

# ミグアークブレイズ溶接によるアルミニウムと鋼の異材接合

大阪大学 接合科学研究所 中田 一博

東北大学大学院 工学研究科 村上 太一

(株)ダイヘン 溶接メカトロカンパニー 全 紅軍

特  
集

## 1 はじめに

アルミニウムと鋼の接合は、自動車等の輸送機器の軽量化の観点からきわめて重要であるが、両者の直接溶融接合は脆い金属間化合物の形成により困難であるとされてきた。これまで固相接合法として、拡散接合、摩擦圧接、爆着法などにより、金属間化合物層の厚さを数ミクロン以内に制御することにより直接接合が成されている。しかしながら、これらの方法はいずれもその接合継手形状などに大きな制約がある。溶融溶接法では金属間化合物制御が困難なために、これまで用いられてこなかった。

ところが、レーザ溶接法で入熱制御と開先制御により溶融量を制御することにより、アルミニウムと鋼の直接接合の可能性が報告されている<sup>1)~3)</sup>。ティグ溶接において溶加材(ろう材)ヘシリコンを添加すると、金属間化合物の厚さを低下させ継手強度の向上に効果が見られるとの報告もある<sup>4)</sup>。これら入熱量や溶加材等を制御できるミグ溶接においてもアルミニウムと鋼の直接接合の可能性を見出すことができる。また、アルミニウムや鋼の溶接時には、表面の酸化膜が溶融金属のぬれ性を低下させ、溶接性に悪影響を及ぼすことが知られている。この酸化膜を除去するためにフラックスがよく用いられる。

そこで、本報ではより一般的な溶接法であるミグアーク溶接法によりアルミニウムと鋼の直接接合を試み、その適応性を評価した。溶加材ワイヤにシリコンを12mass%添加した4047フラックスコードワイヤを用いて、いわゆるミグブレイズ溶接を行ったものである。

## 2 実験方法

溶接試料には厚さ2mmの一般工業用冷間圧延鋼板(SPCC)と工業用純アルミニウム板(A1050)を用いた。試料表面をアセトンで脱脂した後、SPCCの上にアルミニウム板を置き、直径1.6mmのフラックスコードワイヤ(フラックス: CsF、AlF<sub>3</sub>、KF、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、フィラー: BA4047W) および流量15 lmin<sup>-1</sup>のArシールドガスを用い

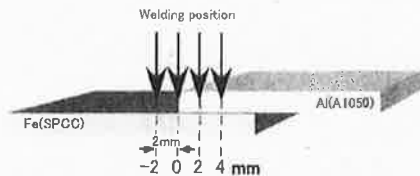


図1 アルミニウム/鉄異材重ね継手形状とミグトーチ狙い位置で電流100A、電圧17Vで直流パルスミグアーク溶接を行った。

溶接速度を0.2、0.4、0.6mmmin<sup>-1</sup>で、また、トーチ狙い位置を図1に示す4種類の位置で溶接を行った。一部の試料では溶接中の溶接金属部の熱サイクルの測定も行った。溶接後の試料の断面を光学顕微鏡で観察し、EPMA、EDXを用いて界面に生成した金属間化合物の組成を決定した。

また、ICPを用いて溶接金属部の組成分析を行った。さらに、溶接部より30mm幅の引張せん断試験片を採取し、溶接線に直角方向に引張速度1mmmin<sup>-1</sup>で引張せん

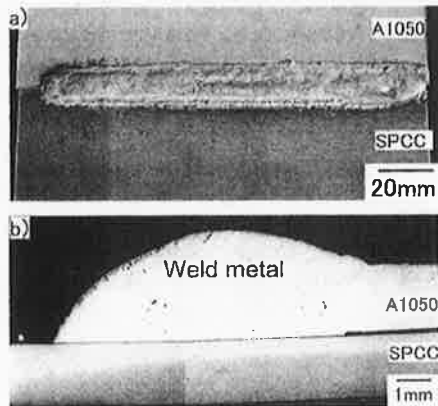


図2 ミグブレイズ溶接異材継手外部観(a)および断面形状(b); 溶接速度0.4mmmin<sup>-1</sup>、狙い位置0mm

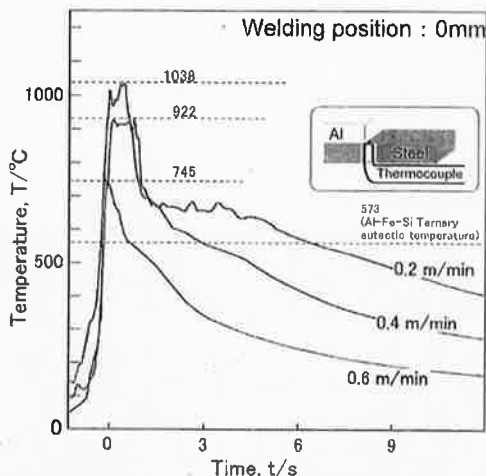


図3 ミグブレース溶接中の溶接金属部の温度サイクル

断試験を行い異材継手強度を評価した。

## 3 結果および考察

### 3.1 溶接部の形成組織

図2に一例として溶接速度40cmmin<sup>-1</sup>、トーチ狙い位置0mmにおける試料の外観(a)、断面写真(b)を示す。表面を薄いフラックスで覆われた幅約10mmの良好な溶接ビードが観察される。SPCCと溶接金属との界面が直線を保っている事から、このような場合ではFeは溶接金属中へはほとんど溶け出していないことが推測される。一方、アルミニウム母材界面はミグアークにより溶融し、通常のアルミニウム溶接部にみられる溶融境界部組織を呈した。

図3は溶接中の溶接金属部の温度サイクル測定結果を示す。図中に示すように鉄板側から熱電対(W-5%Re/W-26%Re、0.25mm径)をあらかじめ溶接狙い位置0mmの地点に挿入した。最高到達温度は鉄融点よりも遙かに低い値(745~1,038℃)であり、すでに報告されているアルミニウム合金のミグ溶接における測定結果にほぼ一致した<sup>5)</sup>。

図4にトーチ狙い位置0mmにおける各溶接速度(0.2、0.4、0.6mmmin<sup>-1</sup>)でのSPCCと溶接金属との界面のマイクロ組織を示す。SPCCと溶接金属の界面には平均厚さが各溶接速度において9.7、2.5、0μmの金属間化合物層が生

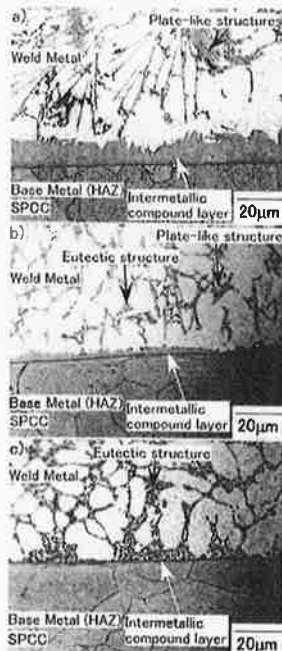


図4 SPCC/溶接金属異材継手界面マイクロ組織；溶接速度 (a)0.2mmmin<sup>-1</sup>、(b)0.4mmmin<sup>-1</sup>、(c)0.6mmmin<sup>-1</sup>

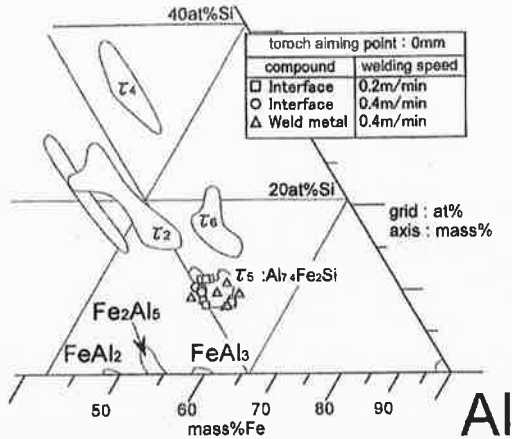


図5 Al-Fe-Si 3元系状態図 (Alコーナー) と溶接金属中およびSPCC/溶接金属界面の金属間化合物層の組成 (EPMA測定)

成しており、溶接速度の増大とともに化合物層厚さは減少する傾向にあった。また溶接金属は $\alpha$ -Alをマトリックスとして、ネットワーク状のAl-Si共晶および板状のAl-Fe-Si化合物からなっていた。

図5はSPCC/溶接金属界面の化合物層及び溶接金属中の板状化合物のEPMAによる定量分析結果をAl-Fe-Si 3元系状態図<sup>9)</sup>上にプロットしたものである。これより生成している化合物はAl-Fe-Si系三元化合物 $r$  ( $Al_7Fe_2Si$ )であることが分かった。これまでのアルミニウムと鋼の異材接合に関する報告<sup>7)</sup>では界面に生成する化合物は $Fe_2Al_5$ や $FeAl_3$ であったが、本報ではAl-12mass%Si合金系

の高シリコン溶接ワイヤを用いたために $Al_7Fe_2Si$ が生成したものと考えられる。また、図4の溶接金属中に見られる板状の組織も同様の金属間化合物であり、溶接速度の増大とともにその含有量は増加し、共晶組織が占める割合は減少する傾向にあった。

図6に各溶接位置における溶接速度と生成した化合物層厚さとの関係を示す。溶接速度が遅く入熱量が増大すると、生成した化合物層厚さも増大する。また、溶接速度が $20\text{cmmin}^{-1}$ のときに顕著に現れたが、溶接狙い位置が鉄側(-2mm)では、母材中の鉄が溶接金属中に溶け出すため化合物層厚さは増加した。またこの場合には化合

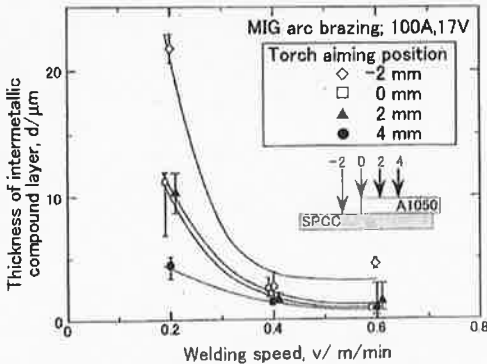


図6 溶接狙い位置を変えた場合のSPCC/溶接金属異材継手界面の金属間化合物層の厚さと溶接速度との関係

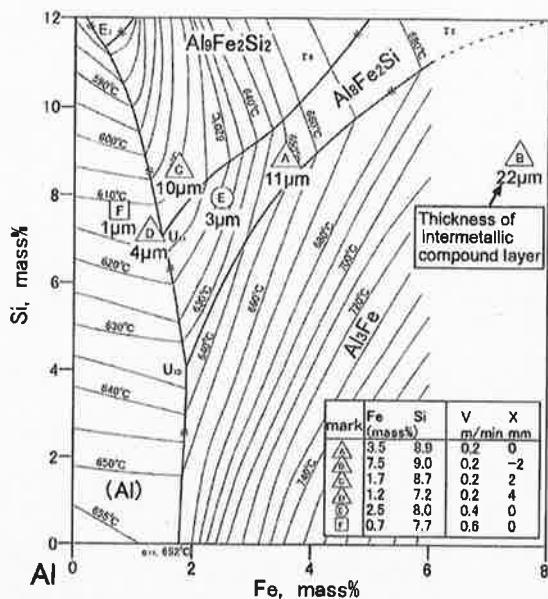


図7 Al-Fe-Si 3元系状態図(液相面)と各溶接条件における溶接金属の平均組成(A~F)およびSPCC/溶接金属異材継手界面の金属間化合物層の厚さとの関係

物として $Al_3Fe$ も界面層で生成した。

図7はAl-Fe-Si系状態図<sup>9)</sup>のAl側の液相面上に各溶接条件A~Fにおける溶接金属の平均組成をプロットしたものである。また図中にはSPCC/溶接金属界面の金属間化

合物層厚さも同時に示した。溶接速度の増加や狙い位置のアルミニウム側への移動にもなって溶接金属中の鉄の含有量が減少した。また、図中に示すように鉄の量が減少するほど界面に生成する化合物層厚さは減少する傾

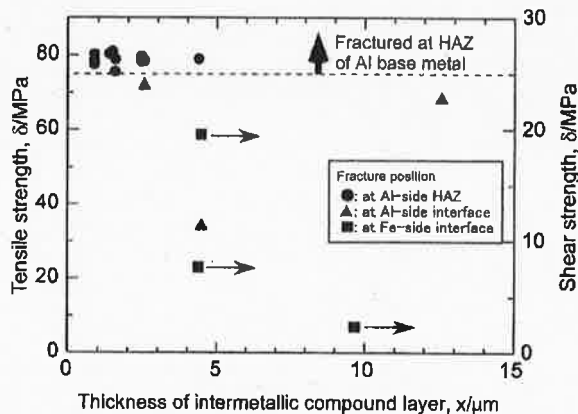


図8 継手強度とSPCC/溶接金属異材継手界面の金属間化合物層の厚さとの関係

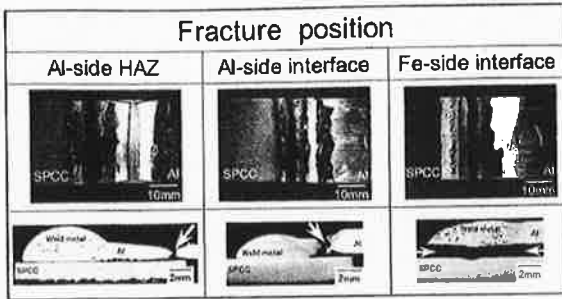


図9 異材継手引張試験後の代表的な破断形態；継手外観および断面マクロ組織

向がある。狙い位置0mm、溶接速度0.4および0.6mm<sup>-1</sup>の場合の溶接金属組成(図中AおよびE)はAl<sub>3</sub>Fe<sub>2</sub>Si (Al<sub>7</sub>Fe<sub>2</sub>Si)の初晶領域に存在しており、この化合物は実際に界面に生成した化合物と一致した。すなわち界面に生成する金属間化合物層の組成と厚さは溶接金属の組成(SiおよびFe量)に大きく依存することが明らかである。

### 3.2 引張せん断強度特性

図8に生成した金属間化合物層の厚さと継手の引張およびせん断強度の関係を示す。本報では重ね合わせ溶接を行っているため、引張試験ではアルミニウム母材は引張、SPCC/溶接金属界面ではせん断方向に力がかかっている。そのため、アルミニウムと溶接金属界面および

アルミニウムの熱影響部で破断した継手の強さは引張強さで、SPCCと溶接金属界面で破断した継手の強度はせん断強さで表示した。

図9はそれぞれの破断形態を示した継手外観及び断面を示す。化合物層厚さが3μm以下の場合にはすべての継手においてアルミニウムの熱影響部において破断した。そのときの破断強度は約80MPaを示しており、これはアルミニウムA1050母材強度の約70%であり、この低下は熱影響による軟化のためである。化合物の厚さが増加すると強度は減少する傾向にあり、4μm以上になるとすべての継手が接合界面において破断した。

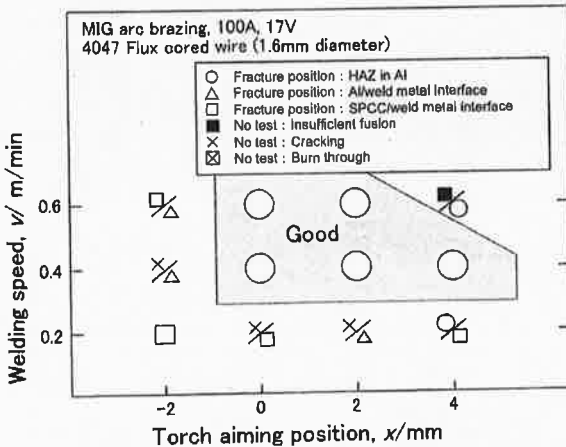


図10 ミグブレイズ溶接によるSPCC/アルミニウム異材溶接継手において引張せん断試験でアルミニウム母材(熱影響部)破断を示す適正溶接条件

### 3.3 適正溶接条件範囲

図10に溶接条件と溶接狙い位置をそれぞれ変化させて場合の溶接結果および継手強度評価結果を示す。溶接速度は $40\text{cmmin}^{-1}$ 以上、溶接位置は角狙い(0mm)からアルミニウム母材側の条件においては継手破断位置がアルミニウム母材側熱影響部となる良好な結果を示した。しかし、狙い位置がSPCC母材側や、極端にアルミニウム母材側で高溶接速度では溶接不良もしくは十分な継手強度は得られなかった。

## 4 おわりに

工業用純アルミニウムA1050と軟鋼SPCC薄板の異材直接接合について、Al-12mass%合金系4047フラックスコードワイヤを用いた直流パルスミグアークブレーズ溶接による重ね接合を行い、以下のことを明らかにした。

- (1) 鋼と溶接金属との接合界面には金属間化合物として主に $\text{Al}_7\text{Fe}_2\text{Si}$ が生成し、その厚さが約 $3\mu\text{m}$ 以下であると、継手の引張試験においてアルミニウムの母材熱影響部で破断し、その引張強さは約80MPaを示した。
- (2) 溶接金属中の組成を制御することが鋼と溶接金属との接合界面に生成する金属間化合物の制御にとって非常に重要であり、溶接速度や溶接狙い位置を制御することによって化合物層の成長を抑え、良好な継手を得ることが可能であることが分かった。

### 参考文献

- 1) E.Schubert, I. Zerner and G. Sepold: Proc. ICALOE98, Orlando, Vol.85 (1998), Section C, p.111-120.
- 2) K.Katayama, R. Usui and A. Matsunawa: Proc. 5th Int. Conf. on Trend in Welding Research, ASM International, Materials Park, OH, (1998), 467.
- 3) F. Wagner, I. Zerner, M. Kreilmeyer, t. Seefeld and G. Sepold: Proc. ICALOE2001, Vol.88 (2001), Section G, 1301(CD).
- 4) D.R.G. Achar, J. Ruge and S. Sunderesa: Aluminum, 56 (1980) 291-293.
- 5) 溶接学会編：溶接・接合便覧第2版、丸善、(2003)、187.
- 6) G. Petzow and G. Effenberg: Ternary Alloys: A Comprehensive Compendium of Evaluated Constitutional Data and Phase Diagrams, Vol.5, VCH, Weinheim, New York, (1988), 415.
- 7) 今泉：軽金属溶接、34 (1996) 67-79.