金属流動を利用したアルミニウム合金／合金化溶融亜鉛 めっき鋼の重ね異種金属点接合*

－摩擦アンカー接合のアルミニウム合金／亜鉛めっき鋼重ね継手への適用－

坂村 勝**、****，大石 郁**，大田 耕平**，竹保 義博***，水成 重順***，藤井 英俊****

Dissimilar Spot Welding of Aluminum Alloy and Galvannealed Steel by Metal Flow* - Application of Friction Anchor Welding to Aluminum Alloy and Zn-Coated Steel -

by SAKAMURA Masaru**, ****, OHISHI Kaoru**, OTA Kohei**, TAKEYASU Yoshihiro***,
MIZUNARI Shigeyuki*** and FUJII Hidetoshi****

Lap joints of an upper Al alloy (1.0-mm-thick A5052) and lower Zn-coated steel (1.2-mm-thick GA steel) were welded by a novel spot welding process for dissimilar metal lap joints using a new tool with the tip made of spherical ceramics, i.e., "Friction Anchor Welding." As a result, the Al atoms in the Al alloy diffused into the Zn-Fe layer on the GA steel, and the layer transformed into an altered layer which was mainly composed of Al-Fe intermetallic compounds. Because of this altered layer, a steel projection could not extend straight when the rotating tool was plunged through the Al alloy into the GA steel. Consequently, the height of the steel projection was small and exhibited a rugged shape while the steel projection was formed in the Al alloy. Furthermore, large amounts of Al-Fe intermetallic compounds existed near the steel projection. Additionally, Zn atoms in the Zn-Fe layer on the GA steel penetrated into the Al alloy and cracks occurred due to the Al-Zn eutectic melt. Thus, the tensile shear strength reached only about 2.7 kN/point, compared to that of the weld between A5052 and SPCC, which reached about 3.6 kN/point.

Key Words: Dissimilar metals, Friction stirring, Projection, Zn-coated steel, Aluminum alloy

1. 緒 言

低炭素社会に向けた自動車軽量化の要求は強く、その解決手法の一つとして従来の鋼板ボディの一部にアルミニウム合金を用いる、アルミニウム合金と鋼のハイブリッド構造が採用されつつある。これに伴い、アルミニウム合金と鋼の異種金属接合が必要となっており、現在、アルミニウム合金と鋼の異種金属接合に対してセルフピアシングリベットや摩擦攪拌接合などの様々な接合技術が検討され、実用化されている¹⁻⁵⁾。また、自動車ボディの耐食性向上の観点から、亜鉛めっき鋼板が多く採用されており、接合対象としてアルミニウム合金と亜鉛めっき鋼の組合せを視野に入れる必要がある。

アルミニウム合金と亜鉛めっき鋼の接合については、最近、アーク⁶⁾、レーザー^{7, 8)}、CMT (Cold Metal Transfer)⁹⁻¹³⁾等に

よる研究が非常に盛んに行われており、接合界面に生成する金属間化合物層の厚さを数 μm 以下にすることで健全な継手が得られることが報告されている。一方、摩擦攪拌現象を利用した接合についても、多くの研究がなされている。しかし、上板にアルミニウム合金、下板に亜鉛めっき鋼を配置し、接合ツールは下板の亜鉛めっき鋼まで押し込まずに接合している報告が多い¹⁴⁻¹⁹⁾。これに対して、接合ツールを鋼まで押し込んで接合を行った事例として Elrefaey ら²⁰⁾と宮原ら²¹⁾の報告がある。Elrefaey ら²⁰⁾は摩擦攪拌接合を上板純アルミニウムと下板亜鉛めっき鋼の重ね継手に適用し、接合ツール先端を鋼に 0.1 mm 押し込むことで、接合強度が大幅に向上することを報告している。宮原ら²¹⁾は、ADC3 アルミニウム合金と亜鉛めっき鋼を重ね、アルミニウム側から接合ツールを挿入し、鋼側にプローブ先端が接する状態にして線接合する方法を開発し、自動車サブフレームの軽量化に成功したと報告している。しかし、いずれの報告も接合ツールの耐久性の観点から、下板である鋼を積極的に攪拌していない。

一方、筆者らは、アルミニウム合金と鋼の重ね点接合を行う手法として摩擦アンカー接合を考案し、A5052 と SPCC の 2 枚重ね継手、A5052/SPCC/SPCC の 3 枚重ね継手の機械的性質について報告を行った^{22, 23)}。摩擦アンカー接合は、一般的な摩擦攪拌点接合と同様に、重ねて配置された 2 枚

*受付日 平成27年5月21日 受理日 平成27年12月20日 平成26年度秋季全国大会で発表

**正 員 広島県立総合技術研究所 Member, Hiroshima Prefectural Technology Research Institute

*** 広島県立総合技術研究所 Hiroshima Prefectural Technology Research Institute

****正 員 大阪大学接合科学研究所 Member, Joining and Welding Research Institute, Osaka University

以上の供試体に、接合ツールを回転させながら押し当てる接手法である。本手法では先端が球面の接合ツールを用い、この接合ツールを回転させながら下板の鋼側まで押し込む。そして、これにより、下板の鋼からなる突起部を上板のアルミニウム合金内へ形成し、その突起部のアンカー効果により接合する。したがって、下板である鋼に積極的に金属流動を発生させる点で、通常の摩擦攪拌点接合や摩擦攪拌接合によるアルミニウム合金/鋼の異材接合とは全く異なる手法と言える。

そこで、本論文では、日本で多用されている合金化溶融亜鉛めっき鋼 (GA 鋼)²⁴⁾へ本手法を適用し、アルミニウム合金/GA 鋼の2枚重ね異材継手の接合メカニズムについて詳細に調査を行った。また、併せて、得られた継手の強度評価も実施した。

2. 実験方法

2.1 供試材及び接合方法

本実験では、アルミニウム合金/鋼の2枚重ね継手の接合²²⁾と同様に、汎用フライス盤の加工テーブル上に Fig. 1 に示すエアシリンダを含めた治具を配置した。使用したエアシリンダは、0.6 MPa の圧縮空気を入れた際に最大 12 kN の垂直荷重を発生させることができる。供試材としては、板厚 1 mm のアルミニウム合金 (A5052) と板厚 1.2 mm の合金化溶融亜鉛めっき鋼 (GA 鋼) を用いた。GA 鋼のめっき厚は約 8 μ m である。A5052 については、供試材の接合される

Fig. 1 Schematic illustration of the experimental setup.

Fig. 2 Appearance of the tool for Friction Anchor Welding.

表面を 500 番の耐水研磨紙で研磨した後、アセトンで脱脂した。GA 鋼については、アセトン脱脂のみとした。そして、上側に A5052 を、下側に GA 鋼を配置して治具によって固定して接合を実施した。実験に用いた接合ツールは、Fig. 2 に示すように、 $\phi 12.7$ mm の窒化ケイ素製の球体を炭素鋼 S45C 製の円柱端部の凹部に焼き嵌めすることによって作製した。球体の円柱端部からの突出量は 5 mm とした。また、接合ツールの供試体への押し込み操作は、エアシリンダへ圧縮空気を出し入れすることによって供試体を取り付けた裏当て治具ごと上下させ、回転する接合ツールに供試体を所定の位置まで押し当てる機構を採用した。本論文で記す接合時間とは、エアシリンダへの圧縮空気の供給時間を示しており、“供試体が上昇する時間”と“回転する接合ツールが供試体に押し込まれている時間”を合わせた時間である。なお、エアシリンダによる供試体の上下移動距離が 12 mm と一定であるため、土台となるフライス盤の加工テーブルを上下させて押し込み量を変化させた。そのため、厳密には供試体と接合ツールとの距離は設定する押し込み量によって変化し、接合ツールを供試体に押し込み攪拌する時間は変わってくる。しかし、その時間の最大値と最小値の差は、本実験では 0.002 秒とわずかであるため考慮しないこととした。接合条件を Table 1 に示す。また、接合界面近傍での現象をより詳細に調べるために、設定押し込み量を 1.7 mm とし、接合時間を 0.3~3.0 秒とした条件でも接合を実施した。

Table 1 Welding conditions.

Tool rotating speed, rpm	1500
Welding period, sec	5.0
Compressed air pressure, MPa	0.6
Target plunge depth, mm	1.0 ~ 1.8

2.2 接合時の温度変化、押し込み挙動及び垂直荷重測定

接合時の供試体の温度変化を把握するため、Fig. 3 に示すように所定の位置に 2 本の熱電対をセットした。また、ツールの押し込み挙動及び供試体に作用する垂直荷重を把握するために、Fig. 1 に示すように、裏当て治具の下面に接触式変位計を、裏当て治具とエアシリンダの間に荷重測定用ロードセルをセットした。

Fig. 3 Schematic illustration of the temperature measurement positions.

2.3 接合材の断面評価及び接合強度測定

接合材の断面評価については、切断、研磨後、マイクロスコップ、走査型電子顕微鏡（エネルギー分散型 X 線分析 (EDS) 装置付属）を用いて行った。また、接合界面に生成している化合物の同定は微小部 X 線回折装置で行い、その硬さ測定はマイクロビッカース硬度計で行った。そして、引張せん断試験については、JIS Z 3136 にしたがって、引張速度 0.08 mm/s で実施した。

3. 実験結果と考察

3.1 接合時の温度変化、押し込み挙動及び垂直荷重変化

接合時の温度、押し込み量及び垂直荷重の挙動の一例（設定ツール押し込み量 1.7 mm、接合時間 5.0 秒）を Fig. 4 に示す。これらの挙動については以下のように考えた。

0.2～0.4 秒の短時間で垂直荷重が急激に 12 kN まで上昇する。しかし、下板の GA 鋼は温度上昇が不十分であるため軟化していない。したがって、12 kN の垂直荷重では接合ツールを供試体に 1.1～1.2 mm 程度しか押し込めず、その後もツール押し込み量は徐々にしか増加しない。その後、1.4 秒付近で供試体の温度が、鋼の硬さが急激に低下する温度（約 400℃²⁵⁾、以下、軟化温度とする）に達すると、接合ツールが一気に GA 鋼内に進入し、その際の金属流動に起因して供試体温度は、さらに上昇する。なお、供試体が軟化することにより垂直荷重は低下する。そして、約 1.8 秒で接合ツールが設定押し込み量に到達し、測定箇所①の温度は約 900℃ に達する。その後、供試体の温度は微増するが、これは、設定押し込み量に到達後も、接合ツールは供試体に接触した状態で回転を続けており、その際に発生する摩擦熱が原因であると考えられる。

Fig. 4 Variations in temperatures, vertical load and plunge depth during welding (Pd: 1.7 mm).

3.2 接合部の断面

3.2.1 接合部の断面組織

Fig. 5 にツール押し込み量を 1.0～1.7 mm と変化させた際の断面マクロ写真を示す。ツール押し込み量 1.3 mm から鋼の突起が形成され始め、ツール押し込み量が増加するに

たがい突起が大きくなっていることが分かる。

次に、接合材の断面をさらに詳細に調べるため、SEM にて断面観察を実施した。Fig. 6 には、ツール押し込み量 1.5 mm の場合の断面 SEM 反射電子像を示す。Fig. 6 (b)～(g) は Fig. 6 (a) 中の□で示された部位の拡大写真を示しており、鋼突起ルート部からの距離は、それぞれ、(c) 250 μm, (d) 700 μm, (e) 1050 μm, (f) 1200 μm, (g) 1300 μm である。また、Fig. 6 (c')～(g') は Fig. 6 (c)～(g) 中の□で示された部位の拡大写真を示している。Fig. 6 (b) より、鋼突起がひだ形状を呈しており、既報²²⁾で示した、A5052 と SPCC の摩擦アンカー接合継手に比し鋼突起が低くなっていることが分かる。また、鋼突起の近傍には大量の薄灰色の領域が認められ、Fig. 6 (b) 中の領域 (b₁) の EDS 定量分析結果は、Al: 58.9 wt%, Fe: 36.2 wt%, Zn: 4.9 wt% であった。Fig. 7 には、微小部 X 線回折で直径 50 μm のコリメータを使用し、領域 (b₁) の周囲、直径約 50 μm の領域を分析して得られたスペクトルを示す。スペクトルを解析した結果、領域 (b₁) 近傍には主として Fe₄Al₁₃ が存在することが分かった。そして、Fig. 6 (b) に示す鋼突起の右側には、A5052 と GI 鋼の接合の場合²⁶⁾と同様に、Zn が A5052 中に流入し、割れが発生している。Fig. 8 に示す Al-Zn 二元系状態図²⁷⁾によると Al-Zn 系は共晶温度 381℃ の共晶点を有しており、この割れは共晶液相化によるものと思われる。

また、Fig. 6 (c) より、鋼突起ルート部近傍では A5052 と

Fig. 5 Cross-sectional macro images of the A5052/GA steel welds with various plunge depths.

Fig. 6 Cross-sectional SEM images of the A5052/GA steel weld (Pd: 1.5 mm). The top left image shows an SEM image with a low magnification. The top right image and the images on the second through sixth top lines show SEM images with high magnifications; (c) 250 μm , (d) 700 μm , (e) 1050 μm , (f) 1200 μm and (g) 1300 μm from the root of the steel projection.

Fig. 7 XRD analysis for Area (b₁) in Fig. 6 (b).

Fig. 8 Al-Zn binary phase diagram²⁷⁾.

GA 鋼の間に中間層が形成されていることが分かる。Fig. 6 (d') より、領域 (d') の層は、領域 (c') に形成している中間層と似た明灰色の領域 (領域 (d'₁), (d'₂)) と暗灰色の領域 (領域 (d'₃)) が混在した組織となっている。Fig. 6 (e') より、領域 (e') の層は、明灰色の領域 (領域 (e'₁), (e'₂)) と暗灰色の領域 (領域 (e'₃)) 及び白色の領域 (領域 (e'₄)) が混在した組織となっている。Fig. 6 (f') より、領域 (f') の層では明灰色の領域 (領域 (f'₁)) の割合が減り、暗灰色の領域 (領域 (f'₂)) 及び白色の領域 (領域 (f'₃)) の割合が多くなっている。また、Fig. 6 (g), (g') より、領域 (g) の層では、元々の Zn-Fe めっき層が混在している。また、領域 (g') の層では、明灰色の層状に見える領域 (領域 (g'₁)) と白色の領域 (領域 (g'₂)) が混在していることが分かる。

なお、以下の議論では、中間層の終端から元のめっき層が現れるまでの層を遷移層と定義する。

3.2.2 中間層～めっき層の化合物解析

Fig. 6 の各層の詳細な解析を行うため、Fig. 6 (c')～(g') に示した領域の EDS 定量分析を実施した。その結果を Table 2 に示す。また、これらの層中の化合物を同定するため、A5052 側と GA 鋼側を引き剥がし、この面を微小部 X 線回折で、直径 300 μm のコリメータを用いて解析した。その結果、A5052 側からは Al のピークのみが検出された。Fig. 9 に GA 鋼側の解析結果を示す。なお、図中の数字は鋼突起ルート部からのおよその距離を示しており、各点を中心とする直径約 300 μm の領域を解析していることになる。Fig. 9 より、鋼突起ルート部より約 500 μm の領域は $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ 及び Fe_2Al_5 、約 1200 μm の領域は $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ 及び $\text{FeZn}_{6.67}$ であり、約 1600 μm の領域は $\text{FeZn}_{6.67}$ が主化合物であることが分かる。Al 合金と GA 鋼の摩擦攪拌現象を利用した接合において、中間層として $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ 及び Fe_2Al_5 が生成することについては、Feng ら²⁸⁾ も 6000 系 Al 合金と GA 鋼の摩擦攪拌点接合継手において確認している。なお、 Fe_2Al_5 と $\text{FeZn}_{6.67}$ の第一

ピークが近接しているため、X線回折の結果からは、約1200 μm の領域に Fe_2Al_5 が存在しているかどうかの判断は難しい。

Table 2 EDS quantitative analyses for the welding interfaces in Fig. 6.

	Chemical composition (wt%)			Predicted phases
	Al	Fe	Zn	
Area (c' ₁)	55.9	36.7	7.4	$\text{Fe}_2\text{Al}_5(\text{Zn})+\text{Fe}_4\text{Al}_{13}(\text{Zn})$
Area (c' ₂)	59.3	34.9	5.8	$\text{Fe}_4\text{Al}_{13}(\text{Zn})$
Area (d' ₁)	55.2	36.1	8.7	$\text{Fe}_2\text{Al}_5(\text{Zn})+\text{Fe}_4\text{Al}_{13}(\text{Zn})$
Area (d' ₂)	57.9	33.8	8.3	$\text{Fe}_4\text{Al}_{13}(\text{Zn})$
Area (d' ₃)	64.8	17.6	17.6	$\text{Fe}_4\text{Al}_{13}(\text{Zn})+\text{Al}(\text{Zn})$
Area (e' ₁)	55.6	36.2	8.2	$\text{Fe}_2\text{Al}_5(\text{Zn})+\text{Fe}_4\text{Al}_{13}(\text{Zn})$
Area (e' ₂)	57.7	36.3	6.0	$\text{Fe}_4\text{Al}_{13}(\text{Zn})$
Area (e' ₃)	60.6	18.6	20.8	$\text{Fe}_4\text{Al}_{13}(\text{Zn})+\text{Al}(\text{Zn})$
Area (e' ₄)	53.1	15.2	31.7	$\text{Fe}_4\text{Al}_{13}(\text{Zn})+\text{Al}(\text{Zn})+\text{Zn}$
Area (f' ₁)	55.4	40.6	4.0	$\text{Fe}_2\text{Al}_5(\text{Zn})+\text{Fe}_4\text{Al}_{13}(\text{Zn})$
Area (f' ₂)	56.5	18.8	24.7	$\text{Fe}_4\text{Al}_{13}(\text{Zn})+\text{Al}(\text{Zn})+\text{Zn}$
Area (f' ₃)	50.3	14.7	35.0	$\text{Fe}_4\text{Al}_{13}(\text{Zn})+\text{Al}(\text{Zn})+\text{Zn}$
Area (g' ₁)	41.3	25.1	33.6	$\text{Fe}_4\text{Al}_{13}+\text{Zn}$
Area (g' ₂)	28.1	13.3	58.6	$\text{Fe}_4\text{Al}_{13}+\text{Zn}$

Fig. 9 XRD analyses for the welding interfaces of the A5052/GA steel weld (Pd: 1.5 mm); (a) 500 μm , (b) 1200 μm and (c) 1600 μm from the root of the steel projection.

次に、Table 2のEDSの定量分析結果及びFig. 10に示すAl-Fe-Zn三元系状態図²⁹⁾から、中間層～めっき層の、より詳細な考察を行った。Fig. 4に示したように、A5052とGA鋼の接合界面近傍の温度（測定点②）は500℃程度に達している。また、摩擦アンカー接合は局部急速加熱急速冷却プロセスと考えられ、接合後の冷却速度が速い。したがって、500℃の平衡状態図を用いて、おおよその相の同定を試みた。まず、中間層について考察する。Fig. 6(c')では、明確な層のコントラストは認められず、層の大半が $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ であり、鋼との界面にわずかに Fe_2Al_5 と思われる層が存在する。このために、Fig. 9(a)において、 $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ の他に Fe_2Al_5 のピークが認められたものと思われる。

続いて、遷移層～めっき層について考察する。領域(d')では鋼との界面近傍（領域(d'₁））には Fe_2Al_5 と $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ が存在し、層中央部の明灰色の領域（領域(d'₂））には $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ が存在する。また、暗灰色の領域（領域(d'₃））は $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ とAl-Zn固溶相（以下、Al(Zn)相とする）の混合相と思われる。領域(e')では鋼との界面近傍（領域(e'₁））には Fe_2Al_5 と $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ が存在し、層中央部の明灰色の領域（領域(e'₂））には $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ が存在する。また、暗灰色の領域（領域(e'₃））は $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ とAl(Zn)相であり、白色の領域（領域(e'₄））は $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ 、Al(Zn)相とZn液相である。領域(f')では鋼との界面近傍（領域(f'₁））には Fe_2Al_5 と $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ が存在する。また、暗灰色の領域（領域(f'₂））、白色の領域（領域(f'₃））ともに $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ 、Al(Zn)相とZn液相であり、後者はZn液相を多く含むために白色に見えたものと思われる。最後に、領域(g')では、明灰色の層状に見える領域（領域(g'₁））、白色の領域（領域(g'₂））ともに $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ とZn液相であり、後者はZn液相を多く含むために白色に見えたものと思われる。

さらに、Fig. 6(g)中の領域(g₁)をEDS分析したところ、Al: 56.9 wt%, Fe: 1.1 wt%, Zn: 42.0 wt%であった。宮本

Fig. 10 Al-Fe-Zn ternary phase diagram (at 500 °C)²⁹⁾.

ら³⁰⁾は、GA鋼とA6022の拡散接合継手の界面端部において、Znを多量に含む領域の存在を確認しており、Zn液相が加圧によって排出されたものと考察している。これと同様に、領域(g₁)は、Zn液相が接合時の加圧によって周辺に押し出されたものと考えられる。

3.2.3 中間層、遷移層形成及びZnの流入メカニズム

鋼突起ルート部周辺では、熱影響が、元のZn-Feめっき層<遷移層<中間層の順で大きくなると考えられる。したがって、3.2.2項の結果より、元のめっき層(FeZn_{6.67})から中間層(FeAl(Zn)金属間化合物)への変質プロセスを次のように考えた。Fig. 11に変質プロセスを示す。

- ① Zn-Feめっき層にA5052が接した状態で熱が加わると、元のZn-Feめっき層(FeZn_{6.67})は、FeAl(Zn)金属間化合物+Zn液相に変質する。
- ② 加熱時間が長くなり、温度が上昇するにしたがい、FeAl(Zn)金属間化合物+Zn液相はFeAl(Zn)金属間化合物+Zn液相+Al(Zn)相に変質する。Zn液相は加圧力によって、一部は周辺に追いやられ、一部はA5052中に流入する。そのため、中間層に近い領域では、FeAl(Zn)金属間化合物+Al(Zn)相となる(遷移層に相当)。
- ③ FeAl(Zn)金属間化合物+Al(Zn)相のAl(Zn)相がFeAl(Zn)金属間化合物とZn液相となる。Zn液相は層外に排出され、最終的には、FeAl(Zn)金属間化合物となる(中間層に相当)。

本変質プロセスでは、宮本ら³⁰⁾が報告しているように、層内にはA5052からAlが、GA鋼からFeが拡散侵入して、Zn液相を排出しながら変質が進むものと思われる。

次に、ZnのA5052への流入現象について考察する。西川ら³¹⁾は、純Alに亜鉛めっきを施し焼鈍する実験により、ZnがAl中の粒界を高速で拡散する現象について報告している。また、筆者らは、摩擦アンカー接合では、球面ツールの押し込みによって接合材が底面から上面方向に流動することを確認している²³⁾。これらの報告から、GA鋼とA5052が加熱状態で加圧されると、上記の層の変質に伴って生成

するZn液相がA5052中に高速で粒界拡散し、A5052中に発生する金属流動によってA5052の上方まで巻き上げられたものと考えられる。なお、Fengら²⁸⁾も6000系Al合金とGA鋼を摩擦攪拌点接合した際に、Al合金の金属流動による巻き上げ現象によってZnがAl合金中に流入すると報告している。

3.3 接合時間による接合界面近傍の変化

3.3.1 接合界面近傍の組織変化

前述のとおり、A5052とGA鋼との接合では、Zn-Feめっき層の存在のために、A5052/SPCCの接合とは異なった特異な現象が起こることが分かった。この現象のメカニズムを解明すべく、設定押し込み量を1.7mmとし、接合時間を0.3~3.0秒として接合を実施し、その断面を詳細に観察した。

Fig. 12に接合時間0.4~3.0秒の場合の断面SEM反射電子像及びEDSマップを示す。なお、0.3秒ではZn-Feめっき層及びA5052ともに変化はなかった。まず、Fig. 12(a)列に示すように、0.4秒でZn-Feめっき層に変質が認められ、A5052中には明灰色の領域が認められるようになる。Fig. 12(a'₁)~(a'₃)のEDSマップより、Zn-Feめっき層側の変質部分にはAlが存在し、A5052中の明灰色の領域にはZnが存在することが分かる。これは、回転する接合ツールによる摩擦熱によって、Zn-Feめっき層の一部がFeAl(Zn)金属間化合物とZn液相となり、A5052中にZn液相が拡散することによって起因すると思われる。次に、Fig. 12(b)列に示すように、0.8秒で鋼突起が形成され始めるが、鋼突起近傍にはZn-Feめっき層が残存していることが分かる。また、Fig. 12(b'₁)~(b'₃)のEDSマップに示すように、鋼突起近傍にはZn-Fe-Alが認められる領域が存在する。この領域中には、3.2.3項での考察結果からFeAl(Zn)金属間化合物が生成しているものと思われる。そして、鋼突起の先端は、接合ツール球面から離れる方向に伸展していることが分かる。Fig. 12(c)列には1.4秒の結果を示す。Fig. 4に示したように、1.4秒はGA鋼が軟化温度に達し、大きく流動を始める直前の時間と思われる。Fig. 12(c'₁)~(c'₃)のEDSマップに示すように、鋼突起近傍のZn-Feめっき層は、全てZn-Fe-Al層に変質している。また、鋼突起はZn-Fe-Al層の存在のために、接合ツール球面に沿った伸展ができず、最初に形成された鋼突起に覆い被さるように第二、第三の突起が形成され、先端が球面から離れる方向に伸展している。このとき、鋼突起先端部はZn-Fe-Al層で覆われているが、鋼突起の領域(c''-1)にはZn-Fe-Al層は認められない。また、Fig. 12(c')に示すように、A5052中には多量のZnが流入している。Fig. 12(d)列には1.6秒の結果を示す。Fig. 4に示したように、1.6秒では、接合ツールの大幅な押し込み量増加により鋼が大きく流動している。このとき、すでに鋼突起は小さなひだ形状を呈している。また、鋼突起先端近傍(領域(d''-1))には多量の化合物層が存在し、Fig. 12(d')に示すように、A5052中には多量のZnが流入している。Fig. 12(e)列には3.0秒の結果を示

Fig. 11 Variation in phases for the welding interface between A5052 and GA steel.

Fig. 12 Cross-sectional SEM and EDS-map images of the A5052/GA steel welds with various welding periods. The top line shows SEM images with a low magnification. The second and third top lines show SEM images with high magnifications. The fourth through sixth top lines show EDS-map images.

す。接合ツールが設定押し込み量に達した後の3.0秒では、高さ約600 μm のひだ形状を有した鋼突起が形成され、鋼突起近傍には多量の化合物層が存在している。なお、Fig. 12 (d'') 中の領域 (d''-1) 及び Fig. 12 (e') 中の領域 (e'-1) をEDSにて定量分析したところ、それぞれ、領域 (d''-1) はAl: 58.6 wt%, Fe: 36.3 wt%, Zn: 5.1 wt%, 領域 (e'-1) はAl: 58.7 wt%, Fe: 35.6 wt%, Zn: 5.7 wt%であった。これらの結果は、Fig. 6 (b) の領域 (b₁) の分析値とほぼ同じであり、化合物層は $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ が主化合物であると思われる。

3.3.2 Zn-Fe-Al 層の機械的特性の推定

門間ら²⁵⁾は各種低合金鋼の高温硬さを測定し、概ね400℃から硬さが急激に低下すると報告している。したがって、接合ツールの押し込み量が急激に増加する直前の、接合時間1.4秒における鋼突起近傍の温度は400℃程度と想定できる。

次に、鋼突起が形成され始める接合時間0.8秒における鋼突起近傍のZn-Fe-Al層について考察する。接合時間0.8秒

における、Fig. 12 (b'') 中の領域 (b''-1) のEDS定量分析結果は、Al: 46.4 wt%, Fe: 31.3 wt%, Zn: 22.3 wt%であった。3.2.3項での考察結果から、接合時間0.8秒において、鋼突起近傍には、すでに相当量の $\text{FeAl}(\text{Zn})$ 金属間化合物（主として $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ ）が生成しているものと思われる。

そこで、鋼の軟化温度以下の温度域における鋼突起の動きを推察するために、400℃における、鋼、Zn-Fe-Al層 ($\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$) の硬さについて考察することとした。

純金属の高温硬さは、いわゆる Ito-Shishokin の関係式で表されるとされている^{32, 33)}。

$$H = A \times \exp(-BT) \dots\dots\dots (1)$$

ただし、H: 高温硬さ、A: 0Kにおける固有硬さ、B: 熱軟化係数、T: 温度 (K) である。また、薬師寺ら³²⁾は、この計算式が、かなりの金属間化合物にも当てはまるとの観点からセメンタイトの高温硬さを実測し、式 (1) が適用でき

ることを報告している。したがって、ここでは、Zn-Fe-Al層の主成分である $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ にも式(1)が適用できるとして考察をすることにする。岡田ら³³⁾は各種純金属で式(1)が成り立つことを確認し、A及びBの値を計算して、概ね $T < 0.49 \times T_m$ (T_m : 融点)の低温域では、Bと $1/T_m$ が概ね比例関係にあることを報告している。この結果から、 $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ (融点: 約1160℃)のBの値を求めると概ね $1 \sim 2.5 \times 10^{-3} \text{ Hv/K}$ となる。また、岡田ら³³⁾によると、FeのBの値は $0.58 \times 10^{-3} \text{ Hv/K}$ である。

一方、GA鋼の鋼部及びZn-Fe-Al層の室温での硬さをマイクロビッカース硬度計で測定したところ、それぞれ、Hv122~138, Hv674~721であった。測定試料はFig. 5 (d)に示した試料とした。また、GA鋼の鋼部は接合による熱影響を受けていない部分を、Zn-Fe-Al層は鋼突起ルート部近傍を測定した。測定荷重は、それぞれ100 gf, 10 gfとした。Watanabeら³⁴⁾はSS400とA5083を摩擦攪拌接合で突合せ接合し、接合界面に形成される $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ (FeAl_3)の硬さについて、Hv641と報告している。この報告値は、今回の実測値と概ね一致している。さて、室温の硬さ実測値及びBの値を式(1)に代入し、400℃における硬さを求めると、GA鋼の鋼部はHv98~111となる。また、Zn-Fe-Al層は、Bの値を $2.5 \times 10^{-3} \text{ Hv/K}$ として、硬さを低めに見積もった場合でもHv264~282となる。この結果から、鋼の軟化温度以下の温度域においてはZn-Fe-Al層が鋼に比べて硬さが高いものと推察される。

3.3.3 ひだ状突起及び大量の化合物層形成のメカニズム

以上の結果から考えられる鋼突起形成のメカニズムをFig. 13に示す。図には、既報^{22), 23)}の結果から推察される、接合ツール球面に沿って突起が形成されるA5052/SPCCの鋼突起形成メカニズムも示す。

- ① 接合ツールが鋼に押し込まれると、鋼の軟化温度到達前でも、A5052内に鋼突起が形成される ((a₁), (b₁)). この際、SPCCと異なり、GA鋼では、Zn-Feめっき層及びZn-Fe-Al層の存在のため、鋼突起は接合ツールの球面に沿って伸展することができず、先端が球面から離れる方向に伸展する ((b₁)). そして、第一の鋼突起と球面との接点付近から第二の鋼突起が形成され、第二の鋼突起と球面の接点付近から第三の鋼突起が形成され、これが繰り返される。
- ② 鋼の軟化温度到達前にZn-Feめっき層はZn-Fe-Al層となる。しかし、Zn-Fe-Al層は厚い部分でも数十 μm であるため、いずれ鋼突起がZn-Fe-Al層を破壊する。一方、硬質のZn-Fe-Al層が、鋼突起を挟んで、球面と反対側に存在するため、球面側の金属流動A(b₂)に比し、A5052側の金属流動B(b₂)は円滑ではない。したがって、金属流動差に起因して、すでに生成している第一、第二、第三、第四・・・の鋼突起も含め、鋼突起全体が球面から離れる方向に伸展する。このとき、すでに鋼突起はひだ状の原形を呈している ((b₂)).

- ③ 鋼の軟化温度に到達すると、球面に沿った大きな金属流動が始まる。SPCCの場合は、球面側の金属流動A(a₂), A5052側の金属流動B(a₂)ともに円滑なため、(a₁)の鋼突起が球面に沿って伸展する ((a₂)). 一方、GA鋼では、(b₂)の鋼突起が球面から離れる方向に伸展しているため、(b₂)の鋼突起と球面との接点付近より新たな鋼突起が発生する。しかし、(b₂)のひだ状鋼突起が金属流動の抵抗となるため、球面側の金属流動A(b₃)に比し、A5052側の金属流動B(b₃)は円滑ではない。したがって、金属流動差に起因して、新たな鋼突起も球面から離れる方向に伸展する ((b₃)).
- ④ GA鋼の場合、さらに接合ツールを押し込むと、(b₃)の新たな鋼突起と球面の接点付近より、さらに新たな鋼突起が形成される ((b₄)). この現象を繰り返すことでひだ状の鋼突起が形成される。

Fig. 13 Schematic illustrations of the steel projection formation mechanism in the welds of (a) A5052/SPCC and (b) A5052/GA.

次に、大量の化合物層形成のメカニズムについて考察する。まず、鋼突起ルート部～鋼突起下部に存在する大量の化合物層について考察する。Fig. 13 (b₂) に示したように、鋼の軟化温度到達前に、Zn-Fe めっき層から変質した Zn-Fe-Al 層が、ひだ状鋼突起近傍に存在する。そして、Fig. 13 (b₃), (b₄) に示したように、鋼の軟化温度以上において、ひだ状鋼突起側の金属流動 (B(b₃), B(b₄)) は円滑でない。したがって、接合ツールの押し込みに伴う、ひだ状鋼突起の移動量は小さい。そのため、ひだ状鋼突起ルート部の周辺に存在する Zn-Fe-Al 層が、接合ツールの押し込みに伴って、ひだ状鋼突起近傍に堆積する。このようにして、鋼突起ルート部～鋼突起下部に大量の化合物層が形成されたものと推察している。

続いて、鋼突起下部～上部に存在する大量の化合物層の生成メカニズムについて考察する。既報²³⁾で報告のとおり、A5052 と SPCC の摩擦アンカー接合では、金属流動中の鋼の内部温度は最高で 900℃ 以上に上昇している。また、Fig. 4 の測定点②の温度が約 500℃ に達していることから、A5052 中に侵入してきた鋼突起先端の温度は 500℃ 程度には達していたものと推定される。そして、例えば、Zn が流入している、Fig. 12 (d') 中の領域 (d'-1) の EDS 定量分析結果は、Mg: 1.4 wt%, Al: 80.8 wt%, Zn: 17.8 wt% であった。なお、ここでは議論を単純化するために Mg の影響については無視して考察を進める。この領域に鋼突起が侵入した場合、仮に、鋼突起先端の温度を 500℃ とすると、Al-Fe-Zn 三元系状態図²⁹⁾ (Fig.10) から、FeAl(Zn) 金属間化合物 + Al(Zn) 相の混合領域が形成されると予想される。また、局所的には Al-Zn 共晶により Zn 液相が生成することも考えられる。その後は、Fig. 11 に示した、Zn-Fe めっき層が Zn 液相を排出しながら FeAl(Zn) 金属間化合物に変質するプロセスと同様である。つまり、混合領域から、Zn 液相が A5052 中に粒界拡散によって排出され、Fe, Al が混合領域に拡散侵入することで FeAl(Zn) 金属間化合物へと変質していく。このプロセスは、3.2 節で述べたように、わずか数秒という短時間で進行する。Zn-Fe めっき層が FeAl(Zn) 金属間化合物に変質する反応が非常に急速に進むことは、本実験での遷移層の観察結果の他に、宮本ら³⁰⁾によって、GA 鋼と A6022 の拡散接合継手の接合界面において観察されている。また、杉丸ら³⁵⁾によって、GA 鋼の Zn-10%Al 合金めっきの際の Zn-Fe めっき層においても観察されている。以上のような急速プロセスを経て、鋼突起下部～上部に FeAl(Zn) 金属間化合物層が急速に形成されたものと推定している。

このように、FeAl(Zn) 金属間化合物層の形成速度が非常に速いことが FeAl(Zn) 金属間化合物層の大量形成に関係しているとも考えられる。一方、田中ら³⁶⁾は、鋼を 500℃ 以上の Zn-Al 融液に浸漬した際に、FeAl(Zn) 金属間化合物層が厚く成長し、時には異常成長することがあると報告している。この現象は、本実験での現象に非常に類似していると思われる。しかし、鋼突起下部～上部に生成する FeAl(Zn) 金属間

化合物層が大きく成長する原因については、現時点では不明である。

3.4 A5052 と GA 鋼の摩擦アンカー接合メカニズム

これまでの結果から、A5052/GA 鋼の接合メカニズムを以下のように推定した。なお、Fig. 14 に A5052/GA 鋼の接合メカニズムの模式図を示す。

- ① 接合ツールが A5052 を通過して、GA 鋼表面に達すると、その際の摩擦熱と接合ツールによる加圧に起因して、Zn-Fe めっき層は Zn-Fe-Al 層、つまり、FeAl(Zn) 金属間化合物を含む層となる。また、その際に発生する Zn 液相の一部が、A5052 中に拡散、流入する (Fig. 14 (a))。
- ② 供試体の温度が低く軟化していないため、接合ツール押し込み量は徐々にしか増加しない。このときに鋼突起が形成され始める。しかし、鋼突起近傍には Zn-Fe めっき層及び Zn-Fe-Al 層が存在するため、鋼突起は接合ツール球面に沿って伸展せず、球面からの離れる方向に伸展する。そして、第二の突起が第一の突起と球面の接点付近から発生し、第一の突起に覆い被さるように伸展する。この現象の繰り返しにより、供試体の温度が軟化温度に達する前に、鋼突起はひだ状の原形を呈する。なお、供試体の温度が軟化温度に達する前に、鋼突起近傍の Zn-Fe めっき層は全て Zn-Fe-Al 層に変質する (Fig. 14 (b))。
- ③ 供試体の温度が軟化温度に達し、接合ツールが一気に供試体に押し込まれると、軟化温度到達前に生成したひだ状の鋼突起 (以下、②の鋼突起とする) と球面の

Fig. 14 Schematic illustrations of the mechanism for the welding of A5052 and GA steel.

接点付近から新たな鋼突起が発生する。しかし、②の鋼突起が金属流動の妨げとなるため、新たな鋼突起も球面から離れる方向に伸展する。この現象を繰り返すことでひだ状の鋼突起が形成される。そして、Zn-Fe-Al層が、接合ツールの押し込みに伴って②の鋼突起近傍に堆積して、鋼突起ルート部～下部近傍の大量のFeAl(Zn)化合物層となる。また、A5052中に流入しているZnに起因して、鋼突起下部～上部近傍にも大量のFeAl(Zn)化合物層が形成される。さらに、A5052中に流入したZnが共晶液相化し、接合完了後に割れとなる(Fig. 14(c))。

以上の現象は、A5052とGA鋼表面のZn-Feめっき層が直接接触することが原因であると考えられる。一方、筆者らは摩擦アンカー接合によりA5052/SPCC/SPCCの3枚重ね継手の接合が可能であることを報告している²³⁾。したがって、A5052とZn-Feめっき層の接触を避けるべく、A5052とGA鋼の間に鋼インサート材を挿入して3枚重ね継手として接合することで、上記現象を回避できるものと考えている。この考えに基づき、現在、実験による実証を行っているところである^{37, 38)}。

3.5 ツール押し込み量と引張せん断強度の関係

Fig. 15に接合ツールの押し込み量と引張せん断強度の相関を示す。図より、鋼突起が形成され始める、ツール押し込み量1.3 mmまでは引張せん断強度がほぼ0 kN/点である。そして、1.4 mm以上では、ツール押し込み量の増加にしたがって引張せん断強度が急激に増大する傾向が認められ、1.8 mmで約2.7 kN/点に達している。Fig. 16には、ツール押し込み量1.5 mmの場合と1.7 mmの場合の試験後のSEM反射電子像を示す。図中の矢印は、A5052を右方向に、GA鋼を左方向に引張ったことを意味している。引張せん断試験では、Fig. 16の右側に示される鋼突起部((a'), (b'))には引張力が、左側に示される鋼突起部((a), (b))には圧縮力が作用することになる。引張側は鋼突起部のA5052と鋼の接合界面(以下、突起部接合界面とする)及びA5052中のAl-Zn共晶液化割れ部(Fig. 6(b)参照)近傍のA5052内をクラックが伝播して破断に至っている。また、圧縮側は鋼突起が鉛直方向に変形し、突起部接合界面をクラックが伝播することで破断に至っている。一方、既報²²⁾でA5052とSPCCの摩擦アンカー接合継手では、引張せん断強度は約3.6 kN/点に達することを報告している。GA鋼の場合、これより低い値となった。この原因については、以下のように考えている。①GA鋼ではツール押し込み量1.4 mm以上で鋼突起の形成により引張せん断強度は急激に増加する。しかし、Fig. 6に示したとおり、鋼突起の高さがSPCCの場合に比し低い。②鋼突起の近傍には大量の金属間化合物層が存在する。また、ZnがA5052中に流入することに起因する共晶液化割れが存在する。そのため、引張せん断試験時にクラックが発生、伝播しやすい。

Fig. 15 Relationship between the plunge depth and the tensile shear strength.

Fig. 16 Cross-sectional SEM images of the A5052/GA steel welds with plunge depths of 1.5 mm ((a), (a')) and 1.7 mm ((b), (b')) after the tensile shear tests (Left images (a), (b): compression side. Right images (a'), (b'): tension side).

4. 結 言

本実験では、A5052(板厚1.0 mm)/GA鋼(板厚1.2 mm)の2枚重ね継手の供試体に対して、先端が球面の接合ツールを回転させながら下板のGA鋼まで押し込むことにより点接合(摩擦アンカー接合)を実施した。得られた知見を以下にまとめる。

- 1) 接合ツールを供試体に押し込んだ際の摩擦熱と加圧に起因して、Zn-Feめっき層中にAlが拡散し、Zn-Feめっき層中のZnの一部がA5052中に流入する。これによって、Zn-Feめっき層はZn-Fe-Al層、つまり、FeAl(Zn)金属間化合物を含む層となる。そして、この層の存在のために、鋼突起は真っ直ぐに伸展せず、高さの低い、ひだ形状を呈する。また、鋼突起近傍には大量のFeAl(Zn)金属間化合物層が形成される。これは、変質して形成されたZn-Fe-Al層、及びA5052中に流入したZn、に起因しているものと推定される。さらに、A5052中に流入した

Zn が Al と共晶液相化して割れが発生する。

- 2) 引張せん断強度は、鋼突起が形成され始める、ツール押し込み量 1.3 mm までは、ほぼ 0 kN/点である。そして、1.4 mm 以上では、ツール押し込み量の増加にしたがって急激に増大し、ツール押し込み量 1.8 mm で約 2.7 kN/点に達する。しかし、A5052 と SPCC の摩擦アンカー接合継手の引張せん断強度（約 3.6 kN/点）に比し低位となっている。これは、鋼突起の高さが SPCC の場合に比し低く、鋼突起の周囲には大量の FeAl(Zn) 金属間化合物層が存在し、また、Zn が A5052 中に流入することに起因する共晶液化割れが存在するためであると推定される。

謝 辞

本研究は、(独) 科学技術振興機構 (JST) の産学共創基礎基盤研究「革新的構造用金属材料創製を目指したヘテロ構造制御に基づく新指導原理の構築」による成果の一部であり、ここに謝意を表します。また、本研究を遂行するに当たり、微小部 X 線回折による分析にご協力頂いた岡山県工業技術センターの村上浩二氏に深く感謝いたします。

参 考 文 献

- 1) E. Nakanishi: Weight Reduction of Automotive Vehicle Body and Joint Technologies, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 23-1 (2005), 151-156. (in Japanese)
- 2) M. Fujimoto: Development of New Joining Technology for Weight Reduction in Automotive Industries, Journal of Light Metal Welding, 47-11 (2009), 12-18. (in Japanese)
- 3) Y. Matsumura, T. Misaki, T. Yoshida, T. Kondo, A. Sakuma, M. Maeda, Y. Yoshihara, K. Fukumoto, Y. Sugiura and A. Okumura: Development of Application Technology of Aluminum Roof, MITSUBISHI MOTORS TECHNICAL REVIEW, 18 (2006), 69-74. (in Japanese)
- 4) Y. Shoji, K. Takase, T. Gendo, K. Tao, K. Morikawa, T. Noguchi: Development of Spot Friction Welding Technology of Aluminum Alloy and Steel, MAZDA Engineering Reports, 24 (2006), 90-94. (in Japanese)
- 5) T. Hata, A. Asami, K. Matsumoto, T. Hirayama, T. Miyahara, S. Ohhama, M. Sayama, T. Kobayashi and T. Yahaba: Automobile Application of FSSW Dissimilar Metal Welding Technology, Preprints of the National Meeting of J.W.S., 93 (2013), 40-41. (in Japanese)
- 6) H. Dong, W. Hu, Y. Duan, X. Wang and C. Dong: Dissimilar metal joining of aluminum alloy to galvanized steel with Al-Si, Al-Cu, Al-Si-Cu and Zn-Al filler wires, Journal of Materials Processing Technology, 212 (2012), 458-464.
- 7) G. Sierra, P. Peyre, F. D. Beaume, D. Stuart and G. Fras: Galvanised steel to aluminium joining by laser and GTAW processes, Materials Characterization, 59 (2008), 1705-1715.
- 8) H. C. Chen, A. J. Pinkerton, L. Li, Z. Liu and A. T. Mistry: Gap-free fiber laser welding of Zn-coated steel for light-weight automotive applications, materials and Design, 32 (2011), 495-504.
- 9) R. Cao, G. Yu, J. H. Chen and P. C. Wang: Cold metal transfer joining aluminum alloys-to-galvanized mild steel, Journal of Materials Processing Technology, 213 (2013), 1753-1763.
- 10) H. T. Zhang, J. C. Feng, P. He, B. B. Zhang, J. M. Chen and L. Wang: The arc characteristics and metal transfer behavior of cold metal transfer and its use in joining aluminium to zinc-coated steel, Materials Science and Engineering A 499 (2009), 111-113.
- 11) H. T. Zhang, J. C. Feng, P. He and H. Hackl: Interfacial microstructure and mechanical properties of aluminium- zinc-coated steel joints made by a modified metal inert gas welding-brazing process, Materials Characterization, 58 (2007), 588-592.
- 12) R. Cao, Q. Huang, J. H. Chen and P. C. Wang: Cold metal transfer spot plug welding of AA6061-T6-to-galvanized steel for automotive applications, Journal of Alloys and Compounds, 585 (2014), 622-632.
- 13) S. Yang, J. Zhang, J. Lian and Y. Lei: Welding of aluminum alloy to zinc coated steel by cold metal transfer, Materials and Design, 49 (2013), 602-612.
- 14) Y. Sato, M. Tada, A. Shiota, H. Kokawa, S. Nakagawa and K. Miyamoto: Effect of Zn coating on tensile shear strength in dissimilar friction stir spot welds of Al alloy and Zn-coated steel, Preprints of the National Meeting of J.W.S., 84 (2009), 46-47. (in Japanese)
- 15) K. Feng, M. Watanabe and S. Kumai: Microstructure and Joint Strength of Friction Stir Spot Welded 6022 Aluminum Alloy Sheets and Plated Steel Sheets, Materials Transactions, 52-7 (2011), 1418-1425.
- 16) M. Yamamoto, T. Ogura, R. Ohashi, M. Fujimoto and A. Hirose: Effects of interfacial microstructures on joint strength in friction stir spot welded 6061 aluminum alloy/zinc coated steel joints, Journal of Light Metal Welding, 51-6 (2013), 223-232. (in Japanese)
- 17) K. Miyagawa, M. Tsubaki, T. Yasui and M. Fukumoto: Spot Welding between Aluminum Alloy and Low Carbon Steel by Friction Stirring, Quarterly Journal of Japan the Welding Society, 26-2 (2008), 131-136. (in Japanese)
- 18) Y. C. Chen, T. Komazaki, Y. G. Kim, T. Tsumura and K. Nakata: Interface microstructure study of friction stir lap joint of AC4C cast aluminum alloy and zinc-coated steel, Materials Chemistry and Physics, 111 (2008), 375-380.
- 19) G. Zhang, W. Su, J. Zhang and Z. Wei: Friction Stir Brazing: a Novel Process for Fabricating Al/Steel Layered Composite and for Dissimilar Joining of Al to Steel, Metallurgical and Materials Transactions A, 42-9 (2011), 2850-2861.
- 20) A. Elrefaey, M. Takahashi and K. Ikeuchi: Friction-Stir-Welded Lap Joints of Aluminum to Zinc-Coated Steel, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 23-2 (2005), 186-193.
- 21) T. Miyahara, M. Sayama, T. Yahaba, S. Ohhama, T. Hata and T. Kobayashi: Development of Steel and Aluminum Continuous Welding Technology Using FSW and Application to Subframes, Honda R&D Technical Review, 25-1 (2013), 71-77. (in Japanese)
- 22) K. Ohishi, M. Sakamura, K. Ota and H. Fujii: Novel Dissimilar Spot Welding of Aluminum Alloy and Steel Sheets by Friction Stirring, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 32-1 (2014), 1-7. (in Japanese)
- 23) M. Sakamura, K. Ohishi, K. Ota, Y. Takeyasu, S. Mizunari and H. Fujii: Dissimilar spot welding of three lapped sheets of aluminum alloy and steels by metal flow, Journal of Light Metal Welding, 52-12 (2014), 453-461. (in Japanese)
- 24) K. Matsuyama: Quality Management Technology for Resistance Spot Welding, Journal of the Japan Welding Society, 83-8 (2014), 602-615. (in Japanese)
- 25) K. Monma, H. Suto, K. Sotome and T. Nemoto: On the Influences of Alloying Elements upon the Hot Hardness of Low Alloy Steels, Journal of the Japan Institute of Metals and Materials, 29-2 (1965), 191-196. (in Japanese)
- 26) M. Sakamura, K. Ohishi, K. Ota, Y. Takeyasu, S. Mizunari and H. Fujii: Dissimilar Spot Welding of Aluminum Alloy and Hot Dip

- Galvanized Steel by Metal Flow, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 33-2 (2015), 187-193. (in Japanese)
- 27) Binary Alloy Phase DIAGRAMS Second Edition, Plus Updates Ver.1.0, ASM INTERNATIONAL (1996).
- 28) K. Feng, M. Watanabe and S. Kumai: Joint Interface Morphology of Friction Stir Spot Welded Aluminum Alloy Sheets and Plated Steel Sheets, Materials Science Forum, 654-656 (2010), 970-973.
- 29) W. Koster and T. Godecke: The Ternary Iron-Aluminium-Zinc System, Z. Metallkunde, 61-9 (1970), 649-658. (in German)
- 30) K. Miyamoto, S. Nakagawa, K. Tsushima, T. Katayama, S. Iwatani, S. Hojo, T. Ogura, A. Hirose and K. Kobayashi: Effect of Zn insertion on diffusion bonded joint properties of steel and aluminum alloy -Dissimilar metals joining of steel and aluminum alloy by Zn insertion-, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 32-1 (2014), 15-30. (in Japanese)
- 31) S. Nishikawa and K. Umezū: Grain Boundary Diffusion of Zn in Aluminium, SEISAN KENKYU, 25-3 (1977), 162-164. (in Japanese)
- 32) M. Yakushiji, Y. Kondo, H. Matsumoto and T. Okamoto: The Hardness of Cementite at Elevated Temperatures, Journal of the Japan Institute of Metals and Materials, 39-6 (1975), 606-608. (in Japanese)
- 33) A. Okada, Y. Yamamoto and R. Yoda: Hot-hardness and Indentation Creep Characteristics of Pure Metals, Tetsu-to-Hagane, 73-9 (1987), 1186-1192. (in Japanese)
- 34) T. Watanabe, H. Takayama and A. Yanagisawa: Joining of aluminum alloy to steel by friction stir welding, Journal of Materials Processing Technology, 178 (2006), 342-349.
- 35) S. Sugimaru, S. Tanaka, N. Hikita, H. Oba, A. Yoshie and S. Nishida: Zinc Alloy Coated Steel Wire with High Corrosion Resistance, Nippon Steel Technical Report, 386 (2007), 32-36. (in Japanese)
- 36) J. Tanaka, Y. Masuda, T. Takeichi, M. Sakaguchi and T. Narita: Structures and Formation Behavior of Coating Layer in Two-step Zn-Al Hot-Dipped Steel: Journal of The Surface Finishing Society of Japan, 48-9 (1997), 929-936. (in Japanese)
- 37) M. Sakamura, K. Ohishi, K. Ota, S. Mizunari, Y. Takeyasu and H. Fujii: Friction anchor welding between Al alloy and GI steel using insert steel, Preprints of the National Meeting of J.W.S., 96 (2015), 84-85. (in Japanese)
- 38) M. Sakamura, K. Ohishi, K. Ota, S. Mizunari, Y. Takeyasu and H. Fujii: Friction anchor welding between Al alloy and GA steel using insert steel, Preprints of the National Meeting of J.W.S., 96 (2015), 86-87. (in Japanese)
- ~~~~~