固 相 溶 接 「基 礎 編」*

圓 城 敏 男**

Solid State Welding (Foundation)*

by Toshio Enjo**

1. 概 説

固相溶接とは、加熱と加圧により、母材を溶融することなく、固体の状態で接合する溶接方法の総称である。したがって、溶融溶接の場合のように、溶接部に溶融凝固した部分を生じることはない。金属を固体の状態で溶接する方法は、非常に古くから行われ、紀元前約3000年に既に加熱した金属をたたきあわせて一体とする「鍛接」(Forge-Welding)法が行われていた。わが国においても、古くから日本刀の製法にこの方法が利用されていた。固相溶接は、溶接にともなう塑性変形量の差異により変形接合 (Deformation Bonding) と拡散接合 (Diffusion Bonding) との2つに大別することが出来る。前者は比較的低温、高圧力のもとで、主として機械エネルギーを利用して大きな塑性変形をとまって接合する方法である。後者は比較的高温、低圧力のもとで、主として、接合界面での原子の拡散を利用して、ほとんど塑性変形を生ぜずに接合する方法である。変形接合には、前述の鍛接のほかに冷間圧接 (Cold Pressure Welding)、爆発圧接 (Explosive Welding)、摩擦圧接 (Friction Welding)、ガス圧接 (Gas Pressure Welding)、超音波溶接 (Ultrasonic Welding) および突合せ抵抗溶接 (Resistance Butt Welding) などの溶接法がある。また拡散接合は、いわゆる拡散溶接 (Diffusion Welding) とよばれるもので、この溶接法はインサート金属の使用等詳細には多岐にわたっているいろいろな方法が行われている。次に各固相溶接の原理と特長について簡単に説明する。

冷間圧接は、母材の接合表面を清浄にしたのち、常温でロールなどにより大きな圧力を加えることにより接合する方法である。この方法では融接法では脆化するような異種金属間の溶接も可能であるが、溶接にともなう変形はきわめて大きい。

爆発圧接は、火薬が爆発する際発生する強烈な化学反応のエネルギーによる衝撃波を利用して、接合面を衝突

させて溶接する方法である。衝突点では、非常に大きな変形速度と高圧によって母材は粘性流体的な挙動を示し、衝突点から前方に高速の金属ジェットが噴出する。この金属ジェットにより酸化被膜や汚染層が除去されるので、接合面の汚染層が溶接に影響を与えることはほとんどない。この方法は溶融温度の相違が大きい異種金属間の接合も可能である。またこの方法では、面状圧接のほかに点状および線状の溶接は可能であるが、突合せ溶接は出来ない。

摩擦圧接は、接合面を加圧しながら相対運動を起こさせ、そのとき発生する摩擦熱を利用して接合する方法である。この方法は異種金属間の溶接が可能であり、丸棒および丸管の突合せ溶接に適している。長いもの、固定して回転出来ないもの、あるいは大重量の部分や非対称重量部があるような母材を溶接する場合には、この方法では母材の一方は回転させねばならないので、非常に困難である。このような場合には、中間材を用いてこれを回転する方法が考えられている。

ガス圧接は、接合しようとする両母材の突合せ部を酸素-アセチレン炎で再結晶温度以上に加熱した後、加圧して接合する方法である。還元炎に近い中性炎で加熱するので、脱炭による硬さの低下はみられない。

超音波溶接は、母材を音極と反射極の間に支持し、加圧しながら、超音波振動を与えて接合する方法である。すなわち超音波振動による摩擦により、接合表面の酸化被膜はこまかく破壊され、かつ摩擦熱が発生する。したがって、この溶接法では、接合部にほとんど変形も溶融層も生じないで強い接合が得られる。両金属の硬さが大きくかわらないかぎり、異種金属間や板厚の異なる金属板の重ね溶接が可能である。しかし、母材の板厚の大きさにかなりの制限がある。

突合せ抵抗溶接は、棒状母材の端面 (接合面) を突合せて加圧しながら通電し、接触面間および母材の抵抗による発熱により接合する方法である。この方法は加熱範囲がせまいので、熱影響部や変形が小さく、また溶接前の接合面をあまり精密に仕上げなくてもよいという利点

*原稿受付 昭和56年1月31日

**正 員 大阪大学溶接工学研究所 Member, Welding Research Institute of Osaka University

図1 原子間に作用する力と原子間距離との関係

がある。

拡散溶接は、その正確な定義についてはいまだ明確でなく、国際溶接会議 (IIW) においても現在第 I 委員会で討議が続けられている。しかし、一般には拡散溶接とは、母材を溶融することなく、ほとんど塑性変形を生じない程度の圧力と熱を加え、接合面で生じる原子の拡散を利用して、固相状態で接合する方法であると理解されている。

今回は、種々の固相溶接の中で、特に拡散溶接について記述することにする。

2. 拡散溶接の基礎

2.1 拡散溶接の原理

すべての金属は、それぞれ特有な結晶構造にしたがって、規則正しく配列した原子の集団である。拡散溶接を行うためには、まず接合しようとする二つの母材の接合表面を、相互に原子面間に引力が作用するまで接近させることが必要である。図1は原子間に作用する力と原子間距離との関係を定性的に示したものである。すなわち2個の原子が十分遠く離れて存在しているときは、これら2個の原子に作用する相互間の引力はほとんど0であるが、接近するにしたがって相互間の引力は大きくなり、金属結晶中の平均原子間距離の約1.5倍になったとき最大となる。さらに原子が互に接近すると、引力と斥力の大きさが等しくなり、原子相互間に作用する力は0となって、エネルギー的に最も安定な状態となる。このような状態になると、自由電子が共通化し、結晶格子点の金属イオンと相互に作用して金属結合を形成する。この現象を利用して母材を接合する方法が拡散溶接法である。しかし、金属の接合表面は完全に平滑で、かつ清浄であることはあり得ない。したがって、拡散溶接はこのような簡単なモデルだけでは検討出来ない。

すなわち、金属の接合表面は、いかに精密に加工仕上げられ、かついかに優れた方法で綿密に洗浄されていて

図2 拡散溶接の接合過程

も、その表面に微細な凹凸や加工硬化層ならびにガス吸着層、有機物の吸着層、水分吸着層および酸化物層などが存在する。さらに、接合表面における両母材の結晶方位の相違や、異種金属間における両母材の結晶構造の相違も接合機構を検討する上で十分留意せねばならないことである。拡散溶接においては、接合面に圧力と熱を加えることにより、種々の表面被膜の破壊ならびに表面の微小な凸部の塑性変形（高温クリープ変形）をおこさせている。したがって、実際には第1図から考えられるような金属結合をもつ小区域が多く出来る。この小区域が接合表面の微小凸部の高温塑性変形と、両母材間に生ずる原子の相互拡散とにより増大していき、拡散溶接が完了する。

2.2 拡散溶接の接合過程

図2に拡散溶接における接合過程を模式的に示した。すなわち、拡散溶接は大別すると次のような三つの過程を経て進行していく。1) 接合表面の微細な凸部の高温塑性変形および種々の表面被膜の破壊により、非常に多くの個所で、微細な真の金属的接触面を生ずる。2) この真の金属的接触面を通して、加熱と加圧により母材相互に原子の拡散移動が行われる。この拡散と共に高温クリープ変形と類似の塑性変形を生じ、時間と共に真の金属的接触をしている面積が増加していく。3) 最後に、溶接しようとする両母材の接合表面同志の境界が消失する。このような状態になるためには接触面を横切ってかなり多量の原子が相互に拡散する必要がある。さらに、接触面を横切って、結晶粒の成長あるいは再結晶を生ずる場合が多い。この段階では種々の表面被膜や酸化被膜は一般に母材に固溶するか、あるいは微細化されて母材に分散してしまう。なお異種金属の拡散溶接を行なう場合には、このような簡単な過程ではない。特に異種金属が接合界面近くで金属間化合物を形成するような場合には、接合過程は複雑となる。さらに、接合界面を横切って相互に移動する各異種原子の拡散の速さが異なる場合には、ボイドの生成などがおこり、接合過程は非常に複雑となる。なお拡散溶接中の接合面間の電気抵抗

の変化を測定することにより、これらの接合機能をかなり明らかにすることが出来るようになった^{1),2)}。

2.3 金属の拡散

拡散溶接における初期の接合過程においては、表面の微細な凸部の高温塑性変形が大きな役割を占めることを既述した。この高温変形については非常に多くの律速機構が提案されているが、いずれも原子の拡散を媒介とした刃状転位の上昇運動か、あるいは、ラセン転位のジョグの非保存運動を基礎にしたものである。さらに真の金属的接触面を通しての金属の拡散、接合界面における種々の被膜や空隙の消滅、結晶粒の成長および再結晶など、拡散溶接における接合過程の現象の律速機構は、いずれも原子の拡散を媒介としたものである。

金属においては、結晶中の各原子は、それぞれの平衡位置を中心として格子振動をしている。たまたま、ある原子が熱振動の範囲を越えて、1つの格子点から隣接する他の格子点へ移動するほど激しく振動する場合を考える。この熱振動の現象により原子の直径程度の距離だけ原子がジャンプをするのが拡散の基本的過程である。その原子の移動機構については直接交換型、間接交換型、原子空孔型、緩空孔型、格子間原子および Crowdion 型などがある。しかし、拡散溶接中における原子の拡散は、ほとんどすべて格子内に熱平衡的に存在する空孔が隣接原子と位置を交換することにより、原子が移動する原子空孔型機構による³⁾。純金属や固溶体合金のような均質なものである。したがって、全体としては動きは互に打消しあって放射性同位元素を用いないかぎり、外部に原子の移動は全く観測されない。同種金属の拡散溶接の場合がこれに相当し、このような場合の拡散を自己拡散という。一方、濃度の勾配のあるようなものでは、この濃度勾配が拡散の駆動力となる。たとえば、全率固溶体を形成するような2種類の金属が密着している場合、これらは互に拡散により混合しあって一樣な合金になろうとする。このために、濃度の高い方から低い方への原子の移動が生じる。異種金属の拡散溶接の場合がこれに相当し、このような原子の移動を化学拡散という。拡散溶接を行う異種金属の間に金属間化合物が生成するような場合にはさらに複雑となる。

今、A、B 2種類の金属を密着させて加熱すると、図3に示したようなAとBとの二つの金属原子が互いに混合するような拡散が生じる。単位面積を通して、単位時間にB金属中にA金属が x の方向に質量 m 拡散するとすると、 m は濃度勾配 $\frac{dc}{dx}$ に比例する。

$$m = -D \cdot \frac{dc}{dx} \quad \dots\dots\dots (1)$$

D はB金属中におけるA金属の拡散係数で $\text{cm}^2 \text{sec}^{-1}$ の

図3 密着させたA、B 2種金属の拡散モデル図

図4 金とニッケルを密着させて拡散を行なった場合の両金属の濃度分布 (Grube-Jedele)

次元をもっている。濃度勾配の方向と、拡散の方向とは反対であるために右辺に負号がついている。この(1)式を Fick の第1法則という。Fick の第2法則は、上記のような拡散が行われている場合において、ある場所の濃度の時間的変化を示すもので、次式であらわされる。

$$\frac{dc}{dt} = D \frac{d^2c}{dx^2} \quad \dots\dots\dots (2)$$

c は濃度、 t は時間、 D は(1)式と同じ拡散係数である。固体金属の場合(1)式により D を測定するのは困難なので通常(2)式を用いる。

金とニッケルを密着させて一定温度で一定時間拡散を行わせた時の両金属の濃度分布を図4に示す。図からわかるように、この濃度分布曲線は、濃度50%の点に関して対称でない。これは金中におけるニッケルの拡散の速さと、ニッケル中における金の拡散の速さが等しくないためである。拡散係数の大きさが合金の濃度によって異なる場合には、(2)式は修正され、次式のようになる。

$$\frac{dc}{dt} = \frac{d}{dx} \left(D \frac{dc}{dx} \right) \quad \dots\dots\dots (3)$$

図5に拡散係数 D の濃度依存性について示す。

また、完全に固溶している場合でも、理想的な溶液 (ideal solution) ではないので、内部エネルギーを下げる方向に原子の移動が生じる。この影響が非常に強い場合には図6に示したように、拡散は濃度勾配によって支配されず、Fick の法則は適用出来ない。(1)式は化学ポテンシャル (chemical potential) μ を用いて次式のように

図5 金とニッケル合金における拡散係数の濃度依存性(900℃) (俣野)

図6 拡散前均一であった炭素が、拡散後不均一な濃度分布になった図(1050℃, 13日間) (Darken)

示される。

$$m = -D \frac{d\mu}{dx} \quad \dots\dots\dots (4)$$

異種の多元系合金を拡散溶接する場合には、金属間化合物の形成に注意せねばならないと共に、内部エネルギーを下げる方向に原子が移動する場合のあることに特に留意する必要がある。

カーケンダール (Kirkendall) は図7に示したように、70-30黄銅(70%Cu, 30%Zn)の角棒にモリブデンの細線をマーカー (Marker) としてまきつけ、さらにその上に純粋な銅をメッキした拡散試料を用いて実験を行った。高温に保持することにより拡散を行なわせた後、両側のモリブデン線間の距離 l を測定した結果、 l は高温における保持時間と共に減少することを見出した。亜鉛の方が銅よりも原子体積が少し大きいので、界面を横切る亜鉛原子と銅原子の移動が同じであっても厳密には l の幅は減少する。しかし、この減少は上記拡散

図7 カーケンダール効果測定用拡散試料

にともなう l の減少にくらべて、きわめてわずかである。すなわち、モリブデン線マーカーの移動は、マーカーがついている面を通して外に出て行く亜鉛原子の量が、中に入ってくる銅原子の量にくらべてずっと多いために生じたもので、この現象をカーケンダール効果という。また空孔の方から云えば、移動した亜鉛原子と銅原子の原子数の差だけ空孔が黄銅側に流れ込んだことになる。この過剰の原子空孔により、黄銅側に多数の空洞 (void) が形成されることがある。これらの現象は結晶構造の如何をとわず、多数の金属または合金の組合わせについても観測されている。したがって異種の金属または合金を拡散溶接する場合、接合面近くの各元素の濃度および空洞発生については、このカーケンダール効果を考慮の上、判断せねばならない。

金属結晶には、概述の原子空孔のような点欠陥だけでなく、結晶表面や粒界などの面欠陥および転位のような線欠陥がある。このような場所は短絡拡散路 (short-circuiting path) とよばれ、拡散の速さは大きく、このような場所での拡散は格子中での体拡散と区別して短絡拡散とよばれている。一般に短絡拡散路は体拡散を起こす場所にくらべて密度がきわめて小さい。したがって全体として測定される拡散の量に関する短絡拡散の寄与は小さい。しかし条件によっては全く無視することが出来ない場合もある。

3. 拡散溶接の特長

前述の接合過程から考えて、拡散溶接は次に示すような特長をもっている。

1) 溶接部には熔融溶接にみられるような凝固(铸造)組織がなく、したがって、気孔・割れ、脆化部などの欠陥による継手の劣化は少ない。

2) 固体の状態で、しかもほとんど塑性変形を生じないような加圧力のもとで溶接を行うため、寸法精度の極めて良好な精密溶接法の一つである。

表1 各種圧力下における表面単分子層形成時間(20℃)

$p(\text{Torr})$	$t(\text{sec})$	$p(\text{Torr})$	$t(\text{sec})$
10	1.8×10^{-7}	1×10^{-7}	18
1×10^{-2}	1.8×10^{-4}	1×10^{-8}	180
1×10^{-5}	0.18	1×10^{-9}	1.8×10^3
1×10^{-6}	1.8	1×10^{-10}	1.8×10^4

3) 溶接部の物理的性質および化学的性質は、拡散溶接を行なった温度で焼鈍した場合の母材の各性質とほとんど変わらない。

4) 溶接履歴にともなう溶接部近くの残留歪および残留応力が他の溶接法に比較して非常に少ない。

5) 分散強化型合金、活性金属、高融点金属および耐熱合金など、他の溶接法では溶接困難な材料の溶接が比較的簡単に出来る。

6) 融接法では極めて溶接困難な異種金属間および金属とセラミックス間などの溶接が可能である。

7) 拡散溶接と母材の熱処理とを同時に行うことが出来る場合がある。

8) 適当な方法により、再結晶温度以下の温度でも拡散溶接することが出来るので、母材の加工材としての性質をなるべく失うことなく溶接することが出来る。

9) 母材の板厚に関係なく、面と面とのいわゆる面溶接が可能である。

10) 一つの構造物の複雑な多くの継手を同時に溶接することが出来る。

11) インサート金属(後述)を使用した場合でも、ろう接の接合部にみられるような低融点金属の領域は残存しない。

4. 拡散溶接における諸因子の影響

4.1 接合面の表面状態

拡散溶接においては、接合面の清浄さと平滑度は非常に重要な因子である。

まず接合表面の清浄さであるが、酸洗い、化学研磨、電解研磨、脱脂および洗浄など、如何に慎重に表面の清浄を行っても、酸化被膜や種々の吸着層による汚染は避けられず、また加工硬化層が存在する場合も多い。もし何らかの方法で、これらの汚染層が完全に除去されたと仮定しても、表1に示した如く、理論計算によれば低真

空中では、金属表面に単分子層が形成されるのは、瞬間的である。したがって、拡散溶接直前の接合面をなるべく清浄にするため、真空中あるいは特殊雰囲気中で接合面にイオン衝撃を行うか、あるいは減圧のイナータガス中でグロー放電を発生させる方法などが考案されている⁴⁾。また母材と共晶反応を生ずるようなインサート金属を用い、接合過程の初期に汚染層や酸化層を除去することも考えられている。例えばアルミニウムの酸化物のごとく、高温においてもきわめて安定な酸化被膜は、機械的な破壊を生じないかぎり、拡散溶接が完了しても層状に残存している場合がある。このような酸化被膜は継手強さを極めて劣化する。これとは逆に鉄やチタンの酸化物のごとく、高温で分解しやすい酸化被膜の場合は、拡散溶接中に分解して、酸素は母材中に拡散してしまう。このような酸化被膜は拡散溶接を阻害することはほとんどない。

次に接合表面の平滑度であるが、如何に精密に加工あるいは研磨されていても、少くとも μm 単位の凹凸や表面粗さがあるのが普通で、これは原子サイズで見ればかなり大きなものである。一般に金属の表面は図8に示したごとくマクロ的なうねりと、ミクロ的な粗さがあり、このミクロ的な粗さの中にさらに超ミクロ的な凹凸があるものと考えられている。接合面の平滑度の最適条件は、それぞれの金属およびその酸化被膜の特性などによって一律ではないが、一般に図8に示したマクロ的なうねりの高低間が約 $10 \mu\text{m}$ 以下であるのが適当とされている^{5,6)}。さらに最適平滑度は溶接温度および加圧力によっても影響をうける。また接合表面の最終仕上げには、大別して機械的な方法と化学的な方法とがあるが、一般に機械的な方法を用いた方が安定して良好な結果が得られる⁷⁾。異種金属間の溶接の場合はそれらの金属の組合せによって異なるが、一般に溶接温度における硬さが大きい方の金属の平滑度が問題となる。例えばアルミニウムとチタンとの拡散溶接においては、チタンの接合面の凸部によってアルミニウムの酸化被膜が破壊され、その領域から優先的に金属結合が形成されていく⁸⁾。したがってこの場合、チタン接合面の凸部の大きさと形状が最も重要となる。

4.2 溶接温度

溶接温度は、接合表面凸部の接合初期における高温塑性変形、拡散係数、接合表面の種々の被膜や酸化物の母相内への固溶、ならびに接合界面に生ずるボイドの消失などに大きな影響を与えるため、非常に重要な因子の一つである。また場合によっては溶接温度は母材の変態や析出の状態および再結晶(結晶粒度)をも決定する。

図8 接合面の粗さ状態模型図

図9 種々の金属の固相接合容易な下限温度⁹⁾

拡散溶接が可能になる温度は、溶接時間および加圧力の大きさなどに影響されるので、単独で決めることは出来ない。しかし、溶接による変形量が比較的わずかで、かつ実用的な時間範囲内で拡散溶接が出来る下限温度 T_L は、絶対温度で示したその金属の融点を T_M とした場合、図9⁹⁾ に示したように $T_L \approx 0.4 \sim 0.5 T_M$ であり、これはその金属の再結晶温度に大略一致する。したがって拡散溶接は再結晶溶接 (Recrystallization welding) とよばれることもある。溶接温度を高くすると、拡散は促進されるが、母材の軟化ならびに脆化など材質を劣化する場合があるので十分注意せねばならない。最適温度は溶接の目的および母材の金属ならびに合金の種類により変わるが、さらにインサート金属の使用によっても変わる場合がある。

異種金属の溶接においては、それらの金属が全率固体をつくる場合には、カーケンダール効果による空洞の生成以外あまり注意する必要はない。しかし、それらの金属が金属間化合物や規則格子を形成する場合には、靱性と強度に富んだ接合部を得るため温度の撰択については十分注意せねばならない。

4.3 接合表面へ加える圧力

拡散溶接においては、顕著な塑性変形を生じない程度に接合面相互に圧力を加える。これは比較的接合初期において、接合表面の微細な凸部の塑性変形と、酸化被膜の破壊とにより、原子の拡散が可能な真の金属的接触面を作り出すためである。したがって拡散溶接初期においてのみ大きな圧力を加えるか、短時間溶接温度をあげるかなど塑性変形を促進する方法がとられることがある。これは過度の塑性変形は必要でないばかりでなく、拡散溶接法が精密溶接法の一つであるという見地からも極力さけねばならないためである。また、加圧は接合表面近くのボイドの消滅にも有効である。

一般に、ある一定の圧力を接合面に加えると、それ以上圧力を増しても、接合部の引張り強さおよび衝撃値は

図10 高速度鋼の拡散接合条件と引張強さ¹⁰⁾

増加しない。図10 (a)¹⁰⁾ は高速度鋼 (12 mmφ 丸棒) を拡散溶接した場合、接合面に加わる圧力が約 1 kg/mm² 以上では、接合部の引張強さは大略等しく、圧力の大きさに関係のないことを示している。なお拡散溶接における適正な圧力の大きさは、溶接温度および加熱時間に大きく影響される。異種金属間の拡散溶接においては、両金属の硬さの相違が大きい場合には、軟い方の母材を介して硬い方の母材の接合表面に必要な圧力が加わらないため、溶接が困難になる場合がある。このような場合には、後述するインサート金属の利用などが考えられる。

4.4 溶接時間

拡散溶接を行うのに必要な時間は、主として温度と圧力によってきまる。しかし、接合表面の状態ならびにインサート金属の利用によっても、必要溶接時間は影響を受ける。図10 (b)¹⁰⁾ からわかるように、ある一定の温度および加圧力のもとでは、ある一定時間以上溶接を行っても継手の引張り強さは増加しない。むしろ脆化する場合が多いので溶接時間は必要以上多くしてはいけない。また異種金属間の拡散溶接において、脆弱な金属間化合物の形成あるいはカーケンダール効果によるボイドの生成などがみられる場合には、特に必要以上の溶接時間はさけねばならない。実際に行われている拡散溶接時間は数秒から数時間の広い範囲にわたっている。

4.5 拡散溶接を行う雰囲気

拡散溶接は通常真空中あるいはイナートガス中で行われている。場合によっては水素のような還元性雰囲気を用いられることもある。さらに接合面同志を加圧しながら、その周囲を TIG 溶接または MIG 溶接で溶接を行ない、接合面と大気を遮断した後、大気中で加熱して拡散溶接を行う場合がある。

4.6 母材の金属物理学的性質

母材の接合表面における微細な高温塑性変形は、拡散溶接の接合機構において重要な役割をはたしている。したがって、硬さ、結晶構造、接合表面の加工硬化層の状態、結晶粒度、変態、析出など母材の金属物理学的性質

図11 種々の金属の固相接合可能な温度と圧縮変形率¹¹⁾

は溶接にとって重要な因子である。図11¹¹⁾は種々の金属について拡散溶接可能な溶接温度と圧接変形率との関係を示したものである。絶対温度で示した融点の約 $\frac{1}{2}$ 以上の温度では、一般に立方格子金属の方が六方格子金属より接合が容易になる。これは前者の方が格子系が多いためと考えられているが必ずしも明確ではない。結晶粒の大きさについては、超塑性を示すほど超微細な場合は、拡散溶接は明らかに容易である。通常の大きさの結晶粒のものについても、例えば F. E. Jesnitzer らのアルミニウムについての研究結果¹²⁾からわかるように、一般に結晶粒の小さいものほど拡散溶接が容易である。しかし詳細な点についてはさらに検討する必要がある。また格子変態を生ずる金属においては、変態温度を境にして、拡散係数が変化し、それに応じて接合の速さも変化する。さらに、溶接温度を変態温度の上下にくり返し反復変動させることにより、変態超塑性を利用して接合を促進する方法が試みられている^{13, 14)}。変態超塑性の他に Ti-6 Al-4 V 合金の結晶粒を超塑性を示すほど小さくした場合、接合性が非常に向上することが見出されている¹⁵⁾。いずれにせよ、母材が超塑性を示す場合には拡散溶接は容易である。

異種金属の拡散溶接を行う場合には、カーケンダール効果によるボイドの生成、あるいは脆弱な金属間化合物の形成による継手性能の劣化とともに、さらに両金属の熱膨張係数の相違により、冷却時に応力が発生して割れが生ずる場合がある。この割れの防止法としては、マルテンサイトあるいは双晶による変形が容易になるように、母材の合金元素を考慮して、冷却中の応力を緩和することが考えられている¹⁶⁾。

5. インサート金属

拡散溶接を容易にするため、あるいは溶接継手の性能を向上するため、しばしば母材の間にインサート金属を

挿入して溶接することがある。このインサート金属に関する研究が、拡散溶接の発展に大きく寄与するものと考えられる。インサート金属を用いる場合はすべて異種金属間の拡散の現象となり、複雑で不明な点が多い。インサート金属には拡散溶接中、常に固体であるものと、拡散溶接の初期において一度液相になるものがある。一般には特別ことわらないかぎりインサート金属とは前者を指す。

5.1 固体インサート金属

インサート金属は、箔、粉末、メッキ、蒸着、イオンプレATING、溶射など種々の方法で用いられている。インサート金属の厚さは、あまり大きいと拡散溶接後も層状に残存して、継手部の物理的あるいは化学的性質を劣化することがある。一般には、10~100 μm とされているが、なるべく 10 μm 以下の方が好ましい。しかし脆弱な金属間化合物の生成を抑制するため、わざとインサート金属を層状に残す場合もある。インサート金属の利用により、次のような効果が期待出来る。1) 原子の拡散を促進することにより、低温、短時間での溶接を可能にする。2) 異種金属を溶接する場合、しばしばみられる脆弱な金属間化合物の形成を抑制する。3) 母材よりも軟い金属をインサート金属に用い、接合面間の密着を促進する。4) 母材と合金化することにより、継手強さを向上する。すなわち、固溶体硬化および析出硬化が期待できる。5) 膨張係数の差の大きい異種金属を溶接する場合、溶接温度からの冷却時に生ずる大きな応力を緩和する。

5.2 液相を生ずるインサート金属 (Transition Liquid Phase Bonding: T. L. P. 法)

拡散溶接の初期において、インサート金属が一時的に液相となり、接合表面をぬらして接合を容易にした後、固・液相間の拡散により溶接が進行する方法を T. L. P. 法という。T. L. P. 法における溶接中のインサート金属の挙動を図12¹⁷⁾に示した。溶接温度まで加熱されるとインサート金属は液相となり、接合面間の空隙を溶融金属で満たす。さらに溶接温度に保持していると、液相となったインサート金属と母材との間に相互拡散を生じ、接合部は融点が高くなる方へ成分変化を生じる。そして最終的には等温凝固し、溶接部は凝固組織を残さず均質化した組織となる。したがって継手の溶融温度をさげることはしない。場合によっては、合金化することにより継手強さを増すことも期待出来る。インサート金属としては、母材に近い基本成分に融点を降下する元素(例えばボロン)を添加した合金が用いられる。また、母材と共晶反応を生じ、融点を降下させるようなインサート金属を考えることも出来る。T. L. P. 法においては加圧力は

図12 T.L.P.法の等温凝固過程¹⁷⁾

なるべく小さく、またインサート金属の厚さは液相が接合面の凹凸を埋めるに十分な範囲内で出来るだけ薄い方が好ましい。

6. 拡散溶接法の将来

近年、原子力開発、宇宙開発、海洋開発および地下発電などの大型産業から、エレクトロニクスなどの精密産業にいたるまでの多くの研究分野において、新しい材料の研究と開発にはめざましいものがある。これらの材料は高温、高圧、腐食性雰囲気、放射線照射下などの過酷な環境下において、高負荷応力、衝撃、応力疲労、熱疲労などきびしい条件に堪えることが要求される場合が多い。したがってこれらの材料の優れた特性を失うことなく、信頼性の高い、精密な溶接を行う技術の研究開発もまた極めて重要な問題である。拡散溶接法は、材料の特性を失うことなく、優れた寸法精度で接合出来る溶接法の一つであり、今後多くの工業の分野で大いに期待されている。また、拡散溶接の継手の非破壊検査については、X線を用いる方法、電気抵抗測定による方法、A.E.法、超音波探傷試験など種々の方法が試みられているが、欠陥の大きさが小さいため、現在十分な検査が行えない状態である。したがって溶接法の研究と同時に溶接継手の信頼性の向上のために今後検査法の確立についても大いに研究する必要がある。

参考文献

- 1) T. Enjo, K. Ikechi and N. Aikawa; Study of Microscopic Process of Diffusion Welding by Electric-Resistance Measurement and Transmission Electron

Microscope, Trans. J.W.R.I., 7-2 (1978), 97

- 2) 圓城, 池内, 秋川; 電気抵抗測定による拡散溶接の接合過程の研究 (第1報)—真の接合面積と電気抵抗との関係—, 溶接学会全国大会講演概要, (1979, 4) 236
- 3) 日本金属学会編; 新版転位論—その金属学への応用—, 丸善株式会社 (1971) 277
- 4) 大橋, 橋本; 拡散溶接に関する研究 (第1報)—グロー放電による表面処理—, 本誌, 45-1 (1976) 76
- 5) P.M. Bartle; Introduction to diffusion bonding, Metal Const. and Brit. Welding J., 16 (1969), 241
- 6) 大橋, 橋本; 拡散接合に関する研究 (第3報)—接合過程への表面あらさの影響—, 本誌, 45-6 (1976) 485
- 7) L.R. Vaidynath and D.R. Miner; Significance of Surface Preparation in Cold Pressure Welding, Brit. Weld. J., 7 (1960), 1
- 8) 圓城, 池内, 金井, 丸山; チタンとアルミニウムとの拡散溶接, 本誌, 46-2 (1977) 82
- 9) T. Hashimoto and K. Tanuma; Solid Phase Bonding with Insert Metals, Proceeding of the Memorial Lecture Meeting on the 10th Anniversary of the Foundation of NRIN, (1966), 177
- 10) N.A. Mashkova and N.F. Kazakov; Diffusion Bonding of R18 High Speed Steel, Svar. Proiz., 12 (1963), 40
- 11) M.G. Nicholas and D.R. Milner; Pressure Welding by Rolling at Elevated Temperature, Brit. Welding J., 8 (1961), 375
- 12) F.E. Jesnitzer and Freiberg; Metallphysikalische Grundlagen der Preschweißung, Aluminium, 33 (1957), 11
- 13) 大橋, 橋本; 同素変態の拡散溶接過程への影響—拡散溶接に関する研究—, 本誌, 49-1 (1980) 24
- 14) 圓城, 池内, 秋川, 丸山; チタンの拡散溶接に対する $\alpha\rightleftharpoons\beta$ 変態の影響, 高温学会誌 6-2 (1980) 81
- 15) 圓城, 池内, 秋川, 伊藤; Ti-6Al-4V合金の拡散溶接に対する母材の金属組織の影響, 日本金属学会誌 49-6 (1980) 659
- 16) N.F. Kazakov, V.S. Samoilov and M.L. Polyakova; Vacuum Diffusion Bonding of VK20 Hard Alloy to Steel, Welding Production, 19-2 (1972), 31
- 17) 溶接学会編; 溶接便覧 (改訂3版), 丸善株式会社 (1977) 614