクロ組織

Fig. 3に通電せずに加圧のみを行った場合における、プロジェクションおよび板表面近傍断面の光学顕微鏡写真を示す。板表面にプロジェクションの押込まれた痕が残っていたが、プロジェクションの結晶粒組織は接合前と同じであった。Fig. 4に板厚4mm、放電電圧400Vの場合における、接合部の光学顕微鏡写真を示す。接合前は断面が逆二等辺三角形形状であったプロジェクションが潰れ、プロジェクション内側と外側の結晶粒が扁平となり、両側へ広がっていた。ただし、板材に押込まれたプロジェクション先端部に限っては、接合前の巨視的形状をほぼ維持しており、結晶粒組織も接合前と同様であった。放電電圧の増加とともにプロジェクションの圧潰量および両側への張出量が増加した。このようなプロジェクションの変形挙動は、板材に5052アルミニウム合金を使用した場合^{2),3)}と同様であった。

プロジェクションの塑性変形を定量的に表すため、Fig. 4に示したように、プロジェクションの底面位置と板表面の距離 d_1 およびプロジェクション先端部の板表面への押込量 d_2 を測定した。その結果をFig. 5に示す。通電せずに加圧のみを行った場合、プロジェクションは元の形状（高さ $1000\mu\text{m}$ ）を維持したまま板材に約 $80\mu\text{m}$ 押込まれていたため、 d_1 はおよそ $920\mu\text{m}$ であった。放電電圧の増加に伴い d_1 は直線的に減少したが、 d_2 は放電電圧の違いや通電の有無にかかわらず

Fig. 3 Optical micrograph of the projection and the plate surface without discharge current.

Fig. 4 Optical micrograph of the weld region. (Plate thickness: 4mm, Discharge voltage: 400V) Each frame A, B and C designates a part of the weld interface, which is located inside the projection, near the projection tip and outside the projection, respectively. " d_1 " shows the distance between the projection base and plate surface, " d_2 " shows the distance between plate surface and projection tip.

約 $80\mu\text{m}$ であった。Fig. 3～Fig. 5から、プロジェクション先端部の板材への押込量はスタッドの加圧段階で決まり、その後の通電段階では、板材へ押込まれた先端部の更なる押込みは起こらない。また、先端部の塑性変形はわずかであり、板材へ押込まれなかった部分が放電電圧の増加に従って板材表面に大きく圧壊したことがわかる。

Fig. 6はFig. 4中のコラムA～Cを拡大観察したSEM-BEIであり、それぞれプロジェクションの(a)内側、(b)先端部、(c)外側に対応している。先端部では接合されず、内側と外側で接合されていた。Fig. 3～Fig. 5で示したように、通電の有無によらず、先端部の押込量は変化せず、ほとんど塑性変形していないことから、先端部では酸化皮膜の破壊ならびに新生面同士の密着が十分に起きていないと考えられる。内側と外側の接合部では、両母材の組成差によるコントラストの違いが明瞭に観察され、中間のコントラストをもつと思われる合金化層は形成されていなかった。

3.2 接合強度および破面様相

Fig. 7に放電電圧と接合強度（破断荷重）の関係を示す。放電電圧の増加とともに接合強度は増加した。Fig. 8(a)は板厚4mm、放電電圧400Vの場合における、スタッド側の環状破面の一部をSEM観察したものである。写真中央部の幅 $100\mu\text{m}$ の暗いコントラストの帯状領域はプロジェクション先端部である。このような破面が環状プロジェクションに沿って 360° 観察されている。Fig. 8(b)はプロジェクション

Fig. 5 Relationship between d_1 and d_2 and discharge voltage. " d_1 " is the distance between the projection base and plate surface, " d_2 " is the distance between plate surface and projection tip, as shown in Fig. 4.

Fig. 6 Magnified images (SEM-BEI) of the weld interface, which are shown with frames (A–C) in Fig. 4. (Plate thickness: 4mm, Discharge voltage: 400V) (a) Inside of the projection (frame "A"). (b) Center of the projection (frame "B"). (c) Outside of the projection (frame "C").

先端部の外側で白く筋状に観察された箇所の一部 (Fig. 8(a) コラム内) を拡大した写真であり, デンプル状の破面が観察された。また, プロジェクション内側の白い筋状部分も, 同様のデンプル状破面であった。Fig. 8から, プロジェクションの内側と外側では, デンプル状破面が帯状に形成されていたことがわかる。破断後のスタッドの断面を観察したところ, 内側と外側の両方に6N01アルミニウム合金が付着していたことから, このデンプルは板材側の合金が延性破壊して生じた破面であると考えられる。

本接合材において, 実際に接合されていた面積を正確に求めることは困難である。そこで, デンプル状破面が観察された領域を接合面積として定義した。スタッド側の環状破面の一部においてデンプル状破面が帯状に観察された領域の平均幅を測定し, その幅で360°環状に形成されていると仮定した面積を求めた。なお, 測定は各接合条件について18箇所で行った。Fig. 9に放電電圧と接合面積との関係を示す。放電電圧の増加とともに接合面積は増加した。接合強度 (破断荷重) を接合面積で除して求めた破断応力は, 放電電圧によらず約300MPaであり, 6N01アルミニウム合金T6処理材のUTS¹⁴⁾に匹敵する値であった。本接合法における接合面積はプロジェクションの変形挙動に依存して変化するため, 公称応力と直接の比較はできないが, この結果は, 本手法に

より強固な接合が行われていることを示している。

3.3 接合界面組織と接合強度に及ぼす板厚の影響

Fig. 10(a)~(d)はそれぞれ板厚1, 1.5, 2, 3mm (放電電圧は400Vで一定)の場合における, 接合部の光学顕微鏡写真である。板厚1mmでは, プロジェクション全体が外側に偏り, 外側の板表面が大きく塑性変形していた。板厚1.5mmおよび2mmでは, 板厚1mmと比較してプロジェクション全体の偏りが緩和されるものの, 非対称的な様相であることに変わりはない。板厚3mmでは, プロジェクションおよび板表面は内側と外側へ均等に塑性変形しており, 板厚4mmの場合 (Fig. 4) とほぼ同じであった。Fig. 10(b)の矢印で示すように, 板表面の盛り上がり量 h を測定することにより, プロジェクション内側と外側における塑性変形の違いを表した (Fig. 11)。プロジェクション内側の h は板厚の増加とともに増加するが, 外側では板厚の増加とともに減少した。

Fig. 12に板厚1mmの場合における, プロジェクションの (a) 内側および (b) 外側の接合界面のSEM-BEIを示す (Fig. 10(a)のコラムD, Eに対応)。内側の接合界面は板厚4mmの場合と同様に, 母材の組成差によるコントラストの違いが明瞭であるが, 外側は接合界面が不明瞭であり, さらに2024アルミニウム合金中の晶出物の量や寸法が接合界面近

Fig. 7 Relationship between the fracture load and discharge voltage.

Fig. 9 Relationship between the joining area and discharge voltage.

(a)

(b)

Fig. 8 Fracture surfaces of the projection (Plate thickness: 4 mm, Discharge voltage: 400 V). (a) Overall view. (b) Magnified image of the fracture surface outside the projection tip.

Fig. 10 Optical micrographs of the weld region with plate thickness (a) 1 mm, (b) 1.5 mm, (c) 2 mm and (d) 3 mm. Discharge voltage: 400 V. Each frame D and E designates a part of the weld interface, which is located inside the projection and outside the projection, respectively. “*h*” shows the deformation height of plate surface.

Fig. 11 Relationship between deformation height of plate surface, as shown in Fig. 10, and plate thickness.

傍で減少していた。これらの結果は、薄板では内側に比べて外側での温度上昇が大きく、外側の接合界面においては両母材の溶質元素の拡散による合金化が起り、また、2024 アルミニウム合金中でも晶出物の再固溶や溶解が起こったこと

Fig. 12 Magnified images (SEM-BE) of the weld interface, which are shown with frames (D, E) in Fig. 10. (Plate thickness: 1 mm, Discharge voltage: 400 V) (a) Inside of the projection (frame “D”). (b) Outside of the projection (frame “E”).

Fig. 13 Relationship between the fracture load and plate thickness.

を示唆している。また、前報^{2)~5)}でも示したように、プロジェクション外側には激しく腐食されたこぶ状の領域が観察され、そこでは凝固組織が観察された。これは、薄板接合材の場合、プロジェクション外側での温度上昇により、プロジェクションの一部が溶融したことを示している。

Fig. 13に、板厚と接合強度（破断荷重）の関係を示す。板厚の増加に伴い接合強度が増加し、板厚3 mmと4 mmは約4.4 kNではほぼ同じであった。**Fig. 14**は板厚1 mmの場合におけるスタッド側の破面である。(b)と(c)はそれぞれプロジェクション内側と外側を拡大したものであるが、外側ではディンプル状破面が帯状に形成されていたものの、内側は全体的に平坦な様相を呈していた。すなわち、板厚の増加とともに接合強度が大きくなるのは、板厚の増加とともに、内側のディンプル状破面の領域が増していくことに対応していた。

このように板厚による接合界面組織と接合強度の変化は、5052 アルミニウム合金板へ接合した場合⁴⁾と同様であった。特に板厚が薄い場合に顕著な、被接合材の変形挙動ならびにミクロ組織変化の非対称性は、二重円筒型電極の外管の位置に起因し^{2)~4)}、プロジェクション外側で相対的に電流密度が大きくなり、温度上昇が顕著になるためであると考えられる。これは、プロジェクションならびに板表面部の局所的な溶融を引起し、その分プロジェクションの体積を減少させる。一方、相対的に電流密度が低いプロジェクション内側では、外側に比べ温度上昇が少ないと考えられる。そのため、プロジェクションならびに板の変形量も小さくなる。よって、プロジェクションの体積を接合面積の拡大に有効活用することができない。これが、薄板において接合強度が低い理

Fig. 14 Fracture surfaces of the projection (Plate thickness: 1 mm, Discharge voltage: 400 V). (a) Overall view. (b) Inside of the projection. (c) Outside of the projection.

由である。それに対し、板厚が厚い場合には、放電大電流の経路は板厚方向にも拡大すると推察され、プロジェクション内側と外側での電流密度差が小さくなる。よって、温度上昇はほぼ均等に起こり、接合部の塑性変形ならびにミクロ組織変化が内側と外側で均等に起こる。その結果、プロジェクション内側、外側ともにディンプル破壊を起こすほど強固に固相接合され、接合強度が増加したと考えられる。

3.4 接合界面近傍の硬さ変化の原因と板厚の影響

6N01 アルミニウム合金板では Fig. 10 および Fig. 11 に示したように、プロジェクション外側の板表面が約 $80\mu\text{m}$ 以上と大きく盛上っていた。これに対し、5052 アルミニウム合金板では、前報⁴⁾の Fig. 2～Fig. 4 からプロジェクション外側の板表面の盛上がり量を見積った結果、板厚によらず約 $40\mu\text{m}$ であった。これは、一般的に 6000 系アルミニウム合金は 5000 系アルミニウム合金と比較して、高温下での耐力の低下が大きいと考えられる¹⁴⁾。このことについて、接合界面近傍の硬さ変化に注目して考察する。

Fig. 15 に板厚 4 mm、放電電圧 400 V の場合における、プロジェクションの (a) 内側および (b) 外側の接合界面近傍の硬さ分布を示す。図中黒丸のプロットは人工時効前の硬さ、白丸のプロットは 175°C で 8 h 人工時効した後の硬さである。図中 $x=0$ の箇所は接合界面、Matrix と表記している箇所は、接合界面から十分に離れたスタッド、板材それぞれの母材に対応する。まず、人工時効前の硬さに着目すると、プロジェクション内側でも外側でも、スタッド側では、接合界面近傍の硬さは 2024 アルミニウム合金の母材 (図中 Matrix 表記) の硬さと比べてほとんど変化しないのに対し、6N01 アルミニウム合金板材側では接合界面から約 $200\mu\text{m}$ の範囲で硬さが減少していた。以下、熔融溶接時に形成される熱影響部との比較を行い、板材側にこのような軟化域が発生した理由について考察する。

T5 あるいは T6 処理した 6000 系合金をレーザ溶接すると、継手の熱影響部では、主に析出強化相である β'' 相のマトリクス中への再固溶が起こり、そこでは β' 相や β 相の析出はほとんど起こらず、いわゆる過時効域は形成されないことが報告されている^{6),7)}。山岡らはレーザ溶接継手の熱影響部において過時効域が形成されないのは、アーク溶接に比べレーザ溶接の熱サイクルが早いためであると、考察している⁷⁾。そのため、溶接後に適切な人工時効を行うことにより、 β'' 相を再析出させ、熱影響部の硬さを T5 あるいは T6 処理した母材硬さまで回復させることができるとしている。さて、一般に 6N01 アルミニウム合金の T6 処理としては、 $170\sim 180^\circ\text{C}-8\text{h}$ の人工時効が行われる¹⁴⁾。Fig. 15 の白丸のプロットで示すように、接合後に $175^\circ\text{C}-8\text{h}$ の人工時効を施すことにより、プロジェクションの内側および外側の板材側軟化域の硬さは 6N01 アルミニウム合金 T6 処理材の母材硬さまで回復した。したがって、板材側の軟化の理由は、6N01 アルミニウム合金 T6 処理材中に析出していた β'' 相のマトリクス中への再固溶によるものと考えられる。また、この結果は、本接合法では接合界面のごく限られた領域がレーザ溶接と同程度に急熱・急冷されたことを示唆している。

一方、同じ熱処理型合金である 2024 アルミニウム合金側 (スタッド側) の接合界面近傍の硬さは、母材と比べて、ほとんど変化していなかった。一般に自然時効された 2024 アルミニウム合金には GPB ゾーンが形成されているため^{8),12)}、接合時の温度上昇により、接合界面近傍では GPB ゾーンがマトリクス中へ再固溶すると考えられる。本研究では、接合後に室温で 120 h 以上保持したため、自然時効が進み、硬さ測定時には GPB ゾーンが再形成され、接合界面近傍の硬さは母材硬さまで回復したと考えられる。

さて、板厚が薄い場合には、硬さ変化の挙動は大きく異なっていた。**Fig. 16** に板厚 1 mm、放電電圧 400 V の場合における、プロジェクションの (a) 内側および (b) 外側の接合界面近傍の硬さ分布を示す。図中黒丸のプロットは人工時効前の硬さ、白丸のプロットは 175°C で 8 h 人工時効した後の硬さである。人工時効前では、プロジェクション内側でも外側でも、接合界面近傍の板材側では 6N01 アルミニウム合金母材 (図中 Matrix 表記) と比較して硬さが減少していた。内側と外側の板材側軟化域の幅は、それぞれ $15, 750\mu\text{m}$ であり、内側に比べ外側の軟化域の幅が非常に大きい。これは、3.3 で考察したように、板厚が薄い場合にプロジェクション外側で相対的に電流密度が大きくなり、温度上昇がプロジェクションの外側に偏るためであると考えられる。 $175^\circ\text{C}-8\text{h}$ の人工時効を施すことにより、おのおのの板材側軟化域の硬さが母材硬さまで回復した。このことから、板厚 4 mm の場合と同様、板厚 1 mm においても、 β'' 相の再固溶が軟化の原因であると考えられる。プロジェクション外側の接合界面近傍の 2024 アルミニウム合金スタッド側では、接合界面から約 $100\mu\text{m}$ の範囲で硬さが減少していた。これは、Fig. 12 (b) で観察されたように、両母材の溶質元素の拡散による合金化ならびに 2024 アルミニウム合金中の晶出物の再固溶や溶解に起因するものと考えられる。

以上の結果は、板厚 1 mm の場合には接合時の入熱がプロジェクション外側に集中するが、板厚 4 mm の場合にはそれがプロジェクションの内側と外側で均等になることを表して

Fig. 15 Hardness distribution of the weld interface (Plate thickness: 4 mm, Discharge voltage: 400 V). (a) Inside of the projection. (b) Outside of the projection.

Fig. 16 Hardness distribution of the weld interface (Plate thickness: 1 mm, Discharge voltage: 400 V). (a) Inside of the projection. (b) Outside of the projection.

いる。3.3で述べたように、薄板の場合には主にプロジェクション外側でディンプル破壊が起こるほどの強固な接合がなされたが、厚板の場合にはそれがプロジェクション内側と外側の両方でなされた結果と対応している。

4. 結 言

高速固相接合法を用いて、2024-T3アルミニウム合金スタッドと6N01-T6アルミニウム合金板を接合した。放電電圧の増加とともにプロジェクションの圧潰量と張出量が増加し、ディンプル破壊が起こるほど強固に接合された面積が広がることで接合強度が増加した。破断応力は放電電圧によらず約300MPaであり、6N01アルミニウム合金T6処理材のUTSに匹敵する値であった。薄板の場合には、接合時の温度上昇がプロジェクションの外側に偏り、プロジェクションならびに板表面の塑性変形が外側で顕著になった。一方、厚板の場合、温度上昇はプロジェクション内側と外側で均等になり、プロジェクションならびに板表面は内側と外側で均等に变形した。板厚の増加とともに、プロジェクション内側でもディンプル破壊が起こるほど強固に固相接合されるようになり、接合面積が拡大することで接合強度が増加した。接合界面近傍の板材側に現れた軟化域は、接合時の温度上昇により、6N01アルミニウム合金T6処理材中に析出していた β'' 相がマトリクス中へ再固溶したため生じたものと考えられる。

謝 辞

曙機械株式会社 斎藤恒成博士、久保寺美憲氏には、供試材の提供、接合実験ならびに有益な議論をして頂きました。ここに謝意を表します。

参 考 文 献

- 1) 久保寺美憲：プレス技術，**40** (2002)，44-48.
- 2) S. Kumai, K. Hayashida and M. Watanabe: Mater. Trans., **52** (2011), 992-998.
- 3) 熊井真次，林田慶祐，渡邊満洋：軽金属，**61** (2011)，206-212.
- 4) 熊井真次，高谷謙斗：軽金属，**62** (2012)，293-299.
- 5) 熊井真次，林田慶祐：軽金属，**62** (2012)，331-337.
- 6) A. Hirose, H. Todaka and K. F. Kobayashi: Metall. Mater. Trans. A, **28A** (1997), 2657-2662.
- 7) 山岡弘人，土屋和之，廣瀬明夫，小林紘二郎：溶接学会論文集，**18** (2000)，431-437.
- 8) C. Genevois, A. Deschamps, A. Denquin and B. Doisneau-cottignies: Acta Mater., **53** (2005), 2447-2458.
- 9) 高橋正詞，加藤数良，時末 光：軽金属，**61** (2011)，14-19.
- 10) T. Enjo and T. Kuroda: Trans. JWRI, **11** (1982)，61-66.
- 11) BY V. Malin: Weld. J., **74** (1995)，305-318.
- 12) 荒木一郎：軽金属，**34** (1984)，221-226.
- 13) 中村貴彦，森田和人，長井政紀，小松伸也：軽金属，**59** (2009)，128-133.
- 14) 日本アルミニウム協会編：アルミニウムハンドブック，第6版，(2001).