

科学研究費助成事業 研究成果報告書

平成 30 年 6 月 6 日現在

機関番号：12501

研究種目：挑戦的萌芽研究

研究期間：2016～2017

課題番号：16K14409

研究課題名(和文)アモルファス合金接合層のその場合成による高品位Fe/Al接合

研究課題名(英文)High quality Fe / Al joining by in-situ synthesis of amorphous alloy bonding layer

研究代表者

糸井 貴臣 (Itoi, Takaomi)

千葉大学・大学院工学研究院・准教授

研究者番号：50333670

交付決定額(研究期間全体)：(直接経費) 2,900,000円

研究成果の概要(和文)：電磁圧接によりA1050-H24/SPCC(Ni)と6061-T6/DP(Dual phase)590(Ni)の接合を行い、いずれの接合板も強固な接合が達成できた。接合界面には接合時の衝撃による塑性流動により生じた波状模様、およびAlとNiめっきの界面に両成分からなる中間層(アモルファス相)が観察され、Al格子と直接接合しており良好な接合状態であった。Niめっきは硬さがDP590鋼と比較して低く、Al合金が直接鋼板に衝突するよりも、低い衝突速度で接合界面にアモルファス相を形成する事で高品位な接合界面の形成に寄与し、強固な接合を達成する一要因となったと考えられる。

研究成果の概要(英文)： Joint sheets of A1050-H24/SPCC(Ni) and A6061-T6/DP(Dual phase)590(Ni) were fabricated by magnetic pulse welding (MPW). Strong joints were achieved at discharge energy W of > 1.0 kJ and gap length d of 1.0 mm for the A1050-H24/SPCC(Ni), and W of 3.0 kJ and $d = 0.8$ or 1.0 mm for the A6061-T6/DP590(Ni) steel, respectively. Weld interface showed wavy joint interface and an intermediate layer along the weld interface was recognized. Microstructure observations of the intermediate layer revealed that the Ni-coated region was consisted of an Ni-Al binary amorphous alloy, due to localized melting and a subsequent high rate cooling of molten Ni and Al confined to the weld interface. Since the Ni plating showed lower hardness than that of DP 590 steel, the amorphous phase is formed at the joint interface at a lower collision speed than the case where the Al alloy directly impacts the steel sheet, and then formed a high-quality bonding interface.

研究分野：材料工学

キーワード：接合 電磁圧接 異種金属 接合界面

1. 研究開始当初の背景

自動車の軽量化において鋼板の材料置換による軽量化が必須となった場合、筆頭候補に挙がるのはアルミニウム (以下 Al) 合金板であり、鋼と Al 合金の異種金属接合技術の需要は多い。溶融法では接合界面で脆性的な Al-Fe 化合物が生成する事から固相接合法が期待されている。電磁圧接は高導電率の同種または異種の金属板を重ね、金属板に高密度磁束を急激に与え、発生する衝撃電磁力により金属板を高速で張出し変形させ、もう一方の金属板に高速で衝突させる事で板同士を接合するツールフリーの固相接合法である。放電エネルギーと板同士の間隙の調整で電磁力を増加する事で接合界面近傍の局部溶解が可能である。生成する物質が脆化相でなければ、接合の新たな可能性を開拓できる。

2. 研究の目的

本研究では電磁圧接を用いた衝撃電磁力によって接合界面で生じる局部溶解とその後の急凝固を利用する事で、接合界面に数 μm 程度のアモルファス相をその場合成し、一度のプロセスで瞬時に Fe 板と Al 板間の高品位な接合界面を実現する事を目的とした。その為には、①めっき処理を施した板の接合を行い、めっき層と板素地との溶解・凝固による接合界面でのアモルファス相の形成、②作製した接合板の機械試験を行い、強固な接合条件を見出す事、③接合部の組織観察を行い、非平衡凝固メカニズムとその接合強度発現機構を明らかにする事、④実用で用いられる高強度鋼板と Al 合金にも適応させる事、が必要である。①～④の項目を調べ、接合界面で生じる界面現象を調べ、接合技術の確立を実用的な合金板で実現し、新規な界面エンジニアリングに基づく接合法を開拓する。

3. 研究の方法

図 1 に電磁圧接装置の模式図を示す。図に示すように平板状ワントーンコイル上に可動板と固定板を 1mm の間隙を設けて設置し、この状態でコンデンサ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からコイルにパルス大電流が放電される。コンデンサに充電した電気エネルギーは接合パラメータの一つであり、以後これを放電エネルギー W と表記する。コイルは中央部の断面積が小さいため中央部の電流

密度が高くなることから、パルス大電流が流れると中央部の周囲には高密度磁束が発生する。この磁束が可動板に交差すると、磁束の侵入を妨げるように板内に渦電流が誘導される。ここで誘導された渦電流と高密度の磁束が交差し薄板内部に上向きの電磁力が発生する。この電磁力を受けて可動板は高速度で変形、衝突し固定板にシーム状に接合される。供試材には可動板として A1050-H24 板、A6061-T6 板、固定板として SPCC 鋼板、590MPa 級の高強度鋼板 (DP590 : Dual phase steel) を用いた。鋼板にはいずれも電解 Ni めっき (2~5 μm) を施した。板の寸法はともに 70×80mm とした。板厚は 1mm である。接合において、コンデンサ容量は 400 μF 、周波数は 33kHz とし、放電エネルギー W を 3.0kJ まで変化させて接合板を作製した。以後、Ni めっきを施した板には A1050-H24 (Ni) のように記述する。

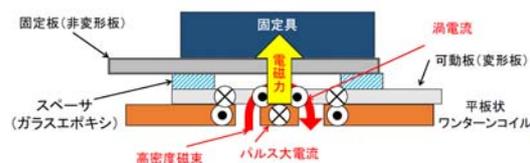


図 1 電磁圧接装置の模式図

図 2(a)に作製した板の外観写真を示す。図に示すように、接合板は接合時に電磁力を受けて可動板が変形する。作製した接合板から JIS Z2201 板状試験片形状 13B 号 (1/2 縮小) の試験片をワイヤ放電加工により採取した。引張せん断試験はインストロン型万能試験機を使用し、クロスヘッド速度 1.0mm/min で室温にて行った。図 2(b)に引張せん断試験前および試験後の試験片の外観を示す。試験片 (上部) は接合強度が低い場合は接合部で界面破壊し (中部)、接合強度が高い場合は強度の弱い方の母材で破断する (下部)。本研究では、接合部ではなく、どちらかの母材で破断した場合を良好な接合状態と評価した。接合界面の組織観察はシーム方向の垂直断面に対して行った。組織観察は、走査型電子顕微鏡 (SEM: JSM6510A) および透過型電子顕微鏡 (TEM: JEM2100F) を用いて行い、それぞれの装置に付設のエネルギー分散型 X 線分光器 (EDS: Energy Dispersive Spectrometer) を用いて元素分析を行った。

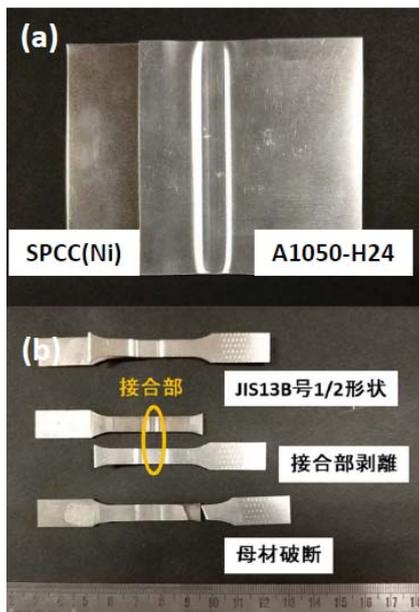


図 2(a) 接合板の外観写真、(b)引張試験片形状と試験後の試験片形状。

4. 研究成果

A1050-H24/SPCC (Ni) 接合板の破断荷重と接合板を作製した放電エネルギー W との関係を図 3 に示す。間隙長 d は 1mm とした。また、図中には A1050-H24 板の破断荷重 (780N) を示した。A1050-H24 板は、接合板と同じ試験片形状に切り出した後、引張試験を行い、その破断荷重を示している。界面破壊した試料については白抜きで、また母材破断 (Al 側) した試料は黒塗りでその破断荷重を示す。 $W=1.0\text{kJ}$ の場合は 700N で母材の約 90% にて界面破壊したが、 $W=1.1\sim 3.0\text{kJ}$ では母材破断し、電磁圧接にて良好な接合が達成できた。後述するが、放電エネルギー W が高くなると、間隙長を一定とした場合、可動板が固定板に衝突する速度が速くなり、より変形しやすい Al 板の方が接合しやすい。図 4 に一例として A6061-T6/DP590 (Ni) 接合板の断面 BE (Backscattered Electron) 像を示す。上側が固定板 (DP590) で下側が可動板 (A6061-T6) である。電磁圧接では、可動板が固定板に高速衝突後、図中に示した様にコイルの中心線から接合端部側に向けて左右に接合が進行する。爆発圧着と同様に衝突点の移動速度と固定板と可動板との衝突角度 (およそ 5 度以上) が波状模様形成の条件を満たすようになる部分で接合が達成される。従って、中心線に対してほぼ対称に、図中に

白線で示した左右の 2 箇所線状に接合される。中心線と左右両側の接合開始部までは未接合領域であり、固定板と可動板の間に 10~20 μm 程度の間隙が存在し、未接合部となる。以後、この左右 2 か所を接合部と呼び、これらの幅の合計を接合幅とする。 W が 1.0kJ および 3.0kJ の場合、接合幅はそれぞれ 1.1 および 2.8mm であり、より高い W で作製した接合板のほうが接合幅は長く、より安定した接合状態となる。

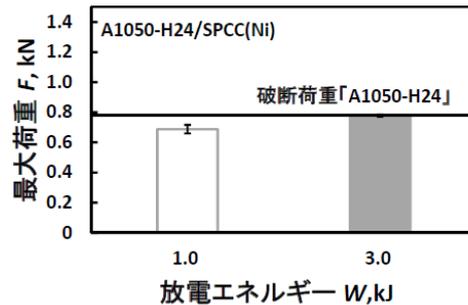


図 3 A1050-H24/SPCC (Ni) 接合板の破断荷重。

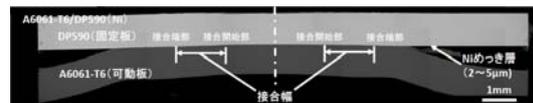


図 4 接合板の断面 BE 像 (低倍像)。

図 5 は A1050-H24/SPCC (Ni) 接合板 ($W=3.0\text{kJ}$) の接合部左側の拡大像を示す。図 5(a)が接合開始部側 (図 4 の中心線側) であり、図 5(b)は接合端部側を示す。電磁圧接では、固定板と可動板の角度が連続的に変化するために、接合界面では、図の矢印に示す様に接合開始点近傍で約 15 μm 程度、端部近傍では約 100 μm 程度と、接合端部に向けて波長が長くなる。このような接合時の塑性流動により渦のように巻きこんだ組織に起因する、アンカー効果は接合力に寄与すると考えられる。また、接合界面には Al と Ni からなる中間層が観察された。図 5(c) は A1050-H24/SPCC (Ni) 接合板 ($W=1.0\text{kJ}$) であるが、接合界面を図 5 (b)と比較すると波高の小さい波状模様が観察され、Ni めっきは観察されるが中間層は殆ど形成しなかった。

図 6(a)に $W=3.0\text{kJ}$ で作製した接合板の接合界面近傍の BE 像を、また、(b)、(c)および(d)に同視野で調べた Fe、Al および Ni の EDS

マップを示す。接合界面からは酸化物は観察されず、中間層には Fe が含まれておらず Al と Ni から構成されており、Ni めっきと Al 母材が局部的に溶解しており、その組成に濃度分布を生じている事がわかった。

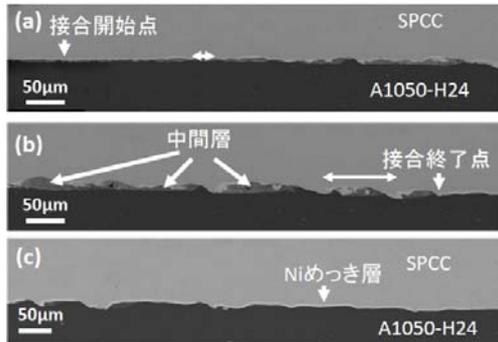


図 5 (a) A1050-H24/SPCC(Ni) 接合板 ($W=3.0\text{kJ}$) における接合開始部側の BE 像、(b)接合端部側の BE 像、および(c) ($W=1.0\text{kJ}$) の場合の接合界面 BE 像。

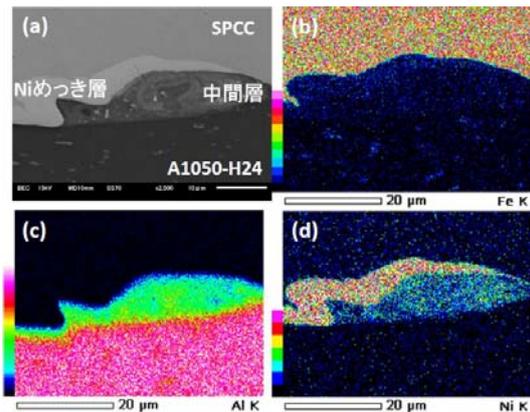


図 6 (a)接合界面 BE 像および同視野で得られた(b)Fe 元素マップ、(c)Al 元素マップおよび(d)Ni 元素マップ。

この中間層について詳細に調べるために TEM を用いて組織観察を行った。図 7(a)に中間層の拡大 BE 像を、また、図 7(b)に中間層から得られた HAADF-STEM 像を示す。像のコントラストは原子番号 Z の 2 乗に比例するため、この像から観察されるコントラストは、白い場合 Ni であり、暗い場合は Al を意味する。また、中間層は、灰色を呈しており、両元素をともに含んでいると考えられる。この図から、中間層には、白と黒のコントラストが不規則に入り混じったマーブル状の組織が観察される。間隔は異なるものの、このような領域では Ni と Al の組成が変化してい

る事を示している。また、純 Ni の小片も分散している事がわかった。つまり、Ni と Al が局部的に溶解しても、十分に拡散して合金化する時間もなく凝固する事で、不規則な組成分布を呈するマーブル状の組織が形成したと考えられる。図 7(c)に Al 側の接合界面の TEM 像を示す。図中には中間層から得られた電子線回折像をあわせて示す。中間層にはナノレベルの微細な Ni_3Al や NiAl と考えられる金属間化合物も生成していたが、アモルファス相を形成している事が明らかとなった。図 7(d)に界面の高分解能 TEM 像を示す。図中の破線に示す接合界面に Al 相の格子とアモルファス相が直接接触している様子がわかる。

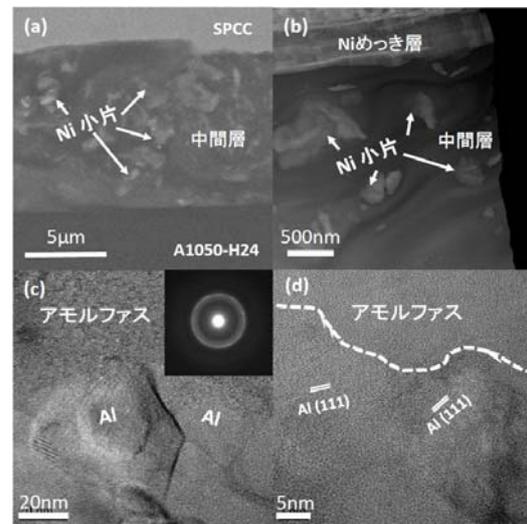


図 7 (a)中間層の拡大 BE 像、(b) 中間層の HAADF-STEM 像、(c)Al と中間層の界面 TEM 像、および (d) 接合界面の高分解能 TEM 像。

電磁圧接によって、Ni めっきを施した Cu 板を可動板として Al 板と接合した場合、接合界面において部分的に Ni と Al からなる中間層が形成されることが報告されている。この中間層には数 μm の領域で Ni と Al からなるアモルファス相が生成しており、接合界面では部分的ではあるものの溶解・凝固が生じ、アモルファス相が形成されていることから、冷却速度は極めて速いと考えられ、合金組成から冷却速度は 10°K/s 以上と推察される。図 7(a)と図 7(b)で観察された組成差に起因するマーブル状の組織から、接合界面は部分的に溶解するものの、その後、極めて速い速度で冷却されると考えられる。

このように、接合プロセスと同時に接合界面の局所的な溶解・急冷凝固を利用して接合

界面にアモルファス相のその場形成が可能であり、A1050-H24/SPCC の強固な接合が可能であった事から、次は、実用材として用いられる高強度鋼板 (DP590) と Al 合金 (A6061-T6) の接合を行なった。放電エネルギー W を 3.0kJ とし、間隙長 d を変化させて実験を行なった。図 8(a) と図 8(b) に A1050-H24 と A6061-T6 を可動板に用いた場合の可動板の固定板への衝突時間と衝突速度を調べた結果を示す。ともに W は 3.0kJ である。いずれの図からも、間隙長が増加するにつれて、衝突時間 t が長くなる事、衝突速度 v は d が 3mm 程度まで上昇し、その後下降する事がわかる。衝突速度は電磁力により加速されるため、一定の間隙長までは上昇し、その後、電磁力の低下と板の加工硬化に起因して降下する。この事から W を一定にした場合、 d を広くすると衝突速度が速くなる事がわかる。同 d で比較した場合、A1050-H24 は A6061-T6 と比較して衝突速度が速く (1050-H24 および A6061-T6 おいて $d=1.0\text{mm}$ での衝突速度は、それぞれ 450m/s および 390m/s) だが、これは板の硬さが低いためである。

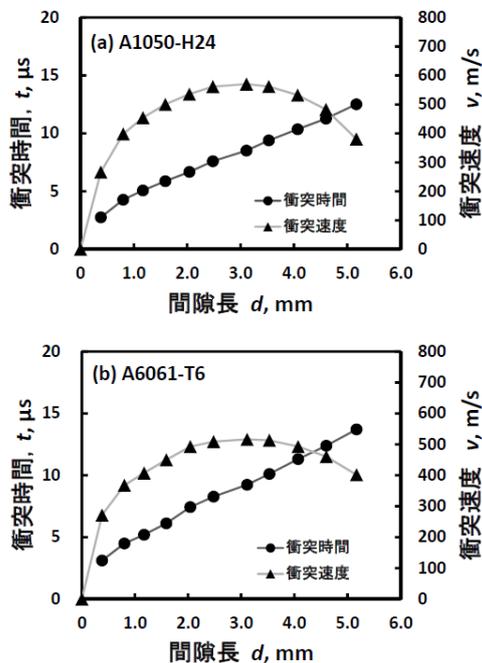


図 8 (a) A1050-H24 および(b) A6061-T6 における間隙長 d の違いによる衝突速度変化 ($W=3.0\text{kJ}$)。

衝突速度からは以下の式により、その衝突圧力を算出する事ができる。

$$P = \frac{1}{2} \rho V V_s$$

衝突圧力 P は、可動板の密度 ρ と可動板の衝突速度 V および可動板中の音速 V_s から算出できる。この式は爆発圧着や電磁圧接において適用されている。

W を 3.0kJ と一定とし、 d を変化させて接合実験を行なった。まず、Ni めっきを施さない状態で接合を行なったところ、 $d=1.4\text{mm}$ (衝突速度: 430m/s、衝突圧力: 3GPa) において、A6061-T6 板で母材破断する (破断荷重: 1.96kN) 良好な接合となった。Ni めっきは 100~200Hv 程度の硬さであり、DP590 と比較して低いため、Al 合金が直接鋼板に衝突するよりも、より低い衝突速度で接合できる可能性があり、中間層としてアモルファス相を形成する可能性がある。そこで、 $d=0.8$ および 1.0mm と、より狭くして接合実験を行なった。衝突速度は図 8(b) より、それぞれおよそ 370m/s (2.5GPa) と 390m/s (2.7GPa) である。接合実験の結果、両接合条件において A6061-T6 板で母材破断する良好な接合となった。接合幅は、それぞれ 2.6 および 2.5mm であり、上記に示した Ni めっきを施さない接合の場合とほぼ同じ接合幅を示した。

図 9(a) に A6061-T6/DP590 (Ni) 接合板 ($W=3.0\text{kJ}$, $d=1.0$) の接合界面 BE 像、(b) に拡大像、(c)-(e) に (b) と同視野で得られた Fe、Al および Ni の EDS マップを示す。図 9(a) からは、接合界面において、A1050-H24/SPCC 接合板と同様に波状模様が観察され、部分的に中間層を形成している様子がわかる。EDS マップからは、Al と Ni めっきの界面に両元素からなる中間層が観察された。中間層には純 Ni の小片も観察され、TEM 観察の結果、図 9(b) 中の電子回折像に示す様に中間層にアモルファス相が形成されている事がわかった。接合界面付近でマイクロビッカース硬さ試験を行なった結果、Al 側の接合界面では高い硬さ値を示し、加工硬化していると考えられる。このように図 5 や図 6 でも観察された接合時の塑性流動により渦のように巻きこんだ母材同士が、アンカー効果のみならず、硬化することも接合界面の強化に寄与していると考えられる。

以上の結果から、Ni めっき層と A6061-T6 板が部分的に溶解して Ni と反応する事で中間層が形成し、A1050-H24/SPCC 接合板の界

面と同様に急冷却されてアモルファス相が形成したと考えられる。この様な場合、アモルファス相と AI 相の境界が接合界面となり、図 7 の TEM 像にみられるように良好な接合状態となると考えられる。この界面の接合力を見積もることは難しいものの、Ni めっきを施した場合、より硬質の母材 (DP590) に直接衝突するよりも接合条件を満たす領域が広くなると考えられ、その結果、より低い衝突速度 (衝突圧力) による接合条件においても同等の接合幅となったと考えられる。接合において、接合幅が広くなることはより良好な接合状態となるといえ、高品位な接合界面の形成と共に、接合における Ni めっきの効果と考えられる。接合界面付近でマイクロビッカース硬さ試験を行った結果、AI 側の接合界面では高い硬さ値を示し、加工硬化していると考えられる。中間層としてアモルファス相が形成する事に加え、接合時の塑性流動により渦のように巻きこんだ母材同士が、アンカー効果のみならず、硬化することも接合界面の強化に寄与していると考えられる。

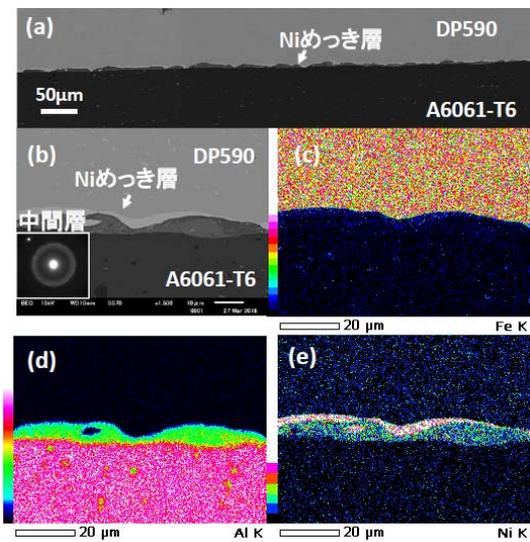


図 9 (a) A6061-T6/DP590 (Ni) 接合板 ($W=3.0\text{kJ}$, $d=1.0$) の接合界面 BE 像、(b) 中間層の拡大 BE 像、および同視野で得られた(c)Fe 元素マップ、(d)Al 元素マップおよび

5. 主な発表論文等

(研究代表者、研究分担者及び連携研究者には下線)

[雑誌論文] (計 0 件)

[学会発表] (計 6 件)

[1] 橋田、中村、井上、岡川、糸井
電磁圧接による DP590 鋼板と 6000 系アルミニウム合金接合板の作製とその接合界面組織観察, 第 162 回春期金属学会, 2018 年 3 月 20 日, 千葉工業大学 (千葉市)

[2] 中村、岡川、糸井
めっき鋼板とアルミニウム合金板の電磁圧接による接合板作製と接合特性評価, 第162回春期金属学会, 2018年3月20日, 千葉工業大学 (千葉市).

[3] 橋田、糸井、岡川
電磁圧接による高張力鋼板とアルミニウム合金板の接合とその接合界面組織観察, 第 133 回軽金属学会秋期大会, 2017 年 11 月 5 日, 宇都宮大学 (宇都宮市).

[4] 中村、糸井、岡川
電磁圧接による 6000 系アルミニウム合金とめっき鋼板の接合板作製とその接合界面組織観察, 第 133 回軽金属学会秋期大会, 2017 年 11 月 5 日, 宇都宮大学 (宇都宮市).

[5] 佐々木、糸井、岡川
電磁圧接による 6000 系アルミニウム合金とめっき処理を施した銅板とアルミニウム板の電磁圧接とその接合評価, 第 161 回秋期金属学会, 2017 年 9 月 8 日, 北海道大学 (北海道).

[6] 佐々木、糸井、岡川
電磁圧接によるニッケルメッキを施した銅板とアルミニウム板の接合とその界面組織観察, 第 160 回春期金属学会, 2017 年 3 月 17 日, 首都大学東京 (東京都).

[図書] (計 0 件)

[産業財産権]

○出願状況 (計 0 件)

○取得状況 (計 0 件)

[その他]

なし

6. 研究組織

(1)研究代表者

糸井 貴臣 (Itoi Takaomi)
千葉大学 大学院工学研究院 准教授
研究者番号: 50333670

(2)研究分担者

石橋 正基 (Ishibashi Masaki)
東京都立産業技術高専 ものづくり工学科 准教授
研究者番号: 40353263