

## 軟鋼と Al-Mg 合金の抵抗スポット溶接\*

渡辺 健彦\*\*, 土井 悠平\*\*\*, 柳沢 敦\*\*, 小沼 静代\*\*

### Resistance Spot Welding of Mild Steel to Al-Mg Alloy\*

by WATANABE Takehiko\*\*, DOI Yuuhei\*\*\*, YANAGISAWA Atsushi\*\* and KONUMA Shizuyo\*\*

We tried to join steel to Al-Mg alloy using a resistance spot welding method. The effect of Mg in Al-Mg alloy on the strength and the interfacial microstructure of the joint was investigated. Additionally, the effect of an insert metal of commercially pure aluminum, which was put into the bonding interface, on the joint strength was investigated. The following results were obtained.

The cross tensile strength of a joint between SS400 steel and commercially pure aluminum (SS400/Al) was high and fracture occurred in the aluminum base metal. However, the strength of a joint between SS400 and Al-Mg aluminum alloy was remarkably low and less than 30% of that of the SS400/Al joint. An intermetallic compound layer developed so thickly at the bonded interface of the SS400/Al-Mg alloy joint that the joint strength decreased. The intermetallic compound layer developed more thickly as Mg content in the Al-Mg alloy increased. Using an insert metal of commercially pure aluminum containing little Mg successfully improved the strength of the SS400/Al-Mg alloy joint and the strength was equivalent to that of the base metal.

**Key Words:** Steel, Al-Mg alloy, Resistance spot welding, Cross tensile strength, Mg content, Insert metal, Intermetallic compound

## 2. 供試材および実験方法

### 1. 緒 言

近年、環境保全への関心の高まりとともに、自動車などの車両の軽量化が求められている。比強度が大きく加工性が比較的良好な Al 合金を用いることによって車両の軽量化を図ることができるが、製造コストや強度の面から車両全体を Al 合金によって構成することは難しい。そのため、鋼と Al 合金を組み合わせて車両を構成することが有効である。その際には、鋼と Al 合金を接合する技術が必要であり、その接合法として摩擦圧接<sup>1)</sup>、摩擦撈拌接合<sup>2)</sup>、超音波接合<sup>3)</sup>や圧延接合<sup>4)</sup>などの固相接合法やレーザ加熱によって Al 部のみを溶融させて接合する方法<sup>5)</sup>等の研究がなされているが、いまだ確立されていない。

本研究では、大量生産が可能で自動化が容易などの特長を有し、主に自動車製造工程において多用されている抵抗スポット溶接法を適用して鋼と Al-Mg 合金を接合することを試みた。接合は、鋼と Al-Mg 合金を直接接合する場合と双方の間にインサート材として工業用純 Al 板を挿入して接合する場合について行い、継手の接合強さに及ぼすインサート材の効果について検討した。

供試材は次のようである。鋼板は板厚 0.8mm の市販の SS400 で、Al 板は市販の板厚 1.5mm の工業用純 Al 板 A1050-H24 (以後、A1050 と呼ぶ) と板厚 1.2mm の Al-Mg 合金板 A5052-H24 (Al-2.84at%Mg, 以後、A5052 と呼ぶ) および A5086-H24 (Al-4.54at%Mg, 以後、A5086 と呼ぶ) を入手のまま用いた。SS400, A1050, A5052 および A5086 の引張強さは、それぞれ約 375MPa, 106MPa, 250MPa および 322MPa であった(実測値)。スポット溶接用試験片の形状は、幅 15mm×長さ 50mm であり、試験片の両端には接合部の強さ測定のための十字引張試験治具固定用の直径 5.5mm の穴が設けられている。

接合面の表面処理は、いずれの試験片も 400 番のエメリ一紙による湿式研磨とし、研磨方向は試験片の長手方向とした。スポット溶接は、50Hz の交流スポット溶接機を用いて行い、先端形状が平坦で先端直径が 5mm の CF 型電極を使用した。電極加圧力は 1960N 一定とし、溶接電流は 5kA~16kA の間で変化させ、溶接時間は 2cycle~20cycle の間で変化させた。本研究では、継手の接合強さの評価方法として十字引張試験を行うことから、両試験片を十字に重ね合わせて SS400 を上に配置して溶接した。継手の接合強さは、JISZ3137 (スポット溶接継手の引張試験方法) に準拠した十字引張試験 (引張速度: 1.0mm/min) を行って測定し、最高荷重を継手の接合強さとした。

## 3. 実験結果および考察

\*原稿受付 平成 17 年 2 月 7 日 平成 15 年秋季全国大会で発表

\*\*正 員 新潟大学工学部 Member, Faculty of Engineering, Niigata University

\*\*\*学生員 新潟大学大学院自然科学研究科, Student member, Graduate School of Science and Technology, Niigata University

### 3.1 SS400 と Al および Al 合金の直接溶接継手の接合強さ

最初に、SS400 と A1050, A5052 および A5086 を直接接合し、それらの継手の十字引張強さを比較した。接合は、溶接電流 10kA, 溶接時間 6cycle 一定で行った。継手の十字引張強さの結果を Fig. 1 に示す。工業用純 Al と SS400 (SS400/A1050) 継手の場合は、約 1300N の十字引張荷重で母材部で破断する、いわゆる、ボタン破断する強い継手が得られた。一方、Al-Mg 合金と SS400 の継手強さは小さく、Mg 含有量が増加すると継手の接合強さは低下した。破断はいずれも接合界面で生じた。なお、接合部の直径はいずれも約 4.7mm~4.9mm であり、以後の継手においても同様であった。

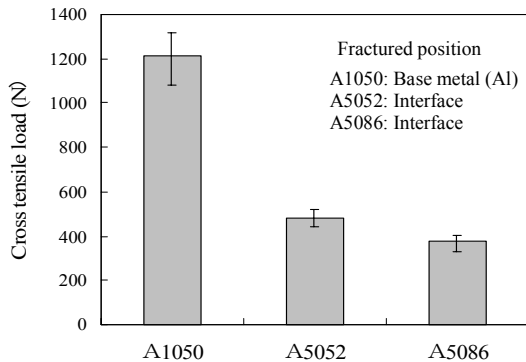


Fig. 1 Cross tensile load of joints of SS400/ A1050, SS400/A5052 and SS400/A5086

Fig. 2 に接合部のマクロ写真 ((a), SS400/A1050 の例) と界面部の拡大写真を(b)~(d)に示す。Al と SS400 との接合界面にはいずれの場合にも、灰色の層 (IMC layer で示す) が観察される。A5052 と A5086 における厚い灰色層の近傍を詳細に観察すると、(e) に示すように F 層, F2A5 層, FA2 層と A 層がみられる。各層の組成の EDS 分析結果を Table 1 に示す。

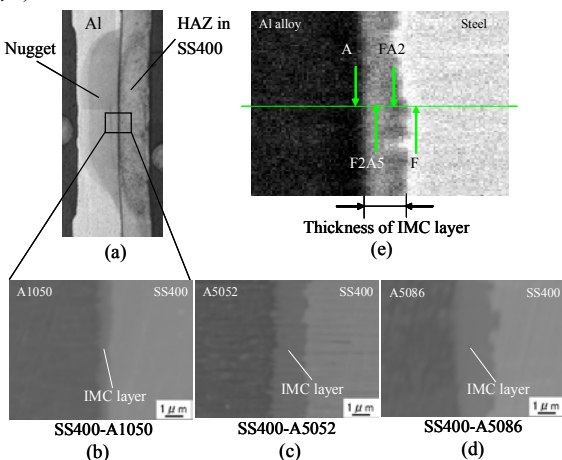


Fig. 2 Macrograph of bonded interface of SS400/A1050 joint in (a), and micrographs of bonded interfaces of the joints in (b)~(d). Photo (e) shows the layers at the interface of SS400/A5052.

Table 1 EDS analysis results at the layers of F, FA2, F2A5 and A

Materials	Analyzed point	Fe	Al	Mg
A1050	F	92.04	7.92	0.04
	FA2	41.27	58.55	0.18
	F2A5	26.49	73.41	0.10
	A	9.43	90.55	0.02
A5052	F	80.73	19.12	0.15
	FA2	41.54	58.28	0.18
	F2A5	27.24	72.46	0.30
	A	8.17	89.64	2.19
A5086	F	89.14	10.30	0.56
	FA2	43.09	56.80	0.11
	F2A5	28.55	70.87	0.58
	A	7.85	88.49	3.66

(at %)

分析結果から、F 層は Al が固溶した Fe 固溶体層、F2A5 層は Fe<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> 金属間化合物層、FA2 層は (FeAl<sub>2</sub>+FeAl) 金属間化合物層と考えられる。F2A5 層に接する A 層は、Fe が 7at%~9at%検出されることから Al 固溶体層と考えられる。

したがって、この灰色の層は、主に、Fe<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> と (FeAl<sub>2</sub>+FeAl) の金属間化合物で構成されていると考えられ、以後、金属間化合物層と呼ぶ。この金属間化合物層の厚さと Al の種類との関係を Fig. 3 に示す。Al-Mg 合金において金属間化合物層が厚く、Mg 含有量の多い Al 合金においてより厚くなっている。なお、金属間化合物層の厚さは Fig. 2 に示すように、接合部中央付近での厚さである。

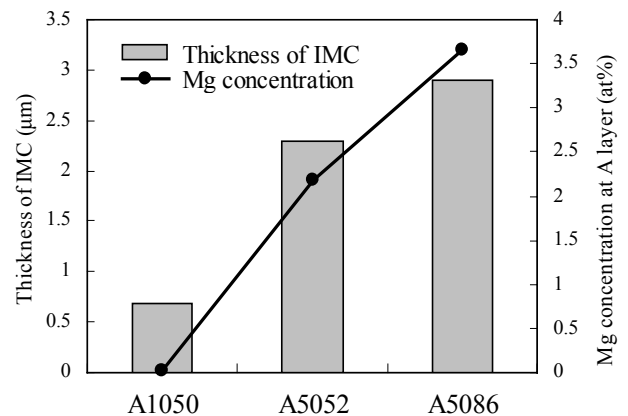


Fig. 3 Thickness of intermetallic compound at the interface and Mg concentration at A layer of each joint.

Fe と Al の接合部の強さは接合界面に形成される金属間化合物層の厚さが増加すると低下する<sup>6)</sup>ことが知られており、Fig.1 に示した SS400/A5052 と SS400/5086 継手の十字引張強さの低下と Fig. 3 の接合界面に形成される厚い金属間化合物層の形成と良く対応している。Table 1 に示した、SS400/A1050, SS400/A5052 および SS400/A5086 の接合界面近傍の F 層, F2A5 層, FA2 層と A 層の各層における Mg 濃

度、Fe 濃度と Al 濃度の変化を調べると、A 層部における Mg 濃度変化が顕著であり、A1 母材の Mg 濃度とともに増加している。Fig. 3 には、SS 400/A1050、SS400/A5052 と SS400/A5086 の接合界面における A 層部の Mg 濃度を併記したが、A 層部の Mg 濃度とともに接合界面に形成される金属間化合物層が厚くなるのが分かる。

### 3.2 A1050 インサート材を用いた SS400 と Al-Mg 合金の抵抗スポット溶接

Fig. 1 および Fig. 3 に示したように、SS400 と A1050 との接合界面に形成される金属間化合物層は薄くて、SS400/A1050 継手の十字引張強さは最大であった。そこで、SS400 と Al-Mg 合金継手の十字引張強さを改善するために、インサート材として、A1050 板を SS400 と Al-Mg 合金との間に挿入して接合し、継手強さへの影響を調べた。用いたインサート材は一辺 15mm の正方形で厚さは 0.1mm~1.2mm の間で変化させ、溶接電流 10kA、溶接時間 6cycle 一定で接合した。

継手の十字引張強さの結果を Fig. 4 に示す。インサート材が厚くなると継手の十字引張強さは大きくなり、A5052 の場合はインサート材の厚さが 1mm になると母材破断し、A5086 の場合はインサート材の厚さが 1.2mm で母材破断する強い継手が得られた。インサート材が薄い場合は、いずれの場合も接合界面に形成された金属間化合物層内で破断した。

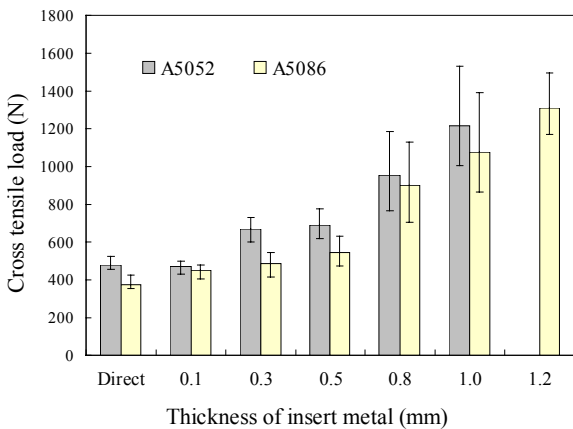


Fig. 4 Cross tensile load of joints of SS400/A5052 and SS400/A5086 vs. thickness of insert metal of A1050

厚さ 1mm のインサート材を挿入して SS400/A5052 を接合した場合の界面部のマクロ写真を Fig. 5 示す。A1050 と A5052 が熔融混合したナゲットと SS400 内に熱影響部が見られる。インサート材の厚さを変化させた時の接合界面での金属間化合物層の写真を Fig. 6 に示す。インサート材の厚さの増加とともに金属間化合物層の厚さが薄くなるのが分かる。Fig. 7 に、SS400/A5052 および SS400/A5086 接合界面での金属間化合物層の厚さとインサート材の厚さとの関

係を示す。金属間化合物層に接している A 層部の Mg 濃度変化も併記した。インサート材の厚さの増加とともに、A 層部での Mg 濃度は減少して接合界面での金属間化合物層の厚さも薄くなって、継手の十字引張強さは増大した。

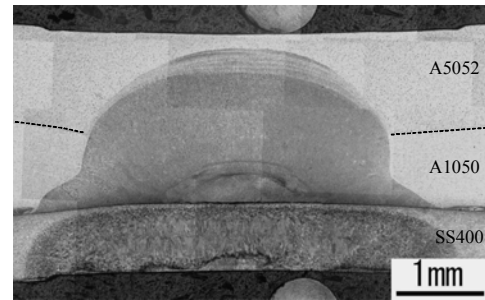


Fig. 5 Macrograph around the interface of a SS400/A5052 joint made with an insert metal of 1mm thick A1050

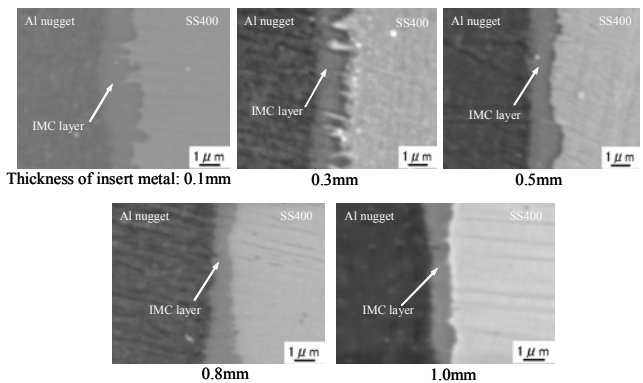


Fig. 6 Thickness of intermetallic compound at the bonded interface of SS400/A5052 joint made using an insert metal different in thickness.

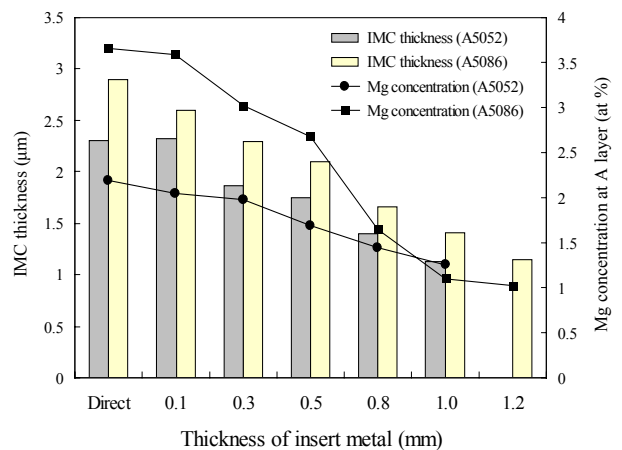


Fig. 7 Intermetallic compound thickness at the bonded interface and Mg concentration at A layer of joints of SS400/A5052 and SS400/A5086 vs. thickness of insert metal of A1050.

これまで示してきた結果から次のことがいえる。SS400 と Al-Mg 合金の抵抗スポット溶接において、接合界面に形成される金属間化合物層に接して存在する Al 固溶体 (A 層) 中の Mg 量が多いと金属間化合物層が成長して継手の強さは低下する。そのため、SS400 と Al-Mg 合金の間に Mg を

ほとんど含有しない A1050 インサート材を挿入して接合することによって、A 層中の Mg 濃度が低下して金属間化合物層の成長が阻止されて継手の強さが向上するものと考えられる。

### 3.3 接合界面に形成される金属間化合物層の厚さに及ぼす Mg の影響

Fe と Al-Mg 合金の抵抗スポット溶接における接合過程は次のように考えられる。Al の電気抵抗は Fe に比して小さいために、通電時の抵抗発熱は主に Fe で生じる。一方、Al 合金は熱伝導率が大きいため、Fe で発生した熱は Al 合金側へ伝導し、界面温度が上昇して Fe と Al 間に反応相が形成されて接合が行われると考えられる<sup>7),8)</sup>。

前項で述べたように、金属間化合物層に接する A 層中の Mg 濃度が高いと Fe-Al 金属間化合物層が成長しやすいことを確認するために、SS400 と A1050、A5052 および A5086 をインサート材を用いずに直接スポット溶接後、接合部を加熱処理して金属間化合物層を観察した。接合は、溶接電流 10kA で溶接時間 6cycle で行い、加熱処理は  $1 \times 10^{-2}$  Pa の真空中で 873K に 1800s 保持後冷却して行った。加熱・冷却速度は 1K/s である。

加熱処理後の接合界面での金属間化合物層の写真を Fig. 8 の(a)~(c)に示す。SS400/A5052 と SS400/A5086 の場合、金属間化合物層の成長は著しく、Fig. 8(d)に示すように SS400/A1050 の場合のそれに比して極端に厚くなっている。

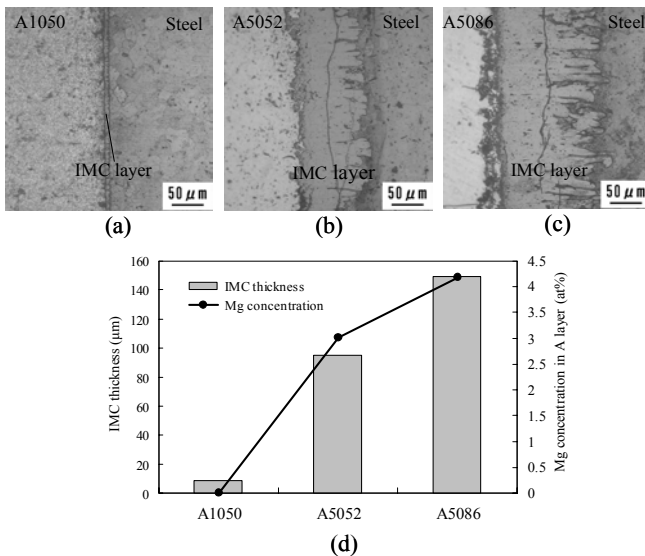


Fig. 8 Micrographs of IMC developed at the interface of joints after heating are shown in (a)~(c). Changes in the thickness of IMC and Mg concentration at A layer after heating are shown in (d).

金属間化合物層に接する A 層の Mg 濃度も併記した。やはり、Mg 濃度の増加とともに金属間化合物層が著しく成長することが分かる。873K における Al 中の Fe の拡散係数は  $1.00 \times 10^{-13} \text{ m}^2/\text{s}$  で、Fe 中の Al の拡散係数は  $9.94 \times 10^{-19} \text{ m}^2/\text{s}$

<sup>9)</sup>であり、Al 中の Fe の拡散係数が著しく大きいことから、金属間化合物層は、主に Al 中に Fe が拡散することによって成長すると考えられる。Fe と Al が反応した場合、 $\text{Fe}_2\text{Al}_3$  相の生成速度が一番大きいことが知られており<sup>10)</sup>、成長した金属間化合物層の EDS 分析結果も  $\text{Fe}_2\text{Al}_3$  金属間化合物の組成となっていた。

鋼と Al 合金の拡散接合やロール圧接において、Al 酸化皮膜の存在が Al 中への Fe の拡散を阻害しており、Al 中に Mg が存在すると Mg が Al 酸化皮膜を還元するために Al と Fe 間の相互拡散が容易になり接合が進むことが知られている<sup>4),11),12)</sup>。

エメリー紙による湿式研磨を施した Al 接合面には約 2~20nm 厚さの Al 酸化皮膜が存在しており<sup>13)</sup>、本研究における Al 合金と Fe との抵抗スポット溶接界面においても Mg は同様の影響を及ぼしていると思われる。すなわち、Mg をほとんど含有しない A1050 と SS400 の接合界面では、Al 酸化皮膜の還元が不十分であり、Al 中への Fe の拡散が阻害されて  $\text{Fe}_2\text{Al}_3$  金属間化合物層の成長が抑制される。一方、Mg を含有する A5052 および A5086 と SS400 の接合の場合には、接合界面の Al 酸化皮膜は Mg によって還元されやすく、Al 中への Fe の拡散量が多くなって  $\text{Fe}_2\text{Al}_3$  金属間化合物層が厚く成長するために継手強さが低下すると考えられる。

### 3.4 最適溶接条件下での SS400 と Al-Mg 合金の抵抗スポット溶接

SS400 と Al の抵抗スポット溶接継手の十字引張強さや界面における金属間化合物層厚さに及ぼす Al 中の Mg 含有量の影響についての基礎的知見を得る目的で、前項までの接合は溶接電流および溶接時間を一定にして行った。

しかし、継手の強さを改善するために、厚さの異なる A1050 インサート材を接合面に挿入して接合を行う場合は、インサート材が厚くなると接合体全体の厚さが厚くなって溶接電流のフリッジングが起こって電流密度が変わるために、接合面積が変わって接合強さが変化することが考えられる。そこで、インサート材の厚さの変化に応じて、溶接電流と溶接時間をそれぞれ 5kA~16kA および 2cycle~20cycle と変化させて接合後、継手の十字引張強さを測定して、最高強さが得られる溶接電流と溶接時間を求めた。そして、それを最適溶接条件とした。

接合は、SS400 と A5052 の場合について行った。インサート材の各厚さでの最適溶接条件を Table 2 に示す。最適溶接時間はいずれも 3cycle で、最適溶接電流はインサート厚さが 0.5mm 以上では 11kA と大きくなった。最適溶接条件で接合した継手の十字引張強さおよび界面での金属間化合物層の厚さとインサート材の厚さとの関係を Fig. 9 に示す。

最適溶接条件下では、インサート材の厚さが 0.5mm で継手強さは最大値を示し、それ以上の厚さでほぼ一定となり、Al 母材部で破断した。インサート材厚さが 0.3mm 以下の場

合にはいずれも接合界面で破断した。

最適溶接条件では、溶接時間が短くなって接合界面での金属間化合物層の成長が進まないことや、インサート材が厚くなると溶接電流が大きくなってフリンジングの影響が小さくなり接合面積が増加するために継手の接合強さが上昇したものと考えられる。

Table 2 Optimum welding conditions vs. insert metal thickness

Thickness of insert metal (mm)	Welding current (kA)	Welding Time (cycle)
0.1	10	3
0.3	10	3
0.5	11	3
0.8	11	3
1.0	11	3

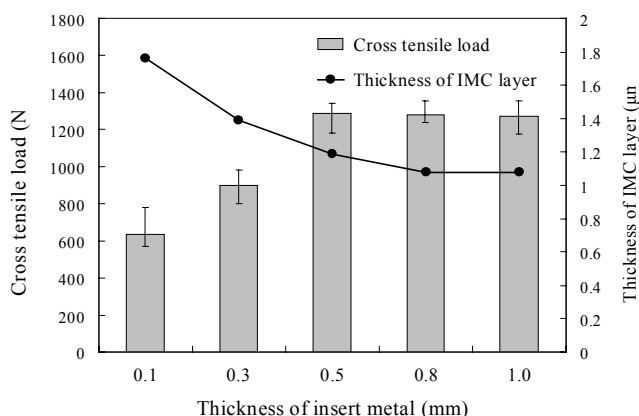


Fig. 9 Cross tensile strength and intermetallic compound thickness of a joint bonded under optimum welding conditions vs. thickness of insert metal.

#### 4. 結 言

本研究では、抵抗スポット溶接法を適用して鋼と Al-Mg 合金を接合することを試みた。SS400 と Al-Mg 合金を直接接合して継手の接合強さの及ぼす Mg の影響を検討し、双方の間にインサート材として工業用純 Al 板を挿入して接合する場合について行い、継手の接合強さに及ぼすインサート材の効果について検討した。得られた結論は大要次のようである。

1) SS400 と工業用純 Al における継手の接合強さは大きく、Al 母材部で破断するが、SS400 と Al-Mg 合金における継手の接合強さは小さく、SS400 と工業用純 Al のその 30% 以下であった。

2) SS400 と Al-Mg 合金の接合界面には金属間化合物層が厚く成長し、その厚さは Al 合金中の Mg 含有量の増加とともに増加して継手の接合強さも低下した。

3) Mg をほとんど含有しない工業用純 Al 板を SS400 と Al-Mg 合金間に挿入して接合すると、Al-Mg 合金母材部で破断する高強度の継手が得られた。

#### 参考文献

- 1) For example, T. Shinoda, M. Ogawa, S. Endo and K. Miyahara; Friction welding of Aluminum and Plain Carbon Steel, Quarterly J. of Japan Welding Society, Vol.18, No.3, 2000, 365-372 (in Japanese)
- 2) T. Watanabe and K. Kimapong; Friction Stir Welding of Aluminum Alloy to Steel, Welding J., Vol.83, No.10, 2004, 277S-282S
- 3) T. Watanabe, A. Yoneda, A. Yanagisawa, S. Konuma and O. Oohashi; Study on the Ultrasonic Welding of Dissimilar metals (1<sup>st</sup> report, 2<sup>nd</sup> report), Quarterly J. of Japan Welding Society, Vol.17, No.2, 1999, 223-242 (in Japanese)
- 4) M. Kutsuna, R. Manoj, Y. Komoda and Y. Kagohara; Bonding Mechanism in Roll Bonding of Low Carbon Steel and Aluminum Alloys, Quarterly J. of Japan Welding Society, Vol.21, No.1, 2003, 101-108 (in Japanese)
- 5) K. Nakata; Dissimilar Metal Welding Technology and Applications (2), Welding Technology, Vol.52, No.10, 2004, 126-130 (in Japanese)
- 6) M. Yasuyama, K. Ogawa and T. Taka; Spot welding of Aluminum and Steel Sheet with insert of Aluminum Clad steel sheet, Quarterly J. of Japan Welding Society, Vol.14, No.2, 1996, 314-320 (in Japanese)
- 7) S. Nakata, H. Maekawa and Y. Kashiba; Impulsive High Current Density Spot Welding of Aluminum alloy to Mild Steel, Quarterly J. of Japan Welding Society, Vol.2, No.1, 1984, 143-149 (in Japanese)
- 8) H. Oikawa, T. Saitoh, T. Nagase and T. Kiriya; Formation and Growth of Intermetallic Compound at Interface of Steel/Aluminum Bonding Sheet, Tetsu-to-Hagane, Vol.83, No.10, 1997, 37-42 (in Japanese)
- 9) Edited by Japan Institute for Metals; KINZOKU DATA BOOK, Maruzen, 20-21, 1993
- 10) H. R. Shahverdi, M. R. Ghomashchi, S. Shabestari and J. Hejazi; Microstructural analysis of interfacial reaction between molten aluminum and solid iron, J. of Materials Processing Technology, Vol. 124(2002), 345-352
- 11) K. Ikeuchi, K. Kotani and F. Matsuda; Behavior of Oxide at Diffusion-Bonded Interface of Al-Mg-Si Series 6063 Alloy, Quarterly J. of Japan Welding Society, Vol.14, No.1, 1996, 122-128 (in Japanese)
- 12) O. Oohashi and K. Sasabe; Effect of Alloying Element on Behavior of Oxide Film at Diffusion-welded Interface of Aluminum Alloys, Quarterly J. of Japan Welding Society, Vol.7, No.4, 1989, 449-455 (in Japanese)
- 13) M. Hiraishi and T. Watanabe; Effect of Magnesium on Ultrasonic Weldability of Al-Mg Alloy, Quarterly J. of Japan Welding Society, Vol.20, No.4, 2002, 552-558 (in Japanese)