種々の先端的高速固相接合法により作製したアルミニウム合金 同種・異種接合材の組織形成ならびに接合メカニズムの解明 —軽金属奨学会平成27年度統合的先端研究の成果*—

熊井 真次**・村石 信二**・原田 陽平**
糸井 貴臣***・前田 将克****

Journal of The Japan Institute of Light Metals, Vol. 67, No. 9 (2017), 447-459
© 2017 The Japan Institute of Light Metals

Microstructure evolution and joining mechanism of similar- and dissimilar aluminum alloy joints fabricated by various advanced high-speed solid-state joining methods

Shinji KUMAI**, Shinji MURAISHI**, Yohei HARADA**
Takaomi ITOI*** and Masakatsu MAEDA****

Keywords: dissimilar metal joining; numerical analysis; magnetic pulse welding; explosive welding; friction stir welding

1. はじめに

本解説は、公益財団法人軽金属奨学会の平成27年度統合的先端研究に採択された「種々の先端的高速固相接合法により作製したアルミニウム合金同種・異種接合材の組織形成ならびに接合メカニズムの解明」によって得られた研究成果について、その概要をまとめたものである。本研究の目的は、単独の材料では実現できない物理的特性や力学的特性をもつ新規アルミニウム合金や、信頼性・耐久性に富むアルミニウム構造体を実現するための手法として、高速固相接合法に着目し、各種の先端の固相接合法を用いてアルミニウム合金の同種・異種接合材を作製するとともに、実験、構造解析、数値解析を駆使した統合的アプローチによって、接合界面における組織形成プロセスならびに接合メカニズムを解明することである。

ここでいう高速固相接合とは、接合に付随した有害現象の進行を抑制するため、接合プロセスを極めて短時間で完了させたり、接合温度を有害現象開始温度以下に抑えたりすることを可能とする接合技術を意味している。本研究で得られる知見は、近年その重要性がますます高まっている各種製品のマルチマテリアル・マルチコンポーネント化の実現に大きく貢献するものと期待できる。

本統合的先端研究では、種々の高速固相接合法に関する研究実績のある東京工業大学、千葉大学、日本大学の3つの研究グループが結束し、信頼性に富むアルミニウム合金同種・異種接合材を実現するための普遍的な指導原理の獲得とそれによる当該研究分野への学術と工業（実用）両面からの貢献を目指して研究に取り組んだ。

東京工業大学グループは、まず、学術的課題への取り組みとして、金属板を超高速で傾斜衝突させる衝撃圧接法について、衝撃解析シミュレーションや伝熱シミュレーションを行い、接合プロセスや接合界面近傍の温度変化について解析を行った。さらに爆薬の爆轟や電磁力を駆動力とする衝撃圧接法によって実際に純アルミニウムやアルミニウム合金と異種金属（Cu, Fe, 鋼等）との接合材を作製し、その組織解析を行うことによって、組織形成プロセスならびに接合メカニズムを解明した。加えて、工業的（実用的）課題への取り組みとして、新しい固相スタッド接合法によって、アルミニウム合金と鋼、アルミニウム合金と金属樹脂積層板との接合に取り組んだ。

千葉大学グループは、熱処理型アルミニウム合金板の同種接合、ならびに鋼板との異種接合に取り組んだ。熱処理型アルミニウム合金同士の接合には過剰な熱源による界面の融合は不適切であるため、通常機械的な締結や固相接合

*公益財団法人軽金属奨学会平成27年度統合的先端研究成果発表会（平成29年11月17日 グランドプリンスホテル高輪）にて発表予定

**東京工業大学 物質理工学院 材料系（〒152-8552 東京都目黒区大岡山2-12-1） Department of Materials Science and Engineering, Tokyo Institute of Technology (2-12-1 Oookayama, Meguro-ku, Tokyo 152-8550) E-mail: kumai.s.aa@m.titech.ac.jp

***千葉大学 工学部 総合工学科機械工学コース（千葉市） Department of Mechanical Engineering, Faculty of Engineering, Chiba University (Chiba-shi, Chiba)

****日本大学 生産工学部 機械工学科（習志野市） Department of Mechanical Engineering, College of Industrial Technology, Nihon University (Narashino-shi, Chiba)

受付日：平成29年5月30日 受理日：平成29年7月18日

法が適用されているが、ここでは熱処理型アルミニウム合金板の高品位な接合を電磁圧接により実施した。実用的に用いられる2017, 2024, 7075合金、および6000系アルミニウム合金(6061)について、各々の板の同種接合を行い、また6061合金においては実用を踏まえ、高張力鋼板との異種接合を行い、高い接合強度を有する接合板を作製し、TEM, STEMによる詳細な組織観察を行って、その接合メカニズムを明らかにした。

日本大学グループは、摩擦攪拌接合(FSW)に取り組んだ。FSWは難溶接性アルミニウム合金にも適用できる接合法として広く知られるが、それでも高強度時効硬化型合金のプロセスウィンドウ(PW(Process Window))は広くない。高強度を得ようとすればPW内で最低入熱条件となる方案を選択する必要がある、そのためにはPWの拡張が不可欠である。そこで、加熱あるいは冷却機構を内蔵した接合工具を開発し、発熱と攪拌流動を独立させて制御することにより、従来困難であった接合条件での接合を可能にした。

以下、各グループの研究内容を紹介し、統合的先端研究の実施により得られた成果について総括する。

2. 高速固相接合した同種・異種金属接合界面の形成過程ならびに接合メカニズムの解明 (東京工業大学グループ)

爆薬の爆轟や電磁力を用いて金属板を高速傾斜衝突させ、数マイクロ秒という極短時間で同種・異種金属を高速固相接合する手法である衝撃圧接について、実験と数値解析の両面から取り組んで得られた研究成果を紹介する。さらに放電大電流により数ミリ秒間でスタッドと薄板を強固に接合する固相スタッド接合法に関する研究成果について述べる。

2.1 実験ならびに数値解析による同種・異種金属衝撃圧接界面の解析と接合メカニズムの解明

2.1.1 背景と目的

衝撃圧接法とは、金属板同士を電磁力や爆薬の爆轟を利用して数百～数千m/sの高速度で傾斜衝突させ、数～数十マイクロ秒という極短時間で強固に接合する手法である。本グループでは、これまで様々な同種・異種金属衝撃圧接材の接合強度と接合界面形態について、実験と数値解析(シミュレーション)の両手法を用い研究を行ってきた。実験的アプローチでは、高速ビデオカメラによる接合過程のその場観察を行い、世界で初めて電磁力による接合材の変形挙動ならびに衝撃圧接時の接合界面からのメタルジェット放出の可視化に成功している^{1), 2)}。また、電磁力や爆薬の爆轟を用いて種々の金属の同種・異種金属接合を実施し、(1)接合界面に形成される特徴的な波状界面形態(波長や振幅)の衝突速度・角度依存性、(2)波状界面形態と接合金属の密度差の関係、(3)放出されたメタルジェットの捕獲とメタルジェットの化学成分の同定、(4)接合界面近傍の硬さ変化と異種金属界面近傍の濃度変化、(5)接合界面に生成した中間層(アモルファスや非平衡金属間化合物等)の構造等を明らかにしている^{3)~5)}。

数値解析によるアプローチでは、衝撃圧接機構を明らかにするために、メッシュを使わない衝撃解析手法、すなわち粒子法の一つであるSPH法(Smoothed Particle Hydrodynamics method)を用いた衝撃シミュレーションを導入し、Cu/Ni,

Cu/Al, Al/Fe接合材をモデルとして、同種・異種金属板の衝突現象や衝撃圧接過程をシミュレーションし、金属表面が超高速傾斜衝突する際のメタルジェットの放出挙動や衝突点での波状界面形成挙動を再現することに成功している^{6), 7)}。

さて、衝撃圧接においては衝突点からメタルジェットが放出され、これにより清浄化された金属表面同士が高圧力で圧接される。これにより金属結合が実現し、母材の温度をほとんど上昇させることなく強固な固相接合が達成される。しかし、瞬間的ではあるが高圧力となる衝突面では急激な温度上昇が起こるため、接合界面には局所融解領域が生じ、これにより金属の組合せによっては接合界面に沿って脆弱な中間層が生成し、接合材の機械的、物理的、化学的特性が低下する場合がある。したがって、このような中間層の生成を抑制するための接合条件の確立は重要な課題である。衝撃圧接における数～数十マイクロ秒間で起こる高速変形、急速加熱、急速冷却等の挙動を従来の実験的手法によって明らかにすることは困難である。よって数値解析によるシミュレーションを活用し、この問題を克服する必要がある。

本研究は、接合界面に合金化領域の形成が予測されるCu/Niと中間層の生成が予測されるCu/Alの対照的な2種類の異種金属の組合せを供試材として選定し、数値解析手法と爆発圧接材の作製とその組織観察等の実験的手法を組み合わせることによって、異種金属爆発圧接における接合界面形成メカニズムを明らかにし、異種金属爆発圧接材の接合強度を低下させる中間層の生成を抑制する方策を見出すことを目的としている。

ここで爆発圧接を研究対象としたのは、爆薬の爆轟を駆動力とする爆発圧接には電磁力を駆動力とした圧接に比べ、(1)衝突速度と衝突角度が一定の条件で傾斜衝突が起こる、(2)大きな波状界面が形成する、(3)界面での温度上昇が大きい等の特徴があり、よって、数値解析による衝撃圧接過程の再現と実験結果との比較が電磁圧接に比べて容易であるためである。また、Cu/Niの組合せを用いたのは、Al/AlやCu/Cuといった同種金属の接合を模擬するためである。CuとNiは全率固溶し、金属間化合物等のような中間層を形成しない。密度差の小さな金属の組合せは、衝撃圧接においては同種金属と同様な挙動を示すことが知られている。よって、このような異種金属の組合せを用いることにより、同種金属の接合では観察することが難しい、接合界面における両金属成分の混ざり合いや塑性流動、温度履歴に関する情報を得ることができると考えた。

2.1.2 爆発圧接挙動を再現する解析モデルの考案

爆発圧接挙動の全体を再現し得る数値解析手法はいまだ開発されていない。そこで、爆発圧接を、図1に示すように(I)爆轟を受けたFlyer plateとParent plateの衝突過程、(II)メタルジェットの放出挙動ならびに波状界面の形成過程、(III)接合界面の昇温過程、(IV)接合界面の冷却過程、(V)中間層の生成過程という5つの過程に分類した。次にこれら(I)~(V)の爆発圧接過程を再現するための図2に示す3つの数値解析モデルを考案した。

すなわち、爆薬と空気のソルバーにEuler、板材のソルバーにLagrangeを用い⁸⁾、それらを連成させたEuler-Lagrange coupling model (Model 1)を考案し、(I)爆薬の爆轟と板材の衝突過程を再現した。この解析により、界面形態を決

図1 爆発圧接挙動を構成する過程とこれらを再現するために必要な解析手法

図2 考案した3つの解析モデル

定する重要なパラメーターである Flyer plate と Parent plate の衝突速度 V と衝突角度 β を求めた。次に、得られた V と β を基に、衝撃ならびに大変形問題に適したメッシュフリーの解析手法（粒子法）の一種である SPH 法を用いた SPH model (Model 2) で (II) メタルジェットの放出挙動、波状界面形成過程、ならびに (III) 接合界面の温度上昇過程を再現した。この解析により、接合界面の温度上昇範囲、局所融解領域の生成位置、その形状ならびに組成を明らかにできた。さらに本解析で得られた接合界面の物質分布、温度分布に関する知見を基に、熱伝導解析に適した有限体積法を基本とする laplacianFOAM model (Model 3) を用いて (IV) 接合界面の冷却過程と (V) 合金化領域あるいは中間層の生成過程を再現した。本解析により、接合界面に生成する合金化領域あるいは中間層の位置、量ならびにその形態を予測することができた⁹⁾。

2.1.3 Cu/Ni 爆発圧接挙動の数値解析ならびに実験的検証

密度差が小さく、全率固溶する Cu と Ni の爆発圧接材を作製し、併せて (I)～(V) の過程について数値解析による検討を行った。

Cu/Ni 接合界面には正弦波状の波状界面が形成されるが、これはメタルジェットが衝突点前方の Cu と Ni の金属表面に交互に衝突するためであることを数値解析によって明らかに

図3 (a) 爆発圧接した Cu と Ni の接合界面に形成した波状模様（光学顕微鏡写真）と (b) 衝撃解析手法（SPH 法）による、Cu と Ni の衝突点から発生するメタルジェットと波状界面形成過程のシミュレーション結果の比較

した（図3）。数値解析で再現した波状界面の波高と波長は実験結果と定量的によく一致した。また、メタルジェットの SPH 粒子数比を分析し、Cu と Ni 比がほぼ 1:1 であること、波の渦部ならびに界面では衝突点近傍で生じる圧縮により急激な温度上昇が生じるが、界面から数百 μm 離れた位置ではほとんど温度は上昇せず、この大きな温度差によって界面近傍の冷却速度は $10^6 \sim 10^7 \text{ K/s}$ オーダーとなることを明らかにした。SPH 粒子数比により推定した局所融解領域の組成は EPMA により測定した実際の接合材の合金化領域の組成とよく一致し、冷却速度も過去に接合界面の組織観察から推定された冷却速度とよく一致した。

2.1.4 Cu/Al 爆発圧接挙動の数値解析ならびに実験的検証

密度差が大きく、種々の金属間化合物を生成する Cu と Al の組合せで爆発圧接材を作製し、併せて (I)～(V) の過程について同様の解析を行った。

この場合には、衝突点から放出されるメタルジェットは衝突点前方の Cu 表面にのみ衝突し、トリガー状の波状界面が形成された。放出されるメタルジェットの Cu と Al の SPH 粒子数比はおおよそ 1:9 で、Al がその大部分を占めていた。さて、高速衝突に伴う温度上昇は、衝突による物体の比内部エネルギー変化を比熱で除して求められる。比内部エネルギーは、衝突中の圧力変化に伴う熱力学的仕事によるエネルギーと塑性変形によるエネルギーの和で表される。高速衝突の際、衝突点（接合界面）では数十 GPa まで圧力が上昇し、大きな温度上昇がもたらされるが、SPH 法を用いると、任意の SPH 粒子について圧力や変形量の時間変化を求めることができ、これにより接合界面や接合界面から離れた母材中での温度上昇が、それぞれどのような原因で起こるのかについて検討することができる。Cu/Ni 爆発圧接材と同様、Cu/Al 爆発圧接材でも波の渦部ならびに界面近傍の温度上昇の主要因は衝突点近傍で生じる圧縮であると考えられる。一方、界面から離れた母材における温度上昇の主要因は塑性変形であると考えられる。数値解析により予測した接合界面の局所融解領域の組成は、EPMA により測定した爆発圧接界面の中間層の組成とよく一致した。Cu/Ni 爆発圧接材と同様、接合界面近傍と母材の間に大きな温度勾配が生じ、冷却速度は $10^6 \sim 10^7 \text{ K/s}$ オーダーであった。数値解析により、凝固は局所融解領域の

図4 Model 2を用いて再現したCu/Alの波状界面形態、温度分布、局部融解領域（左側）ならびにModel 3を用いて再現した中間層生成位置（右側）
右下は爆発圧接によって得られた実際の接合界面

外側から中央部に向かって進行し、接合界面における中間層の生成位置は実験結果とよく一致していた^{10), 11)}（図4）。

2.1.5 Cu/NiならびにCu/Alの爆発圧接挙動に及ぼす衝突角度の影響

一定の衝突速度の下、異なる5つの衝突角度でCu/NiならびにCu/Alの爆発圧接材を作製し、併せて爆発圧接挙動に及ぼす衝突角度の影響について実験と数値解析の両手法を用いて検討を行った。

Cu/Ni, Cu/Alいずれの場合においても、衝突角度が大きくなると、メタルジェットの出量は増加したが、メタルジェットの温度は低下した。衝突角度によらず接合界面の比内部エネルギーの総量はほぼ同じであると考えられるため、比内部エネルギーが増加する範囲が狭いほど接合界面の温度は高くなると考えられる。よって衝突角度が小さいほど接合界面近傍での温度上昇が顕著となり、界面に沿って局所融解領域が生成しやすくなった。一方、衝突角度が大きい場合には、接合界面に沿う、より広範囲で温度上昇が起こるため、接合界面の最高到達温度は低く、渦部のような領域以外で局所融解領域は生じにくかった。よって、局所融解領域が急冷凝固されて生成するCu/Ni接合界面の合金化領域ならびにCu/Al接合界面の中間層の生成量は、いずれも衝突角度が大きいほど少なくなることがわかった（図5）。Cu/Alのような異種金属接合材においては、衝突角度によって中間層の生成量を制御し、その生成を抑制すればさらなる接合強度の向上が図れる可能性があることを明らかにすることができた。

以上示した一連の研究により、異種金属爆発圧接における接合界面形成メカニズムの解明に成功し、異種金属爆発圧接材の接合強度を低下させる中間層の生成を抑制する方策を見出すことができた。

2.2 実験ならびに数値解析によるAl/Fe爆発圧接界面の組織解析と接合メカニズムの解明

2.2.1 背景と目的

アルミニウム合金と鋼の異種金属接合は、マルチコンポーネント・マルチマテリアル化に欠かせない技術として注目され、期待されている。しかし、両者の融点が大きく異なり、さらに接合界面には脆い金属間化合物が生成するため、通常の接合法では強固な接合材を得ることが困難であることが知られている。これに対し本グループでは、電磁圧接によりア

図5 中間層生成に及ぼす衝突角度の影響
数値解析結果（左側）と実験結果（右側）の比較

ルミニウム合金と鋼の接合材を作製し、これらが母材破断するほどの強い接合強度を有することや接合界面には通常の金属間化合物とはまったく異なる中間層が生成することを明らかにしている¹²⁾。

そこで本研究では、工業用純Al板（1100）と低炭素鋼（SPCC）ならびに1100と普通鋼（SS400）の異種金属の組合せを供試材として選定し、先に示したCu/NiやCu/Alの場合と同様、爆発圧接材の作製とその組織観察等の実験の手法と数値解析手法を組み合わせることによって、異種金属爆発圧接における接合界面形成メカニズムを明らかにし、さらに接合界面に生成する中間層の組成や構造、さらに接合界面近傍の鋼の組織変化について詳細な検討を行った。

2.2.2 Al/SPCC爆発圧接界面に生成する中間層の組織ならびに構造解析と接合強度

1100Al板とSPCC鋼板を種々の衝突速度 V 、衝突角度 β の条件で爆発圧接した。接合界面にはトリガー状の波状模様と中間層が観察されたが、それらの大きさや形状は衝突条件によって異なっていた。またそれぞれの接合条件においてシミュレーションにより接合界面を再現したところ、両者は非常によく一致した。

$V=750\text{m/s}$ 、衝突角度 $\beta=15^\circ$ で得られた接合材では、トリガー状の波状界面に沿って不連続に中間層が形成していた。SEM-BEI観察を行ったところ、接合方向に対し、各波の前部と後部に、1対のコントラストの異なる中間層が生成していた。前部（以下、FSL（Front Side Layer）と表示）は電磁圧接材の接合界面に見られるような溶融の痕跡のない中間層であったのに対し、後部（以下、TSL（Tail Side Layer）と表示）は、デンドライト凝固組織を呈していた。TEM-EDXを用いて組織観察ならびに組成分析を実施したところ、FSLはFeを10%程度固溶したAlで構成されるのに対し、TSLには金属間化合物の Al_3Fe や Al_3Fe_2 の存在が確認され、AlとFeの質量比は1:1であった。

SPH法を用いた数値解析によって再現した接合界面におけるSPH粒子分布に注目し、FSL, TSLに対応する位置でのAlとFeの粒子数の比を求め、これを質量比に換算したところ、

図6 Al/Fe爆発圧接材の界面組織と粒子法による衝突シミュレーション (板厚2mm, $V=700$ m/s, $\beta=15^\circ$)。 (a) SEM-BEI組織, (b) Al/Feの物質分布, (c) 温度分布

実験で得られた中間層の組成とよく一致した。また、SPH法で接合界面の温度について解析したところ、FSLの位置での最高温度はAlの融点以下であるが、TSLの位置ではFeの融点以上に達することがわかった。この結果は、実際の爆発圧接界面における中間層の様相とよく対応しており、TSLは局所融解と凝固によって生成された中間層であることを示唆するものである (図6)。

このように衝突速度 V 、衝突角度 β によって接合界面の形態や温度分布は変化し、さらに各波の中でもその温度や組成が場所によって異なることがわかった。本研究により、数値解析を用いて接合界面での組成分布と温度分布を予測することにより、実際の爆発圧接界面での中間層の生成を制御して、さらに接合強度を向上できる可能性があることが明らかとなった¹³⁾。

2.2.3 Al/SS400爆発圧接界面に生成する中間層ならびに接合界面近傍のSS400の組織変化

供試材に相変態をする鋼を用いることにより、接合前後の組織の違いから爆発圧接時の界面近傍の局所的な熱履歴 (温度変化) の違いを明らかにすることができるのではないかと考え、一連の研究を実施した。

本爆発圧接材においても接合界面にはFSLとTSLの2種類の中間層が観察された。実際に得られた中間層をEPMAにより組成分析し、これをSPH法による衝突点近傍における波状界面形成過程のシミュレーション結果と対応させて検討を行った。その結果、FSLは、主としてFlyer plateであるAlの塑性変形によって形成され、一方、TSLは渦を巻く波の先端部にメタルジェットが巻き込まれて形成されることがわかった。

図7 Al/SS400接合材の界面組織とナノインデンテーションによる硬さマッピング (板厚6mm, $V=650$ m/s, $\beta=15^\circ$)。30μm間隔で硬さ測定を実施

SS400は、フェライトとパーライトの2相組織を呈するが、接合後、波の先端部近傍はマルテンサイト組織に、接合界面近傍は細長く引き伸ばされた筋状の2相組織に変化していた。ナノインデンテーションを用いてSS400内の微小硬さを測定したところ、接合界面に近い位置ほど硬化しており、渦部で最も硬くなっていた。Alも接合界面に近いほど硬化していたが、界面の極近傍ではいくぶん軟化していた (図7)。

このような組織と硬さ変化は、最高到達温度とその後の冷却過程に関する数値解析結果とよい対応を示していた。すなわち、波の先端部近傍ではSS400がオーステナイト化する温度まで急速加熱され、その後急冷されることでマルテンサイト変態が起こり著しい硬化が生じたこと、接合界面極近傍のAlは著しい塑性変形のため加工硬化するものの、温度上昇による軟化が生じたと考えられる。

接合界面形態と中間層の生成に及ぼす衝突条件の影響について、実験と数値解析の両手法を用いて調べたところ、衝突速度が増加するほど波状界面の波高が高くなること、中間層生成位置での最高到達温度が上昇し、中間層に含まれるFe成分が増加することも明らかとなった。

2.3 本解析手法の電磁圧接への展開

電磁圧接は放電回路を用い、コンデンサに蓄積した電荷を放電してコイルに瞬間的に電流を流して電磁力を発生させ、これを駆動力として金属板同士を衝撃圧接する手法である。長尺で板厚の大きな金属板を接合するための爆発圧接に比べ、電磁圧接は、薄板同士の接合、薄板と厚肉材の接合、管と管や管と中実棒との接合に利用できる。

しかし、電磁圧接では放電電流の変化に伴う電磁場の変化によって金属同士の衝突速度 V や衝突角度 β が時々刻々と変化し、爆発圧接の場合のように一定の衝突速度、衝突角度で

図8 電磁力衝撃圧接の数値解析手法。(a) 解析に用いた Model I と Model II, (b) Emag-Mechanical を用いた磁場-構造連成解析と電流波形, (c) 電磁力衝撃圧接における衝突速度 V と衝突角度 β の再現

接合が進行しないため、実験的にも数値解析的にも取り扱いが難しい。また、電磁圧接は爆発圧接に比べて低エネルギーであることが利点の1つであるが、そのため接合界面に形成する波の大きさが小さく、数値解析により複雑な波の形状を再現するためには、メッシュやそれに代わる SPH 粒子の寸法をかなり小さくする必要がある。よって、モデル作製や計

図9 スタッド外観図 (a) ならびに断面図 (b)

算に膨大な時間を要するといった問題があり、それらを克服するための工夫が必要である。

そこで本グループでは、Emag-Mechanicalを用いた磁場-構造連成解析によって電磁力を受けた金属板や管の変形挙動とそれらの相手材である板や棒への衝突挙動を再現している (図8(a)~(c))。そして電磁力圧接における衝突速度 V と衝突角度 β を求め、爆発圧接の場合と同様の手法でメタルジェットの放出挙動、波状界面形成過程、接合界面の温度上昇過程と冷却過程を再現し、実際の Al/Fe, Cu/Al, Cu/Ni 等の電磁圧接材の接合界面組織と比較している。

2.4 固相スタッド接合法による種々の異材接合材の接合強度と界面組織

2.4.1 背景

金属のねじやピンなどの突起物 (スタッド) を金属の相手材に接合する手法として、種々のスタッド接合法が開発されてきた。これら従来の接合法は、いずれもアークや抵抗発熱を利用して被接合材を十分に加熱・溶融させ、スタッドを相手材に押し付けることで接合を行う、いわゆる溶融溶接法であった。しかし、この方法では被接合材に与える熱影響が大きく、相手材の変形や溶接痕の発生を引き起こす場合があり、特に薄板や表面処理板へのスタッド接合においては大きな問題となっていた。それらの問題点を解決するために、被接合材を溶融させることなく接合可能な「固相スタッド接合法」が開発された。本手法で用いるスタッドの外観図と断面図を図9に示す。スタッド底部には断面が逆三角形の環状プロジェクションが設けられている。接合装置には銅製の二重円筒管型電極を用いる。スタッドを内部電極に取り付け、空気圧によって板表面に押し付ける。コンデンサからの放電大電流が内部電極からプロジェクションと板表面の接触部から外部電極へと流れる。ジュール熱により接触部の局所的な温度上昇が生じる。数ミリ秒という非常に短時間の放電大電流と加圧により、環状プロジェクションを軟化・塑性変形させ、接合材表面の酸化被膜が破壊されることで新生面の接触が生じ、接合材の金属的接合が達成される。スタッド形状・電極形状・電流経路を工夫したことで接合材の温度上昇を抑え、板の変形や溶接痕の発生を防止しつつ強固な接合が可能となった。これまでに、固相スタッド接合法を用いて、Al合金スタッド (A2024) をAl合金板 (A5052ならびにA6N01) に接合し、接合界面組織や接合強度などについて種々の報告がなされている^{14)~17)}。プロジェクション先端は板材に押し込まれ、その両側でプロジェクションが塑性変形して接合がなされた。接合材の破断強度が板材の最大引張強度に匹敵す

るほど強固に接合された。また、銅スタッド (SS400) と銅板 (SPCC) あるいはAl合金スタッド (A2024) とMg合金板 (AZ80) の固相スタッド接合も行っている^{18), 19)}。いずれも板の変形や溶接痕を生じることなく接合可能であることを見出している。このように固相スタッド接合法は同種金属材料だけではなく、異種金属材料の接合にも適用可能である。

近年、各種産業製品に要求される材料特性は多岐にわたり、単独材料での達成が困難であることも多い。種々の材料を適材適所で組み合わせ、互いの欠点を克服した高機能材料が求められている。その1つとして、Al合金と銅の接合の有用性は古くから認められているが、従来の熔融溶接法では接合界面に脆弱な金属間化合物が厚く形成してしまい、接合強度が低下する。強固な接合材を得るためには、金属間化合物の形成を抑制する必要がある、そのためには接合時の入熱を低減する必要がある。また、樹脂板を金属薄板で挟んだ金属樹脂積層板は、軽量構造材として国内のみならず海外においても様々な場所で多用されている。この積層板を他の部材と締結するために、ボルトなどのスタッドを積層板に接合する必要がある。本積層板は内部に樹脂が存在するため一般的な熔融溶接法を用いることができず、積層板に芯材樹脂まで穴あけ加工後、アンカー付きのスタッドを挿入する機械的な接合がなされていたが、工数がかかるうえに熟練度が要求される作業であった。固相スタッド接合法では、接合時の熱影響部は板のごく表面のみに限られるため、芯材樹脂を溶かすことなく金属樹脂積層板への簡便な接合を実現する方法として本接合法は適用可能だと考えられる。

そこで、固相スタッド接合法により、銅スタッド (SS400) とAl合金板 (A5052) ならびにAl合金スタッド (A2024) と金属樹脂積層板を接合し、接合条件が接合界面組織や接合強度に及ぼす影響を調査した。

2.4.2 SS400スタッドとA5052板の接合²⁰⁾

供試材には銅スタッド (SS400) とAl合金板 (A5052-H34, 板厚1.5mm) を用いた。接合には曙機械(株)所有の接合機を用いた。接合条件として、加圧力とコンデンサ容量は一定とし、コンデンサへの充電電圧は各接合材で良好な接合ができる条件を選定した。450V接合材のプロジェクション近傍の断面写真を図10に示す。接合界面の全体にわたって大きな隙間は観察されなかった。プロジェクション内側ならびに外側における接合界面の末端から約150 μ mのごく限られた範囲には、厚さ1 μ m程度の中間層が観察された。この中間層をFE-SEMの反射電子像により拡大観察すると、2色のコントラストを呈することがわかり、Al合金板側の相は鋸歯状の組織を呈していた。これらの組織は過去の研究報告から、Al₃Fe₂相 (銅スタッド側) ならびにAl₃Fe相 (Al合金板側) であると考えられる²¹⁾。接合界面の大部分では、厚さ100nm程度の中間層がアイランド状にわずかに観察されるのみであり、接合強度に悪影響を及ぼすような厚い中間層は観察されなかった。引張試験後の破断面観察の結果、プロジェクション先端部に対応する箇所ではフラットな破断面を呈しており、未接合部あるいはとても弱い接合がなされた場所であった。一方、先端部より両側では延性破壊を示すディンプル破面が観察された。この箇所では接合界面での剥離や破壊が生じることなく、Al合金板側で母材破断するほど強固な接合がなされた。充電電圧と破断荷重の関係を図11に示す。破断荷

図10 450V接合材 (SS400/A5052) の断面写真

図11 充電電圧と破断荷重の関係 (SS400/A5052)

重は充電電圧の上昇に伴い450Vまでは増加したが、475Vではわずかに減少した。破断面でディンプル組織が観察された領域の面積と充電電圧の関係を調べたところ、ディンプル組織の面積は充電電圧の上昇に伴い450Vまでは増加し、475Vではわずかに減少するという図11と同様の傾向を示した。母材破断するほど強固に接合した面積の増加が、接合強度の増加に寄与したと考えられる。475V接合材ではプロジェクション外側の熔融による接合面積の減少に加え、内側接合界面においても厚さ1 μ m程度の中間層形成領域が増加していたことから、過剰な入熱によって接合強度が低下したと考えられる。

2.4.3 A2024スタッドと金属樹脂積層板の接合²²⁾

供試材にはAl合金スタッド (A2024) と金属樹脂積層板 (皮材: A3105-H14, 板厚0.5mm, 芯材: ポリオレフィン系樹脂, 板厚3mm) を用いた。図9に示したプロジェクション断面を有するスタッドで接合を試みたところ、プロジェクション先端が皮材を突き破って芯材内部にまで貫入し、接合材を得ることができなかった。金属樹脂積層板の皮材が非常に薄く、また芯材樹脂が軟らかいためだと考えられる。そこで、このような問題を解決するために、プロジェクション先端がより平坦で、かつ内側に傾けたスタッドを作製して接合に供した。得られた接合材の断面組織写真を図12に示す。プロジェクション先端部ならびに板材の変形が観察され、板材の一部

図12 290V接合材（A2024/金属樹脂積層板）の断面写真

は薄くなっていた。結晶粒組織から、特にプロジェクション先端の外側で変形が大きかったことが伺える。接合は主にその部分でなされており、接合面積は充電電圧の上昇に伴い増加した。充電電圧と破断荷重の関係を図13に示す。290Vまでは破断荷重が増加したが、300Vでは減少した。290Vならびに300V接合材は共に板材での母材破断であったが、局所的な皮材厚さの減少が300V接合材の方が大きかったため、これが破断荷重減少の要因であると考えられる。接合材の破断は皮材と芯材の界面で生じていた。このことは金属樹脂積層板の構造強度（接着強度）よりもスタッドと積層板の接合強度の方が大きかったことを意味しており、金属樹脂積層板へのスタッド接合に本手法が十分に適用可能であったと言える。

3. 電磁圧接による熱処理型アルミニウム合金の同種・異種金属接合板作製と接合メカニズム（千葉大学グループ）

3.1 電磁圧接

電磁圧接は固相接合法の一種として知られており、電磁力を用いた電磁成形法は導電率の高い材料ほど大きな渦電流が誘起されるので、金属材料の成形に適している。1960年に金属円管を成形または接合する方法として特許が公表され²³⁾、円管について機械式締結または縮管による接合法として報告されている²⁴⁾。その後、従来の成形用コイルより構造が簡単で機械的強度の高い平板ワンターンコイルを用いた電磁シーム接合法が相沢により提案され、純アルミニウム板の重ね接合が可能であると報告された²⁵⁾。電磁圧接は可動板に急激に磁束を加え、高速度で固定板に衝突させて接合する電磁力衝撃による接合であり、爆発圧着と類似した高速固相接合法である。本グループでは、電磁圧接により、一般的に溶融溶接が困難な熱処理型アルミニウム合金板の高速固相接合を行った。2000系および7000系アルミニウム合金について、各々の板の同種接合を行い、また6000系アルミニウム合金においては実用を踏まえ、冷間圧延鋼板（SPCC）または高張力鋼板との異種接合を行い、高い接合強度を有する接合板を作製し、詳細な組織観察を行って、その接合メカニズムを考察した。

図14(a)に電磁圧接装置の断面の模式図を示す。図に示すようにコイルの上に2枚の金属板に間隙を設けて設置する。このときの下側の金属板を可動板、上側の金属板を固定

図13 充電電圧と破断荷重の関係（A2024/金属樹脂積層板）

図14 (a) 電磁圧接装置の断面の模式図、(b) 2017-T3板同士の接合板の断面SEM像

板と呼ぶ。この状態でコンデンサ電源に電気エネルギーを充電する。放電ギャップスイッチを閉じるとコンデンサ電源から放電され、コイルにパルス大電流が流れる。コンデンサ電源に充電した電気エネルギーは接合条件の1つであり、以後これを放電エネルギー W と表記する。コイルに瞬間的にパルス大電流が流れると、高密度磁束がコイル中央部の周辺に発生し、磁束が可動板に交差すると、磁束の侵入を妨げるように可動板内に渦電流が誘導される。高密度磁束と誘導された渦電流が交差して電磁力が発生する。可動板は上向きの電磁力を受けて変形して高速度で固定板に衝突して接合される^{12), 26)}。

図14(b)に2017-T3板同士の接合板の断面SEM像を示す。上側が固定板で、下側が可動板である。電磁圧接では、中心部から端部側に向けて接合過程が進行するにつれて衝突点の移動速度と衝突角度が波状界面接合の条件を満たすようになる部分で接合が行われる。したがって、一点鎖線で示す中心線に対して対称に、ほぼコイル幅に相当する左右の2か所で線状に接合が行われる。以後、この2か所を接合部、また、その幅の合計を接合幅と呼ぶ。

3.2 衝突時間の測定と接合板の作製

2017-T3板同士または2024-T3板同士の接合板を $W=2.0\sim 3.5\text{kJ}$ で作製した後に室温にて引張せん断試験を行った。い

ずれの接合板も放電エネルギーが増加するにつれて破断荷重が増加し、 W が3.0および3.5kJでは両接合板ともに母材の95%以上の荷重にて母材破断となった。以上の結果から、2017-T3板および2024-T3板同士の電磁圧接による接合が可能であり、 W が3.0kJ以上で母材破断となる強固な接合が可能であった²⁷⁾。しかしながら、2024-T3/2024-T6接合板の作製においては、さらに放電エネルギーを増加して、3.5kJにて接合を行った結果、接合は可能であったものの、母材破断する強固な接合はできなかった。2024-T6板の0.2%耐力や硬さ値は2024-T3板よりも高く、また、伸びは半分程度であり、電磁圧接において、機械的強度が高く、延性に乏しい材料は接合しにくいことが示唆された。強固な接合を達成するためには、さらに放電エネルギーを増加させ、衝突速度を速くすることで、衝突圧力を増加させて接合する方法がある。しかし、放電エネルギーの増加はコイルへの負担増加を意味し、コイルの変形はコイル寿命に悪影響を及ぼす。

そこで、可動板と固定板の間隙長を変化させて電磁圧接を行い可動板が固定板に衝突する時間を測定し、その衝突速度を調べた。図15に、放電エネルギーを2.0kJとして、2017-T3板を可動板とした時の衝突時間 t と衝突速度 V および間隙長 d との関係を示す。衝突時間は間隙長の増加に伴い増加し、また、衝突速度は $d=2.0$ mmで最大の380m/sに達し、その後は低下することがわかる。衝突圧力 P は d が2mmにおいて2.65GPaと見積もることができた^{1), 28)}。間隙長が広がるにつれて衝突速度が上昇するのは、可動板が電磁力により固定板側へ変形する際に、十分に加速するまで時間がかかるためである。また、衝突速度が最大値に達した後に低下するのは、間隙長の増加に従い、電磁力が可動板に及ぼす影響が小さくなるとともに、可動板の変形量が大きくなり、加工硬化による変形抵抗が高くなるためであると考えられる。つまり、間隙長の設定により衝突速度を調整することが可能である。以上のことを踏まえ、間隙長を変化させて2024-T3/2024-T6接合板($W=3.5$ kJ, $d=1.3$ mm)および2024-T3/7075-T6接合板($W=3.0$ kJ, $d=1.3$ mm)を作製し、室温にて引張せん断試験を行った。いずれの接合板も2024-T3板側で母材破断となる強固な接合が達成できた。このことは、間隙長を適切な値に設定することで、良好な接合状態を得るために必要な放電エネルギーを低く抑えることも可能であることも意味している。

同様に、6061-T6板と590MPa級の高張力鋼板(JSC590Y)について接合($W=3.0$ kJ, $d=1.0$ または1.3mm)を行った。図16(a)に接合板作製時の間隙長の違いによる破断荷重の変化を示す。実線は6061-T6板の破断荷重を示す。 d が1.0mmでは母材の約70%の荷重で接合部剥離したが、図16(b)の引張せん断試験後の試験片の外観写真からもわかるように、 d が1.4mmでは6061-T6板側で破断しており、強固な接合ができたと考えられる。1050, 5052または6061-T6板とSPCC板の接合では d が1.0mmにおいていずれも W が2.8kJ以下で良好な接合が達成できていることから、Al合金板同士の接合の結果からも鑑みると、電磁圧接では、機械的強度が高く、かつ延性に乏しい板の接合において、可動板の衝突速度を速くする必要があり、純金属板同士の接合と比較して接合条件がより狭くなると言える。

以上の結果から、放電エネルギーの増加や間隙長を広げる

図15 2017-T3板の間隙長の変化による衝突時間と衝突速度の関係 ($W=2.0$ kJ)

(b)

図16 (a) 接合板作製時の間隙長の違いによる破断荷重の変化。実線は6061-T6板の破断荷重を示す。(b) 引張せん断試験後の試験片の外観写真

ことで、比較的速い衝突速度で電磁圧接を行うことは、接合強度を向上させ、また、電磁圧接による接合が困難な材料を接合する上で効果的であることが明らかとなった。

3.3 接合界面の組織観察

図14(b)に示したように、各接合板の接合幅を調べた結果、放電エネルギーや間隙長の増加により接合幅が広がることがわかった。また、強固な接合ができた接合界面からは衝撃波の伝播に起因する波状模様が観察された。図17(a)に W を3.0kJとして接合した2024-T3接合板の接合界面のTEM像を示す²⁷⁾。図の上側が固定板、下側が可動板である。図のTEM像において、矢印で示した部分に固定板と可動板の界面に隙間が存在し、この領域が未接合界面であることがわかる。また、可動板側に観察されるMgCuAl₂相には矢印で

図17 (a) 2024-T3接合板の接合界面のTEM像 ($W=3.0\text{ kJ}$), (b) (a) のTEM像中に白枠で示した部分の拡大図, (c) 接合界面の高分解能TEM像, 図中の領域AとBについて調べたEDS分析結果を併せて示す

示すように衝撃に起因する割れが生じており, この界面が接合界面であると考えられる。図17(a) のTEM像に白枠で示した部分の拡大図を図17(b) に示す。図の接合界面からは, 微細な酸化物は観察されず, 界面も結晶粒に沿って直線的であり溶解した跡はうかがえないことから固相状態で接合されたと考えられる。また, 可動板の界面下の組織からは, 転位によるコントラストも観察され, 接合界面近傍ではひずみが蓄積して加工硬化している。図17(c) にこの接合界面の高分解能TEM像を示す。下部の可動板のAl相について $[110]$ 入射で観察した。また, 図には領域AとBについて約3nm程度までビームを絞ってEDS分析を行った結果を併せて示す。EDS分析の結果, 領域AとBからはAl, CuおよびMgが検出され, それぞれの組成はAl-0.5at%Cu-0.5at%MgとAl-1at%Cu-1at%Mgと見積もられ, いずれも母材のAl相であることがわかる。高分解能TEM像からもAlの格子が接合界面で直接接触しており, ナノサイズの酸化物や異物を介さずにAl相同士が接合されていることがわかる。つまり, 電磁圧接による両板の衝突時に板表面の酸化物や異物が板表面から金属ジェットとして排出されると同時にAl相の新生面同士が接合が行われたと考えられる。

3.4 まとめ

本研究では, 電磁圧接により2000系と7000系アルミニウム合金板の同種, または6000系アルミニウム合金板と銅板との異種金属板接合を行った。その結果, 放電エネルギーの増加または間隙長を広げ, 可動板の衝突速度を増加させることで, いずれの接合も可能であった。比較的高い衝突速度で接合した場合, 接合幅を広げることが可能であり, 両接合において母材破断する強固な接合が可能である。また, 接合界

面について組織観察を行った結果, 接合界面では金属ジェットの排出による板の新生面同士での固相接合が行われ, 酸化物や異物を介さずにAl相同士が接合していた。これに加え, 波状模様形成によるアンカー効果や接合界面近傍での加工硬化も観察され, これらの組成的要因が高い接合強度に寄与していると考えられる。

実用に用いられるAl合金板や銅板は純金属板と比較すると, 電磁圧接にとって比較的接合条件が狭い試料であるものの, 接合が可能であることが明らかとなった。上記のように電磁圧接の原理と特徴を理解し, 組織観察による接合メカニズムの考察を深めることで, 今後, 電磁圧接における実用板の高速固相接合の「接合指針」がより明確になると考えられる。

4. 外部熱源を用いたFSW (日本大学グループ)

4.1 背景と目的

FSWにおけるPWとは欠陥のない接合を行うことができる接合条件範囲を指し²⁹⁾, 通常はこの範囲内から最適なツール回転数および接合速度の値が選択される。すなわち, ツールは「摩擦発熱による熱供給」と「素材の攪拌」という2つの役割を担っており, PWはこれらの役割を同時かつ円滑に果たすことができる範囲と言える。しかし, これらの役割を同時に果たすことが求められることによってPWが狭くなり, 接合条件選定の自由度が低下する。この問題を解消するためには, ツールの担う2つの役割を独立させることが有効である。すなわち, 熱の供給を摩擦熱以外の外部熱源によって達成すれば, より広い範囲で回転数および接合速度を選択できるようになる。

外部熱源を用いる方法には、材料を直接加熱する方式と、加熱されたツールを介して材料に熱を伝える方式がある。前者は加熱効率に優れており、レーザー^{30), 31)}、アーク³²⁾、抵抗加熱³³⁾などの熱源を用いてツール前方の材料を加熱することによって、接合速度向上やツール負荷低減が可能であることが報告されている。しかしながら、ツールから離れた位置を加熱するため、通常のFSWとはツール近傍の温度分布が異なり、入熱量も大きくなるため熱影響部が拡大しやすい問題がある。一方、後者の加熱方法はほとんど報告例がないが、ツール直下の材料を加熱すると同時に攪拌することができ、材料温度と変形特性に合った速度での攪拌を実現できると期待される。また、FSWはシールドガスを必要としない接合方法であることから、材料を水中で接合することも容易である。水中で接合することによって接合後の材料の冷却を促進し、熱影響部 (HAZ) 軟化と軟化域拡大を抑制することができる。

以上の背景に基づき、本グループでは2つの課題に取り組んだ。1つは補助加熱機構を備えたツールを用いた1050-H24アルミニウム薄板のFSWである。この課題では60rpmという著しく低いツール回転数で接合を試みた。もう1つの課題は水中での1050-H24アルミニウム薄板のFSWである。これらの課題に関する研究で解明された継手特性について以下に詳述する。

4.2 補助加熱機構を内蔵したツールを用いた1050アルミニウム薄板の摩擦攪拌接合

厚さ1mmの1050-H24アルミニウム薄板同士の突合せ継手をFSWにより作製した。使用したツールのショルダー径、ショルダー角、プローブ径、プローブ長はそれぞれ9mm, 4°, 3mm, 0.7mmである。プローブはねじを切っていない円柱状とした。ツールはニクロム線ヒーターを内蔵しており、通電することによってショルダーおよびプローブを加熱できる。このツールを673Kに保った状態で回転数60rpm、前進角3°に設定し、接合速度を0.5, 1.0, 1.5mm/sと変化させて接合した。接合中の材料温度は、突合せ面から前進側 (AS) および後退側 (RS) にショルダー径に相当する4.5mm離れた位置の板厚中央に設置したK熱電対を用いて計測した。得られた継手は、外観検査、巨視および微視的組織観察、マイクロビッカース硬さ試験により評価した。

ツールのヒーターに通電しない状態で接合速度0.5mm/sの接合条件にてFSWすると、材料の計測位置における温度は349Kまでしか上がらない。この温度は一般的なアルミニウム合金のFSWと比較して著しく低い³⁴⁾。このため、継手表面のビードは不規則な起伏を生じ、裏面には未接合部が存在する。以上の結果から、回転数60rpm、接合速度0.5mm/sは入熱不足であり、健全な接合ができないPW外の接合条件であると判断できる。接合速度1.0および1.5mm/sの場合はさらに入熱が減少するので、これらも同様にPW外となる。

補助加熱熱源を用いた状態で回転数60rpm、接合速度0.5mm/sの接合条件にてFSWした継手の断面巨視および微視的組織を図18に示す。図18(a)の巨視的組織では、回転数60rpmでも健全な継手を形成できていることがわかる。すなわち、補助加熱熱源を使用することでPWを回転数60rpm、接合速度0.5mm/sまで拡大させることに成功した。また、図

図18 補助加熱熱源を使用して60rpm, 0.5mm/sにて接合した継手横断面組織。(a) 継手全体の巨視的組織, (b) 母材の微視的組織, (c) ASの母材とSZの境界近傍の微視的組織

の最高到達温度は400Kであった。この温度は通常のFSWにおいて健全な継手が得られる温度の下限よりも60Kも低い。このことから、補助加熱熱源を使用して材料への入熱量をツール回転数から独立させることによって、より低温で健全な継手を形成可能となることが証明された。

このほか、図18(a)にはツール加熱式FSWによって現れた特徴が2つ観察される。1つは矢印で示した明コントラストが呈した組織が細く連続しているレイジーエスが継手中央部のみに集中して観察されることである。レイジーエスが継手中央部のみに集中した組織は、ツール回転軸まわりの材料の塑性流動速度が板厚方向にほぼ一様であることを示唆しており、これはさらに板厚方向の温度勾配が小さいことに起因すると考えられる。そしてもう1つは熱機械的影響部 (TMAZ) がほとんど観察されないことである。TMAZは再結晶を生じない温度で塑性変形を受けた領域であることから、ツール加熱式FSWでは塑性変形が再結晶温度に達している領域のみに集中して生じていると考えられる。図18(c)に示す攪拌部 (SZ) のAS端部近傍の微視的組織においても、図18(b)の母材に観察される典型的な圧延組織がTMAZにおいて板厚上方に曲げられることなく直接SZに接していることがわかる。SZの組織は再結晶により微細で等軸な整粒組織を呈する。

図19は図18に示した継手の板厚中央部における接合部近傍のマイクロビッカース硬さ分布である。この硬さ分布において最も重要な点は、軟化域を生じていないことである。本研究で使用した1050アルミニウム薄板はH24調質材であり、この材料はFSW中の温度履歴によってHAZ, TMAZ, SZで構成される継手領域全体が軟化することが知られている³⁵⁾。しかし、ツール加熱式FSWで作製した継手では、このような軟化域が形成されないのみならず、SZでは母材よりも硬さが上昇しており、しかもその変化が急峻である。このことは、低温、低回転数での接合により、SZが強加工を経て動的再結晶することによって組織が微細化するだけでなく、個々の結晶粒内転位密度が高くなることを示している。また、図18において母材からHAZやTMAZを経ずに直接SZに接する継手組織とも合致している。以上のことから、補助加熱機構を用いて低回転数でFSWを行うことによって、接合部以外の組織を変化させずに接合することが可能となる。

図19 補助加熱熱源を使用して60rpm, 0.5mm/sにて接合した継手近傍の板厚中央におけるマイクロビッカース硬さ分布

4.3 1050アルミニウム薄板の水中FSW

材料およびツール形状は前節に記載したものと同様として、ステンレス鋼製容器内に298K, $8 \times 10^{-3} \text{ m}^3$ の水道水を満たした中に材料を浸漬した状態で固定し、FSWした。ツール回転数は1200または1800rpmの2通り選択し、それぞれに対して接合速度を20~40, 20~80mm/sの範囲で変化させた。接合中の温度計測、継手評価方法も前節と同様とした。

各接合条件における材料温度計測位置での最高到達温度をツールの回転ピッチ（接合速度をツール回転数で除した値）に対してプロットし、水中と大気中でのFSWを比較する形で図20に示す。水中で接合することによって材料からの放熱が促進され、同接合条件で空気中で接合した場合と比べて最高到達温度が約40K低くなり、これは空気中での接合においてツール回転数を約2/3に低下させた接合条件に相当する。空気中で接合した場合、本研究で採用した全接合条件で健全な継手が形成されるが、水中FSWの場合では1800rpm, 80mm/sの接合条件で継手底部が接合されないキッシングボンドが形成され、PWが低接合速度側へ縮小していることが判明した。

材料の最高到達温度から373Kまでの冷却に要する時間から平均冷却速度を求め、ツールの回転ピッチに対してプロットしたグラフを図21に示す。全接合条件において水中FSWにおける材料の冷却速度は大気中FSWの2倍超の高い値となり、冷却が促進されていることがわかる。図21からは以上に加えて、冷却速度が接合雰囲気（水中であるか大気中であるか等）とツールの回転ピッチではほぼ一意的に決まることもわかる。

大気中でFSWした継手の接合部近傍のマイクロビッカース硬さは、例外なく母材よりも軟化した部位が存在する。1200rpm, 40mm/sの接合条件ではSZの中央部では母材よりも硬いが、ASおよびRSのSZと母材の間には母材よりも硬さが低下したHAZが形成される。その他の接合条件ではSZも含めて母材よりも硬さが低下する。一方、水中でFSWした継手では、1800rpm, 20mm/s（回転ピッチ0.67mm/r）の接合条件を除いて、母材よりも硬さが低下した領域は形成されていなかった。このことから、水中で接合することによって接合中に高温で搅拌されている領域に隣接した材料の温度が回復・再結晶を生じない温度に保持され、これら高温領域と低温領域の境界部分の温度勾配が急峻となっていると考えられる。

図20 水中および大気中FSWにおける材料の最高到達温度と回転ピッチの相関

図21 水中および大気中FSWにおける材料の最高到達温度から373Kまでの平均冷却速度と回転ピッチの相関

水中FSWには以上のような継手特性上の優位点のほか、ばりの形成を著しく抑制できるメリットがある。FSWにおけるばりは、材料の搅拌流動域の上面側がツールのショルダーで押さえている範囲よりも広がることによって形成される。すなわち、材料を水中に浸漬した状態でFSWすることによって、搅拌流動域がショルダーの外まで広がることを抑制できるのである。

4.4 まとめ

本研究によって、補助加熱熱源を用いることで、ツールから摩擦発熱による熱供給の役割を軽減し、材料の温度に合わせたツール回転数を選択できるようになる。これによって材料流動を適切に制御し、従来よりも低い温度でも欠陥のない継手を形成できるようになる。これはPWが大きく広がることと同義である。水中FSWも搅拌流動中の高温領域とその他の領域の境界を狭くすることができる。この境界領域こそが継手の機械的特性が最も低下する部位であるので、継手特性の向上を図ることができる。

本研究で検討から外した材料を直接加熱する外部加熱方式を含めて、材料の加工部位への熱の出入りを制御する技術は組み合わせることができる。材料加工部近傍の温度場を適切に制御することで、特性劣化や好ましくない界面反応を抑制

し、優れた特性を付与した継手の作製が可能となる。

5. おわりに

ここでは、母材を溶融させることなく、短時間で強固な異種金属接合を実現する爆発圧接、電磁圧接、摩擦攪拌接合等の各種高速固相接合に関する研究成果を紹介した。3グループが共通の課題に取り組むことにより、高速固相接合に特有の接合界面ならびにその近傍で生じる極短時間で生じる急速加熱・急速冷却現象と、これに起因する接合界面の組織変化や、接合メカニズムに関して多くの知見が得られた。本統合的先端研究により得られた研究成果を、信頼性に富むアルミニウム合金同種・異種金属接合材を実現するための指導原理として、多くの方々に活用していただければ幸いである。

なお、各研究グループにおける個別の研究遂行に加え、3グループでは、平成28年3月、平成29年4月に総合的先端研究meeting（研究発表会兼研究室交流会）を開催し、3グループの教員と学生が一堂に会して最新の研究成果を発表するとともに、実験設備等の見学や懇親会を実施してグループ間の交流を深めることができた。これも統合的先端研究の貴重な成果である。

謝 辞

本稿は、公益財団法人軽金属奨学会「統合的先端研究」として平成27年から2年間の支援を受けて実施した研究成果の一部をまとめたものです。本研究の遂行にあたり、軽金属奨学会理事長をはじめ理事の方々には、多くの助言と激励をいただきました。お蔭様で研究室の学生諸氏の協力のもと研究に励むことができました。ここに記して心より感謝の意を表します。

参 考 文 献

- 1) M. Watanabe and S. Kumai: Mater. Trans., **50** (2009), 286–293.
- 2) M. Watanabe and S. Kumai: Mater. Trans., **50** (2009), 2035–2042.
- 3) M. Watanabe, S. Kumai, G. Hagimoto, Q. Zhang and K. Nakayama: Mater. Trans., **50** (2009), 1279–1285.
- 4) M. Watanabe and S. Kumai: Mater. Sci. Forum, **654–656** (2010), 755–758.
- 5) M. Watanabe, S. Kumai and H. Kimura: Mater. Trans., **53** (2012), 951–958.
- 6) S. Kakizaki, M. Watanabe and S. Kumai: Mater. Trans., **52** (2011), 1003–1008.
- 7) Y. Sawa, S. Kakizaki and S. Kumai: Proc. of ICAA13, (ISBN 978-1-118-45804-4), Pittsburgh, USA June 3–7 (2012), 789–794.
- 8) 横山 隆：衝撃工学の基礎と応用，共立出版，(2014)，179–181.
- 9) 西脇淳人，相澤祐輔，原田陽平，熊井真次：スマートプロセス学会誌，**4** (2015)，95–101.
- 10) 西脇淳人，熊井真次：溶接学会論文集，**34** (2016)，274–284.
- 11) 西脇淳人，熊井真次：溶接学会論文集，**35** (2017)，111–121.
- 12) K.-J. Lee, S. Kumai, T. Arai and T. Aizawa: Mater. Sci. Eng. A, **471** (2007), 95–101.
- 13) Y. Aizawa, J. Nishiwaki, Y. Harada, S. Muraishi and S. Kumai: J. Manuf. Process, **24** (2016), 100–106.
- 14) 熊井真次，林田慶祐，渡邊満洋：軽金属，**61** (2011)，206–212.
- 15) 熊井真次，林田慶祐：軽金属，**62** (2012)，331–337.
- 16) 熊井真次，高谷謙斗：軽金属，**62** (2012)，293–299.
- 17) 高谷謙斗，原田陽平，熊井真次，北山健二：軽金属，**62** (2012)，370–376.
- 18) Y. Harada, Y. Sada and S. Kumai: J. Manuf. Process, **23** (2016), 75–82.
- 19) Y. Harada, Y. Sada and S. Kumai: J. Mater. Proc. Tech., **214** (2014), 477–484.
- 20) 原田陽平，山田洋希，熊井真次：軽金属，**66** (2016)，489–496.
- 21) A. Leonardo and E. Dominique: J. Mater. Sci. Eng., **42** (2007), 4205–4214.
- 22) 浅倉太一，原田陽平，熊井真次：軽金属学会第129回秋期大会講演概要，(2015)，227–228.
- 23) 特許：出願公告番号昭35-11813.
- 24) 溶接学会編：溶接・接合便覧，丸善，(2003)，470–471.
- 25) 相沢友勝：塑性と加工，**41** (2000)，265–267.
- 26) 相沢友勝：塑性と加工，**44** (2003)，957–959.
- 27) 糸井貴臣，井上祥一，岡川啓悟：軽金属，**67** (2017)，8–15.
- 28) H. K. Wylie, P. F. G. Williams and B. Crossland: Proc. 3rd Int. Conf. of the Center for High Energy Rate Forming, Denver Research Institute, Denver, CO, (1971), 1.3.1–1.3.43.
- 29) 溶接学会編：摩擦攪拌接合—FSWのすべて—，産報出版，(2006)，18–21.
- 30) G. Kohn, Y. Greenberg, I. Makover and A. Munitz: Weld. J., **81-2** (2002), 46–48.
- 31) Y. F. Sun, Y. Konishi, M. Kamai and H. Fujii: Mater. Des., **47** (2013), 842–849.
- 32) H. S. Bang, H. S. Bang, G. H. Jeon, I. H. Oh and C. S. Ro: Mater. Des., **37** (2012), 48–55.
- 33) T. G. Santos, R. M. Miranda and P. Vilaça: J. Mater. Process. Technol., **214** (2014), 2127–2133.
- 34) S. Mironov, K. Inagaki, Y. S. Sato and H. Kokawa: Metall. Mater. Trans., A, **46A** (2015), 783–790.
- 35) H. Liu, M. Maeda, H. Fujii and K. Nogi: J. Mater. Sci. Lett., **22** (2003), 41–43.