

(論文)

抵抗スポット溶接法によるFe-Al異材接合技術の開発

Joining Aluminum Alloys and Steels Together with Resistance Spot Welding



武田実佳子*
Mikako Takeda



漆原 亘*
Wataru Urushihara



松本克史*(工博)
Dr. Katsushi Matsumoto



加藤 淳*(工博)
Dr. Jun Katoh

Research has been carried out to determine the influence of spot welding conditions on joint strength and IMC (intermetallic compound) layers for an aluminum alloy and steel joint. Sufficient joint strength was achieved by making the IMC layer very thin (about 1 μm thick). Optimization of the welding current and the electrode tip shape resulted in an ideal IMC layer thickness distribution and comparatively high joint strength for cold rolled high tensile strength steel/Al joints and hot-dip zinc-coated steel/Al joints.

まえがき = 近年、車体重量の軽量化の観点から、アルミニウム合金を適用したアルミニウム/鋼ハイブリッド構造が検討されている^{1)~3)}。しかしながら、自動車ボディの接合に多用される抵抗スポット溶接を用いて鋼とアルミニウム合金との異種金属接合を行う場合、脆弱な界面反応層 (Fe-Al 系金属間化合物) の形成により、継手強度が劣化することが知られている^{4)~5)}。したがって、鋼とアルミニウム合金を直接接合するには界面反応層の膜厚・構造制御が重要な因子となる。

本研究では、界面反応層の膜厚・構造制御に着眼し、冷延鋼板および溶融亜鉛めっき鋼板とアルミニウム合金との抵抗スポット溶接の接合強度および界面反応層に及ぼす接合条件の影響を検討した。

1. 実験方法

供試材として、冷延鋼板 (980MPa, 板厚 1.2mm) と合金化溶融亜鉛めっき鋼板 (GA : 980MPa および GA : 590MPa, いずれも板厚 1.2mm) および溶融亜鉛めっき鋼板 (GI : 590MPa, 板厚 1.0mm) を、アルミニウム合金板は A6022 (板厚 1.0, 1.2, 1.6mm) を用い、それぞれ接合前にアセトンを用いて脱脂洗浄した。

抵抗スポット溶接には、単相整流式抵抗スポット溶接機 (NRDAIS-90-601G, 容量 90kVA) を用いた。冷延鋼板とアルミニウム合金板の接合には、電極形状の影響を調べるため、ドーム型 (先端径 12mm, R40~200, クロム銅製) の電極を用いて、表 1 に示す溶接条件にて試験した。さらに、溶融亜鉛めっき鋼板とアルミニウム合金板の接合には、接合界面部の亜鉛めっきを軟化溶融させて排出させる観点から、後溶接を加える 2 段溶接パターンおよび継手構造の影響について調べるため、それぞれ表 2, 表 3 に示す溶接条件にて試験した。

得られた接合体について十字引張試験を行い、接合強

表 1 冷延鋼板 / Al の溶接条件

Table 1 Welding condition for cold rolled high tensile strength steel/Al joint

Electrode	Cr-Cu/Dome radius type (tip radius : R40-150)
Welding current	12-28kA
Welding time	40-200ms
Electrode force	1.5-3.0kN

表 2 合金化溶融亜鉛めっき鋼板 (GA) / Al の溶接条件

Table 2 Welding condition for hot-dip galvanized steel (GA) / Al joint

Electrode	Cr-Cu/Dome radius type (tip radius : R150)
Welding current 1	22-30kA
Welding time1	40-400ms
Electrode force1	3.0kN
Welding current 2	6kA
Welding time 2	400ms
Electrode force 2	3.0kN

表 3 合金化亜鉛めっき鋼板 (GA) / 溶融亜鉛めっき鋼板 (GI) / Al の溶接条件

Table 3 Welding condition for hot-dip galvanized steel (GA) / hot-dip zinc-coated steel (GI) / Al joint

Electrode	Cr-Cu/Dome radius type (tip radius : R150)
Welding current 1	18-30kA
Welding time1	200ms
Electrode force1	4.0kN
Welding current 2	6kA
Welding time 2	400ms
Electrode force 2	4.0kN

*技術開発本部 材料研究所

度を評価した。光学顕微鏡やSEMにより接合断面の観察を行い、界面反応層の厚さを調査した。

溶融亜鉛めっき鋼板とアルミニウム合金の接合界面についてHAADF-STEM像を観察するとともに、電子線回折像の解析を行って微細構造を調査した。供試材からマイクロサンプリング法により観察箇所を抽出した後、日立製作所製集束イオンビーム加工装置(FB-2000A)を用いてTEM観察可能な厚さまでFIB加工を施すことにより試料を薄くし、観察・分析用試料として供した。TEM観察はHAADFを備えたJEOL製電界放射型透過電子顕微鏡(JEM-2010F)を用い、加速電圧200kVで行った。

2. 実験結果および考察

2.1 冷延鋼板/アルミニウム合金の接合強度、界面構造に及ぼす接合条件の影響

2.1.1 電極チップ形状の影響

先端形状がR40, R150の電極チップを用い、各種溶接電流条件で接合した冷延鋼板(板厚1.2mm)とA6022(板厚1.0mm)接合体の十字引張強度をそれぞれ図1, 2に示す。電極チップ形状によらず、高電流短時間側の条件にて高い接合強度が得られ、R40の電極では加圧力1.5kN, 電流18kA, 時間40msの条件にて約0.85kN/spot

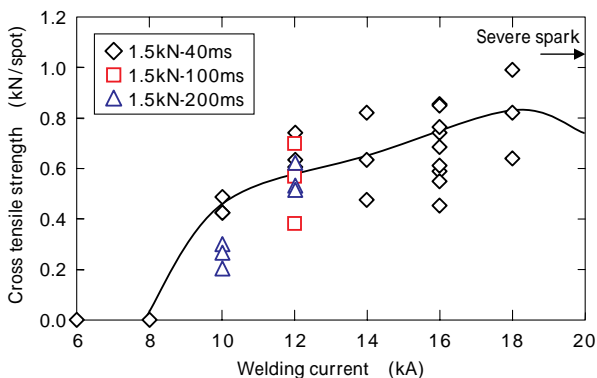


図1 冷延鋼板/AI(板厚1.0mm)接合継手の十字引張強度(電極径:R40)

Fig. 1 Cross tensile strength of cold rolled high tensile strength steel/Al (thickness 1.0mm) joint (tip diameter of electrode: R40)

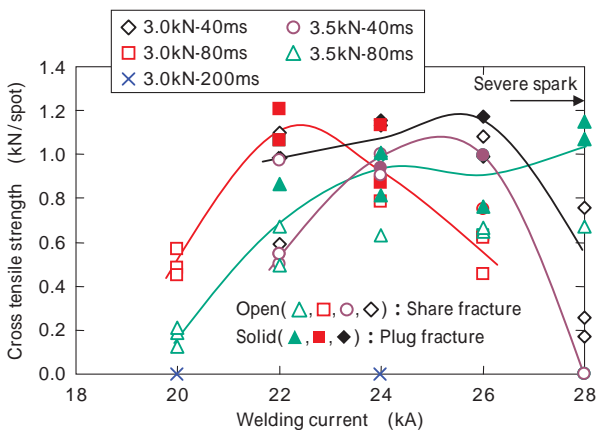


図2 冷延鋼板/AI(板厚1.0mm)接合継手の十字引張強度(電極径:R150)

Fig. 2 Cross tensile strength of cold rolled high tensile strength steel/A1 (thickness 1.0mm) joint (tip diameter of electrode: R150)

spot, R150の電極では加圧力3.0kN, 電流24-26kA, 時間40msの条件にて約1.2kN/spotのそれぞれ最大の接合強度が得られた。一方, R40の電極では、全て界面にて破断していたが, R150の電極では1.0kNを超える接合強度が得られるほとんどの条件にて、プラグ型の破断形態が得られた。なお、同種金属接合同様に、電極先端Rが大きくなるにつれ電極と基材との接触面積が増加するため、最適溶接条件は、高加圧力、高入熱側にシフトする。

図3にR150の電極を用いた接合体の、界面反応層の厚さ分布を示す。界面反応層の厚さはナゲット中心部、端部と1/4部の5点を光学顕微鏡にて測定した。界面反応層の厚さが1~2μm程度に形成した面積が広いほど、接合強度が高く、プラグ破断となることがわかる。すなわち、単位面積あたりの接合強度は、1~2μm程度の厚さの反応層が薄く均一に生成された方が高いと考えられる。また、全体強度は、その厚さ範囲の反応層が広く形成された方が高いと考えられる。そのため、界面反応層を薄く形成できる短時間、広く形成できる高電流での条件にて、高い接合強度が得られたと推察される。

冷延鋼板(板厚1.2mm)とA6022(板厚1.0mm)の接合体において、最大接合強度に及ぼす電極チップの先端Rの影響を図4に示す。先端Rが大きくなるほど接合強度が増大する傾向にあり、破断形態もR100以上ではプラグ破断となった。また、最適溶接条件での光学顕微鏡で測定した界面反応層の厚さ分布(図5)より、最適溶接条件では、いずれも界面反応層が1~2μmの範囲が広く形成されているが、電極チップの先端Rが増大するほど、その範囲が広い傾向にあることがわかる。そのため、電極チップの先端Rが大きい方が接合強度が高くなると推察される。

2.1.2 アルミニウム合金の板厚の影響

先端形状がR150の電極チップを用い、各種溶接電流

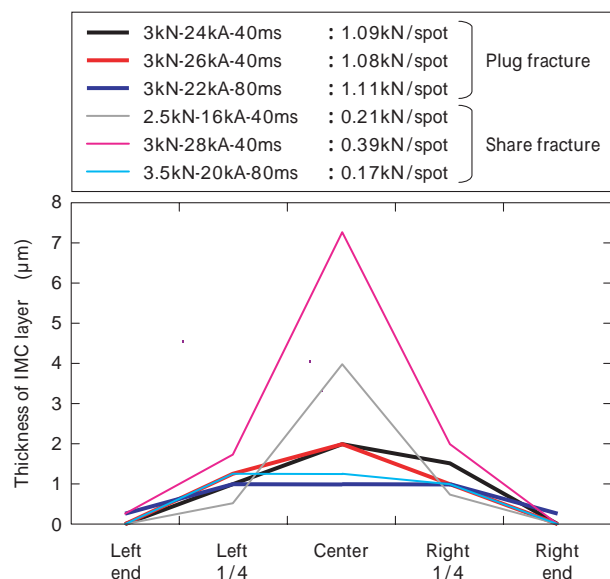


図3 冷延鋼板/AI(板厚1.0mm)接合界面における反応層厚さ分布(電極径:R150)

Fig. 3 Distribution of thickness of interfacial reaction (IMC) layer of cold rolled high tensile strength steel/Al (thickness 1.0mm) joint (tip diameter of electrode: R150)

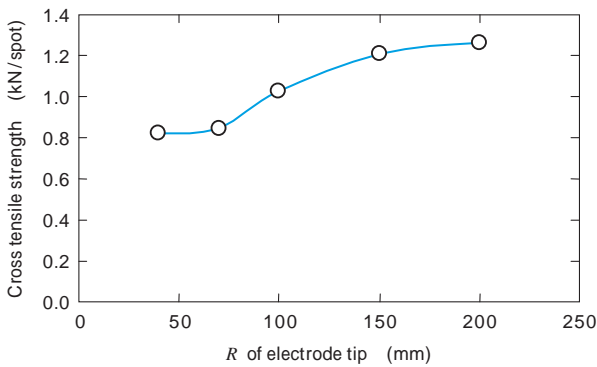


図4 冷延鋼板 /A(板厚 1.0mm)の接合強度に及ぼす電極先端 R の影響

Fig. 4 Influence of R of electrode tip on cross tensile strength of cold rolled high tensile strength steel/Al (thickness 1.0mm) joint

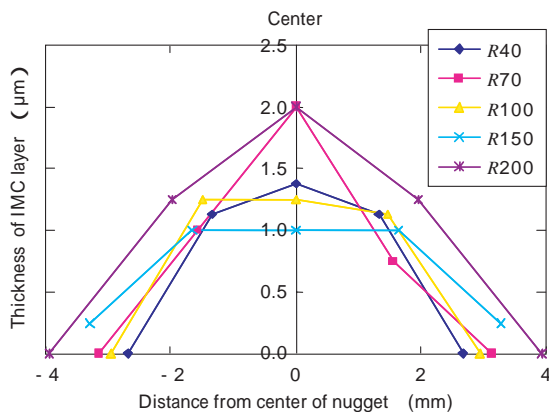


図5 冷延鋼板 /A(板厚 1.0mm)の界面反応層厚さ分布に及ぼす電極先端 R の影響

Fig. 5 Influence of R of electrode tip on distribution of thickness of interfacial reaction (IMC) layer of cold rolled high tensile strength steel/Al (thickness 1.0mm) joint

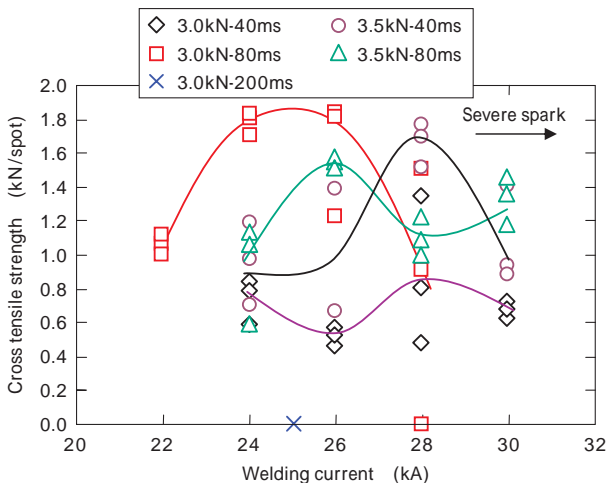


図6 冷延鋼板 /A(板厚 1.6mm)接合継手の十字引張強度 (電極径: R150)

Fig. 6 Cross tensile strength of cold rolled high tensile strength steel/Al (thickness 1.6mm) joint (tip diameter of electrode: R150)

条件で接合した裸鋼板 (板厚 1.2mm) と A6022 (板厚 1.6mm) 接合体の十字引張強度を図 6 に示す。アルミ板厚が厚い場合、加圧力 3.0kN、電流 24-26kA、時間 80ms の条件にて約 1.8kN/spot の高い接合強度が得られた。アルミ板厚が増大、すなわちアルミ板のせん断応力が増

大するほど、高い入熱量の条件が適用できるようになり、界面反応層が広く形成されるため、高い接合強度になると推察される。

2.2 亜鉛めっき鋼板 / アルミニウム合金の接合強度、界面構造に及ぼす接合条件の影響

各種溶接電流条件で接合した GA 鋼板 (980MPa、板厚 1.2mm) と A6022 (板厚 1.0mm) 接合体の十字引張強度を図 7 に示す。用いた電極は、先端形状が R150 である。接合強度は溶接電流、溶接時間ともに極大値を示し、加圧力 3.0kN、電流 22kA、時間 400ms の条件にて Max. 0.7kN/spot と最も接合強度が高くなった。一方、めっき層の軟化溶解を促進して反応層を広く形成することを目的とし、低電流での後溶接を加えた二段電流パターン条件にて接合を行うと、高い十字引張強度が得られる傾向にあり、加圧力 3.0kN、電流 22-26kA、時間 200ms の後、電流 6kA、時間 400ms の後溶接を加える条件にて約 1.0kN/spot の強度が得られた。また 0.8kN/spot を超える破断強度が得られる条件にて、プラグ型の破断形態が得られた。

図 8 に一段、二段電流パターンでの最適条件の界面反応層の厚さ分布を、冷延鋼板 - A6022 接合体の結果と合わせて示す。また、図 9 に最高強度が得られた接合体の各部位の界面の SEM 写真を示す。二段電流パターンの方が、界面反応層形成面積が大きい。しかしながら、前述した界面反応層の最適厚さである 1~2 μm の形成範囲は冷延鋼板の場合よりも小さく、単位面積あたりの接合強度が低いと考えられる。

また、Zn めっき層は中心部から 4mm 以上の外周で観察され、それ以内では層をなしていなかったが、界面反応層の厚さが薄い部分では Zn が残存していることがわかる。

接合中心部における界面構造の HAADF-TEM 像観察結果および元素マッピング結果を図 10 に示す。アルミニウム合金側に Al_3Fe 、亜鉛めっき鋼板側に Al_5Fe_2 が形成されていることがわかる。また、界面反応層内には Zn が存在しており、接合中心部においても Zn が十分に除去されていないと考えられる。GA 鋼板の場合、Zn-Fe

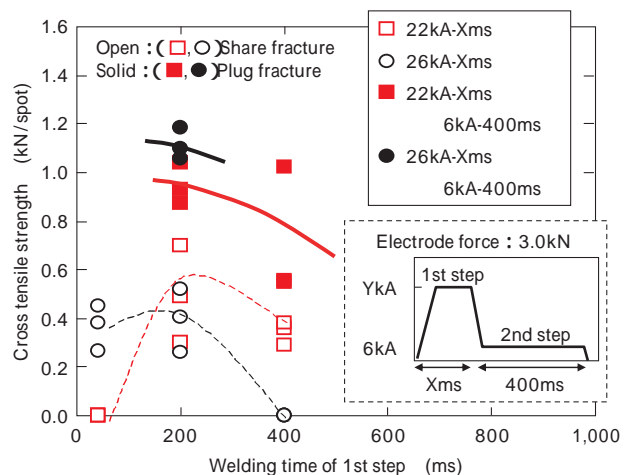


図7 合金溶融亜鉛めっき鋼板 (GA) / Al 接合継手の十字引張強度
Fig. 7 Cross tensile strength of hot-dip galvanized steel (GA) / Al joint

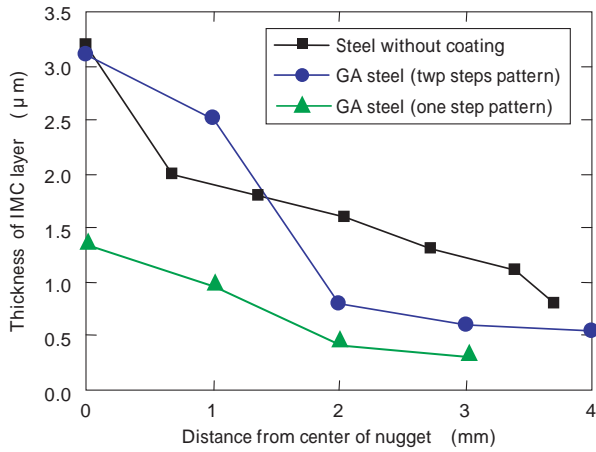


図8 合金化溶融亜鉛めっき鋼板(GA)の界面反応層厚さ分布に及ぼす溶接条件の影響

Fig. 8 Influence of welding condition on distribution of thickness of interfacial reaction (IMC) layer of hot-dip galvanized steel (GA)/Al joint

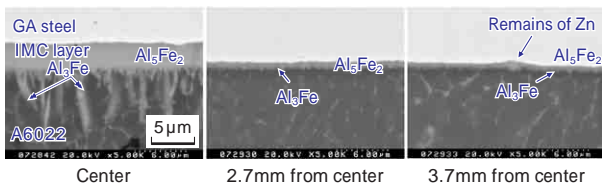


図9 合金化溶融亜鉛めっき鋼板(GA)/Al 接合界面のSEM像

Fig. 9 SEM image of interface at hot-dip galvanized steel (GA)/Al joint

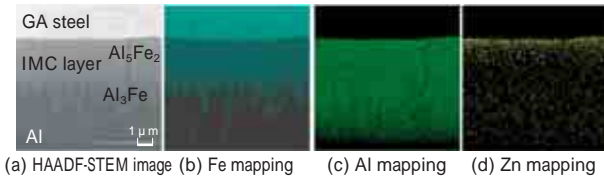


図10 合金化溶融亜鉛めっき鋼板(GA)/Al 接合界面中央部のHAADF-STEM像と元素マッピング結果

Fig.10 HAADF-STEM image and mapping at center of interface of hot-dip galvanized steel (GA)/Al joint

めっきの融点がアルミ合金の融点よりも高く、接合プロセス時にめっき成分を完全に排出できないことから、Znが界面反応層に残存し、広い領域で薄い界面反応層が形成しない。そのため、接合強度が低いと推定される。

さらにZnめっき層の軟化溶融を促進して反応層を広く形成させ全体強度を向上させる観点から、スポット溶接時の鋼板での抵抗発熱による入熱量増加を狙い、鋼板の重ね枚数を増大させた3枚重ね構造を検討した。

GA鋼板よりもZnめっき層の融点が高いGI鋼板をGA鋼板とA6022の間に配置した3枚重ね構造GA590(1.2t)/GI590(1.0t)/6022(1.2t)とした継手構造での十字引張破断荷重を図11に示す。本継手構造においては、1.5kN/spotを超える高い接合強度(Max:2.5kN/spot)が得られた。

図12はGA590(1.2t)/GI590(1.0t)/6022(1.2t)の3枚重ね継手の断面マクロ写真および接合界面拡大図を示す。比較として、図13にGA590(1.2t)/6022(1.2t)の2枚重ね継手の断面マクロ写真および接合界面拡大図を示した。2枚重ね継手においては、接合界面端部においてZnめっき層が残り、界面反応層が形成されていない。一方、

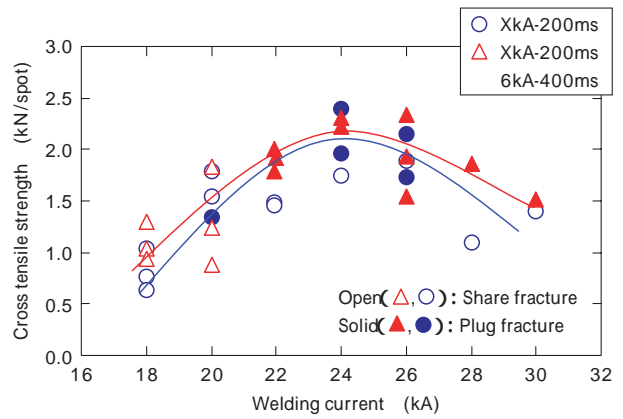


図11 合金化亜鉛めっき鋼板(GA)/溶融亜鉛めっき鋼板(GI)/Al 接合継手の十字引張強度

Fig.11 Cross tensile strength of hot-dip galvanized steel (GA)/hot-dip zinc-coated steel (GI)/Al joint

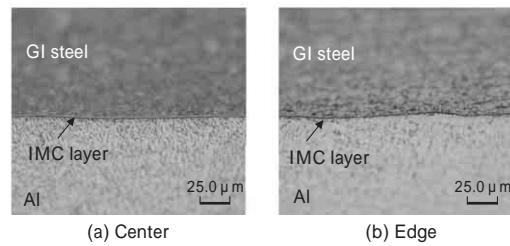
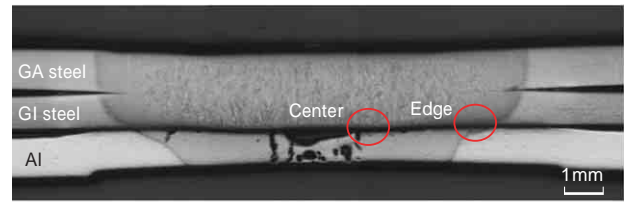


図12 合金化亜鉛めっき鋼板(GA)/溶融亜鉛めっき鋼板(GI)/Al 接合継手の断面マクロ写真

Fig.12 Macrograph around interface of hot-dip galvanized steel (GA)/hot-dip zinc-coated steel(GI)/Al joint

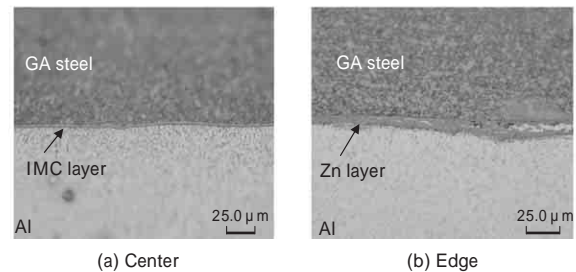
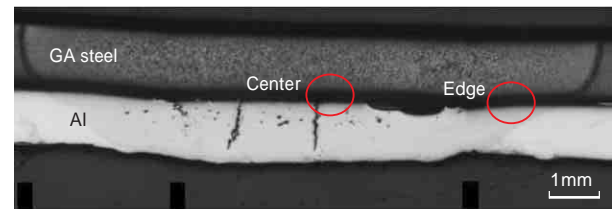


図13 合金化亜鉛めっき鋼板(GA)/Al 接合継手の断面マクロ写真

Fig.13 Macrograph around interface of hot-dip galvanized steel (GA)/Al joint

3枚重ね継手においては接合界面端部もZnめっき層が完全に排出されて界面反応層が均一に形成されている。したがって、鋼板側の抵抗発熱効果を活用してZnめっき層を排出させることにより、1~2μmの厚みの界面反

応層の形成面積が大きくなり、接合強度が大きく増加したと考えられる。

以上の結果より、抵抗スポット溶接における溶融亜鉛めっき鋼板とアルミニウム合金の接合においては、Znめっき層が界面反応層の均一生成を阻害して接合性の低下をもたらすが、電極形状および適正な溶接条件、ならびに継手構造の改善によって、界面反応層を適正に制御することが可能となり、接合強度が飛躍的に増加することがわかった。

むすび=抵抗スポット溶接を用いてアルミニウム合金と鋼との異種金属接合を行う際に発生する界面反応層の膜厚・構造制御に着目し、冷延鋼板および溶融亜鉛めっき鋼板とアルミニウム合金の接合強度に及ぼす接合条件の影響と界面反応層の形成について検討を行った。得られた主な結果を以下に示す。

- (1) アルミニウム/鋼の接合強度を増加させるためには、約 $1\mu\text{m}$ の薄い界面反応層(Fe-Al系金属間化合物)を広範囲で形成させることが有効である。
- (2) 冷延鋼板とアルミニウム合金の接合では、高電流短時間溶接・電極形状の改善により、最大で約 1.8kN/spot の高い接合強度が得られた。

- (3) 溶融亜鉛めっき鋼板とアルミニウム合金の接合では、接合時にZnめっき層を排出させることが重要であり、2段溶接電流条件と電極形状、ならびに継手構造の改善によって、最大で 2.5kN/spot の高い接合強度が得られた。

本研究により、従来から自動車ボディの接合に使用されてきた抵抗スポット溶接をアルミニウム/鋼の直接接合に適用し、溶接条件を最適化することによって脆弱な界面反応層(Fe-Al系金属間化合物)の厚み・構造を制御して接合強度を増加させることが可能となった。界面反応層の制御指針は、レーザ溶接、アーク溶接、摩擦攪拌接合、拡散接合など、各種接合方法に広く適用できるものである。今後は界面反応層の制御指針を活用し、ハイブリッド構造に必要な材料・接合方法の提案、異材接合に適した材料設計に反映させていきたい。

参考文献

- 1) 大谷忠司ほか：まてりあ，Vol.39, No.11 (2000) p.878.
- 2) 吹沢一徳ほか：まてりあ，Vol.39, No.1 (2000) p.17.
- 3) 丸山正明：まてりあ，Vol.39, No.1 (2000) p.31.
- 4) M. Yasuyama et al. : J. of Japan Welding Society, Vol.14, No.2 (1996) p.314.
- 5) 渡辺健彦ほか：溶接学会論文集，Vol.23, No.3 (2005) p.491.