高電流密度・短時間スポット溶接法によるアルミニウム合金板と軟鋼板の接合 (第1報)*

—表面処理法の溶接性におよぼす効果—

仲田周次**, 前川 仁**, 加柴良裕***

Impulsive High Current Density Spot Welding of Aluminum Alloy to Mild Steel (Report 1)*

—Effect of Surface Treatment on Weldability—

by Shuji Nakata**, Hitoshi Maekawa** and Yoshihiro Kashiba***

Effect of faying surface treatment on the tensile shear strength (TSS) of joints has been studied in the weld of aluminum alloy (0.8t 5052) to mild steel (0.8t SPCC) using uni-directional weld current from SPCC to 5052.

Welded joints had 380 kg/spot TSS under the condition of wire-brushing on both SPCC's and 5052's faying surfaces. Slightly reduced TSS value was obtained under the condition of wire-brushing on SPCC's faying surface alone. But on the contrary, wire-brushing on 5052's faying surface alone, gave TSS value merely about 100 kg/spot. Therefore, to give wire-brush or not on SPCC's faying surface before the weld affects strongly on TSS of joints. Further, peeled fracture surface of the joint was observed by scanning electron microscope and it was found that joints under SPCC wire-brushing showed ductile deep dimple region while the other presented relatively flat brittle face.

The above mentioned results indicate that the surface treatment of metals with higher melting point is important in the welding of dissimilar metals.

1. 緒 言

異種金属の溶接は材料技術の進展と共にますます多様化し、その重要性は増大している。すなわち種々の金属材料の性能を十分に生かし、適材を適所に用いるためには、それらを信頼性良くかつ高能率で溶接する技術を確立する必要がある。この場合、材料と溶接法の組合せを検討し、その適用範囲および長所・短所を明確にしていかなければならない。

本論文は、高電流密度・短時間抵抗溶接法を軟鋼板とアルミニウム合金板のスポット溶接に適用し、その溶接現象と問題点を検討している。これらは金属材料のうち最も多用されているものであり、例えば自動車車体の軽量化の一手段としてその必要性が指摘されている¹⁾。あ

るいは、継電器(リレー)などでは導電部には抵抗率の低いアルミニウム合金を用い、その支持部には軟鋼を用いることも行われる。しかし溶接施工の観点からこの組合せを見ると、融点や抵抗率など熱的・電氣的性質が大きく異なる点、および脆弱な金属間化合物の生成の可能性など克服すべき問題を抱えている。

高電流密度・短時間スポット溶接法は溶接界面での集中抵抗発熱を利用する点に特色があるので、溶接部の形成に材料自体(板内)の発熱に依存する度合が通常の抵抗スポット溶接の場合より少なく、物理的性質の異なる材料の溶接に適していると考えられる。反面、短時間現象であることから溶接前の表面状態や、電流波形、電流極性の影響を受けることが考えられる。

そこで本論文では、引張剪断試験、溶接部の観察などによりこれら各因子のうち溶接電流波形および表面処理法について検討を加える。

2. 実験方法および供試材料

2.1 電源および加圧系

*原稿受付 昭和58年3月24日(昭和56年度秋季全国大会にて発表)

**正 員 大阪大学工学部 Member, Faculty of Eng., Osaka University

***学生員 大阪大学工学部(現在三菱電機(株)) Student Member, Faculty of Eng., Osaka University
(Present Address: Mitsubishi Electric Corp.)

本溶接では、コンデンサの放電により短時間・大電流の溶接電流を得る。充電用コンデンサの最大容量は5000 μF (耐圧4 kV)、充電電圧は3 kV まで可変で、最大蓄積エネルギーは22.5 kJ である。コンデンサの放電電流は変圧器を介して溶接部に供給する。したがってコンデンサ容量 C と変圧器巻数比 $n (=n_1/n_2)$ の切替により波形の異なる溶接電流を得ることができる。この溶接電流は最大値 I_p と最大値到達時間 t_{pi} で表現する。本研究で用いたのは Fig. 1 に示す a, b, c 三種類の波形である。

なお、これらの溶接電流は、軟鋼板 (SPCC) からアルミニウム合金板 (5052) へ流す場合を SPCC (+)、逆を 5052 (+) と表わし、本論文では前者のみを用いる。

加圧は空気圧による直上加圧方式とし、通電前に 500 kg 一定値に設定する。また使用電極チップはクロム銅製で、Fig. 2 に示すように CF 型 (先端径 9.0 mm) と R 型 (200 R) を用いる。

Fig. 1 Wave shape of weld current.

Fig. 2 Shape and size of electrode tips.

2.2 供試材料

本研究では、板厚 0.8 mm の冷間圧延鋼板 (SPCC) とアルミニウム合金板 (5.52 H₃₄) を Fig. 3 のように重ねて溶接を行い引張剪断試験に供する。それぞれの組成を Table 1 に示す。

供試材と電極チップとの接触面はすべて溶接前にアセトン脱脂とワイヤブラシ処理を行う。溶接面の前処理も通常はこれに準ずる。

溶接部断面は1500番までのエメリ紙およびバフ研磨の後、SPCC 側を3%ナイトル、5052側をケラー試薬で腐食してマクロ観察を行う。また溶接界面付近はビーム径 2 μm のX線マイクロアナライザにより線分析を行い、成分分布を検討する。さらに溶接面での溶接状況を検討するため、この部分を引きはがした後、分解能90 Åの走査型電子顕微鏡 (SEM) により観察する。

3. 溶接現象におよぼす溶接電流波形の影響

ここでは、電流波形によって溶接継手の引張剪断強さ (TSS) および溶接部の状況がどのような影響を受けるか検討する。

3.1 引張剪断強さと溶接電流波形の関連性

溶接電流として到達時間 t_{pi} の異なる三種の波形を用い、その最大値 I_p を変化させてR型電極チップにより溶接を行ったときの溶接継手の引張剪断強さ (TSS) および接合径 (D_w) と I_p の関係を Fig. 4 に示す。この測定結果では、 $t_{pi}=2.0$ ms (c 波形) の低電流側二例を除きすべて母材部で破断しており、TSS 値は400 kg/spot 付近では飽和に達している。また、チリは同図の全範囲で発生しており、 I_p の増大とともにその量が増しているが、これによる TSS 値の低下は見られない。

さらに $t_{pi}=2.0$ ms (c 波形) と $t_{pi}=5.0$ ms (a 波形)

Fig. 3 Dimensions of welded joint.

Table 1 Chemical compositions of specimens.

Material	Fe	C	Si	Mn	P	S	Mg	Al	Zn	Ti	Cu	Cr
SPCC	Res.	0.038	0.019	0.23	0.016	0.016	—	0.048 (sol Al)	—	—	—	—
Al 5052	0.25	—	0.11	0.05	—	—	2.37	Res.	0.01	0.02	0.02	0.23
Al 5182	0.22	—	0.10	0.28	—	—	4.35	Res.	—	0.01	0.01	0.03

Fig. 4 Influence of peak current on tensile shear strength with R-type electrode tips.

Fig. 5 Influence of peak current on tensile shear strength with CF-type electrode tips.

とを比較すると、長時間通電すなわち a 波形の方が TSS, D_w 共大であり、時間と共に接触面積が増大していく R 型電極の特徴が表われている。

次に CF 型電極チップによる溶接でも、Fig. 5 のように 400 kg/spot 付近で TSS が飽和するという結果が得られた。特に b 波形と c 波形の結果を比較するとほぼ同一曲線上にあり、7~8 ms 以下の範囲で通電時間を変化しても電極形状により通電路はあまり変化せず、したがって接合径もほぼ同様であることを示している。

3.2 溶接部断面の観察

R 型電極チップを用い各電流波形によって溶接を行い、その断面を観察した結果を Fig. 6 に示す。なお同図にはコンデンサに蓄積された全エネルギー E_s を併記してある。

5052側の組織変化を見ると短時間通電の c 波形では界面付近のみ熱影響を受けており、 t_{pi} が長くなる程熱影

Fig. 6 Cross sectional view of weld part; (a) $t_{pi} = 5.0$ ms, $I_p = 45.0$ kA, $E_s = 6.4$ kJ, (b) $t_{pi} = 2.8$ ms, $I_p = 54.0$ kA, $E_s = 4.9$ kJ, (c) $t_{pi} = 2.0$ ms, $I_p = 56.0$ kA, $E_s = 4.1$ kJ.

Fig. 7 Line analysis across the weld boundary by EPMA under $t_{pi} = 2.8$ ms, $I_p = 54.0$ kA.

響は板厚方向へ広がっている。通電時間最長の a 波形 ($t_{pi} = 5.0$ ms) では界面付近にブローホールが発生しているのがみられる。

また、 $t_{pi} = 2.8$ ms による溶接断面を X 線マイクロアナライザ (EPMA) により分析した結果を Fig. 7 に示す。同図のオーダでの厚みをもつ明確な金属間化合物層は存在しないことがわかる。

Table 2 Combinations of surface treatment before weld.

Condition	I	II	III	IV
SPCC	WB	WB	NB	NB
5052	WB	NB	WB	NB

Fig. 8 Influence of surface treatment on tensile shear strength with R-type electrode tips.

4. 表面処理法の溶接現象におよぼす影響

通常溶接前の表面処理は、軟鋼板どうしよりもアルミニウム合金板どうしの溶接を行う際に重要であるとされているが、本研究のように軟鋼板 (SPCC) とアルミニウム合金板 (5052) の溶接を行う場合にいずれの表面の前処理がより重要であるか把握しておく必要がある。

したがってここではワイヤブラシ処理を施す部位によって溶接結果がどのような影響を受けるか検討する。すなわち Table 2 のような溶接面前処理の四種の組合せで溶接を行い、溶接性を比較する。ここでアセトン脱脂処理とワイヤブラシの両者を施すものを WB、ワイヤブラシなしで脱脂処理のみを施すものを NB と略記する。したがって表中 SPCC-WB とは、SPCC の溶接面にこれらの前処理を施すことを示し、他も同様である。なお、

電極接触面はすでに述べた通りつねに脱脂、ワイヤブラシ処理を施す。

4.1 引張剪断強さと表面処理の関連性

Fig. 8 は b 波形 ($t_{pi}=2.8$ ms) を用い、電流最大値 I_p を変化させて Table 2 の各条件で溶接を行った場合の溶接部引張剪断強さ (TSS) の測定結果である。なお図中 S は溶接界面での破断、T は母材部での破断を示すものとする。

Fig. 8 中、条件 I (SPCC-WB, 5052-WB) の TSS で評価した溶接性は最良である。この条件ではどの電流最大値においても継手は母材破断強度に証している。

条件 II (SPCC-WB, 5052-NB) は条件 I に次いで高い TSS 値を有する。その差は、 $I_p=40$ kA 付近の低い電流値では 130 kg/spot 程度あるが、 $I_p=70$ kA では 30 kg/spot まで接近してくる。

これら二条件に対して残りの二条件の TSS は大きく低下しており、その差は約 200 kg/spot に達する。条件 I, II はいずれも SPCC-WB であり、条件 III, IV は SPCC-NB であるから、SPCC 側の表面ワイヤブラシ処理の有無が大きく溶接結果に影響している。すなわち、SPCC-WB とした場合の TSS は SPCC-NB の場合よりも大きく、 $I_p=70$ kA でその差を見ると 200 kg/spot 以上となっている。

4.2 溶接部破面の観察

以上のように表面処理条件で溶接結果が大きく変わってくるため、次に各条件での溶接破面の観察を行い、表面処理法によって溶接形態がどのように変わるか検討する。すなわち溶接電流として $I_p=61.5$ kA, $t_{pi}=2.8$ ms を用い、R 型チップにて溶接した試片を引きはがし走査型電子顕微鏡 (SEM) で観察する。なお溶接面の破断はピール試験によっている。

Fig. 9 は条件 I (SPCC-WB, 5052-WB) による試片の SPCC 側 SEM 像で、これを模式的に示したものが Fig. 10 である。この条件は、前節 Fig. 8 でわかるように引張剪断試験の母材破断に対応するが、Fig. 9 の中央部には 5052 材がボタン状に残っている。この周囲に白色部分が集中しており、これを高倍率で観察すると Fig. 11 が得られる。すなわち全体像である Fig. 9 の白色部分ではディンプル模様を観察することができ、これを Fig. 10 の模式図中二重斜線で示す。この部分は接合強度を有するとみなせるので同図中 weld area (接合部) としてある。接合部のディンプルは X 線分光 (EDX) によりほとんど Al から成ることが確認された。

また、模式図中の斜線部は Fig. 9 中で灰色に変色している部分であり、接合部のように明確なディンプルを見ることができなかった。したがってこの部分は通電によ

Fig. 9 Fracture surface of the weld under SPCC-WB and 5052-WB.

Fig. 10 Schematic illustration of Fig. 9.

Fig. 11 Magnified view of central part of Fig. 9.

Fig. 12 Fracture surface of the weld under SPCC-WB and 5052-NB.

Fig. 13 Schematic illustration of Fig. 12.

り熱影響を受けたが接合強度をもつまでには至らなかった領域とみなせるので図中 current path area (通電部) と記した。さらに、最外周部にはチリが見られ、その成分は EDX によりディンプル部と同様 Al を主とすることが確認された。

次に、条件Ⅱで溶接を行った試片の SEM 像を Fig. 12 にその模式図を Fig. 13 に示す。これらは条件Ⅰとよく似た結果となっているが、接合部のかたまりがやや小さくなり、ディンプルも条件Ⅰよりやや浅くなっていることが確認された。チリの付着状況は同様であった。

条件Ⅲで溶接を行った試片の SEM 像を Fig. 14 に、その模式図を Fig. 15 に示す。Fig. 14 は一見して条件Ⅰ、Ⅱとは大きく異なり、平坦な部分が多い。模式図中 a で示した部分の高倍率観察像とその線分析結果を Fig. 16 に示す同図中 Fe 強度が高く、Al 強度が低い部分は Fig. 14 の全体像中黒い放射状の筋の部分に対応している。一

Fig. 14 Fracture surface of the weld under SPCC-NB and 5052-WB.

Fig. 15 Schematic illustration of Fig. 14.

方, 全体像中の灰色の部分 Fe と Al の強度にそれ程明確な規則性は見出せないものの全体的に Al 強度が高く Fe 強度が低い。また, その領域中特に Al 強度が高く明るく見える部分をさらに高倍率で観察し浅いディンプルの存在を確認したが, これはある広がりをもった領域を形成するには至らず, 単に点在するに過ぎない。

二重斜線で示す接合部は条件 I, II よりもさらに狭くその中のディンプルも浅いものである。また, チリは条件 I, II と異なり SPCC 側には見出せず, 5052 側に付着していることを確認した。

最後に条件 IV で溶接を行った試片の SEM 像を Fig. 17 にその模式図を Fig. 18 に示す。Fig. 17 中多数の塊状領域は母材である SPCC が見えているものであり, 上述の条件 III よりもさらに通電による変化が少ない。接合部の状況は条件 III に類似しており, さらに脆性的であることが伺える。チリに関しても条件 III と同じで 5052 側に付着しており, 図に示した SPCC 側には残っていない。

以上の結果から, 5052 は溶接界面付近で一部溶融し,

Fig. 16 Magnified view of Fig. 14's peripheral part indicated A in Fig. 15 and trace of line analysis.

Fig. 17 Fracture surface of the weld under SPCC-NB and 5052-NB.

チリを発生しつつ溶融に至らない SPCC 表面と接合されることがわかる。したがって SPCC 側の表面処理が特に重要であり, 他の報告¹⁾で指摘された結果とほぼ一致している。

Fig. 18 Schematic illustration of Fig. 17.

5. 結 言

以上、高電流密度・短時間スポット溶接法により軟鋼板 (SPCC) とアルミニウム合金板 (5052) の溶接を溶接電流方向一定 (SPCC (+)) のもとで行い、その表面処理法の意義について検討し次の結論を得た。

- (1) 本方式により、引張剪断強さで評価した SPCC

-5052 の良好な溶接が可能である。すなわち、引張剪断強さは大略 400 kg/spot に達し、母材破断を呈する継手を得ることができる。

(2) 溶接界面の 5052 側は SPCC に比べ低融点であるため一部溶融、飛散しチリとなる。逆に SPCC 側ではこのような現象は起こらず固相のままである。したがって強度に影響をおよぼす脆弱な金属間化合物層の生成は認められない。

(3) 表面処理は、両材共脱脂、ワイヤブラシを施すのが最良であるが、特に溶融に至らない SPCC 側溶接面の前処理は重要であり引張剪断強さに大きな影響をおよぼす。

参 考 文 献

- 1) 今泉, 奥藤; 自動車車体用アルミニウム合金と軟鋼の抵抗スポット溶接による接合, 軽金属溶接, 17-1 (1979), 10-17

ベリリウム銅合金の固相溶接に関する研究 (第1報)*

—溶 接 性—

橋本達哉**, 横田武男**, 森河和雄***

Solid Phase Welding of Beryllium-Copper Alloy (Report 1)*

—Weldability—

by Tatsuya Hashimoto**, Takeo Yokota** and Kazuo Morikawa***

This investigation is carried out to clarify the factors influencing the weldability of beryllium-copper alloy, using the 25-alloy and 10-alloy. 25-alloy is copper-base alloy containing 1.80-2.00% Be, more than 0.20% (Co+Ni) and less than 0.6% (Co+Ni+Fe). And 10-alloy is also copper-base alloy containing 0.4-0.7% Be and 2.35-2.70% (Co+Ni).

From the Auger analysis of the fracture surface of weld, it is supposed that the poor weldability of this alloy is due to formation of beryllium oxide on the weld interface. The results obtained as follows.

- (1) Difference of weldability between several heat treated alloys is not noticeable.
- (2) Weldability of 10-alloy is superior to that of 25-alloy. This is supposed to be due to the difference of beryllium quantity segregating on the weld interface.
- (3) Weldability in high vacuum is superior to that in air.
- (4) Copper and nickel plating are expected to be very effective to improve the weldability of beryllium-copper alloy, because of establishment of intimate contact of weld interface, reduction of beryllium quantity on the weld interface, and its protection action from oxidation of that.

*原稿受付 昭和58年3月16日 (昭和57年度秋季全国大会にて発表)

**正 員 芝浦工業大学 Member, Shibaura Institute of Technology

***学 生 員 Student Member, Graduate School, Shibaura Institute of Technology