- (6) A.Bäumel : Arch. Eisenhüttew., **34** (1963), 135.
 (7) G.Herbsleb und W.Schwenk : Werkst. Korros., **19** (1968), 406.
 (8) P.Sury und T.Geiger : *ibid.*, **20** (1969), 664.
 (9) A.P.Bond : Trans. Met. Soc. AIME, **245** (1969), 2127.
 (10) M.A.Streicher : Corrosion, **29** (1973), 337.
 (11) H.H.Uhlig : *Corrosion and Corrosion Control*, John Wiley and Sons, New York, (1964), 270.
 (12) 菅原英夫 : 金属学会会報, **13** (1974), 723.
 (13) M.B.Rockel : Corrosion, **27** (1971), 95.
 (14) T.Heumann und M.Rockel : Arch. Eisenhüttew., **42** (1971), 111.
 (15) 水戸正治, 菅原英夫 : 金属学会誌, **38** (1974), 22.
 (16) W.D.France and N.D.Green : Corrosion, **24** (1968), 403.
 (17) C.D.Kim and B.E.Wilde : Corrosion Sci., **10** (1970), 735.
 (18) A.P.Bond : Trans. Met. Soc. AIME, **24** (1969), 2127.
 (19) E.Baerlecken, W.A.Fisher und K.Lorenz : Stahl Eisen, **81** (1961), 768.

金属の拡散接合に関する研究

川 勝 一 郎* 北 山 誠 二**

Ichiro Kawakatsu and Seiji Kitayama : Study on Diffusion Bonding of Metals.

Metallographical phenomena among many factors which control weldability on diffusion bonding has been investigated. Combinations of the base metals were classed into three types; the solid solution type, two-phase type, and intermetallic compound type. Diffusion bonding was carried in the hydrogen atmosphere using several bonding pairs such as Cu-Ni, Cu-Ag, Cu-Al and Fe-Al prepared from cold rolled sheets. Influence of the bonding temperature and time on bonding strength was investigated and the microstructure at the interface was observed.

The results obtained were as follows.

(1) Minimum bonding temperature exists in the neighbourhood of softening temperature of one of two base metals. Especially, in the solid solution type, the bonding strength increased at the softening temperature of one of two base metals.

(2) The increasing process of initial bonding strength is considered as a transient phenomenon from recovery to recrystallization with stored energy and depends on the bonding temperature and time, satisfying Arrhenius' equation.

(3) Bonding strength depends on softening of base metals and alloying at the interface above the recrystallization temperatures of base metals.

(i) In the case of the solid solution type, the bonding strength increases with the rise of the bonding temperature and time.

(ii) In the case of Cu-Ag joints, the effect of bonding conditions is not very large, but the bonding strength increases rapidly after 30 min heating at 700°C.

(iii) In the case of the intermetallic compound type, the alloy layer increases in thickness and the bonding strength deteriorates in Fe-Al joints rapidly above the recrystallization temperature.

(4) Bonding interface tends to disappear as time elapsed above the recrystallization temperature of both base metals of the solid solution type, but it is retained as an interfacial boundary in the case of the two-phase type and intermetallic compound type.

(Received June 27, 1975)

I. 緒 言

近年の航空、宇宙技術の進歩はめざましく、それに伴って新材料の種類はますます増加する傾向にあり、これらに対応した新しい接合法の一つとして拡散接合がある。この接合法は母材の接合面に適当な圧力を加え密着させ、固相

線以下の温度で加熱し両側の原子を相互に拡散させることによって、微小変形で母材の諸性質の劣化を最小にした接合部を得ようとするものである。

一般に固相接合においてその接合性を左右する因子⁽¹⁾⁽²⁾としては、(i)接合条件、(ii)物理化学的性質、(iii)金相学的性質の3種類がある。(i)は接合温度、接合時間、接

* 青山学院大学理工学部機械工学科 (College of Science & Engineering, Aoyama Gakuin University, Tokyo)

** 青山学院大学大学院 (Graduate School, Aoyama Gakuin University, Tokyo)

合圧力、表面状況、雰囲気等の接合条件に関する因子である。(ii)は材料の機械的性質や結晶構造、原子半径、再結晶温度、あるいは表面エネルギー、仕事関数等材料そのものに起因する因子である。また(iii)は異種材料を組み合わせた場合の固溶性、化合物形成等の組成変化に関する因子である。これらの因子の中で圧接、鍛接等の比較的低温かつ短時間で大変形を与えて接合する接合法の場合には接合圧力と母材の物理化学的性質に関する因子によってその接合性が支配されるが、少量の変形で比較的時間の加熱を要する拡散接合においては、接合面の酸化物、汚れ、その他の介在物等の影響が大きく、さらに異種材料の組み合わせを接合する場合には接合部に拡散層が形成されるため、接合温度、接合時間、表面状況等とともに相手材料との金相学的性質が重要な因子である。

一方、異種材料の接合あるいは接着に関する研究としては摩擦の分野において金属の凝着性、あるいは移着現象として古くから発表されている⁽³⁾⁽⁴⁾。そして最近では岩田ら⁽⁵⁾や、橋本ら⁽⁶⁾の研究による圧接性におよぼす物理的性質やその接合機構についての報告がある。しかし、これらの多くは変形が主体をなす接合である。拡散接合における接合過程は King ら⁽⁷⁾によって示されている。また異種材料接合の金相学上の問題⁽¹⁾としては接合部に脆弱な金属間化合物を形成する組み合わせでは弱く、また相互に溶解度があればよいともされている⁽⁸⁾。しかし、これらの接合機構や接合面付近での金相学的変化と接合部の機械的性質との関係については未だ明確でない点が多い。

よって、本研究では異種材料の拡散接合における接合機構と金相学的因子に関する基礎的な実験を行なった。すなわち、材料の組み合わせを金相学的に固溶体型、2相共存型、金属間化合物形成型の3種類に分類し、それぞれの場合の接合性におよぼす接合温度および接合時間の影響について検討した。

II. 供試材および実験方法

1. 供試材

実験に供試した材料は工業的にも広く使用されているものの中から市販の軟鋼(SPCC 1)、リン脱酸銅(DCuP 1)、純 Al(1100)、純 Ni(99.6%)、および純 Ag(以下 Fe, Cu, Al, Ni, Ag と呼ぶ)である。各材料はいずれも冷間圧延材(1/2 H)で板厚は 1.5 mm である。試料にはこれらを 12×40 mm の長方形に切断し、Fe, Cu については王水、キリンズによって酸洗いし、トリクレンによって脱脂後、デシケーターの中で十分乾燥させたものを使用した。

2. 材料の組み合わせ

異種材料の組み合わせを両金属の固相線以下の温度で加熱した場合の境界付近の組織には、(i)単一な固溶体となる場合、(ii)接触面附近に2相共存する場合、(iii)金属間

化合物を形成する場合等があり、接合部の強さはそれらの組織的な変化に影響されると考えられる。これらを調べるために試料の組み合わせを固溶体型としては Cu-Ni、2相共存型としては Cu-Ag、金属間化合物形成型としては Cu-Al, Fe-Al 等とした。なお、Cu-Al の組み合わせでは Al 中に Cu が固溶するが、Fe-Al の組み合わせでは Al 中に Fe がほとんど固溶しない場合である。

3. 実験装置および接合方法

接合にあたって前述の処理を行なった試料の接合面を接合直前にワイヤブラシ(線径 0.3 mm)によって磨きそれぞれの組み合わせに重ね合わせ試料固定用ホルダー(軟鋼製)に固定し所定の温度に保ってある炉中に挿入し、一定時間保持し接合を行なった。接合圧力はホルダーのボルト(軟鋼製)を一定トルクで締めつけることによって行ない Cu-Ni および Cu-Ag の組み合わせでは 3.5 kg/mm²、Al-Cu および Al-Fe の組み合わせでは 2 kg/mm² を加えた。なお、試料の加熱は水平式の管状水素炉によって行ない、また加熱中の試料の接合面を保護するためにポンベ水素を毎分 4~5 l 流した。Fig. 1 に試料およびホルダーの寸法と形状を示す。

Fig. 1 Schematic drawing of specimen and holder.

III. 実験結果

1. 接合強さにおよぼす接合温度および接合時間の影響

接合部の強さは接合した重ね継手を引張試験機によって歪速度 1 mm/min で破断し、その剪断荷重から接合部の剪断強さ(以下接合強さと呼ぶ)を算出した。なお、接合とは接合強さが 0.5 kg/mm² 以上の場合とし、接合下限温度は接合時間が 10~15 min で接合する温度とした。

Fig. 2 に固溶体型の組み合わせである Cu-Ni の場合の各接合時間における接合強さと接合温度との関係を示した。接合下限温度は 450°C であった。各接合時間とも 600°C までは温度の上昇に伴って増加するが 650~750°C で

Fig. 2 Relation between bonding temperature and bonding strength of Cu-Ni joints for various times.

は接合強さの低下が認められた。これは Ni が再結晶することにより Ni 側母材の機械的性質が低下するとともに伸びが増加し、Cu 側母材の変形が一層容易となり接合強さが低下したと考えられる。750°C 以上では徐々に増加する傾向が認められる。また、これらの接合温度における試料の破断面を比較すると、600°C 以下においては Cu 側で破断するが、700°C 以上では界面破断となる。これは Ni と Cu との相互拡散によって軟化した Cu 側の接合面附近の機械的性質が改善されるためと考えられる。一方、接合時間との関係では接合時間が長くなる程接合強さは増加する傾向が認められる。しかし、550°C 附近や 650~750°C ではこの傾向は少ない。これはこれらの温度附近で Cu および Ni の軟化が一定となり真接合面積[†]の増加が少なくなるためと考えられる。

次に 2 相共存型の組み合わせとして互いに固溶限を有する共晶型合金である Cu-Ag の場合の各接合時間における接合温度と接合強さとの関係を Fig. 3 に示す。なお、点線

Fig. 3 Relation between bonding temperature and bonding strength of Cu-Ag joints for various times.

† 巨視的には加圧部分全体が接合しているように見える。しかし実際の接合面には多くの微小な凹凸が存在しており真接合面積はこれらの凹凸部分が塑性変形して平らになった部分の総和となる。

部分は母材破断を示す。接合下限温度は 250°C 附近である。接合時間が 10 min の場合には 550°C 附近、また 25 min や 30 min では 300~350°C 附近において接合強さが 3~3.2 kg/mm² の値となるが、これらの温度以上では低下し接合温度の影響は少なくなる。一方、接合時間との関係では 250°C 附近では接合時間の経過に伴って接合強さは増加する。しかし 350°C 附近から接合時間の長い場合には強さが低下する傾向が認められ、400°C 以上では逆に接合時間の経過に伴って接合強さは低下した。しかし 700°C 以上で 30 min の場合には接合強さは急激に増加し、母材破断に達した。

次に金属間化合物成型の組み合わせである Cu-Al および Fe-Al の場合の各接合時間における接合温度と接合強さとの関係を Fig. 4, Fig. 5 に示した。Cu, Fe 表面への移着は 400°C 附近においても認められるが、60~80 min の加熱によっても接合に至らない。Cu-Al の場合の接合下限温度は 460°C である。接合温度との関係では 520°C 以上では 10~20 min で容易に接合するが大半は接合部に脆い金属間化合物層を形成し、この層内から破断した。また接合時間との関係では化合物形成の遅い 460°C や 490°C

Fig. 4 Relation between bonding temperature and bonding strength of Cu-Al joints for various times.

Fig. 5 Relation between bonding temperature and bonding strength of Fe-Al joints for various times.

では接合時間の経過に伴って接合強さは増加した。一方、Fe-Al の組み合わせにおいては接合下限温度は 520°C である。接合温度との関係では各接合時間とも 580°C 附近までは温度の上昇に伴って接合強さは増加する。しかし 580°C 以上では Cu-Al の場合と同様に接合部に金属間化合物が形成され、特に接合時間が 20 min 以上では接合強さは急激に低下する。また接合時間との関係では Cu-Al の場合のような時間の経過に伴う接合強さの増加は少なく、化合物の形成が遅い 580°C 以下においても 15 min 以上では接合時間による影響は認められない。

2. 接合組織におよぼす影響

接合面より処理としてワイヤブラシによって表面をラサが $H_{\text{max}} 20 \sim 30 \mu$ に磨いたが、接合後の接合面ではそれら

のほとんどが塑性変形し $5 \sim 8 \mu$ の凹凸が認められる程度である。

Photo.1 は固溶体型である Cu-Ni の場合の接合面である。異種金属の接合面は原子的には格子構造や原子半径等の違いによって多くの欠陥を含んでおり、さらに電気化学的にも腐食されやすい⁽⁹⁾。そこでこの組み合わせにおいては腐食は接合面が残る程度とした。(a)は接合温度 700°C 、接合時間 10 min の場合である。接合温度が 700°C 以下では接合強さが強い場合においてもこの場合と同様に接合部は冷間圧接で認められるような直線的な接合面となる。(b)は 700°C 30 min の場合で接合面の一部がとぎれ、またその部分はU字型に腐食されており接合面の部分的な消滅が認められる。(c)は 900°C 10 min の場合で一部には(a)、(b)で認められた接合面が存在しているがほぼ全域にわた

Photo.1 Microstructures of cross sections of the Cu-Ni bonded interface.
(a) and (b) bonded at 700°C for 10 and 30 min, (c) bonded at 900°C for 10 min.

Photo.2 Microstructures of cross sections of the Cu-Ag bonded interface.
(a) and (b) bonded at 550°C for 10 and 30 min, (c) and (d) bonded at 775°C for 10 and 30 min.

り消滅している。これは接合温度の上昇あるいは接合時間の経過に伴って接合面での界面エネルギーが低下し、次第に欠陥や空洞が母材に吸収されるためと考えられる。なお、母材の組織では 750°C 附近から Cu の結晶粒が粗大化する傾向が認められた。Photo. 2 は 2 相共存型である Cu-Ag の場合である。(a), (b) は 150°C 10 min および 30 min の場合である。(a)においては先の Photo. 1(a)の場合と同様に接合面が直線的に存在している。(b)では接合面の Ag 側に厚さ $2\sim 4\mu$ の黒く腐食された拡散層が認められた。なお、接合面の判定は接合部に残存する未接合部分によって行なった。(c), (d) は 775°C 10 min および 30 min の場合である。これらの組織と接合強さを比較すると、(b), (c) は同値で界面破断であるが (d) では母材破断である。(d) の場合には (b), (c) で認められた拡散層が接合面において一部球状化し、また Ag の粒界へも侵入しており組織が混合状態となっている。一方、母材組織は (a)~(d) で明らかなように Cu, Ag とともに結晶粒が著しく粗大化している。

次に金属間化合物形成型である Cu-Al および Fe-Al の場合を Photo. 3 に示す。(a), (b) は Cu-Al の組み合わせにおける 460°C および 550°C の 30 min の場合である。(a)では接合面の一部に厚さ $2\sim 3\mu$ の化合物層が認められたが、(b)では 3 層からなる厚さ $10\sim 15\mu$ の化合物層が全域に認められた。(c), (d) は Fe-Al の組み合わせにおける

520°C および 640°C の 30 min の場合である。(c) では接合面の一部に空洞部分が存在するが化合物の形成は全く認められない。しかし、接合温度の高く、また接合時間の長い (d) では厚さ $10\sim 20\mu$ の化合物層の形成が認められた。

3. 接合部の E.P.M.A. による解析

接合時間が 30 min の場合について接合部断面の拡散領域を E.P.M.A. によって線分析を行なった。なお、特性 X 線の強度比の補正は文献(10)によった。Fig. 6 は Cu-Ni の場合の接合温度が 900°C における結果である。拡散層の幅は Cu 側で約 13μ Ni 側で 10μ である。また、この Cu 側の部分は Ni 側に比べ腐食されやすい。この組み合わせでは Cu 側接合面附近にカーケンドール空洞が形成されることが知られているが、接合時間を考慮するとこの場合は接合の際に生じた多くの欠陥が母材に吸収されずに残っているためと考えられる。Fig. 7 は 2 相共存型である Cu-Ag の場合の接合温度 775°C における結果である。拡散層の幅は Cu 側で約 10μ , Ag 側で約 40μ と Ag 中への Cu の拡散量が多い。さらに Ag 固溶体中に Cu 濃度の高い部分が認められる。これは組織観察によって Ag の粒界および接合面附近に認められた黒く腐食される部分でこれらはよく一致している。この濃度比からの判定はできないが、状態図的に Cu 固溶体であると推定される。Fig. 8 は金属間化合物形成型の場合である。(a) は 460°C の場合で

Photo. 3 Microstructures of cross sections of the Cu-Al and Fe-Al bonded interfaces. (a) and (b) are Cu-Al joints bonded at 460°C and 550°C for 30 min. (c) and (d) are Fe-Al joints bonded at 520°C and 640°C for 30 min.

Fig. 6 Distribution of $\text{CuK}\alpha$ and $\text{NiK}\alpha$ intensity at the interface of Cu-Ni joints for 30 min at 900°C .

Fig. 7 Distribution of $\text{CuK}\alpha$ and $\text{AgK}\alpha$ intensity at the interface of Cu-Ag joints for 30 min at 775°C .

ある。接合面附近における Cu および Al の濃度は Al 側約 4%, Cu 側約 6%, また拡散層の幅は Al 側では 4μ , Cu 側で $3\sim 4\mu$ である。(b) は 550°C の場合である。この接合条件では組織観察によって 3 層から成る金属間化合物の形成が認められたが、この部分の $\text{CuK}\alpha$ および $\text{AlK}\alpha$ 両特性 X 線の濃度分布を各相別に状態図と対比して分けると (1)~(4) の部分になる。(1) および (2) の部分は CuAl_2 および CuAl である。(3) の部分は組織の上からははっきり認められないが $\text{Cu}_{12}\text{Al}_9$ であろう。(4) は Cu_3Al_2 である。

Fig. 8 Distribution of $\text{CuK}\alpha$ and $\text{AlK}\alpha$ intensity at the interface of Cu-Al joints and $\text{FeK}\alpha$ and $\text{AlK}\alpha$ intensity at the interface of Fe-Al joints. (a) and (b) are Cu-Al joints bonded at 460 and 550°C for 30 min. (c) and (d) are Fe-Al joints bonded at 520 and 640°C for 30 min.

一方、(c), (d) は Fe-Al の場合でそれぞれ 520°C および 640°C である。(c) では Fe, Al とともにほとんど拡散は認められない。しかし (d) では接合面に約 20μ の幅で金属間化合物 FeAl_3 の形成が認められた。

IV. 考 察

一般に異種材料の接合過程について次のように考えられる。Fig. 9 はその過程を模型的に表わしたものである。(1), (2) は第 1 段階で表面の微小な凹凸が塑性変形し、部分的な接合が行なわれ次第にその面積が増加する。また接合が行なわれた部分では相互拡散によってわずかに合金化が行なわれる過程である。(3), (4) は第 2 段階で接合面に残った空隙や酸化物その他の介在物が母材に吸収され相互拡散によって接合面付近に拡散層が形成される過程である。そして接合強さはこうした真接合面積の増加や合金化等の接合強さを増加する作用とこれらの過程の進行に伴う母材の軟化や合金化による脆弱化等の接合強さを低下さ

せる作用との相互作用となる。次にそれぞれの過程における各組み合わせの接合性について検討する。Fig. 10 は供試材の軟化温度と各組み合わせの接合下限温度との関係を示した。接合は Cu-Ni, Cu-Ag 等の場合にはそれぞれの軟化温度の低い方から生じており、これは母材が加熱されることによって降伏応力の低下が接合面の微小な凹凸の塑性変形を容易にし、真接合面積が増大した結果と考えられる。しかし、Cu-Al や Fe-Al の組み合わせにおいては接合下限温度が Cu および Fe の軟化温度附近であった。これらの接合では 400°C 附近においても相手材料に Al の移着現象は認められた。したがって、これは Al の表面に存在した酸化膜は塑性変形によって破壊されるが接合面に介在物として残り、相手材料との接合を妨げるためと考えられる。また、こうした塑性変形によって真接合面積が増加する過程にある試料の破断面を観察すると各組み合わせとも母材強さの弱い材料の接合面附近から破断している。これは接合面附近に存在している空洞部分に比べ合金化した部分が薄く、これらの空洞部分に応力が集中するためと考えられる。したがって、この接合過程では合金化の因子は接合強さにはほとんど影響しないと考えられる。

Fig. 9 Schematic representation of the diffusion bonding process.

Fig. 10 Relation between annealed temperature and micro Vickers hardness of specimens and minimum bonding temperature of various joints.

次に各組み合わせについて、この接合過程をアレニウスの式によって速度論的に検討する。すなわち接合に要する活性化のエネルギーを Q 、一定の接合強さに達するのに要する時間を t とすると次式で表わされる関係がある⁽¹¹⁾。

$$1/t = A_0 \exp(-Q/RT) \quad (1)$$

ここで、 A_0 : 定数、 R : ガス定数、 T : 接合温度
式(1)より

$$\log 1/t = \log A_0 - Q/RT \quad (2)$$

いま接合強さが同じ場合、接合温度、接合時間が異っても接合部が同じ状態であると仮定⁽¹²⁾し、各接合温度と一定の接合強さ (Cu-Ni: 4.50 kg/mm², Cu-Ag: 3.10 kg/mm², Cu-Al: 2.35 kg/mm², Fe-Al: 1.1 kg/mm²) に達するまでの時間を求め $\log 1/t$ と $1/T$ の関係を求めると Fig. 11 に示されるように各組み合わせについて直線関係が得られる。この傾きからこの過程の接合に要する活性化のエネルギーは Cu-Ni では 29400 cal/mol, Cu-Ag では 5500 cal/mol, Cu-Al および Fe-Al が 20200 cal/mol および 24000 cal/mol であった。加工材の回復過程におけるその活性化エネルギーは時間の経過とともに変化し回復終了時において再結晶の場合の値に近くなる⁽¹³⁾。ここで得られた各組み合わせの接合に要する活性化のエネルギーは各材料の体積拡散や再結晶に要する活性化のエネルギー⁽¹⁴⁾⁽¹⁵⁾等と比較するとかなり小さい値である。したがって、接合開始や接合強さの増加が母材の軟化開始温度附近で認められる点を考慮すると、この接合過程は母材内に蓄

Fig. 11 Relation between $\log 1/t$ and bonding temperature of various joints.

積された歪エネルギーが解放される回復から再結晶への遷移過程と考えられる。

次に拡散が支配的となる両母材の再結晶後の過程について検討する。この過程では両母材とも軟化しているため、接合圧力が低下し塑性変形による空洞部分の消滅化は少なく、さらに空孔拡散による吸収には長時間を要する⁽¹⁶⁾ため真接合面積の増加による接合強さへの影響は小さくなると考えられる。一方、相互拡散が活発に行なわれるため合金化の影響が大きくなる。したがって各材料の組み合わせによって異った接合性を示すようになると考えられる。

Fig. 12 は接合温度と接合強さの関係の模式曲線を示す。(a)は固溶体型、(b)は2相共存型、(c)は金属間化合物形成型の場合である。固溶体型の場合には接合温度の上昇に伴って徐々に増加する傾向を示す。これは温度の上昇に伴って接合面附近の欠陥が減少し、また Cu 中の Ni の増加による影響が現われるためと考えられる。また2相共存型の場合では両母材の軟化後は接合温度の影響が少なくなり、一定温度以上で急激に接合強さが増加する。Cu-Ag 合金は粒界反応を起しやすいとされている。接合強さの低下が認められる接合条件の組織では接合面やその附近の Ag 側粒界に沿って Cu 固溶体が存在しておりこれが接合強さを低下する原因と考えられる。一方、母材破断に達する 700~775°C の 30 min 等の接合条件の組織では粒界内にも存在するが球状化の傾向が認められる。このような球状化と組織の混合によって接合強さが増加すると考えられる。次に金属間化合物形成型の場合には CuAl_2 , CuAl , $\text{Cu}_{12}\text{Al}_8$, Cu_3Al_2 あるいは FeAl_3 等の化合物形成が認められたが、接合強さはこれらが層状に厚く形成された場合には著しく低下する。しかし、これらの化合物形成の比較的低い温度では接合時間の経過に伴い接合強さは増加する傾向が認められ、またこの傾向は Cu-Al の場合に大きい。これは Cu-Al の場合には Al 中へ Cu が徐々に拡散し接合部の機械的性質が改善されるが、Fe-Al の場合には Al 中に Fe はほとんど固溶しないため接合時間の影響が小さいと考えられる。

Fig. 12 Schematic representation of the relation between bonding temperature and bonding strength. (a) solid solution type, (b) two-phase type, (c) intermetallic compound type.

V. 結 言

拡散接合における接合性を左右すると考えられる因子の中から金相学的な問題を取りあげた。すなわち材料の組み合わせとして固溶体型、2相共存型、金属間化合物形成型の3種類に分類し、各組み合わせの接合強さおよび接合部組織におよぼす接合温度および接合時間の影響について検討した結果、次の事柄が明らかとなった。

(1) 接合下限温度は一方の母材の軟化温度附近であり、特に固溶体型では他方の母材の軟化温度附近で接合強さの増加が認められた。

(2) 接合初期の接合強さの増加過程は母材内に蓄積された歪エネルギーの解放を伴った回復から再結晶への遷移過程と考えられ、接合温度および接合時間によって左右され、アレニウスの式を満足する。

(3) 両母材の再結晶温度以上では母材の軟化と接合面附近の合金化との相互作用となり、(i)固溶体型の場合には接合温度の上昇や接合時間の経過に伴って接合強さは増加する。(ii)2相共存型の場合には接合温度による影響が少なくなるが、700°C 以上で 30 min 加熱した場合には接合強さは急激に増加する。(iii)金属間化合物形成型の場合には化合物層が厚く成長し、特に Fe-Al では接合強さは急激に低下する。

(4) 接合境界は固溶体型の場合には両金属の再結晶温度以上では接合時間の経過に伴って消滅する傾向があるが、2相共存型や金属間化合物形成型では接合面が2相の界面として残る。

終りに、本実験に協力された、当時本学学生伊藤栄二氏ならびに実験試料を提供して下さいた明石合金株式会社の皆様、EPMA 分析に協力して下さいた島津製作所東京研究所田中康信氏に深く感謝します。

文 献

- (1) 橋本達哉：金属学会会報，**13**(1974)，410。
- (2) 益本 功，玉置維昭，寺井 清，永井義夫：金属学会会報，**9**(1970)，653。
- (3) 山本信公：機械学会論文集，**9-35**(1943)，I-98。
- (4) E. Rabinowicz：J. Appl. Phys., **32**(1961)，1440。
- (5) 岩田誠一：第17回材料研究連合講演会前刷集，103。
- (6) 橋本達哉，大橋 修：溶接学会全国大会講演概要第7集，219。
- (7) W. H. King and W. A. Owczarski：Weld. J., **47**(1968)，444 S。
- (8) Mel. M. Schwartz：Modern Metal Joining Techniques, John Wiley, (1969)。
- (9) 伊藤伍郎：腐食科学と防食技術，コロナ社，(1970)，33。
- (10) Toyota Central R & D Labs., Inc.：Diagrams and Tables for Quantitative Electron Probe Microanalysis, (1970)。
- (11) 石井勇五郎：溶接工学，朝倉書店，(1973)，126。
- (12) 橋本達哉，大橋 修：溶接学会誌，**40**(1971)，632。
- (13) 小原嗣朗訳：回復および再結晶，丸善，(1968)，45。
- (14) 金属学会編：金属データブック，丸善，(1974)，24。
- (15) 金属学会編：金属便覧，丸善，(1971)。
- (16) 井川 博，新 成夫，垣生宗英：溶接学会誌，**43**(1974)，913。