異種金属の抵抗溶接法の検討(第2報)*

—炭素鋼とチタン、鋳鉄のプロジェクション溶接—

小川正宏** 宮治正広**

Resistance Welding of Dissimilar Metals (Report 2)*

—Projection Welding of Steel and Titanium, Cast Iron—

by Masahiro Ogawa** and Masahiro Miyaji**

A particular projection welding was carried out for welding dissimilar metals as the way previously reported. Two pairs of dissimilar metals, namely, carbon steel (C steel) disc with ring projection and pure titanium block, low alloy steel (LA steel) disc with ring projection and cast iron block, are welded respectively.

Main results of this study are as follows;

- (1) In C steel-titanium weld joint, the welding strength depends more loosely on the projection sharpness than in C steel-cast aluminum alloy weld joint previously reported. The low thermal conductivity of titanium causes the temperature of the projection to decay monotonously from the top to the bottom during welding, therefore projection does not collapse in its middle portion differently from C steel-cast aluminum alloy weld joint.
- (2) In C steel-titanium weld joint, the shorter welding time leads to the higher weld strength because of its smaller heat input. Large heat input causes the formation of intermetallic compounds in cooling process after welding.
- (3) C steel-titanium weld joint having the tensile strength equivalent to that of titanium base metal (36 kg/mm²) can be gotten, using next welding factors. The ring projection diameter is 22 mm, its cross-section is isosceles-trapezoid, height 2 mm, top width 0.5 mm, bottom isotropic angle 80°, and the welding current is 60KA, weld time 0.5 cycle (8.3 msec), electrode force 2.2 ton.
- (4) In LA steel-grey cast iron joint, the weld strength remains at most the half of grey cast iron base metal strength (23 kg/mm²) because of the disposition of flaky graphite parallel to weld surface. But in LA steel-nodular cast iron joint, the weld strength rises as high as 90 % of base metal tensile strength (41 kg/mm²), using next welding factors: The ring projection diameter is 30 mm, its cross-section is isosceles-trapezoid, height 2 mm, top width 0.5 mm, bottom isotropic angle 70°, and the welding current is 69 KA, welding time 3 cycles (50 msec), electrode force 1.6 ton.
- (5) According to the estimations of the temperature distribution in weld joints by calculation, the differences of the plastic flow caused by the projection sharpness are explained qualitatively, and the various characteristics of plastic flow in C steel-cast aluminum alloy, C steel-titanium, LA steel-cast iron weld joints can be explained.
- (6) Practically to weld dissimilar metals using this method, condenser welder is better than any other welders for its stability and efficiency, and spring-attached electrode is indispensable.

1. 緒言

異種金属の溶接法として、プロジェクションに塑性流動を起させて溶接する新しい抵抗溶接法を、炭素鋼とアルミニウム合金鋳物を対象に、種々検討した結果を前報¹⁾で報告した。

本報告では、第2報として炭素鋼とチタン²⁾、低合金鋼と鋳鉄について、同様に溶接を検討した結果について述べる。

次いで、溶接初期におけるプロジェクション上の温度分布を近似計算によりもとめ、溶接中のプロジェクションの塑性流動形態を考察し、鋼とアルミニウム合金鋳物、チタン、鋳鉄の溶接におけるそれぞれの溶接部の違いを説明する。

さらに、この異種金属抵抗溶接法を実際に使う場合、

*原稿受付 昭和54年10月2日(昭和52年度秋季全国大会にて発表)

**正員 トヨタ自動車工業(株) Members, Toyota Motor Co., Ltd.

Fig. 1 Shape of specimens and dimensions

溶接機に対し留意しなければならない事項について述べる。

2. 供試材および実験方法

炭素鋼 (JIS-S 15 C, チタンとの溶接に使用) および低合金鋼 (JIS-SCr 21, 鋳鉄との溶接に使用) を, Fig. 1 に示すように円板状に加工し, その外周に左右対称のリングプロジェクションを設けた。諸元は, リングプロジェクション径: $D = \phi 22 \text{ mm}$ (チタンとの溶接に使用) 又は $\phi 30 \text{ mm}$ (鋳鉄との溶接に使用), プロジェクション巾: $W = 0.5 \text{ mm}$, プロジェクション角度: $\alpha = 20^\circ$, プロジェクション高さ: $h = 2.0 \text{ mm}$, 円板厚さ: 5 mm を, 特にことわらないかぎり標準として使用した。プロジェクション部の塑性流動状態を調べるために, 円板の素材としては冷間引抜材を使い, フェライトとパーライト層の流れをプロジェクション高さ方向にそろえた。なお, 先端面の表面あらさは 5 S である。

チタンは, 工業用純チタン 2 種 (引張強度 36 kg/mm^2) で, 丸棒から $\phi 35 \times 10 \text{ mm}$ に旋盤加工して使用した。表面あらさは 5 S である。

鋳鉄は, ねずみ鋳鉄 (JIS-FC 20, 引張強度 23 kg/mm^2) と, 球状黒鉛鋳鉄 (JIS-FCD 40, 引張強度 41 kg/mm^2) を, いずれも $50 \times 50 \times 10 \text{ mm}$ にフライス盤加工して使用した。表面あらさは 50 S である。

以上の供試材を, トリクレン脱脂後, Fig. 1 に示すように重ね上下から電極ではさみ溶接した。単相交流式最大容量 1000 KVA のプロジェクション溶接機を使用し, 初期加圧時間は 60 サイクル, 保持時間は 85 サイクルと溶接強さが十分飽和するまで長く選んだ。

溶接強さは, Fig. 1 に示した平板側に設けた穴からポンチで鋼製円板を押し, その静的破壊荷重で便宜上代表させた。単位面積当りの溶接強さへの換算は, 静的破壊荷重を, 溶接部破面のバリ部分を除いた面積で除することによった。この値は, バリ部分を切削除去して得た値

Fig. 2 Relation between weld strength and projection angle in C steel and titanium joint

と, 切削精度の誤差範囲内でよく一致した。

溶接部の組織は, 切断, 研磨後ナイトールエッチ (チタンにはフッ酸エッチを追加) 後, 顕微鏡にて調べた。

3. 実験結果および考察

異種金属抵抗溶接法のプロジェクション形状, 溶接条件の基本的な性格について, 前報¹⁾にて炭素鋼とアルミニウム合金鋳物 (以下 Fe-Al と略す) を例に詳しく報告したので, 本報では鋼とチタン, 鋳鉄の溶接に特有な現象, 特性について述べる。

3.1 炭素鋼とチタンの溶接

炭素鋼とチタン (以下 Fe-Ti と略す) の溶接は, Fe-Al の溶接と同様金属間化合物を生成しやすく, 溶接困難とされている²⁾。そこで本溶接法によってどの程度まで溶接が可能となるかを検討してみた。

3.1.1 プロジェクション角度 Fig. 2 に溶接強度のプロジェクション角度依存性を, 溶接電流 (I) をパラメータとして示した。溶接時間 (t), 電極加圧力 (P) は図中に記入したように, 0.5 サイクル, 2.2 トンである。溶接電流の大小によらず, プロジェクション角度が大きくなるに従って, 溶接強さは減少している。これは, プロジェクション角度が大となるに従って, プロジェクション部の熱容量が大きくなり, 同一溶接電流では, 溶接面の温度が低下するためである。プロジェクション小角度側において, Fe-Al の溶接にみられた Al 鋳物による冷却によりプロジェクション中央部が最高温度部位となって座屈し溶接強さの低下する現象は起っていない。これは, 4. で述べるように溶接部の最高温度部位がチタン側の溶接面直下であるため, プロジェクション部の最先端部が最高温となり, プロジェクション角度によらずまた溶接時間によらず常に塑性流動がその最先端から生じるためである。

Fig. 3 Macrograph of C steel and titanium weld joint $\times 22.5$
($I=55\text{KA}$, $T=0.5$ cycle, $P=2.2$ ton)

Fig. 4 Relation between weld strength and welding time in C steel and titanium joint

Fig. 3 に溶接部断面写真を示す。上半分に、先端を左右に塑性流動させたプロジェクションがあり、その流動方向に沿って下半分のチタン側からバリが突出し、先端に白い金属間化合物を付着させてぜんまい様に巻いている。このバリは、溶接中に最高温、従って最弱部位となるチタン側の溶接面直下から、プロジェクションのすえこみ圧力によって噴出したと考えられる。

なお、Fig. 2 において、プロジェクション角度 10° 、溶接電流 60 kA の場合に、母材強度の溶接強さが得られている。

3.1.2 溶接時間 Fig. 4 に溶接強さの溶接時間依存性を示す。図中、黒丸は破壊荷重、白丸は単位面積当りの強さである。明らかに、短時間溶接の方が高い溶接強さが得られる。溶接部断面組織を観察してみると、 0.5 サイクルの短時間溶接では金属間化合物が溶接面に認められないのに比べ、 3 サイクルのより長時間溶接では $3 \sim 4\mu$ の金属間化合物が溶接面に生成されている。この状況を Fig. 5 に示す。そして溶接部の破断は、この金属間化合物層と炭素鋼の境界で常日起っている。従って、長時間溶接における溶接強さ低下の原因は、入熱が大きくなったためプロジェクション塑性流動後の冷却速

Fig. 5 Micrograph of C steel and titanium weld surface using long welding time $\times 280$
($I=50\text{ KA}$, $t=3$ cycles, $P=2.2$ ton)

Fig. 6 Relation between weld strength and electrode force in C steel and titanium joint

度が遅くなり、金属間化合物が発達した結果と考えられる。なお、この金属間化合物層は、破面のX線回折の結果、 Fe_2Ti , FeTi と同定された。

同様の不必要な入熱により、溶接面に金属間化合物が生成する現象は、通電後の保持時間を短くしても認められた。これは試験片の電極による冷却が、途中で断たれ、冷却速度が遅くなるためである。たとえば、保持時間を標準としている 85 サイクルから、 35 サイクルに短くすると、 2μ 程度の金属間化合物が生成され溶接強さは約 30% 低下する。なお、保持時間が 35 サイクルでもチタン円板厚さを 10 mm から 35 mm へ薄くし、さらに炭素鋼円板外径を電極で抱き冷却を促進すると、溶接面の金属間化合物は再び消失し溶接強さも元のレベルに回復する。

3.1.3 電極加圧力 溶接強度の電極加圧力依存性を Fig. 6 に示す。図中、白丸は溶接電流 50 kA 、プロジェ

Fig. 7 Relation between strength and annealing temperature in steel and titanium weld joint

クシオン角度 10° と 30° の場合を示す。低加圧力側では、溶接強さは電極加圧力にほぼ比例して増加するが、高加圧力側では、プロジェクション角度が小さい場合には飽和し、大きい場合には低下傾向を示す。そして溶接電流を上げれば、図中黒丸で示すように高加圧力側の低下傾向を阻止できる。この現象は次のように考えられる。

3.1.1 で述べたように同じ溶接条件の場合、プロジェクション角度が大きいと、プロジェクション先端温度は低く、溶接面の温度も低い。この状態で電極加圧力を高くすると、より早く溶接面に温度の低いプロジェクション部材が供給されることになり、溶接面の温度はさらに低くなって、溶接強さは低下する。溶接時の発熱量を、溶接後直ちに試験片をカロリメータ中に投入し、プロジェクション角度 10° と 30° の場合に計測してみると、前者の場合は電極加圧力を2.2トンから2.8トンへ変化させてもほぼ変化がなかったのに比べ、後者の場合は発熱量が約25%低下していた。そこで溶接電流を上げてやれば、プロジェクション部の温度が全体に上昇し、電極加圧力を高めても溶接面の温度は低下しないことになる。この結果、電極加圧力を高めることにより生ずる別の効果、つまり増大する溶接面の塑性流動によって溶接強さは上昇する。

3.1.4 溶接部の耐温性 Fig. 7 に溶接部の耐熱性を示す。同一条件で溶接後の試験片を、各温度で1時間真空炉中に保持後、除冷し、強度試験をした結果である。強度は 600°C 付近から明かな低下を示し、 1050°C 付近ではほとんど零となる。この原因は、金属間化合物層の生成、発達のためである。金属間化合物として、 Fe_2Ti 、 FeTi が同定され、またチタン中へ鉄原子の広い拡散層の存在が、EPMA 分析、X線回折の結果認められた。

3.2 低合金鋼と鋳鉄の溶接

Fig. 8 Relation between weld strength and projection angle in LA steel and grey cast iron joint

Fig. 9 Macrograph of LA steel and grey cast iron weld joint $\times 19$
($I=75\text{KA}$, $t=3$ cycles, $P=1.6$ ton)

低合金鋼と鋳鉄は同じ鉄系の材料であり、これまで述べてきた炭素鋼と Al 鋳物、チタンよりも物理的諸性質が似かよっていること、また金属間化合物を生成しないことから、溶接そのものはより容易であると考えられる。しかし、鋳鉄中には黒鉛が存在するため、これに起因する特異な現象をひき起す可能性がある。そこで、片状の黒鉛をもつねずみ鋳鉄の溶接を検討し、比較のために球状黒鉛鋳鉄も一部試験した。なお、2. に述べたように、プロジェクションを設けた円板を低合金鋼 (JIS-SCr 21) としたが、これまでの炭素鋼 (JIS-S 15 C) とは Cr 量が違うだけで、炭素量、固有抵抗、組織の状態はほとんど変わらないので、以下の考察においては同一に取扱った。

3.2.1 プロジェクション角度 Fig. 8 にねずみ鋳鉄における溶接強さのプロジェクション角度依存性を、溶接電流をパラメータにして示した。溶接電流によらずプロジェクション角度が小さい方が、若干溶接強さは高くなっている。

溶接部の断面写真を Fig. 9 に示す。図中、上半分がプロジェクション部、その左右端部の白い部分がチルされた溶融凝固組織、下半分がねずみ鋳鉄で、黒い片状黒

Fig. 10 Relation between weld strength and welding time in LA steel and grey cast iron (a), LA steel and nodular cast iron (b) joints ($P=1.6$ ton)

鉛と白い焼入組織が認められる。灰白色の部分がパーライトである。プロジェクションは座屈を起すことなく左右に扇形に広がっている。また、プロジェクション部のパーライトの分解が進んでいて、かなり高温で溶接されていることがわかる。

以上の溶接強さのプロジェクション角度依存性、溶接状態は、次のように理解される。4. で示すように、溶接部の最高温度部位は常に溶接面となるため、プロジェクション部では最先端部が最高温度となり、同時に最弱部位となってその先端から塑性流動を起す。この結果、プロジェクション角度が小さくても Fe-Al 溶接にみられたようなプロジェクション部の座屈は起らず溶接強さの著しい低下はない。また Fe-Ti 溶接におけるような金属間化合物生成の心配もなく、充分プロジェクション部を高温にして溶接しているため、プロジェクション角度を大きくしても溶接強さは大きく低下しない。

さて、得られた溶接強さは 10 kg/mm^2 と母材強度の半分以下であるが、この原因はねずみ鋳鉄の組織に起因する。Fig. 9 のねずみ鋳鉄側の溶接面直下を注意して見れば、片状黒鉛が塑性流動により溶接面に沿ってならぶ狭い領域があることがわかる。これにより溶接強さを担うマトリックスの有効断面積が低下したことになる。さらに、ねずみ鋳鉄中のパーライトが溶接後の急冷により硬化し、片状黒鉛の先端における切欠感受性を増大させている。これ等の現象が相俟って溶接強さを低下させているが、 300°C 、1時間保持の焼戻しによっても溶接強さはたかだか 13 kg/mm^2 程度にしか回復しないことを考えると、前者の効果が大きいようである。

3.2.2 溶接時間 Fig. 10 に (a) ねずみ鋳鉄、(b) 球状黒鉛鋳鉄における溶接強さの溶接時間依存性を示した。図中に示した溶接電流を除いて、プロジェクション形状、溶接条件はまったく同じである。なお破線で示したのは、プロジェクションが溶接中にその全高さをすえこまれた領域であり、塑性流動は阻害されて溶接強さは

Fig. 11 Macrograph of LA steel and nodular cast iron weld joint $\times 19$ ($I=69\text{KA}$, $t=3$ cycles, $P=1.6$ ton)

Fig. 12 Relation between weld strength and electrode force in LA steel and grey cast iron joint

低下している。

ねずみ鋳鉄の場合は、溶接強さは最大で 10 kg/mm^2 程度であり、短時間、大電流の溶接条件で溶接しても溶接強さは変らない。しかし、黒鉛が溶接面にならびやすい片状でなく球状の、またマトリックスがマルテンサイト化しやすいパーライトではなくフェライトの球状黒鉛鋳鉄を溶接すると、短時間、大電流の溶接ではほぼ母材強度の90%の溶接強さが得られている。この場合の溶接部断面写真を Fig. 11 に示す。

図中、下半分の球状黒鉛鋳鉄はほとんど溶接の影響を受けずに、わずか溶接面近傍の球状黒鉛がフェライト中にとけ込み、黒鉛を中心とする目玉状に見える硬化域を持っている。このように短時間、大電流の溶接条件で高い溶接強さの得られる理由は、溶接面近傍の球状黒鉛が充分フェライト中にとけ込む温度、時間に至る以前に、溶接が終了するためである。これに対し、より長時間溶接の4サイクル以上の溶接では、球状黒鉛の固溶がより進み、硬化域が拡大し、互につながってしまい溶接強さが低下することになる。なお、短時間、大電流の溶接条件で溶接した球状黒鉛鋳鉄は、 300°C 1時間の焼戻しにより、溶接強さは 42 kg/mm^2 と母材強度に達するようになる。

3.2.3 電極加圧力 Fig. 12 は溶接強さの溶接電流依

Fig. 13 Mesh division for calculation

存性を, 電極加圧力をパラメータにして示した。図中, 縦軸は静的破壊荷重であるが, 最大値に達するまではほぼ単位面積当りの溶接強さと比例関係にあり, 約2.2トンで 10 kg/mm^2 に相当する。溶接強さは, いずれも溶接電流増加に従って高くなり, やがて爆飛をとめない低下する。この間に得られる最大溶接強さは, 電極加圧力の増加に従い, 飽和気味に増加しているが, Fe-Al 溶接¹⁾, Fe-Ti 溶接における程電極加圧力により大きく左右されない。

この原因は, 一つには同じ鉄系の金属であり, 温度さえ十分に高いなら圧接に必ずしも塑性流動は必要でないこと, もう一つには電極加圧力を上げると, 塑性流動が激しくなり, 片状黒鉛が溶接面にならぶ傾向が強まるため, 加えて溶接強さが低下することなどが考えられる。

4. 溶接部温度分布と塑性流動形態

Fe-Al の溶接¹⁾, Fe-Ti の溶接, そして低合金鋼と鋳鉄の溶接を検討したが, いずれもプロジェクションに望ましい塑性流動を起させるために, プロジェクション角度を変化させることによってプロジェクション上の温度分布を調整した。またそれぞれの金属の溶接に特有な溶接部の挙動, つまり Al 鋳物におけるプロジェクションの座屈の起りやすさ, チタン母材側の特異な塑性流動, そして両者の中間的な塑性流動状態を示す鋳鉄があった。これ等の現象を理解するには, プロジェクション部, 溶接面近傍の温度分布を詳しく知る必要がある。これまで述べたように, プロジェクション部のパーライト分解の程度, 球状黒鉛鋳鉄中の球状黒鉛のフェライトへの固溶, Al 鋳物中の Si 初晶の分解固溶¹⁾ など, 組織変化から推定できる温度もあるが, 限界がある。

そこで熱伝導方程式を, 形状的には有限要素法による分割, 時間については差分で近似して解き, 温度分布を

Fig. 14 Verification of calculated temperature distribution in C steel and cast aluminum alloy weld joint

推定した⁴⁾。ただ溶接中のプロジェクション, あるいは平板側の塑性流動を, 時間とともに追跡していく計算ではなく, 算出したのは溶接初期の変形がない場合の温度分布であるので, さらに計算結果に推察を加えなければならぬ。

熱伝導方程式は, 次式に示すごとく精度を考慮して電気抵抗, 熱伝導度, 密度, 比熱の温度依存性を計算に入れた。

$$\gamma(u)C(u) \cdot \partial u / \partial t = K(u) \cdot \Delta u + F \{ \rho(u) \}$$

ただし, u ; 温度 ($^{\circ}\text{K}$), γ : 密度 (g/cm^3), K ; 熱伝導度 ($\text{Cal}/[\text{cm} \cdot \text{sec} \cdot \text{deg}]$), C ; 比熱 ($\text{cal}/[\text{g} \cdot \text{deg}]$), F ; ジュール熱 (cal), ρ ; 電気抵抗 ($\Omega \cdot \text{cm}$)

$F \{ \rho(u) \}$ は, 電流分布から求めた。なお, 接触抵抗, 温度上昇による電流分布の変化等は無視している。

Fig. 13 は, 三角形要素への分割と境界条件を示す。すなわち, 対称性に従って, 溶接部右半分について2次元で計算し, プロジェクション最上部, 平板最下部を 20°C と一定にしている。

Fig. 14 に Fe-Al の溶接において, プロジェクション角度を 20° とした場合の, 計算と実験結果の対応を示す。計算によると, 5.6 msec で溶接面は Al 鋳物の融点 (600°C) に達する。一方実験は, この時のプロジェクション加熱状態を凍結させるために, 適当な厚さの銅製ショートリングを炭素鋼円板の外側において, 溶接電流, 電極加圧力を, この時点でバイパスさせている。図中, 縦軸原点が溶接面で, 上側がプロジェクション側, 下側が Al 鋳物側である。横軸の温度は, 対称線 (中心線) 上の温度である。Ac₁ 変態点 (730°C) は, 計算ではプロジェクション先端から約 0.5 mm , 実験結果の断面写真では 0.3 mm (さらに 0.1 mm 程度のプロジェクション先端部の座屈分がこれに加わる) となり, よい一致を示した。また最高温度となる部位もほぼ同一であった。

Fig. 15 は, Fe-Al の溶接においてプロジェクション角度を変化させた時の, 温度分布の計算結果である。いずれも, 溶接面の温度が Al 鋳物の融点 (600°C) を越える時点で比較してあるため, プロジェクション角度が大きく, 加熱されにくい場合に通電時間は長くなってい

Fig. 15 Temperature distribution in various projection angle C steel and cast aluminum alloy weld joint

る。

プロジェクション側の温度は、いずれも炭素鋼の融点(1535℃)を越えているが、実際には、最高温度部位からその時点で先行して塑性流動を起し、溶接面方向の断面積を増しているため、実際の最高温度部位は、より溶接面から離れた位置でより低い温度にあると考えられる。

また、プロジェクション角度を変えた時の温度分布の相対的な関係も、実際にはプロジェクションの塑性流動による計算値からのずれを考慮して、より高温である程より大きく塑性流動を起すため、最高温度部位はより遠く溶接面から離れた位置にあると考えなければならない。

以上のことを念頭におくと、Fig. 15 からは次の事項が読みとれる。プロジェクション角度が小さい程、最高温度部位は溶接面から遠ざかり、またプロジェクション基部側の温度は高温となる。さらにまた、溶接電流の大小によって最高温度部位の位置は、ほとんど変化しない(図中、最高温度位置を一点鎖線と二点鎖線で記入した。なお、電流小の場合の温度分布は記入していない)

以上の計算結果は、Al-Fe の溶接において述べた、溶接強さのプロジェクション角度依存性、つまり、プロジェクション角度が小さすぎると、プロジェクションの中央部が最高温度となって座屈を起し溶接強さが低下すること、またプロジェクション角度が大きすぎるとプロジェクション基部側の温度が低すぎて塑性流動が十分起らずに、やはり溶接強さが低下すること、さらに、これ等の現象があまり溶接電流には依存しないという実験結果(前報¹⁾ Fig. 3 参照)に一致している。

Fig. 16 は、Fe-Al の溶接、Fe-Ti の溶接、低合金鋼と鑄鉄の溶接における温度分布の計算結果である。いずれも、溶接面の温度が低融点側の金属の融点に一番近い

Fig. 16 Temperature distribution in C steel and cast aluminum alloy, C steel and titanium, LA steel and grey cast iron weld joints

時点での比較である。上述したように実際にはプロジェクションの塑性流動により、プロジェクション上の温度はより低温側にズレるのであるが、最高温度部位の位置は、Fe-Al の溶接については上述したようにプロジェクション部、Fe-Ti の溶接についてはチタン平板、低合金鋼と鑄鉄の溶接についてはちょうど溶接面に存在するようである。もちろん、最大塑性流動部位は、温度分布以外に応力分布も考慮しなければならないが、最高温度部位のごく近傍にあることに違いはない。

従って、Fig. 16 の結果はそのまま実験結果、つまり Fe-Al の溶接におけるプロジェクション座屈の起りやすさ、Fe-Ti の溶接におけるチタン平板からの突出塑性流動部分の存在、そして両者のちょうど中間的な形態として、低合金鋼と鑄鉄の溶接における溶接面での一様なプロジェクションの流動状態と一致する。

以上のように計算により推定された溶接部の温度分布によって、鋼と各金属との溶接における特徴的な諸現象は、容易に説明できた。

5. 溶接機に対する留意点

本溶接法は、短時間、大電流、高電極加圧力の溶接条件を使っているため、溶接機としては、単相交流式のプロジェクション溶接機よりも、コンデンサー型プロジェクション溶接機の方が、次の点で実用には適している。

まず溶接強さが、Fig. 12 に示すように溶接電流の少しの変化によって大きく変わるため、溶接電流の安定化をはからねばならないが単相交流式溶接機であると、短時間、大電流の安定化は制御技術上かなり難しい。また短時間、大電流の負荷は、電源にフリッカ現象など悪い影響を与える。

さらに、前報で述べたように単相交流の通電であると発熱に脈動があり、Fe-Al の溶接などプロジェクシ

Fig. 17 Macro photograph of C steel and cast aluminum alloy weld joint using condenser discharge welder $\times 22.5$
($I=115\text{KA}$, $t=21\text{msec}$, $P=2.2\text{ton}$)

ン先端部からの冷却が早いときは, 塑性流動を溶接面直上に拘束しておくことが難しく, プロジェクション部に発熱の脈動に対応した複雑な座屈 (前報¹⁾ Fig. 13 参照) が起りやすい。

Fig. 17 にコンデンサー式プロジェクション溶接機で溶接した炭素鋼と Al 鋳物の溶接部断面写真を示す。溶接時間は, 1~1.5 サイクルに相当するが単相交流式溶接機におけるようなプロジェクション部の複雑な座屈は見られない。

なお, 大電流用のプロジェクション溶接機では, 電極加圧系の質量が大となるため, バネを内蔵した慣性質量の小さく追従性良好な電極を使用しないと, 爆飛が起りやすく, 安定に溶接できないことがある。

6. ま と め

抵抗溶接において, 特殊なプロジェクション形状と, 短時間, 大電流, 高電極加圧力の溶接条件を組合せ, 溶接時にプロジェクションに溶接面を拡大する方向へ大きく塑性流動を起させて圧接する方法を, 炭素鋼とチタン, 低合金鋼と鋳鉄の溶接に適用し, 次の結果を得た。

(1) 炭素鋼と純チタンの母材強度の溶接が, Fig. 1 の各部の諸元を, $D=\phi 22\text{ mm}$, $\alpha=10^\circ$, $h=2.0\text{ mm}$, $W=0.5\text{ mm}$, 溶接条件を $I=60\text{ kA}$, $t=0.5\text{ サイクル}$, $P=2.2\text{ トン}$ と選ぶことによって可能である。

(2) 同上の Fe-Ti の溶接において, 溶接強さのプロジェクション角度依存性は, $10^\circ\sim 45^\circ$ の範囲において, 溶接電流によらずプロジェクション角度が大となるに従い単調減少傾向を示す。これは, 溶接面直下のチタン母材側に最高温度部位がくるためである。

(3) Fe-Ti の溶接において, 溶接強さの溶接時間依存

性は, 長時間溶接になると, 入熱が大きくなり, 溶接後の冷却速度が遅くなって金属間化合物が生成し低下する。同様の理由で, 溶接後の試験片の冷却速度が遅くなると溶接強さは低下する。

(4) Fe-Ti の溶接において, 溶接強さは, プロジェクション部の温度が十分高い場合には, ほぼ比例的に電極加圧力に従って上昇する。

(5) Fe-Ti の溶接部の耐熱性は, 600°C , 1 時間 保持程度から強度低下が見られる。これは金属間化合物の生成による。

(6) 低合金鋼とねずみ鋳鉄の溶接において, Fig. 1 の各部の諸元が $D=\phi 30\text{ mm}$, $\alpha=20^\circ$, $h=2.0\text{ mm}$, $W=0.5\text{ mm}$, 溶接条件が $I=55\text{ kA}$, $t=5\text{ サイクル}$, $P=1.6\text{ トン}$ のとき, 約 10 kg/mm^2 と母材強度の半分程度の溶接強さしか得られない。この理由は主として, 片状黒鉛が溶接面にならぶからである。

(7) 低合金鋼と球状黒鉛鋳鉄の溶接は, (6) の溶接条件を $I=60\text{ kA}$, $t=1\sim 3\text{ サイクル}$ とすれば, 母材強度の 90%, さらにこれを 300°C , 1 時間の低温もどしによって母材強度の溶接が, 可能である。これは, 黒鉛が球状のために溶接面に平行にならばいいこと, また短時間溶接で, 球状黒鉛がフェライト中に十分とけこむ以前に溶接が終了するからである。

(8) 有限要素法, 差分法により溶接部の初期温度分布を近似計算により求めた。その結果, Fe-Al の溶接におけるプロジェクション角度に起因する塑性流動形態の差を定性的に説明できた。また, Fe-Al, Fe-Ti, 低合金鋼と鋳鉄の溶接における, 溶接部の特徴的な塑性流動現象も説明できた。

(9) この異種金属抵抗溶接法には, 単相交流式プロジェクション溶接機よりも, コンデンサー型プロジェクション溶接機の方が, 特に溶接電流の安定性から使いやすい。また, 電極にはバネを内蔵させるなどして追従性を高めるのが望ましい。

参 考 文 献

- 1) 小川, 宮治: 本誌, 49 (1980), 4, 40-47
- 2) 小川, 宮治: “異種金属の抵抗溶接—鋼とチタンの抵抗溶接” 溶接学会全国大会講演概要, 15 (1974), 216-317
- 3) N. F. Kazakov: Diffuzionaya Svarka Vakuume, Mashinostroyeniye, (1968)
- 4) J. A. Greenwood: “Temperature in spot welding”, B. W. J., 8, 6, (1961), 316-322
- 5) K. P. Bentley: “Temperature distribution in spot welds”, B. W. J. 10, 12, (1963), 613-619