酸化物を形成するために、接合性が悪くなる。

5) 酸素量が 28 ppm の無酸素銅箔を使用した場合の接合強度は表面改質の有無にかかわらずほとんど同じである。しかし、酸素量が 305 ppm のタフピッチ銅箔を使用した場合には、表面改質を行なうことにより接合性は著しく改善されて、無酸素銅箔を使用した場合とほぼ同じ接合強度が得られた。

謝 辞

最後に、本研究におけるスパッターコーター装置の使用に際し、有益な助言および便宜を計って頂いた九州工業大学・工学部・電子工学科遠山尚武助教教授に深く感謝

致します。また、材料の提供をいただいた株式会社黒木工業所に深く感謝致します。

参 考 文 献

- 1) 芹野, 益本, 浅田, 西尾, 迎, 本田; 含Siアルミニウム青銅とオーステナイト系ステンレス鋼の固相接合, 溶接学会論文集, Vol 4-1 (1986), 60-66.
- 2) 軽金属学会編; アルミニウムハンドブック, 朝倉書店(1972), 657.
- 3) 大橋, 田沼, 吉原; 拡散接合部の表面皮膜のオージェ解析, 溶接学会論文集, Vol 3-1 (1985), 153-158.

Fe-Si-B 合金非晶質箔のスポット溶接*

福島 貞夫**, 春日井 孝昌**

Spot welding of Fe-Si-B Amorphous Metal Foil*

by Sadao Fukushima** and Takayoshi Kasugai**

The possibility of the welding of amorphous metal foils was examined.

Fe₇₈Si₉B₁₃ amorphous metal foil having 20 microns in thickness was welded by using a stored energy type spot welding machine. This foil was possible to weld without crystallization at a welding time within 0.4 milliseconds.

The irregularity of weld nugget shape was due to the unevenness of the foil surfaces employed. This resulted in the scattering of tensile-shear strength of single spot welds.

Increasing weld time with the use of the capacitor bank having excessive capacitance led to a brittle weld nugget, though crystallization did not occur.

In tension-shear test, a crack initiated near the periphery of the weld nugget and propagated in the base metal. It means that the enhancement of joint strength was difficult by multiple spot welding.

Key Words: Amorphous metal foil, Spot welding, Tensile-shear strength, SEM image, Electric current wave form

1. 緒 言

非晶質金属は結晶質金属と比べて、高強度、高耐食性、高透磁性、高磁歪性などのすぐれた諸性質を有するため注目されてきている。しかし、入手できるのは 100 μm 以下の薄帯、100 mm 程度の帯幅に限定されるため、素材として用いるには寸法上の問題が生じる。また、材質が熱的には不安定な状態であるため、通常の溶接法によると結晶化を生じ、その特性が失われることになる。非晶質金属が容易に接合しうようになればこの用途は拡大されることになる。

非晶質金属箔の溶接については、Cline ら¹⁾が爆発圧接について、Kreye ら²⁾及び松岡³⁾が超音波溶接について研究結果を報告している程度であり、現状では未解決の問題と考えてよい。

非晶質金属は 10⁵K/s 程度の超急冷によって製造されることから、この製造条件と同程度の冷却速度を与え得る溶接法を用いれば、母材の劣化を最少限にとどめるこ

とが期待される。本研究では、箔の両側に冷却板に相当する銅電極を使用するスポット溶接に着目し、本溶接法適用の可否について検討を試みた。

2. 供試母材及び溶接機

供試母材は、コイルの心材として広く用いられている Fe-Si-B 合金非晶質箔 (METGLAS 2605 S-2, Fe₇₈Si₉B₁₃) で、公称の厚さは 20 μm (実質は 20~22 μm) である。その化学組成を表 1 に示す。

溶接電源は、ストレンゲージ用に開発された GW-3 B 型コンデンサ式スポット溶接電源 (共和電業製) 及び自作のコンデンサ式スポット溶接電源 (TPS-1 型) である。自作の溶接電源ではコンデンサの容量及び充電電圧

Table 1 Composition of the amorphous metal foil used

(at %)		
Fe	Si	B
80.10	7.63	12.27

*原稿受付 昭和63年5月31日 昭和63年5月溶接冶金研究委員会で作表

**正 員 金属材料技術研究所 Member, National Research Institute for Metals

Fig. 1 The circuit diagram of the experimental apparatus

を独立に変化させることが可能となっている。さらに、出力側には GW-3 B 型と同じく巻線比 6:1 の出力トランスを介して電流の増幅が計られている。電極は単電極で、加圧は重錘を付加することで行なった。装置の結線を図 1 に示す。スポット溶接においては電極先端の形状が問題となるが、ここでは上部電極は純銅の CF 型、下部電極はクロム銅の平板とした。上部電極の先端直径はほぼ 1.2 mm である。

通常、スポット溶接では溶接条件因子として、溶接電流、通電時間及び電極加圧力が用いられる。しかし、本報のように、コンデンサの放電を利用する方法では、放電時間は構成回路の時定数によって変化するため、通電時間としての表現は難しい。また溶接電流も同様である。さらに、溶接部に投入される実効のエネルギーは二次回路の付加抵抗等によるエネルギー損失の影響を受け、これを個々の試料について補正することは難しい。したがって、ここでは溶接エネルギーに対応するものとしてコンデンサの充電条件を用いることとした。なお、通電時間の参考値を示せば、GW-3 B 型溶接機では、溶接電流は通電開始後約 0.08 ms で最大値に達し、以後単調に減少して約 5 ms でほぼゼロになる。TPS-1 型については改めて 3.4 で取り上げるが、通電時間は 0.35 ms から 1.2 ms にわたっている。

電極加圧力は上部電極自身の質量と付加した重錘の質量の和を力に換算して表わすこととした。

3. 実験結果及び考察

3.1 予備実験

20 μm 厚の箔のスポット溶接が可能であるか、また、溶接部が非晶質の状態を保ちうるかを確認するため、GW-3 B 型の溶接電源を用いて予備試験を行なった。この結果、電極加圧力 11.9 N のもとで、充電エネルギー 1.4 J から 2.5 J の間でナゲットが得られること、3.3 J まで充電エネルギーが増すとピックアップを生ずるようになることがわかった。そこで、この条件範囲を用いて二枚重ねの箔に約 2.5 mm の間隔で 2 列計 10~16 点の溶接を行なった試料の CuK α 線による X 線回折を試みた。図 2 はその結果の一例である。回折 X 線の強度は、 $2\theta = 44.7^\circ$ ($\alpha\text{-Fe}$ (110)) を中心とした山なりの分布を示しており、結晶化は生じていないことが示された。そこで、まずは結晶化の抑制に対する当初の目的はほぼ満たされたものと判断し、以下、溶接条件と継手の引張せん断強さの関係を調べることとした。

3.2 溶接条件と継手の引張せん断強さの関係

箔帯の長さ方向に直交して、幅 7.5 mm、長さ 40 mm (箔帯の幅) の短冊試験片を切り出し、重ね代を約 9 mm として、その中央に 1 点のスポット溶接を行なったのち、引張せん断試験を実施した。

Fig. 2 An example of X-ray diffraction patterns of the welded amorphous metal foils

Fig. 3 The effect of charging voltage on tensile-shear strength at a constant capacitance and various electrode force—power source: GW-3B

3.2.1 GW-3 B 型の溶接電源を用いた場合 図 3 は、電極加圧力を 10.9, 13.9, 16.9, 19.9, 22.6 N の 5 段階、充電電圧を 82, 91, 108, 123, 142 V (充電エネルギーとしては 1.1, 1.4, 1.9, 2.5, 3.3 J) の 5 段階変化により得られた継手の引張せん断強さを示したものである。後述するように、ナゲットの大きさが不揃いのため 1 点当たりの破断荷重で表示してある。充電エネルギーが一定の場合、電極加圧力が増すと継手の引張せん断強さは増す傾向が認められた。また、全体的な傾向として充電エネルギーの増加に伴って引張せん断強さが増すことも示されたが、充電電圧 142 V、充電エネルギーとしては 3.3 J の条件で、低電極加圧力では表散りを生じ易く、また、強さのばらつきも大きくなった。高電極加圧力ではこの傾向は少なくなるが、強さ自身の向上はあまり認められなかった。この一連の実験から、充電エネルギー 2.5 J、電極加圧力 19.9 N 及び 22.6 N の条件によって供試箔のスポット溶接が可能であることが結論された。

Fig. 4 The effect of capacitance of capacitor bank on tensile-shear strength at a constant electrode force—power source: TPS-1

3.2.2 コンデンサ容量可変の溶接電源を用いた場合
GW-3B 型の溶接電源ではコンデンサ容量は一定であり、したがって、図3の横軸である充電電圧は、その2乗の形で充電エネルギーに対応する。そのため、充電電圧を増すことにより継手の強さが向上したのは、充電エネルギーの増加によるものか、あるいは、充電電圧の増加（最大溶接電流の増加）によるものかが明らかでない。そこで、コンデンサ容量と充電電圧を独立して変化する自作の溶接電源を用いて、再度溶接条件と継手強さの関係を検討した。

図4は充電エネルギーを1.9 Jに一定してコンデンサ容量を変化させた場合の継手の引張せん断強さの変化を示したものである。コンデンサ容量が増す、すなわち充電電圧が低下すると継手強さは低下する傾向が認められた。さらに、499 μF 及び 699 μF の場合に充電電圧を増す、すなわち充電エネルギーを増すと、また継手強さが低下する傾向が認められた。同図から、単純に充電エネルギーを増すことは継手強さに良い結果を与えないこと及びコンデンサ容量は少なめの方が良好な結果を与えることを推測するが、コンデンサ容量及び充電電圧の影響を明確に知ることはできない。

そこで、改めて、コンデンサ容量を49.2 μF 、100 μF 、200 μF の3水準とし、充電電圧を100 Vから200 Vまで25 V毎に変化させて得られた継手の引張せん断強さを求めた。電極加圧力はそれまでの結果を参考にして19.9 Nに一定してある。図5にその結果を示す。コンデンサ容量49.2 μF の場合には充電電圧の増加に伴って継手強さも増す傾向が認められた。一方、200 μF の場合には充電電圧150 Vまでは強さは増すものの、175 Vになるとピックアップなどが生じ、溶接条件としては不適となった。100 μF の場合には175 Vの充電電圧で良好な継手強さが得られた。なお、同図で注目すべきことは、充電エネルギーがほぼ同じであってもコンデンサ容量と充電電圧の組み合わせによって継手強さが異なることである。例えば、49.2 μF -200 Vと200 μF -100 Vで

Fig. 5 The effect of charging voltage on tensile-shear strength at a constant electrode force and various capacitance of capacitor bank—power source: TPS-1

は充電エネルギーは1 Jと同じであるが、前者の条件で得られた継手の強さは29.1 N/spot（5点の平均）と後者の20.1 N/spot（5点の平均）より高い値を示した。また、100 μF -175 Vと200 μF -125 Vでも充電エネルギーは1.5 J程度の類似の値であるが、前者の継手では31.6 N/spot（5点の平均）、後者では18.7 N/spot（5点の平均）であった。同図に示した結果は電極加圧力を19.9 Nに一定して得られたものであるが、電極加圧力の影響も調べておくことが必要と考え、各コンデンサ容量において良好な継手強さを示した条件、すなわち、49.2 μF -200 V、100 μF -125 V、200 μF -150 Vの3条件を選定し、13.9 N、16.9 N、22.6 N、24.6 Nの電極加圧力を用いて継手を追加作製した。図6にそれらの引張せん断試験結果を示す。1条件5試料の平均値で比較する限りにおいて、電極加圧力は19.9 Nが最適と判断されたので、49.2 μF -200 V及び100 μF -175 Vの2条件につき各15試料を追加して継手強さの再現性を確認した。同図にはその結果も加えてある。試料数が増したことで継手強さのばらつきが大きくなっており、新しい問題が提起された。なお、200 μF -150 Vの条件では電極加圧力を16.9 Nまで低下させるとピックアップを生ずるため、これより低い電極加圧力での溶接は行なわなかった。

図3から図6までに示した試料では、いずれもナゲット部でせん断分離を生ずるものは現われなかった。そこで、継手の引張せん断強さのばらつきが、溶接条件のばらつきによるものか、箔の材質そのもののばらつきによるものか、さらには、引張せん断試験時の負荷状態のばらつきによるものかを検討することにした。

3.2.3 SUS 304 H 鋼箔の溶接 前項で述べた非晶

Fig. 6 The effect of electrode force on tensile-shear strength at three welding conditions—power source: TPS-1

質箔のスポット溶接継手における引張せん断強さのばらつきを検討するため、すでに溶接条件が確立されている SUS 304 鋼箔を用いて比較試験を行なうこととした。供試箔は 28 μm 厚の冷間圧延箔である。同鋼材は高温強度が軟鋼等に比べて高いため、高めの電極加圧力を必要とすることから、本実験においては 24.6 N と本溶接機での最大電極加圧力を用いた。充電条件については非晶質箔の場合と同じ 100 μF -175 V としたが、ほとんど継手強さを得ることができず、したがって、非晶質箔においては上限と思われる 200 μF -150 V を下限として、399 μF -150 V, 399 μF -185 V, 599 μF -150 V の 4 条件で各 10 試料を溶接し、引張せん断試験に供した。

図 7 はそれらの結果を示したものである。充電エネルギーを増してナゲットの形成を十分に行なわせれば、継手強さのばらつきは小となり、かつ、継手強さは向上する。すなわち、200 μF -150 V の条件では、継手強さの標本標準偏差及び変動係数が 0.36 N/spot 及び 0.23 であるものが、充電エネルギーを増した他の 3 条件では、その組はそれぞれ (0.24 N/spot, 0.12), (0.25 N/spot, 0.10), (0.26 N/spot, 0.11) であり、ばらつきの程度は小さくなっている。これらの値を非晶質箔の 49.2 μF -200 V 及び 100 μF -175 V の各条件で得られた継手における値の組 (0.68 N/spot, 0.25) 及び (0.94 N/spot, 0.39) と比較した結果、非晶質箔の品質により継手強さにばらつきを生ずるものと推定された。

3.3 引張せん断破壊の状況

前節では、主として、継手の引張せん断強さについて述べた。とくに、非晶質箔の継手では、その強さのばらつきが大きいことに問題のあることも判明した。そこで、試験後の試料全数について破断経路を観察した。そ

Fig. 7 Stored energy vs. tensile-shear strength of single-spot-welded SUS304 stainless steel foils—power source: TPS-1

Fig. 8 Fracture patterns after tension-shear testing

の結果、ナゲット内でのせん断分離（溶着不良）による破壊を生じた試料は存在せず、一部の試料において、上板あるいは下板でのナゲット抜けによる破壊が認められるものの、大部分は図 8 に例示するようにナゲット周辺での破壊を起点としてき裂が母材中に伝播する形式のものであった。スポット溶接においては均一な大きさのナゲットを得ることが肝要であるが、同図にみられるように、本実験では上部電極先端直径が約 1.2 mm、下部電極が平板としてあるにもかかわらず、ナゲットの外接円の径で 0.5 mm 以下の不整形のナゲットあるいは分散形のナゲットが形成されている。しかも、重ねた板の外縁側に小さなナゲットが分離して存在するような場合には、これが低い荷重で破壊してき裂の起点となり、あとはき裂が母材を伝播するため継手強さは低くなる傾向が認められた（同図 C）。一方、分散形ナゲットの場合でも、母材を伝播するき裂に枝分れがみられるなどき裂進展抵抗が大と推測されるような母材であれば継手強さは高くなる（同図 A）。同図 B は一般的な破壊の様相を示している。これらの観察から、継手強さのばらつきが大きくなる原因として、ナゲットの形状不整及び分散に

Fig. 9 The roughness of the foil surface
 A—The surface of the amorphous foil solidified freely
 B—The surface of the amorphous foil solidified on a quench roll
 C—The surface of the SUS304 stainless steel foil used

加え、同一ロットの箔でも母材の性質に部分的なばらつきのあることが考えられた。これに対し、SUS 304 鋼箔ではナゲット外接円の径は電極先端径より小さいものの、円に近い形状のものが形成されていた。

そこで、通電開始時における接触点の分布が両者において異なるため上述の差が生ずるものと考え、非晶質箔の自由表面側とロール接触面側並びに SUS 304 鋼箔の表面それぞれについて、触針法により表面粗さを測定した。図 9 にそれらの一例を示す。同図 A は非晶質箔の自由表面側で、高さが $1 \sim 3 \mu\text{m}$ 程度の丘が 0.5 mm 程度の間隔で集まっており、それぞれの丘の表面は平滑であることを示している。大きなうねりは箔の固定方法に起因するもので本質的なものではない。この丘の状態は図 8 の写真において多少焦点がずれている部分（下板の表面に相当する）の網目模様からもある程度読み取れる。同図 B は同箔のロール接触面側で、局所的に $1.5 \mu\text{m}$ 程度の凹凸が認められるものの他の部分は $0.5 \mu\text{m}$ 以下の凹凸であり、鏡面にはなっていない。これに対して同図 C に示した SUS 304 鋼箔ではさらに凹凸の少ない平滑な面に仕上がっている。大きなうねりはやはり箔の固定方法に起因するものである。非晶質箔については自由表面とロール接触面を重ねてスポット溶接を行っているので、この表面の凹凸と高い硬さのため、通電開始時には加圧面積の一部しか接触せず、しかも、後掲の図 11(A) に示すごとく、通電は 1 ms 以下の 1 パルス電

流のみであるので、優先的に溶着した初期接触部分はほとんど拡大し得ず、したがって、ナゲットの形成は初期の接触状態に強く影響され、これがばらつきを生じた主因子の一つと考えられる。これに対し、平滑な表面をもつ SUS 304 鋼箔では、加圧面積のかかなりの部分が接触し得るものと予想され、これがほぼ正常なナゲットの形成をうながし、継手強さのばらつきを減じたものと推測される。なお、図 8 に示すように、ナゲット周縁部で発生したき裂が母材へ伝播することから、多点スポット溶接によって継手強さを得ることは難しいと考えられる。事実、2 点あるいは 3 点のスポット溶接を行なった継手の引張せん断試験において、破断荷重は 1 点のみ溶接した継手のその 2 倍あるいは 3 倍とはならず、場合によっては 1 点の場合と同程度の継手強さしか示さないことも経験された。

図 10 は引張せん断破壊したナゲット部の破面及び $600^\circ\text{C} \cdot 1 \text{ h}$ の加熱によって結晶化した箔を曲げ破壊した破面の SEM 写真である。同図 A は、充電条件 $100 \mu\text{F} \cdot 175 \text{ V}$ 、電極加圧力 19.9 N で溶接した継手のナゲット部破面の例である。この継手の引張せん断強さは 30.9 N/spot であり、本実験範囲においては高い強さの範囲に属しており、ナゲット部においても破面は母材部と同様に脈状模様 (vein pattern) を示している。これを同図 C の結晶化した試料の破面と比較すれば、ナゲット部は結晶化していないことがわかる。充電条件 $49.2 \mu\text{F} \cdot 200 \text{ V}$ で得られたナゲット部においても、これと同様の様相が観察された。一方、コンデンサ容量が同図 A のものより大きい充電条件 $330 \mu\text{F} \cdot 123 \text{ V}$ 、電極加圧力 22.6 N の条件で溶接した継手のナゲット中央部では、同図 B に例示するごとく、平滑で脈状模様のない破面となっている。ナゲット周辺部では脈状模様は認められている。例示した継手の引張せん断強さは 17.6 N/spot と同図 A に示したものの $1/2$ 程度の値であった。コンデンサ容量

Fig. 10 SEM images of the fracture surfaces
 A—The fracture surface of the nugget welded at $100 \mu\text{F} \cdot 175 \text{ V} \cdot 19.9 \text{ N}$
 B—The fracture surface of the nugget welded at $330 \mu\text{F} \cdot 123 \text{ V} \cdot 22.6 \text{ N}$
 C—The fracture surface of the base metal heated at 600°C for 1 h

をさらに増した充電条件 $699\ \mu\text{F}-90\ \text{V}$ で溶接したナゲットにおいてもこれと同様の様相であった。これら試料の平滑な破面は溶接によって母材よりも脆化したことを示しているものの、同図 C と比較すれば、やはり結晶化は生じていないと推測される。なお、 $330\ \mu\text{F}-123\ \text{V}$ の充電条件下で得られたナゲットをナイフエッジを用いて 90° 曲げたところ音を発して割れ、その破面も同図 B と同様な様相を示した。これに対し、 $100\ \mu\text{F}-175\ \text{V}$ の充電条件のものは、同様な曲げにおいて、破壊は生じなかった。これら破面の観察からも、コンデンサ容量を増して溶接した継手における強さの低下は、少なくとも結晶化に起因するものではないことを推論し得る。なお、鉄系の非晶質合金においては結晶化温度以下に再加熱された試料でも強さが低下することの報告がなされている⁴⁾。

3.4 溶接電流波形

つぎに、溶接電流波形について考察を行なう。溶接電流は、二次側に直列に結線した $3.16\ \text{m}\Omega$ の抵抗の両端に生ずる電圧波形として、シンクロスコープを用いて観察した。図11(A)は、充電条件を $699\ \mu\text{F}-74\ \text{V}$ 、 $499\ \mu\text{F}-87\ \text{V}$ 、 $200\ \mu\text{F}-150\ \text{V}$ 、 $100\ \mu\text{F}-175\ \text{V}$ 、 $49.2\ \mu\text{F}-200\ \text{V}$ としたときの電流波形の例を示したものである。放電時間はコンデンサ容量が増すとともに長くなっている。これは放電回路の構成によって放電時間が決まるためである。一方、放電電流の最大値は回路の定数が一定であれば充電電圧に比例する筈であるが、同図の例はコンデンサ容量と充電電圧を同時に変化させたものであるため、この規則には従っていない。

3.2で述べたごとく、継手の引張せん断強さは $49.2\ \mu\text{F}-200\ \text{V}$ 及び $100\ \mu\text{F}-175\ \text{V}$ の2条件下で平均値が $21\ \text{N/spot}$ 以上と実験範囲では高い値を示した。これに

Fig. 11 A change in current wave form with capacitance—A, and a change in voltage wave form with welding force—B

して $499\ \mu\text{F}-87\ \text{V}$ 及び $699\ \mu\text{F}-74\ \text{V}$ の条件で得られた継手のそれらは、平均値で $10\sim 15\ \text{N/spot}$ の範囲であった。 $200\ \mu\text{F}-150\ \text{V}$ で得られたそれらは前二者よりもやや低く、後二者との中間の値であった。これらの結果に電流波形を対応させて考えると、良好な継手強さを得るにはごく短時間すなわち $0.4\ \text{ms}$ 以下の放電時間で適当な大きさの電流を流せばよいことがわかる。本実験では電流の最大値は $500\ \text{A}$ 以下に抑えるのが望ましいと結論された。これ以上の値になると、表散りやビックアップを生じ好ましくなかった。この最大値は当然初期の接触面積との関連があり、非晶質箔の表面が SUS 304 鋼箔の表面程度に平滑であれば、さらに大きな電流が要求されるものと推測される。

同図(B)には、 $100\ \mu\text{F}-175\ \text{V}$ の充電条件下で電極加圧力を $24.6\ \text{N}$ 、 $19.9\ \text{N}$ 、 $13.9\ \text{N}$ の3段階に変化させた場合の上下電極チップ間の電圧波形の例を示してある。放電開始直後に電圧は最大値を示し、以後急速に低下する。電流の最大値において電圧は最大値の $1/2$ 程度であった。この過程では、後掲の図12の $t-R$ 曲線にも示されるように接触抵抗の急速な減少を生じており、接触抵抗の減少には接触面積の増大が関与すること、さらに初期接触部を流れる電流による抵抗発熱によってその部分が軟化または溶融することを考え合わせると、通電(接合)面積は電流が最大値に到達するまでに急速に拡がるものと推測された。電極加圧力の影響は本実験例ではほとんど認められなかった。

ここで一例として、充電条件 $100\ \mu\text{F}-175\ \text{V}$ 、電極加圧力 $19.9\ \text{N}$ の条件下で、ナゲット部にどの程度のエネルギーが投入されたかを推定してみる。図11において別個に測定された電流波形及び電圧波形から $20\ \mu\text{s}$ の間隔でそれぞれの瞬時値を読み取り、電流と電圧の積として瞬時の入力を算出する。図12には計算によって求めた入力履歴を示してある。入力波形は通電開始直後を除いてほぼ電流波形と類似であった。また、この曲線と x 軸(時間軸)で囲まれる面積から投入エネルギーを求めると $0.089\ \text{J}$ となり、コンデンサの充電エネルギー $1.53\ \text{J}$ の約 6% であった。同図には各瞬時値から計算した抵

Fig. 12 An example of instantaneous power histories and the change of the resistance between electrode tips

抗値の変化をも併記したが、この曲線から、入力が最大値に到達する 80 μ s までにはほぼナゲットが形成され、それ以後はナゲットの若干の拡がりはあるものの、160 μ s 以後における入力はナゲットの冷却を緩和する作用のみで、ナゲットの形成にはほとんど寄与しないものと推測された。この考えに基づくと、コンデンサ容量を増すと電流波形の山がなだらかとなって通電期間の後半部分の比重が増す、すなわちナゲットの形成に寄与しない部分が増すことになり、これが冷却を緩和するように作用してナゲット部を脆化させるものと類推しうる こと になる。

4. 結 言

結晶質金属にはない特性を持つものとして注目されている非晶質金属について、金属加工法の一つである溶接が適用しうるかを検討することを目的として、現在、コイル心材として多量に使用されている Fe-Si-B 合金非晶質箔を例にとり、急速加熱冷却が可能と考えられるコンデンサ式スポット溶接の適用性と、得られた継手の強さについて、一連の実験を試みた。

得られた結果は以下のごとく要約される。

(1) ごく短時間で放電が終了するコンデンサ式スポット溶接機を用いることで、Fe-Si-B 合金非晶質箔を結晶化させることなく溶接することができた。

(2) 供試非晶質箔の自由表面側の凹凸が原因となって

ナゲット形状が不揃いとなり、継手の引張せん断強さに大きなばらつきを生じた。

(3) 放電時間を増すこと、すなわちコンデンサ容量を過大とすることは、結晶化を生じさせないまでもナゲットを脆化させることにつながった。

(4) 継手における引張せん断破壊はナゲットの周辺部に発生し、これが母材へ伝播した。このことから、多点のスポット溶接によって継手の強さを得ることは難しいものと考えられた。

本実験を実施するに当たり、種々の御助言と供試箔材の提供を賜ったサカエ工業(株)岡村 勝、(株)東芝 荒川 靖、日本非晶質金属(株) 竹浪嗣人、東洋製箔(株) 片山皓詞の各氏並びに溶接電源の試作にあたり御援助を賜った当所技術課 東優氏に深甚の謝意を表する。

参 考 文 献

- 1) C. F. Cline and R. W. Hopper : Explosive Fabrication of Rapid Quenched Materials, Scripta. Met., 11-12 (1977), 1137.
- 2) H. Kreye, M. Hammerschmidt and G. Reiners : Ultrasonic Welding of Metallic Alloy Glass to Copper, Scripta. Met., 12-11 (1978), 1059.
- 3) 松岡信一：Fe系及びNi系アモルファス合金の超音波接合、精密機械、50-6 (1984), 969.
- 4) 例えばH. S. Chen, H. J. Leamy and M. J. O'Brien : Bending Deformation in Metallic Glasses, Scripta. Met., 7-4 (1973), 419.

リード・厚膜間電圧による接合界面温度の計測*

—マイクロソルダリング接合部品質のインプロセス制御 (第一報)—

仲田 周次**, 西川 徹***, 斉藤 茂****

Temperature Measurement at Joint Interface in Micro-Soldering Process*

—Inprocess Control of Micro Soldering Process (1st Report)—

by Shuji Nakata**, Tooru Nishikawa*** and Shigeru Saito****

Temperature at the joint interface is able to be measured by detecting the voltage between copper alloy lead and thick film on alumina substrate in micro-soldering process.

Temperature at the interface of soldered joint is very important quantity for quality of soldered joint. But it is too difficult to measure the temperature at the interface of micro-soldered joint, because of its size being too small. It is found that the voltage occurs between copper alloy lead and thick film on substrate during reflow soldering process using heated tip and, furthermore, it is shown that the voltage is proportional to the temperature at soldered interface of the joint. As a result, the temperature of the joint interface of can be easily measured by detecting the voltage between lead and thick film during micro-soldering process.

Key Words: Reflow Soldering, Quality, Soldered Joint, Monitoring, Temperature measurement

1. は じ め に

近年の電子部品における高性能化・高密度化に伴う

*原稿受付 昭和63年4月20日 昭和61年度秋季全国大会及び昭和62年6月マイクロ接合研究委員会で発表

**正 員 大阪大学 Member, Osaka University

*** 大阪大学 Osaka University

**** 富士通テン(株) Fujitsu Ten Limited

て、マイクロ接合部の信頼性の向上が、今後解決されるべき重要な課題の一つとなっており、その一つの解決方向として、接合部品質のインプロセス制御が考えられている。本報告は、リフローソルダリング接合部の品質を非破壊で、かつリアルタイムでモニタするための第一段階として、接合過程に発生するリード・厚膜間電圧と接合部温度との関連性およびリード・厚膜間電圧の意味およびマイクロ接合部温度の計測について検討したもの