爆発圧接境界の溶融層の研究 (第2報)*

石井勇五郎** 恩沢忠男** 生沼利亮***

A Study of Fusion Layer in Explosive Bonded Boundary (Report 2)*

by Yugoro Ishii**, Tadao Onzawa** and Toshiaki Oinuma***

Abstract

The formation of a fusion layer (or alloy) on the bonded boundary in explosive bonding was discussed in this paper. For various combinations of dissimilar metals made by explosive bonding, the constitution of fusion layer at an interface was determined by x-ray microanalyser, then this measured value was corrected using absorption coefficient, etc. and a true value of the constitution was found (Table 1).

Assuming that momentarily heat was supplied at the interface of dissimilar metals, successively these metals were melted by the conducted heat, and the rate of melted volume was given by the equation (calculated value A, Table 1).

$$\frac{m_1}{m_2} = \sqrt{\frac{\lambda_1 c_1 \rho_1}{\lambda_2 c_2 \rho_2}} \cdot \frac{c_2(\theta m_2 - \theta_0) + Hm_2}{c_1(\theta m_1 - \theta_0) + Hm_1}$$

λ ; heat conductivity c ; heat capacity ρ ; density
 θm ; melting point θ ; room temperature
 Hm ; latent heat

From the former equation, assuming that equivalent heat was generated in metals near the interface, the rate of melted volume of these metals was given by the equation (calculated value B, Table 1).

$$\frac{m_1}{m_2} = \frac{c_2(\theta m_2 - \theta_0) + Hm_2}{c_1(\theta m_1 - \theta_0) + Hm_1}$$

The averaged values $\left(\frac{A+B}{2}\right)$ of (A) and (B) well agreed with the measured values (Fig. 7).

The result showed that heat was generated at the interface and at the inner metal near interface by plate impact, then the heat was conducted and it melted these metals of interface.

Under combination of metals having a large difference of melting points, the melting point of layer was substituted for those of metals, so that the calculated value became equal to the measured value.

1. ま え が き

第1報¹⁾において各種の異種金属を線状に爆発圧接し、その圧接境界に生成された溶融層の組成と金属間化合物について検討した。この報告は一部第1報で論じた異種金属組合せを含めて、さらにいくつかの組合せについて全面圧接を行ない、その圧接境界の溶融層について引き続き検討を行なった。

じゅうらいの研究で、圧接境界に生成される合金層が溶融を併わない拡散現象のみで生ずるのがみいだされたのは Au-Cu の α -AuCu₃ などごく少く²⁾、大部分はなんらかの熱が境界部に与えられて溶融したことが、鑄造組織や凝固のときに生ずる空孔などから認められる³⁾。またこれらの溶融層の組成はかなり一定したものである

という報告³⁾から、これらの溶融層が爆接の設定条件に無関係に生成し、その組成は圧接母材に固有な性質によって決められるものと考えた。瞬間的にある熱量が圧接境界に与えられたとき両方の金属に分配された熱量を計算して、両金属のとけた量の比を導き出した。この値と実際に境界部に存在する溶融層の組成の比較を行なった。

2. 供試材料および実験方法

この実験に用いた金属は Ag, Al, Au, Cu, Fe, Mg, Mo, Ni, Sn, Ti, Zn, Zr の12種類で、これらの金属を適当に組合せた。その組合せは機械的性質、金属の性質(特に合金形成)などについてかたよりが少く、あとで求める溶融層の組成計算の妥当性をみるためにえらんだ。

試料の標準寸法は 70×150×2.0 mm で Au, Ag は厚さ、大きさはこれより小さい。Mo は 0.5 mm, Zr は

* 原稿受付 昭和44年7月5日43年(秋期大会にて発表)

** 正 員 東京工業大学 Member, Tokyo Institute of Technology

*** 東京工業大学 Tokyo Institute of Technology

1.0 mm の厚さのものを使用した。

圧接は試料の組合せにより爆薬量を 6 段階に分けて、間隙 1 mm 前後の最適接合条件のもとで全面圧接を行なった。圧接した試料は爆薬の爆発進行方向に平行に切断して研磨し、顕微鏡観察、溶融層の X 線回折像の解析、X 線マイクロアナライザーによる線分析を行なった。X 線マイクロアナライザーによる濃度分布は真の組成をあらわしていないため質量吸収効果と原子番号効果の補正を行なった。X 線回折は一方の金属を機械研磨、化学研磨で取り除き溶融層を広く露出させて X 線回折写真をとる、その回折線から金属間化合物を同定した。

3. 実験結果と考察

3.1 圧接境界の溶融層

いろいろの異種金属組合せで全面圧接を行なったが、その中のいくつかについて圧接境界写真を Photo. 1～Photo. 4 に示す。またそれらの境界にみられる溶融層の X 線マイクロアナライザーによる濃度分布を Fig. 2 に示す。この濃度分布は補正を行なったものであるが、Cu-Mg 以外はかなりよく補正されている。

圧接境界に現われる溶融層の大きさは圧接の条件によって異なるが、それが現われる位置はかなり一定の傾向を有している。Photo. 1 (a), (b) にみられるように波状の巻き込んだ部分に多くみられ、境界の波状の周期に一致して現われる。また比較的均一と思われた溶融層も多くの試料について明らかに二種の相が認められた。Fig. 1 にその相対位置関係を示す。しかし Ag-Cu のような場合は比較的まれで大部分のものは二種の相が溶融層の中で混合している。その状態は Photo. 1 (a) の

Photo. 1 The structure of explosive bonded layer of Cu-Zn (a) and Au-Cu (b).

Fig. 1 The position of two phases in fusion layer.

Photo. 2 The structure of explosive bonded layer of Cu-Mg.

Cu-Zr, Photo. 2 の Cu-Mg でみられる。このような溶融層は Fig. 2 のように濃度分布が不均一となって現われる。

融点の低い Zn, Sn, Mg, Al などと比較的融点の高い金属との境界に合金をはさみ低融点側は平坦、高融点側は波状であるという特徴がある。これは Photo. 3 (a) にみられる。境界の低い部分が合金で Zn 側の境界は比較的平坦である。これは固相状態で塑性変形が生じ、それにひきつづいて、塑性変形などにより発生した熱によって、溶融が進んだと思われる。

Sn-Cu, Sn-Fe において Sn 側の境界部は研磨状態では Sn 母材とまったく同等にみえるが、エッチングによって Photo 3 (b) (c) のように黒化領域が現われる。この領域はほかの試料にみられる溶融層とは異なり铸造組織などがはっきり認められない、したがって溶けたと断定しがたい。Fig. 2 に示した Sn-Fe の濃度分布曲線をみると Sn 中に数パーセントの Fe が存在し、比較的均一でゆるやかな勾配をなしていることから高温状態の Sn の中に Fe が固相拡散したことも考えられる。

圧接境界領域で結晶粒の塑性流動と微細化が、Cu, Fe, Ni などで認められる。Photo 1 (a) (b) で境界領域の Cu の結晶粒は微細化している。広い範囲で Fe の結晶粒度を調べた結果では Mo, Ti との組合せで境界から 0.1 mm 以上はなれたところで圧接前の結晶粒と比較していくぶん微細化しているのがみられたが、Ag, Al, Cu, Sn との組合せではみられなかった。

塑性流動の様子は顕微鏡組織の中の線条の変化からわかる。このことは Photo. 4 の Mo 側に流動状態がみ

Fig. 2 The concentration curve of fusion layer.

Photo. 3 The structure of explosive bonded layer of Cu-Zn (a), Cu-Sn (b) and Fe-Sn (c).

られる。同様のことが Cu-Ni, Ag-Cu でもよく認められた。

溶融層に存在する金属間化合物についてX線回折像が

Photo. 4 The structure of explosive bonded layer of Mo-Ni.

ら推定した結果を次に示す。測定値と記したのはX線マイクロアナライザーにより測定した濃度の値である。(Table 1 を参照), () 内に示した%はそれぞれの金属間化合物の組成。

Ag-Zn; AgZn (34%Zn)

Al-Cu; Al_4Cu_9 (16~20%Al)¹⁾

Mg-Cu; Mg_2Cu (43%Mg) 測定値とよく一致

Mg-Ni; Mg_2Ni (45%Mg) と MgNi_2 (17%Mg) の共存

Mo-Ni; MoNi_4 (28%Mo) 測定値は 62%Mo で MoNi に一致するためかなり違っている。

Sn-Cu; Sn_5Cu_6 (60%Sn) 測定値によく一致するが, Photo. 3 (6) にみられる黒い領域の相は検出できなかった。

Sn-Fe; Sn_2Fe (81%Sn), さらに SnFe (68%Sn) が SnFe_3 (58%Sn) 存在する可能性がある。

Zn-Cu; CuZn, CuZn は規則変態を併うが規則格子が

どうかの点ははっきりしない。

このほかに Ag-Ti, Mo-Fe, Mo-Zr, Zr-Cu は金属間化合物相の生成が可能であるが X線回折像からは各相が確定できなかった。E.S. Wright らは Au-Cu で α' -AuCu₃ が拡散によって生成され、X線回折から規則格子がみいだされたと報告²⁾しているが、Au-Cu, Au-Ni 共に規則格子相はみいだせなかった。

Table 1 に第1報に報告した測定値を含めて各金属組合せについて X線マイクロアナライザーによる濃度の測定値と X線回折による金属間化合物をあげた。測定値 I, II 平均としたのは全面圧接の場合で I, II は2種の合金がみられる場合にそれを区別した。平均は I, II の合金の面積を考慮して求めた。線圧接は第1報で報告したものである。

3.2 瞬間的加熱による溶融量比の計算

爆接で圧接境界に溶融を生ずるための熱がどのような過程で生成されるかはよくわかっていないが、金属の衝突点においてその金属の運動エネルギーが熱に変換されたものとみられている²⁴⁾。その運動エネルギーが境界における両金属のまさつ、塑性変形によって熱に変換し、また衝突点前方において空気が圧縮されて熱に変わったもの、噴き出した金属ジェットの運動エネルギーが熱

に変換したことが考えられる。しかしここでは熱源がなんであるか、またそれはどの程度の熱量であるかといった問題はさしひかえ境界に一定の熱エネルギーを与えたあと、ひきつづいてその熱によって両金属がどのような割合で溶融するかを計算によって導き出した。

初めに次の仮定をおく。

(1) 熱エネルギーは両金属境界面において、瞬間的に放出される。

(2) 全過程を通じて各金属の物性値が圧力によって変化しない(比熱と熱伝導率の温度補正は行なう。附録を参照)

このほか両融液が攪乱しないなどいくつかの点を考慮する必要もある。

Fig. 3 に示したような $0 \leq x < \infty$ の半無限体の端面 ($x=0$) に $t=0$ において単位面積当たり q なる熱量が与えられたとき、 $t>0$ における物体中の温度分布は熱伝導の基礎式

$$\frac{\partial \theta}{\partial t} = K \frac{\partial^2 \theta}{\partial x^2} \quad \dots\dots\dots(1)$$

を解くことにより次式が得られる。

$$\theta = \frac{q}{\sqrt{\pi K t}} e^{-x^2/4Kt} \quad \dots\dots\dots(2)$$

Table 1. Calculated values and measured values of constitution of fusion layer.

Combination	Calculated Value wt. %		Measured value wt. %				Intermetallic compound
	A	B	I	II	Average	Line ¹⁾ Bonding	
Ag-Cu	63 Ag	66 Ag	50Ag	72Ag	57Ag	62 Ag	
Ag-Fe	89 Ag	78 Ag	92Ag	—	—	89 Ag	
Ag-Ni	81 Ag	75 Ag	—	—	—	73 Ag	
Al-Cu	29 Al	40 Al	32Al	(7Al)	—	32 Al	Al ₄ Cu ₉ (Al ₂ Cu)
Al-Fe	67 Al	54 Al	75Al	65Al	70Al	63 Al	Al ₂ Fe, Al ₃ Fe
Al-Ni	50 Al	46 Al	—	—	—	57 Al	Al ₃ Ni ₂ , Al ₃ Ni
Al-Ti	81 Al	50 Al	—	—	—	57 Al	
Al-Zn	27 Al	20 Al	9Al	62Al	27Al	—	
Au-Cu	70 Au	76 Au	73Au	—	—	—	
Au-Ni	85 Au	80 Au	78Au	—	—	—	
Cu-Fe	83 Cu	65 Cu	69Cu	—	—	70 Cu	
Cu-Ni (1)	71 Cu	56 Cu	82Cu	35Cu	59Cu	56 Cu	
Cu-Ni (2)			84Cu	45Cu	64Cu		
Cu-Ti	90 Cu	61 Cu	—	—	—	71 Cu	CuTi, Cu ₃ Ti
Mg-Cu (1)	23 Mg	40 Mg	49Mg	65Mg	57Mg	—	Mg ₂ Cu
Mg-Cu (2)			45Mg	—	—		
Mg-Cu (3)			40Mg	—	—		
Mo-Ni	45 Mo	44 Mo	62Mo	—	—	—	MoNi ₄ (?)
Ni-Ti	81 Ni	55 Ni	—	—	—	75 Ni	Ni ₃ Ti
Ta-Cu	30 Ta	53 Ta	—	—	—	37 Ta	
Ta-Fe	68 Ta	67 Ta	—	—	—	77 Ta	
Ta-Ni	51 Ta	62 Ta	—	—	—	74 Ta	NiTa(?)
Ti-Fe	31 Ti	54 Ti	—	—	—	34 Ti	Fe ₂ Ti
Sn-Cu	61 Sn	86 Sn	76Sn	(95~100)Sn	—	—	Sn ₃ Cu ₆
Sn-Fe	89 Sn	92 Sn	95~98Sn	—	—	—	Sn ₂ Fe
Zr-Cu	16 Zr	54 Zr	31Zr	16Zr	28Zr	—	
Zr-Ni	31 Zr	60 Zr	40Zr	7Zr	35Zr	—	NiZr, Ni ₃ Zr
Zr-Ti	63 Zr	48 Zr	66Zr	—	—	49 Zr

Fig. 3 Semi-infinity plate.

ただし $x < 0$ は熱的に絶縁されている。

ここで θ ; 温度, x ; 端面からの距離, t ; 時間, K ; 温度伝導率, Q を熱量とすれば $q = Q/\rho c$ である。 ρ ; 密度, c ; 比熱

次に Fig. 4 に示したように異種金属①と②の境界面

Fig. 4 Heat distribution of boundary layer.

に $t=0$ において q または熱量 Q を与えたすると両金属に (2) 式にしたがって熱伝導し Fig. 4 に示した温度分布となる。ここで境界条件 $x=0$ で $\theta_1=\theta_2$ とすると熱量の配分比が求められる。

$$\theta_1 = \frac{q_1}{\sqrt{\pi K_1 t}} = \frac{q_2}{\sqrt{\pi K_2 t}} = \theta_2 \quad \dots\dots\dots (3)$$

したがって

$$\frac{q_1}{\sqrt{K_1}} = \frac{q_2}{\sqrt{K_2}} \quad \text{または} \quad \frac{Q_1}{Q_2} = \sqrt{\frac{\rho_1 c_1 \lambda_1}{\rho_2 c_2 \lambda_2}} \quad \dots\dots\dots (4)$$

λ ; 熱伝導率 $K = \lambda/\rho c$

よって両金属の熱量配分比は時間に関係なく $\sqrt{\rho c \lambda}$ の比によって定まるといえる。

ある程度時間が経過すると温度分布は潜熱を考慮すれば (2) 式で予測されるよりも低く頭をつぶれた形になっているだろう。Fig. 5 にそれを示す $\theta(x=0)$ が①の金属の融点 θ_{m1} に一致したとすると (ただし $\theta_{m1} > \theta_{m2}$)

Fig. 5 Heat distribution of boundary layer after fusing.

とする) ①は凝固を開始し溶融量は増えない。したがってこのときにおける①の溶融量 m_1 は次のようになる

$$m_1 = Q_1 \times [c_1(\theta_{m1} - \theta_0) + Hm_1]^{-1} \quad \dots\dots\dots (5)$$

ここで Hm_1 ; 融解潜熱, θ_0 ; 室温である。

θ が θ_{m2} に低下したときの②の溶融量も同様にして得られる

したがって①と②の溶融量の比は次式で与えられる。

$$\frac{m_1}{m_2} = \frac{Q_1}{Q_2} \cdot \frac{c_2(\theta_{m2} - \theta_0) + Hm_2}{c_1(\theta_{m1} - \theta_0) + Hm_1} \quad \dots\dots\dots (6)$$

この式に (4) 式を代入すると最終的に次式が得られる。

$$\frac{m_1}{m_2} = \sqrt{\frac{\rho_1 c_1 \lambda_1}{\rho_2 c_2 \lambda_2}} \cdot \frac{c_2(\theta_{m2} - \theta_0) + Hm_2}{c_1(\theta_{m1} - \theta_0) + Hm_1} \quad \dots\dots\dots (7)$$

この (7) 式により計算した結果を Table 1 の計算値 (A) に示す。この表からは一致の程度がみわけがたいので、これを図にしたのが Fig. 6 である。Fig. 6 は

Fig. 6 The relation between measured value and calculated value (A).

横軸に計算値 (A) たて軸に測定値をとり、各組合せについて各値をプロットした (第1報で示した線状圧接の値との平均をとって測定値としたものもある)。対角線上にのった点が計算値と測定値の一致した場合である。各点のよこに示した金属の濃度で、() の中に示した金属との組合せである。ここで金属間化合物を生成する組合せと固溶体、不固溶、共晶の組合せを区別して示した。

Fig. 6 によるとあまりよい一致を示していない。その中で特に違いの大きいものについて、組合せの傾向をみると両金属の熱伝導率に極端な差のある Cu-Fe, Al-Ti, Cu-Ti, Cu-Zr, (たとえば $\lambda_{Cu}/\lambda_{Zr} = 22.0$) などは熱伝導率の大きい Cu, Al が測定値よりも計算値の方が溶融した割合が大きいことがわかる。またこのような傾向のある Au-Ni, Cu-Ni, Ag-Ni, Cu-Ta, Ni-Ti も熱伝導率にかなりの差がある。また融点差の大きい Mo-Ni, Ta-Fe, Ta-Ni などは高融点の金属の割合をみると測定値よりも計算値が小さくなっている。

このように熱伝導率や融点に大きな差があるものはあ

まりよくあわないことがわかった。そのため溶融、凝固がごく瞬間的な現象であることを考えると、今まで示した熱伝導率を含んだ式によらない熱配分もあり得ることが考えられる。そのため特に極端な場合として熱伝導率を全く考慮しないで、境界で熱が等分配される場合を仮定した。それにより次の式から計算値 (B) を求めた。

$$\frac{m_1}{m_2} = \frac{c_2(\theta m_2 - \theta_2) + Hm_2}{c_1(\theta m_1 - \theta_1) + Hm_1} \quad \dots\dots\dots (8)$$

この式による値を Table 1 の計算値 (B) に示す。Table 1 によると大部分の組合せは測定値が計算値 (A) と計算値 (B) の中間にあることがわかる、したがって計算値 (A) と計算値 (B) を単純に算術平均した値を計算値としてとった方がより測定値に一致したものになることが考えられる。これを Fig. 7 に示した。Fig. 6 であまりよい一致をしなかった熱伝導率に大きな違いのある組合せは、Fig. 7 で両方の値がかなりよくあってきた。しかし融点差の大きい Ta-Ni, Mo-Ni はあまりかわりない。

Fig. 7 The relation between measured value and calculated value $\left(\frac{A+B}{2}\right)$

以上熱が平面的に発生するとした理想化した状態における計算を行ってきたが、熱は平面的な境界でなく、ある層を持った三次元的な領域で発生すると考える方が実際的と思われる。この点で (8) 式は熱が境界で両金属に等分配したと考えるよりも境界に近い金属内部で等量の熱が発生したと考える方がより妥当である。すなわち金属内部で発生する熱は金属の塑性変形によるものが一番大きいと思われる。異なった金属を静的な状態で同じ力を作用させた場合、Sn のような軟い金属は大きく変形し、Fe のような硬い金属は変形は小さい。爆接では衝突点で両金属に同じ力が働いていると思われるが、Photo. 3c にみられるように Fe も Sn もほとんど同じ程度の変形を示している。このような点で両金属の変形量はほとんど変わりなく両金属の内部で発生する熱量に大きな差はなく、等量の熱が発生するとしても大きな違いはないと思われる。したがって Fig. 7 に示した

計算値は熱が境界とそれに隣接した両金属の内部で発生し、分配されると考えれば物理的な意味を持ってくる。しかしその熱を発生する層がどの程度の幅か、またどの位置でいくら発生するかはわからない。

さらに細かく吟味すれば、溶けた部分が混合して均一な温度になり熱がさらに外側に伝導されて溶融層の幅が広がっていくと思われる。そして多くの熱が溶融に寄与しないで失われることを考慮する必要がある。熱伝導率の大きい金属の割合が計算値 (A) よりも測定値が小さいのは溶融に寄与しないで伝導によって失われる熱がかなりあることを示しているかもしれない。

融点差の大きい組合せは高融点金属の割合が計算値の方が測定値よりも小さくなっていった。これは溶融層の融点が両金属の融点とかなり異なったものになることに帰因しているものと思われる。Ag-Sn, Cu-Sn などの異種金属を接触して加熱すると Ag, Cu の融点以下で Sn の中に Ag, Cu がとけ込み金属間化合物をつくるという筆者らの報告⁵⁾でも明らかにように高融点金属が融点以下でも溶融層が凝固するまで溶け込んでいくと考えられる。また溶融層の組成はかなり一様なものも多いことから溶融層は全体にある一定の温度で凝固すると思われるので (7) 式および (8) 式で論じた融点 $\theta m_1, \theta m_2$ はそれぞれの金属の融点と考えるよりこの融点を溶融層の融点とみて計算を行なった方が融点差の大きい組合せではより実際的と思われる。次に二つの例についてこの計算を行なってみる。Ta-Ni の溶融層の測定値は 74% Ta である。二元平衡状態図よりこの溶融層の融点は約 1660°C となる。Ta と Ni の真の融点はそれぞれ 2996°C と 1453°C であるがこれがみかけ上 1660°C になったとすると (7) 式より計算値 (A) は 70% Ta となる。また (8) 式より計算値 (B) は 77% Ta となる。これを算術平均すると 73.5% Ta となり測定値に非常に近い値となる。同様に Mo-Ni も融点を約 2000°C とみなすと計算値 (A) は 63% Mo, 計算値 (B) は 65% Mo でその等術平均は 64% Mo となり測定値 62% Mo にかなりよく一致する。しかし融点差の大きい組合せすべてに適用はできない。Fig. 7 で、はずれの大きい Cu-Mg, Al-Ni について計算を行なうとさらに大きくはずれてくる。このような組合せは二元状態図から大きな発熱反応を起こすことが知られる。境界で両金属が発熱反応を起こせば当然今まで計算によった組成と異なったものになることが考えられ、この際低融点の金属がその熱で多くとけたと考えられると測定にあう。

以上溶融層の組成について、いろいろの場合を考察したが、実際の圧接境界ではそれらが複雑に作用しあって溶融層の組成が決まると思われ、その組成を完全に知る

ことは不可能といえる。したがってここで計算した値でもじゅうぶんよい一致を示したと思われる。

4. 結 論

爆発圧接の圧接境界にみられる溶融層の組織の観察を行ない、その組成の推定計算と測定から求めた値の比較を行なった結果をまとめると次のようになる。

1. 一部の組合せについて溶融層に異った相が観察され、その相が混合状態で溶融層を形成している。

2. Sn, Zn など低融点金属の圧接境界では波状変形が完了したあと低融点金属側が溶融したと思われる状態が観察された。また Sn と Fe, Cu の組合せで Sn 側にエッチングによって黒化した領域が現われ、溶融したことがみとめ難く拡散した相でないかと考えられた。

3. いくつかの組合せについて溶融層に金属間化合物が生成されているのがわかったが、規則格子を有する溶融層は確認できなかった。

4. 溶融層の組成を推定するため、境界に熱を与えてそれが伝導し溶融したと考えて求めた値および境界に接した両金属の内部で等量の熱が発生したとして求めた値を平均して計算値とした値は実際の測定にかなりよく一致した。また融点差の大きい Ta-Ni, Mo-Ni などは溶融層の融点を両金属の融点とみなして計算した値は測定値とよくあう。

文 献

- 1) 石井, 恩沢, 生沼, 村越: 爆発圧接境界の溶融層の研究 (第1報), 溶接学会誌 38 (1969) No. 6 p. 49.
- 2) E.S. Wright and A.E. Bayce; Current Methods and Results in Explosive Welding, Proc. of the NATO Advan. Study Inst. of High Energy rate Working of Metal (1964) p. 448
- 3) A.H. Holtzman; Explosive Clads, Ibid. p. 489
- 4) G.R. Cowan and A.H. Holtzman; Flow Conditions in

Colliding Plates; Explosive Bonding, J. Appl. Phys. 34 (1963) p. 928

- 5) 石井, 恩沢, 行正, 古金: 異種材料接合境界の組織の研究 (第2報), 溶接学会誌 37 (1968) No. 10, p. 54

附 録 比熱, 熱伝導率の温度補正

比熱 C については $C=C(T)$ の $0^\circ \sim$ 融点間の積分平均値をとる。また変態を併う場合は変態熱を平均化して次のようになる

$$C_{me} = \frac{1}{T_m - T_0} \left(\int_{T_0}^{T_m} C(T) dT + \sum_i H_{Ti} \right) \quad \dots\dots\dots (9)$$

$C=C(T)$ が融点近くで与えられていないときは

$C_{me} = C(T_m - T_0/2)$ のときの値をとる。

熱伝導率については $\lambda = \lambda(T)$ の $0^\circ \sim$ 融点間の積分平均値をとる。多くの場合高温領域で $\lambda(T)$ が与えられていないことが多いので、そのときは外挿した。

$\lambda = \lambda(T)$ が与えられていないときは Wiedemann-Frantz の法則 $\lambda/\sigma = aT$ (σ : 電気伝導度, a : 定数) から $\lambda/\lambda_0 \cdot \sigma_0/\sigma = T/T_0$

$$1/\sigma = r = r_0(1 + \alpha \Delta T)$$

r : 電気抵抗, α : 抵抗の温度係数

したがって

$$\frac{\lambda}{\lambda_0} = \frac{T_m}{T_0} \cdot \frac{1}{1 + \alpha(T_m - T)} \quad \dots\dots\dots (10)$$

(10)式から T_m における $\lambda = \lambda_m$ を得る。

例として Au の λ_m をもとめると

$$T_m = 1336^\circ\text{K} (1063^\circ\text{C}) \quad T_0 = 273^\circ\text{K} (0^\circ\text{C})$$

$$\lambda_0 = 0.71 \quad \alpha_{0,100} = 4.1 \times 10^{-3}$$

のとき (10) 式から $\lambda_m = 0.66$ となる。

Au について熱伝導率の温度係数は $0 \sim 100^\circ\text{C}$ まで与えられており、これを融点まで成り立つとして計算すると

$$\lambda_m = \lambda_0(1 + \beta \Delta T) \quad \beta = -0.04 \times 10^{-3}$$

から $\lambda_m = 0.68$ となる。