アルミニウム合金と S25C 炭素鋼の摩擦圧接性に及ぼす 金属間化合物の影響†

越 智 秀* 小 川 恒 一** 山 本 義 秋***
川 井 五 作**** 辻 野 良 二***** 菅 泰 雄*****

Effect of Intermetallic Compounds on Friction Weldability of Aluminum Alloys to S25C Carbon Steel

by

Hiizu OCHI*, Koichi OGAWA**, Yoshiaki YAMAMOTO***,
Gosaku KAWAI****, Ryoji TSUJINO***** and Yasuo SUGA*****

Aluminum alloys to S25C carbon steel were friction welded, and the friction weldability and intermetallic formations at the weld interface of joints were investigated. Joints of A1050, A5052, A6061 and A6063 to S25C showed good-weldability, and A5056/S25C joint was somewhat poor than former one. An intermetallic compound of $Al_{13}Fe_4$ was formed at the weld interface of A5056/S25C and A6061/S25C joints, and their intermetallic formations were tend to increase with friction pressure, friction time and rotation speed. The joint strength of these joints was high when thin intermetallic compound layer was formed under high upset pressure. Somewhat poor-weldability of A5056/S25C joint compared with A6061/S25C joint seemed a cause of the intermetallic formation accelerated by high content of magnesium in A5056. Joints of A2011, A2017, A2024 and A7075 to S25C showed poor-weldability. Brittle intermetallic compounds of $CuAl_2$ and Al_7Cu_2Fe were formed at the weld interface of A2011/S25C joint containing a copper.

Key words: Friction welding, Aluminum alloy, S25C carbon steel, Friction weldability, Intermetallic compound

1 緒 言

近年、部品の軽量化、コスト削減、省資源、省エネルギー等の観点から、アルミニウム合金と鋼の異材継手が注目されている。従来、この種の継手は接合界面に脆弱な金属間化合物が形成されるため、良好な接合は困難であるとされてきた¹⁾。しかしながら、アルミニウム合金の種類は多様であることから、その添加元素の種類や量に応じて界面に形成される金属間化合物は異なり、また鋼との接合性も異なることが予想される。これまで著者らは、広く一般に市販されている9種類のアルミニウム合金管と SUS304 ステンレス鋼管との摩擦圧接を行い、それらの接合性について検討した²⁾。その結果、マグネシウム等の添加元素の含有量の少ない 6000 系合金は、純アルミニウムと同様、ステンレス鋼との接合性が良好であるが、マグネシウムを多く含有する 5000 系合金は 6000 系合金に比べて接合性がやや劣る。さらに、銅を多く含有する 2000 系および A7075 合金は接合性が悪いことがわかった。このような接合性の差異は、界面に形成され

る金属間化合物の種類と量に左右されるものと推測される。ところで、管材は母材の座屈のため高い圧力を負荷し難いなどの問題点があるが、接合面内における半径方向の摩擦速度の差異が小さいことや、界面の不純物を排出しやすい等の利点があり、圧接界面の様相を調べやすいと考えられる。しかしながら、実際にはばりが外側と内側に排出されて界面層が薄くなり、金属間化合物の同定や様相の観察が困難である。そこで本研究では、9種類のアルミニウム合金と S25C 炭素鋼の中実摩擦圧接継手を作製し、その接合性を調べた。さらに、接合性の異なる代表的な3種の組合せ材を選定し、圧力、時間および回転数などの圧接条件因子が、界面での金属間化合物の形成状態に及ぼす影響について検討した。

2 実験方法

本研究で用いた供試材は、1050-H14, 2011-T3, 2017-T4, 2024-T4, 5052-H34, 5056-H34, 6061-T6, 6063-T5 および 7075-T6 アルミニウム合金と S25C 炭素鋼である。これらの化学成分と機械的性質を Table I および Table II

† 原稿受理 平成 15 年 5 月 26 日 Received May 26, 2003

* 大阪工業大学共同研究センター 〒535-8585 大阪市旭区大宮, Joint Res. Center, Osaka Inst. Tech., Asahi-ku, Osaka, 535-8585

** 正 会 員 大阪府立大学総合科学部総合科学科 〒599-8531 堺市学園町, College of Integ. Arts and Sci., Osaka Pref. Univ., Gakuen-cho, Sakai, 599-8531

*** 正 会 員 摂南大学工学部機械工学科 〒572-8508 寝屋川市池田中町, Faculty of Eng., Setsunan Univ., Ikedanaka-machi, Neyagawa, 572-8508

**** 大阪産業大学工学部機械工学科 〒574-8530 大東市中垣内, Faculty of Eng., Osaka Sangyo Univ., Nakagaito, Daito, 574-8530

***** 大阪工業大学短期大学部機械工学科 〒535-8585 大阪市旭区大宮, Dept. of Mech. Eng., Jr. College, Osaka Inst. Tech., Asahi-ku, Osaka, 535-8585

***** 慶應義塾大学理工学部機械工学科 〒223-8522 横浜市港北区日吉, Faculty of Sci. and Tech., Keio Univ., Kohoku-ku, Yokohama, 223-8522

Table I. Chemical compositions of base material (mass %).

Material	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Ti+Zr	Bi	Pb	Al
A1050-H14	0.13	0.13	0.00	0.00	0.01	0.00	0.00	0.01	-	-	-	Bal
A2011-T3	0.10	0.18	5.50	-	-	-	0.00	-	-	0.50	0.50	Bal
A2017-T4	0.37	0.31	4.30	0.50	0.60	0.02	0.10	0.02	0.02	-	-	Bal
A2024-T4	0.20	0.25	4.40	0.60	1.40	0.01	0.10	0.02	0.02	-	-	Bal
A5052-H34	0.10	0.14	0.01	0.03	2.46	0.20	0.01	0.01	-	-	-	Bal
A5056-H34	0.06	0.13	0.01	0.07	4.20	0.05	0.01	0.01	-	-	-	Bal
A6061-T6	0.59	0.16	0.20	0.01	0.95	0.06	0.01	0.01	-	-	-	Bal
A6063-T5	0.43	0.13	0.01	0.00	0.51	0.00	0.00	0.00	-	-	-	Bal
A7075-T6	0.11	0.25	1.70	0.09	2.40	0.20	5.60	0.02	0.03	-	-	Bal

Material	Si	Fe	Cu	Mn	Cr	C	P	S	Ni
S25C	0.22	Bal	0.08	0.40	0.14	0.22	0.017	0.014	0.04

Table II. Mechanical properties of base material.

Material	Proof stress $\sigma_{0.2}$ (MPa)	Tensile strength σ_B (MPa)	Elongation ϵ (%)	Hardness HV
A1050-H14	97	98	22.0	37
A2011-T3	318	399	16.2	137
A2017-T4	276	446	20.4	145
A2024-T4	429	578	13.0	146
A5052-H34	254	259	19.0	94
A5056-H34	223	332	22.2	100
A6061-T6	284	301	18.8	110
A6063-T5	125	160	31.0	64
A7075-T6	597	646	19.6	190
S25C	282*	465	30.1	156

*: Yield stress

に示す。直径 16mm で供給されたこれらの供試材を全長 80mm に切断した後、圧接端面側から長さ 20mm だけ直径 14mm に機械加工し、圧接端面は旋削のままで（中心線平均粗さ約 $2\mu\text{m}$ ）、圧接直前にアセトン洗浄を施し圧接に供した。摩擦圧接は、摩擦圧力 P_1 (MPa)、アブセッ卜圧力 P_2 (MPa)、摩擦時間 t_1 (s) および回転数 N (s^{-1}) の 4 つの条件因子を変化させて、ブレーキ式摩擦圧接機を用いて行った。圧接後、継手からばりを取り除いた平滑試験片（平衡部直径 13.5mm）を用いて引張試験を行い引張強さ σ_B (MPa) を求めた。なお、継手性能は各アルミニウム合金の母材強度が大きく異なることから、継手強度をアルミニウム合金母材の引張強さで除した継手効率 ψ (%) で評価した。

ついで、接合性の大きく異なる 3 種の継手（A2011/S25C, A5056/S25C および A6061/S25C）を選定し、これらの摩擦面の X 線回折を行い、接合界面に形成された金属間化合物の同定を行った。なお、X 線回折には、圧接時にアブセッ卜圧力を負荷せずに両母材を引き離して作製した試料を供した。さらに、種々の条件で圧接したこれらの継手断面の SEM 観察および EPMA 分析を行い、圧接条件と金属間化合物層の形成状態の関係を調べた。金属間化合物の形成状態に及ぼす圧接条件因子としては、圧力、時間および回転数の 3 因子を取りあげた。まず、摩擦圧力 20MPa、摩擦時間 3s、回転数 50.0s^{-1} を

基本となる圧接条件として、摩擦圧力を 20, 40, 60 および 80MPa、摩擦時間を 1, 3 および 5s、回転数を 33.3, 50.0 および 66.7s^{-1} にそれぞれ変化させた 8 条件で継手を作製した。なお、圧力の影響を簡潔にするために、この場合のアブセッ卜圧力は摩擦圧力と同一にした。ついで、3 種のいずれの継手の場合にも金属間化合物層が比較的厚く形成された圧接条件、すなわち摩擦圧力 40MPa、摩擦時間 3s、回転数 50.0s^{-1} （アブセッ卜圧力 40MPa）を基本として、アブセッ卜圧力のみを 90MPa および 140MPa に変化させて継手を作製し、アブセッ卜圧力の負荷による化合物の排出について調べた。さらに、最適摩擦圧接条件で作製した継手における化合物の形成状態とも比較を行った。

3 結果と考察

3・1 各アルミニウム合金と S25C との摩擦圧接性

各アルミニウム合金と S25C の継手を広範囲な圧接条件で作製し、継手効率を求めた。A2011, A5056 および A6061 の場合の結果の一部を Fig. 1 ~ 3 に示す。A2011 の場合には全般的に強度が低く接合性は悪い。なお、これらの継手はいずれも圧接界面で破断した。A5056 の場合は、広範囲な圧接条件で同程度の最大強度を持つ継手が得られるが、最大継手効率は約 50% で接合性はやや劣る。なお、これら継手はいずれも圧接界面で破断した。A6061 の場合には、アブセッ卜圧力が高くなるほど継手効率が高くなる傾向を示し、最大継手効率は 95% であり

Fig. 1. Changes in joint efficiencies of A2011/S25C with friction time.

Fig. 2. Changes in joint efficiencies of A5056/S25C with friction time.

Fig. 3. Changes in joint efficiencies of A6061/S25C with friction time.

接合性は良好である。なお、この場合の継手は圧接界面と A6061 側の両方で混合破断した。最大継手効率が 100% 以下であるのは、A6061-T6 のような熱処理型合金は熱影響部が軟化するためである。

以上のように、9 種のアリミニウム合金と S25C との摩擦圧接を行い、それら継手の最大引張強さおよび最大継手効率を求めた。その結果を Fig. 4 に示す。A1050 (純アリミニウム系) および 6000 系合金 (Al-Mg-Si 系) の場合には、最大継手効率は 90% 以上であり接合性は良好である。5000 系合金 (Al-Mg 系) の場合には、A5052 の場合の最大継手効率は 75% と高く、接合性は比較的良好といえる。一方、A5056 の場合には、最大継手効率が 50% 程度であり中程度の接合性といえる。2000 系合金 (Al-Cu 系) および A7075 (Al-Zn-Mg-Cu 系) の場合には、

Fig. 4. Maximum tensile strength and joint efficiencies of various aluminum alloy to S25C joints.

最大継手効率は 40% 以下と低く接合性は悪い。

ところで、著者らがこれまでに調べたこれら 9 種のアリミニウム合金管と SUS304 ステンレス鋼管との最大継手効率は、A1050, A2011, A2017, A2024, A5052, A5056, A6061, A6063 および A7075 の場合それぞれ 91, 26, 39, 32, 71, 60, 79, 97 および 37% であり²⁾、その接合性は本実験の場合とほぼ同じ傾向を示している。このように、アリミニウム合金の種類によって摩擦圧接性を区別することが可能であることから、接合性の差異はアリミニウム合金中の添加元素に左右されると推測される。すなわち、添加元素の種類や量によって界面に形成される金属間化合物の種類や析出量が異なり、接合性も異なると考えられる。そこで次に、9 種類のアリミニウム合金の中から、S25C との接合性の良好な A6061、中程度の接合性を有する A5056、そして接合性の悪い A2011 を選び、これらの接合界面における金属間化合物の形成状態について検討した。

3・2 X 線回折による摩擦面の金属間化合物の同定

摩擦圧力 20MPa および回転数 50.0s^{-1} の条件で A2011, A5056 および A6061 と S25C とを 3 秒間摩擦させた後に、固定側母材を瞬時に後退させて引き離した。そして、両母材の摩擦面の X 線回折を行い、析出した金属間化合物の同定を行った。各摩擦面の X 線回折図を Fig. 5 に示す。A5056 および A6061 の場合にはいずれも $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ に基づく回折線が認められるが、その強度は A5056 の方が

Fig. 5. X-ray diffraction patterns on friction surface of A2011/S25C, A5056/S25C and A6061/S25C.

Fig. 6. SEM images of A5056/S25C weld interface.

A6061 の場合より強く、 $Al_{13}Fe_4$ の析出量が多いことが予想される。これら合金の主要添加元素はマグネシウムであるが、アルミニウム合金中のマグネシウムは接合界面での脆弱な金属間化合物層の成長を促進する作用がある^{3), 4)}ことから、マグネシウムを含む化合物よりも Al-Fe 系化合物の形成が優先されたと考えられる。

一方、A2011 の場合には、 $CuAl_2$ および Al_7Cu_2Fe に基づく回折線が認められる。A2011 には多量の銅が添加されていることから、銅を含むこれらの化合物が界面に形成されたと推測される。

3・3 金属間化合物の形成状態

3・3・1 A5056/S25C 接合界面 種々の圧接条件で作製した継手の接合界面の SEM 像を Fig. 6 に示す。なお、一連の SEM 写真において、いずれも左側がアルミニウム合金、右側が S25C である。摩擦時間 3s、回転数 $50.0s^{-1}$ に固定して、圧力（摩擦圧力およびアプセット圧力）を 20, 40, 60 および 80MPa に変化させた場合 (Fig. 6 (a), (b), (c) および (d)) には、圧力 20MPa では 1/2 半径部（軸中心部から外周部方向に半径の 1/2 離れた位置）付近で $1\mu m$ 前後の比較的均一な層が観察されるが、軸中心部では層は薄くなりとぎれた部分も多く観察された。また、外周部では化合物層は認められない。圧力が高くなるに伴い化合物層は厚くなり、圧力 60MPa では界面全域で $2 \sim 3\mu m$ 程度の層が形成される。しかしながら、圧力が 80MPa と高くなると中心部では逆に層は薄くなり、また、1/2 半径部や外周部付近では A5056 と化合物層が混在している部分も観察される。これは、高圧力を負荷すると A5056 の塑性流動が激しくなり、A5056 と化合物層との界面が乱れたためと考えられる。なお、これらの層を EPMA により線分析したところ、Fig. 7 に示すように Fe-Al 系の化合物層の形成が確認できた。

圧力 20MPa、回転数 $50.0s^{-1}$ に固定して、摩擦時間を 1 および 5s に変化させた場合 (Fig. 6(e) および (f)) に

Fig. 7. EPMA line scanning profile of A5056/S25C weld interface.

は、摩擦時間 1s では 1/2 半径部において部分的に薄い層が認められるが、それ以外の場所での形成は認められず、外周部では割れも観察された。摩擦時間 5s では、外周部では層は認められないが、それ以外の部分では $1 \sim 2\mu m$ 程度の均一な層が形成される。摩擦時間 3s の場合 (Fig. 6 (a)) と比較すると層が厚く形成されており、また A5056 と化合物層との界面が乱れた部分も認められた。

圧力 20MPa、摩擦時間 3s に固定して、回転数を 33.3 および $66.7s^{-1}$ に変化させた場合 (Fig. 6 (g) および (h)) には、回転数 $33.3s^{-1}$ では 1/2 半径部に $1\mu m$ 以下の層が部分的に形成されているのみであり、所々に割れが認められた。摩擦時間 1s の場合 (Fig. 6 (e)) や回転数 $33.3s^{-1}$ の場合には、十分な加熱が行われず発熱量が少ないため、接合が不十分で割れが発生したと考えられる。回転数 $66.7s^{-1}$ では、回転数 $50.0s^{-1}$ の場合 (Fig. 6 (a)) よりやや化合物が多く形成されており、1/2 半径部から軸中心部付近で $1 \sim 2\mu m$ 程度の層が認められた。これは、回転数が大きくなると発熱量が増加し化合物が形成されやすくなるためと考えられる。

以上の結果から、圧力が增大するほど、摩擦時間が長くなるほど、そして回転数が大きくなるほど化合物は多く形成される傾向がある。すなわち、入熱が大きい条件

ほど化合物が形成されやすいことが明らかになった。

摩擦圧力 40MPa, 摩擦時間 3s, 回転数 50.0s^{-1} の状態で, 90MPa および 140MPa のアプセット圧力を負荷させた場合 (Fig. 6 (i) および (j)) には, アプセット圧力 90MPa の場合の層の厚さはアプセット圧力 40MPa (Fig. 6 (b)) の場合とほぼ同じかやや厚い程度であるが, A5056 と化合物層との界面は全域において大きく乱れている。アプセット圧力 140MPa では, 界面の乱れはほとんどみられず, ほぼ全域において $1\mu\text{m}$ 前後の層が認められた。高いアプセット圧力を負荷したため, 激しい塑性流動と相手側部材となる S25C との摩擦によって, 摩擦過程で形成された化合物がはく離して薄くなったと考えられる。

最適摩擦圧接条件で圧接した場合 (Fig. 6 (k)) には, $1/2$ 半径部で $1\mu\text{m}$ 程度の層がみられたが, それ以外の場所では部分的に薄い層がわずかに形成されている程度であった。

継手の引張強さと金属間化合物の形成状態の関係については, 全般的に化合物層が薄く均一に形成されている継手ほど引張強さが大きくなる傾向がおおまかに認められる。また, 摩擦圧力とアプセット圧力が同じ継手よりも, 摩擦圧力よりアプセット圧力を大きくした継手の方が引張強さが大きい。したがって, 最適摩擦圧接条件のように, 小さい摩擦圧力で摩擦過程を経た後, 大きいアプセット圧力を負荷して接合界面を十分密着させるとともに, 摩擦過程で形成された層を薄くした場合に, 継手強度が大きくなると推測される。

3・3・2 A6061/S25C 接合界面 種々の圧接条件で作製した継手の接合界面の SEM 像を Fig. 8 に示す。摩擦時間 3s, 回転数 50.0s^{-1} の条件で, 圧力を 20, 40, 60 および 80MPa に変化させた場合 (Fig. 8 (a), (b), (c) および (d)) には, 圧力 20MPa では $1/2$ 半径部で非常に薄い層がわずかに認められる程度であるが, 圧力が高くなるに伴って化合物層の形成範囲は $1/2$ 半径部を中心

にして広がり, また層も厚く均一になる。しかしながら, 外周部および軸中心部では化合物の形成はほとんど認められなかった。なお, これらの層を EPMA により線分析したところ, A5056 の場合と同様に Fe-Al 系の化合物層の形成が確認できた。

圧力 20MPa, 回転数 50.0s^{-1} の条件で, 摩擦時間を 1 および 5s に変化させた場合 (Fig. 8 (e) および (f)) には, 摩擦時間 1s では化合物の形成はほとんど認められない。一方, 摩擦時間 5s では, $1/2$ 半径部において $1\mu\text{m}$ 前後の均一な層が形成され, 軸中心部でも $1\mu\text{m}$ 以下の薄い層が形成されており, 摩擦時間 3s の場合 (Fig. 8 (a)) よりも化合物が多く形成されることが確認できる。

圧力 20MPa, 摩擦時間 3s の条件で, 回転数を 33.3 および 66.7s^{-1} に変化させた場合 (Fig. 8 (g) および (h)) には, 回転数 33.3s^{-1} では $1/2$ 半径部で薄い層が部分的に形成されているのみであった。回転数 66.7s^{-1} では, $1/2$ 半径部で $1\mu\text{m}$ 程度の層が比較的均一に形成されており, 回転数の増加と共に化合物が多く形成されることがわかる。

摩擦圧力 40MPa, 摩擦時間 3s, 回転数 50.0s^{-1} の状態で, 90MPa および 140MPa のアプセット圧力を負荷させた場合 (Fig. 8 (i) および (j)) には, $1/2$ 半径部で $1\mu\text{m}$ 程度の薄い層が部分的に形成されているのみであり, その形成量はアプセット圧力の増加に伴い若干減少する傾向がみられた。

最適摩擦圧接条件で圧接した場合 (Fig. 8 (k)) には, $1/2$ 半径部で薄い層がわずかにみられた程度で, それ以外の場所では全く化合物は認められなかった。

継手強度に関しては, 継手 (i), (j) および (k) のように摩擦圧力よりも大きいアプセット圧力を負荷した場合に, 引張強さは著しく大きくなる。

このように, A6061 の場合には, 全般的に前節の A5056 の場合に比べ化合物の析出量は少ないものの, A5056 の場合と同様, 圧力が増大するほど, 摩擦時間が長くなる

Fig. 8. SEM images of A6061/S25C weld interface.

Fig. 9. SEM images of A2011/S25C weld interface.

ほど、そして回転数が大きくなるほど化合物は多く形成される傾向がみられた。ところで、5000 系および 6000 系合金の主要添加元素はマグネシウムであるが、マグネシウムにはアルミニウムの材質硬度を高めて鋼との物理的接触を阻害したり、アルミニウムと鉄の拡散を促し脆弱な化合物層を成長させる等の作用がある^{1), 3), 4)}したがって、マグネシウム添加量の少ない材料の接合ではさほど有害では無いが、マグネシウムの添加量が多くなりすぎると鋼との接合に悪影響を及ぼすと考えられる。このことから、マグネシウムの添加量が少ない 6000 系合金は、純アルミニウムと同様に接合性は良好であったものと考えられる。一方、マグネシウムの添加量が比較的多い 5000 系合金では、脆弱な化合物層が厚く形成されやすいと考えられる。そのため、とくにマグネシウム添加量の多い A5056 の継手では、化合物層を界面全域で薄く一様に形成することが困難なため、接合性がやや劣る結果となったものと推測される。

3・3・3 A2017/S25C 接合界面 種々の圧接条件で作製した継手の接合界面の SEM 像を Fig. 9 に示す。摩擦時間 3s、回転数 $50.0s^{-1}$ の条件で、摩擦圧力を 20, 40, 60 および 80MPa に変化させた場合 (Fig. 9 (a), (b), (c) および (d)) には、摩擦圧力 40 および 60MPa の場合では 20MPa の場合に比べて化合物層が厚く形成されるが、80MPa では逆に析出量は低下する。また、厚く形成された化合物層内には割れが認められ (Fig. 9 (b)), 非常に脆いと推測される。これらの層を EPMA により線分析したところ、Fig. 10 に示すように Al-Cu-Fe 系の三元化合物層の形成が確認できた。前述の X 線回折結果からこの三元化合物は Al_7Cu_2Fe と推定されるが、 Al_7Cu_2Fe は脆くて母材との界面がはく離しやすい性質があることから⁵⁾、高圧力下では摩擦により化合物層がはく離して薄くなったと考えられる。

摩擦圧力 20MPa、回転数 $50.0s^{-1}$ の条件で、摩擦時間を 5s とした場合 (Fig. 9 (f)) には、化合物層の析出状態

Fig. 10. EPMA line scanning profile of A2011/S25C weld interface.

は摩擦時間 3s の場合 (Fig. 9 (a)) とほぼ同程度であった。なお、摩擦時間 1s の条件では継手は作製できなかった。

摩擦圧力 20MPa、摩擦時間 3s の条件で、回転数を 33.3 および $66.7s^{-1}$ に変化させた場合 (Fig. 9 (g) および (h)) には、回転数 $33.3s^{-1}$ では軸中心部でも部分的に $1\mu m$ 程度の層が観察され、 $50.0s^{-1}$ の場合 (Fig. 9 (a)) よりも析出量は若干多い。また、析出量は回転数の増加と共に減少する。これは、非常に脆い化合物層が高回転数下ではく離したためと考えられる。

摩擦圧力 40MPa、摩擦時間 3s、回転数 $50.0s^{-1}$ の状態で、90MPa および 140MPa のアプセット圧力を負荷させた場合 (Fig. 9 (i) および (j)) には、 $1/2$ 半径部から中心部で層が部分的に形成されているが、その析出量はアプセット圧力の増加に伴い減少し、アプセット圧力の負荷により化合物層がはく離したと考えられる。また、継手強度はアプセット圧力の増加に伴い増大する。しかしながら、Fig. 9 (k) に示すように最適摩擦圧接条件でのアプセット圧力は 80MPa であり、その時の化合物の析出量は (i) および (j) の場合より多い。したがって、A2011 の場合には、大きいアプセット圧力を負荷して化合物層を薄くすることが、必ずしも継手強度の向上につながらない。

ところで、純アルミニウムと銅の継手では、接合界面にCu-Al系の化合物層が形成され、これが厚くなると継手強度は低下する。^{6), 7)} また、Al-Cu系およびAl-Zn-Mg-Cu系合金に鉄が混入すると、脆くて母材とはく離しやすい $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 等の化合物が形成される。⁵⁾ これらのことから、2000系合金およびA7075のように銅を多く含有するアルミニウム合金と鋼の継手の場合には、界面に脆いAl-Cu系およびAl-Cu-Fe系の化合物が形成されるため、接合性が悪くなると考えられる。

以上のように、アルミニウム合金とS25Cとの摩擦圧接性には、アルミニウム合金中の添加元素の種類と量が大きく影響することは明らかである。すなわち、脆弱な金属間化合物の形成を促すマグネシウムが添加された合金の場合には、マグネシウム添加量が増加するに伴い接合性が悪くなる傾向がみられる。これは、マグネシウムの添加量が多くなると圧接界面に $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ が厚く形成されやすくなり、薄い化合物層を形成することが難しくなるためと考えられる。一方、銅が多く添加されたアルミニウム合金の場合には、界面に脆くて母相とはく離しやすいCu-Al系およびAl-Cu-Fe系の化合物層が形成されるため、接合性が悪くなると考えられる。

4 結 論

9種類のアルミニウム合金とS25C炭素鋼との摩擦圧接を行いその接合性について検討した。さらに、接合性の異なる2011, 5056および6061アルミニウム合金とS25Cの圧接界面での金属間化合物の形成状態と圧接条件との関係についても検討し、以下の結果を得た。

(1) A1050および6000系合金の場合の最大継手効率は90%以上であり接合性は良好である。5000系合金の場合には、A5052では最大継手効率は75%で接合性は比較的良好であるが、A5056では約50%で中程度の接合性と

いえる。2000系合金およびA7075の場合には、最大継手効率は40%以下で接合性は悪い。

(2) A5056/S25CおよびA6061/S25Cの接合界面には $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ の金属間化合物が形成される。この層の厚さは、圧力が増大するほど、摩擦時間が長くなるほど、そして回転数が大きくなるほど厚くなる傾向がある。また、マグネシウム添加量が多いA5056では、A6061の場合に比べ $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ が多く形成される。一方、2011/S25Cの接合界面には CuAl_2 および $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ が形成される。

(3) アルミニウム合金とS25Cとの接合性は、アルミニウム合金中の添加元素の種類と量に大きく影響される。マグネシウムを添加した合金の場合には、添加量が多くなると $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ が形成されやすくなり接合性は低下する。また、大きいアプセット圧力を負荷して接合界面を十分密着させるとともに、摩擦過程で形成した層を薄くさせることにより、継手強度が向上する。一方、銅を添加した合金の場合には、脆くて母材とはく離しやすいCu-Al系やAl-Cu-Fe系の化合物が形成されるため接合性は悪い。

参 考 文 献

- 1) 例えば, S.Elliott and E.R.Wallach, Metal Const., **13**, 221 (1981).
- 2) 川井五作, 小川恒一, 越智 秀, 時末 光, 軽金属, **49**, 83 (1999).
- 3) S. Elliott and E. R. Wallach, Metal Const., **13**, 167 (1981).
- 4) 森井 泰, 藤田幾雄, 溶接技術, **11**, 20 (1974).
- 5) 軽金属学会編, “アルミニウムの組織と性質”, p.201, p.307 (1991).
- 6) 仲西恒雄, 近藤一夫, 中村光雄, 米沢征寿, 溶接学会誌, **45**, 1022 (1976).
- 7) 諸住正太郎, 菊地迪夫, 軽金属, **32**, 195 (1982).