



Title	金属流動を利用したアルミニウム合金と鋼の新規異種金属点接合技術の開発及びその応用
Author(s)	坂村, 勝
Citation	大阪大学, 2016, 博士論文
Version Type	VoR
URL	https://doi.org/10.18910/55942
rights	
Note	

The University of Osaka Institutional Knowledge Archive : OUKA

<https://ir.library.osaka-u.ac.jp/>

The University of Osaka

博士学位論文

金属流動を利用したアルミニウム合金と鋼の
新規異種金属点接合技術の開発及びその応用

坂 村 勝

2016年1月

大阪大学大学院工学研究科
マテリアル生産科学専攻

目 次

第1章 緒論

1.1 目的	1
1.2 本論文の構成	4
第1章の参考文献	6

第2章 アルミニウム合金/鋼異種金属接合技術の現状と課題

2.1 各種溶接法によるアルミニウム合金/鋼異種金属接合技術	8
2.1.1 アーク溶接	8
2.1.2 電子ビーム溶接	9
2.1.3 レーザ溶接	9
2.1.4 ブレーズ溶接	11
2.1.5 抵抗スポット溶接	13
2.1.6 その他の接合方法（金属的接合）	14
2.1.7 機械的接合	15
2.1.8 接着接合	15
2.2 摩擦攪拌現象を利用したアルミニウム合金/鋼異種金属接合技術	17
2.2.1 摩擦攪拌接合及び摩擦攪拌点接合の原理と特徴	17
2.2.2 摩擦攪拌接合によるアルミニウム合金/鋼接合の現状と課題	17
2.2.3 摩擦攪拌点接合によるアルミニウム合金/鋼接合の現状と課題	18
2.2.4 本研究の必要性	20
2.3 結言	21
第2章の参考文献	22

第3章 アルミニウム合金/鋼2枚重ね継手の摩擦アンカー接合

3.1 緒言	29
3.2 実験方法	29
3.2.1 供試材及び接合方法	29
3.2.2 接合材の断面評価及び接合強度測定	31
3.2.3 接合時の温度，ツール押し込み及び垂直荷重挙動測定	31
3.3 実験結果と考察	32
3.3.1 接合部の断面観察	32

3.3.2 ツール押し込み量と引張せん断強度の関係	35
3.3.3 ツール押し込み量と十字引張強度の関係	37
3.3.4 接合時の温度，ツール押し込み及び垂直荷重挙動	39
3.3.5 引張せん断，十字引張強度と界面化合物層の関係	40
3.4 結言	40
第3章の参考文献	42

第4章 アルミニウム合金/鋼/鋼3枚重ね継手の摩擦アンカー接合

4.1 緒言	43
4.2 実験方法	43
4.2.1 供試材及び接合方法	43
4.2.2 接合材の断面評価及び接合強度測定	45
4.2.3 接合時の温度，ツール押し込み及び垂直荷重挙動測定	45
4.3 実験結果と考察	46
4.3.1 接合部の断面観察	46
4.3.2 ツール押し込み量と引張せん断強度の関係	49
4.3.3 ツール押し込み量と十字引張強度の関係	52
4.3.4 接合時の温度，ツール押し込み及び垂直荷重挙動	55
4.3.5 他工法との強度比較	56
4.4 結言	57
第4章の参考文献	58

第5章 アルミニウム合金/溶融亜鉛めっき鋼2枚重ね継手の摩擦アンカー接合

5.1 緒言	61
5.2 実験方法	62
5.2.1 供試材及び接合方法	62
5.2.2 接合材の断面評価及び接合強度測定	63
5.2.3 接合時の温度，ツール押し込み及び垂直荷重挙動測定	63
5.3 実験結果と考察	64
5.3.1 接合部の断面観察	64
5.3.2 ツール押し込み量と引張せん断強度の関係	67
5.3.3 接合時間による接合界面近傍の変化	69
5.3.4 接合時の温度，ツール押し込み及び垂直荷重挙動	70

5.3.5 接合メカニズムに関する考察	71
5.4 結言	72
第5章の参考文献	74

第6章 アルミニウム合金/合金化溶融亜鉛めっき鋼2枚重ね継手の摩擦アンカー接合

6.1 緒言	76
6.2 実験方法	76
6.2.1 供試材及び接合方法	76
6.2.2 接合時の温度，ツール押し込み及び垂直荷重挙動測定	77
6.2.3 接合材の断面評価及び接合強度測定	78
6.3 実験結果と考察	78
6.3.1 接合時の温度，ツール押し込み及び垂直荷重挙動	78
6.3.2 接合部の断面	79
(1) 接合部の断面組織	79
(2) 中間層～めっき層の化合物解析	82
(3) 中間層，遷移層形成及び Zn の流入メカニズム	85
6.3.3 接合時間による接合界面近傍の変化	86
(1) 接合界面近傍の組織変化	86
(2) Zn-Fe-Al 層の機械的特性の推定	88
(3) ひだ状突起及び大量の化合物層形成のメカニズム	89
6.3.4 A5052 と GA 鋼の摩擦アンカー接合メカニズム	92
6.3.5 ツール押し込み量と引張せん断強度の関係	93
6.4 結言	94
第6章の参考文献	96

第7章 鋼インサート材を利用したアルミニウム合金/亜鉛めっき鋼重ね継手の摩擦アンカー接合

7.1 緒言	97
7.2 実験方法	97
7.2.1 供試材及び接合方法	97
7.2.2 接合材の断面評価及び接合強度測定	99
7.2.3 接合時の温度，ツール押し込み及び垂直荷重挙動測定	99
7.3 実験結果	99

7.3.1 接合部の断面	99
7.3.2 ツール押し込み量と引張せん断強度の関係	102
7.3.3 ツール押し込み量と十字引張強度の関係	105
7.4 考察	108
7.4.1 接合時の温度, ツール押し込み及び垂直荷重挙動	108
7.4.2 接合時間による接合界面近傍の変化	109
(1) SP/GI	109
(2) SP/GA	110
7.4.3 鋼/鋼接合部ののど厚の差異	114
7.4.4 ツール押し込み挙動の差異	115
7.4.5 接合メカニズムの推察	115
7.5 結言	117
第7章の参考文献	119
第8章 総括	120
研究業績	124
謝辞	128

第1章 緒論

1.1 目的

近年，地球温暖化防止策として自動車業界では排出ガスに対する規制が厳しくなっており¹⁾，燃費向上が急務となっている．燃費向上のために，エンジンのハイブリット化，アイドリングストップ機能の付加など様々な技術が導入され^{2,3)}，また，自動車の軽量化が推進されている．この中で，自動車の軽量化については，材料を適材適所に使用するマルチマテリアル化の考え方から樹脂，CFRP，マグネシウム合金，アルミニウム合金，高張力鋼等が利用されつつある⁴⁾．

【樹脂】

樹脂は部品の一体化，複雑形状の実現が容易で，張り剛性や耐デント性が高いため，フロントフェンダやバックドア等の開き物に用いられている．また，熱プレスと射出成形を組合せた成形方法による部品や成形加工する直前に長繊維と熱可塑性樹脂を混練し，複合材料として供給する工法が開発され，実車にも適用されている．しかし，樹脂の欠点は大きい線膨張係数であり，そのため，部品隙間を大きくする必要があり，外板に使用した際には見た目が悪いという問題がある⁵⁾．

【CFRP】

CFRP は比強度，比剛性が高く，次世代自動車用部材として注目されており，研究開発も積極的に行われている．現在のところ，材料コストが高いため，一部の高級車には部分的に使用されているものの⁶⁾，一般車への適用には至っていない．しかし，最近では，織物を使わないステッチング材の活用やマトリックス材として熱可塑性樹脂を用いる方法が開発されており，今後の低コスト化が望まれる⁵⁾．

【マグネシウム合金】

マグネシウム合金は，軸圧壊特性値は高いが，伸びが小さいので割れやすく，衝突関係部品には不向きである．しかし，複雑形状の実現が容易で部品の一体化が可能という特徴を活かし，ラジコアパネルやバックドアパネルへ適用されている⁷⁾．一方，最近では，割れやしわなくプレスできる Mg-Li 合金や，従来は鋳造で製造されていた材料を組織制御で塑性加工材（AZ91）に変えたもの，さらに，従来，温間成形しかできなかったものを常温成形できる材料等が開発され，今後の適用拡大が期待される⁸⁾ところである⁹⁾．

【アルミニウム合金】

アルミニウム合金は開き物部品であるフード，トランク，ドアや衝突関連部品であるバンパーレインフォース，ドアビームに適用され，軽量化が図られている．アルミニウムメーカーでは 2011 年から 2016 年に向けて，全車種におけるアルミニウム使用率が，フードが

11%から15%へ、バックドアが2%から4%へ、ドアが1%から5%へ、ルーフが1%から2%へ、構造部材が0%から2%へと拡大すると予測している⁹⁾。アルミニウム合金の難点は低い成形性であるが、最近では、軟鋼とほぼ同等な高成形材も提案されている¹⁰⁾。アルミニウム合金は鋼の代替材として最有力材であるが、コスト低減については今のところ解決の糸口がない状態である。

【高張力鋼】

高張力鋼は材料強度が高いため、衝突性能に関する部位、すなわちメンバーやキャビン構成している骨格部材に適用されている。車体骨格への超高張力鋼材やホットスタンプ材の適用比率は20%前後に達しており¹¹⁾、980MPa材のグローバル調達が可能となり、現在は、1.8GPaの高強度材も開発されている。しかし、高強度の高張力鋼は延性が低位であるため、衝突時に大変形する部位には使用ができない状況にある。今後、高延性を有する高強度高張力鋼の開発が望まれるところである⁵⁾。

これらの中で、アルミニウム化では、現状、車体をオールアルミニウム化したものも一部あるものの¹²⁾、鋼とのハイブリッド構造が多く認められる¹³⁻¹⁵⁾。これは、アルミニウム合金は従来の鋼板と比較して強度が低いことや材料コストが高いことなどのためである。アルミニウム合金と鋼のハイブリット構造を実現するために、特に、最近、アルミニウム合金と鋼の異種金属接合に関する研究開発が非常に盛んに行われている。

Fig.1-1 に鉄/アルミニウム二元系平衡状態図¹⁶⁾を示す。典型的な金属間化合物形成型の状態図であり、かつ、両者の融点差が極めて大きく、異材接合が困難であることが分かる。アルミニウムへの鉄の溶解度はごくわずかであり、アルミニウム側では鉄はアルミニウムと反応して金属間化合物 FeAl_3 、 Fe_2Al_5 、 FeAl_2 を形成する。これらはいずれも硬くて脆いものである。一方、鉄側では、鉄はアルミニウムを多く溶解して固溶体を形成する。しかし、鋼とアルミニウムを接触させて加熱すると、界面には脆い FeAl_3 、 Fe_2Al_5 が優先的に形成される。このため、鋼/アルミニウムの異材接合は容易ではない。

すでに実用化されている固相接合継手でも脆い金属間化合物が形成されている。但し、その厚さを一定の厚さ以下に制御できた場合には、接合継手の引張試験において、金属間化合物層ではなくアルミニウム母材で破断する異材接合継手を得ることもできる。例えば、黒田ら¹⁷⁾は、A6061 と SUS316 の拡散接合を行い、接合界面の金属間化合物層の厚さと引張せん断強度の関係を調査し、引張せん断強度は金属間化合物層の厚さが1~2 μm 程度で最高値を示し、厚さの増加とともに低下することを明らかにしている。しかし、実生産において、金属間化合物層の厚さを安定的に1~2 μm に制御することは非常に困難である。

また、アルミニウム合金と鋼の接合界面に金属間化合物層を生成させない手法として、機械的接合法が提唱されている。例えば、安部ら^{18,19)}は、塑性変形を利用したセルフピアス

リベッティングを提唱している．セルフピアスリベッティングは，下穴をあけることなく板材へリベットを直接押し込んで接合する方法である．本手法は，溶接法と異なり，アルミニウムと鋼の接合界面に化合物が生成せず，また，接合部の応力集中が緩和されることにより，疲労強度が高いという特徴を有している．しかし，リベットがコスト及び重量増の原因となるという問題を有している．

一方，筆者らは，塑性変形による機械的接合と固相接合を組み合わせた異種金属の接合方法“摩擦アンカー接合”を考案した²⁰⁾．摩擦アンカー接合は，先端が球面の接合ツールを，上板アルミニウム合金，下板鋼の重ね継手に回転させながら押し込む．そして，アルミニウム合金中に下板の鋼からなる突起を形成させ，そのアンカー効果によって接合強度を大幅に向上させる接合法である．本手法は，非常に安価な接合ツールを用いて，アルミニウム合金と鋼を接合できるということの特徴としており，実生産への応用展開の可能性も十分に高いと考えている．しかし，本手法の接合メカニズムや本手法を実生産に用いられる材料に適用した際の接合強度に関するデータは全くない状態である．

そこで本研究では，摩擦アンカー接合の接合メカニズムを明確にし，また，自動車メーカーで多用されている，3枚重ね継手や亜鉛めっき鋼へ適用した際の継手強度評価及び接合現象の解明を行い，ひいては，前述の自動車軽量化，地球温暖化防止に貢献することを目的とした．

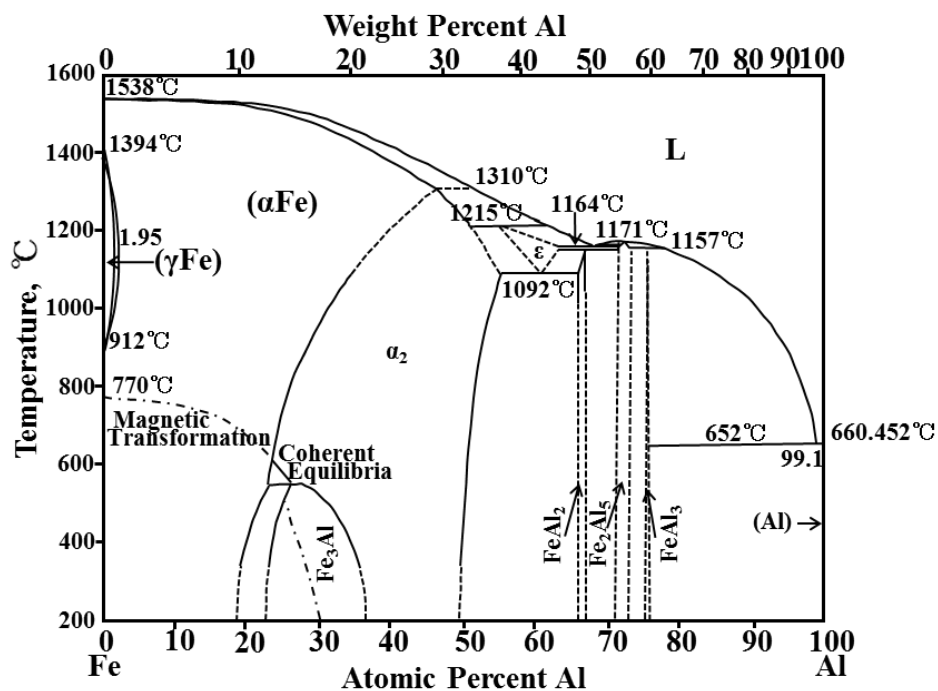


Fig.1-1 Fe-Al binary Phase Diagram¹⁶⁾.

1.2 本論文の構成

本論文の構成を Fig.1-2 に示す。本論文は 8 章から構成され、各章の論旨と章間のつながりは以下のとおりである。

第 1 章は緒論であり、本研究の背景及びその必要性について述べた。

第 2 章では、各種接合法によるアルミニウム合金と鋼の異種金属接合に関する研究報告例を列挙し、本技術開発の重要性を指摘するとともに、各接合法における課題を述べた。また、特に、摩擦攪拌現象を利用したアルミニウム合金と鋼の異種金属接合技術に関しては、より多くの研究報告例を示し、その課題について明らかにした。その上で、筆者らが考案した“摩擦アンカー接合”の優位性を示し、本研究の意義を明らかにした。

第 3 章では、アルミニウム合金と鋼の 2 枚重ね継手に摩擦アンカー接合を適用し、得られた継手の引張せん断強度及び十字引張強度を評価するとともに、その接合メカニズムについて考察した。

第 4 章では、3 枚以上の重ね継手の接合が可能、という摩擦アンカー接合の特徴を実証するために、アルミニウム合金/鋼/鋼の 3 枚重ね継手に摩擦アンカー接合を適用し、得られた継手の引張せん断強度及び十字引張強度を評価するとともに、その接合メカニズムについて考察した。

第 5 章では、自動車用に多く用いられている亜鉛めっき鋼のうち、溶融亜鉛めっき鋼 (GI 鋼) に注目し、アルミニウム合金/溶融亜鉛めっき鋼の 2 枚重ね継手に摩擦アンカー接合を適用し、得られた継手の引張せん断強度を評価するとともに、その接合メカニズムについて考察した。

第 6 章では、亜鉛めっき鋼のうち、合金化溶融亜鉛めっき鋼 (GA 鋼) に注目し、アルミニウム合金/合金化溶融亜鉛めっき鋼の 2 枚重ね継手に摩擦アンカー接合を適用し、得られた継手の引張せん断強度を評価するとともに、その接合メカニズムについて考察した。

第 7 章では、第 5 章での、鋼突起が形成されない、という課題、第 6 章での、鋼突起がひだ形状になる、という課題を解決すべく、第 4 章で得られた知見を活用し、アルミニウム合金/亜鉛めっき鋼重ね継手に対して、鋼インサート材を用いた摩擦アンカー接合を適用し、得られた継手の引張せん断強度及び十字引張強度を評価するとともに、その接合メカニズムについて考察した。

第 8 章では、本研究で得られた結果について総括した。

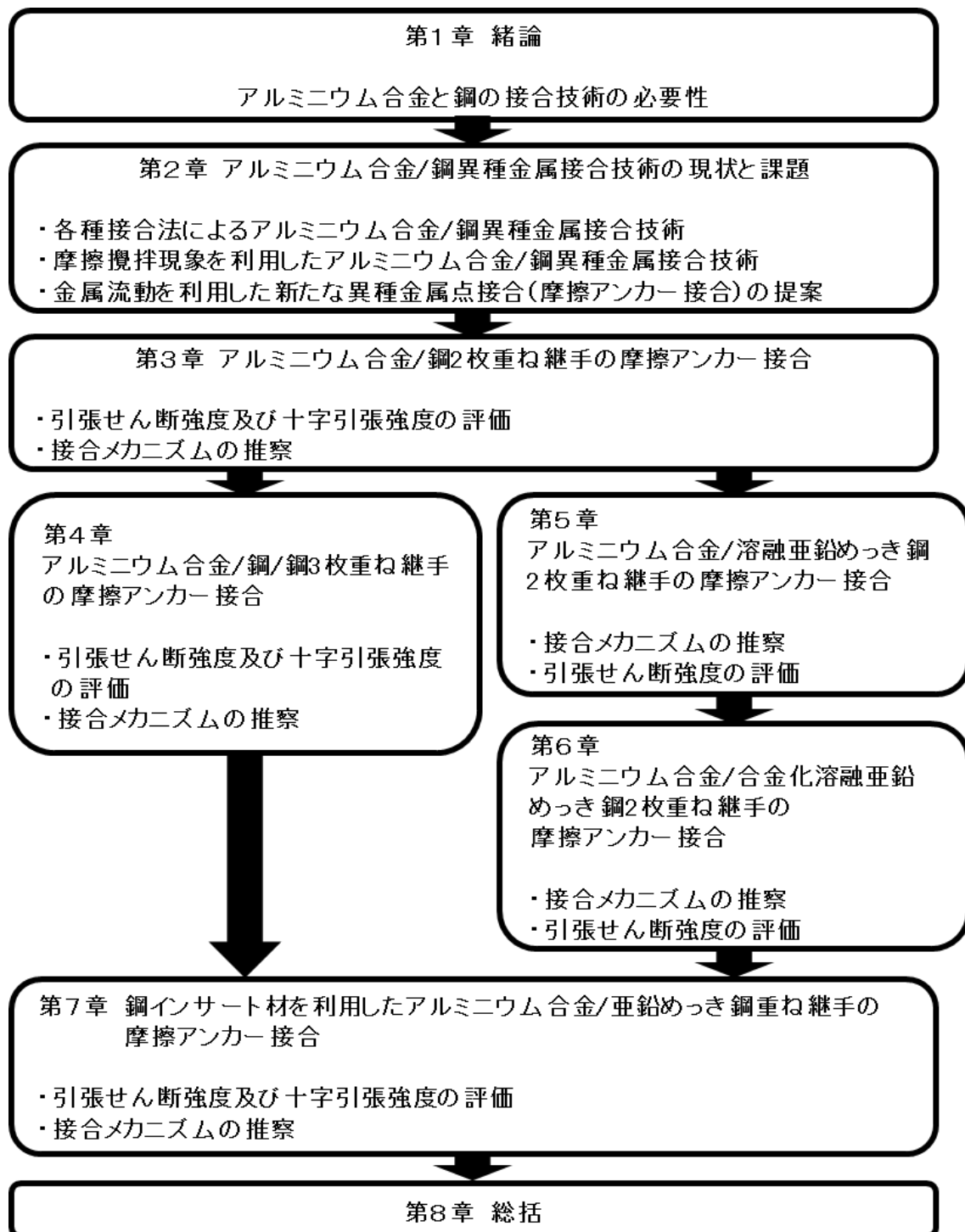


Fig.1-2 Flow of this study.

第1章の参考文献

- 1) International Council on Clean Transportation H.P., <http://www.theicct.org/infotools/global-passenger-vehicle-standards>.
- 2) 千葉晃司: 自動車における究極の軽量化を目指して, 軽金属学会シンポジウム, 78 (2006), 1-5.
- 3) 太田稔: クリーンエネルギー車のための先進加工技術の展望, 塑性と加工, 53-613 (2012), 93-97.
- 4) 宇都秀之: 自動車ボディのアルミ化と適用技術, 工業材料, 52-8 (2004), 26-30.
- 5) 千葉晃司: 自動車の軽量化テクノロジー—マルチマテリアル車体の動向と今後への期待—, エヌ・ティー・エス, (2014), 257-270.
- 6) M. Patzig: The Trunk Lid of the new Mercedes Benz SL Roadster, ACI Door & Closures (2012).
- 7) Meridian International Research: Advancement in Magnesium, GALW2013 (2013).
- 8) 吉田勝, 中山力: ついに目覚める最後の軽量金属 Mg, 日経ものづくり, 711 (2013), 36-55.
- 9) D. Jubera: A view on Novels Global Structure, Aacheb Body Engineering Days (2012).
- 10) C. Bielz: The new Audi A3, Euro Car Body (2012).
- 11) 千葉晃司: マルチマテリアル車体の動向 (ICE, EV), 軽金属溶接, 51-11 (2013), 423-429.
- 12) <http://www.nc-net.or.jp/knowledge/kouza/Course/53/>.
- 13) アキュラ RLX 広報資料, 本田技研工業 (2013).
- 14) 松村吉修, 三崎利次, 吉田智美, 近藤崇敬, 佐久間淳夫, 前田正幸, 吉原靖昌, 福本幸司, 杉浦裕, 奥村明敏: アルミルーフ適用技術の開発, 三菱自動車テクニカルレビュー, 18 (2006), 69-74.
- 15) 宮原哲也, 佐山満, 矢羽々隆憲, 大浜彰介, 畑恒久, 小林努: サブフレームへ適用可能な FSW を用いたスチールとアルミニウムの連続接合技術の開発, Honda R&D Technical Review, 25-1 (2013), 71-77.
- 16) Binary Alloy Phase DIAGRAMS Second Edition, Plus Updates Ver.1.0, ASM INTERNATIONAL (1996).
- 17) 黒田晋一, 才田一幸, 西本和俊: A6061 と SUS316 の直接接合部の組織と特性—アルミニウム合金とステンレス鋼の拡散接合に関する研究 (第一報)—, 溶接学会論文集, 17-3 (1999), 484-489.
- 18) 安部洋平, 森謙一郎, 加藤亨: 高比強度材のセルフピアスリベッティングとメカニカルクリンチング, 溶接学会全国大会概要集, 92 (2013), F23-F28.
- 19) Y.Abe, T.Kato and K.Mori: Self-piercing riveting of high tensile strength steel and aluminum

alloy sheets using conventional rivet and die, Journal of Materials Processing Technology, 209 (2009), 3914-3922.

20) 大石郁, 坂村勝, 竹保義博: 日本国特許第 5854451 号, (2015).

第2章 アルミニウム合金/鋼異種金属接合技術の現状と課題

2.1 各種溶接法によるアルミニウム合金/鋼異種金属接合技術

2.1.1 アーク溶接

アーク溶接によるアルミニウム合金と鋼の接合については、TIG 溶接による研究開発が 1960 年台に精力的に行われている。鋼とアルミニウムを直接溶融溶接すると健全な継手が得られないため、ほとんど全ての研究において Al や Zn の表面処理が施されており、また、母材の鋼は溶かさないことが大前提になっている。杉山²⁾は、開先表面に Al 及び Zn を被覆した軟鋼と A6061 の突合せ溶接を A4043 溶加材を用いて行っている。継手強度は 100～170MPa が得られているが、破断は主として接合界面となっている。今泉²⁾は、Al 及び Zn を被覆した鋼と A5052 の重ね接合を実施している。引張せん断強度は、上材が鋼の場合で 43.1MPa、上材が A5052 の場合で 145MPa になるとしているが、いずれの場合も破断は接合界面で起こっている。また、被覆金属の種類や被覆方法よりも被覆の良否の方が重要であり、鋼との密着性の良い被覆層であれば、かなりの継手強度が得られるとしている。

最近では、小橋ら³⁾によってスクラムリベット MIG 溶接が提唱されている。スクラムリベット MIG 溶接は、下板にアルミニウム合金を配置し、上板の鋼に予め直径数 mm の穴を数 mm ピッチで明けておき、この鋼の上からアルミニウム合金ワイヤを用いて MIG 溶接を行い、鋼の穴を介して下板のアルミニウム合金との間で溶け込みを得るという手法である。本手法では、鋼を溶かさない程度の低電流で溶接を行うため、鋼とアルミニウム合金間の金属間化合物は大きな問題にならないとしている。

また、古川ら⁴⁾は CMT (Cold Metal Transfer) プロセスを提唱している。CMT プロセスでは、電極ワイヤの先端が溶融池に接触すると、デジタルプロセス制御によってドライブ溶接トーチのサーボモータが逆転し、ワイヤを戻して溶滴切断を促進するとともに、溶接電流を限りなくゼロに近づけてコールドプロセスとする。したがって、アークが入熱を与えるのは一瞬で、すぐに冷却の状態に戻るため、入熱量を大幅に低減できる。本手法を鋼とアルミニウム合金の突合せ継手に適用したところ、鋼側は溶融せず、アルミニウム合金側のみが溶融する。そして、得られた継手に対して引張試験を実施した結果、アルミニウム合金の母材熱影響部で破断したとしている。

以上のように、CMT プロセス以外のアーク溶接でアルミニウム合金と鋼の異種金属接合を行うためには、鋼表面への Al や Zn の被覆や鋼への前加工が必要であり、工数、コスト面に難点があると言える。しかし、CMT プロセスについては、専用の溶接機を導入すれば、アルミニウム合金と鋼の接合ができる可能性があり、現在、多くの研究が行われている⁵⁻⁹⁾。

2.1.2 電子ビーム溶接

電子ビーム溶接では、細く絞ったビームの狙い位置を変化させることにより溶融部の組成を制御することが可能である。松田¹⁰⁾は、A1050 と鋼の電子ビーム溶接を行い、次のような結果を示している。Fe 中に Al が 32～62%の組成範囲の溶接金属部では、FeAl₂、Fe₂Al₅、FeAl₃等の金属間化合物が生成し、非常に脆くなって割れが発生する。一方、Al が 30%以下では α -Fe 固溶体、Al が 65%以上では Al+FeAl₃ 共晶組成となる溶接金属が得られ割れは発生しない。また、松田¹⁰⁾は A1050 と鋼の突合せ面に薄い Ag 材を挟み、ビーム狙い位置を Fe/Ag 界面として、Fe と Al が直接接触しないようにして溶接することにより、引張せん断強度 118～157MPa を達成している。この際の破断位置はアルミニウム母材である。

電子ビーム溶接では、非常に微細な領域への熱集中が可能である。したがって、アルミニウム合金と鋼の異材接合に適用した際には、接合界面の化合物層の厚さを制御することが可能であり、製造プロセスとしては有望であるとも思われる。しかし、真空チャンバー内での溶接が必要、極めて高精度な突合せ精度が必要等の問題があり、航空宇宙部品等の 1 品ものの製造プロセスには向いているものの、自動車部品等の多量生産用には不向きである。

2.1.3 レーザ溶接

レーザ加工は指向性、集光性に優れたレーザ光をレンズやミラーを用いて微小領域に収束させ、それによって得られる高いエネルギー密度を利用する熱加工法である。微小領域に高いエネルギー密度の熱を付与できるため、接合箇所の急熱急冷が可能であり、アルミニウム合金と鋼の接合に適用した際には、接合界面の化合物層生成を抑制できる可能性があり、数多くの研究が行われている。レーザによるアルミニウム合金と鋼の接合としては、鋼を溶融させずにアルミニウム合金のみを溶融させる方法、レーザブレード溶接が主体であるが、一部、アルミニウム合金も鋼も溶融するキーホール溶接やレーザを補助的に利用する接合も行われている。

【アルミニウム合金のみ溶融】

Wagner ら¹¹⁾は AlSi₁₂ 溶加材を使用し、YAG レーザを用いて 6000 系アルミニウム合金と低炭素鋼 St14 鋼の重ね継手の作製を行っている。この継手ではアルミニウム合金の上に薄鋼板が重ねられ、レーザビームは焦点外しにより適度にそのビーム径を大きくしている。これにより鋼は溶融せずに加熱されるにとどまり、重ね部のアルミニウム合金は低融点のために鋼からの熱伝導のみでも溶融する。そして、アーク溶接に比し冷却速度が格段に速いために界面の金属間化合物層の成長を抑制することができる。接合界面には約 3 μ m の化合物層が生成するが、その継手強度は 171MPa であり、疲労強度も良好であるとしている。

Kreimeyer ら¹²⁾は YAG 及び CO₂ レーザを用いて 240MPa 級のアルミニウム合金と鋼の突合せ継手を作製している。鋼を溶かすことなく溶接することにより界面の金属間化合物層厚さを 1~2μm に抑え、その継手強度は YAG で 166~188MPa, CO₂ で 144~149MPa を達成している。

片山ら¹³⁾は YAG レーザを用いて、A5052 と SPCC の食い違い突合せ開先（重ね突合せ複合継手）を提案している。表面の突合せ部では、レーザはアルミニウム合金に当たらないように SPCC 側に照射し、裏面側の重ね部では下板の A5052 合金板の溶融を制御するように溶接条件を選定する。SPCC 側の突合せ界面には熱伝導で溶融したアルミニウム合金との反応のために金属間化合物層が生成するが、その厚さは 2μm 以下と薄く、重ね部では鋼溶融部がアルミニウム側に巻き込まれるために、これが一種のアンカー効果を発揮し、引張せん断強度 3.5kN（試験片幅 40mm）以上を達成している。

Peyre ら¹⁴⁾は、YAG レーザを用いて、A6061 と炭素鋼 (DC04) の重ねすみ肉溶接を、A6061 のみを溶融する方法で行っている。接合界面には 2~10μm の Fe₂Al₅ が形成されるが、引張せん断強度は、Zn めっきなしの場合で 110MPa（破断位置は接合界面）、Zn めっきありでフラックスを用いた場合で 230MPa（破断位置は熱影響部）に達するとしている。

その他、Borrisutthekul ら¹⁵⁾、Fan ら¹⁶⁾、Schubert ら¹⁷⁾らもアルミニウム合金のみを溶融する手法でアルミニウム合金と鋼の接合を実施しており、接合界面に形成される金属間化合物層を数 μm 以下にする重要性について述べている。

【キーホール溶接】

Sierra ら¹⁸⁾は、YAG レーザを用いて、上板：炭素鋼 (DC04)、下板：6000 系アルミニウム合金の重ね溶接をキーホール溶接で実施している。下板のアルミニウム合金への溶け込み深さを 500μm 以下にすることで、溶接金属とアルミニウム合金の界面に生成する Fe₂Al₅、FeAl₃ の厚さを 5~20μm にすることができ、引張せん断強度は 250N/mm に達するとしている。

【レーザ補助による接合】

沓名ら¹⁹⁾は A5052 と SPCC のレーザロール圧延重ね継手を作製している。レーザロール圧接法は、突合せ形状の被接合材にレーザを照射し、その直後にロール圧延を行うことで接合するという手法である。得られた接合材の接合界面には 4~5μm の金属間化合物層が認められ、引張せん断強度は 51~56MPa となっている。

西本ら²⁰⁾は A1050 と SPCC のレーザ圧接を行っている。レーザ圧接は、2 枚の板を一對のロールで圧延接合する直前に接合面をレーザ照射するという手法である。得られた接合材の接合界面には、厚さが 50nm 程度の化合物層が認められ、SPCC の最表面にアモルファス層、SPCC 側に Fe₂Al₅、A1050 側に Fe₄Al₁₃ が存在し、引張せん断試験及びはく離試験では

A1050 母材破断するとしている。

なお、レーザブレーズ溶接については、2.1.4 項のブレーズ溶接で述べる。

レーザ溶接は大気中での施工が可能ため、同種同士の接合ではすでに様々な分野で実用化が行われている。アルミニウム合金と鋼の異種接合については、ラボレベルでは化合物層厚さを数 μm 以下とすることで高い接合強度を得ることができているものの、そのためには非常に高い加工精度が必要である。したがって、実生産に採用されるためには、前工程のプレス成形や開先加工における大幅な精度向上が不可欠であると言える。

2.1.4 ブレーズ溶接

ブレーズ溶接は、アルミニウム合金系等の溶加材をアークあるいはレーザ熱源で熔融させ、アルミニウム合金と鋼をろう付けで接合するという手法である。

【アークブレーズ溶接】

村上ら²⁴⁾は SPCC と A1050 の重ね継手に対して、 AlSi_{12} 合金系フラックスコアードワイヤを用いて、パルスアークによる MIG ブレーズ溶接を適用している。その際、上板に A1050、下板に SPCC を配置し、上板の A1050 はアークにより熔融するが、下板の SPCC は熔融しないように溶接条件及び溶接トーチ狙い位置を最適化している。SPCC と熔融金属の間には $\text{Al}_{7.4}\text{Fe}_2\text{Si}$ 金属間化合物が形成されるが、溶接条件の最適化により金属間化合物層の厚さを数 μm 以下に制御できている。引張せん断強度は、金属間化合物層の厚さが約 $3\mu\text{m}$ 以下の場合ではアルミニウム側の熱影響部で破断し、約 80MPa を達成している。

武田ら²²⁻²⁴⁾は Cu 系溶接材料 (Cu-2.5Si-1.5Mn 合金) を用いて、MIG ブレーズ溶接で SPCE 鋼板と A5182 アルミニウム合金板とを接合している。その結果、溶接金属 (Cu 合金) と鋼との界面には化合物は形成されないが、アルミニウム合金との接合界面には硬質の Al-Cu 系金属間化合物層が形成している。継手部には溶接線に直角で板幅方向に引張残留応力が作用するため、上板が A5182 の場合には、金属間化合物層にクラックが発生しやすく、引張せん断強度は低位となる。一方、下板が A5182 の場合には継手部に作用する引張残留応力は金属間化合物層のせん断方向であるためクラックは発生しない。この板配置で、溶接条件等を最適化して、アルミニウム合金への熱影響を制御することにより引張せん断強度 100MPa 以上の良好な継手が得られている。

笹部ら²⁵⁾はアルミめっき鋼板とアルミニウム合金の MIG ブレーズ溶接を行い、良好な継手性能 (引張せん断強度約 210N/mm) が得られるとしている。継手性能向上は、接合界面に金属間化合物未形成域が存在し、かつ、その存在部位が継手力学上有効と思われる溶接部外縁近傍に位置することが理由と推定している。また、この金属間化合物層未形成域では、アルミめっき層と熔融めっき時に生成した Fe-Al-Si 系化合物層 ($\text{Fe}_2\text{Al}_8\text{Si}$) が消失して

いること、及びアルミニウム合金と鋼板の接合界面に N 濃縮層 (AlN) が存在することを確認している。これらの結果から、AlN 層が Fe と Al の拡散障壁として機能することにより、溶接時に溶融したアルミニウム合金中にアルミめっき層ならびに $\text{Fe}_2\text{Al}_6\text{Si}$ 層が溶出・消失した後も新たな金属間化合物層の生成が抑制されたものと推定している。

Dong ら²⁶⁾は 5000 系アルミニウム合金と亜鉛めっき鋼の接合を、Al-Si, Al-Cu, Al-Si-Cu, Zn-Al 系ワイヤを添加する方法で、TIG ブレーズ溶接している。溶接金属中の Si 濃度の上昇に伴い、接合界面に形成される金属間化合物層の厚さは小さく、接合強度は向上し、Al-Si 系ワイヤを用いることで、金属間化合物層の厚さを約 $2\mu\text{m}$ に抑制でき、引張せん断強度 136MPa を達成している。

【レーザブレーズ溶接】

宋ら²⁷⁾は SUS304/A5052 及び IF 鋼/A5052 を、Al-12Si 系ソリッドワイヤとノコロックフラックスを用い、半導体レーザで接合している。引張せん断強度は、レーザ出力とともに増加し、SUS304/A5052 で約 260N/mm 、IF 鋼/A5052 で約 200N/mm に達している。しかし、レーザ出力をさらに増加させると、接合強度は急激に低下している。低出力では、ろう材とアルミニウム間の濡れ不良が発生し、高出力では、ろう材とステンレス鋼界面の金属間化合物層の厚膜化が強度低下をもたらしたとしている。

Mathieu ら²⁸⁾は、A6016 と炭素鋼を、85%Zn-15%Al のワイヤを用い、フラックスなしで YAG レーザによって接合している。引張せん断強度は 200N/mm に達しており、接合界面の金属間化合物層厚さが $10\mu\text{m}$ 以下であれば、溶接金属部の形状も強度に大きな影響を及ぼすとしている。

松本ら²⁹⁾は、A6K21 アルミニウム合金と GA 鋼を、フラックス入りワイヤを用いてレーザブレーズ溶接している。A6K21 と溶接金属の接合界面における金属間化合物生成をフラックスが抑制し、その厚さは数 μm に留まり、引張せん断強度は約 200N/mm に達している。

才田ら³⁰⁾は、タンデムビームによる A6022 と GA 鋼のレーザブレーズ溶接を行っている。本手法では、予熱用のレーザと本溶接用のレーザの二つのレーザを用い、Al 系溶加材を添加しながらフラックスなしで溶接している。溶接金属と A6022 の接合界面に生成する金属間化合物層は Fe_2Al_5 及び FeAl_3 であり、その厚さは $2\sim 3\mu\text{m}$ に留まり、引張せん断強度は 140N/mm に達するとしている。

脇坂ら³¹⁾は、A6022 と GA 鋼を Zn-Al 系及び Zn-Si 系ワイヤを用いてレーザブレーズ溶接している。継手形状はフレア継手である。Zn-Al 系ワイヤでは溶接金属と GA 鋼の界面に $5\sim 7\mu\text{m}$ の厚さの金属間化合物層が形成され、引張破断強度 2200N 、ピール破断強度 200N である。これに対し、Zn-Si 系ワイヤでは、接合界面の化合物層 ($\text{Fe}_3\text{Al}_2\text{Si}_3$) 厚さを数 $10\sim$ 数 100nm に抑制することができ、引張破断強度 3000N 、ピール破断強度 700N を達成してい

る.

以上のように、ブレーズ溶接によってかなりの接合強度を有したアルミニウム/鋼の異材接合継手が得られるようになっている。しかし、強度部材としての適用までには至っておらず、その適用は非強度部材に限定されているのが現状である。したがって、非強度部材への適用に限定すれば、ブレーズ溶接は生産プロセスとして優れた手法と言える。

2.1.5 抵抗スポット溶接

崎山ら³²⁾は板厚 0.8mm の GA 軟鋼板と板厚 1.0mm の 6000 系アルミニウム合金を抵抗スポット溶接で接合しているが、十字引張強度は約 0.8kN/点にとどまっている。破断はアルミ部でのプラグ破断となっているが、プラグ厚さがもとのアルミニウム合金の 25%程度になっており、接合強度向上のためには、プラグ径とともにプラグ厚さも考慮する必要があるとしている。

及川ら³³⁾はアルミクラッド鋼 (A1050(板厚 0.6mm)+冷間圧延鋼板 EDDQ(板厚 0.4mm)) と板厚 1.0mm の Al-Mg 合金板及び板厚 0.8mm の冷間圧延鋼板 EDDQ を抵抗スポット溶接で接合している。アルミクラッド鋼のアルミ側と Al-Mg を接合した場合には、引張せん断強度約 3.6kN/点を達成している。また、アルミクラッド鋼の鋼側と鋼板を接合した場合には、引張せん断強度約 3.8kN/点を達成している。これらの強度は鋼同士の場合よりも低く、アルミニウム同士の場合よりも高い値である。いずれの場合も、クラッド鋼板の Fe/Al 界面に厚さ 2~4 μ m の金属間化合物層が認められるものの、破断形態はプラグ破断という結果となっている。

渡辺ら³⁴⁾は板厚 0.8mm の SS400 と板厚 1.5mm の A1050、板厚 1.2mm の A5052 (2.84% Mg) 及び板厚 1.2mm の A5086 (4.54%Mg) の抵抗スポット溶接を実施している。得られた継手の十字引張強度は、A1050 の場合は約 1.2kN/点であったが、Mg を含有する A5052 及び A5086 では、それぞれ約 0.5kN/点、約 0.4kN/点としている。これは、Mg 添加量が多いほど接合界面に生成する金属間化合物層の厚さが増大するためと推定している。この知見を応用して、A1050 をインサート材として、SS400 と A5052 及び A5086 を抵抗スポット溶接したところ、A5052 で約 1.2kN/点、A5086 で約 1.1kN/点という非常に高い十字引張強度を達成できている。

宮本ら³⁵⁾は板厚 1mm の A6022 と GI 鋼及び GA 鋼 (板厚はいずれも 0.55mm) の抵抗スポット溶接を実施している。A6022 と GI 鋼の接合では、亜鉛めっき中の Zn と Al 合金中の Al との Al-Zn 共晶反応を利用することで、Al 合金表面の緻密で強固な酸化皮膜を低温で効果的に除去し、薄くて均一な Al-Fe 金属間化合物層の生成が可能であることを明らかにしている。得られた継手の十字引張強度は約 1.8kN/点に達している。一方、A6022 と GA 鋼の接合

では、接合プロセス中に生じる Al-Fe(Zn)金属間化合物、Al(Zn 固溶)と Zn 液相の固液混合相の残存が、最終的に接合界面に生成する Al-Fe 金属間化合物層の厚さに影響するため、電極による、固液混合相の高い排出性が重要であると報告している。得られた継手の十字引張強度は約 0.9kN/点に達している。また、宮本ら³⁶⁾は A6022 と GI 鋼及び GA 鋼に、さらにシール剤を挟んだ条件でも抵抗スポット溶接を実施し、接合界面における現象を詳細に報告している。

岩瀬ら³⁷⁾は板厚 1.0mm のアルミめっき鋼板とアルミニウム合金 A6K21 及び A5182 (板厚はいずれも 1.0mm) を抵抗スポット溶接で接合し、A6K21 で引張せん断強度約 3.4kN/点、十字引張強度約 1.4kN/点、A5182 で引張せん断強度約 3.1kN/点、十字引張強度約 1.1kN/点と、アルミニウム合金同士並みの高い接合強度を達成している。破断モードはアルミ材のプラグ破断であり、鋼材のジュール発熱ならびに蓄熱効果もあり、鋼用のスポット溶接機がそのまま使えるとしている。本接合材では、ナゲット外周部の接合界面に金属間化合物の未形成域が存在するため高い接合強度を得ることができる。金属間化合物未形成域が生成する理由は、アルミめっき鋼板の鋼素地とめっき層界面に拡散障壁として機能すべく窒素濃縮層を形成させており、接合の過程でこの窒素濃縮層が Fe と Al の相互拡散を抑制するためであると報告している。

以上のように、抵抗スポット溶接によるアルミニウム/鋼の異材接合は、特に、岩瀬ら³⁷⁾が報告しているように、アルミめっき鋼板の開発により、かなり実用化に近づいた感がある。現状、鋼用に用いている抵抗スポット溶接機が、そのまま使用できるという点も魅力的である。但し、アルミニウムの抵抗スポット溶接では、板材と電極の溶着による電極の損傷が問題となっている^{38,39)}。今後、この問題の解決がなされ、アルミめっき鋼板のコストが下がってくれば、自動車用等への適用も検討されるものと思われる。

2.1.6 その他の接合方法（金属的接合）

上記の接合以外にも、これまで、拡散接合^{40,41)}、摩擦圧接⁴²⁻⁴⁴⁾、圧延接合^{45,46)}、超音波接合^{47,48)}等がアルミニウムと鋼の接合に適用され実用化も行われている。拡散接合、摩擦圧接、圧延接合では、接合界面に Fe₂Al₅層、FeAl₃層が形成されるが、その厚さが 1~2μm 以下であれば良好な継手強度が得られている。また、超音波接合については、接合初期にアルミニウム表面の酸化膜が破壊し、粉砕片によって鋼の表面が薄く削られて新生面同士の接合が進んでいくと推定されている。

拡散接合は接合時間が長いこと、摩擦圧接、圧延接合は、形状が、それぞれ棒状、板状に限定されること、超音波接合では三次元形状や大物の接合が困難であることから、これらの技術の実生産への適用は限定的である。

2.1.7 機械的接合

これまで述べてきたように、アルミニウム/鋼を金属的に接合すると接合界面に金属間化合物層が生成し、継手強度を低下させるという問題が発生する。この対策として、安部ら^{49,50)}は、塑性変形を利用した、セルフピアスリベッティングとメカニカルクリンチングを提唱している。セルフピアスリベッティングは、下穴をあけることなく板材へリベットを直接押し込んで接合する方法である。一方、メカニカルクリンチングは板材同士を塑性変形させて接合する方法であり、セルフピアスリベッティングと比較すると、リベットを使用しないためにコストと重量を低く抑えることが可能である。

安部ら⁴⁹⁾は A5052 (1.5mm) と SPCC (1.4mm) をセルフピアスリベッティングで接合し、抵抗スポット溶接との比較を行っている。引張せん断強度は、抵抗スポット溶接で約 10.5kN/点、セルフピアスリベッティングで約 7kN/点となり、抵抗スポット溶接の方が高い結果となっている。しかし、疲労強度試験を行ったところ、抵抗スポット溶接材よりもセルフピアスリベッティング材の方が疲労強度が高いという結果になっている。これは、接合部が溶着していないために応力集中が緩和される（すべりの発生）ためであると推定している。また、安部ら⁵⁰⁾は A5052 と 440MPa ハイテン及び 590MPa 級ハイテンにもセルフピアスリベッティングを適用し、良好な十字引張強度を得ている。

松村ら⁵¹⁾はアルミニウム合金/軟鋼/590MPa 級ハイテンの 3 枚重ね継手にセルフピアスリベッティングを適用し、自動車ルーフのアルミニウム化に成功しており、実生産の際の管理指標を明確にし、その妥当性も確認している。

機械的接合は、溶接法と異なり、アルミニウムと鋼の接合界面に化合物が生成せず、また、接合部の応力集中が緩和されることにより疲労強度が高いため、現段階では最も有力な接合方法といえる。但し、リベットがコスト及び重量増の原因となるため、特に自動車メーカーでは他の接合方法も模索している状況にある。

2.1.8 接着接合

崎山ら³²⁾は SPCC (0.8mm) とアルミニウム合金 (A5182, A6022 ; 1.2mm) を住友スリーエム(株)製熱硬化型エポキシ系構造用接着剤で接合し、その引張せん断強度を評価している。SPCC/A5182, SPCC/A6022 とともに引張せん断強度 20MPa 以上を達成している。

接着法では被接合材に局部的に熱を加えないため、溶接法の欠点である歪や残留応力の問題が発生せず、接着界面に金属間化合物層が発生することもない。したがって、部位によっては接着法が適用されており、前述⁵¹⁾のセルフピアスリベッティングによる自動車ルーフのアルミ化では接着剤が併用されている。しかし、接着剤が高温で劣化することや、接合強度（特に剥離強度）が溶接法に比し低いことから、強度が必要な部位に接着法単独

で適用することは難しい状況にある⁵²⁾。

2.2 摩擦攪拌現象を利用したアルミニウム合金/鋼異種金属接合技術

2.2.1 摩擦攪拌接合及び摩擦攪拌点接合の原理と特徴

摩擦攪拌接合（以下、FSW）は、1991年に英国の溶接研究所（The Welding Institute-TWI）により開発された接合技術で、接合ツールによる摩擦熱で軟化させた母材同士をメタルフローにより一体化させる固相接合法である⁵³⁾。FSWは、ボルト締めやリベット法で必要となる副資材が不必要、ヒュームやスパッタが発生せず作業環境が良い、エネルギー効率に優れている、ブローホール等の継手の欠陥を抑制できる、異材接合や溶融溶接が困難な材料の接合も可能等の特徴がある⁵⁴⁾。そして、アルミニウム合金の接合については、すでに実用化レベルに達し⁵⁵⁻⁵⁷⁾、現在は、鉄鋼材料等⁵⁸⁻⁶¹⁾、より高融点の材料の接合^{62,63)}や、後述するアルミニウム合金と鋼のような異種金属接合に加え、金属と樹脂の異材接合⁶⁴⁻⁶⁶⁾など、その実用化を見据えた多くの研究がなされている。また、摩擦攪拌接合を応用した技術として摩擦攪拌点接合（以下、FSSW）が提案されている⁶⁷⁾。FSSWの特徴として、現行の抵抗スポット接合と比較した場合、接合時の1打点当たりの単価が1/5に抑えられること⁶⁸⁾、散りなどが発生せず作業環境が良いことなど⁶⁹⁾が挙げられており、アルミニウム合金同士の接合やアルミニウム合金と鋼の接合が自動車用部材に適用されている⁷⁰⁾。

2.2.2 摩擦攪拌接合によるアルミニウム合金/鋼接合の現状と課題

アルミニウム合金と鋼のFSWについては、これまでは、Fig.2-1に示すように、アルミニウム合金と鋼を突合せ、接合ツールのプローブが鋼にわずかに接する状態でアルミニウム合金側に挿入し、鋼とプローブ表面の相対速度が高くなる方向に（鋼がAdvancing Side）接

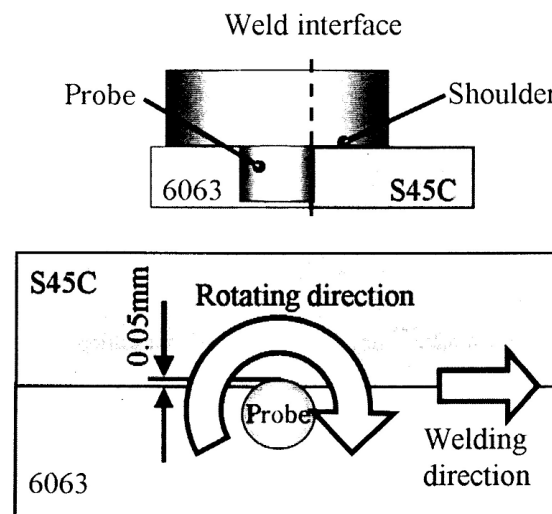


Fig.2-1 Typical position and movement of the welding tool for a butt joint of S45C and A6063⁷²⁾.

合ツールを回転・移動することで接合が行われてきている⁷¹⁻⁷⁵⁾。本手法は、プローブ側面で鋼表面の酸化膜を除去し、その部分にアルミニウム合金をメタルフローによって移動させ、接合するというものである。接合条件を適正にすれば、接合界面の化合物層厚さを $1\mu\text{m}$ 以下にすることができ、良好な継手が得られている。しかし、プローブ側面が鋼側に $0.05\sim 0.2\text{mm}$ 程度シフトした位置に来るようにツール位置を制御する必要があり、実生産適用は困難な状況にあった。

一方、最近、アルミニウム合金と鋼を重ね、アルミニウム合金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が開発され、自動車サブフレームの軽量化に成功した事例が発表されている⁷⁶⁾。本手法では、プローブ先端が下材の鋼に若干挿入した状態で接合を行うが、プローブ先端の鋼側への挿入量によって接合強度が変化する可能性があり、どのように制御して実用化が可能になったのかについては現段階では明らかにされていない。また、鋼にプローブ先端を挿入した状態で線接合を行うためにはツールの耐久性を非常に高める必要があるが、これについても明確にされていない。

2.2.3 摩擦攪拌点接合によるアルミニウム合金/鋼接合の現状と課題

田中ら⁷⁷⁾は上板 A6000 系アルミニウム合金 (1mm)、下板 SPCC (0.7mm) として、通常のプローブ付接合ツールを用い、上板のアルミニウム合金の攪拌のみで点接合を実施している。その結果、引張せん断強度は 3.6kN/点 を達成している。また、接合界面には金属間化合物層が存在せず、酸素を含む $2\sim 4\text{nm}$ のアモルファス層が形成されることを確認している。

宮川ら⁷⁸⁾は直径 10mm のプローブ無し接合ツールを用い、上板 A5052 (1mm)、下板 SPC270C (1mm) の点接合を行っている。ツールは下板の鋼まで到達させず、アルミニウム合金のみの攪拌を行い、引張せん断強度 2.7kN/点 、十字引張強度は 0.55kN/点 を達成している。また、宮川ら⁷⁹⁾は同じ手法を亜鉛めっき鋼板に適用し、電気亜鉛めっき鋼板及び溶解亜鉛めっき鋼板では引張せん断強度 3.6kN/点 達成している。しかしながら、十字引張強度は、ともに 0.5kN/点 を下回る値となっている。

青田ら⁸⁰⁾は直径 5mm のプローブ無し接合ツールを用い、上板 A1100 (0.5mm) と下板 SPCC (0.5mm) の点接合を行っている。ツールは下板の鋼まで到達させず、アルミニウムのみの攪拌を行い、ツールの押し込み深さ、保持時間の増加とともに接合界面に生成する金属間化合物層 ($\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$, FeAl_2) の厚さが増大し最大 $2.5\mu\text{m}$ に達するとしている。また、引張せん断強度は約 0.42kN/点 となっている。

Lee ら⁸¹⁾はプローブ付接合ツールを用い低炭素鋼と Al-Mg 合金の重ね点接合を実施している。ツールは下板の鋼まで到達させず、アルミニウム合金のみの攪拌を行い、引張せん

断強度約 3kN/点を達成している．また、接合界面には Fe_3Al 及び $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ が生成するとしている．

Watanabe ら⁸²⁾は純アルミニウム (1mm) と低炭素鋼 (1mm) をショルダ径 10mm, プローブ径 5mm の接合ツールで接合している．接合界面にはアルミニウム側に $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$, 鋼側に Fe_2Al_5 の二層の金属間化合物が生成しており、その厚さは保持時間の 1/2 乗に比例することを明らかにしている．また、Feng ら⁸³⁾は A6022 (1.1mm) と各種亜鉛めっき鋼板 (1.2mm) に同じ手法を適用し、Zn 合金めっき鋼板 (ZAM) を用いた場合に十字引張強度約 1.4kN/点を達成している．めっき層として、より低融点のものをを用いると、接合時の摩擦熱によってめっき層が溶融除去され、アルミニウムと鋼が薄い中間層を形成して接合すると推定している．

山本ら⁸⁴⁾は A6061 (1.1mm) と GI 鋼 (1.2mm) をショルダ径 10mm, プローブ径 1.9mm の接合ツールで接合し、接合界面を詳細に観察している．接合界面組織はツール中心部から Region 1 (中央部接合領域), Region 2 (液化割れ領域), Region 3 (外周部接合領域) と 3 つの異なる組織を有することを明らかにしている．また、接合時間、ツール荷重ならびにツール回転数の増加により Region 2 (液化割れ領域) が減少し、それに伴い引張せん断強度が上昇すると報告している．

以上は、いずれも接合ツールの耐久性を考慮して、ツールは上板のアルミニウムだけを攪拌して接合している．本手法の実用化事例として庄司ら⁸⁵⁾の報告がある．庄司ら⁸⁵⁾は本手法を自動車用トラックリッドに適用している．被接合材はアルミニウム合金と亜鉛めっき鋼板であり、亜鉛めっき層が接合強度向上のために有効であるとしている．しかし、この方法では 3 枚以上の重ね継手や、間に樹脂を挟んだ継手への適用は困難である．

これに対して、接合ツールを下板の鋼まで挿入して接合強度を高める試みもなされている．Bozzi ら⁸⁶⁾は W-25Re 製のプローブ付接合ツールを用い、A6016 (1.2mm) と亜鉛めっき IF 鋼 (2mm) の接合を行っている．ツールを下板の鋼まで押し込むとアルミニウム合金内に鋼の hook が形成され、この hook 効果によって強度が向上し、引張せん断強度約 4.5kN/点を達成している．また、接合時にツール直下の鋼部の温度は約 1000℃まで上昇しており、鋼 hook とアルミニウムの接合界面には厚い金属間化合物層 (回転数 3000rpm, ツール押し込み量 2.9mm の条件で約 8μm) が形成されているとしている．同様に、下板の鋼まで押し込む接合は Liyanage ら⁸⁷⁾や Silvara ら⁸⁸⁾によっても行われており、下板である鋼のアルミニウムに対する機械的なインターロック効果が確認されている．

また、最近では、接合強度を向上させるための種々の試みも行われている．Chen ら⁸⁹⁾はショルダが鋼製 (直径 11mm) で、プローブが WC 製 (直径 3mm) の接合ツールを用い、A6111 (1mm) と DC04 低炭素鋼 (1mm) の点接合を行っている．本接合では、プローブ先

端が下板の鋼に若干挿入する程度にツールを押し込み、ツールを回転させながら円周状に公転させている (Abrasion circle friction spot welding)。接合原理は、プローブ表面で鋼表面の酸化膜を除去し、鋼の新生面とメタルフローしてきたアルミニウムを接合するというものである。この方法によって、引張せん断強度約 3.6kN/点を達成している。また、1 秒以内という非常に短時間での接合を行うことにより、接合界面には金属間化合物層は生成しないとしている。

Sun ら⁹⁰⁾は flat spot FSW という方法を提案している。この方法では、1st ステップで凹みのある裏当材とプローブ付接合ツールで接合を行う。接合材の表側にはプローブ起因の凹みが、裏側には突起ができる。2nd ステップでは、フラット裏当材とプローブ無し接合ツールを用いて 1st ステップで形成された表側の凹みと裏側の突起をフラットにする。本手法を A6061 (1mm) と軟鋼 (1mm) の接合に適用し、引張せん断強度 2.9~3.6kN/点を達成している。また、接合界面には金属間化合物層は明確に認められず、アモルファス層が認められるとしている。

また、最近では、FSSW で接合したアルミニウム/鋼継手の疲労強度に関する研究⁹¹⁻⁹³⁾も行われつつある。

FSSW によるアルミニウム/鋼の接合は重ね継手での接合となるため、FSW の突合せ継手と比べると接合ツールの位置制御が容易であると言える。しかし、前述のとおり、上板のアルミニウムのみを攪拌する手法では十分な十字引張強度を達成できず、また、3 枚以上の重ね継手や間に樹脂を挟んだ継手には適用できないという問題がある。したがって、実生産への適用を鑑みると、ツールを下板の鋼まで押し込む方法が、より好ましいと言える。しかし、通常のプローブ付ツールを下板の鋼まで押込んだ場合、プローブ部の摩耗や欠損が懸念される⁹⁴⁾。

2.2.4 本研究の必要性

現在、点接合が最も多く用いられているのは自動車製造ラインであるが、自動車 1 台あたりの接合点数は約 5000 点とされている⁹⁵⁾。これだけの打点数の接合を行い続けるためには、接合ツールの耐久性も考慮に入れる必要がある。FSW あるいは FSSW 用ツールの耐久性向上対策として、これまで、様々な接合ツール用材料の開発がなされてきている⁹⁶⁻⁹⁸⁾。しかし、いずれの材料もコスト面に問題があり、大量生産に適用するのは困難な状況にある。一方、筆者らはツール形状に着目し、先端がセラミックス球面の接合ツールを提案して、これまで研究開発を行ってきた。その結果、材料コストも考慮すると、先端材料としては窒化珪素が最も適していることを見出し、軟鋼板接合時のツール寿命は 2500 打点を上回ることを明らかにした⁹⁹⁾。さらに、第 1 章でも述べたように、先端が球面の接合ツール

を上板アルミニウム合金、下板鋼の重ね継手に適用した場合、アルミニウム合金中に下板の鋼からなる突起が形成され、そのアンカー効果によって、接合強度が非常に高まることを確認し、特許出願を行って権利化している¹⁰⁰⁾（摩擦アンカー接合）。

これまで述べてきたように、アルミニウム合金と鋼の接合に関しては様々な接合法が研究され、その一部は実用化もされている。しかし、実用化されている技術においても、特にコスト面で必要十分な技術にはなっておらず、技術の改良や新たな接合手法が求められているのが現状である。したがって、筆者らが考案した新しい接合法“摩擦アンカー接合”の接合メカニズムの解明、様々な板組への応用可能性を探ることは、第1章で述べた自動車軽量化を通じた地球温暖化に寄与するものであり、本研究を行う意義は十分に高いものと言える。

2.3 結言

本章では、これまでに行われてきたアルミニウム合金と鋼の異種金属接合に関する研究報告を調査することにより本技術開発の困難性、重要性を認識することができた。本接合技術を確立するための一手法として、筆者らが考案した“摩擦アンカー接合”は十分な可能性を有しており、本研究の意義が明らかになった。

第2章の参考文献

- 1) 杉山禎彦: TIG 法によるアルミニウムと軟鋼の接合についての検討, 溶接学会誌, 34-4 (1965), 408-416.
- 2) 今泉重威: アルミニウム合金と異種金属との溶接 1-総括及び溶融溶接, 軽金属溶接, 22-7 (1984), 310-320.
- 3) 小橋泰三, 村井康生, 松本克史, 武田実佳子, 武田裕之: 鋼/アルミニウム合金のスクラムリベット MIG 溶接, 神戸製鋼技報, 57-2 (2007), 101-105.
- 4) 古川一敏: 鉄とアルミニウムのミグ溶接, 溶接技術, 53-8 (2005), 94-102.
- 5) 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.
- 6) 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.
- 7) 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.
- 8) 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.
- 9) 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.
- 10) 松田福久: 異種金属の電子ビーム溶接, 溶接技術, 22-11 (1974), 15-19.
- 11) F. Wagner, I. Zerner, M. Kreimeyer, T. Seefeld and G. Sepold: Proc. ICALEO 2001, Section C (2001), 1301.
- 12) M. Kreimeyer, S. Sepold, F. Wanger, Bremen, B. Criqui and M. Joly: Schneiden 2002, DVS220 (2002), 256.
- 13) 片山聖二, 水谷正海, 松縄朗, 深津憲一: 鉄鋼材料とアルミニウム合金のレーザ異材接合法, 溶接学会全国大会講演概要, 67 (2000), 248-249.
- 14) P. Peyre, G. Sierra, F. Deschaux-Beaume, D. Stuart and G. Fras: Generation of aluminum-steel joints with laser-induced reactive wetting, Materials Science and Engineering A, 444 (2007), 327-338.
- 15) R. Borrisutthekul, T. Yachi, Y. Miyashita and Y. Mutoh: Suppression of intermetallic reaction

- layer formation by controlling heat flow in dissimilar joining of steel and aluminum alloy, *Materials Science and Engineering A*, 467 (2007), 108-113.
- 16) J. Fan, C. Thomy and F. Vollertsen: Effect of Thermal Cycle on the Formation of Intermetallic Compounds in Laser Welding of Aluminum-Steel Overlap Joints, *Physics Procedia*, 12 (2011), 134-141.
 - 17) E. Schubert, M. Klassen, I. Zerner, C. Walz and G. Sepold: Light-weight structures produced by laser beam joining for future applications in automobile and aerospace industry, *Journal of Materials Processing Technology*, 115 (2001), 2-8.
 - 18) G. Sierra, P. Peyre, F. Deschaux-Beaume, D. Stuart and G. Fras: Steel to aluminum key-hole laser welding, *Materials Science and Engineering A*, 447 (2007), 197-208.
 - 19) 沓名宗春, ラソッドマノーヂュ: レーザロール圧接による A5052 アルミ合金と SPCC 鋼の接合, *溶接学会論文集*, 21-2 (2003), 282-294.
 - 20) 西本浩司, 奥本良博, 原野智哉, 安宅健, 藤井洋郎, 片山聖二, レーザ圧接された工業用純アルミニウムと低炭素鋼の接合界面のミクロ観察, *溶接学会論文集*, 25-3 (2007), 436-442. (in Japanese)
 - 21) T. Murakami, K. Nakata, H. Tong and M. Ushio: Dissimilar Metal Joining of Aluminum to Steel by MIG Arc Brazing Using Flux Cored Wire, *ISI International*, 43-10 (2003), 1596-1602.
 - 22) 武田実佳子, 松本克史, 武田裕之: MIG ブレージングによるアルミニウム/鋼の接合, *溶接学会全国大会講演概要*, 73 (2003), 332-333.
 - 23) 武田実佳子, 武田裕之: MIG ブレージングによるアルミニウム/鋼の接合 (第 2 報), *溶接学会全国大会講演概要*, 74 (2004), 194-195.
 - 24) 武田実佳子, 松本克史, 武田裕之: MIG ブレージングによるアルミニウム/鋼の接合 (第 3 報), *溶接学会全国大会講演概要*, 75 (2004), 262-263.
 - 25) S. Sasabe, T. Iwase, T. Matsumoto, Y. Hattori and T. Minomo: Dissimilar Metal Joining of Aluminum Alloy to Steel in MIG Braze Welding by using the advanced Hot-dip Aluminized Steel Sheet, *Quarterly Journal of Japan Welding Society*, 27-2 (2009), 55s-59s.
 - 26) 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.
 - 27) 宋宇絃, 才田一幸, 安藤彰芳, 西本和俊: アルミニウムろうによる接合性の基礎的検討, *溶接学会論文集*, 22-2 (2004), 315-322.
 - 28) A. Mathieu, R. Shabadi, A. Deschamps, M. Suery, S. Mattei, D. Grevey and E. Cicala: Dissimilar material joining using laser, *Optics & Laser Technology*, 39 (2007), 652-661.

- 29) 松本剛, 笹部誠二: アルミニウム合金と鋼とのレーザーブレージング溶接による異材接合, 軽金属溶接, 48-1 (2010), 15-19.
- 30) 才田一幸, 大西春樹, 西本和俊: アルミニウム合金と亜鉛メッキ鋼のフラックスレス・レーザーブレージング, 溶接学会全国大会講演概要, 81 (2007), 308-309.
- 31) 脇坂泰成, 鈴木孝典: 亜鉛合金ワイヤによるアルミニウム合金と亜鉛めっき鋼板のレーザーブレージング, 溶接学会論文集, 30-3 (2012), 274-279.
- 32) 崎山達也, 村上元, 内藤恭章, 才田健二, 宮崎康信, 及川初彦, 野瀬哲郎: 自動車ボディにおける鋼板とアルミニウム合金板との異種金属接合技術, 新日鉄技報, 393 (2012), 91-98.
- 33) 及川初彦, 斉藤亨, 吉村尚, 永瀬隆夫, 切山忠夫: アルミクラッド鋼と鋼およびアルミニウムとのスポット溶接, 溶接学会論文集, 14-1 (1996), 69-80.
- 34) 渡辺健彦, 土井悠平, 柳沢敦, 小沼静代: 軟鋼と Al-Mg 合金の抵抗スポット溶接, 溶接学会論文集, 23-3 (2005), 491-495.
- 35) 宮本健二, 中川成幸, 杉千花, 津島健次, 岩谷信吾, 北條慎治, 小椋智, 廣瀬明夫, 小林紘二郎: 抵抗スポット溶接による鋼と Al 合金の異種材料接合, 溶接学会論文集, 32-2 (2014), 83-94.
- 36) 宮本健二, 中川成幸, 杉千花, 小椋智, 廣瀬明夫: 抵抗スポット溶接による鋼と Al 合金のシールスポット溶接, 溶接学会論文集, 32-2 (2014), 95-106.
- 37) 岩瀬哲, 笹部誠二, 松本剛, 谷川正樹, 俵真, 服部保徳: 溶融アルミめっき鋼板を用いたアルミニウム合金と鋼材の異種金属接合, 神戸製鋼技報, 57-2 (2007), 56-60.
- 38) 笹部誠二: 自動車のアルミ化にともなう接合技術の現状と課題, 軽金属溶接, 38-8 (2000), 360-370.
- 39) 水越秀雄, 難波圭三, 佐野啓路: 自動車ボディ用 Al-Mg 合金板のスポット溶接継手の疲労強度, 軽金属, 41-10 (1991), 711-715.
- 40) S. Elliot and E. R. Wallach: Joining aluminum to steel Part 1-Diffusion bonding, Metal Construction, 13 (1981), 167-171.
- 41) 黒田晋一, 才田一幸, 西本和俊: A6061 と SUS316 の直接接合部の組織と特性, 溶接学会論文集, 17-3 (1999), 484-489.
- 42) S. Elliot and E. R. Wallach: Joining aluminum to steel Part 2-Friction bonding, Metal Construction, 13 (1981), 221-225.
- 43) 篠田剛, 小川雅史, 遠藤誠一, 宮原一哉: アルミニウムと炭素鋼の摩擦圧接, 溶接学会論文集, 18-3 (2000), 365-372.
- 44) 福本信次, 小野敏嗣, 椿野春繁, 有年雅敏, 富田友樹, 沖田耕三: アルミニウム合金とステンレス鋼の摩擦圧接界面における反応層生成プロセス, 軽金属溶接, 40-5 (2002), 22-28.

- 45) 及川初彦, 斉藤亨, 永瀬隆夫, 切山忠夫: 鋼板/アルミニウム板接合体の界面における金属間化合物の生成と成長, 鉄と鋼, 83-10 (1997), 641-646.
- 46) 杵名宗春, ラソウドマノジュ, 菰田頼忠, 籠原幸彦: 低炭素鋼とアルミニウム合金のロール圧接継手の接合機構に関する研究, 溶接学会論文集, 21-1 (2003), 101-108.
- 47) 渡辺健彦, 米田秋彦, 柳沢敦, 小沼静代, 大橋修: Al と Cu および Al と SUS304 の超音波接合, 溶接学会論文集, 17-2 (1999), 223-233.
- 48) 渡辺健彦, 米田秋彦, 柳沢敦, 小沼静代, 大橋修: 超音波接合部の接合強さにおよぼす酸化皮膜の影響と接合過程, 溶接学会論文集, 17-2 (1999), 234-242.
- 49) 安部洋平, 森謙一郎, 加藤亨: 高比強度材のセルフピアスリベッティングとメカニカルクリンチング, 溶接学会全国大会講演概要, 92 (2013), F23-F28.
- 50) Y. Abe, T. Kato and K. Mori: Self-piercing riveting of high tensile strength steel and aluminum alloy sheets using conventional rivet and die, Journal of Materials Processing Technology, 209 (2009), 3914-3922.
- 51) 松村吉修, 三崎利次, 吉田智美, 近藤崇敬, 佐久間淳夫, 前田正幸, 吉原靖昌, 福本幸司, 杉浦裕, 奥村明敏: アルミルーフ適用技術の開発, 三菱自動車テクニカルレビュー, 18 (2006), 69-74.
- 52) 原賀康介: 金属部品の接着とその強度・信頼性・耐久性, 塑性と加工, 55-11 (2014), 984-988.
- 53) W. M. Thomas, E. D. Nicholas, J. C. Needham, M. G. Murch, P. Temple-Smith and C. J. Dawes, International Patent Application No. PCT/GB92/02203, (1991).
- 54) 溶接学会編: 摩擦攪拌接合—FSW のすべて—, 産報出版, (2006), 16-18.
- 55) 森久史, 野田雅史, 富永誉也: 鉄道車両への摩擦攪拌接合の適用の現状, 軽金属, 57-11 (2007), 506-510.
- 56) 武久浩之: 航空機用アルミニウム合金の FSW 技術, 軽金属, 56-3 (2006), 178-183.
- 57) 後藤智彦, 坂口秀明, 佐藤広明, 山田 毅, 田中大助, 原 英統: H-II B ロケットタンク構造の高信頼性化, 三菱重工技報, 42-5 (2005), 234-237.
- 58) W. M. Thomas, P. L. Threadgill and E. D. Nicholas: Feasibility of friction stir welding steel, Science and Technology of Welding and Joining, 4-6 (1999), 365-372.
- 59) H. Fujii, L. Cui, N. Tsuji, M. Maeda, K. Nakata and K. Nogi: Friction stir welding of carbon steels, Materials Science and Engineering A, 429 (2006), 50-57.
- 60) T. J. Lienert, W. L. Stellwag, B. B. Grimmer and R. W. Warke: Friction Stir Welding Studies on Mild Steel, Welding Journal, 82 (2003), 1s-9s.
- 61) 宮澤智明, 岩本祐一, 丸子智弘, 藤井英俊: Ir 合金ツールによる 304 ステンレス鋼の摩擦攪

- 拌接合, 溶接学会論文集, 29-4 (2011), 305-311.
- 62) H. Fujii, Y. Sun, H. Kato and K. Nakata: Investigation of welding parameter dependent microstructure and mechanical properties in friction stir welded pure Ti joints, *Materials Science and Engineering A*, 527 (2010), 3386-3391.
- 63) 宮澤智明, 岩本祐一, 丸子智弘, 藤井英俊: 酸化物分散強化白金合金の摩擦攪拌接合, 溶接学会論文集, 30-1 (2012), 24-28.
- 64) 田中宏宜, 斧田俊樹, 永塚公彬, 岡田俊哉, 中田一博: 摩擦重ね接合によるアルミニウム合金とプラスチックとの異材接合継手強度におよぼす合金添加元素の影響, 溶接学会全国大会講演概要, 95 (2014), 32-33.
- 65) 小澤崇将, 加藤数良, 野本光輝, 前田将克: 3003 アルミニウム合金ポリカーボネート樹脂の重ね摩擦攪拌接合, 溶接学会全国大会講演概要, 95 (2014), 52-53.
- 66) 永塚公彬, 吉田昇一郎, 土谷敦岐, 中田一博: 摩擦重ね接合による炭素繊維強化熱可塑性樹脂とアルミニウム合金の直接異材接合, 溶接学会全国大会講演概要, 95 (2014), 54-55.
- 67) 加納雄三ら: 日本国特許第 3429475 号, (2003).
- 68) http://www.khi.co.jp/robot/robotnewsite%20f/robotnewsite/fsj/fsj_newsite-f/fsj-site/f_mm03_00.html.
- 69) 時末光編: FSW (摩擦攪拌接合) の基礎と応用, 日刊工業新聞社, (2005), 163-168.
- 70) 藤本光生: 摩擦攪拌点接合, 素形材, 52-7 (2011), 15-20.
- 71) 岡村久宣, 青田欣也: 摩擦攪拌接合 (FSW) による異種金属の接合, 軽金属溶接, 42-2 (2004), 49-58.
- 72) 渡辺健彦, 柳沢敦, 高山博史: 回転ピンによる鉄鋼とアルミニウム合金の固相接合, 溶接学会論文集, 22-1 (2004), 141-148.
- 73) 福本昌宏, 椿正己, 下田陽一郎, 安井利明: 摩擦攪拌作用による ADC12/SS400 材料間の接合, 溶接学会論文集, 22-2 (2004), 309-314.
- 74) 安井利明, 下田陽一郎, 椿正己, 石井貴之, 福本昌宏: 摩擦攪拌作用による 6063/S45C 材料間的高速接合性, 溶接学会論文集, 23-3 (2005), 469-475.
- 75) T. Tanaka, T. Morishige and T. Hirata: Comprehensive analysis of joint strength for dissimilar friction stir welds of mild steel to aluminum alloys, *Scripta MATERIALA*, 61 (2009), 756-759.
- 76) 宮原哲也, 佐山満, 矢羽々隆憲, 大浜彰介, 畑恒久, 小林努: サブフレームへ適用可能な FSW を用いたスチールとアルミニウムの連続接合技術の開発, *Honda R&D Technical Review*, 25-1 (2013), 71-77.
- 77) 田中晃二, 熊谷正樹, 吉田英雄: 摩擦攪拌点接合によるアルミニウム合金板と鋼板の異種金属接合, 軽金属, 56-6 (2006), 317-322.

- 78) 宮川堅, 椿正己, 安井利明, 福本昌宏: 摩擦攪拌作用を用いた Al 合金/低炭素鋼板の重ね点接合, 溶接学会論文集, 26-1 (2008), 42-47.
- 79) 宮川堅, 椿正己, 安井利明, 福本昌宏: 摩擦攪拌作用を用いた Al 合金/Zn めっき鋼板の重ね点接合, 溶接学会論文集, 26-2 (2008), 131-136.
- 80) 青田欣也, 高橋誠, 池内建二: プローブ無しツールを用いたアルミニウムと炭素鋼の異種金属スポット摩擦攪拌接合, 溶接学会論文集, 26-3 (2008), 227-234.
- 81) CY. Lee, DH. Choi, YM. Yeon and SB. Jung: Dissimilar friction stir spot welding of low carbon steel and Al-Mg alloy by formation of IMCs, Science and Technology of Welding and Joining, 14 (2009), 216-220.
- 82) M. Watanabe, KY. Feng, Y. Nakamura and S. Kumai: Growth manner of intermetallic compound layer produced at welding interface of friction stir spot welded aluminum/steel lap joint, Materials Transactions, 52-5 (2011), 953-959.
- 83) KY. Feng, M. Watanabe and S. Kumai: Microstructure and Joint Strength of Friction Stir Spot Welded 6022 Aluminium Alloy Sheets and Plated Steel Sheets, Materials Transactions, 52-7 (2011), 1418-1425.
- 84) 山本将貴, 小椋智, 大橋良司, 藤本光生, 廣瀬明夫: 6061 アルミニウム合金/亜鉛めっき鋼の摩擦攪拌点接合における 界面組織が継手強度に及ぼす影響, 軽金属溶接, 51-6 (2013), 223-232.
- 85) 庄司庸平, 高瀬健治, 玄道俊行, 埜邦彦, 森川賢一, 野口竜弘: 鉄とアルミ材の点接合技術の開発, マツダ技報, 24 (2006), 90-94.
- 86) S.Bozzi, A.L.Helbert-Etter, T.Baudin, B.Criqui and J.G.Kerbiguet: Intermetallic compounds in Al6016/IF-steel friction stir spot welds, Materials Science and Engineering A, 527 (2010), 4504-4509.
- 87) T. Liyanage, J. Kilbourne, AP. Gerlich and TH. North: Joint formation in dissimilar Al alloy/steel and Mg alloy/steel friction stir spot welds, Science and Technology of Welding & Joining, 14 (2009), 500-508.
- 88) AAM. Da Silva, E. Aldanondo, P. Alvarez and A. Echeverria: Friction stir spot welding of AA 1050 Al alloy and hot stamped boron steel (22MnB5), Science and Technology of Welding and Joining, 15 (2010), 682-687.
- 89) YC. Chen, A. Gholinia and PB. Prangnell: Interface structure and bonding in abrasion circle friction stir spot welding: A novel approach for rapid welding aluminum alloy to steel automotive sheet, Materials Chemistry and Physics, 134 (2012), 459-463.
- 90) YF. Sun, H. Fujii, N. Takaki and Y.Okitsu: Microstructure and mechanical properties of

dissimilar Al alloy/steel joints prepared by a flat spot friction stir welding technique, *Materials and Design*, 47 (2013), 350-357.

- 91) V. X. Tran and J. Pan: Fatigue behavior of dissimilar spot friction welds in lap-shear and cross-tension specimens of aluminum and steel sheets, *International Journal of Fatigue*, 32 (2010), 1167-1179.
- 92) Y. Uematsu, K. Tokaji, Y. Tozaki and Y. Nakashima: Fatigue behavior of dissimilar friction stir spot weld between A6061 and SPCC welded by a scrolled groove shoulder tool, *Procedia Engineering*, 2 (2010), 193-201.
- 93) 岡根正樹, 高見雄一郎, 宮川堅, 安井利明, 福本昌宏: スポット摩擦攪拌による Al 合金/鋼板接合継手の疲労強度特性, *溶接学会論文集*, 28-4 (2010), 395-401.
- 94) D. H. Choi, C. Y. Lee, B. W. Ahn, J. H. Choi, Y. M. Yeon, K. Song, H. S. Park, Y. J. Kim, C. D. Yoo and S. B. Jung: Frictional wear evaluation of WC-Co alloy tool in friction stir spot welding of low carbon steel plates, *Int. Journal of Refractory Metals & Hard Materials*, 27 (2009), 931-936.
- 95) 内原正人: 自動車用薄鋼板の高エネルギー溶接技術, *溶接学会誌*, 77-8 (2008), 722-730.
- 96) T. Miyazawa, Y. Iwamoto, T. Maruko and H. Fujii: Development of Ir based tool for friction stir welding of high temperature materials, *Science and Technology of Welding and Joining*, 16-2 (2011), 188-192.
- 97) 薄田真一, 三宅将弘, 佐藤裕, 粉川博之, 大森俊洋, 石田清仁, 今野晋也, 朴勝煥, 杉本一等, 平野聡: 組織制御による Co 基合金摩擦攪拌接合ツールの高性能化, *溶接学会全国大会講演概要*, 95 (2014), 18-19.
- 98) 佐藤裕, 薄田真一, 粉川博之, 山崎繁一, 辻あゆ里, 上西昇, 池ヶ谷明彦, 森口秀樹, 石塚浩: 鉄鋼用 Mo 基合金 FSW ツールにおけるツール寿命に及ぼすツール材物性の影響, *溶接学会全国大会講演概要*, 96 (2015), 60-61.
- 99) 坂村勝, 大石郁, 竹保義博, 津村 卓也, 中田 一博: 鋼板用摩擦攪拌点接合技術の開発, *溶接学会全国大会講演概要*, 83 (2008), 86-87.
- 100) 大石郁, 坂村勝, 竹保義博: 日本国特許第 5854451 号, (2015).

第3章 アルミニウム合金/鋼 2枚重ね継手の摩擦アンカー接合

3.1 緒言

前章で述べたように、アルミニウム合金と鋼の接合に関する研究開発が非常に盛んに行われてきており、摩擦攪拌現象を利用した接合についても非常に多くの研究成果が報告されている。しかし、接合ツールの耐久性についてまで議論されている報告はないのが現状である。一方、著者らは、応力集中が少なく、高耐久性が期待できる、先端が球面の接合ツールを考案したり、本接合ツールを用いる摩擦アンカー接合は、接合ツールを回転させながら下板の鋼側まで押し込むこと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方法である。本章では基礎的調査として、2枚の重ね継手における接合断面の観察や接合強度評価、接合時の供試体の温度変化や接合ツールの供試体への押し込み挙動の測定結果について述べる。

3.2 実験方法

3.2.1 供試材及び接合方法

本実験では汎用フライス盤の基板上に Fig.3-1 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、0.6MPa の圧縮空気を導入した際に最大 12kN の垂直荷重を発生させることができる。供試体には、Table 3-1 に示す化学組成を有する、板厚 1.0mm のアルミニウム合金板（A5052）と冷間圧延鋼板（SPCC）を用い、供試体の接合される表面

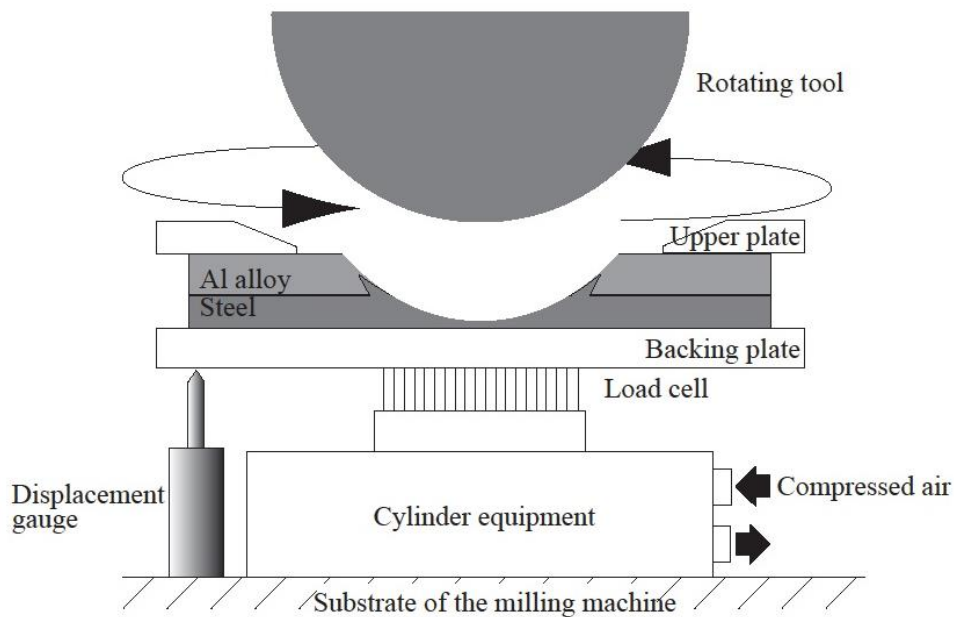
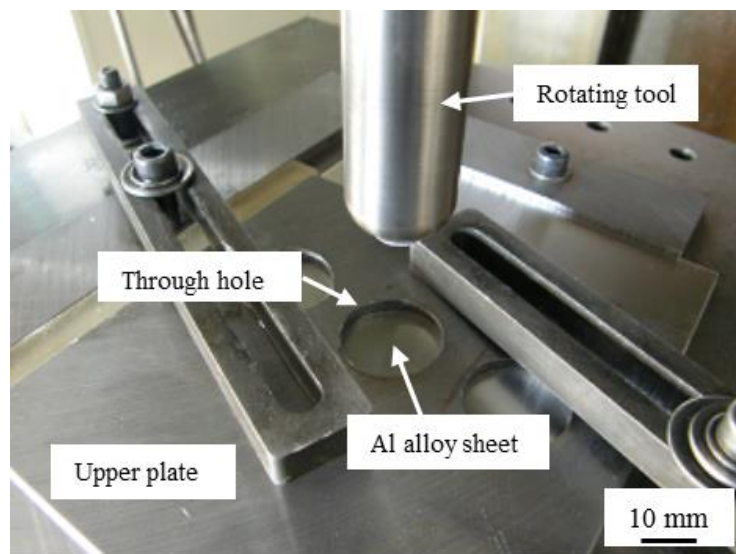


Fig.3-1 Schematic illustration of the experimental setup.

Table 3-1 Chemical compositions of the materials (mass%)

(a) A5052							
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Al
0.10	0.36	0.02	0.03	2.3	0.32	0.02	bal.
(b) SPCC							
C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Fe
0.04	0.07	0.30	0.017	0.005	0.03	0.00	bal.

を 500 番の耐水研磨紙で研磨した後、アセトンで脱脂した。そして、上板にアルミニウム合金を、下板に鋼板を配置して、Fig.3-2 に示すような、中心に $\phi 22\text{mm}$ の貫通穴を有する厚さ 3mm の工具鋼 SK5 製押え治具によって固定した。また、Fig.3-3 に示すように、実験に用いた接合ツールは $\phi 12.7\text{mm}$ 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。一般的な摩擦攪拌点接合ツールにおけるショルダと言われる部分はなく、本実験では窒化ケイ素球体の一部のみを供試体に押し込むことで異種金属接合を試みた。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った。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、押し込み量を変化させる方法としては、エアシリンダによる供試体の上下移動距離が 12mm と一定であ

**Fig.3-2** Appearance of the experimental setup.

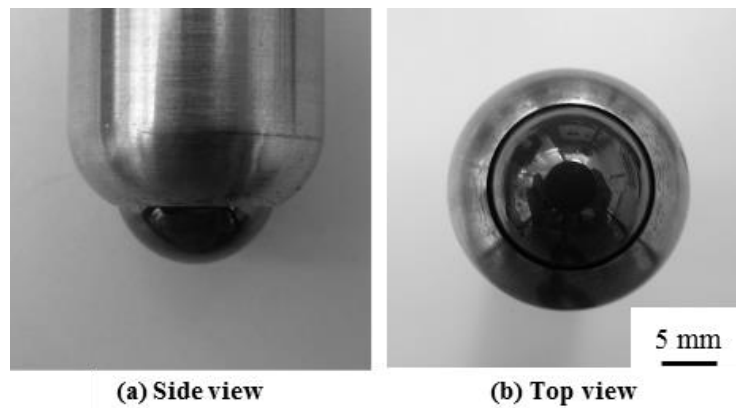


Fig.3-3 Appearance of the tool for the friction anchor welding process.

るため、土台となるフライス盤の基板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が、本実験の最大値と最小値の差が 0.002 秒とわずかであるため考慮しないこととした。

3.2.2 接合材の断面評価及び接合強度測定

本実験では、Table 3-2 に示すように、接合ツールの押し込み量をパラメータとした。接合材の断面評価については、切断、研磨後、倒立型金属顕微鏡及び静電界放射型走査電子顕微鏡（エネルギー分散型X線分析装置（EDS）付属）を用いて行った。また、接合界面近傍の面分析については、X線マイクロアナライザー（EPMA）を用いて行った。強度試験については、JIS Z 3136にしたがって引張せん断試験を、JIS Z 3137にしたがって十字引張試験を実施した。両引張試験は万能引張圧縮試験機を用い、引張速度 0.08mm/s で行った。なお、本論文で用いる“接合ツールの押し込み量”は、レーザ変位計を用いて接合材に残る接合痕を測定して求めた実測値としている。

Table 3-2 Welding conditions.

Tool rotating speed, rpm	970
Welding period, sec	2.5
Compressed air pressure, MPa	0.6
Plunge depth, mm	1.2 ~ 1.75

3.2.3 接合時の温度、ツール押し込み及び垂直荷重挙動測定

接合時の供試体の温度変化を把握するために、Fig.3-4 に示すように所定の位置に 4 本の熱電対をセットした。また、接合中のツール押し込み挙動の測定は、裏当て治具の下面に接触式変位測定装置を対角位置に 2 器セットして、供試体を含めた治具の移動（変位）を読み取った。そして、実際に接合ツールが供試体に当たった時を 0 として、そこからの変位を押し込み量として算出した。供試体に作用する垂直荷重は、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て測定した。（Fig.3-1 参照）

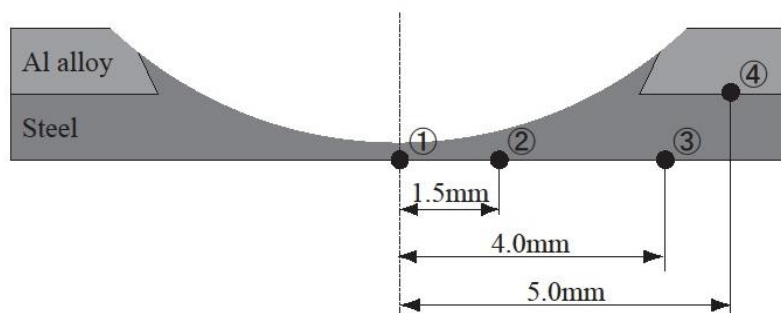


Fig.3-4 Schematic illustration of the temperature measurement positions.

3.3 実験結果と考察

3.3.1 接合部の断面観察

Fig.3-5 にツール押し込み量（Plunge depth; Pd）1.6mm における接合部断面の光学顕微鏡（Optical Microscopy; OM）写真を示す。回転する球面の接合ツールを下板の鋼側まで押し込むことによって、接合ツールに沿って鋼が金属流動し、上板のアルミニウム合金側へ鋼からなる突起部が形成されていることが分かる。一般的には、摩擦攪拌点接合に用いられる、プローブとショルダから構成されるツールで上下の供試体を攪拌させても、Fig.3-5 に示すような接合ツールに沿った顕著な突起部は形成されないため^{2,3)}、角状の突起部の形成は本接合手法の特徴と言える。また、突起部のアルミニウム合金と鋼の接合界面（以下、突起部接合界面とする）を EPMA で面分析した結果を Fig.3-6 に示す。突起部接合界面には

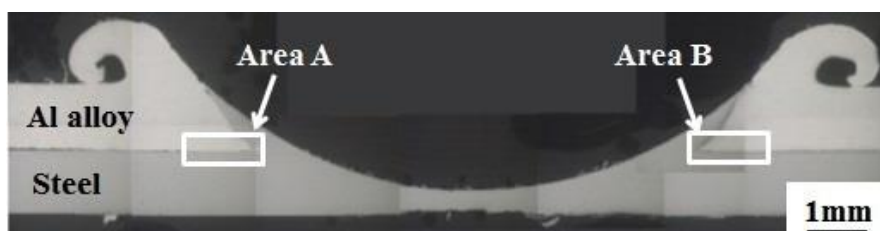


Fig.3-5 Cross-sectional OM image of the specimen (Pd: 1.6 mm).

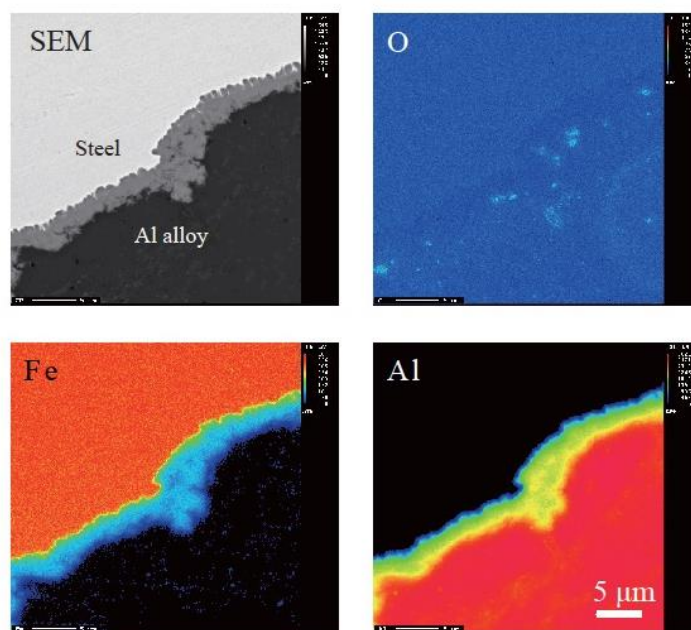


Fig.3-6 EPMA images of the specimen (Pd: 1.6 mm).

顕著な酸化物層は認められず，接合時にアルミニウム合金及び鋼の表面酸化物層が破壊分散されたことが示唆される．一方，接合界面には金属間化合物層が認められ，この金属間化合物層を EDS 分析した結果を Table 3-3 に示す．Table 3-3 の結果から金属間化合物層は $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ (FeAl_3) または Fe_2Al_5 から構成される可能性が大であると考えられ，その厚さが 2 ～5 μm であるため，接合強度への影響が懸念される⁴⁾．また，Fig.3-5 中の領域 A 及び領域 B，つまり，突起部底部からアルミニウム合金と鋼を重ねた水平箇所（以下，突起部ルート界面とする）において，アルミニウム合金と鋼の間にわずかな隙間が認められることから，突起部ルート界面は接合されていない，すなわち，突起部側面のみにおいてアルミニウム合金と鋼が接合されていることが分かった．

Table 3-3 Chemical compositions of the joint interface. (at.%)

	Fe	Al
① Aluminum alloy side	0.4	99.6
② Reaction layer	24.0	76.0
③ Steel projection side	98.9	1.1

次に、接合ツールの押し込み量を 1.2~1.75mm と変化させた際の接合部断面の光学顕微鏡写真及び突起部接合界面の SEM 反射電子像を Fig.3-7 に示す。Fig.3-7 に示すとおり、押し込み量の増加とともに突起部高さが大きくなっていることが分かる。また、突起部接合界面では、いずれの条件においても金属間化合物層の厚さは 2~5 μ m であり、顕著な差は認められなかった。これは接合時間が短かったためであると考えられる。

一方、突起部ルート界面については押し込み量が 1.2mm の条件では突起部の底部から 0.3mm 程度接合していたが、押し込み量が増加するとともに接合領域が小さくなった。これについては以下のように考えた。上板のアルミニウム合金のみを攪拌して接合する摩擦攪拌点接合技術による異種金属接合同様に、回転する球面ツールが鋼に到達する前にアルミニウム合金のみの攪拌でアルミニウム合金と鋼が接合される領域が形成される^{2,5)}。その後、接合ツールが鋼に押し込まれ突起部が形成されても、押し込み量が小さい場合は、接合した突起部ルート界面の一部の領域が残る。しかし、押し込み量が増加すると突起部ルート界面の接合領域は突起部側へと移動するため、突起部ルート界面の接合領域は小さくなっていく。なお、突起部ルート界面の接合領域が突起部側へ移動するという推察については、第 7 章の 7.4.2 項の(2)に記載の観察結果から、概ね、その妥当性が確認できる。つまり、7.4.2 項の(2)では、A5052/SPCC/GA 鋼の接合において、GA 鋼表面に残存する固液混合状態の Zn-Fe めっき層が、接合ツールの押し込みに伴って鋼突起側に移動するという観察結果を示している (Fig.7-16 参照)。

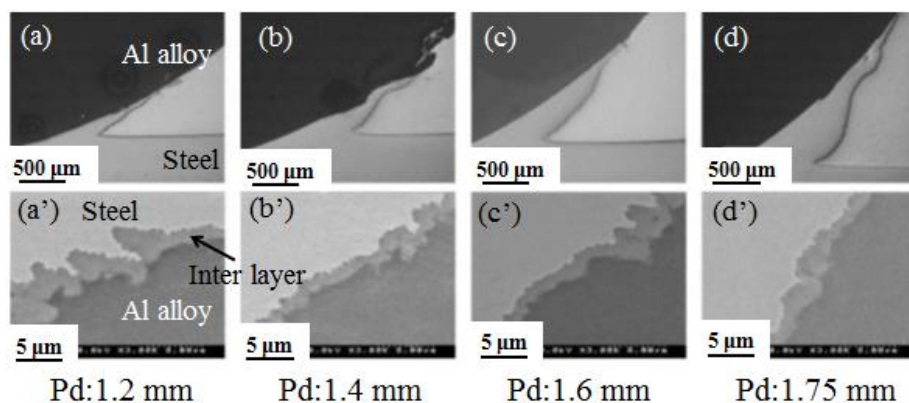


Fig.3-7 Cross-sectional OM and SEM images of the specimens with various plunge depths.

3.3.2 ツール押し込み量と引張せん断強度の関係

Fig.3-8 に引張せん断試験において初期亀裂が発生した直後の外観写真を示す．押し込み量は 1.6mm である．また，その模式図を Fig.3-9 に，引張せん断試験後の接合部の断面写真を Fig.3-10 に示す．Fig.3-10 に示すとおり，引張せん断試験時の初期の亀裂は突起部内部を貫通するのではなく，引張荷重が加わる突起部接合界面に沿って進行することが分かった．引張せん断荷重が突起部に負荷されると，引張側の突起部接合界面には Fig.3-9(c)に示すように引き剥がしの荷重が加わり，一方，反対の圧縮側では Fig.3-9(b)に示すように押しつけ合う荷重によって突起部が立つ状態となる．すなわち，突起部全周でせん断荷重を受け止め，各箇所によって負荷される荷重が異なる機構となる．そして，突起部接合界面には金属間化合物層が形成されているため，亀裂は突起部引張側 Fig.3-9(c)の接合界面に沿って進行したものと考えられる．

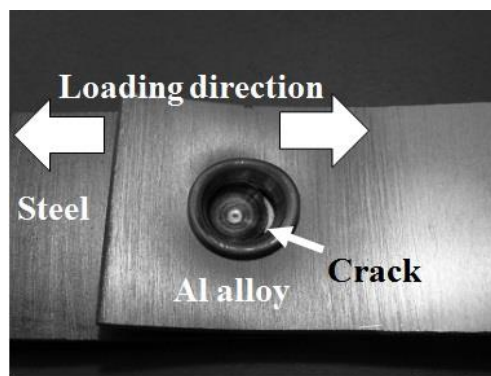


Fig.3-8 Appearance of the specimen after the initial crack occurrence in the tensile shear test (Pd: 1.6 mm).

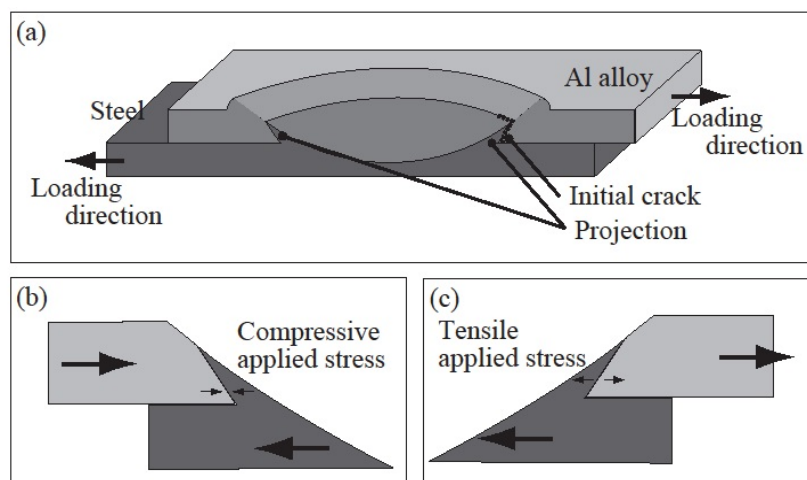


Fig.3-9 Schematic illustrations of the initial crack occurrence in the tensile shear test.

(a) Tensile shear test image, (b) Compression side, (c) Tension side.

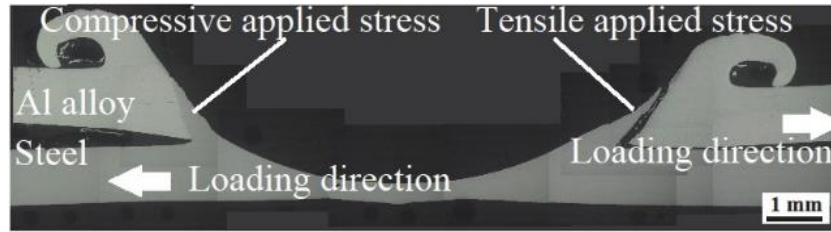


Fig.3-10 Cross-sectional OM image of the specimen after the tensile shear test (Pd: 1.6 mm).

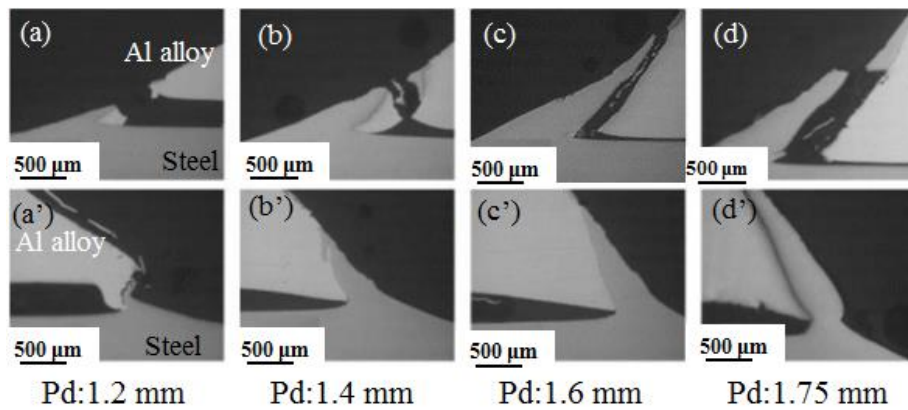


Fig.3-11 Cross-sectional OM images of the specimens with various plunge depths after the tensile shear tests.

(Upper images: Tension side. Lower images: Compression side.)

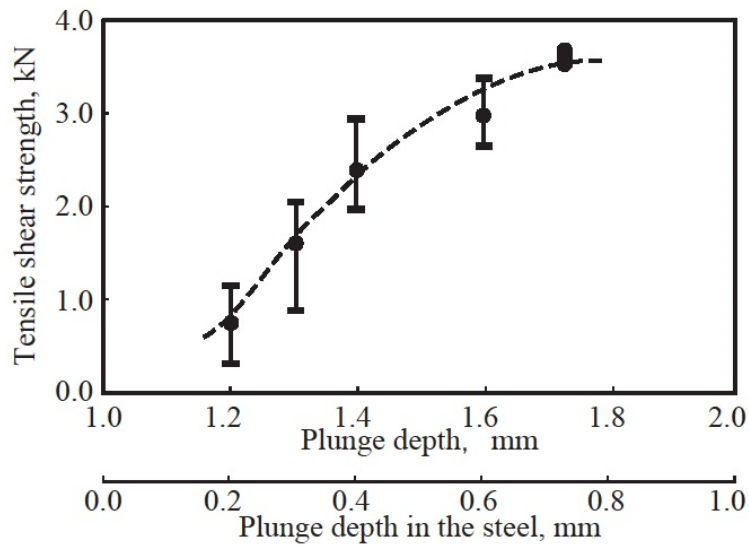


Fig.3-12 Relationship between the plunge depth and the tensile shear strength.

次に、ツール押し込み量を変化させた際の引張せん断試験後の接合部の断面写真を Fig.3-11（上段が引張側，下段が圧縮側）に、接合ツールの押し込み量と引張せん断強度の関係を Fig.3-12 に示す．なお，押し込み量を 1.8mm 以上にすると接合痕の底部（最も薄い箇所）が剥がれ，供試体に貫通穴が形成されるため，本実験では押し込み量を 1.75mm までとした．Fig.3-12 に示すように，引張せん断強度は押し込み量が増加するとともに高くなった．また，引張せん断試験による亀裂は，押し込み量 1.2mm の条件では突起部ルート界面の一部が接合している影響により，突起部ルート界面の接合部の端からアルミニウム合金の内部を通り，そして突起部上部を貫通して進行した．一方，押し込み量が大きくなると突起部ルート界面の接合領域が小さくなるため，ほぼ突起部の底部から突起部接合界面に沿って亀裂が進行することが分かった．いずれの押し込み量においても，引張せん断試験における亀裂は突起部周辺を進行しており，突起部の高さが亀裂の進行に大きく影響する，すなわち，突起部の高さは接合強度に影響を与えることが分かった．

以上により，突起部接合界面には金属間化合物層が形成され接合強度への影響が懸念されたが，引張せん断強度約 3.6kN/点を達成した．

3.3.3 ツール押し込み量と十字引張強度の関係

ツール押し込み量 1.6mm の条件で接合した供試体を十字引張試験した後の接合部の断面写真（下板の鋼のみ）を Fig.3-13 に示す．Fig.3-5 と Fig.3-13 の比較より，十字引張試験によって突起部が立つことが分かる．次に，それぞれの押し込み量における十字引張試験後の外観写真及び接合部断面の光学顕微鏡写真を Fig.3-14 に、接合ツールの押し込み量と十字引張強度の関係を Fig.3-15 に示す．Fig.3-15 に示すとおり，押し込み量 1.4mm 付近まで十字引張強度はほぼ 0kN/点に近い値であったが，1.4mm 以上になると押し込み量の増加とともに十字引張強度は高くなる傾向を示した．これは押し込み量が小さい条件では形成する突起部が小さいこと，また，突起部ルート界面の接合領域はアルミニウム合金の攪拌のみで接合した箇所であり，引き剥がしの荷重に対して弱いと推定されることから⁵⁾，このような結

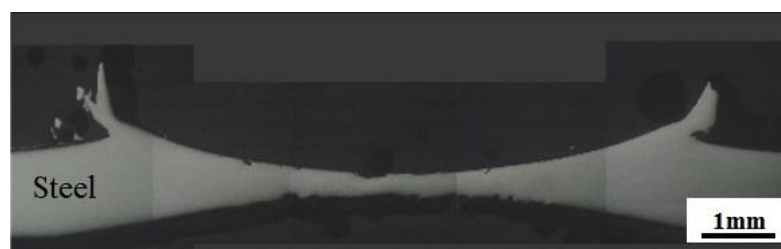


Fig.3-13 Cross-sectional OM image of the specimen after the cross tensile test (Pd: 1.6 mm).

果になったと考えられる。一方、押し込み量が大きくなってくると突起部高さは大きくなり、アルミニウム合金に対するアンカー効果が大きくなる。また、突起部接合界面の接合領域も大きくなり亀裂の進行する長さが増大する。その結果、押し込み量が大きくなるとともに十字引張強度は高くなったと考えられる。

以上により、突起部側面の金属間化合物層の影響が懸念されたが、十字引張強度約 2.3kN/点を達成できた。

宮川ら⁵⁾は A5052 と SPCC をプローブ無し接合ツールで重ね点接合し、引張せん断強度約 2.7kN/点を達成しているものの、十字引張強度は約 0.6kN/点にとどまっている。この結果と比較すると、アンカー効果を利用した本接合手法の接合継手の強度は明らかに高く、鋼突起部のアンカー効果が強度向上に寄与したものと考えられる。

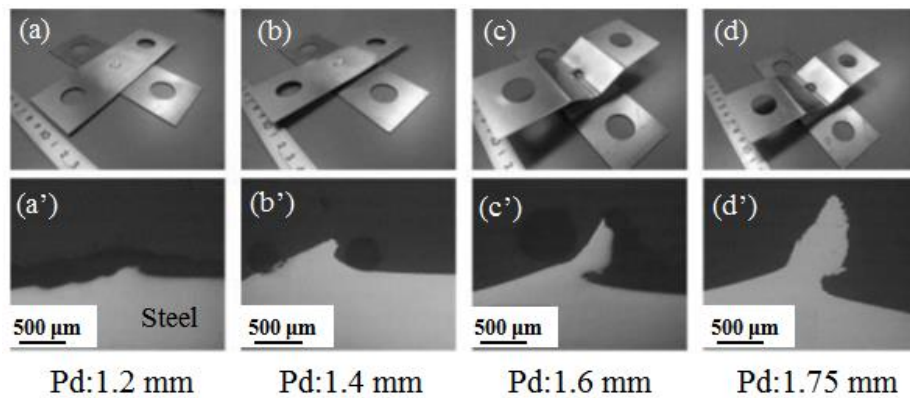


Fig.3-14 Appearances and cross-sectional OM images of the specimens after the cross tensile tests with various plunge depths.

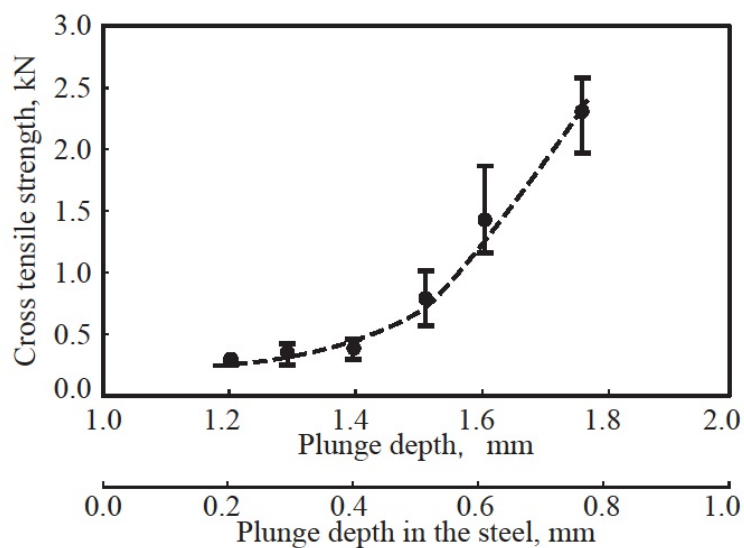


Fig.3-15 Relationship between the plunge depth and the cross tensile strength.

3.3.4 接合時の温度、ツール押し込み及び垂直荷重挙動

接合ツールの供試体への押し込み量 1.75mm の条件で接合実験した際の、供試体の温度、ツール押し込み及び垂直荷重挙動を Fig.3-16 に示す。これらの挙動については以下のように考えた。エアシリンダへ圧縮空気を供給後、供試体を固定した治具が上昇し、約 0.2 秒後に供試体と接合ツールが接触する。そして 0.2~0.5 秒の短時間で垂直荷重は急激に 12kN まで上昇し、接合ツールは供試体に約 1.3mm 押し込まれる (Step1)。これは、供試体の上板は 1.0mm のアルミニウム合金であり柔らかいため接合ツールが進入しやすく、また、下板の鋼については供試体の温度が 400℃以下であり鋼が軟化しておらず、12kN の垂直荷重ではわずかししか進入できないためと考えられる。

続いて 0.5~1.5 秒では、垂直荷重は 12kN を維持した状態で供試体の各点の温度は、回転する接合ツールと供試体との摩擦により徐々に上昇する (Step2)。また、1.5 秒付近から測定箇所①が約 470℃から急激に温度が上昇すると同時に押し込み量も上昇し、一方で垂直荷重は低下する (Step3)。これは、回転する接合ツールと供試体との摩擦熱により供試体の温度が上昇して鋼板が軟化し、接合ツールがさらに供試体へ押し込まれることによって鋼の金属流動が始まり、さらに多くの熱が発生し温度が急上昇するためと考えられる。一方、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した押し込み量に到達し、その後、供試体の温度は微増する (Step4)。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。また、垂直荷重はエアシリンダが伸びきった状態、すなわち、エアシリンダ内でリミッタが働いた状態となり、エアシリンダ内で垂直荷重が緩和されることによって 1.8 秒後も低下し続ける。

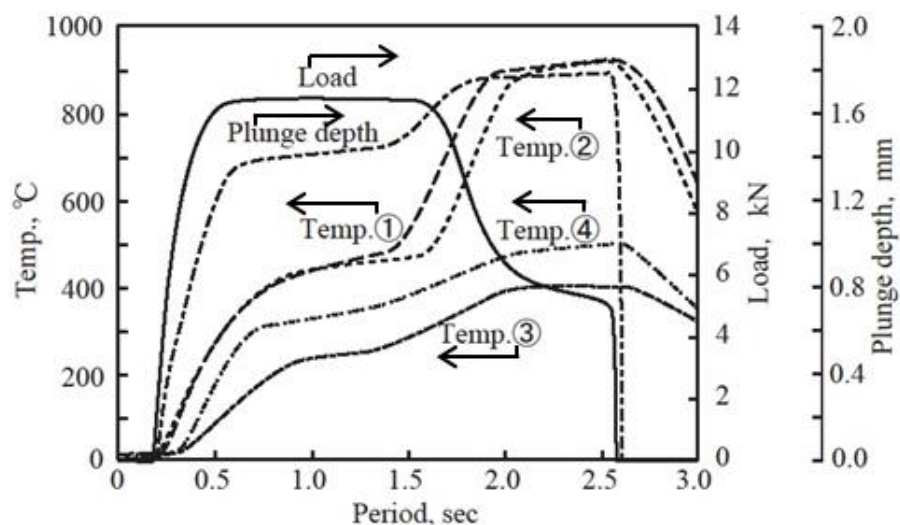


Fig.3-16 Variations in temperatures, vertical load and plunge depth during welding (Pd: 1.75 mm).

そしてその後、接合時間 2.5 秒でエアシリンダの圧縮空気をリークすると同時に、垂直荷重及び温度は低下する。

以上より、アルミニウム合金と鋼の重ね継手の供試体に対して、回転する球面の接合ツールを下板の鋼板まで押し込むことにより点接合を実施すると、供試体の温度、ツール押し込み量及び垂直荷重は 4 段階の工程を示すことが分かった。また、本接合手法では供試体の温度が最大約 900℃を示している。一般的な摩擦攪拌点接合による上板のアルミニウム合金のみを攪拌した接合手法の供試体温度が最大 400～500℃である^{5,6)}ことと比較すると、本接合手法は高い接合温度となっていることが分かった。

3.3.5 引張せん断、十字引張強度と界面化合物層の関係

田中ら^{7,8)}は A5052 と SS400 の突合せ継手を摩擦攪拌接合し、接合界面の金属間化合物層の厚さが 0.2μm を超えると接合強度が急激に低下すると指摘している。及川ら⁹⁾は A5052 と SS400 を熱間で圧延接合し、接合界面の金属間化合物層の厚さが 2μm を超えると引き剥がし強度はほぼ 0kN/点になるという結果を提示している。また、黒田ら⁴⁾は A6061 と SUS316 を拡散接合し、金属間化合物層の厚さが 2μm を超えると接合強度が大幅に低下すると報告している。この他にも、アルミニウム合金と鋼の固相接合において、接合界面の金属間化合物層が数μm 以上になると十分な接合強度が得られないとの報告が数多くある¹⁰⁻¹⁴⁾。一方、前述のとおり、アンカー効果を利用した本接合手法による接合継手では、接合界面に 2～5μm の金属間化合物層が存在している。また、接合時において Fig.3-16 中の Temp.①、② (Fig.3-4 中の測定箇所①、②) は約 900℃まで温度上昇していることから、接合界面近傍でも温度がアルミニウム合金の融点近傍あるいは融点以上にまで上昇しており、そのため、接合界面に金属間化合物層が形成され、成長したものと予想される。前述の報告と合わせて考察すると、ツール回転速度の低減や接合時間の短縮により化合物層の厚さを低減できれば、接合強度をさらに高めることが可能であると思われる。

3.4 結言

本章では、アルミニウム合金と鋼の重ね継手の供試体に対して、回転する球面の接合ツールを下板の鋼板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、以下の結論を得た。

- 1) 球面の接合ツールを下板の鋼側まで押し込むことにより、下板の鋼が接合ツールに沿って上板のアルミニウム合金内部へ押し出され、角状の突起部が形成されることが分かった。したがって、本接合手法は、摩擦攪拌点接合とかしめ接合を併せた新しい接合手法と言える。

- 2) 突起部側面のアルミニウム合金と鋼の接合界面には金属間化合物層が 2~5 μm 形成されるが、突起部のアンカー効果により、引張せん断強度約 3.6kN/点、十字引張強度約 2.3kN/点の高強度な異種金属の重ね継手の作製が可能であることが分かった。
- 3) 引張せん断試験及び十字引張試験ともに、試験時の亀裂は、主として突起部側面のアルミニウム合金と鋼の接合界面あるいは突起部近傍のアルミニウム合金内を進行することから、突起部の高さが各接合強度に大きく影響を与えることが分かった。
- 4) 回転する接合ツールが供試体に押し込まれる際、一定の押し込み速度では押し込まれず 4 段階の挙動を示すことが分かった。すなわち、Step1：押し込み量の上昇とともに垂直荷重が急激に上昇する過程、Step2：垂直荷重一定で押し込み量及び供試体の温度が徐々に上昇する過程、Step3：押し込み量の急上昇に伴い供試体の温度が急激に上昇し、一方で垂直荷重が低下する過程、Step4：設定押し込み量に到達し、供試体温度が微増する過程の 4 段階である。

第3章の参考文献

- 1) 大石郁, 坂村勝, 竹保義博: 日本国特許第 5854451 号, (2015).
- 2) 田中晃二, 熊谷正樹, 吉田英雄: 摩擦攪拌点接合によるアルミニウム合金板と鋼板の異種金属接合, 軽金属, 56-6 (2006), 317-322.
- 3) 生田明彦, 尹玉環, Thomas H. NORTH: 摩擦攪拌点接合によるアルミニウム合金継手の機械的性質におよぼすツールねじの影響, 溶接学会論文集, 28-3 (2010), 346-354.
- 4) 黒田晋一, 才田一幸, 西本和俊: A6061 と SUS316 の直接接合部の組織と特性, 溶接学会論文集, 17-3 (1999), 484-489.
- 5) 宮川堅, 椿正己, 安井利明, 福本昌宏: 摩擦攪拌作用を用いた Al 合金/低炭素鋼板の重ね点接合, 溶接学会論文集, 26-1 (2008), 42-47.
- 6) KY. Feng, M. Watanabe, S. Kumai: Microstructure and Joint Strength of Friction Stir Spot Welded 6022 Aluminium Alloy Sheets and Plated Steel Sheets, Materials Transactions, 52 (2011), 1418-1425.
- 7) 田中努, 平田智丈, 森重大樹, 四宮徳章, 白川信彦: 摩擦攪拌接合法によるアルミニウムと鋼の異材接合技術, 軽金属溶接, 50-3 (2012), 93-99.
- 8) T. Tanaka, T. Morishige, T. Hirata, Comprehensive analysis of joint strength for dissimilar friction stir welds of mild steel to aluminum alloys, Scripta Materialia, 61 (2009), 756-759.
- 9) 及川初彦, 斉藤亨, 永瀬隆夫, 切山忠夫: 鋼板/アルミニウム板接合体の界面における金属間化合物の生成と成長, 鉄と鋼, 83-10 (1997), 641-646.
- 10) M. Czechowski: Stress corrosion cracking of explosion welded steel-aluminum joints, Materials and Corrosion, 55-6 (2004), 464-467.
- 11) S. Fukumoto, H. Tsubakino, K. Okita, M. Aritoshi and T. Tomita: Friction welding process of 5052 aluminium alloy to 304 stainless steel, Materials Science and Technology, 15-9 (1999), 1080-1086.
- 12) T. Shinoda, K. Miyahara, M. Ogawa and S. Endo: Friction welding of aluminium and plain low carbon steel, Welding International, 15-6 (2001), 438-445.
- 13) H. Uzun and C.D. Donne: Friction stir welding of dissimilar Al 6013-T4 to X5CrNi18-10 stainless steel, Materials & Design, 26-1 (2005), 41-46.
- 14) 山本尚嗣, 高橋誠, 有年雅敏, 池内建二: Al-Mg 系 5052 合金と軟鋼との摩擦圧接継手の界面強度に対する金属間化合物層の影響, 溶接学会論文集, 23-2 (2005), 352-358.

4 章 アルミニウム合金/鋼/鋼 3 枚重ね継手の摩擦アンカー接合

4.1 緒言

自動車製造に用いられている点接合では、衝突安全性の向上や設計の自由度を高めるために 3 枚以上の板材を接合することも要求されるようになってきており¹⁾、自動車の全溶接点の 1/3 に達している²⁾。そのため、鋼の 3 枚以上接合に関しては、抵抗スポット溶接法に関する研究が精力的に行われ実用化も進んでいる状況にある³⁻⁸⁾。しかし、アルミニウム合金と鋼の 3 枚接合については、一部に実用化事例⁹⁾があるものの、まだ発展途上であり、セルフピアシングリベット^{2,10)}や抵抗スポット溶接¹¹⁻¹³⁾によって研究開発が行われている段階にある。

一方、一般的な摩擦攪拌点接合によるアルミニウム合金と鋼の接合では、接合ツールの耐久性の観点から、重ねて配置された 2 枚（アルミニウム合金板/鋼板）の供試体のうち、上板のアルミニウム合金のみを攪拌し接合している事例¹⁴⁻²¹⁾が多い。この場合、3 枚以上の複数枚の重ね継手に適用することができず、摩擦攪拌点接合を 3 枚以上のアルミニウム合金板/鋼に適用した事例は見当たらない。これに対して、摩擦アンカー接合は、原理的には 3 枚以上の重ね異材点接合にも適用が可能である。

そこで、アルミニウム合金/鋼/鋼の 3 枚重ね異材継手への摩擦アンカー接合の適用を試みた。本章では、得られた接合材の断面観察や接合強度評価結果、接合時の供試体の温度変化や接合ツールの供試体への押し込み挙動の測定結果について論じる。

4.2 実験方法

4.2.1 供試材及び接合方法

本実験では、第 3 章で述べた、アルミニウム合金/鋼の 2 枚重ね継手の接合同様に、汎用フライス盤の加工テーブル上に Fig.4-1 に示すエアシリンダを含めた治具を配置した。供試材としては、板厚 1.0mm のアルミニウム合金板（A5052）と板厚 0.6mm 及び 1.0mm の冷間圧延鋼板（SPCC）を用いた。Table 4-1 にそれぞれの化学組成を示す。なお、SPCC については、0.6mm 材、1.0mm 材ともに粒径 20~40 μm のフェライト組織を呈していた。供試体の接合される表面を 500 番の耐水研磨紙で研磨し、アセトンで脱脂した後、上から A5052（1.0mm）、SPCC（0.6mm）、SPCC（1.0mm）の順に配置して治具によって固定した。実験に用いた接合ツールは、第 3 章の実験で用いたものと全く同じであり、また、接合ツールの供試体への押し込み操作も第 3 章の実験と全く同様である。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が、本実験での最大値と最小値の差が 0.003 秒とわずか

であるため考慮しないこととした.

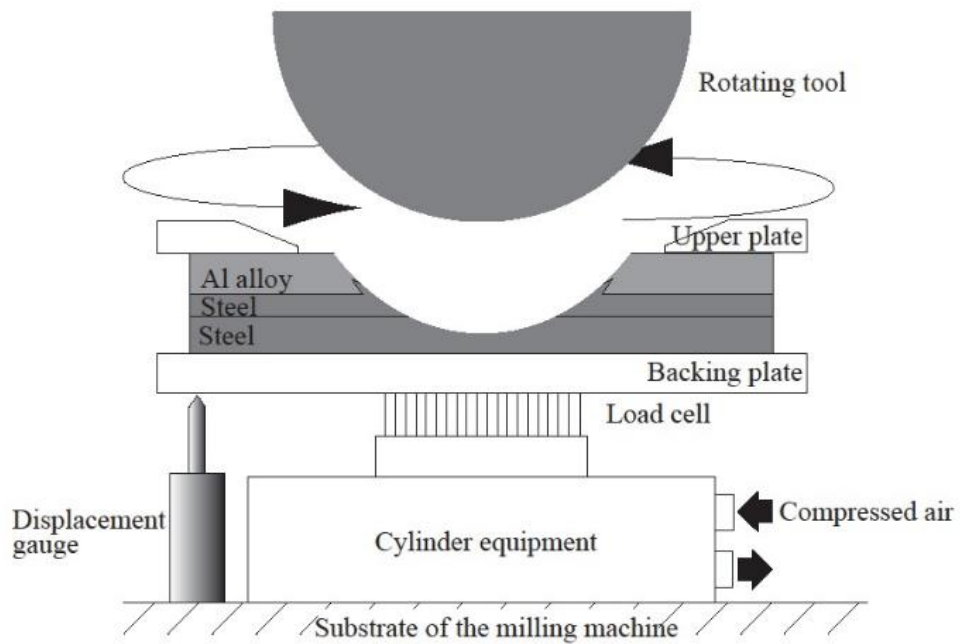


Fig.4-1 Schematic illustration of the experimental setup.

Table 4-1 Chemical compositions of the materials (mass%)

(a) A5052 (1.0 mm)							
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Al
0.10	0.36	0.02	0.03	2.3	0.32	0.02	bal.
(b) SPCC (0.6 mm)							
C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Fe
0.01	0.02	0.20	0.012	0.008	0.01	0.01	bal.
(c) SPCC (1.0 mm)							
C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Fe
0.04	0.07	0.30	0.017	0.005	0.03	0.00	bal.

4.2.2 接合材の断面評価及び接合強度測定

本実験では、Table 4-2 に示すように、接合ツールの押し込み量をパラメータとした。なお、押し込み量を 2.5mm 以上にすると接合痕の底部（最も薄い箇所）が剥がれ供試体に貫通穴が形成されるため、押し込み量を 2.4mm までとした。接合材の断面評価については、切断、研磨後、マイクロスコープ、倒立型金属顕微鏡、走査電子顕微鏡（エネルギー分散型X線分析（EDS）装置付属）及び電子線後方散乱回折装置（EBSD）を用いて行った。強度試験については、JIS Z 3136にしたがって引張せん断試験を、JIS Z 3137にしたがって十字引張試験を、それぞれ最上の A5052 と最下の SPCC を引張って実施した。両引張試験は万能引張圧縮試験機を用い、引張速度 0.08mm/s で行った。なお、鋼/鋼部分の接合強度については、SPCC2 枚重ね継手の引張せん断強度についての報告^{22,23)}を参照されたい。

Table 4-2 Welding conditions.

Tool rotating speed, rpm	970
Welding period, sec	2.5
Compressed air pressure, MPa	0.6
Plunge depth, mm	1.3 ~ 2.4

4.2.3 接合時の温度、ツール押し込み及び垂直荷重挙動測定

接合時の供試体の温度、ツール押し込み及び垂直荷重挙動を把握するため、Fig.4-2 に示すように所定の位置に 3 本の熱電対をセットし、Fig.4-1 に示したように、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。

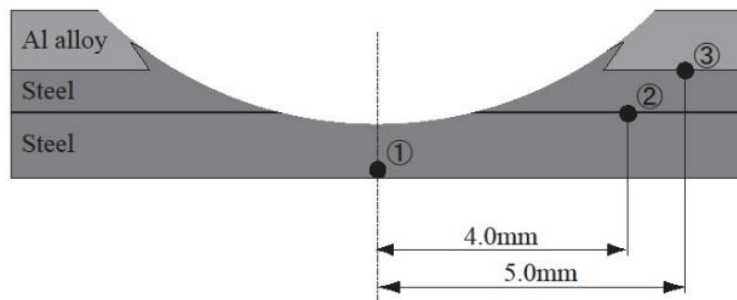


Fig.4-2 Schematic illustration of the temperature measurement positions.

4.3 実験結果と考察

4.3.1 接合部の断面観察

ツール押し込み量 (Plunge depth; Pd) 1.3mm では中間の SPCC と最下の SPCC の接合がで
きなかったが, 1.4mm 以上では 3 枚接合が可能であった. Fig.4-3 にツール押し込み量 2.2mm
における断面マクロ写真を, Fig.4-4 には Fig.4-3 中の□部, つまり, 中間の SPCC と最下の
SPCC の接合部の光学顕微鏡 (Optical Microscopy; OM) による拡大写真を示す. Fig.4-3 より
SPCC が A5052 側に流動し突起を形成して接合していることが分かる. また, Fig.4-4(a)中の
↑部分までは未接合部が認められるものの, ↑部より左側には未接合部は明確には認めら
れず, SPCC 同士の接合が行われていることが示唆される. Fig.4-4(b)は Fig.4-4(a)の□部を
拡大したナイタール腐食後の写真である. Fig.4-4(b)に示すように SPCC 同士の接合部近傍は
非常に微細なフェライト組織となっている. また, 色の濃い部位は結晶粒が, より小さい
領域を示しており, 色の薄い部位は比較的結晶粒の大きい領域を示している. Fig.4-4(b)よ
り中間の SPCC の方が最下の SPCC よりも結晶粒が小さいことが分かり, 合わせて, 接合ツ
ールを押し込むことで最下の SPCC が中間の SPCC 側に流動し, 中間の SPCC も A5052 側に

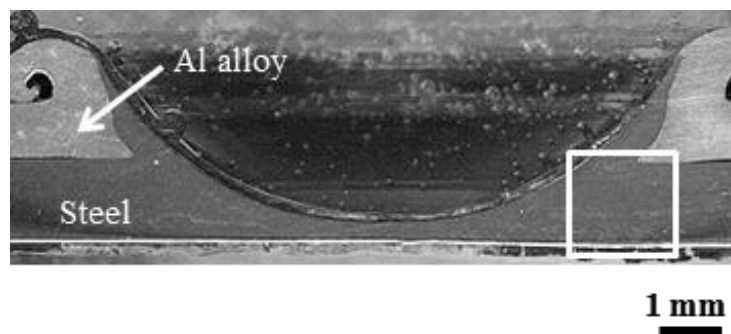
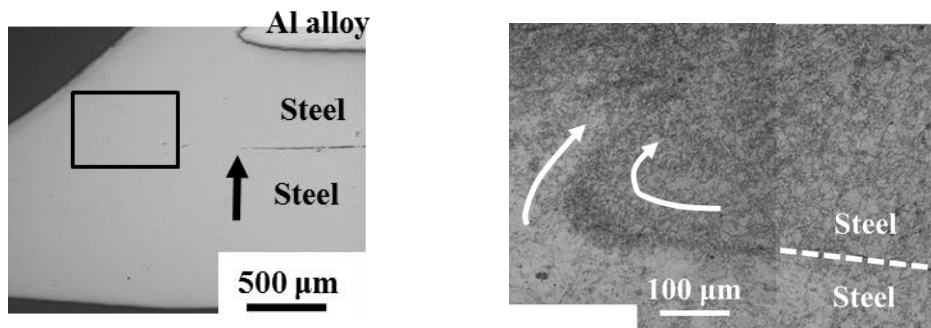


Fig.4-3 Cross-sectional macro image of the specimen (Pd: 2.2 mm).



(a) OM image without etching. (b) Magnified OM image of the area □ in (a) with etching.

Fig.4-4 Cross-sectional OM image of the SPCC / SPCC joint interface for the specimen
(Pd: 2.2 mm).

流動していることも分かる。なお、接合線近傍は、より色の濃い部位が存在するが、これは、より細かいフェライト粒に起因する。接合線近傍でフェライト粒が、より微細化する原因については、材料表面の酸化物によるピン止め効果によってオーステナイト粒の粗大化が抑制されるためと考察されている²⁴⁾。

次に、Fig.4-5 にツール押し込み量を 1.4～2.4mm と変化させた際の鋼突起部近傍及び SPCC/A5052 接合界面の SEM 反射電子像を示す。突起部のアルミニウム合金と鋼の接合界面（以下、突起部接合界面とする）はいずれのツール押し込み量でも接合している。しかし、Fig.4-5 中の領域 A、つまり、突起部底部からアルミニウム合金と鋼を重ねた水平箇所（以下、突起部ルート界面とする）では、ツール押し込み量 1.4mm において 0.2mm 程度の接合領域が認められたものの、1.8mm 以上ではアルミニウム合金と鋼の間にわずかな隙間があり、接合していないことが分かった。この現象については、第 3 章で述べた、アルミニウム合金と鋼の 2 枚重ね継手に摩擦アンカー接合を適用した場合と同様である。また、ツール押し込み量の増加に伴い、鋼の突起部高さが大きくなり突起部接合界面は長くなるものの、ツール押し込み量 2.4mm では、Fig.4-6 に示すように、鋼突起部先端とアルミニウム

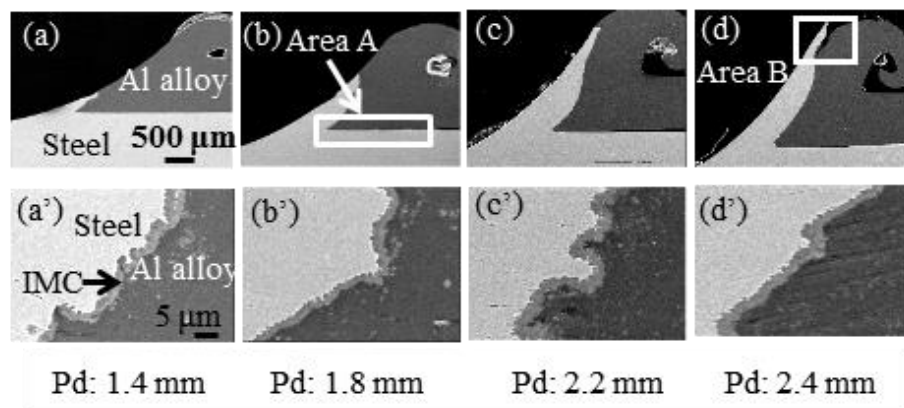


Fig.4-5 Cross-sectional SEM images of the specimens with various plunge depths.

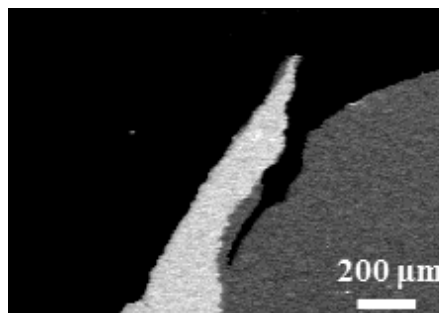


Fig.4-6 Magnified image of Area B in Fig.4-5 for the specimen (Pd: 2.4 mm).

合金の剥離が起こっており、突起部接合界面の長さが短くなっていることが分かる．これについては次のように考えている．つまり，球面ツールを押し込むことで，鋼がアルミニウム合金中に突起を形成すると同時に，アルミニウム合金はカール状のバリとなる．押し込み量 2.2mm までは鋼の突起はアルミニウム合金に追従するが，押し込み量 2.4mm ではカールするアルミニウム合金に追従しなくなり，先端剥離が発生する．また，その後の冷却過程でアルミニウム合金と鋼の熱収縮差から剥離部より亀裂が進展する．

一方，Fig.4-5 に示すとおり，接合界面には，いずれも厚さ 2~5 μ m の金属間化合物層が存在し，ツール押し込み量による金属間化合物層厚さの顕著な差異は認められなかった．これについては，接合ツールの回転に起因する入熱量及び鋼の流動に起因する発熱量はツール押し込み量が大きいほど大きくなるが，接合時間が十分に短かったため，差異が顕著に認められなかったものと推定している．また，接合界面の金属間化合物を EDS で分析した結果，化合物は $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ (FeAl_3) または Fe_2Al_5 の可能性が大きいことが分かった．

Fig.4-7 にはツール押し込み量 1.3mm と 1.4mm の場合の中間 SPCC と最下 SPCC 界面近傍の EBSD マップ及び分析箇所の光学顕微鏡写真を示す．ツール押し込み量 1.3mm では，鋼

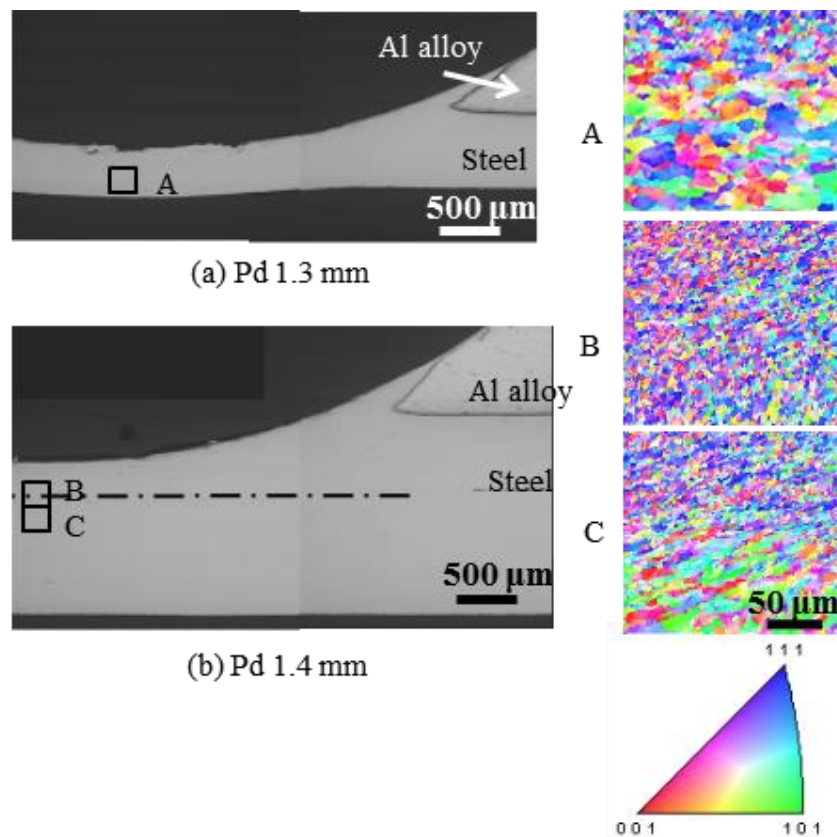


Fig. 4-7 OM and EBSD images of the SPCC / SPCC joint interfaces for the specimens with the plunge depths of (a) 1.3 mm and (b) 1.4 mm.

表面から深さ約 200 μm の領域（光学顕微鏡写真中の領域 A）を，ツール押し込み量 1.4mm では，鋼表面から深さ約 200 μm 及び約 400 μm の領域（光学顕微鏡写真中の領域 B，C）の EBSD マップをそれぞれ示している．一般に，アルミニウム合金の摩擦攪拌接合においては，接合ツールによる攪拌部で金属の流動に伴う再結晶によって結晶粒が微細化することが知られているが，鋼においても同様に微細化することが報告されている²⁵⁻²⁸⁾．中間 SPCC と最下 SPCC が接合されなかった押し込み量 1.3mm の場合は，接合ツール直下の SPCC の流動に起因する結晶粒の微細化は 150～200 μm 深さまでとなっており，最下の SPCC には達していない．一方，中間 SPCC と最下 SPCC が接合された押し込み量 1.4mm の場合は，接合ツール直下の SPCC の流動に伴う結晶粒の微細化は約 400 μm 深さまで認められ，最下の SPCC まで金属流動している．つまり，ツール押し込み量 1.3mm 以下では最下 SPCC は接合ツール直下の流動の影響を受けないが，1.4mm 以上では影響を受け，最下 SPCC も十分な流動を起こすことで中間 SPCC と接合されることが分かった．

4.3.2 ツール押し込み量と引張せん断強度の関係

Fig.4-8 にツール押し込み量 2.2mm の条件で接合した供試体を引張せん断試験した後の断面写真を示す．引張せん断試験時の亀裂は突起部を貫通するのではなく，引張荷重が加わる突起部接合界面に沿って進行していることが分かる．また，Fig.4-9 には引張せん断試験において初期亀裂が発生する際の供試体の模式図を示す．引張せん断荷重が突起部に負荷されると，引張側の突起部接合界面には，Fig.4-9(c)に示すように引き剥がしの力が加わり，一方，反対の圧縮側では Fig.4-9(b)に示すように押し付け合う力が加わる．すなわち，突起部全周でせん断荷重を受止め，各箇所によって負荷される荷重が異なる機構となる．そして，突起部接合界面には，前述のとおり，金属間化合物層が形成されているため，亀裂は突起部引張側の接合界面に沿って進行したものと考えられる．

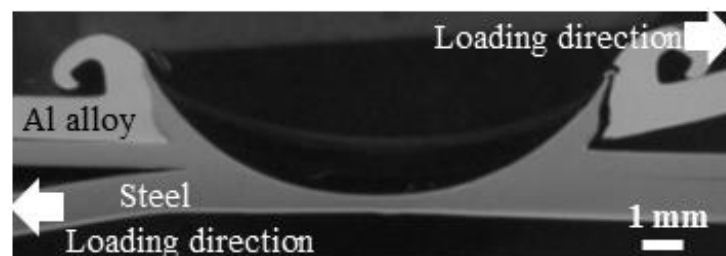


Fig.4-8 Cross-sectional macro image of the specimen after the tensile shear test (Pd: 2.2 mm).

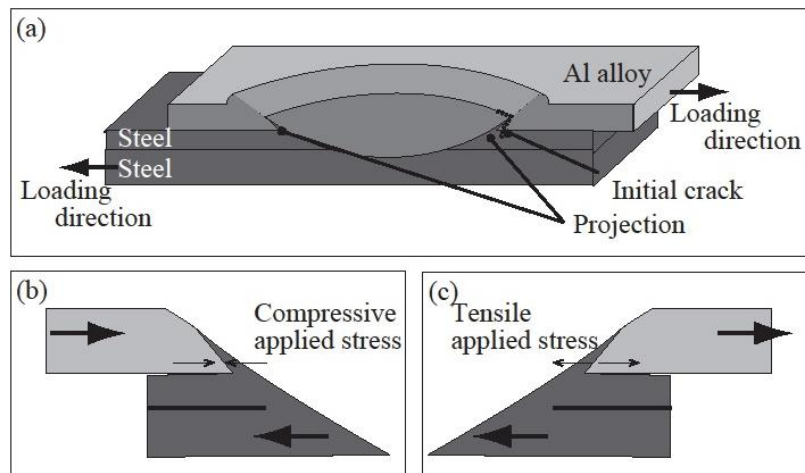


Fig.4-9 Schematic illustrations of the initial crack occurrence in the tensile shear test.

(a) Tensile shear test image, (b) Compression side, (c) Tension side.

次に、ツール押し込み量を 1.4～2.4mm と変化させた際の、引張せん断試験後の断面光学顕微鏡写真を Fig.4-10 に示す。図中の矢印は、A5052 を右方向に、最下の SPCC を左方向に引張ったことを示している。3 枚接合が可能な条件であるツール押し込み量 1.4mm 以上では、いずれも、最上の A5052 と中間の SPCC の間で破断が起こった。また、引張せん断試験時の亀裂は、ツール押し込み量 1.4mm では突起部近傍のアルミニウム部を進行し、ツール押し込み量 1.8mm 以上では突起部接合界面を進行して破壊に至っていることが分かる。Fig.4-11 にはツール押し込み量を 1.4～2.4mm と変化させた際の、ツール押し込み量と引張せん断強度の関係を示す。引張せん断強度はツール押し込み量 2.2mm までは、ツール押し込み量が大きいくほど大きくなり最大で約 3.8kN/点に達するが、ツール押し込み量 2.4mm では低下した。これらの結果については、以下のように考察した。まず、ツール押し込み量 1.4mm では、突起部ルート界面が接合されているため、突起部ルート界面の接合端部から亀裂が発生し、アルミニウム合金内部を貫通して破壊に至る。しかし、ツール押し込み量が大きくなると、突起部ルート界面は接合されていないため、突起部の底部から亀裂が発生し突起部接合界面に沿って亀裂が進行する。また、ツール押し込み量の増大に伴い、突起部高さが大きくなるため、せん断荷重に対する強度が大きくなり、突起部接合界面の面積も大きくなるため、継手の引張せん断強度は大きくなる。そして、ツール押し込み量 2.4mm では、Fig.4-6 に示したように鋼突起先端とアルミニウム合金が剥離を起こしており、突起部接合界面の面積が小さくなるため引張せん断強度は低下する。

第 3 章の 3.3.5 項で述べたように、アルミニウム合金と鋼の固相接合において、接合界面の金属間化合物層が数 μm 以上になると十分な接合強度が得られないとの報告が数多くあ

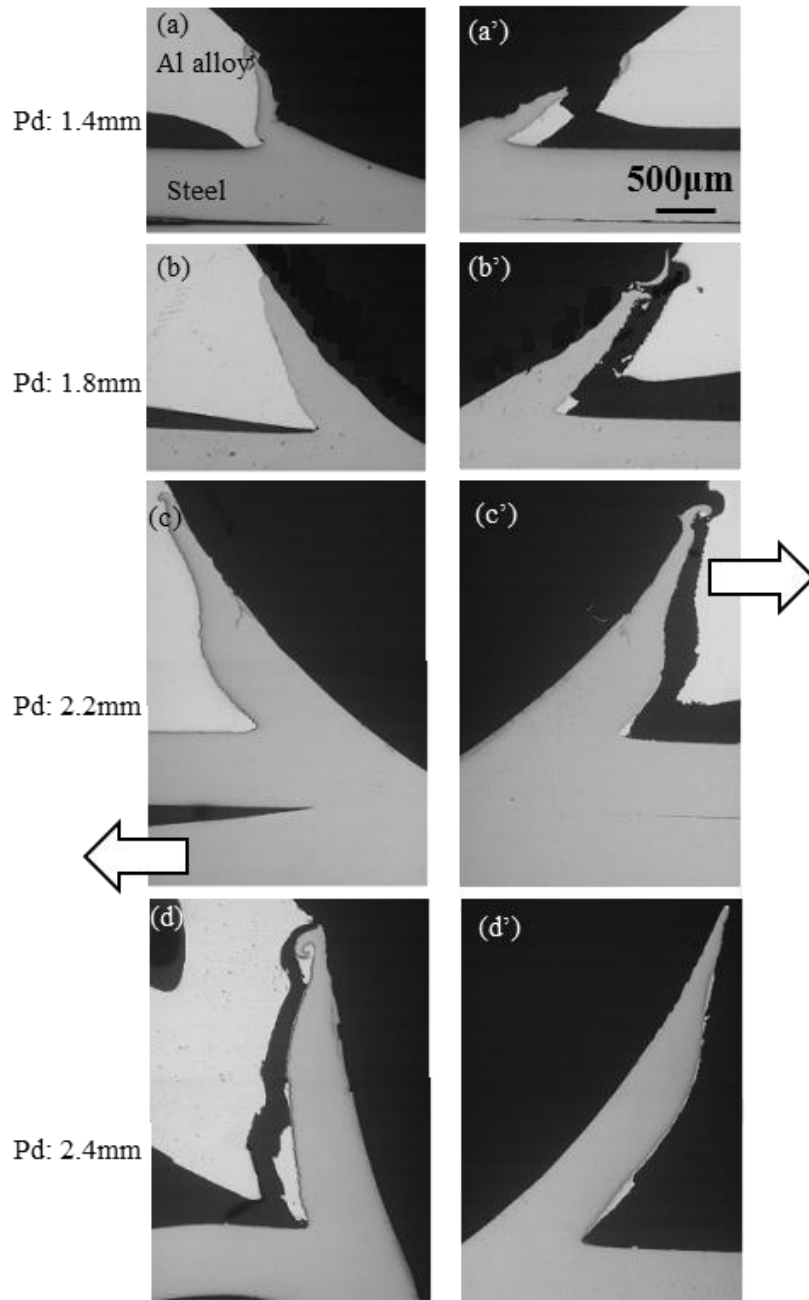


Fig.4-10 Cross-sectional OM images of the specimens after the tensile shear tests with various plunge depths. (Left images: compression side. Right images: tension side.)

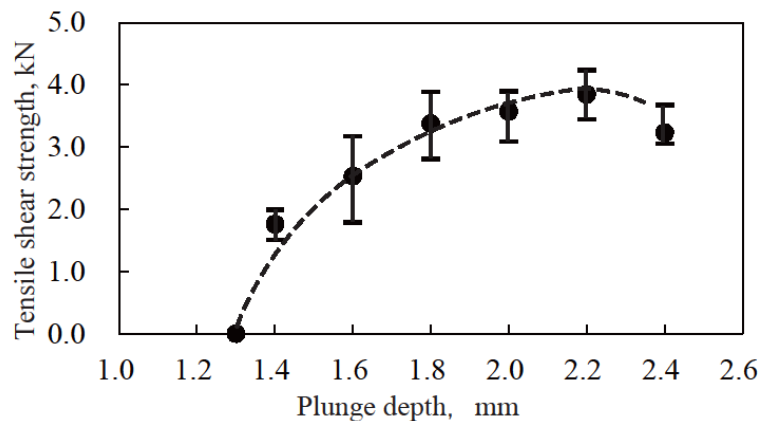


Fig.4-11 Relationship between the plunge depth and the tensile shear strength.

る²⁹⁻³⁷⁾。一方、摩擦アンカー接合で作製した A5052/SPCC/SPCC の 3 枚重ね継手では、突起部接合界面に金属間化合物層が 2~5 μm 形成されており、これらの報告から、接合強度への影響が懸念されたが、引張せん断強度約 3.8kN/点を達成した。

4.3.3 ツール押し込み量と十字引張強度の関係

ツール押し込み量 2.2mm の条件で接合した供試体を十字引張試験した後の接合部の断面写真（鋼側のみ）を Fig.4-12 に示す。押し込み量 2.2mm の場合の十字引張試験前の試料の突起部高さは、Fig.4-3 より約 1.7mm であるのに対し、試験後の突起部高さは約 1.3mm である。このことから、押し込み量 2.2mm の条件では十字引張試験時の亀裂は突起部接合界面を進行し突起部先端近傍で突起部を貫通したことが分かる。次に、押し込み量を 1.4~2.4mm とした際の十字引張試験後の外観写真及び接合部の断面写真（鋼側のみ）を Fig.4-13 に、接合ツールの押し込み量と十字引張強度の関係を Fig.4-14 に示す。Fig.4-13 に示すとおり、3 枚接合が可能なツール押し込み量 1.4mm 以上では、いずれも、最上の A5052 と中間の SPCC の間で破断が起こり、押し込み量 2.2mm 以外では十字引張試験時の亀裂は突起部接合界面を突起部先端まで進行し破断に至り、押し込み量 2.2mm では亀裂は突起部接合界面を進行



Fig.4-12 Cross-sectional macro image of the specimen after the cross tensile test (Pd: 2.2 mm).

し、途中で鋼突起部を貫通して破断に至っていることが分かる。また、Fig.4-14 に示すとおり、十字引張強度はツール押し込み量 2.2mm までは、ツール押し込み量が大いほど大きくなり最大で約 2.5kN/点に達するが、ツール押し込み量 2.4mm では低下した。これらの結果については次のように考察した。

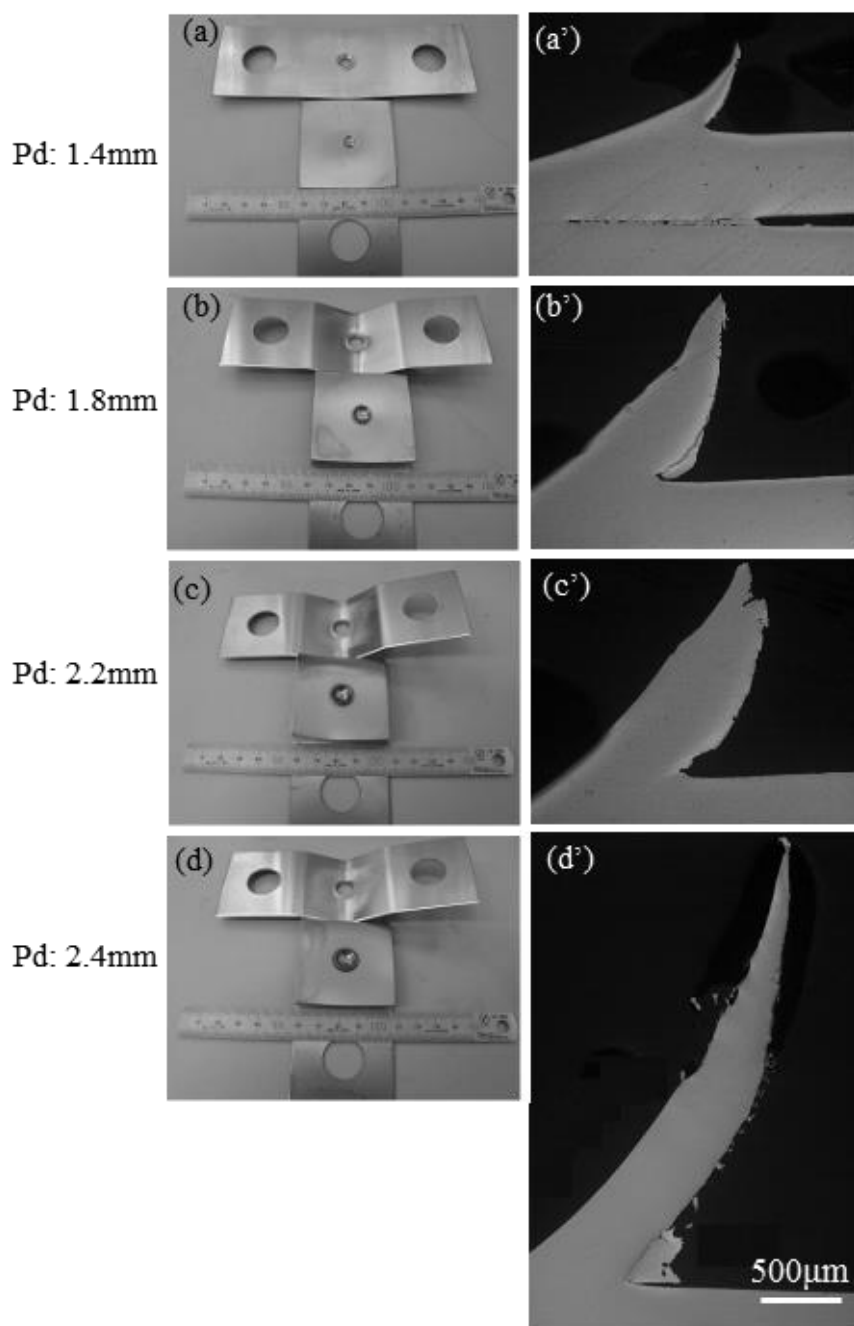


Fig.4-13 Appearances and cross-sectional OM images of the specimens after the cross tensile tests with various plunge depths.

ツール押し込み量が小さい場合、突起部高さが小さいため A5052 に対するアンカー効果が小さく、また、突起部接合界面の面積は小さい。したがって、小さい力で亀裂が発生、進展するため十字引張強度は低い値となる。なお、ツール押し込み量 1.4mm では突起部ルート界面が 0.2mm 程度接合されているものの、突起部ルート界面の接合部外周の未接合部分が切り欠き形状となっており、十字引張試験では、その部分に大きな応力集中が発生する。したがって、亀裂は突起部ルート界面の接合部端で発生し、低延性の金属間化合物が存在する突起部接合界面を進行したと思われる。

次に、ツール押し込み量が大きくなってくると突起部高さが大きくなるため、A5052 に対するアンカー効果が大きく、また、突起部接合界面の面積は大きくなる。したがって、亀裂が発生、進展するためには、より大きな力が必要となり、十字引張強度は大きくなる。しかし、突起部高さがさらに大きくなると、亀裂の発生、進展にはさらに大きな力が必要となり、突起部に大きな力が負荷されるため、亀裂は突起部先端近傍の突起部厚さが薄い部分を貫通するようになる。そして、ツール押し込み量 2.4mm では、Fig.4-6 に示したように突起部先端とアルミニウム合金が剥離しているため突起部接合界面の面積は小さく、亀裂の発生、進展に必要な力は小さくなる。つまり、十字引張強度は小さくなる。そのため突起部に負荷される力が小さくなり、亀裂は突起部を貫通することなく、突起部接合界面を伝播し剥離部に到達する。

以上より、突起部接合界面には金属間化合物が形成され接合強度への影響が懸念されたが、十字引張強度約 2.5kN/点を達成し、後述のように、他の方法と比較すると極めて高い結果が得られた。

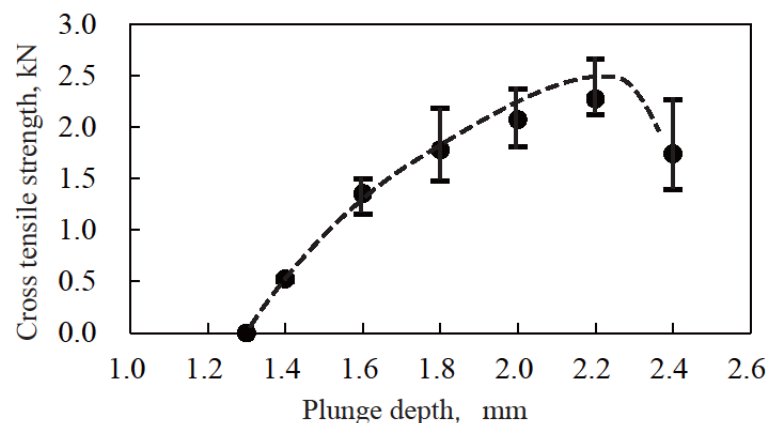


Fig.4-14 Relationship between the plunge depth and the cross tensile strength.

4.3.4 接合時の温度、ツール押し込み及び垂直荷重挙動

接合時の温度、ツール押し込み及び垂直荷重挙動の一例（ツール押し込み量 2.4mm）を Fig.4-15 に示す．これらの挙動については、3 章で述べたのと同様に、以下のように考えた．

Step1：エアシリンダへ圧縮空気を供給後、供試体を固定した治具が上昇し、約 0.2 秒後に供試体と接合ツールが接触する．

Step2：0.2～0.6 秒の短時間で垂直荷重は急激に 12kN まで上昇し、接合ツールは供試体に 1.4～1.5mm 押し込まれる．これは、供試体の上板は 1.0mm のアルミニウム合金であり柔らかいため接合ツールが進入しやすく、中間及び最下の鋼については供試体の温度（測定箇所①、②）が、それぞれ約 350℃及び約 300℃であり、軟化しておらず、12kN の垂直荷重ではわずかししか進入できないためと考えられる．

Step3：0.6～1.5 秒では、垂直荷重は 12kN を維持した状態で供試体の各点の温度は、回転する接合ツールと供試体との摩擦により徐々に上昇する．また、1.5 秒付近から測定箇所①が約 400℃から急激に温度が上昇すると同時に押し込み量も上昇し、一方で垂直荷重は低下する．これは、回転する接合ツールと供試体との摩擦熱により供試体の温度が上昇して鋼板が軟化し、接合ツールがさらに供試体へ押し込まれることによって鋼の流動が始まり、さらに多くの熱が発生し温度が急上昇するためと考えられる．一方、供試体が軟化することにより垂直荷重は低下する．

Step4: 約 2.0 秒で接合ツールが設定した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

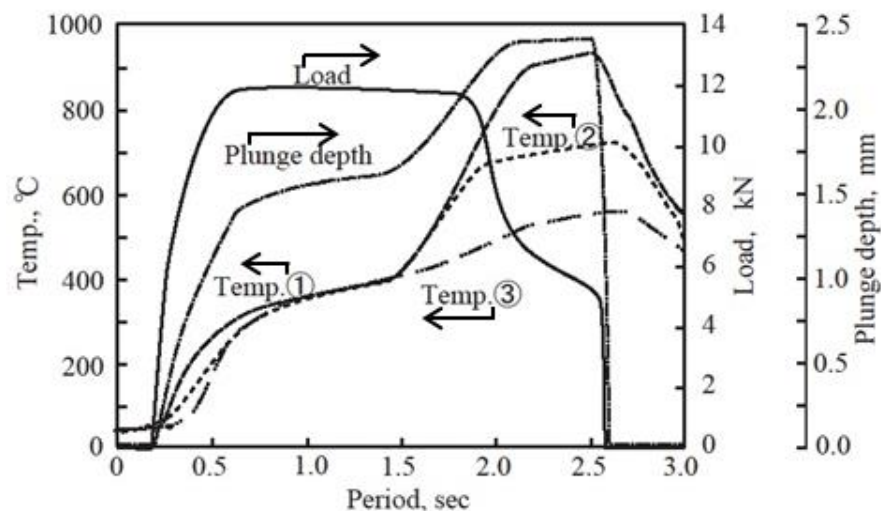


Fig.4-15 Variations in temperatures, vertical load and plunge depth during Welding (Pd: 2.4 mm).

と考えられる。また、垂直荷重はエアシリンダが伸びきった状態、すなわち、エアシリンダ内でリミッタが働いた状態となり、エアシリンダ内で垂直荷重が緩和されることによって 2.0 秒後も低下し続ける。そして、接合時間 2.5 秒でエアシリンダの圧縮空気をリークすると同時に、垂直荷重及び温度は低下する。

ここで、接合材内部の実温度について考察する。今回の実験結果では、接合ツール直下の測定箇所①で最高到達温度が 900℃に達しており、接合材内部はさらに温度が上がっていたと考えられる。本実験で用いた SPCC の炭素量は、Table 4-1 に示すように、中間の SPCC で 0.01%、最下の SPCC で 0.04%であり、Fe-C 系二元平衡状態図³⁸⁾によると、これらの材料の A3 点は約 900℃である。また、Fig.4-4(b)に示したように、SPCC 同士の接合部近傍は非常に微細なフェライト組織である。一般に、炭素鋼の接合部組織は接合時の最高到達温度に影響を受け、最高到達温度が概ね A3 点以上 1100℃以下では微細組織となるものの、1100℃を越えると粗粒が増加するとされている³⁹⁾。以上のことを勘案すると、本実験では、接合材内部の実温度は 900℃以上には上昇していたものの、1100℃までは上昇していなかったものと推定される。なお、青田ら²⁴⁾は、炭素量 0.03%の SPCC 同士の摩擦攪拌点接合を実施し、接合部近傍の温度と組織との関係を考察している。それによると、880～1070℃程度に加熱された領域は微細フェライトになるものの、1070℃以上の領域では比較的粗粒のフェライトとベイナイトの混合組織になるとしている。この報告からも、本実験からの推定は概ね妥当なものと思われる。

以上より、回転する接合ツールが供試体に押し込まれる現象は、第 3 章で述べた、アルミニウム合金/鋼の 2 枚重ね継手の場合とほぼ同じであり、アルミニウム合金の下に中間と最下の 2 枚の鋼を重ねて配置しても、1 枚の鋼を配置した場合とほぼ同じ温度、ツール押し込み、垂直荷重挙動を示すことが分かった。また、測定箇所①の最高到達温度も 2 枚重ね継手、3 枚重ね継手でほぼ同じ約 900℃であり、そのため、突起部接合界面に形成される金属間化合物層の厚さがほぼ同じであったものと思われる。

4.3.5 他工法との強度比較

アルミニウム合金と鋼の 3 枚重ね点接合については、セルフピアシングリベッティング^{2,10)}や抵抗スポット溶接¹¹⁻¹³⁾での結果が報告されている。これらの中で、引張せん断強度と十字引張強度の両者について議論しているものに笹部ら¹²⁾の報告がある。笹部ら¹²⁾は、抵抗スポット溶接によって GA 鋼板（板厚 0.6mm）2 枚と A6022（板厚 1.0mm）の 3 枚重ね接合を行い、引張せん断強度及び十字引張強度の評価を行っている。その結果、引張せん断強度が約 3kN/点の際に、十字引張強度は 0.5～0.8kN/点となっており、十字引張強度は引張せん断強度の 2 割程度に留まっている。これは、重ね点接合の場合、接合部周辺の未接合部が

切り欠き形状となっており，十字引張試験では，その切り欠き部分に応力集中し高い接合強度が得られないためと考えられる¹⁶⁾．これに対して，摩擦アンカー接合で得られたアルミニウム合金/鋼/鋼 3 枚重ね継手では，引張せん断強度に対する十字引張強度の比は 6 割に達しており，本手法が，特に，十字引張に対して高い強度を有することを示唆している．

4.4 結言

本章では，A5052（板厚 1.0mm）/SPCC（板厚 0.6mm）/SPCC（板厚 1.0mm）の 3 枚重ね継手の供試体に対して，回転する球面の接合ツールを中間及び最下の鋼板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．得られた成果を以下にまとめる．

- 1) 接合ツールの押し込み量を 1.4mm（最上板厚+0.4mm）以上とすることで，従来の摩擦攪拌点接合法では接合が困難な 3 枚重ね継手の接合が可能であることを実証できた．
- 2) 突起部側面のアルミニウム合金と鋼の接合界面には金属間化合物層が 2～5 μ m 形成されるが，突起部のアンカー効果により，せん断引張強度約 3.8kN/点，十字引張強度約 2.5kN/点を達成できた．
- 3) 接合ツールの押し込み量の増加に伴い，引張せん断強度及び十字引張強度ともに上昇する傾向を示した．しかし，接合ツールの押し込み量が 2.2mm を超えると，アルミニウム合金内に形成される鋼突起の先端とアルミニウム合金が乖離を起こし，さらに，それに起因する割れのため，引張せん断強度，十字引張強度ともに低下する傾向を示した．
- 4) 回転する接合ツールが供試体に押し込まれる挙動は，アルミニウム合金/鋼の 2 枚重ね継手の場合と同様であり，一定の押し込み速度では押し込まれず 4 段階の挙動を示すことが分かった．すなわち，Step1：押し込み量の上昇とともに垂直荷重が急激に上昇する過程，Step2：垂直荷重一定で押し込み量及び供試体の温度が徐々に上昇する過程，Step3：押し込み量の急上昇に伴い供試体の温度が急激に上昇し，一方で垂直荷重が低下する過程，Step4：設定押し込み量に到達し，供試体温度が微増する過程の 4 段階である．また，接合部近傍の最高到達温度も約 900℃で，アルミニウム合金/鋼の 2 枚重ね継手の場合とほぼ同じであった．

第4章の参考文献

- 1) 池田倫正, 沖田泰明, 小野守章, 安田功一: 高板厚比三枚重ね抵抗スポット溶接技術の開発, 自動車技術, 61-4 (2007), 36-41.
- 2) K. Mori, Y. Abe and T. Kato: Self-pierce riveting of multiple steel and aluminum alloy sheets, Journal of Materials Processing Technology, 214 (2014), 2002-2008.
- 3) 池田倫正, 沖田泰明, 小野守章, 安田功一, 寺崎俊夫: 通電中の加圧力および溶接電流制御を活用した抵抗スポット溶接技術の開発, 溶接学会論文集, 28-1 (2010), 141-148.
- 4) 内藤恭章, 村山元, 宮崎康信: ハイブリッドスポット溶接による高板厚比板組での亜鉛めっき鋼板の3枚重ね溶接, 溶接学会全国大会講演概要, 88 (2011), 152-153.
- 5) 内藤恭章, 村山元, 宮崎康信: 鋼板間に隙間のある場合の3枚重ね亜鉛めっき鋼板のハイブリッドスポット溶接性 (その2), 溶接学会全国大会講演概要, 91 (2012), 312-313.
- 6) Z. Lei, H. Kang and Y. Liu: Finite Element Analysis for Transient Thermal Characteristics of Resistance Spot Welding Process with Three Sheets Assemblies, Procedia Engineering, 16 (2011), 622-631.
- 7) N. Ma and H. Murakawa: Numerical and experimental study on nugget formation in resistance spot welding for three pieces of high strength steel sheets, Journal of Materials Processing Technology, 210 (2010), 2045-2052.
- 8) H. Kang, I. Accorsi, B. Patel and E. Pakalnins: Fatigue performance of resistance spot welds in three sheet stack-ups, Procedia Engineering, 2 (2010), 129-138.
- 9) 松村吉修, 三崎利次, 吉田智美, 近藤崇敬, 佐久間淳夫, 前田正幸, 吉原靖昌, 福本幸司, 杉浦裕, 奥村明敏: アルミルーフ適用技術の開発, 三菱自動車テクニカルレビュー, 18 (2006), 69-74.
- 10) 加藤亨, 安部洋平, 森謙一郎, 酒井慎吾: セルフピアシングリベットによるアルミニウム合金板と軟鋼板の3枚接合, 塑性と加工, 49 (2008), 419-423.
- 11) 武田実佳子, 漆原亘, 松本克史, 加藤淳: 抵抗スポット溶接法による Fe-Al 異材接合技術の開発, 神戸製鋼技報, 57-2 (2007), 69-73.
- 12) 笹部誠二, 永田康弘: 合金化溶融亜鉛めっき鋼板とアルミニウム合金板との抵抗スポット接合継手の特性, 溶接学会全国大会講演概要, 87 (2010), 40-41.
- 13) 笹部誠二, 岩瀬哲, 松本剛, 服部保徳, 三尾野忠昭: 新開発の溶融亜鉛めっき鋼板を用いたアルミニウム合金材と鋼材との接合, 軽金属溶接, 45-2 (2007), 63-73.
- 14) 庄司庸平, 高瀬健治, 玄道俊行, 埴邦彦, 森川賢一, 野口竜弘: 鉄とアルミ材の点接合技術の開発, マツダ技報, 24 (2006), 90-94.
- 15) 田中晃二, 熊谷正樹, 吉田英雄: 摩擦攪拌点接合によるアルミニウム合金板と鋼板の異種

- 金属接合, 軽金属, 56-6 (2006), 317-322.
- 16) 宮川堅, 椿 正己, 安井利明, 福本昌宏: 摩擦攪拌作用を用いた Al 合金/低炭素鋼板の重ね点接合, 溶接学会論文集, 26-1 (2008), 42-47.
 - 17) 青田欣也, 高橋誠, 池内建二: プローブ無しツールを用いたアルミニウムと炭素鋼の異種金属スポット摩擦攪拌接合, 溶接学会論文集, 26-3 (2008), 227-234.
 - 18) CY. Lee, DH. Choi, YM. Yeon and SB. Jung: Dissimilar friction stir spot welding of low carbon steel and Al-Mg alloy by formation of IMCs, Science and Technology of Welding and Joining, 14 (2009), 216-220.
 - 19) KY. Feng, M. Watanabe and S. Kumai: Microstructure and Joint Strength of Friction Stir Spot Welded 6022 Aluminium Alloy Sheets and Plated Steel Sheets, Materials Transactions, 52 (2011), 1418-1425.
 - 20) M. Watanabe, KY. Feng, Y. Nakamura and S. Kumai: Growth manner of intermetallic compound layer produced at welding interface of friction stir spot welded aluminum/steel lap joint, Materials Transactions, 52 (2011), 953-959.
 - 21) YF. Sun, H. Fujii, N. Takaki, and Y. Okitsu: Microstructure and mechanical properties of dissimilar Al alloy/steel joints prepared by a flat spot friction stir welding technique, Materials and Design, 47 (2013), 350-357.
 - 22) 坂村勝, 大石郁, 竹保義博, 津村 卓也, 中田 一博: 鋼板用摩擦攪拌点接合技術の開発 (第 1 報), 広島県立総合技術研究所東部工業技術センター研究報告, 21 (2008), 1-8.
 - 23) 坂村勝, 大石郁, 竹保義博, 津村 卓也, 中田 一博: 鋼板用摩擦攪拌点接合技術の開発, 溶接学会全国大会講演概要, 83 (2008), 86-87.
 - 24) 青田欣也, 池内建二: プローブ無しツールを用いる摩擦攪拌スポット接合の開発とその低炭素鋼板への応用, 溶接学会論文集, 26-1 (2008), 54-60.
 - 25) W.M. Thomas, P.L. Threadgill and E.D. Nicholas: Feasibility of friction stir welding steel, Science and Technology of Welding and Joining, 4 (1999), 365-372.
 - 26) T.J. Lienert, W.L. Stellwag, B.B. Grimmer and R.W. Warke: Friction Stir Welding Studies on Mild Steel, Welding Journal, 82 (2003), 1s-9s.
 - 27) A.P. Reynolds, W. Tang, M. Posada and J. Deloach: Friction stir welding of DH36 steel, Science and Technology of Welding and Joining, 8 (2003), 455-460.
 - 28) H. Fujii, L. Cui, N. Tsuji, M. Maeda, K. Nakata and K. Nogi: Friction Stir Welding of Carbon Steel, Materials Science of Engineering A, 429 (2006), 50-57.
 - 29) 田中努, 平田智丈, 森重大樹, 四宮徳章, 白川信彦: 摩擦攪拌接合法によるアルミニウムと鋼の異材接合技術, 軽金属溶接, 50-3 (2012), 93-99.

- 30) T. Tanaka, T. Morishige and T. Hirata: Comprehensive analysis of joint strength for dissimilar friction stir welds of mild steel to aluminum alloys, *Scripta Materialia*, 61 (2009), 756-759.
- 31) 及川初彦, 斉藤亨, 永瀬隆夫, 切山忠夫: 鋼板/アルミニウム板接合体の界面における金属間化合物の生成と成長, *鉄と鋼*, 83-10 (1997), 641-646.
- 32) 黒田晋一, 才田一幸, 西本和俊: A6061 と SUS316 の直接接合部の組織と特性, *溶接学会論文集*, 17-3 (1999), 484-489.
- 33) M. Czechowski: Stress corrosion cracking of explosion welded steel-aluminum joints, *Materials and Corrosion*, 55-6 (2004), 464-467.
- 34) S. Fukumoto, H. Tsubakino, K. Okita, M. Aritoshi and T. Tomita: Friction welding process of 5052 aluminium alloy to 304 stainless steel, *Materials Science and Technology*, 15-9 (1999), 1080-1086.
- 35) T. Shinoda, K. Miyahara, M. Ogawa and S. Endo: Friction welding of aluminium and plain low carbon steel, *Welding International*, 15-6 (2001), 438-445.
- 36) H. Uzun and C.D. Donne: Friction stir welding of dissimilar Al 6013-T4 to X5CrNi18-10 stainless steel, *Materials & Design*, 26-1 (2005), 41-46.
- 37) 山本尚嗣, 高橋誠, 有年雅敏, 池内建二: Al-Mg 系 5052 合金と軟鋼との摩擦圧接継手の界面強度に対する金属間化合物層の影響, *溶接学会論文集*, 23-2 (2005), 352-358.
- 38) Binary Alloy Phase DIAGRAMS Second Edition, Plus Update Ver.1.0, ASM INTERNATIONAL, (1996).
- 39) (社)溶接学会編: 第2版 溶接・接合便覧, 丸善 (2003) P.763-768.

第5章 アルミニウム合金/溶融亜鉛めっき鋼 2 枚重ね継手の摩擦アンカー接合

5.1 緒言

現在，自動車用に利用されている鉄鋼材料の多くは，防食のために亜鉛めっきが施されているものが数多く見受けられる．したがって，アルミニウム合金と鋼の異種金属接合における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¹⁾，レーザ^{2,3)}，CMT (Cold Metal Transfer)⁴⁻⁸⁾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は，次のような研究が行われている．佐藤ら⁹⁾，Feng ら¹⁰⁾，山本ら¹¹⁾は 6000 系アルミニウム合金と亜鉛めっき鋼，宮川ら¹²⁾は 5000 系アルミニウム合金と亜鉛めっき鋼の摩擦攪拌点接合を行っている．また，Chen ら¹³⁾は AC4C アルミニウム合金と亜鉛めっき鋼の重ね継手に対して摩擦攪拌接合を行っている．いずれの研究も，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．Zhang ら¹⁴⁾は純アルミニウムと軟鋼の間に亜鉛箔を挟んで摩擦攪拌接合を行い，接合界面における化合物生成現象を詳細に調査している．この場合も，上板の純アルミニウムのみを攪拌した接合である．一方，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¹⁵⁾と宮原ら¹⁶⁾の報告がある．Elrefaey ら¹⁵⁾は上板に純アルミニウムを下板に亜鉛めっき鋼を配置し，重ね摩擦攪拌接合を行い，接合ツール先端を鋼に 0.1mm 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¹⁶⁾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，筆者らが提案している摩擦アンカー接合は，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，本章では，摩擦アンカー接合をアルミニウム合金/溶融亜鉛めっき鋼 (GI 鋼) の 2 枚重ね異材継手に適用した際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．

5.2 実験方法

5.2.1 供試材及び接合方法

本実験では、第3章で述べた、アルミニウム合金/鋼の2枚重ね継手の接合と同様に、汎用フライス盤の加工テーブル上に Fig.5-1 に示すエアシリンダを含めた治具を配置した。供試材としては、板厚 1.0mm のアルミニウム合金 (A5052) と板厚 1.2mm の溶融亜鉛めっき鋼 (GI 鋼, 引張強度: 約 330MPa) を用いた。GI 鋼のめっき厚は約 16 μ m である。A5052 については、供試体の接合される表面を 500 番の耐水研磨紙で研磨した後、アセトンで脱脂し、GI 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 GI 鋼を配置し、治具によって固定した。実験に用いた接合ツールは、第3, 4章の実験で用いたものと全く同じであり、また、接合ツールの供試体への押し込み操作も第3, 4章の実験と全く同様である。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が、本実験での最大値と最小値の差が 0.002 秒とわずかであるため考慮しないこととした。

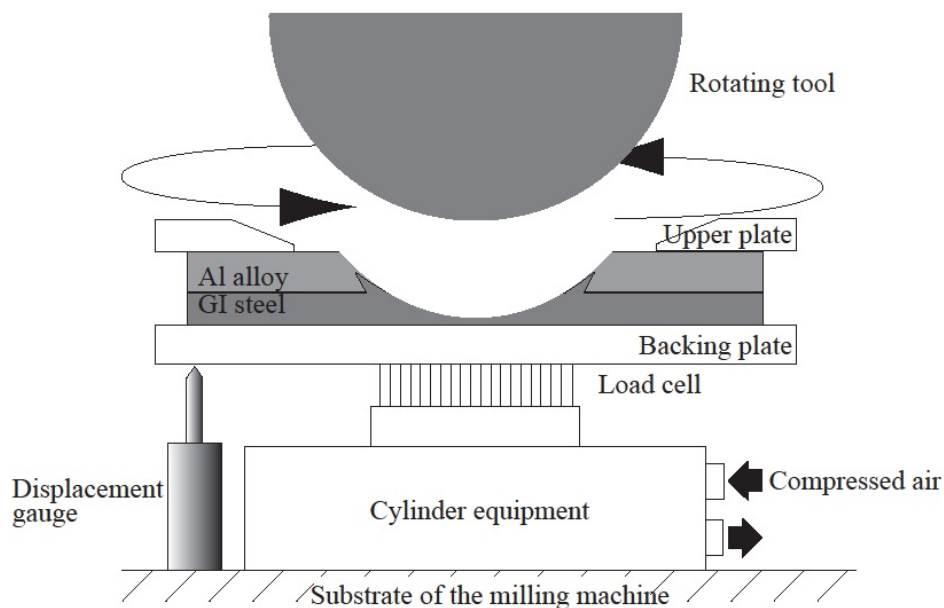


Fig.5-1 Schematic illustration of the experimental setup.

5.2.2 接合材の断面評価及び接合強度測定

本実験では、まず、Table 5-1 に示すように、接合ツールの“狙い押し込み量”をパラメータとした。なお、“押し込み量”ではなく“狙い押し込み量”としたのは、後述のように、“狙い押し込み量”まで接合ツールを押し込むことができず、“狙い押し込み量”とレーザ変位計で測定した、実際の“押し込み量”とが必ずしも一致しないケースが発生したためである。次に、接合界面近傍での現象をより詳細に調べるために、狙い押し込み量を 1.7mm、接合時間を 0.2～3.0 秒として接合を実施した。接合材の断面評価については、切断、研磨後、マイクロスコープ、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、引張せん断試験については、JIS Z 3136 にしたがって、万能引張圧縮試験機を用い引張速度 0.08mm/s で実施した。

Table 5-1 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

5.2.3 接合時の温度、ツール押し込み及び垂直荷重挙動測定

接合時の供試体の温度変化を把握するため、Fig.5-2 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挙動を把握するため、Fig.5-1 に示したように、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。

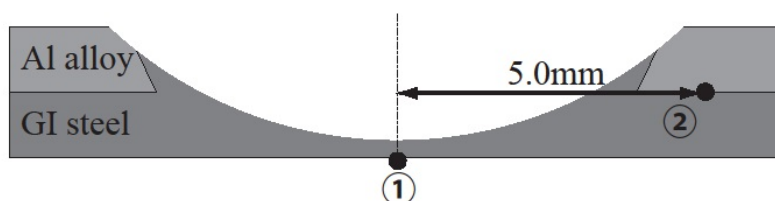


Fig.5-2 Schematic illustration of the temperature measurement positions.

5.3 実験結果と考察

5.3.1 接合部の断面観察

Fig.5-3 に接合ツールの狙い押し込み量 (Plunge depth; Pd) 1.5mm の場合の外観写真を示す。また、Fig.5-4 に狙い押し込み量を 1.0～1.7mm と変化させた際の断面マクロ写真を示す。狙い押し込み量を大きくしても、供試体に 1.3～1.4mm、つまり下板の GI 鋼表面から 0.3～0.4mm しか押し込めず、A5052 の一部が欠損し、第 3 章で示した、A5052 と SPCC の摩擦アンカー接合のように A5052 中に鋼突起が形成されていないことが分かる。Fig.5-5 には接合後の接合ツールの外観写真を示す。接合ツール先端には付着物が存在し、EDS で分析したところ Al 及び Zn が検出された。この結果から、前述の A5052 の一部欠損は A5052 母材の接合ツールへの付着が原因であると推定される。なお、生田ら¹⁷⁾が指摘しているように、接合ツール付着物が接合材の接合強度及び攪拌領域に影響することが懸念されるため、接合ツール先端の付着物は、接合毎にやすりで除去し、その後、アセトン洗浄することで実験を繰り返した。

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.5-6 には、狙い押し込み量 1.5mm の場合の断面 SEM 反射電子像を示す。Fig.5-6(b)～(d)は Fig.5-6(a)中の□で示された部位の拡大写真を示している。Fig.5-6(b)の欠損部表面近傍には白い領域が認められ、EDS で分析した結果、Zn が検出された。Zn-Al 二元系状態図¹⁸⁾によると Zn-Al 系は共晶温度 381℃の共晶点を有する。一方、山本ら¹¹⁾、宮川ら¹²⁾、佐藤ら¹⁹⁾は Al 合金と GI 鋼の摩擦攪拌点接合において、Al 合金中に Zn が流入すると報告している。さらに、熔融した Al は工具や金型に凝着しやすいことが知られている²⁰⁾。したがって、本実験においても、Zn めっき層中の Zn が A5052 中に流入し、共晶液相化によって生成した Zn-Al 液相が接合ツールに凝着し、欠損に至った可能性が示唆される。次に、Fig.5-6(c)より、(c)の領域では Zn めっき層が除去され、Fe と Al が接合されており、SEM レベルでは界面には明確な金属間化合物層は認められなかった。また、Fig.5-6(d)より、除去された Zn めっき層が(d)の領域に押し出されていることが分かる。

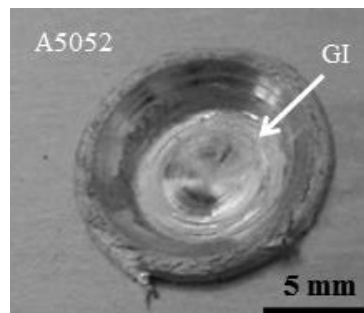


Fig.5-3 Appearance of the A5052/GI steel weld (Target Pd: 1.5 mm).

以上の結果から、接合ツールを供試体に押し込むことに起因する摩擦熱で Zn めっき層が溶融し周辺に押し出され、その一部は A5052 中に流入し、共晶液相化して接合ツールに凝着し母材から離脱する。しかし、Zn めっき層が除去された部分の一部において Fe と Al の接合が実現するものと推定した。なお、Zn の A5052 中への流入メカニズムについては 5.3.3 項で、接合ツールを供試体に 1.3~1.4mm しか押し込めず、A5052 中に鋼突起が形成されない理由については 5.3.3~5.3.5 項で、Fe と Al の接合メカニズムについては 5.3.5 項で詳述する。

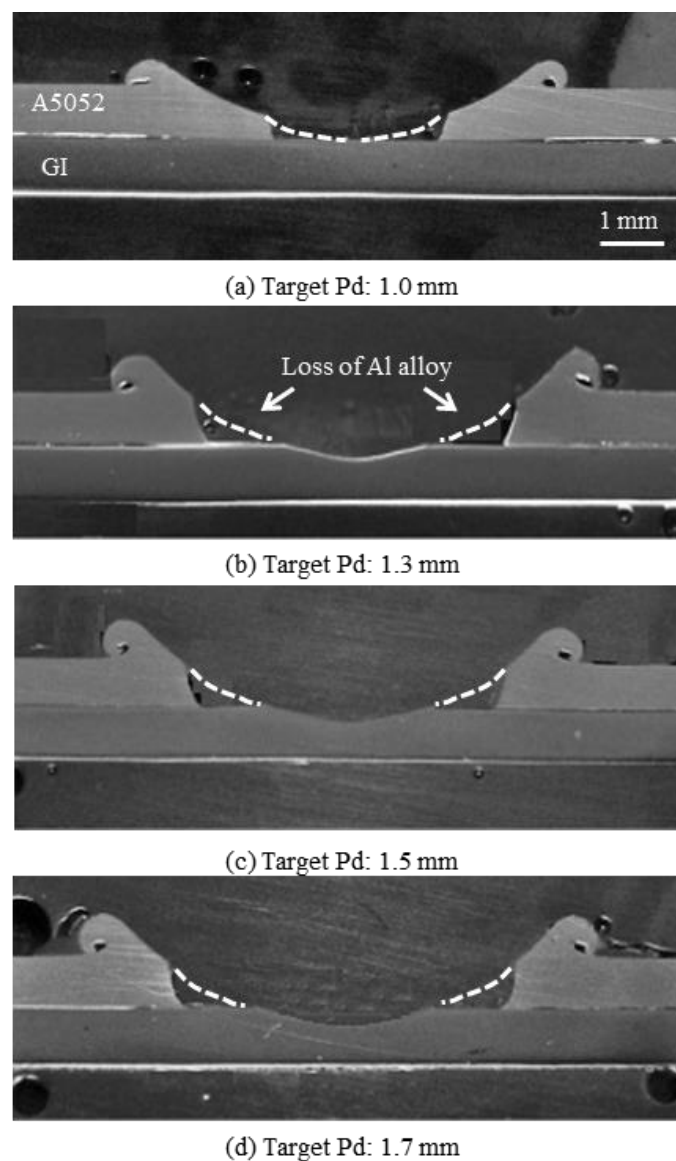


Fig.5-4 Cross-sectional macro images of the A5052/GI steel welds with various target plunge depths.



Fig.5-5 Appearance of the tip of the tool after welding of A5052 and GI steel.

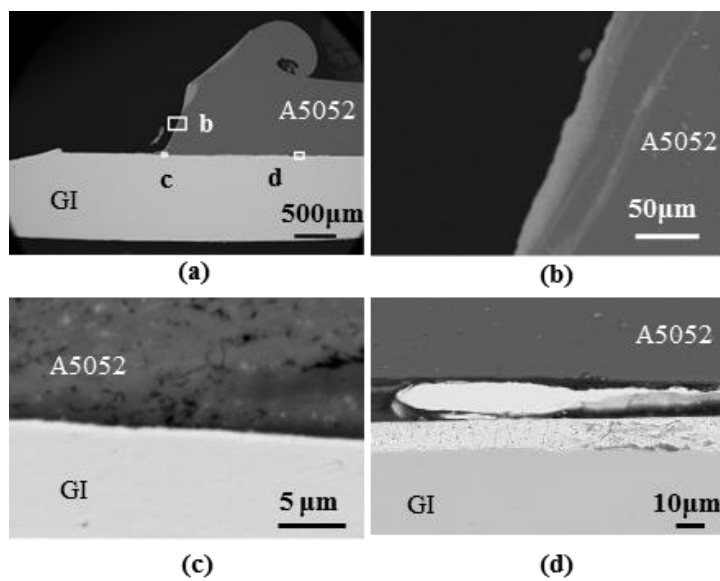


Fig.5-6 Cross-sectional SEM images of the A5052/GI steel weld (Target Pd: 1.5 mm).

5.3.2 ツール押し込み量と引張せん断強度の関係

Fig.5-7 に接合ツールの狙い押し込み量と引張せん断強度の関係を示す。A5052 中に鋼突起は形成されないものの、Zn めっき層が溶融除去された部位において Fe と Al の接合が実現し、狙い押し込み量が 1.3~1.4mm までは引張せん断強度が漸増し、1.5~1.8mm で約 2.6kN/点で飽和している。1.5~1.8mm で飽和しているのは、Fig.5-4 に示したとおり、狙い押し込み量に関わらず、接合ツールを 1.3~1.4mm 以上押し込めないことが原因であると考えられる。Fig.5-8 には、狙い押し込み量 1.7mm の場合の試験後の SEM 反射電子像を示す。図中の矢印は、GI 鋼を左方向に、A5052 を右方向に引張ったことを意味している。写真より、破壊は Al/Fe 接合界面近傍の Al 部で生じていることが分かる。Fig.5-9 には、試験後の

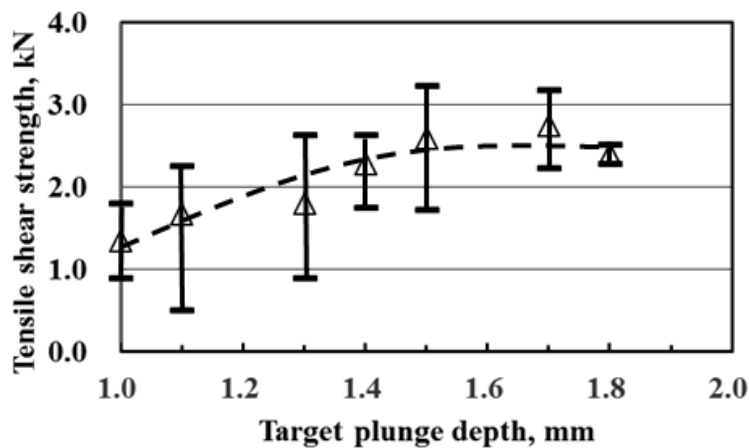


Fig.5-7 Relationship between the target plunge depth and the tensile shear strength.

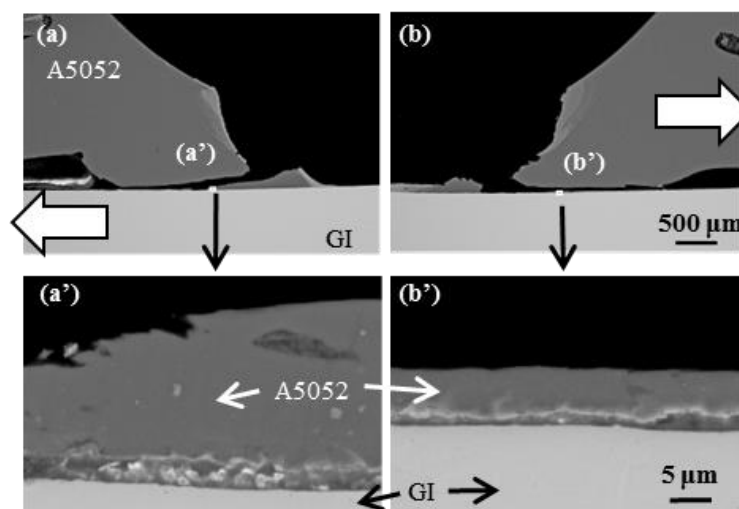


Fig.5-8 Cross-sectional SEM images of the A5052/GI steel weld after the tensile shear test (Target Pd: 1.7 mm).

外観写真を示す．これより接合面積を算出し，接合面積と引張せん断強度の関係をプロットした図を Fig.5-10 に示す．図より，引張せん断強度は Al/Fe 接合面積が大きいほど増大する傾向にあることが分かった．

ところで，宮川ら¹²⁾は A5052 と GI 鋼の摩擦攪拌点接合重ね継手に対して引張せん断試験を実施し約 3.5kN/点という値を得ており，引張せん断荷重を接合部の面積で除して得られるせん断応力は約 45MPa となる．また，試験時の破断位置は，主として金属間化合物層と GI 鋼の界面としている．一方，本実験では，試験時の破断位置は接合界面近傍の Al 部であり，引張せん断応力は Fig.5-10 より約 65MPa となる．これは，本実験の接合条件の方が宮川らの接合条件に比し入熱量が小さく，A5052 と GI 鋼の接合界面に形成される金属間化合物層がより薄かったことに起因していると考えている．詳細は 5.3.5 項で述べる．

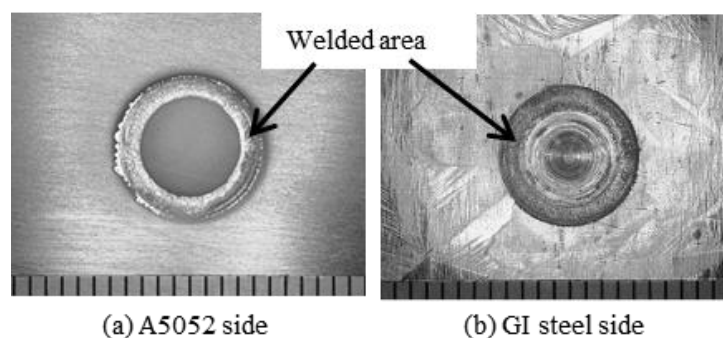


Fig.5-9 Appearances of the A5052/GI steel weld after the tensile shear test (Target Pd: 1.5 mm).

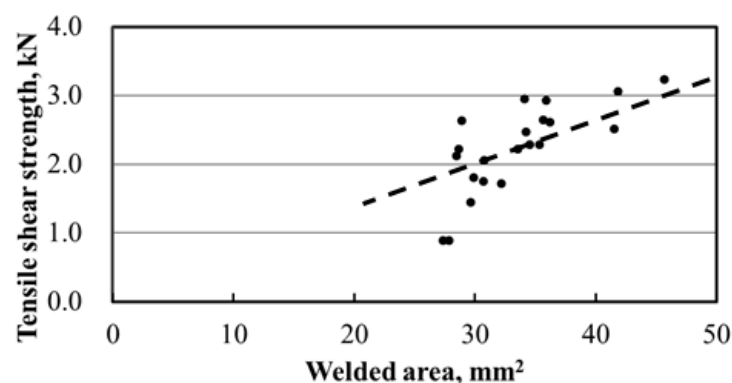


Fig.5-10 Relationship between the welded area and the tensile shear strength for the A5052/GI steel welds.

5.3.3 接合時間による接合界面近傍の変化

前述のとおり，A5052 と GI 鋼の接合では，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，接合ツールの狙い押し込み量を 1.7mm，接合時間を 0.2～3.0 秒として接合を実施し，その断面を詳細に観察した．

Fig.5-11 に接合時間 0.3 秒，0.4 秒，3.0 秒の場合の断面 SEM 反射電子像を示す．なお，0.2 秒では Zn めっき層は溶融しておらず，A5052 側にも変化はなかった．まず，0.3 秒で Zn めっき層の溶融が始まり，溶融した Zn は外周部に追いやられるものの，中央部には変質しためっき層が残存している．中央部の変質めっき層を EDS で分析したところ，Zn と Al が検出された．この結果から，中央部の変質層は，溶融した Zn 中に A5052 起因の Al が溶解し，凝固して得られたものと推定した．なお，GI 鋼と Al 合金の摩擦攪拌点接合において，中央部に Zn が残存する現象については Feng ら¹⁰⁾も同様の報告を行っている．そして，外周部に追いやられた溶融 Zn の一部は A5052 中に流入し，Fig.5-11(a)中の←部分にまで達し，Fig.5-11(a3)に示すように割れが発生していることが分かる．

ここで Zn の流入現象について考察する．西川ら²¹⁾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，第 4 章で述べたように，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．さらに，山本ら¹¹⁾，宮川ら¹²⁾，佐藤ら¹⁹⁾は Al 合金と GI 鋼を摩擦

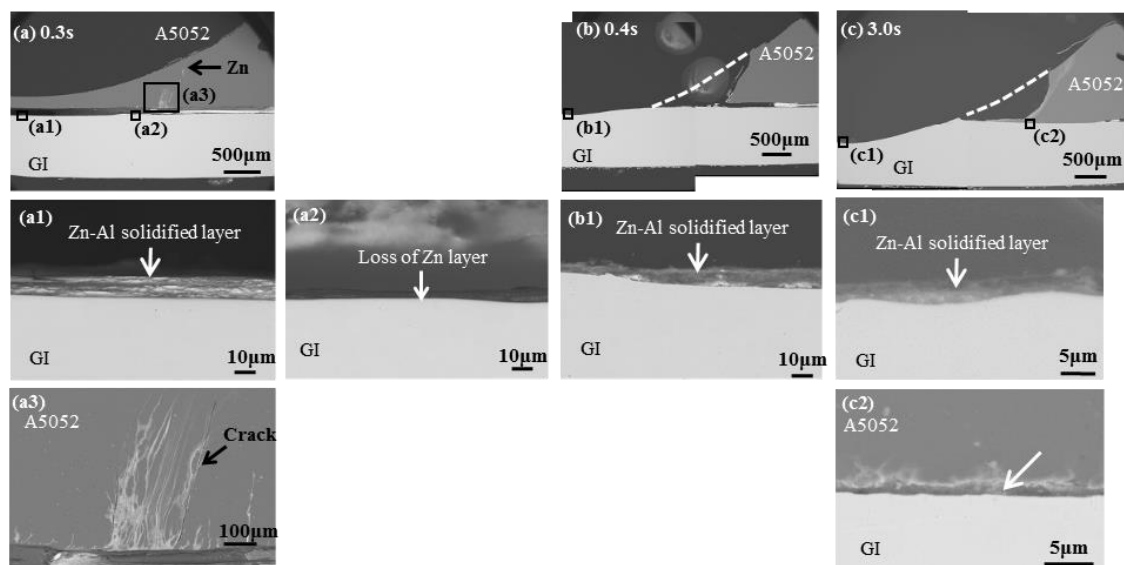


Fig.5-11 Cross-sectional SEM images of the A5052/GI steel welds with welding periods of (a) 0.3 s, (b) 0.4 s and (c) 3.0 s. The top line shows the SEM images with a low magnification. The second and third top lines show the SEM images with high magnifications.

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。これらの報告から、本実験において外周部に追いやられた溶融 Zn の一部は 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推定している。

次に、0.4 秒では接合ツール近傍の A5052 が母材から離脱している。これは、Zn が A5052 中に流入することによって共晶液相化し、接合ツールに凝着することで発生したものと思われる。そして、0.4 秒においても、0.3 秒と同様に中央部に変質層が残存しており、EDS で分析した結果、Zn と Al が検出され、中央部には Zn-Al 液相が接合ツールと GI 鋼の間に存在していたことが示唆される。なお、0.4 秒では A5052 と GI 鋼は接合していなかった。最後に、3.0 秒の場合には、中央部には変質層が残存しており、EDS で分析した結果、Zn と Al が検出された。また、Fig.5-11(c)に示すように A5052 と GI 鋼が接合しており、その接合界面には若干濃い灰色部 (Fig.5-11(c2)中の→部) が認められるが、EDS 分析の結果、Fe と Al の金属間化合物ではなく A5052 中の Zn が濃化している領域であることが分かった。

5.3.4 接合時の温度、ツール押し込み及び垂直荷重挙動

接合時の温度、ツール押し込み及び垂直荷重の挙動の一例 (狙い押し込み量 1.7mm) を Fig.5-12 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 12kN まで上昇するが、下板の GI 鋼の温度上昇が不十分であり軟化しておらず、12kN の垂直荷重では供試体に 1.1~1.2mm 程度しか押し込めない。そして、Fig.5-11 に示したとおり、接合中央部の GI 鋼上に Zn-Al 液相が存在しており接合ツールと鋼の間に発生する摩擦発熱が不十分なため、材料温度が上昇せず、それに伴い押し込み量も徐々にしか上昇せず、5.0 秒でも狙い押し込み量の 1.7mm には達しなかった。

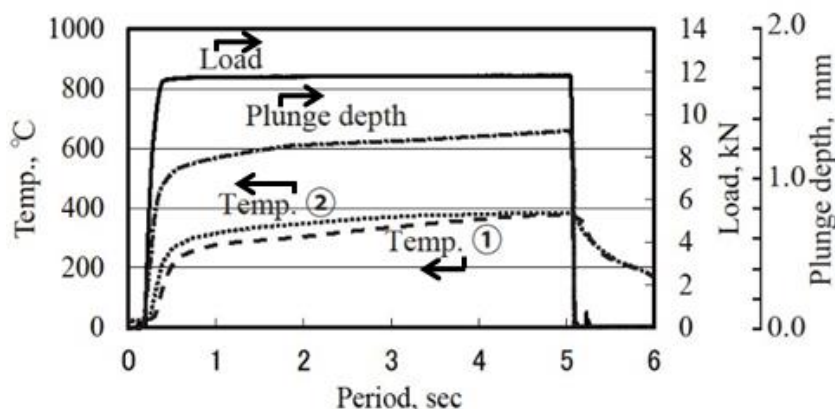


Fig.5-12 Variations in temperatures, vertical load and plunge depth during welding (Target Pd: 1.7 mm).

5.3.5 接合メカニズムに関する考察

前述の断面観察結果及び供試体の温度、ツール押し込み及び垂直荷重挙動測定結果より、A5052/GI 鋼の接合メカニズムを以下のように推定した。なお、Fig.5-13 に A5052/GI 鋼の接合メカニズムの模式図を示す。

- ① 接合ツールが A5052 内に挿入されると、その際の摩擦熱によって、Zn めっき層が溶融し、その中に A5052 中の Al が溶解する (Fig.5-13(a))。
- ② 溶融した Zn が接合ツールの圧力に起因して周辺に押し出される。また、その一部は、A5052 中への Zn の粒界拡散と、回転する接合ツールに起因する金属流動による巻き上げ効果によって A5052 中に流入する。A5052 中に流入してきた Zn は A5052 中の Al と共晶液相化する。一方、接合中央部近傍には溶融 Zn が残存する。したがって、接合ツールと GI 鋼の間に発生する摩擦発熱が不十分となる。そのため、供試体の温度上昇が不十分となり、それに伴って接合ツールを徐々にしか押し込めず、接合時間 5.0 秒においても狙い押し込み量に達せず、A5052 中に鋼突起は形成されない。しかし、溶融 Zn が除去された部分の一部（後述の母材離脱部の周辺部）において Fe と Al が接合される (Fig.5-13(b))。

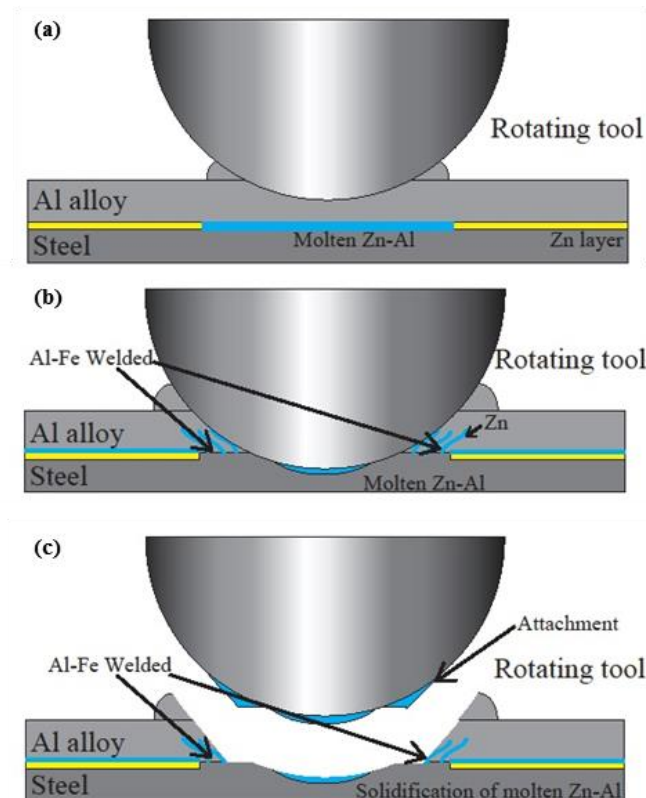


Fig.5-13 Schematic illustrations of the mechanism for the welding of A5052 and GI steel.

- ③ 接合時間 5.0 秒となり接合ツールを供試体から引き抜く際に、A5052 中の Zn-Al 共晶液相が接合ツールに凝着することで母材離脱が発生する (Fig.5-13(c)) .

次に、Fe と Al の接合について考察する。前述のとおり、本実験では A5052 と GI 鋼の接合界面に金属間化合物層を SEM で確認できなかった。これに対して、宮川ら¹²⁾は A5052 と GI 鋼の摩擦攪拌点接合を、プローブなしのダイヤモンドコーティングツールを GI 鋼まで押し込まずに接合し、接合界面に厚さ 1 μ m 以下の薄い金属間化合物層を SEM で確認している。宮川ら¹²⁾の実験では、接合ツールと A5052 の間に発生する摩擦熱と、接合ツールの圧力によって GI 鋼表面の Zn が溶融除去されるが、その後も、接合ツールは A5052 に接触した状態で回転を続けているため摩擦熱が発生し、Fe と Al の界面に熱と圧力が供給し続けられるものと考えられる。なお、宮川らの実験では、接合ツール押し込み量が 0.4mm (A5052 の板厚 1mm) と小さいため、本実験に比し Zn の A5052 中への流入が少なく、Zn-Al 共晶液相化は顕著ではなかったようである。そのため、Zn-Al 共晶液相が接合ツールと A5052 の摩擦発熱を抑制することはなかったものと思われる。一方、本実験では、接合ツールを下板の GI 鋼まで押し込むが、5.3.3 項で述べたように、接合ツールと GI 鋼の間に発生する摩擦熱が、間に存在する Zn-Al 液相のために小さく、また、接合ツール近傍の A5052 中には Zn-Al 共晶液相が存在するために、接合ツールと A5052 の間に発生する摩擦熱も小さかったものと予想している。これらの考察から、入熱量の差に起因して、宮川ら¹²⁾の実験では接合界面に金属間化合物層を SEM で確認できたのに対して、本実験では確認できなかったものと考えている。低入熱のために金属間化合物層が薄くなることは、Watanabe ら²²⁾による SS400 と A5083 の摩擦攪拌接合突合せ継手の接合界面に関する報告からも裏付けられる。Watanabe ら²²⁾は接合ツールショルダ直下の温度上昇の大きい部位では、Al 合金と鋼の接合界面に厚さ 4~5 μ m の金属間化合物層が認められるものの、接合ツールショルダから離れた板厚中間部から底部では、入熱が小さいため金属間化合物層が SEM レベルで認められないとしている。

5.4 結言

本章では、A5052 (板厚 1.0mm) /GI 鋼 (板厚 1.2mm) の 2 枚重ね継手の供試体に対して、回転する球面の接合ツールを下板の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 A5052 に挿入した際の摩擦熱に起因する溶融 Zn が接合ツール先端に存在するため、摩擦発熱が不十分となる。そのため、ツール押し込み量は 1.3~1.4mm に留まり、A5052 中に鋼突起を形成することができない。また、溶融した Zn が A5052 中に流入し、Zn-Al 共晶液相の接合ツールへの凝着が発生し、A5052 の欠損が発生する。し

かし、Zn めっき層が溶融除去された部位において Fe と Al の接合が実現する。

- 2) A5052 中に鋼突起は形成されず、鋼突起によるアンカー効果は発現しないものの、Zn めっき層が溶融除去された部位において Fe と Al の接合が実現し、引張せん断強度は接合ツールの狙い押し込み量が 1.3～1.4mm までは漸増し、1.5～1.8mm で約 2.6kN/点で飽和する。また、Zn めっき層が溶融除去されて接合した Al/Fe 接合部の接合面積が大きいほど引張せん断強度は増大する傾向にある。

第5章の参考文献

- 1) 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.
- 2) 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.
- 3) 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.
- 4) 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.
- 5) 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.
- 6) 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.
- 7) 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.
- 8) 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.
- 9) 佐藤裕, 多田雅史, 塩田敦朗, 粉川博之, 中川成幸, 宮本健二: Al 合金/亜鉛めっき鋼板の異材摩擦攪拌点接合継手の引張せん断強度に及ぼす亜鉛めっきの影響, 溶接学会全国大会講演概要, 84 (2009), 46-47.
- 10) 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.
- 11) 山本将貴, 小椋智, 大橋良司, 藤本光生, 廣瀬明夫: 6061 アルミニウム合金/亜鉛めっき鋼の摩擦攪拌点接合における 界面組織が継手強度に及ぼす影響, 軽金属溶接, 51-6 (2013), 223-232.
- 12) 宮川堅, 椿正己, 安井利明, 福本昌宏: 摩擦攪拌作用を用いた Al 合金/Zn めっき鋼板の重ね

- 点接合, 溶接学会論文集, 26-2 (2008), 131-136.
- 13) 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.
 - 14) 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.
 - 15) A. Elrefaey, M. Takahashi and K. Ikeuchi: Friction-Stir-Welded Lap Joints of Aluminum to Zinc-Coated Steel, *Quarterly Journal of Japan Welding Society*, 23-2 (2005), 186-193.
 - 16) 宮原哲也, 佐山満, 矢羽々隆憲, 大浜彰介, 畑恒久, 小林努: サブフレームへ適用可能な FSW を用いたスチールとアルミニウムの連続接合技術の開発, *Honda R&D Technical Review*, 25-1 (2013), 71-77.
 - 17) 生田明彦, N. H. Thomas, 京極秀樹: 摩擦攪拌点接合における三角柱型プローブツール付着物の影響, 溶接学会全国大会講演概要, 94 (2014), 64-65.
 - 18) Binary Alloy Phase DIAGRAMS Second Edition, Plus Updates Ver.1.0, ASM INTERNATIONAL (1996).
 - 19) 佐藤裕, 塩田敦朗, 粉川博之, 中川成幸, 宮本健二: Al 合金/亜鉛めっき鋼板の異材摩擦攪拌点接合過程における亜鉛の挙動と金属間化合物の形成, 溶接学会全国大会講演概要, 84 (2009), 50-51.
 - 20) 近藤恭二: 金型への複合硬化処理, *素形材*, 51-8 (2010), 18-22.
 - 21) 西川精一, 梅津清: アルミニウム中の Zn の粒界拡散, *生産研究*, 25-3 (1973), 162-164.
 - 22) 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.

第6章 アルミニウム合金/合金化溶融亜鉛めっき鋼 2枚重ね継手の 摩擦アンカー接合

6.1 緒言

前章で述べたとおり，アルミニウム合金と鋼の異種金属接合における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．前章では，アルミニウム合金と溶融亜鉛めっき鋼（GI 鋼）の接合メカニズムについて検討を行ったが，日本では合金化溶融亜鉛めっき鋼が多用されている¹⁾．

そこで本章では，合金化溶融亜鉛めっき鋼（GA 鋼）へ摩擦アンカー接合を適用し，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．

6.2 実験方法

6.2.1 供試材及び接合方法

本実験では，第3章で述べた，アルミニウム合金/鋼の 2 枚重ね継手の接合同様に，汎用フライス盤の加工テーブル上に Fig.6-1 に示すエアシリンダを含めた治具を配置した．供試材としては，板厚 1.0mm のアルミニウム合金（A5052）と板厚 1.2mm の合金化溶融亜鉛めっき鋼（GA 鋼，引張強度：約 330MPa）を用いた．GA 鋼のめっき厚は約 8 μ m である．

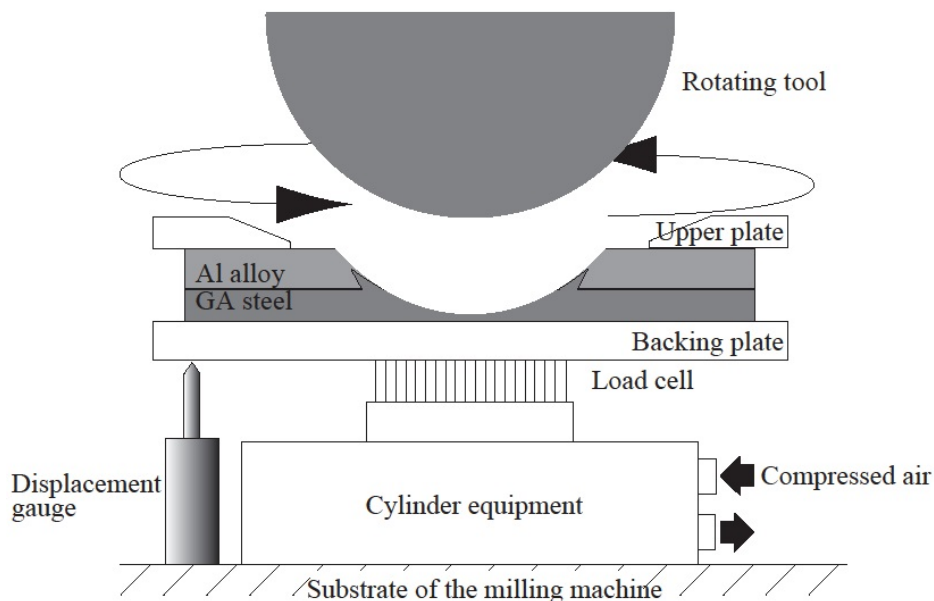


Fig.6-1 Schematic illustration of the experimental setup.

Table 6-1 Welding conditions.

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

A5052 については、供試体の接合される表面を 500 番の耐水研磨紙で研磨した後、アセトンで脱脂し、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、治具によって固定した。実験に用いた接合ツールは、第 3 ～ 5 章の実験で用いたものと全く同じであり、また、接合ツールの供試体への押し込み操作も第 3 ～ 5 章の実験と全く同様である。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が、本実験での最大値と最小値の差が 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 6-1 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 1.7mm 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。

6.2.2 接合時の温度、ツール押し込み及び垂直荷重挙動測定

接合時の供試体の温度変化を把握するため、Fig.6-2 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挙動を把握するために、Fig.6-1 に示したように、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。

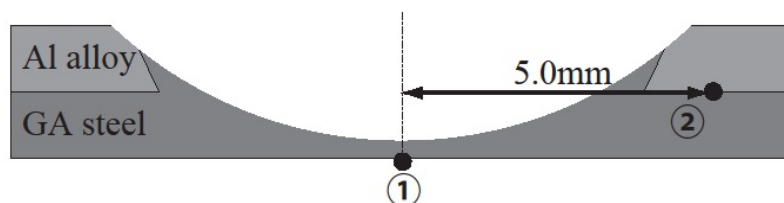


Fig.6-2 Schematic illustration of the temperature measurement positions.

6.2.3 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스코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。引張せん断試験については、JIS Z 3136 にしたがって、万能引張圧縮試験機を用い引張速度 0.08mm/s で実施した。

6.3 実験結果と考察

6.3.1 接合時の温度、ツール押し込み及び垂直荷重挙動

接合時の温度、ツール押し込み及び垂直荷重の挙動の一例（設定ツール押し込み量 1.7mm）を Fig.6-3 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 12kN 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、12kN の垂直荷重では接合ツールを供試体に 1.1～1.2mm 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℃²、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。

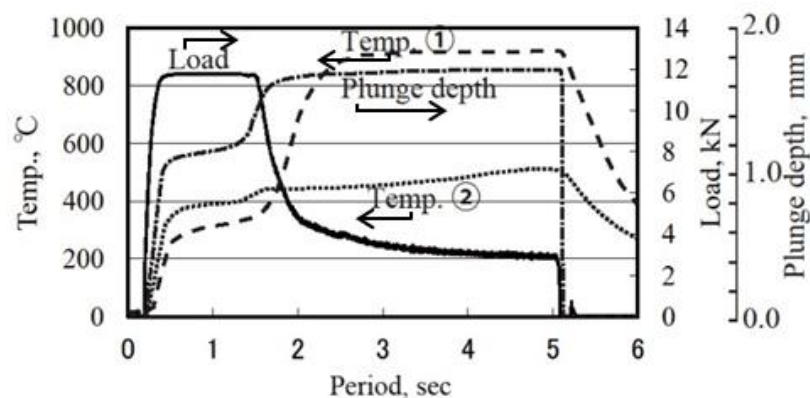


Fig.6-3 Variations in temperatures, vertical load and plunge depth during welding (Pd: 1.7 mm).

6.3.2 接合部の断面

(1) 接合部の断面組織

Fig.6-4 にツール押し込み量を 1.0~1.7mm 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 1.3mm 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し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.6-5 には、ツール押し込み量 1.5mm の場合の断面 SEM 反射電子像を示す。Fig.6-5(b)~(g)は Fig.6-5(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 μ m, (d)700 μ m, (e)1050 μ m, (f)1200 μ m, (g)1300 μ m である。また、Fig.6-5(c')~(g')は Fig.6-5(c)~(g)中の□で示された部位の拡大写真を示している。Fig.6-5(b)より、鋼突起がひだ形状を呈しており、第3章で示した、A5052 と SPCC の摩擦アンカー接合継手に

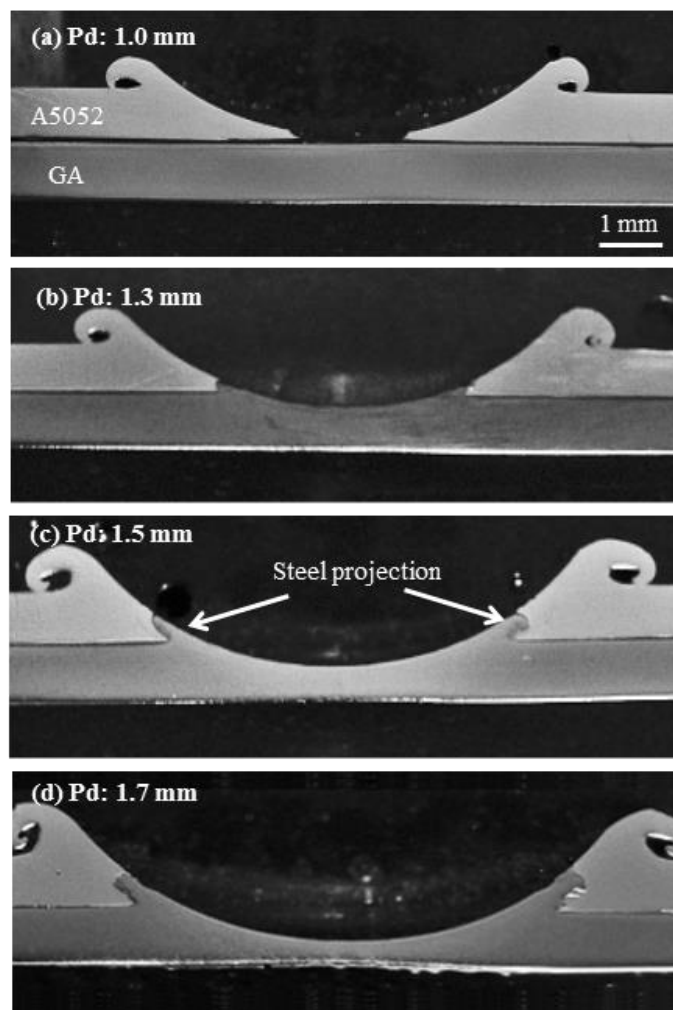


Fig.6-4 Cross-sectional macro images of the A5052/GA steel welds with various plunge depths.

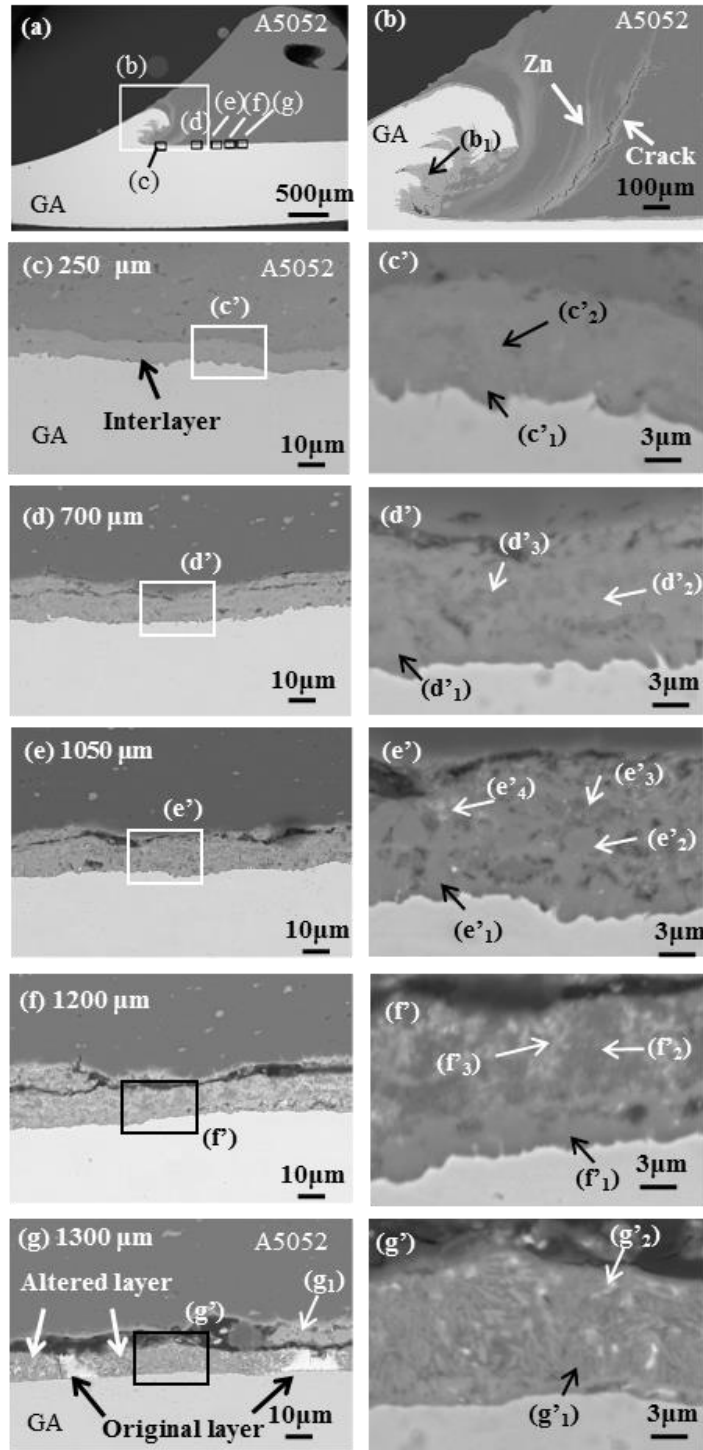


Fig.6-5 Cross-sectional SEM images of the A5052/GA steel weld (Pd: 1.5 mm). The top left image shows an SEM image with a low magnification. The top right image and the images on the second through sixth top lines show SEM images with high magnifications; (c) 250 μm , (d) 700 μm , (e) 1050 μm , (f) 1200 μm and (g) 1300 μm from the root of the steel projection.

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.6-5(b)中の領域(b₁)の EDS 定量分析結果は，Al : 58.9wt%，Fe : 36.2wt%，Zn : 4.9wt%であった．Fig.6-6 には，微小部 X 線回折で直径 50 μ m のコリメータを使用し，領域(b₁)の周囲，直径約 50 μ m 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.6-5(b)に示す鋼突起の右側には，第 5 章で述べた A5052 と GI 鋼の接合の場合と同様に，Zn が A5052 中に流入し割れが発生している．Fig.6-7 に示す Al-Zn 二元系状態図³⁾によると

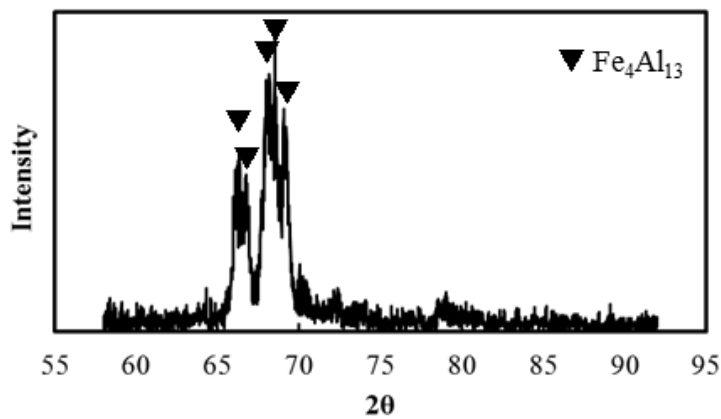


Fig.6-6 XRD analysis for Area (b₁) in Fig.6-5(b).

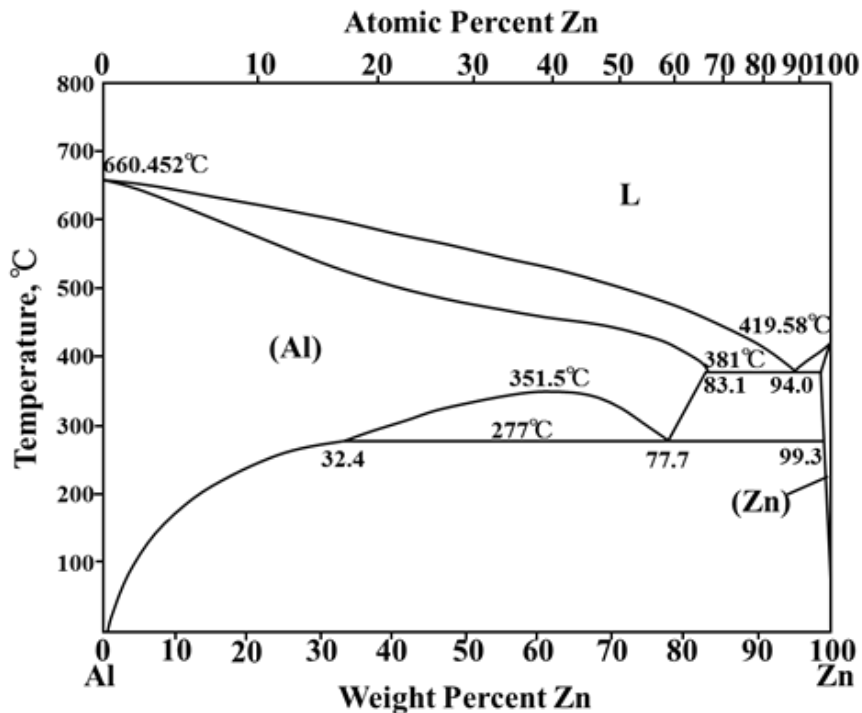


Fig.6-7 Al-Zn binary phase diagram³⁾.

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.6-5(c)より，鋼突起ルート部近傍では A5052 と GA 鋼の間に中間層が形成されていることが分かる．Fig.6-5(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.6-5(e')より，領域(e')の層は，明灰色の領域(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.6-5(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．Fig.6-5(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．

(2) 中間層～めっき層の化合物解析

Fig.6-5 の各層の詳細な解析を行うため，Fig.6-5(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 6-2 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 300μm のコリメータを用い

Table 6-2 EDS quantitative analyses for the welding interfaces in Fig.6-5.

	Chemical composition (wt%)			Predicted phases
	Al	Fe	Zn	
Area (c' ₁)	55.9	36.7	7.4	Fe ₂ Al ₅ (Zn)+Fe ₄ Al ₁₃ (Zn)
Area (c' ₂)	59.3	34.9	5.8	Fe ₄ Al ₁₃ (Zn)
Area (d' ₁)	55.2	36.1	8.7	Fe ₂ Al ₅ (Zn)+Fe ₄ Al ₁₃ (Zn)
Area (d' ₂)	57.9	33.8	8.3	Fe ₄ Al ₁₃ (Zn)
Area (d' ₃)	64.8	17.6	17.6	Fe ₄ Al ₁₃ (Zn)+Al(Zn)
Area (e' ₁)	55.6	36.2	8.2	Fe ₂ Al ₅ (Zn)+Fe ₄ Al ₁₃ (Zn)
Area (e' ₂)	57.7	36.3	6.0	Fe ₄ Al ₁₃ (Zn)
Area (e' ₃)	60.6	18.6	20.8	Fe ₄ Al ₁₃ (Zn)+Al(Zn)
Area (e' ₄)	53.1	15.2	31.7	Fe ₄ Al ₁₃ (Zn)+Al(Zn)+Zn
Area (f' ₁)	55.4	40.6	4.0	Fe ₂ Al ₅ (Zn)+Fe ₄ Al ₁₃ (Zn)
Area (f' ₂)	56.5	18.8	24.7	Fe ₄ Al ₁₃ (Zn)+Al(Zn)+Zn
Area (f' ₃)	50.3	14.7	35.0	Fe ₄ Al ₁₃ (Zn)+Al(Zn)+Zn
Area (g' ₁)	41.3	25.1	33.6	Fe ₄ Al ₁₃ +Zn
Area (g' ₂)	28.1	13.3	58.6	Fe ₄ Al ₁₃ +Zn

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.6-8 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.6-8 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

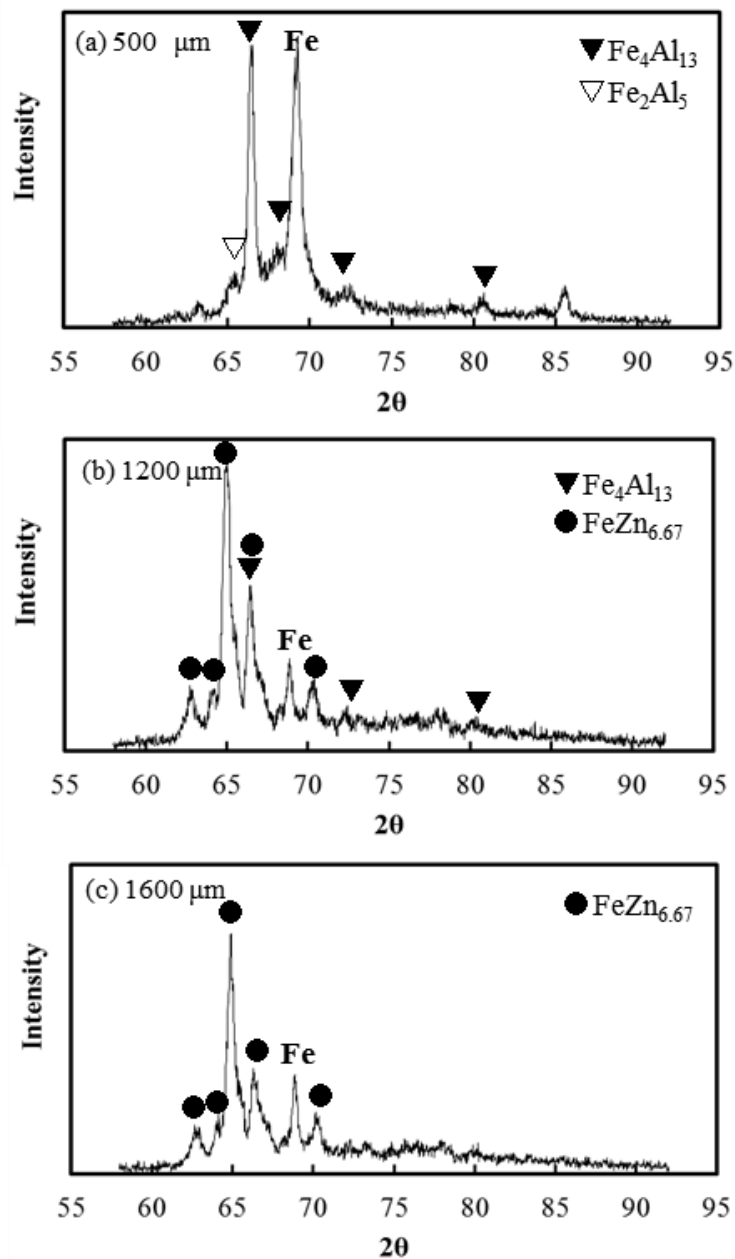


Fig.6-8 XRD analyses for the welding interfaces of the A5052/GA steel weld (Pd: 1.5 mm) ;
(a) 500 μm , (b) 1200 μm and (c) 1600 μm from the root of the steel projection.

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⁴⁾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。

次に、Table 6-2 の EDS の定量分析結果及び Fig.6-9 に示す Al-Fe-Zn 三元系状態図⁵⁾から、中間層～めっき層の、より詳細な考察を行った。Fig.6-3 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、およそその相の同定を試みた。まず、中間層について考察する。Fig.6-5(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.6-8(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

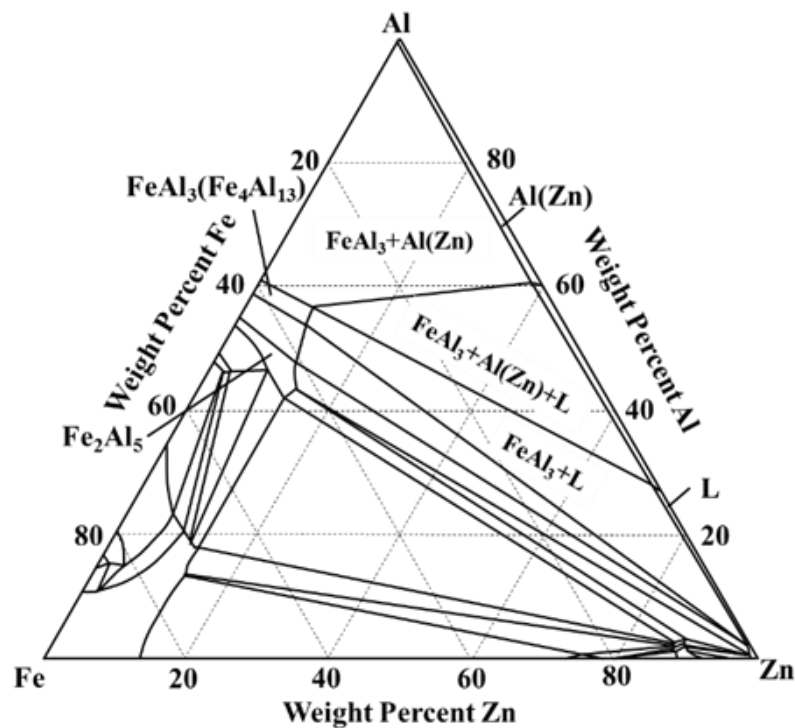


Fig.6-9 Al-Fe-Zn ternary phase diagram (at 500℃)⁵⁾.

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 $\text{Al}(\text{Zn})$ 相であり，白色の領域（領域(e'₄)）は $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ ， $\text{Al}(\text{Zn})$ 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 $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ ， $\text{Al}(\text{Zn})$ 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.6-5(g)中の領域(g₁)を EDS 分析したところ， $\text{Al} : 56.9\text{wt}\%$ ， $\text{Fe} : 1.1\text{wt}\%$ ， $\text{Zn} : 42.0\text{wt}\%$ であった．宮本ら⁶⁾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) 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，6.3.2 項の(2)の結果より，元のめっき層（ $\text{FeZn}_{6.67}$ ）から中間層（ $\text{FeAl}(\text{Zn})$ 金属間化合物）への変質プロセスを次のように考えた．Fig.6-10 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（ $\text{FeZn}_{6.67}$ ）は， $\text{FeAl}(\text{Zn})$ 金属間化合物+ Zn 液相に変質する．

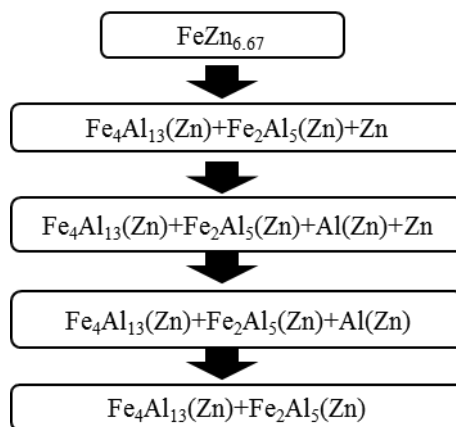


Fig.6-10 Variation in phases for the welding interface between A5052 and GA steel.

- 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⁹⁾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⁷⁾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、第4章で述べたように、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。これらの結果から、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⁴⁾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。

6.3.3 接合時間による接合界面近傍の変化

(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.6-11 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.6-11(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.6-11(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起因すると思われる。次に、Fig.6-11(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.6-11(b''₁)～(b''₃)の EDS マップに示すように、鋼突起近傍

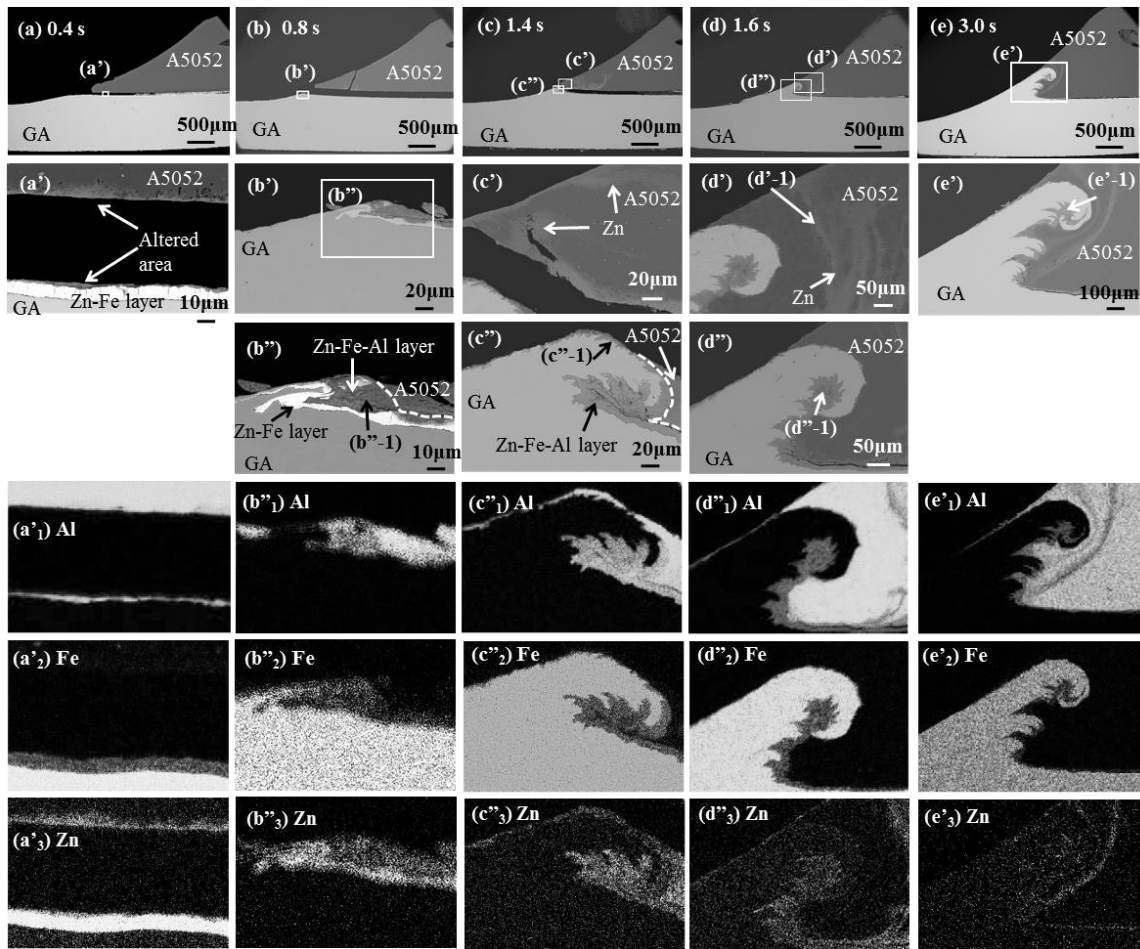


Fig.6-11 Cross-sectional SEM and EDS-map images of the A5052/GA steel welds with various welding periods. The top line shows SEM images with a low magnification. The second and third top lines show SEM images with high magnifications. The fourth through sixth top lines show EDS-map images.

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，6.3.2 項の(3)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.6-11(c)列には 1.4 秒の結果を示す．Fig.6-3 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.6-11(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.6-11(c')に示すように，A5052 中には多量の Zn が流入している．Fig.6-11(d)列には

1.6 秒の結果を示す。Fig.6-3 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.6-11(d')に示すように、A5052 中には多量の Zn が流入している。Fig.6-11(e)列には 3.0 秒の結果を示す。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 μ m 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.6-11(d'')中の領域(d''-1)及び Fig.6-11(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 : 58.6wt%, Fe : 36.3wt%, Zn : 5.1wt%, 領域(e'-1)は Al : 58.7wt%, Fe : 35.6wt%, Zn : 5.7wt%であった。これらの結果は、Fig.6-5(b)の領域(b₁)の分析値とほぼ同じであり、化合物層は Fe₄Al₁₃ が主化合物であると思われる。

(2) Zn-Fe-Al 層の機械的特性の推定

門間ら²⁾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.6-11(b'')中の領域(b''-1)の EDS 定量分析結果は、Al : 46.4wt%, Fe : 31.3wt%, Zn : 22.3wt%であった。6.3.2 項の(3)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 FeAl(Zn)金属間化合物（主として Fe₄Al₁₃）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（Fe₄Al₁₃）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^{8,9)}。

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

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⁹⁾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ト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 Fe₄Al₁₃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⁹⁾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、Fe₄Al₁₃ (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⁹⁾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.6-4(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 100gf, 10gf とした。Watanabe ら¹⁰⁾ 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) 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.6-12 に示す。図には、第 3 章、第 4 章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.

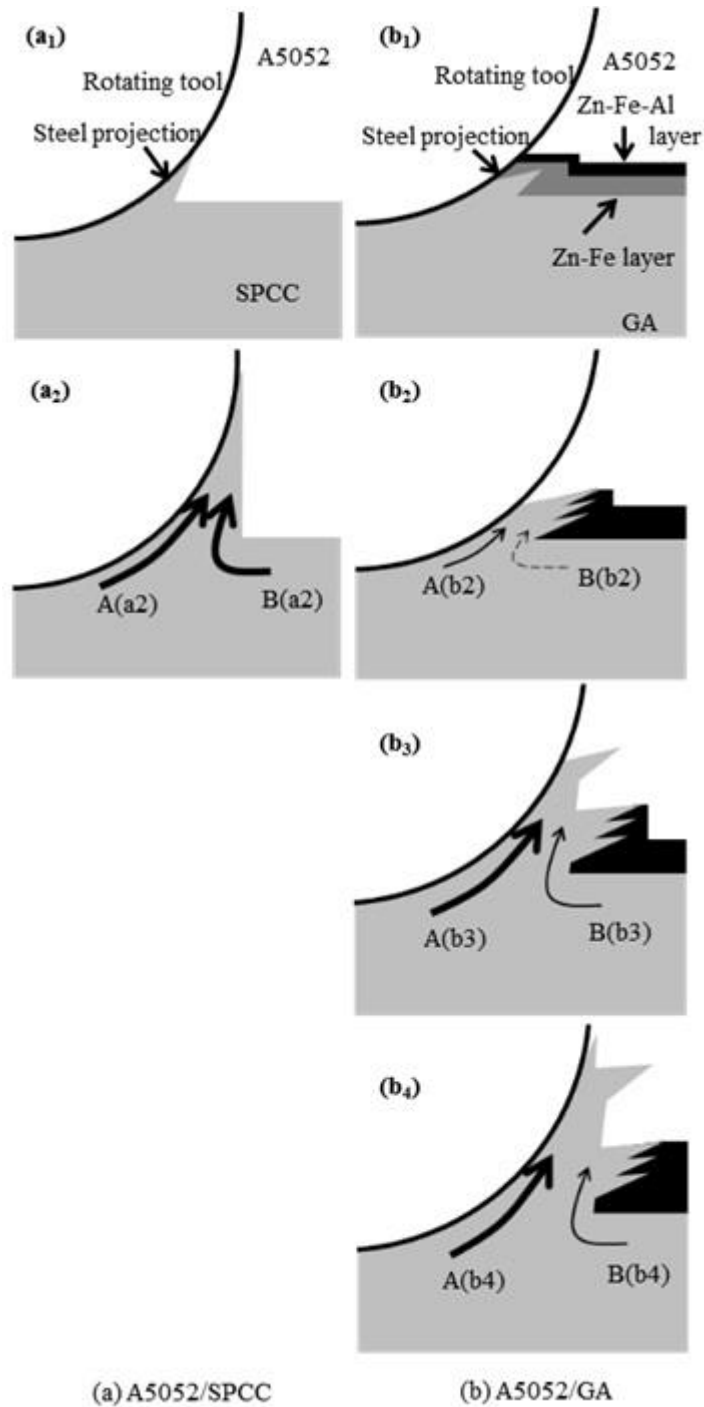


Fig.6-12 Schematic illustrations of the steel projection formation mechanism in the welds of (a) A5052/SPCC and (b) A5052/GA.

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.6-12(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.6-12(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。第4章で述べたとおり、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.6-3 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.6-11(d')中の領域(d'-1)の EDS 定量分析結果は、Mg : 1.4wt%, Al : 80.8wt%, Zn : 17.8wt%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⁹⁾ (Fig.6-9) 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.6-10 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、6.3.2 項で述べたように、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⁶⁾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¹⁴⁾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¹²⁾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。

6.3.4 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.6-13 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.6-13(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.6-13(b))。

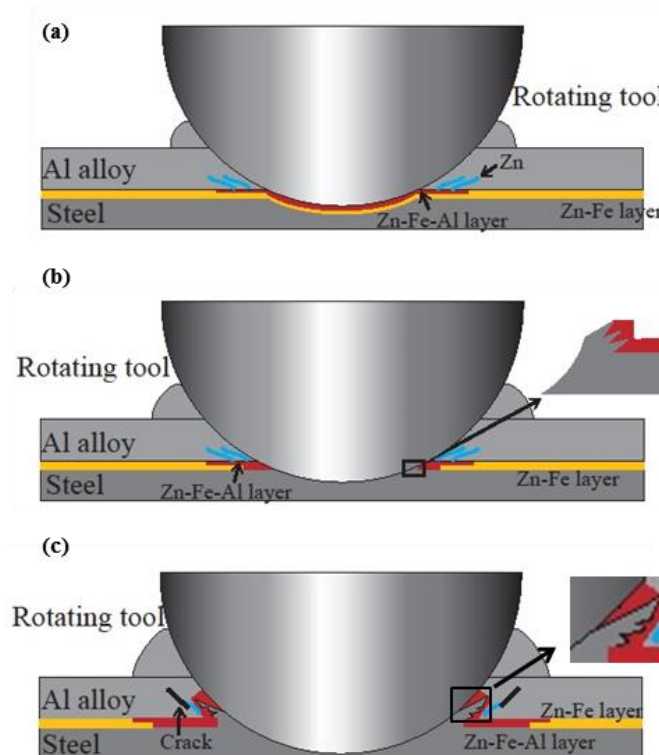


Fig.6-13 Schematic illustrations of the mechanism for the welding of A5052 and GA steel.

- 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.6-13(c)）。

6.3.5 ツール押し込み量と引張せん断強度の関係

Fig.6-14に接合ツールの押し込み量と引張せん断強度の関係を示す。図より、鋼突起が形成され始めるツール押し込み量1.3mmまでは引張せん断強度がほぼ0kN/点である。そして、1.4mm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、1.8mmで約2.7kN/点に達している。Fig.6-15には、ツール押し込み量1.5mmの場合と1.7mm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.6-15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.6-5(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

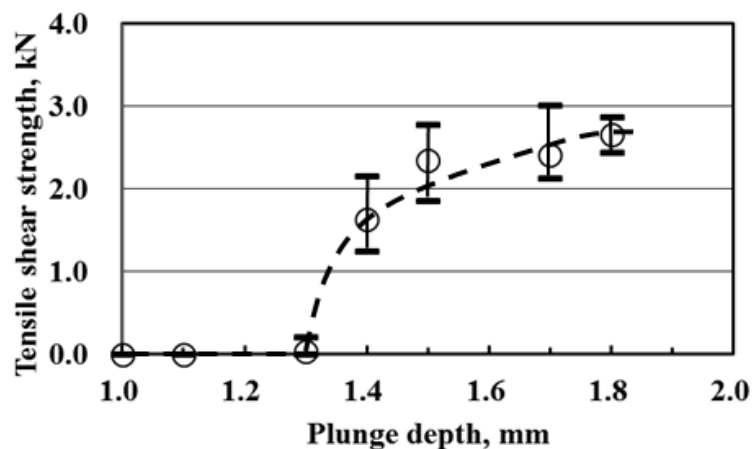


Fig.6-14 Relationship between the plunge depth and the tensile shear strength.

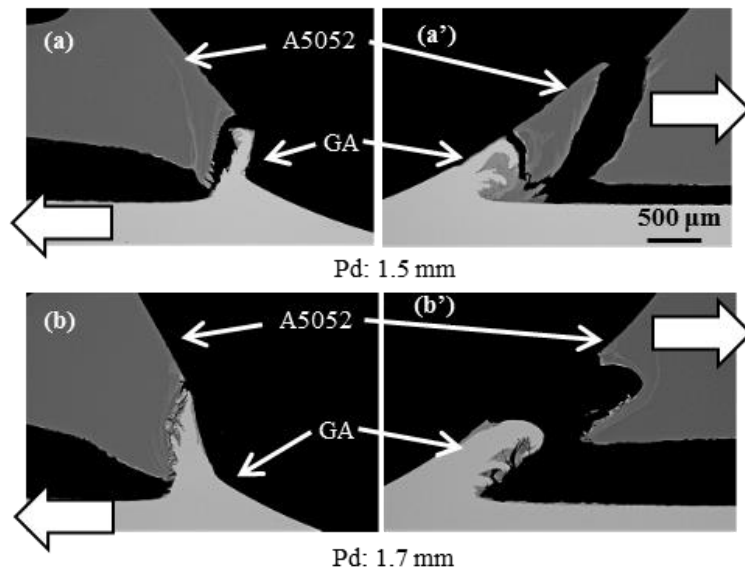


Fig.6-15 Cross-sectional SEM images of the A5052/GA steel welds with plunge depths of 1.5 mm ((a), (a')) and 1.7 mm ((b), (b')) after the tensile shear tests (Left images (a), (b): compression side. Right images (a'), (b'): tension side).

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、第3章で 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 3.6kN/点に達することを述べた。A5052 と 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 1.4mm 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.6-5 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。

6.4 結言

本章では、A5052 (板厚 1.0mm) /GA 鋼 (板厚 1.2mm) 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 $\text{FeAl}(\text{Zn})$ 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 1.3mm までは、ほぼ 0kN/点である。そして、1.4mm 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 1.8mm で約 2.7kN/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 3.6kN/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 $\text{FeAl}(\text{Zn})$ 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。

第6章の参考文献

- 1) 松山欽一: スポット溶接の品質保証技術, 溶接学会誌, 83-8 (2014), 602-615.
- 2) 門間改三, 須藤一, 早乙女和巳, 根本正: 低合金鋼の高温硬度におよぼす合金元素の影響について, 日本金属学会誌, 29-2 (1965), 191-196.
- 3) Binary Alloy Phase DIAGRAMS Second Edition, Plus Updates Ver.1.0, ASM INTERNATIONAL (1996).
- 4) 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.
- 5) W.Koster and T.Godecke: The Ternary Iron-Aluminium-Zinc System, Z.Metallkunde, 61-9 (1970), 649-658. (in German)
- 6) 宮本健二, 中川成幸, 津島健次, 片山忠明, 岩谷信吾, 北條慎治, 小椋智, 廣瀬明夫, 小林紘二郎: 亜鉛インサートが鋼と Al 合金の異種材料拡散接合の継手特性に及ぼす効果, 溶接学会論文集, 32-1 (2014), 15-30.
- 7) 西川精一, 梅津清: アルミニウム中の Zn の粒界拡散, 生産研究, 25-3 (1973), 162-164.
- 8) 薬師寺正雄, 近藤嘉之, 松本弘司, 岡本平: セメンタイトの高温硬さ, 日本金属学会誌, 39-6 (1975), 606-608.
- 9) 岡田厚正, 山本恭永, 依田連平: 純金属の高温硬さと硬さクリープ特性, 鉄と鋼, 73-9 (1987), 1186-1192.
- 10) 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.
- 11) 杉丸聡, 田中暁, 疋田尚志, 大羽浩, 吉江淳彦, 西田世紀: 高耐食性亜鉛めっき鋼線, 新日鉄技報, 386 (2007), 32-36.
- 12) 田中順一, 益田雄策, 武市知明, 坂口貢, 成田敏夫: 二段階溶融 Zn-Al めっき鋼のめっき層組織とその形成挙動: 表面技術, 48-9 (1997), 929-936.

第7章 鋼インサート材を利用したアルミニウム合金/亜鉛めっき鋼重ね継手の 摩擦アンカー接合

7.1 緒言

第5章で述べたように、摩擦アンカー接合を A5052 と溶融亜鉛めっき鋼 (GI 鋼) の重ね継手に適用すると、接合ツールを A5052 に挿入した際の摩擦熱に起因して、Zn-Al 液相が接合ツール先端近傍に生成する。そのため、接合ツールと GI 鋼の間に発生する摩擦熱が不十分となり、接合ツールを鋼中に十分に押し込めず、A5052 中に鋼突起を形成することができないことが明らかとなった。

また、第6章で述べたように、摩擦アンカー接合を A5052 と合金化溶融亜鉛めっき鋼 (GA 鋼) の重ね継手に適用すると、接合ツールを A5052 に押し込んだ際の摩擦熱で Zn-Fe めっき層中に A5052 起因の大量の Al が拡散する。これによって、Zn-Fe めっき層は Zn-Fe-Al 層、つまり、FeAl 系金属間化合物を含む層となり、この層の存在のために、鋼突起が真っ直ぐに伸びず、ひだ形状となることが分かった。

これらの現象は、A5052 と亜鉛めっき鋼が直接接触することに起因していると思われる。そこで、摩擦アンカー接合の特徴である、3 枚以上の重ね継手の接合が可能であることに着目し、A5052 と亜鉛めっき鋼の間に鋼インサート材を挿入することを試みた。本章では、A5052 と GI 鋼、A5052 と GA 鋼の重ね点接合において、その間に鋼インサート材を挿入して得られた継手の機械的性質を評価するとともに、その接合メカニズムについて詳細に調査を行った。

7.2 実験方法

7.2.1 供試材及び接合方法

本実験では、第4章で述べた、アルミニウム合金/鋼/鋼の3枚重ね継手の接合と同様に、汎用フライス盤の加工テーブル上に Fig.7-1 に示すエアシリンダを含めた治具を配置した。供試材としては、板厚 1.0mm のアルミニウム合金 (A5052) と板厚 1.2mm の溶融亜鉛めっき鋼 (GI 鋼, 引張強度: 約 330MPa), 合金化溶融亜鉛めっき鋼 (GA 鋼, 引張強度: 約 330MPa) 及び鋼インサート材として板厚 0.6mm の冷間圧延鋼 (SPCC) を用いた。GI 鋼及び GA 鋼のめっき厚は、それぞれ約 16 μ m, 約 8 μ m である。A5052 及び SPCC については、供試体の接合される表面を 500 番の耐水研磨紙で研磨した後、アセトンで脱脂し、GI 鋼及び 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、中間に SPCC, 下側に GI 鋼または GA 鋼を配置して治具によって固定した。実験に用いた接合ツールは、第3～6章の実験で用いたものと全く同じであり、また、接合ツールの供試体への押し込み操作も第3

～6章の実験と全く同様である．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が，本実験での最大値と最小値の差が 0.003 秒とわずかであるため考慮しないこととした．

接合条件については，まず，Table 7-1 に示すように，接合ツールの押し込み量をパラメータとした．なお，第4章で述べたとおり，A5052 (1.0mm) /SPCC (0.6mm) /SPCC (1.0mm) の3枚重ね継手では，ツール押し込み量 1.4mm 以上で3枚接合が可能であったため，本実験でもツール押し込み量を 1.4mm 以上とした．次に，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 2.4mm とし，接合時間を 0.2～2.5 秒として接合を実施した．

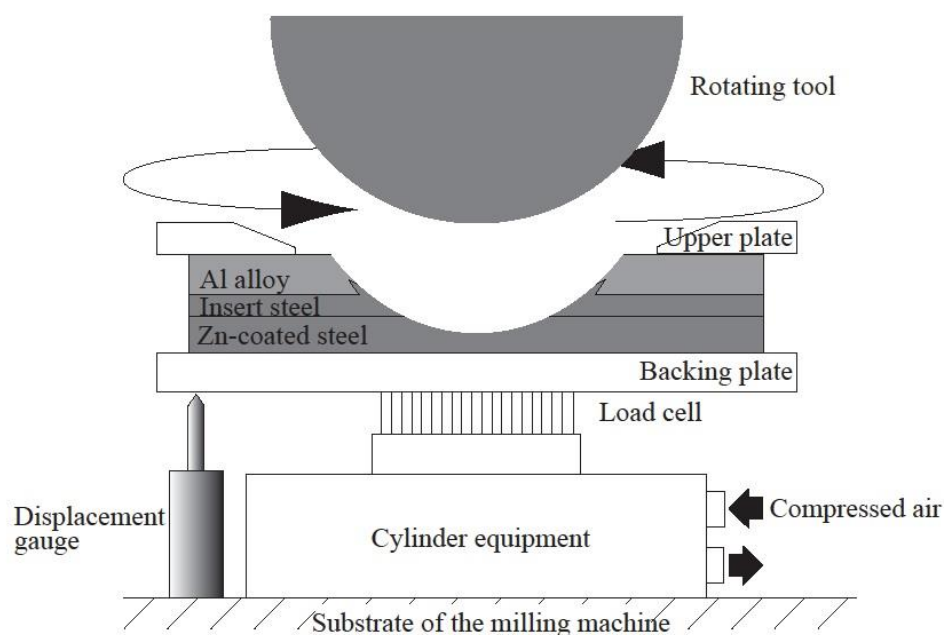


Fig.7-1 Schematic illustration of the experimental setup.

Table 7-1 Welding conditions.

Tool rotating speed, rpm	970
Welding period, sec	2.5
Compressed air pressure, MPa	0.6
Plunge depth, mm	1.4 ~ 2.4

7.2.2 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、切断及び研磨後、マイクロスコープ、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。強度試験として、JIS Z 3136 にしたがって引張せん断試験を、JIS Z 3137 にしたがって十字引張試験を、それぞれ、最上の A5052 と最下の GI 鋼あるいは GA 鋼を引張って実施した。装置は万能引張試験機を用い、引張速度は 0.08mm/s とした。

7.2.3 接合時の温度、ツール押し込み及び垂直荷重挙動測定

接合時の供試体の温度変化を把握するため、Fig.7-2 に示すように所定の位置に 3 本の熱電対を設置した。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挙動を調べるために、Fig.7-1 に示したように、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設置した。

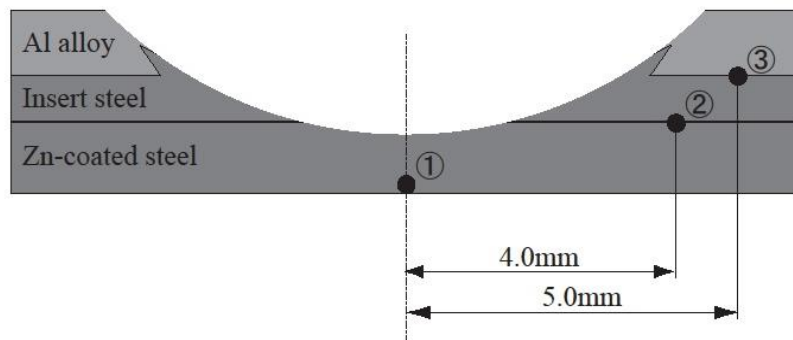


Fig.7-2 Schematic illustration of the temperature measurement positions.

7.3 実験結果

7.3.1 接合部の断面

SPCC インサート材を挟んだ A5052/GI 鋼接合材（以下、SP/GI とする）、SPCC インサート材を挟んだ A5052/GA 鋼接合材（以下、SP/GA とする）ともに、全てのツール押し込み量（Plunge depth; Pd）で 3 枚接合が可能であった。Fig.7-3 には、ツール押し込み量を 1.4～2.4mm と変化させた際の、鋼突起部と A5052 の接合部（以下、鋼突起接合部 (Projection welded region) とする）近傍の断面 SEM 反射電子像を示す。また、比較のために、第 5 章、第 6 章で示した、インサート材なしの A5052/GI 鋼接合材及び A5052/GA 鋼接合材の断面写真の一例を Fig.7-4 に示す。Fig.7-4 に示すとおり、インサート材なしの A5052/GI 鋼接合材では A5052 が欠損を起こし、鋼突起が形成されていない。また、A5052/GA 鋼接合材では鋼突起がひだ

形状を呈している．これに対して，Fig.7-3 に示すとおり，SP/GI 及び SP/GA とともに，インサート材を挟むことで，A5052 中に，接合ツールの球面に沿った真っ直ぐな鋼突起が形成されている．また，SP/GI と SP/GA の鋼突起の高さはほぼ同程度である．そして，鋼突起の高さはツール押し込み量の増加とともに大きくなっており，第 4 章で示した，A5052/SPCC/SPCC の 3 枚重ね継手と同様に，ツール押し込み量 2.4mm では，鋼突起先端が

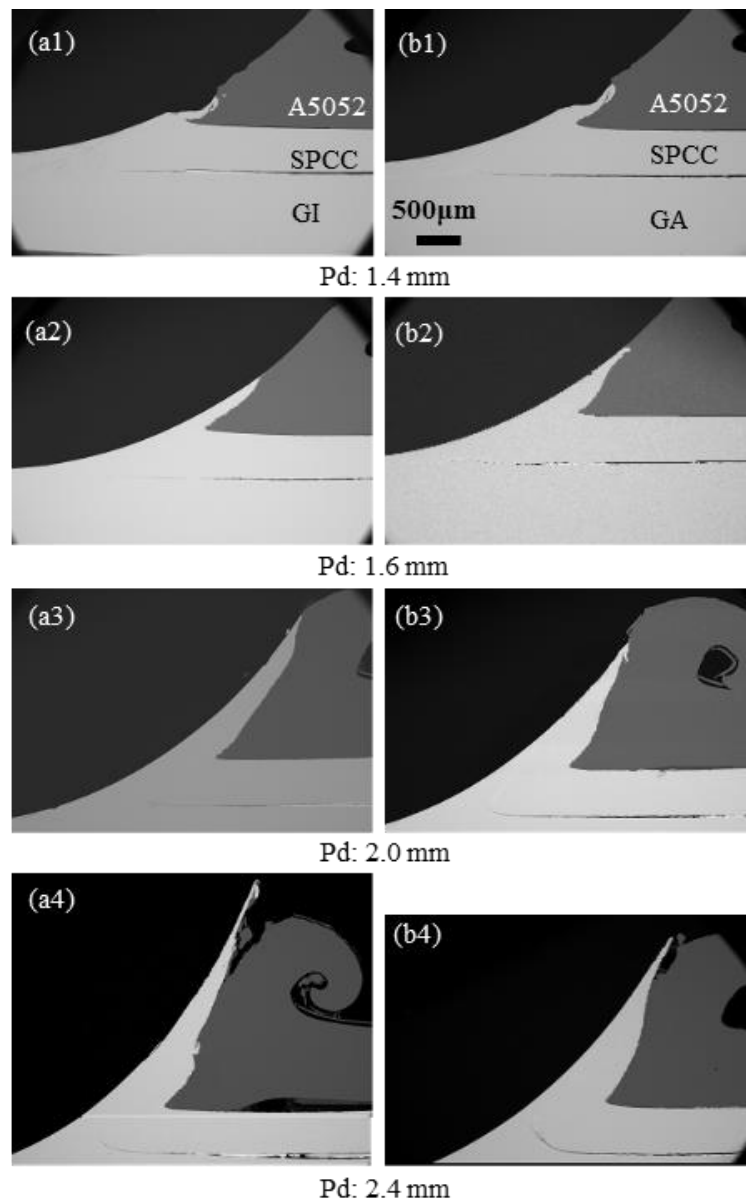


Fig.7-3 Cross-sectional SEM images of the regions near the steel projections for the specimens with various plunge depths. The left row (a) shows the SP/GI images and the right row (b) shows the SP/GA images.

A5052 に追従しなくなり乖離を起していることが分かる． Fig.7-5 には，ツール押し込み量 1.6, 2.4mm における，SPCC インサート材と最下の鋼との接合部（以下，鋼/鋼接合部（Steel/steel welded region）とする）近傍の断面 SEM 反射電子像を示す．また，各ツール押し込み量における接合材の鋼/鋼接合部ののど厚（SPCC/GI 鋼あるいは GA 鋼の未接合部と接合ツール球面による鋼加工面の最短距離，Fig.7-5 参照）を測定し，のど断面積（のど厚×鋼/鋼接合部周長）を概算して，ツール押し込み量との関係を表した図を Fig.7-6 に示す．

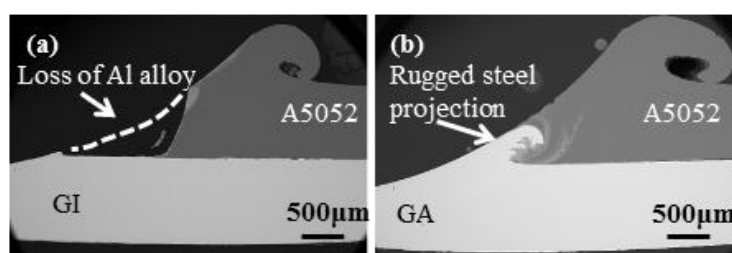


Fig.7-4 Cross-sectional SEM images of the specimens without insert steel sheets. The left image (a) shows the A5052/GI steel weld and the right image (b) shows the A5052/GA steel weld (Target Pd: 1.5 mm).

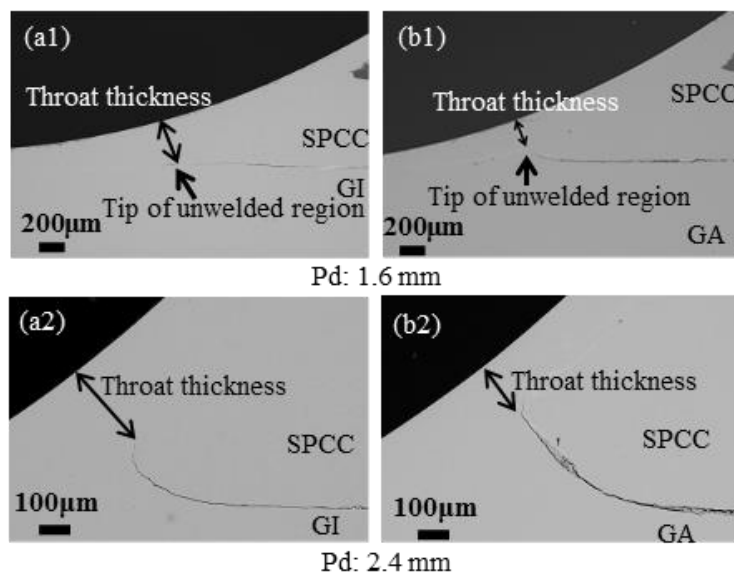


Fig.7-5 Cross-sectional SEM images of the SPCC and GI or GA joint interfaces for the specimens with plunge depths of 1.6 mm and 2.4 mm. The left row (a) shows the SPCC and GI joint interfaces and the right row (b) shows the SPCC and GA joint interfaces.

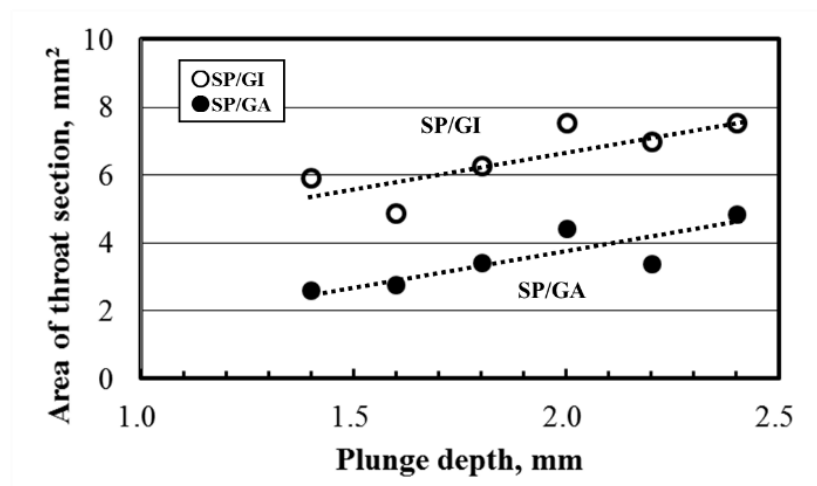


Fig.7-6 Relationship between the plunge depth and the area of the throat section of the steel/steel welded region for SP/GI and SP/GA.

なお、以下、SPCC/GI 鋼あるいは GA 鋼の未接合部を鋼/鋼未接合部とする。Fig.7-5 より、鋼/鋼接合部ののど厚は SP/GI の方が SP/GA よりも大きいことが分かる。また、Fig.7-6 より、鋼/鋼接合部ののど断面積は、SP/GI の方が SP/GA よりも大きく、SP/GI、SP/GA とともにツール押し込み量の増大に伴って大きくなっていることが分かる。

7.3.2 ツール押し込み量と引張せん断強度の関係

Fig.7-7 にはツール押し込み量を 1.4~2.4mm と変化させた際の、ツール押し込み量と引張せん断強度の関係を示す。図より、引張せん断強度は SP/GI の方が SP/GA よりも大きく、ツール押し込み量の増加とともに大きくなっていることが分かる。また、最大でそれぞれ

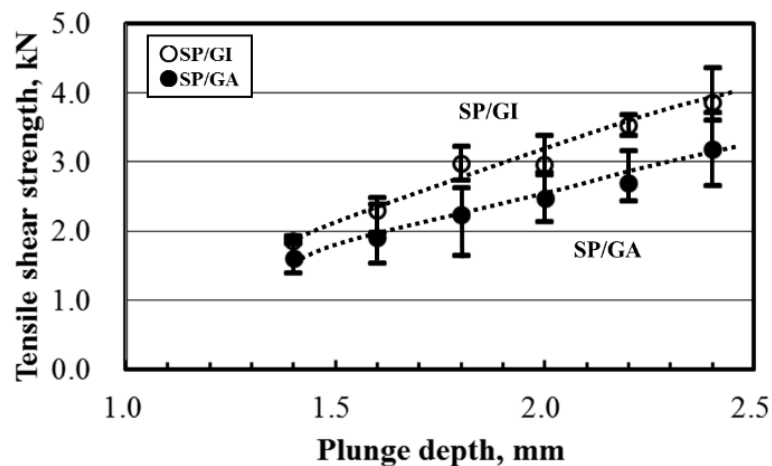


Fig.7-7 Relationship between the plunge depth and the tensile shear strength for SP/GI and SP/GA .

約 3.9kN/点, 約 3.2kN/点に達している. 一方, 第5章, 第6章に示したとおり, インサート材なしの A5052/GI 鋼接合材及び A5052/GA 鋼接合材の引張せん断強度は, それぞれ最大で, 約 2.6kN/点, 約 2.7kN/点であった. これらと比較すると, インサート材の挿入により最大引張せん断強度の向上が可能であることが分かった.

次に, Fig.7-8, Fig.7-9 に, ツール押し込み量を 1.4, 1.8, 2.2mm と変化させた際の, 引張せん断試験後の接合部近傍における断面 SEM 反射電子像を示す. 図中の矢印は, GI 鋼あるいは GA 鋼を左方向に, A5052 を右方向に引張ったことを意味している. それぞれ Fig.7-8 が SP/GI, Fig.7-9 が SP/GA である. SP/GI は, ツール押し込み量 1.4, 1.6mm では鋼突起接合部近傍で, 1.8~2.4mm では鋼/鋼接合部近傍で破断した. また, SP/GA は, 全てのツール押し込み量において鋼/鋼接合部近傍で破断した. この現象及び, 上記の SP/GI の引張せん

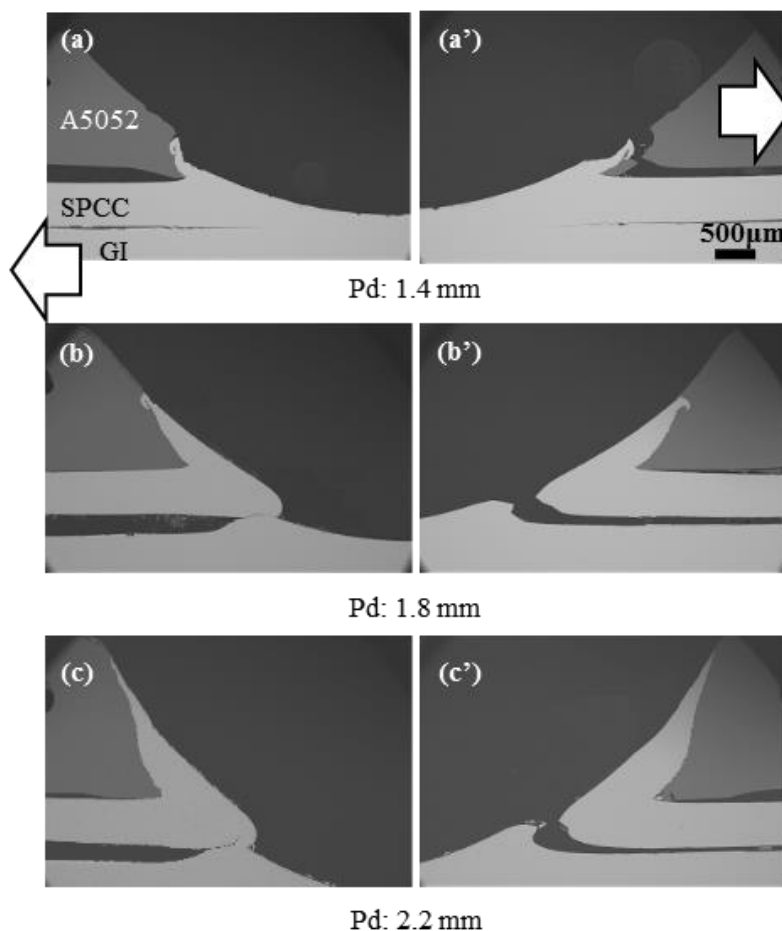


Fig.7-8 Cross-sectional SEM images of the SP/GI specimens after the tensile shear tests with various plunge depths. The left row shows the images on the compression side. The right row shows the images on the tension side.

断強度の方が SP/GA よりも大きくなることについては、次のように考察した．ツール押し込み量が 1.4, 1.6mm のときは、A5052 中に形成される鋼突起部高さが小さく、せん断荷重に対する強度が小さいため、SP/GI では鋼突起接合部近傍で破断が発生する．これに対して、SP/GA では鋼/鋼接合部ののど厚が小さいため、鋼/鋼接合部近傍で破断が発生し、引張せん断強度は SP/GI よりも小さくなる．ツール押し込み量 1.8mm 以上では鋼突起部高さが大きくなり、せん断荷重に対する強度が大きくなるため、SP/GI, SP/GA ともに鋼/鋼接合部近傍で破断するようになる．しかし、鋼/鋼接合部ののど厚は SP/GI の方が SP/GA よりも大きいため、引張せん断強度は SP/GI の方が SP/GA よりも大きくなる．また、Fig.7-6 に示したように、SP/GI, SP/GA ともにツール押し込み量の増大に伴って鋼/鋼接合部ののど断面積が大きくなるため、引張せん断強度は大きくなる傾向を示す．

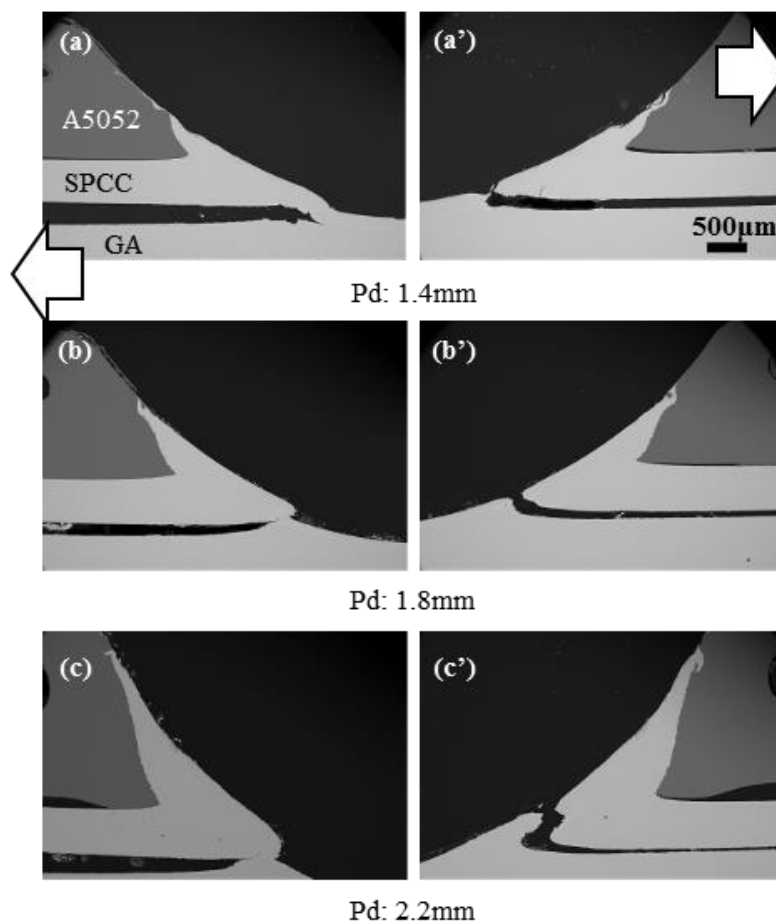


Fig.7-9 Cross-sectional SEM images of the SP/GA specimens after the tensile shear tests with various plunge depths. The left row shows the images on the compression side. The right row shows the images on the tension side.

7.3.3 ツール押し込み量と十字引張強度の関係

Fig.7-10 にはツール押し込み量と十字引張強度の関係を示す。図より、十字引張強度は、SP/GI, SP/GA で、ほぼ同程度であり最大で約 2.6kN/点に達していることが分かる。

次に、Fig.7-11 にツール押し込み量 2.2mm の条件で接合した SP/GI 及び SP/GA を十字引張試験した後の断面マクロ写真を示す。ツール押し込み量 2.2mm では、SP/GI は鋼/鋼接合部近傍が一部破断 (Fig.7-11(a)左側) しているものの、鋼突起接合部近傍で最終破断が起きている。これに対して、SP/GA では鋼突起接合部近傍で破断が起こる場合 (case1) と鋼/鋼接合部近傍で破断が起こる場合 (case2) があることが分かる。Fig.7-12, Fig.7-13 には、ツール押し込み量を 1.4~2.4mm と変化させた際の十字引張試験後における破断部近傍の SEM 反射電子像を示す。それぞれ Fig.7-12 が SP/GI, Fig.7-13 が SP/GA である。SP/GI では、全てのツール押し込み量において鋼突起接合部近傍で破断した。また、SP/GA では、ツール押し込み量 1.4~2.2mm では鋼突起接合部近傍、鋼/鋼接合部近傍のいずれかで破断し、ツール押し込み量 2.4mm では鋼突起接合部近傍で破断した。この現象及び、上記の SP/GI と SP/GA の十字引張強度がほぼ同程度となることについては、次のように考察した。SP/GI については、鋼/鋼接合部ののど厚が大きいため、鋼突起接合部の鉛直引張強度が鋼/鋼接合部の鉛直引張強度よりも小さく、鋼突起接合部近傍で破断する。ツール押し込み量 1.4~2.2mm では、ツール押し込み量の増大に伴って鋼突起部高さが大きくなる。そのため、鋼突起接合部の鉛直引張強度が増大し、継手の十字引張強度は増大する。そして、ツール押し込み量 2.4mm では、Fig.7-3 に示したように、鋼突起先端が A5052 に追従しなくなり、鋼突起接合部の接合界面面積が小さくなるため十字引張強度は低下する。一方、SP/GA は鋼/鋼接合部ののど厚が小さいため、ツール押し込み量 1.4~2.2mm では、鋼突起接合部の鉛直引張強度と鋼/鋼接合部の鉛直引張強度がほぼ同程度となり、鋼突起接合部近傍、鋼/鋼接合部近傍のいずれかで破断が発生する。そして、ツール押し込み量の増大に伴って、鋼突起部高さ

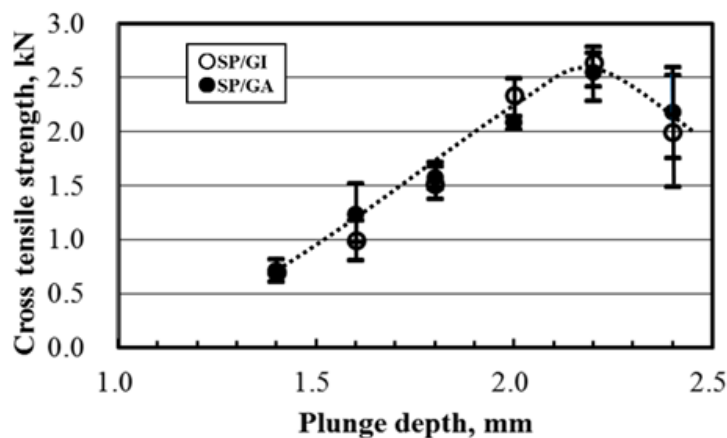


Fig.7-10 Relationship between the plunge depth and the cross tensile strength for SP/GI and SP/GA.

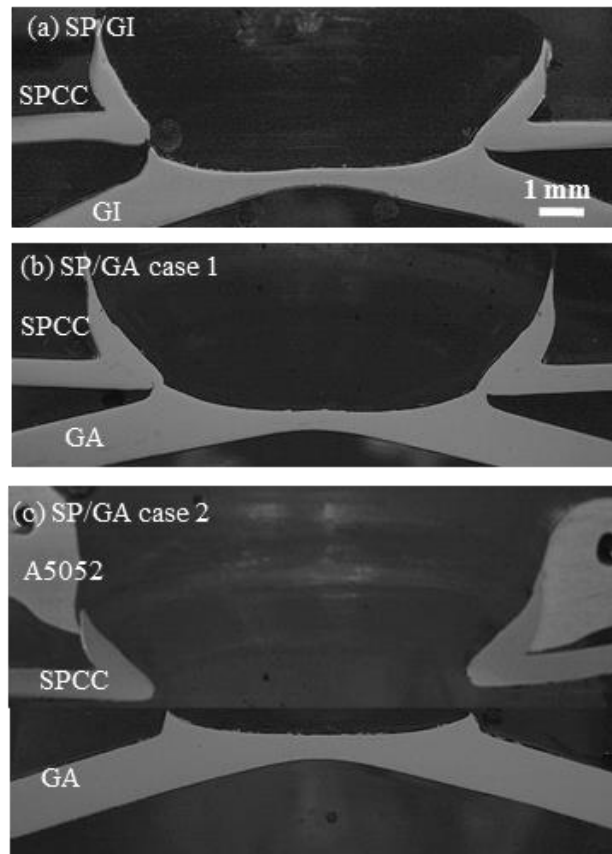


Fig.7-11 Cross-sectional macro images of the specimens after the cross tensile tests with a plunge depth of 2.2 mm. The top (a) shows the image of SP/GI, the middle (b) shows the image of SP/GA case 1 in which a fracture occurred near the projection welded region and the bottom (c) shows the image of SP/GA case 2 in which a fracture occurred near the steel/steel welded region.

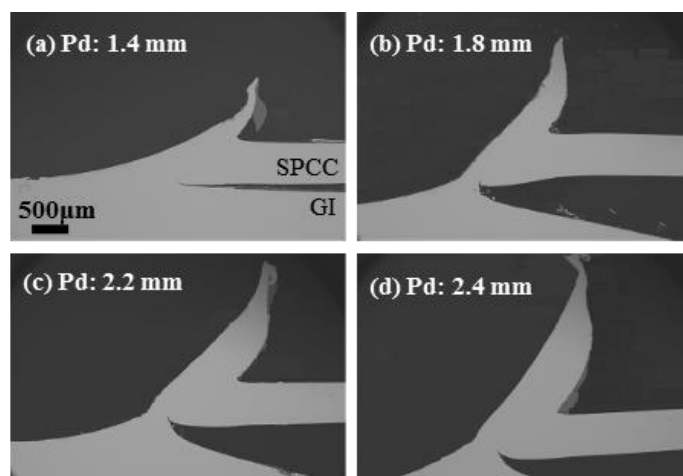


Fig.7-12 Cross-sectional SEM images of the SP/GI specimens after the cross tensile tests with various plunge depths.

が大きくなり鋼突起接合部の鉛直引張強度が増大する。また、ツール押し込み量の増大に伴って鋼/鋼接合部ののど断面積が大きくなるため、鋼/鋼接合部の鉛直引張強度も増大する。したがって、ツール押し込み量の増大に伴って継手の十字引張強度が増大することになる。続いて、ツール押し込み量 2.4mm では、鋼突起接合部の接合界面面積が小さくなるため鋼突起接合部近傍で破断し、継手の十字引張強度は低下する。

以上のように、SP/GA は鋼突起接合部の鉛直引張強度と鋼/鋼接合部の鉛直引張強度がほぼ同程度である。そのため、SP/GA は鋼/鋼接合部ののど厚が SP/GI に比し小さいものの、その十字引張強度は鋼突起接合部の鉛直引張強度で決まり、SP/GI とほぼ同程度となる。

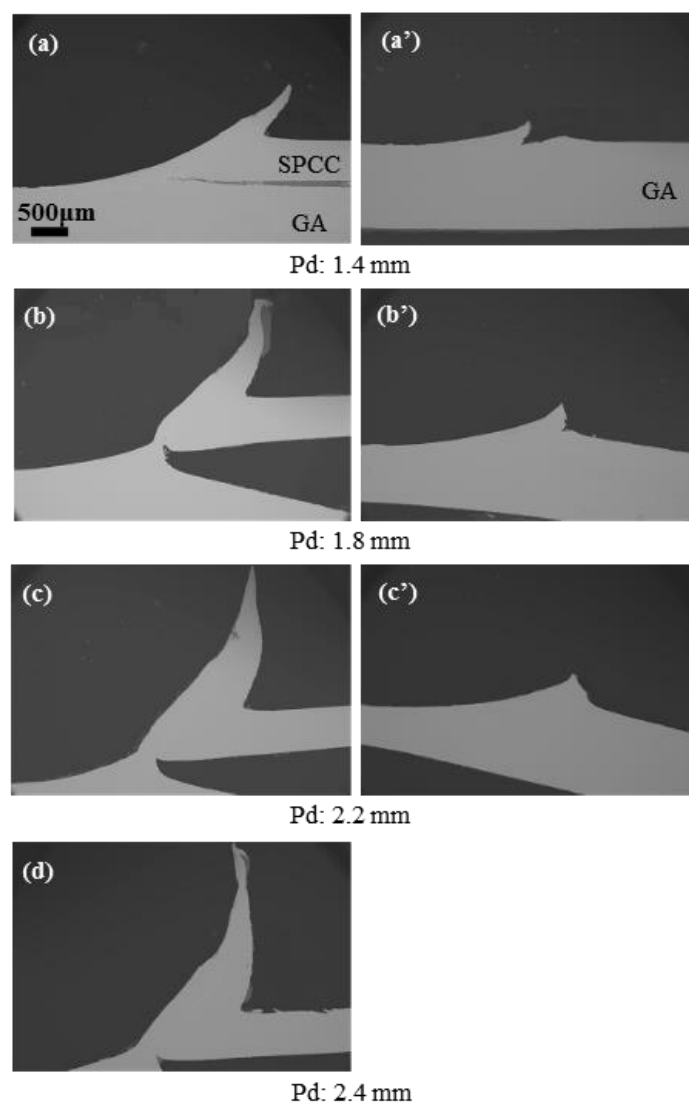


Fig.7-13 Cross-sectional SEM images of the SP/GA specimens after the cross tensile tests with various plunge depths. The left row shows the images in which a fracture occurred near the projection welded region. The right row shows the images in which a fracture occurred near the steel/steel welded region.

7.4 考察

7.4.1 接合時の温度、ツール押し込み及び垂直荷重挙動

SP/GI 及び SP/GA の接合過程における供試体温度、ツール押し込み及び垂直荷重挙動の一例（設定ツール押し込み量 2.4mm）を Fig.7-14 に示す。これらの物理量の経時的な挙動については以下のように考察できる。

SP/GI については、0.2～0.6 秒の短時間で垂直荷重は急激に 12kN まで上昇する。しかし、SPCC 及び GI 鋼の温度（測定箇所①，②）が約 300℃であり軟化していない。したがって、12kN の垂直荷重では接合ツールを供試体に約 1.4mm 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、1.1 秒付近で SPCC 及び GI 鋼の温度が、鋼の硬さ

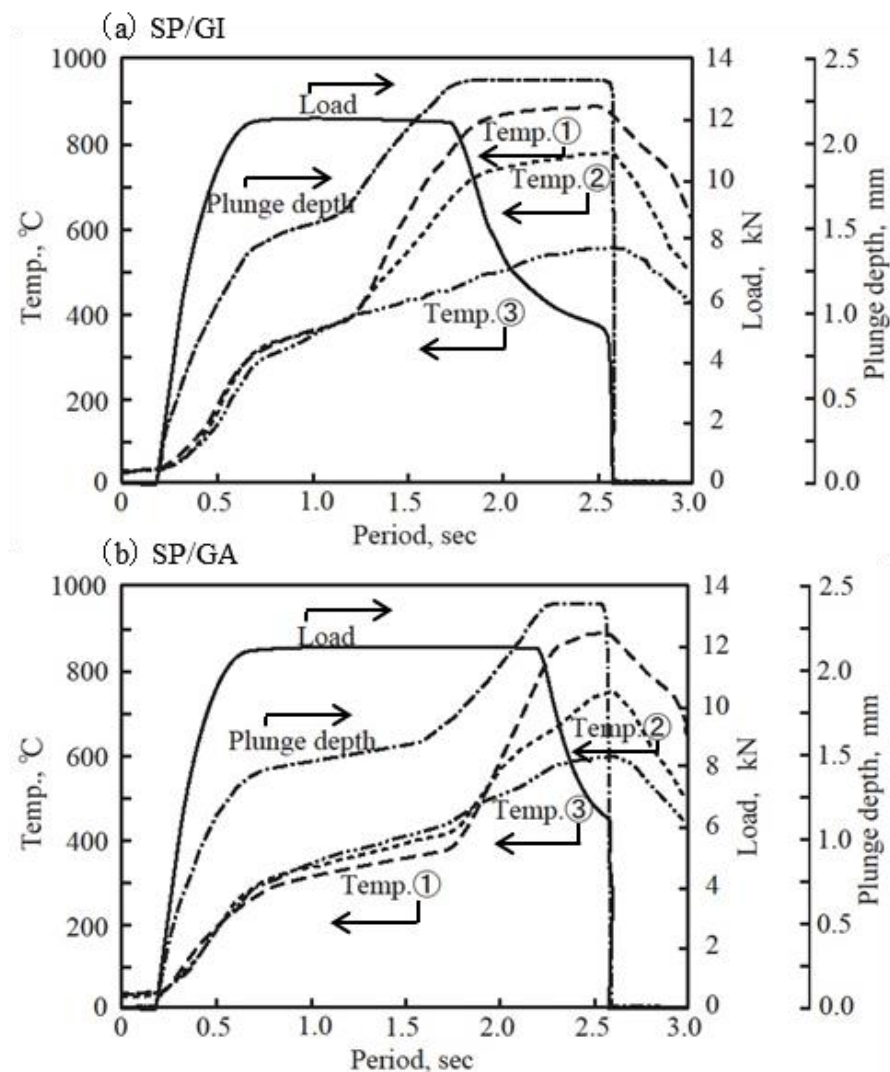


Fig.7-14 Variations in temperatures, vertical load and plunge depth during welding (Pd: 2.4 mm);
(a) SP/GI and (b) SP/GA.

が急激に低下する温度（約 400℃¹⁾，以下，軟化温度とする）に達すると，接合ツールが一気に SPCC を貫通して GI 鋼中に進入し，その際の金属流動に起因して測定箇所①，②の温度が 350～400℃から急激に上昇する．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 1.7 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 850～900℃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．

一方，SP/GA については，0.2～0.6 秒で接合ツールは供試体に約 1.4mm 押し込まれ，その後，1.6 秒付近からツール押し込み量が急激に上昇すると同時に，測定箇所①，②の温度が 350～400℃から急激に上昇する．そして，約 2.2 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 850～900℃に達する．供試体の温度が急上昇するメカニズムは SP/GI の場合と同様である．

7.4.2 接合時間による接合界面近傍の変化

次に，設定押し込み量を 2.4mm，接合時間を SP/GI : 0.2～1.5 秒，SP/GA : 0.2～2.0 秒として接合を実施し，その断面を詳細に観察した．

(1) SP/GI

Fig.7-15 に SP/GI の断面 SEM 反射電子像及び EDS マップ (Zn) を示す．なお，0.2～0.6 秒では Zn めっき層の熔融は認められず，A5052 中に鋼突起の形成も認められなかった．

Fig.7-15(a)列には 0.8 秒の結果を示す．Fig.7-14(a)に示したように，0.8 秒では SPCC 及び GI 鋼は軟化温度に達していない．しかし，Fig.7-15(a1)に示すように，Zn めっき層の熔融が始まり，外周部に追いやられていることが分かる．このことから，GI 鋼の接合ツール押し込み中央部近傍の表面は Zn の融点 (420℃) に達しているものと思われる．また，Fig.7-15(a)に示すように，A5052 中に鋼突起が形成され A5052 と SPCC は接合しているが，SPCC と GI 鋼は未接合である．

Fig.7-15(b)列には 1.1 秒の結果を示す．Fig.7-14(a)に示したように，1.1 秒は SPCC 及び GI 鋼が軟化温度に達し，大きく金属流動する直前の時間と思われる．このとき Zn は，Fig.7-15(b1)，(b1₁)に示すように接合ツール押し込み中央部には認められず，Fig.7-15(b2)，(b2₁)に示すように外周部に追いやられている．また，鋼/鋼未接合部に Zn がわずかに認められるものの，後述の SP/GA のような Zn の SPCC 中への流入現象は認められない．そして，Fig.7-15(b2)の→部（鋼/鋼未接合部先端）より中央側は SPCC と GI 鋼が接合しているが，Fig.7-15(b2₁)に示す，未接合部にわずかに残存する Zn の EDS マッピング結果から，GI 鋼の SPCC 側への金属流動は始まっていないことが分かる．なお，鋼/鋼接合部ののど厚は約

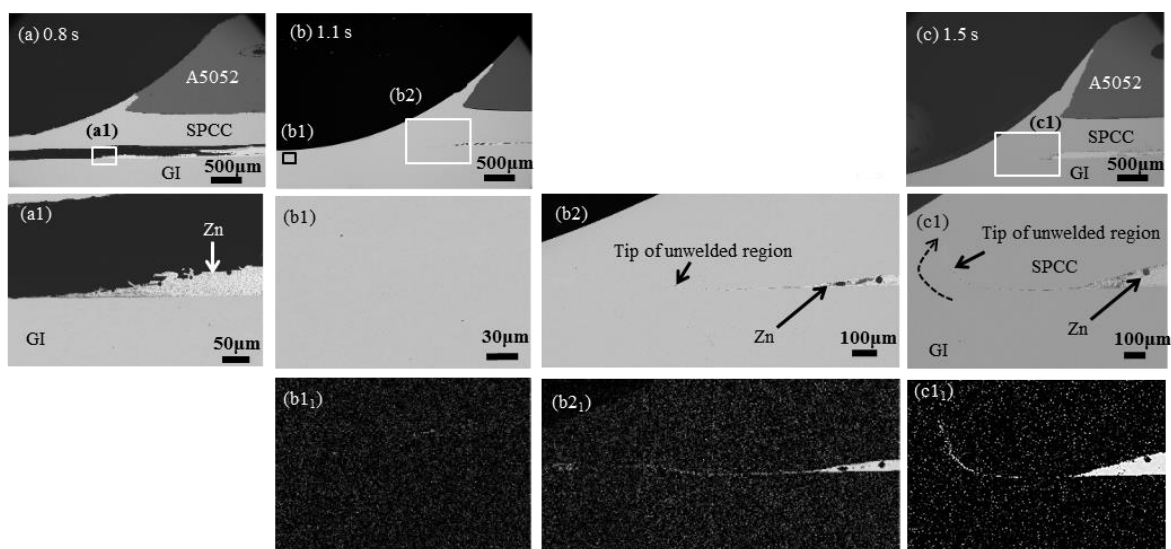


Fig.7-15 Cross-sectional SEM and EDS map images of the SP/GI specimens with welding periods of (a) 0.8 s, (b) 1.1 s and (c) 1.5 s. The top line shows SEM images with a low magnification. The middle line shows SEM images with high magnifications. The bottom line shows EDS map images of Zn.

440μm である。

Fig.7-15(c)列には 1.5 秒の結果を示す。Fig.7-14(a)に示したように、1.5 秒は SPCC 及び GI 鋼が軟化温度に達し、鋼が大きく金属流動している時間である。このとき、Fig.7-15(c1), (c1₁) に示すように、GI 鋼の SPCC 側への金属流動が起こっている。また、溶融した Zn が外周に追いやられていることが分かる。なお、Fig.7-15(c1)中の→部が鋼/鋼未接合部の先端である。

(2) SP/GA

Fig.7-16 に SP/GA の断面 SEM 反射電子像及び EDS マップ (Zn) を示す。なお、0.2～0.6 秒では Zn-Fe めっき層の溶融は認められず、A5052 中に鋼突起の形成も認められなかった。

Fig.7-16(a)列には 0.8 秒の結果を示す。Fig.7-14(b)に示したように、0.8 秒では SPCC 及び GA 鋼は軟化温度に達していない。Fig.7-16(a)より、0.8 秒で A5052 中に鋼突起の形成が認められる。しかし、Fig.17(a1), (a1-1)に示すように、SP/GI とは異なり、Zn-Fe めっき層は溶融していないことが分かる。

Fig.7-16(b)列には 1.6 秒の結果を示す。Fig.7-14(b)に示したように、1.6 秒は SPCC 及び GA 鋼が軟化温度に達し、大きく金属流動する直前の時間と思われる。1.6 秒では Fig.7-16(b1) に示すように、SP/GI と異なり、溶融しためっき層が外周部に追いやられる現象は認められない。領域(b1)を詳細に観察すると、Fig.7-16(b1-1), (b1-2)に示すように、めっき層が濃灰

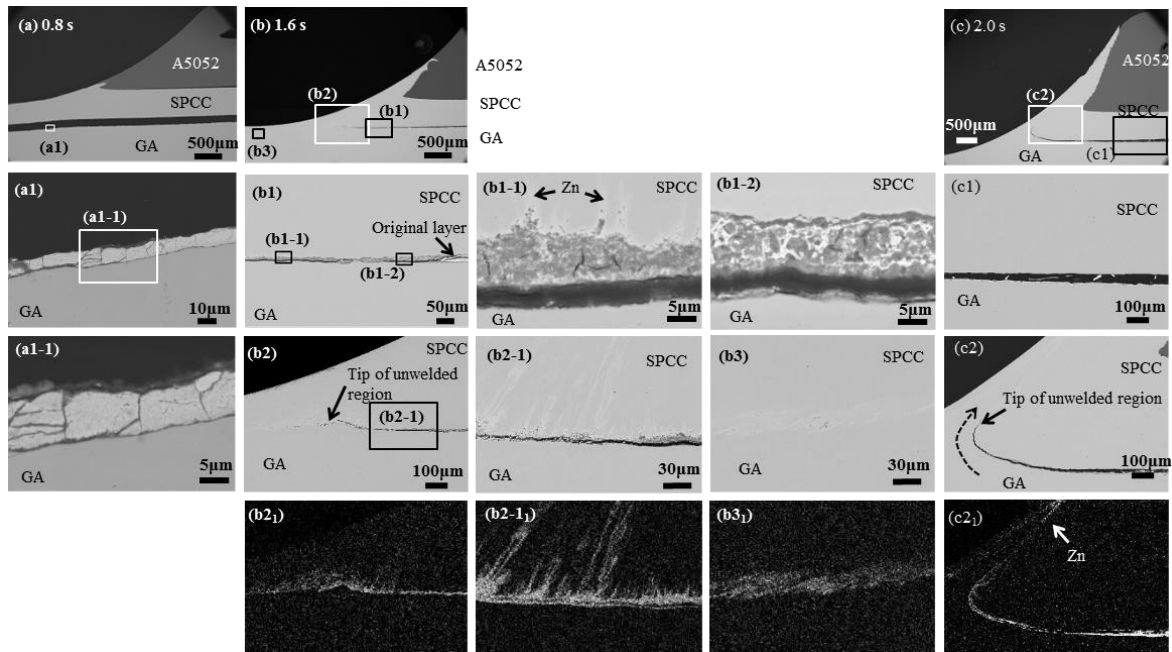


Fig.7-16 Cross-sectional SEM and EDS map images of the SP/GA specimens with welding periods of (a) 0.8 s, (b) 1.6 s and (c) 2.0 s. The top line shows SEM images with a low magnification. The second and third top lines show SEM images with high magnifications. The bottom line shows EDS map images of Zn.

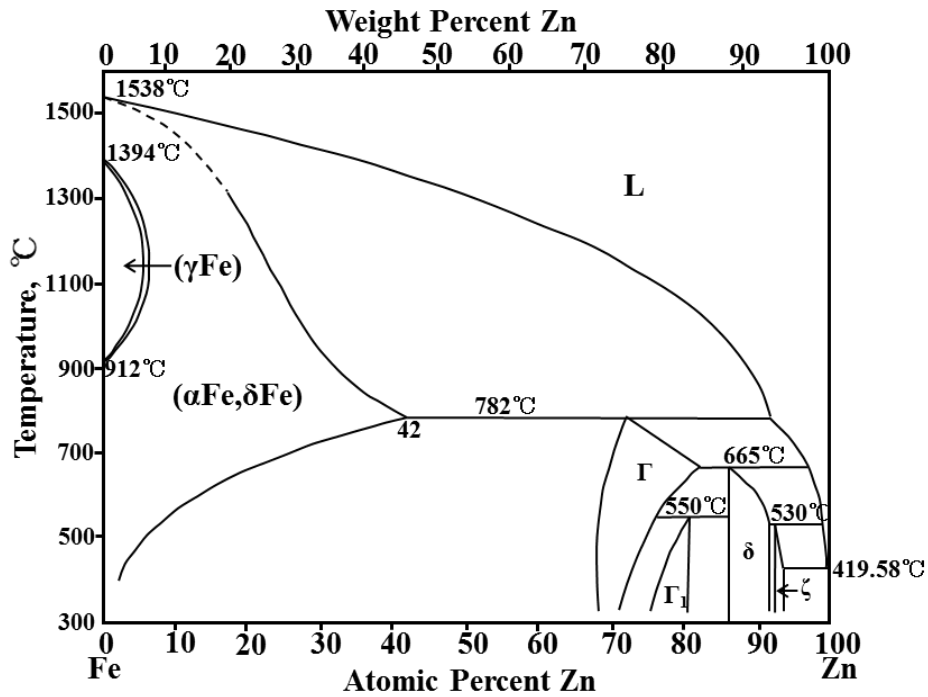


Fig.7-17 Zn-Fe binary phase diagram⁴⁾.

色に変色しており、接合ツール押し込み中央側の領域(b1-1)では SPCC 中に Zn が流入していることが分かる。ところで、大西ら²⁾は Zn の融点以下では、Zn の α Fe 中への粒界拡散は顕著ではないと予測している。一方、武田³⁾は鋼に溶融 Zn が接触すると、Zn は鋼中に粒界拡散で流入することを報告している。したがって、領域(b1-1)では Zn 液相が生成していたことが示唆される。領域(b1-1)及び領域(b1-2)の濃灰色部の EDS 定量分析を行ったところ、mol 比で、それぞれ、Fe:Zn=1:2.2~3.1, Fe:Zn=1:2.8~3.7 であり、白色部はもとの Zn-Fe めっき層（第 6 章の解析結果より、主化合物は δ 相）であることが分かった。なお、濃灰色部からは大量の O が検出され酸化が進行していることが分かった。Fig.7-17 には Zn-Fe 系平衡状態図⁴⁾を示す。EDS 定量分析結果及び Zn-Fe 平衡状態図⁴⁾より、領域(b1-1)の濃灰色部は Γ 相及び Γ_1 相であり、領域(b1-2)の濃灰色部は Γ_1 相であると思われる。ところで、宮本ら⁵⁾は A6061 と GA 鋼の拡散接合において、450℃で Zn-Fe めっき中に Fe が拡散することを報告している。鈴木ら⁶⁾は軟鋼を母材とする亜鉛めっき鋼に 485℃の熱処理を施したところ、めっき層中に Fe が拡散し 40 秒で Fe 濃度が 10mol%に達したと報告している。また、乾⁷⁾は GA 鋼に 600℃の熱処理を施すことで Zn-Fe めっき層の主化合物である δ 相が完全に Γ 相に変態することを報告している。これらの報告も勘案すると、 δ 相を主化合物とするめっき層の温度が上昇し、めっき層中に Fe が拡散することで Γ 相及び Γ_1 相が生成したものと思われる。

Fig.7-16(b2), (b2₁)は、領域(b1)よりも接合ツール押し込み中央側の領域(b2)の断面 SEM 反射電子像及び EDS マップである。図より、GA 鋼の SPCC 側への金属流動は認められないが、Fig.7-16(b2)の→部より中央側で SPCC と GA 鋼が接合しており、鋼/鋼接合部ののど厚は約 280 μ m である。領域(b2)を詳細に観察すると、Fig.7-16(b2-1)に示すように、領域(b2-1)内の接合ツール押し込み中央側ではめっき層は GA 鋼及び SPCC の表面にわずかに認められる程度となり、大量の Zn が SPCC の上方に向かって流入していることが分かる。この結果と Zn-Fe 平衡状態図⁴⁾から、領域(b2-1)内の接合ツール押し込み中央側表面は 665℃以上に達し、めっき層中に残存していた δ 相は Γ 相と Zn 液相となる。そして、 Γ 相は温度上昇に伴って Zn 液相を生成しながら、その量を減じ、生成した Zn 液相が SPCC 側に流入したものと思われる。なお、782℃以上に達すると、めっき層は Fe-Zn 固溶体と Zn 液相となり、固相が減少し Zn 液相が増大するが、今回の実験からは 782℃以上まで達していたかどうかは不明である。一方、第 4 章で述べたように、A5052/SPCC/SPCC の摩擦アンカー接合において、接合ツールを最下の SPCC に押し込むことによって中間及び最下の SPCC が底面から上面に向かって金属流動することが明らかになっている。したがって、SPCC 中に粒界拡散した Zn は、接合時の底面から上面に向かう金属流動によって巻き上げられ、SPCC の上方に向かって流入したものと考えられる。

Fig.7-16(b3), (b3₁)は、接合ツール押し込み中央部の断面 SEM 反射電子像及び EDS マップ

である。図より、接合ツール押し込み中央部において鋼中に Zn が帯状に認められる。

めっき層への熱影響は接合ツール押し込み中央側ほど大きいと考えられるため、1.6 秒で起こっている現象について以下のように考察した。

- ① 接合ツールと供試体の間に発生する摩擦熱により、接合ツール押し込み中央部近傍の GA 鋼表面の温度は上昇し、Zn-Fe めっき層中に Fe が拡散する。これによって、めっき層の主化合物 δ 相は Γ_1 相となる（領域(b1-2)に相当）。
- ② Γ_1 相は、さらに Fe が拡散することにより Γ 相となる。そして、530℃に達すると、残存している δ 相が Zn 液相を生成し、SPCC 中に粒界拡散によって流入する（領域(b1-1)に相当）。
- ③ 550℃に達すると Γ_1 相は安定に存在できなくなり、めっき層は Γ 相と δ 相となる。665℃に達すると δ 相は安定に存在できなくなり、めっき層は Γ 相と Zn 液相となる。そして、温度上昇に伴い Γ 相からも Zn 液相が生成され、SPCC 中に大量に粒界拡散する。SPCC 中に粒界拡散してきた Zn は、接合材の底面から上面への金属流動によって巻き上げられる（領域(b2-1)に相当）。
- ④ Zn-Fe めっき層は固液混合状態となっているため、接合時の圧力によって、SP/GI の溶解 Zn のようには外周に追いやられにくい。そのため、鋼/鋼接合が阻害され、鋼/鋼接合部ののど厚が SP/GI に比し小さくなる。しかし、Fig.7-16(b2)中の→部より中央側では、接合ツールの押し付け圧力によって、固液混合相を挟んだ状態で鋼/鋼接合が実現する。そのため接合中央部には Zn が帯状に認められる（領域(b3)に相当）。

Fig.7-16(c)列には 2.0 秒の結果を示す。Fig.7-14(b)に示したように、2.0 秒は GA 鋼が軟化温度に達し、大きく金属流動している時間である。2.0 秒では、Fig.7-16(c2)に示すように、GA 鋼の SPCC 側への金属流動が起こっていることが分かる。また、Fig.7-16(c1)に示すように、めっき層が外周部に追いやられる現象は認められない。そして、Fig.7-16(c2), (c2₁) に示すように、鋼/鋼未接合部だけでなく接合部においても Zn が認められる。これは、1.6 秒において鋼/鋼接合部の外周部（Fig.7-16 の領域(b1)近傍）に存在した固液混合状態の Zn-Fe めっき層が、接合ツールの押し込みによる GA 鋼の SPCC 側への金属流動に伴って鋼突起側に移動したためと思われる。なお、Zn-Fe 系平衡状態図⁴⁾より、 Γ 相は 782℃以上で Fe-Zn 固溶体と Zn 液相となる。一方、第 4 章で述べたように、A5052/SPCC/SPCC の摩擦アンカー接合では、金属流動している鋼の温度が 900℃以上になることが分かっている。したがって、鋼突起側に移動した Γ 相は 782℃以上に達し、Fe-Zn 固溶体と Zn 液相になっていたものと推察される。

7.4.3 鋼/鋼接合部ののど厚の差異

7.4.2 項の結果から、SP/GI と SP/GA ののど厚の差異について考察する。Fig.7-15(b2)及び Fig.7-16(b2)から、鋼/鋼接合が実現し、最下の GI 鋼あるいは GA 鋼が SPCC 中に金属流動を始める直前において、すでに鋼/鋼接合部ののど厚は SP/GI の方が SP/GA よりも大きいことが分かる。Fig.7-18 には、金属流動が始まる直前の鋼/鋼接合部ののど厚が大きい SP/GI と小さい SP/GA の鋼/鋼未接合部の動きを模式的に示す。

接合ツール球面を最下の GI 鋼あるいは GA 鋼に押し込むことにより、最下の鋼は中間の SPCC 中に金属流動により進入する。その際に、鋼/鋼未接合部はその金属流動によって SPCC 側にシフトすることになる。そして、接合ツール球面近傍の鋼の温度は、球面接触部近傍が最も高く、球面から離れるほど低いものと予想される。したがって、鋼は、接合ツール球面に近いほど硬さが低く、流動性が高いものと思われる。この状態で接合ツール球面が押し込まれた場合、鋼/鋼接合部ののど厚を大きくする方向に金属流動する力 B よりも、GA 鋼あるいは GI 鋼が SPCC 上方へ金属流動する力 A の方が大きくなるものと考えられる。そ

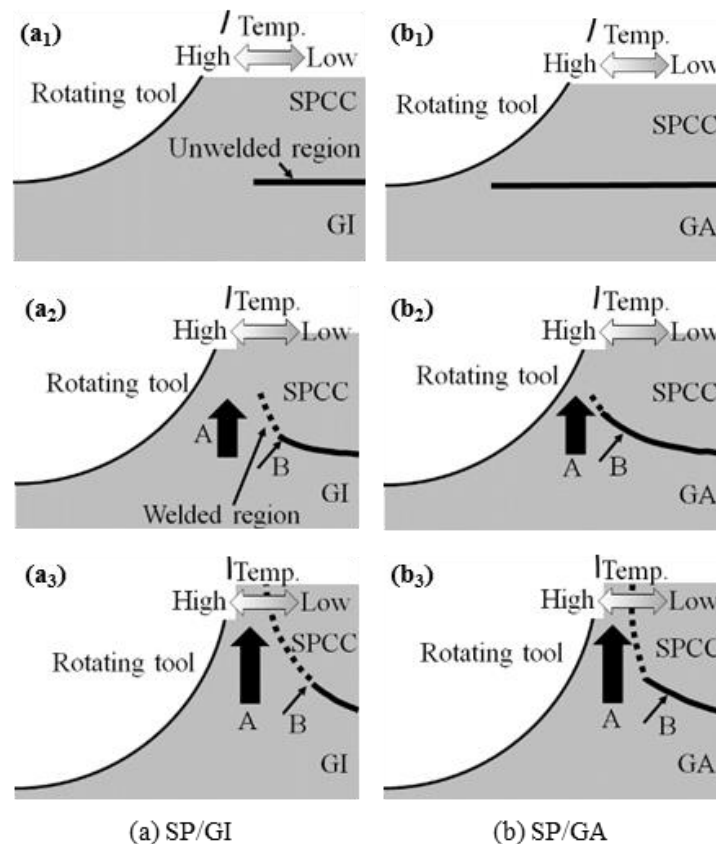


Fig.7-18 Schematic illustrations of the steel metal flow for (a) SP/GI and (b) SP/GA.

のため、最下の鋼が中間の SPCC 中に金属流動した後も、鋼/鋼接合部ののど厚は、GA 鋼の方が GI 鋼よりも小さいままとなる。なお、鋼の金属流動に伴う温度上昇とツール圧力のため、鋼/鋼未接合部の先端は鋼/鋼接合が実現する。しかし、SP/GA の場合は固液混合状態の Zn-Fe めっき層が鋼/鋼接合を阻害するため、SP/GI に比し鋼/鋼接合が実現する領域が小さくなる。このことも、SP/GA と SP/GI の鋼/鋼接合部ののど厚の差異の原因になっていると推察される。

7.4.4 ツール押し込み挙動の差異

続いて、Fig.7-14 に示した、SP/GI と SP/GA の接合ツール押し込み挙動の差異について考察する。SP/GI については Fig.7-15(a)列に示したように、0.8 秒で GI 鋼表面の Zn めっき層がほぼ熔融除去されており、GI 鋼表面は鋼の新生面が露出した状態となっていると考えられる。そのために、接合ツールによる GI 鋼の金属流動が促進され、約 1.1 秒から急激に温度が上昇し GI 鋼が軟化する。それに伴って、約 1.7 秒という短時間で接合ツールが設定押し込み量まで到達したものと考えている。

一方、SP/GA では、Fig.7-16(a)列に示したように、0.8 秒では Zn-Fe めっき層は熔融しておらず、1.0 秒においても熔融していないことを確認している。そして、Fig.7-16(b)列に示したように、1.6 秒で Zn 液相が生成しているものの、最下の GA 鋼の SPCC 側への金属流動は始まっていない。これは、Zn-Fe めっき層の硬さが $300\sim 400\text{Hv}^{\text{⑧}}$ と高く（GI 鋼表面の Zn めっき層の硬さは約 $100\text{Hv}^{\text{⑨}}$ ）、 665°C 以上の高温においても固液混合状態であるため（GI 鋼表面の Zn めっき層は 420°C で熔融）、接合ツールを GA 鋼中に押し込むことができなかったことが原因であると推察している。このように、接合ツールが GA 鋼中に押し込まれるまでに約 1.6 秒を要したため、設定押し込み量に達するのに約 2.2 秒を要したと思われる。

7.4.5 接合メカニズムの推察

前述の供試体温度、ツール押し込み、垂直荷重挙動測定結果及び断面観察結果より、SP/GI の接合メカニズムを以下のように推定した。なお、Fig.7-19 に SP/GI 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 SPCC 中に挿入されると（接合時間約 0.8 秒）、その際の摩擦熱によって Zn めっき層が熔融する（Fig.7-19(a)）。熔融した Zn が接合ツールの圧力に起因して周辺に押し出される。それとほぼ同時に SPCC が A5052 中に金属流動し鋼突起を形成する（Fig.7-19(b)）。
- ② 接合ツールがさらに押し込まれると、GI 鋼の SPCC 側への金属流動が起こり、A5052/SPCC/GI 鋼の 3 枚接合が実現する（Fig.7-19(c)）。

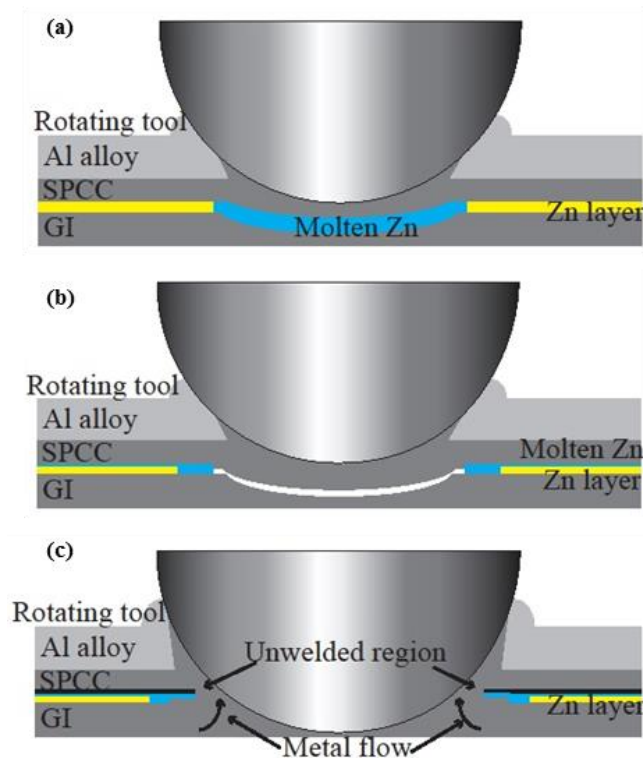


Fig.7-19 Schematic illustrations of the mechanism for the welding of A5052 and GI with SPCC insert.

次に、SP/GA の接合メカニズムを以下のように推定した。 Fig.7-20 に SP/GA 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、SPCC 中に挿入されても（接合時間約 0.8 秒），GA 鋼表面の Zn-Fe めっき層は熔融しない。また、めっき層が硬質であるため接合ツールは徐々にしか押し込めない。このときすでに A5052 中に鋼突起が形成されている（Fig.7-20(a)）。
- ② 接合時間約 1.6 秒で接合ツール押し込み中央部近傍の Zn-Fe めっき層は固相と Zn 液相の固液混合状態となる。そのため、接合ツールの押し込みによって周辺に押し出されず SPCC と GA 鋼の間に残存する。接合ツール押し込み中央部では Zn 液相を SPCC 中に粒界拡散しながら、固液混合相を間に挟んだ状態で鋼/鋼接合が実現するが、固液混合相が鋼/鋼接合を阻害するため、SP/GI に比し鋼/鋼接合部ののど厚は小さくなる。SPCC 中に粒界拡散した Zn は、SPCC の A5052 側への金属流動によって巻き上げられる。また、鋼/鋼接合部の外周部には固液混合状態の Zn-Fe めっき層が残存している（Fig.7-20(b)）。
- ③ 接合ツールがさらに押し込まれると、GA 鋼の SPCC 側への金属流動が起こる。これに伴って、②の鋼/鋼接合部の外周部に残存していた固液混合状態の Zn-Fe めっき層が鋼

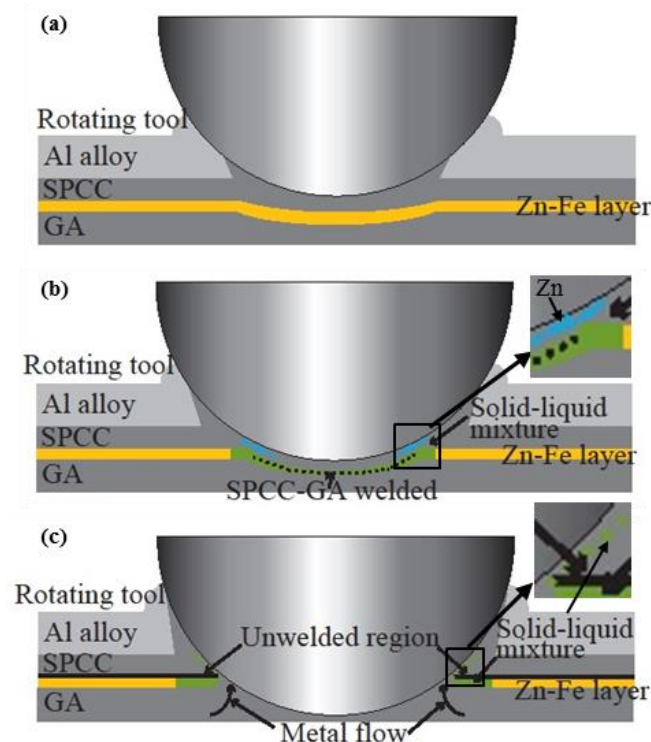


Fig.7-20 Schematic illustrations of the mechanism for the welding of A5052 and GA with SPCC insert.

突起方向に移動する．したがって，この部分で鋼/鋼接合が実現するものの，接合部には Zn が存在する．また，鋼/鋼接合部ののど厚は小さいままとなる（Fig.7-20(c））．

7.5 結言

本章では，SPCC（板厚 0.6mm）をインサート材として，A5052（板厚 1.0mm）/GI 鋼及び GA 鋼（板厚 1.2mm）の重ね継手の供試体に対して，回転する球面の接合ツールを下板の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．得られた成果を以下にまとめる．

- 1) GI 鋼，GA 鋼ともに，A5052 中に接合ツール球面に沿った真っ直ぐに伸びた鋼突起を形成させることができた．また，両者の鋼突起部高さはほぼ同等であった．
- 2) 引張せん断強度の最大値については，GI 鋼，GA 鋼ともに，SPCC インサート材を用いることで，インサート材なしの場合に比し，それぞれ，2.6kN/点を 3.9kN/点に，2.7kN/点を 3.2kN/点に向上させることができた．
- 3) 引張せん断強度は，全ての押し込み量で，GI 鋼の方が GA 鋼よりも大きくなった．GI 鋼では，押し込み量 1.6mm までは鋼突起部の A5052/SPCC 接合部近傍で，1.8mm 以上では，中間の SPCC と最下の鋼の接合部（以下，鋼/鋼接合部）近傍で破断した．一方，

GA 鋼では、全ての押し込み量で鋼/鋼接合部近傍で破断した。これらの結果は、鋼/鋼接合部ののど厚が GI 鋼の方が GA 鋼よりも大きいことに起因すると推定される。

- 4) 十字引張強度は、GI 鋼、GA 鋼ともに同等であり最大で約 2.6kN/点となった。GI 鋼の場合、全ての押し込み量で、試験時の破断位置は鋼突起部の A5052/SPCC 接合部近傍であった。一方、GA 鋼の場合、A5052/SPCC 接合部近傍で破断するケースと鋼/鋼接合部近傍で破断するケースが混在し、A5052/SPCC 接合部と鋼/鋼接合部の強度がほぼ同等であった。したがって、GA 鋼の十字引張強度も A5052/SPCC 接合部の強度で決まり、GI 鋼と同等になったものと推定される。
- 5) GI 鋼の場合、接合ツールの押し込みに起因する摩擦発熱と圧力によって、Zn めっき層が溶融し外周部に追いやられ、GI 鋼と SPCC の接合が実現する。これに対して、GA 鋼の場合、接合ツールの押し込みに起因する摩擦発熱によって Zn-Fe めっき層が固相と Zn 液相の固液混合状態となる。したがって、接合ツールの圧力によって固液混合相が外周部に追いやられず GA 鋼表面に残存する。この相の存在のために、GA 鋼と SPCC の接合が阻害され、GI 鋼の場合に比し鋼/鋼接合部ののど厚が小さくなる。

第7章の参考文献

- 1) 門間改三, 須藤一, 早乙女和巳, 根本正: 低合金鋼の高温硬度におよぼす合金元素の影響について, 日本金属学会誌, 29-2 (1965), 191-196.
- 2) 大西正己, 若松良徳, 佐々木輝憲: Fe-Zn 対における金属間化合物相の形成について, 日本金属学会誌, 37-7 (1973), 724-730.
- 3) 武田鐵治郎: 亜鉛めっき割れ評価法, 溶接学会誌, 71-4 (2002), 234-240.
- 4) Binary Alloy Phase DIAGRAMS Second Edition, Plus Update Ver.1.0, ASM INTERNATIONAL, (1996).
- 5) 宮本健二, 中川成幸, 津島健次, 片山忠明, 岩谷信吾, 北條慎治, 小椋智, 廣瀬明夫, 小林紘二郎: 亜鉛インサートが鋼と Al 合金の異種材料拡散接合の継手特性に及ぼす効果, 溶接学会論文集, 32-1 (2014), 15-30.
- 6) 鈴木善継, 杉本芳春, 藤田栄: 高強度鋼板の溶融亜鉛めっきぬれ性および合金化挙動に及ぼす内部酸化の影響, JFE 技報, 16 (2007), 21-27.
- 7) 乾晴行: GA 鋼板皮膜を形成する一連の Fe-Zn 系金属間化合物のマイクロピラー圧縮試験による物性解明ーパウダリング制御に最適な皮膜構造の解明に向けてー, 公益財団法人 JFE21 世紀財団技術研究報告書, (2012), 77-83.
- 8) 町田隼一, 高杉隆幸: 合金化溶融亜鉛めっき被膜の塑性変形に関する X 線ならびにナノインデンテーション解析, 鉄と鋼, 93-1 (2007), 33-38.
- 9) 今野貴史, 宮本裕, 桑島孝幸: ナノ硬度計を使った亜鉛めっきが鋼の力学的特性に与える影響の検討, 土木学会東北支部技術発表会講演概要集, (2005), 20-21.

第8章 総括

本研究では、塑性変形による機械的接合と固相接合を組み合わせた異種金属の接合方法である“摩擦アンカー接合”を、アルミニウム合金と鋼の2枚重ね継手、アルミニウム合金/鋼/鋼の3枚重ね継手に適用し、引張せん断強度及び十字引張強度を評価するとともに、その接合メカニズムを明らかにした。また、自動車用鋼として多用されている亜鉛めっき鋼に適用し、その接合メカニズムを明確にし、さらに、その接合強度向上策として鋼インサート材を使用し、得られた継手の引張せん断強度及び十字引張強度評価を実施した。本研究で得られた主たる知見を以下に総括する。

第1章では、地球温暖化防止のために、輸送機器、特に自動車の軽量化は不可欠であり、その有力な手法の一つとして鋼の代わりにアルミニウム合金を使用することの可能性について述べた。また、そのためには鋼とアルミニウム合金の接合技術の確立が必要であることを述べ、本研究の必要性を明確にした。

第2章では、各種接合法によるアルミニウム合金と鋼の異種金属接合に関する研究報告を調査した結果を詳述した。その結果、CMTプロセス、抵抗スポット溶接、セルフピアスリベティング、摩擦攪拌接合、摩擦攪拌点接合については、一部、実用化の例もあり非常に有望であること、しかし、コスト面等の観点から技術の改良や新たな接合手法が求められていることが分かった。また、1991年に英国溶接研究所(TWI)が摩擦攪拌接合技術を考案して以降、アルミニウム合金の接合については実用化レベルに達し、鉄鋼材料等の高温材料の接合やアルミニウム合金と鋼の異種金属接合に関する研究が非常に盛んに行われていることが分かった。これらのうち、アルミニウム合金と鋼の摩擦攪拌点接合については、接合ツールの耐久性の観点から、主として、上板のアルミニウム合金のみを攪拌する手法が採られているため、自動車用の接合で要求される、十分な十字引張強度を得ることができず、また、3枚以上の重ね継手や間に樹脂を挟んだ継手には適用できないという問題があることが分かった。これに対して、“摩擦アンカー接合”は、下板の鋼まで接合ツールを押し込んで接合する手法であるため、十分な十字引張強度を達成できる可能性があり、また、原理的には、3枚以上の重ね継手や間に樹脂を挟んだ継手への適用も可能である。したがって、“摩擦アンカー接合”の接合メカニズムの解明、様々な板組への応用可能性を探ることは、第1章で述べた自動車軽量化を通じた地球温暖化に寄与するものであり、本研究実施の意義を明確にできた。

第3章では、A5052（板厚 1.0mm）と SPCC（板厚 1.0mm）の重ね継手の供試体に対して摩擦アンカー接合を適用した。その結果、球面の接合ツールを下板の鋼側まで押し込むことにより、下板の鋼が接合ツールに沿って上板のアルミニウム合金内部へ押し出され、角状の突起部が形成される。したがって、本接合手法は、摩擦攪拌点接合とかしめ接合を併せた新しい接合手法と言えることが分かった。次に、突起部側面のアルミニウム合金と鋼の接合界面には金属間化合物層が 2~5 μm 形成されるが、突起部のアンカー効果により、引張せん断強度約 3.6kN/点、十字引張強度約 2.3kN/点の高強度な異種金属の重ね継手の作製が可能であることが分かった。続いて、引張せん断試験及び十字引張試験ともに、試験時の亀裂は、主として突起部側面のアルミニウム合金と鋼の接合界面あるいは突起部近傍のアルミニウム合金内を進行することから、突起部の高さが各接合強度に大きく影響を与えることが分かった。最後に、回転する接合ツールが供試体に押し込まれる際、一定の押し込み速度では押し込まれず 4 段階の挙動を示すことが分かった。すなわち、Step1：押し込み量の上昇とともに垂直荷重が急激に上昇する過程、Step2：垂直荷重一定で押し込み量及び供試体の温度が徐々に上昇する過程、Step3：押し込み量の急上昇に伴い供試体の温度が急激に上昇し、一方で垂直荷重が低下する過程、Step4：設定押し込み量に到達し、供試体温度が微増する過程の 4 段階である。

第4章では、A5052（板厚 1.0mm）/SPCC（板厚 0.6mm）/SPCC（板厚 1.0mm）の 3 枚重ね継手の供試体に対して摩擦アンカー接合を適用した。その結果、接合ツールの押し込み量を 1.4mm 以上とすることで、従来の摩擦攪拌点接合法では接合が困難な 3 枚重ね継手の接合が可能であることを実証できた。次に、突起部側面のアルミニウム合金と鋼の接合界面には金属間化合物層が 2~5 μm 形成されるが、突起部のアンカー効果により、せん断引張強度約 3.8kN/点、十字引張強度約 2.5kN/点を達成できた。続いて、接合ツールの押し込み量の増加に伴い、引張せん断強度及び十字引張強度ともに上昇する傾向を示した。しかし、接合ツールの押し込み量が 2.2mm を超えると、アルミニウム合金内に形成される鋼突起の先端とアルミニウム合金が乖離を起こし、さらに、それに起因する割れのため、引張せん断強度、十字引張強度ともに低下する傾向を示すことが分かった。最後に、回転する接合ツールが供試体に押し込まれる挙動は、アルミニウム合金/鋼の 2 枚重ね継手の場合と同様であり、一定の押し込み速度では押し込まれず 4 段階の挙動を示すことが明らかとなった。また、接合部近傍の最高到達温度も約 900℃で、アルミニウム合金/鋼の 2 枚重ね継手の場合とほぼ同じであることが分かった。

第5章では、A5052（板厚 1.0mm）/GI 鋼（板厚 1.2mm）の 2 枚重ね継手の供試体に対し

て摩擦アンカー接合を適用した。その結果、以下の結論が得られた。接合ツールを A5052 に挿入した際の摩擦熱に起因する溶融 Zn が接合ツール先端に存在するため、摩擦発熱が不十分となり、ツール押し込み量は 1.3~1.4mm に留まり、A5052 中に鋼突起を形成することができない。また、溶融した Zn が A5052 中に流入し、Zn-Al 共晶液相の接合ツールへの凝着が発生し、A5052 の欠損が発生する。しかし、Zn めっき層が溶融除去された部位において Fe と Al の接合が実現することが分かった。A5052 中に鋼突起は形成されず、鋼突起によるアンカー効果は発現しないものの、Zn めっき層が溶融除去された部位において Fe と Al の接合が実現し、引張せん断強度は、接合ツールの狙い押し込み量が 1.3~1.4mm までは漸増し、1.5~1.8mm で約 2.6kN/点で飽和する。また、Zn めっき層が溶融除去されて接合した Al/Fe 接合部の接合面積が大きいほど引張せん断強度は増大する傾向にあることが明らかとなった。

第 6 章では、A5052 (板厚 1.0mm) /GA 鋼 (板厚 1.2mm) の 2 枚重ね継手の供試体に対して摩擦アンカー接合を適用した。その結果、以下の結論が得られた。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。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 1.3mm までは、ほぼ 0kN/点である。そして、1.4mm 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 1.8mm で約 2.7kN/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 3.6kN/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した。

第 7 章では、SPCC (板厚 0.6mm) をインサート材として、A5052 (板厚 1.0mm) /GI 鋼及び GA 鋼 (板厚 1.2mm) の重ね継手の供試体に対して摩擦アンカー接合を適用した。その結果、GI 鋼、GA 鋼ともに、A5052 中に接合ツール球面に沿った、真っ直ぐに伸びた鋼突起を形成させることができた。また、両者の鋼突起部高さは、ほぼ同等であった。引張せん断強度の最大値については、GI 鋼、GA 鋼ともに、SPCC インサート材を用いることで、イン

サート材なしの場合に比し、それぞれ、2.6kN/点を 3.9kN/点に、2.7kN/点を 3.2kN/点に向上させることができた。引張せん断試験において、GI 鋼では、押し込み量 1.6mm までは鋼突起部の A5052/SPCC 接合部近傍で、1.8mm 以上では中間の SPCC と最下の鋼の接合部(以下、鋼/鋼接合部) 近傍で破断した。一方、GA 鋼では、全ての押し込み量で鋼/鋼接合部近傍で破断した。これらの結果は、鋼/鋼接合部ののど厚が GI 鋼の方が GA 鋼よりも大きいことに起因しており、そのために引張せん断強度は、全ての押し込み量で、GI 鋼の方が GA 鋼よりも大きくなったものと推定した。十字引張強度は、GI 鋼、GA 鋼ともに同等であり、最大で約 2.6kN/点となった。十字引張試験において、GI 鋼の場合、全てのツール押し込み量で、試験時の破断位置は鋼突起部の A5052/SPCC 接合部近傍であった。一方、GA 鋼の場合、A5052/SPCC 接合部近傍で破断するケースと鋼/鋼接合部近傍で破断するケースが混在し、A5052/SPCC 接合部と鋼/鋼接合部の強度がほぼ同等であった。したがって、GA 鋼の十字引張強度も A5052/SPCC 接合部の強度で決まり、GI 鋼と同等になったものと推定した。接合メカニズムについては、GI 鋼の場合、接合ツールの押し込みに起因する摩擦発熱と圧力によって、Zn めっき層が溶融し、外周部に追いやられ、GI 鋼と SPCC の接合が実現することが分かった。これに対して、GA 鋼の場合、接合ツールの押し込みに起因する摩擦発熱によって Zn-Fe めっき層が固相と Zn 液相の固液混合状態となる。したがって、接合ツールの圧力によって固液混合相が外周部に追いやられず、GA 鋼表面に残存する。この相の存在のために、GA 鋼と SPCC の接合が阻害され、GI 鋼の場合に比し、鋼/鋼接合部ののど厚が小さくなることが分かった。

第 8 章では、本研究で得られた主な結果について総括した。本研究により、摩擦アンカー接合で得られた継手は、特に十字引張強度が高いことが明らかとなり、また、その接合メカニズムを明確にできた。これらの結果から、本手法が自動車軽量化のための有力な接合法のひとつであることを示した。

研究業績

a. 表彰

- 1) 平成 26 年度軽金属溶接協会論文賞「金属流動を利用したアルミニウム合金/鋼/鋼 3 枚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/鋼/鋼 3 枚重ね継手への適用－」 2015 年 6 月

b. 雑誌掲載論文

- 1) 大石 郁, 坂村 勝, 大田 耕平, 藤井 英俊: 塑性流動を利用したアルミニウム合金/鋼板の新たな異種金属点接合－摩擦アンカー接合によるアルミニウム合金と鋼の接合－, 溶接学会論文集, 32-1 (2014), 1-7.
- 2) 坂村勝, 大石 郁, 大田 耕平, 竹保 義博, 水成 重順, 藤井 英俊: 金属流動を利用したアルミニウム合金/鋼/鋼 3 枚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/鋼/鋼 3 枚重ね継手への適用－, 軽金属溶接, 52-12 (2014), 453-462.
- 3) 坂村勝, 大石 郁, 大田 耕平, 竹保 義博, 水成 重順, 藤井 英俊: 金属流動を利用したアルミニウム合金/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－, 溶接学会論文集, 33-2 (2015), 187-193.
- 4) 坂村勝, 大石 郁, 大田 耕平, 竹保 義博, 水成 重順, 藤井 英俊: 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－, 溶接学会論文集, 34-1 (2016), 8-19.
- 5) M. Sakamura, K. Ohishi, K. Ota and H. Fujii: Novel Dissimilar Spot Welding of Aluminum Alloy and Steel Sheets by Anchor Effect, Science and Technology of Welding and Joining, submitted.
- 6) 坂村勝, 大石 郁, 大田 耕平, 竹保 義博, 藤井 英俊: 鋼インサート材を利用したアルミニウム合金/亜鉛めっき鋼の摩擦アンカー接合, 溶接学会論文集, submitted.

c. 学会発表

- 1) 坂村勝, 大石郁, 竹保義博, 津村卓也, 中田一博: 鋼板用摩擦攪拌点接合技術の開発, 平成 20 年度溶接学会秋季全国大会, 北九州国際会議場 (福岡), 2008 年 9 月 10-12 日.
- 2) 坂村勝, 大石郁, 竹保義博, 藤井英俊, 中田一博: 球面ツールを用いたアルミ/鋼の摩擦攪拌点接合継手の機械的性質, 平成 22 年度溶接学会秋季全国大会, 日本大学工学部 (福島), 2010 年 9 月 7-9 日.
- 3) 大田耕平, 大石郁, 坂村勝, 藤井英俊, 中田一博: 摩擦アンカー接合によるアルミ/鋼/鋼の継手における機械的性質, 平成 23 年度溶接学会秋季全国大会, 皇學館大學伊勢キャンパ

ス（三重），2011 年 9 月 7-9 日．

- 4) 大石郁, 大田耕平, 坂村勝, 藤井英俊, 中田一博: アルミニウム合金/鋼/鋼の異材点接合における突起部の効果, 日本金属学会 2011 年秋期講演大会, 沖縄コンベンションセンター（沖縄）, 2011 年 11 月 7-9 日．
- 5) 坂村勝, 大石郁, 大田耕平, 竹保義博, 水成重順, 藤井英俊: 摩擦アンカー接合による A5052/SPCC/SPCC3 枚重ね継手の十字引張強度, 平成 25 年度溶接学会秋季全国大会, 岡山理科大学（岡山）, 2013 年 9 月 2-4 日．
- 6) M. Sakamura, K. Ohishi, K. Ohta and H. Fujii: Strengthening of dissimilar spot welds of Al alloy and steel by friction stirring, 1st International Joint Symposium on Joining and Welding, Hotel Hankyu Expo Park, Osaka, 6-8 November, 2013.
- 7) 坂村勝, 大石郁, 大田耕平, 竹保義博, 水成重順, 藤井英俊: 塑性流動を利用したアルミニウム合金と鋼の異種金属点接合技術, 溶接学会第 104 回軽構造接合加工研究委員会, キャンパス・イノベーションセンター東京（東京）, 2014 年 1 月 15 日．
- 8) 坂村勝, 大石郁, 大田耕平, 竹保義博, 水成重順, 藤井英俊: 摩擦アンカー接合によるアルミニウム合金/亜鉛めっき鋼板 2 枚重ね継手の機械的性質, 平成 26 年度溶接学会春季全国大会, 東京ビックサイト（東京）, 2014 年 4 月 22-24 日．
- 9) 坂村勝, 大石郁, 大田耕平, 竹保義博, 水成重順, 藤井英俊: アルミニウム合金/亜鉛めっき鋼板 2 枚重ね継手の摩擦アンカー接合メカニズム, 平成 26 年度溶接学会秋季全国大会, 黒部市宇奈月国際会館（富山）, 2014 年 9 月 10-12 日．
- 10) 大石郁, 坂村勝, 大田耕平, 藤井英俊: 摩擦アンカー接合によるマグネシウム合金/鋼板の重ね継手における機械的性質, 平成 26 年度溶接学会秋季全国大会, 黒部市宇奈月国際会館（富山）, 2014 年 9 月 10-12 日．
- 11) 大田耕平, 坂村勝, 大石郁, 藤井英俊: 摩擦アンカー接合によって得られたアルミ合金/鋼/鋼三枚重ね異材接合継手の塑性流動に関する調査, 平成 26 年度溶接学会秋季全国大会, 黒部市宇奈月国際会館（富山）, 2014 年 9 月 10-12 日．
- 12) 坂村勝, 大石郁, 大田耕平, 水成重順, 竹保義博, 藤井英俊: 鋼インサート材を利用したアルミニウム合金/溶融亜鉛めっき鋼の摩擦アンカー接合, 平成 27 年度溶接学会春季全国大会, 学術総合センター（東京）, 2015 年 4 月 22-24 日．
- 13) 坂村勝, 大石郁, 大田耕平, 水成重順, 竹保義博, 藤井英俊: 鋼インサート材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摩擦アンカー接合, 平成 27 年度溶接学会春季全国大会, 学術総合センター（東京）, 2015 年 4 月 22-24 日．
- 14) 大石郁, 坂村勝, 大田耕平, 藤井英俊: 摩擦アンカー接合によるマグネシウム合金と鋼の接合時における押込み量の影響, 平成 27 年度溶接学会秋季全国大会, 北海道科学大学

(北海道) , 2015 年 9 月 2-4 日.

- 15) 坂村勝, 大石郁, 大田耕平, 竹保義博, 池田功, 船木開, 阿部豊, 藤井英俊: 窒化珪素の摩擦攪拌接合用ツールへの適用可能性, 平成 27 年度溶接学会秋季全国大会, 北海道科学大学

(北海道) , 2015 年 9 月 2-4 日.

d. 広報

○ 新聞発表 : 9 件

- 2010.09.15 日本経済新聞: 車軽量化へ 専用工具リベット使わず金属板接合
2010.09.28 日経産業新聞: 専用工具で車軽量化 リベット使わず接合可能
2010.10.15 日刊産業新聞: アルミ・鋼接合研究 自動車軽量化に工具開発
2010.12.21 溶接ニュース: 球面ツールで異材接合 OK
2011.02.01 溶接技術: 広島総研 異材接合技術とツール開発
2013.03.20 びんご経済レポート: 塑性流動を利用したアルミニウム合金と鋼の異材接合
2015.08.04 日刊工業新聞: 鉄・マグネ混合接合
2015.09.01 びんご経済レポート: 異種金属接合 (アルミ/鋼/鋼 3 枚重ね部材で剥離強度を大幅に向上)
2016.03 東芝レビュー (予定): 窒化珪素の摩擦攪拌接合用ツールへの適用 (仮題)

○ 広島県立総合技術研究所研究成果発表会 : 6 件

- 2009.09.08 口頭発表/ポスター
: 鋼板用摩擦攪拌点接合技術の開発
2010.10.18 ポスター
: アルミニウム合金と鋼の摩擦攪拌点接合継手の機械的性質
2010.11.16 口頭発表/ポスター
: アルミニウム合金/鋼の摩擦アンカー接合継手の強度決定因子に関する研究
2011.10.05 ポスター
: 摩擦アンカー接合によるアルミニウム合金/鋼/鋼 3 枚継手の機械的性質
2013.10.23 口頭発表/ポスター
: 次世代自動車用ドアへの摩擦アンカー接合の適用
2014.02.14 ポスター
: 次世代自動車用ドアへの摩擦アンカー接合の適用

○ 企業等主催の発表会 / 資料提出 : 9 件

2009.03.26 溶接学会中国支部溶接技術奨励賞受賞記念講演 (講演)

: 広島総研における摩擦攪拌接合に関する研究

2010.09.17 マツダ向けシーズ発信会 (資料提供)

: 新たな異種金属点接合 (摩擦アンカー接合)

2010.11.19 産総研平成 22 年度自動車用軽量部材研究会 (講演)

: 広島総研における自動車軽量化への取り組み

2011.09.12 中国経済産業局主催 研究シーズ集 (資料提供)

: 新たな異種金属点接合 (摩擦アンカー接合)

2012.07.25 広島県溶接協会溶接技術講演会 (講演)

: 広島総研における摩擦攪拌接合に関する研究

2014.07.17 東友会 (マツダサプライヤの研究会) (講演)

: 塑性流動を利用したアルミニウム合金と鋼の異種金属点接合技術

2014.09.04 東芝グループ展示会 (資料提供)

: 摩擦攪拌接合 (セラミックス球の応用事例)

2015.03.05 広島市工業技術センター 材料・設計技術融合研究会 (講演)

: 摩擦攪拌現象を利用した接合技術

2016.02.24 塑性加工学会第 318 回塑性加工シンポジウム (講演予定)

: アンカー効果を利用したアルミニウム合金と鋼の点接合技術
(摩擦アンカー接合)

e. 特許

1) 大石郁, 坂村勝, 竹保義博: 異種金属板の接合方法, 日本国特許第 5854451 号.

謝 辞

本研究は大阪大学工学研究科マテリアル生産科学専攻の大学院生として行った研究活動での成果であり，研究活動の遂行及び本論文の作成にあたり，多大なるご指導，ご鞭撻を賜りました大阪大学接合科学研究所教授 藤井英俊博士に深甚なる謝意を表します．加えて，藤井英俊博士には，大学院在学中の3年間，ご自身の生き様を通じて“研究者の何たるか？”を教えて頂きました．重ねて感謝申し上げます．

本論文作成にあたって，多大なご指導とご助言を賜りました大阪大学大学院工学研究科マテリアル生産科学専攻マテリアル科学コース材質形態制御学領域教授 宇都宮裕博士，生産科学コース機能化プロセス工学領域教授 廣瀬明夫博士，大阪大学接合科学研究所准教授 上路林太郎博士に深く御礼申し上げます．

研究活動の遂行及び学生生活を送る上で，大阪大学接合科学研究所藤井研究室の皆さまに大変お世話になりました．深く御礼申し上げます．

本研究を進める中で必要になった EPMA 分析及び X 線回折解析では，岡山県工業技術センター 村上浩二博士に大変お世話になりました．ここに深い謝意を表します．

本研究を始めるにあたり，きっかけを作って頂いた広島県立総合技術研究所東部工業技術センター長 坂元康泰博士（現西部工業技術センター長）に深く御礼申し上げます．また，本研究の共同研究者である広島県立総合技術研究所企画部 水成重順氏，西部工業技術センター 大石郁博士，大田耕平氏，東部工業技術センター 竹保義博氏，論文作成において多くのご助言を頂いた 東部工業技術センター 松葉朗博士に深く感謝申し上げます．さらに，研究活動遂行ために溢れた日常業務のリカバー，論文の添削作業等様々な場面で東部工業技術センターの皆さまには大変お世話になりました．ここに深い謝意を表します．

最後に，大学院在学中に，あらゆる面で支えて頂きました，父母 坂村繁様，幸子様，義父母 岡崎靖史様，央子様及び妻 香織様，長男 仁くん，長女 優ちゃんに，この言葉を送りたいと思います．“3 年間大変でしたが，ほんまにおおきに．本当にありがとうございました．”