

銅合金とステンレス鋼の拡散接合

益本 広久*, 浅田 明弘*

Diffusion Bonds between Cu Alloys and Stainless Steel

Hirohisa MASUMOTO and Akihiro ASADA

Synopsis

Diffusion bonding between Cu alloys and austenitic stainless steel has been performed in vacuum at the temperature range of 973K~1273K. Tensile strength of the joints at room temperature is discussed on the effects of bonding condition and alloying element of commercial Cu alloys in the direct bonding, and then on the aging treatment of joint of Cu-0.03mass%Zr and Cu-0.7mass%Cr alloy to stainless steel.

Results obtained are summarized as follows;

- 1) In the direct bonding of Cu and Cu-0.7mass%Cr to SUS304, the bond strength increased with the increase of bonding temperature and bonding time, and the fracture of joints occurred in Cu and Cu-0.7mass%Cr.
- 2) In the joint of Cu-0.03mass%Zr and P-bronze to SUS304, the joint strength depended on the bonding temperature at the solid states of Cu alloys, the fracture of joints occurred at the bond interface. The maximum joint strength of about 305MPa was obtained at the bonding temperature of solid-liquid region of P-bronze.
- 3) In the diffusion bonding of Cu-Be alloy to stainless steel, the joint strength increased with the increase of ratio of bonding temperature to solidus temperature of Cu-Be alloy, but the fracture happened at bond interface, and joint efficiency was below 55%.
- 4) Joint of Cu-0.03mass%Zr/SUS304 and Cu-0.7mass%Cr/SUS304 were considerably affected by the post aging treatment, and after aging the joint strength of the joints became about the same values of the Cu alloys

1. はじめに

特性の異なる異種材料の複合化を行うことで、双方の特性を兼ね備えた材料の開発が可能なることから、各種の接合法を利用した継手の特性について検討がなされている。接合法としては、大別すると固相接合と融接に分類されるが、融接による異種材料の接合は金属間化合物の形成や融点の違いによる融合不良が懸念される。また、固相接合を利用した異材の接合としては摩擦圧接法¹⁾や拡散接合法²⁾等があげられる。しかし、摩擦圧接による継手は接合後の機械加工が必要なこと及び接合装置の構造より単純形状材の接合に限られる。これに対して、拡散接合は被接合材の変形が少ないことや複雑形状材の接合が可能のために、精密金型や各種電極等の作製に利用さ

れている。また、セラミックスと金属の接合手段としても、継手の接合性に及ぼす接合条件の影響等に多くの検討がなされている³⁾。しかし、異種金属の接合に利用した際、接合性に及ぼす母材中の合金元素の影響について検討したものは少ないようである⁴⁾。

そこで、本研究は強度と通電性を備えた複合材の作成を行うために銅及び銅合金とステンレス鋼の接合に拡散接合法を適用し、接合性に及ぼす銅合金中の合金元素の影響について若干の検討を行った。

2. 供試材料及び実験方法

被接合材としては市販の直径10mmの純銅(タフピッチ銅)、クロム銅(Cu-0.7mass%Cr)、ジルコニウム銅(Cu-0.03mass%Zr)、りん青銅(Cu-8 mass%Sn)、ベリリ

* 機械工学科

平成5年9月2日受理

ウム銅 (Cu-0.5mass%Be, Cu-2 mass%Be) 及びアルミニウム青銅 (Cu-8.5mass%Al) を用いた。各銅合金の接合の相手材としては、直径10mmのオーステナイト系ステンレス鋼 (SUS304, σ_B : 660MPa) を用いた。

接合は既報⁵⁾と同じ高周波誘導加熱を利用した接合装置を用いて、銅合金とステンレス鋼の直接接合を行った。接合用の試験片は長さ40mm一定とし、接合の直前にエメリー紙#1200にて研磨後、アセトン中にて超音波洗浄を行った。接合温度の制御は、接合界面より約1mm隔った接合材の側面にパーカッション溶接したR熱電対により行った。

接合条件は、接合雰囲気圧を約 6×10^{-3} Pa まで排気後、加熱速度を20K/s一定として、接合温度を T_B : 1073~1273Kの範囲で、接合時間を t_b : 0.05~10ksの範囲で数水準変化させた。接合圧力 (10MPa) は、接合温度に到達した直後に荷重を加え、所定の時間経過後、速やかに除荷を行う定荷重接合法を用いて加えた。また、既報で接合部強さに及ぼす時効処理の影響を明らかにしている⁵⁾Cu-0.5mass%Be及びCu-2 mass%Beを除く、時効硬化合金のCu-0.7mass%Cr及びCu-0.03mass%Zrとの接合材については、接合部強さに及ぼす後熱処理の影響についても検討した。

接合性の評価は接合部の機械試験、EPMAによる接合界面近傍の線分析及びマイクロ組織の観察により行った。マイクロ組織の観察を行うための腐食は、鏡面研磨後に塩化第二鉄5g;塩酸20ml;エタノール100mlの割合で混合した腐食液を用いて行った。また、接合部強さの測定は、平行部の直径を7.5mm、長さを20mmとし、接合部が平行部の中央に位置するように加工した後に0.025mm/s一定の速度で引張試験を行った。

3. 実験結果

3.1 接合部強さに及ぼす接合条件の影響

3.1.1 Cu及びCu-0.7mass%CrとSUS304の接合

Fig. 1はCuとSUS304の直接接合材の接合部強さと接合時間の関係を示す。図に見られるように、Cuとの接合では接合温度を1073K~1273Kの範囲で変化させた場合、いずれの接合温度においても接合時間の経過と共に直線的に増加する。また、接合温度が1123K以上の接合材では、Cu中から母材破断を生じるようになった。接合材の母材破断は、接合温度の上昇と共に短時間側で生じるようになった。Fig. 2は接合部強さと接合温度の関係を示す。各接合時間とも接合部強さと接合温度の間に

は直線関係が認められる。

Fig. 3は1123K×3ksの条件で接合を行った接合部近傍のマイクロ組織及びEPMA分析の結果を示す。図に見られるように接合部には、接合性を阻害するポイドを伴う拡散層⁶⁾は観察されない。また、Fig. 4に示す接合部近傍の硬さ分布に見られるように、接合部の硬さは接合界面を介して、双方の硬さへと急変している。

以上のように、CuとSUS304の直接接合材の接合部強さは、接合温度の上昇及び接合時間の経過と共に増加するが、これはFig. 3及びFig. 4に見られたように、接合部に拡散層を生じないためと考えられる。

そこで、次にCuと同様に接合部に拡散層を形成しないCu-0.7mass%Crとの接合性について評価を行った。Cu-0.7mass%CrとSUS304の接合部のマイクロ組織では、拡散層の形成は観察されなかった。しかし、接合部

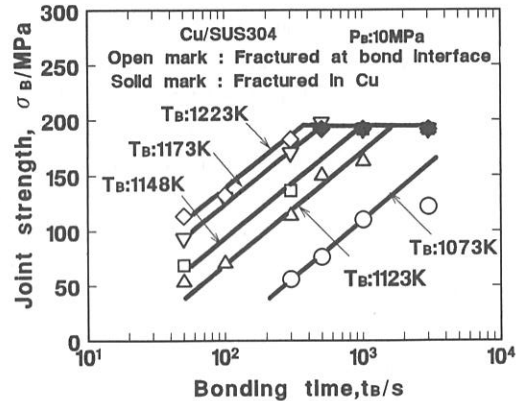


Fig. 1 Relation between joint strength and bonding time of joint of Cu/SUS304

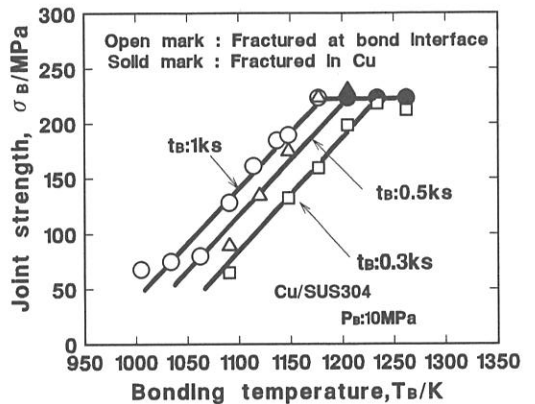


Fig. 2 Relation between joint strength and bonding temperature of joint of Cu/SUS304

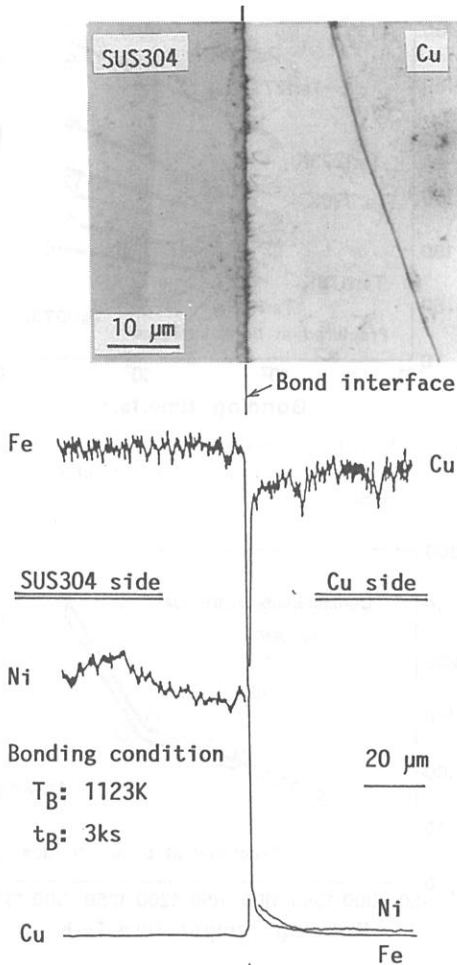


Fig. 3 Microstructure and EPMA analysis of bond zone of joint in Cu/SUS304 at $1123 \times 3ks$

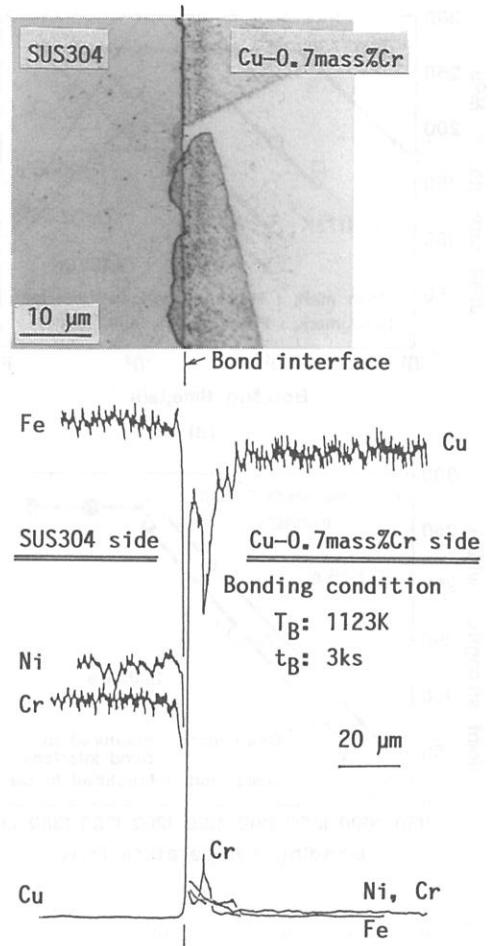


Fig. 5 Microstructure and EPMA analysis of bond zone of joint in Cu-0.7mass%Cr/SUS304 at $1123 \times 3ks$

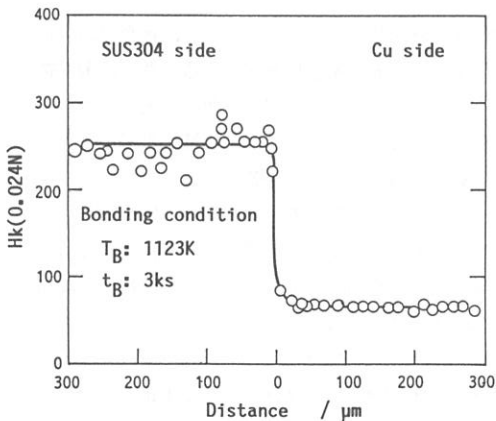


Fig. 4 Distribution of hardness of bonded zone of joint in Cu/SUS304 at $1123 \times 3ks$

における元素分布を分析したところ、Fig. 5 に示す $1123 K \times 3 ks$ の条件で接合を行った接合部の EPMA 分析結果に見られるように、SUS304 側より Cu-0.7mass%Cr 側への Cr 及び Ni の拡散が観察される。次に、Fig. 6 (a) 及び (b) は Cu-0.7mass%Cr/SUS304 接合材の接合強さに及ぼす接合時間及び接合温度の影響を示す。図に見られるように、接合部強さは Cu/SUS304 接合材と同様に接合温度の上昇及び接合時間の経過と共に増加し、Cu-0.7mass%Cr 中から母材破断を生じるようになった。

3. 1. 2 Cu-0.03mass%Zr 及び P-bronze と SUS304 の接合

Fig. 7 は Cu-0.03mass%Zr と SUS304 の直接接合材

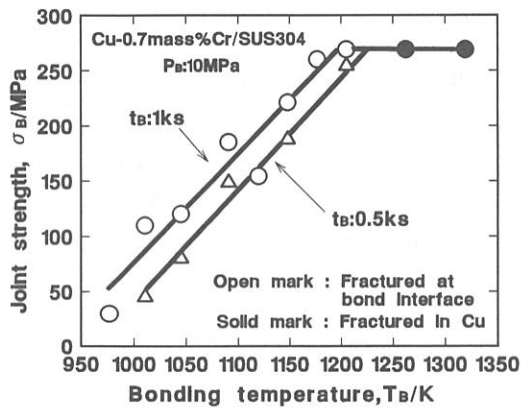
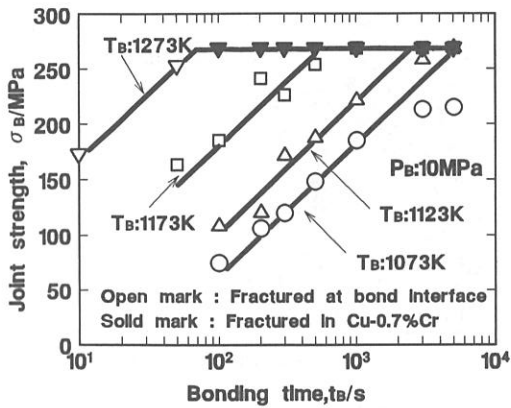


Fig. 6 Effect of bonding condition on the joint strength of joint of Cu-0.7mass%Cr/SUS304 (a) Effect of bonding time (b) Effect of bonding temperature

の接合部強さと接合時間の関係を示す。図に見られるように、接合温度を1073K~1273Kの範囲で変化させた場合、いずれの接合温度においても接合時間の経過と共に接合部強さは直線的に増加するが、接合温度が1223K以上になると接合部強さと接合時間の関係直線の勾配は大きくなる。そこで、接合時間を1及び3 ks一定として接合部強さに及ぼす接合温度の影響について検討を行った。その結果を Fig. 8 に示す。図に見られるように、接合部強さと接合温度の間には直線関係が見られるが、その関係は接合温度1240Kを境に傾きが大きくなることが明らかになった。この原因としては、Cu-Zr 二元系では0.15~22mass%Zr までは固相線温度が1239K⁶⁾であることに起因しているものと予想される。固相接合において

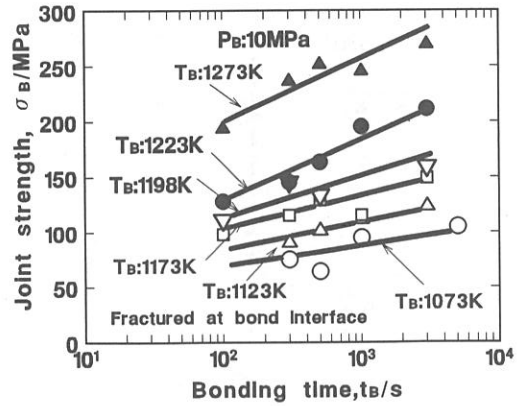


Fig. 7 Relation between joint strength and bonding time of joint of Cu-0.03mass%Zr/SUS304

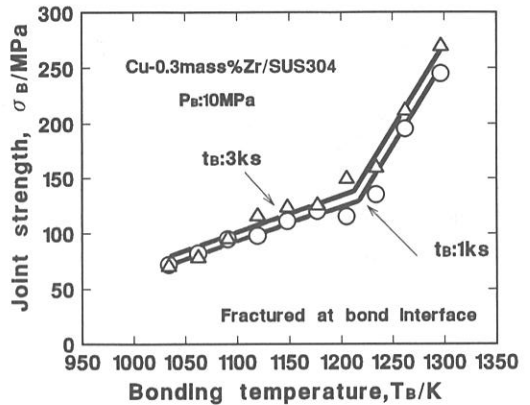


Fig. 8 Relation between joint strength and bonding temperature of joint of Cu-0.03mass%Zr/SUS304

固液共存域を利用した接合を行うと、接合材の変形が生じやすく接合面の密着性が向上すると共に拡散係数が大きくなるために接合界面間の拡散等に大きく寄与することが明らかにされている⁷⁾。また、液相量が多くなると母材の劣化を招き、見かけ上接合部強さは低下するが、Cu-0.03mass%Zr では液相が少ないために低下しなかったものと推察される。ここで、固液共存域になるためと仮定したが、Zr 量が0.03mass%は状態図上では固体であり、液相は生じないものと考えられる。しかしながら、Fig. 9 に示す接合条件が1123K×3 ksの接合部近傍のEPMA 分析結果に見られるように、Cu-0.03mass%Zr/SUS304の直接接合では接合界面近傍のCu-0.03mass%Zr 側でZrの富化が生じる。Zrの富化は接合温度が高く

なると更に高くなった。このために、接合界面近傍のCu-0.03mass%Zr側では接合温度が1240K以上になった場合、固液相接合となり接合性が低温側での接合よりも向上したものと考えられる。

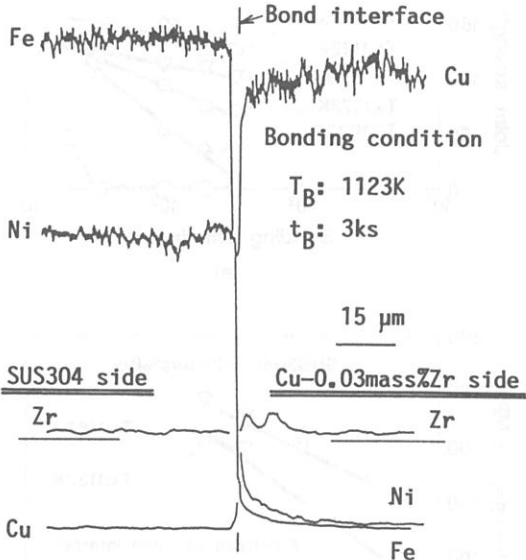


Fig. 9 Distribution of characteristic X-ray of Fe, Ni, Cu and Zr analyzed bond zone of joint of Cu-0.03mass%Zr/SUS304

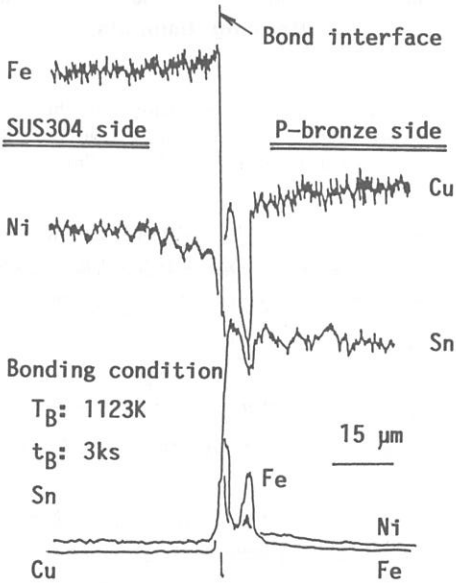


Fig. 10 Distribution of characteristic X-ray of Fe, Ni, Cu and Sn analyzed bond zone of joint of P-bronze/SUS304

Fig. 10は1123K×3 ksの条件で接合したP-bronzeとSUS304接合材の接合部近傍のEPMA分析結果を示す。供試材料のP-bronzeの固相線温度はほぼ1153Kである。図に見られるように固相線近傍で接合を行った場合、P-bronze側にFe及びNiの偏析部が観察される。

Fig. 11 (a)及び(b)はP-bronze/SUS304接合材の接合強さと接合時間の関係を示す。図に見られるように、接合部強さは接合温度が1023K~1123Kの範囲では接合時間の経過と共に直線的に増加するが、すべての接合材が接合界面より破断した。これに対して、固液共存域の温度1173Kで接合を行った場合、わずか20sの接合で約250MPaの高い接合部強さが得られ、一部P-bronze

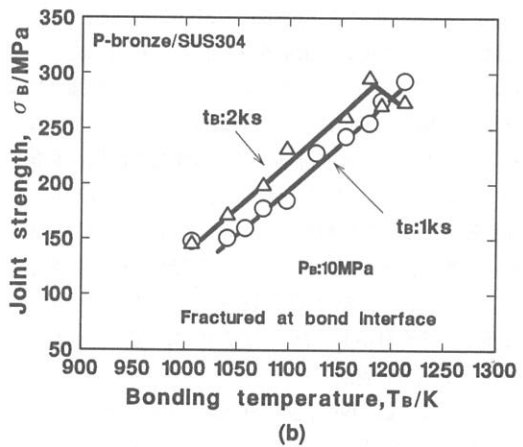
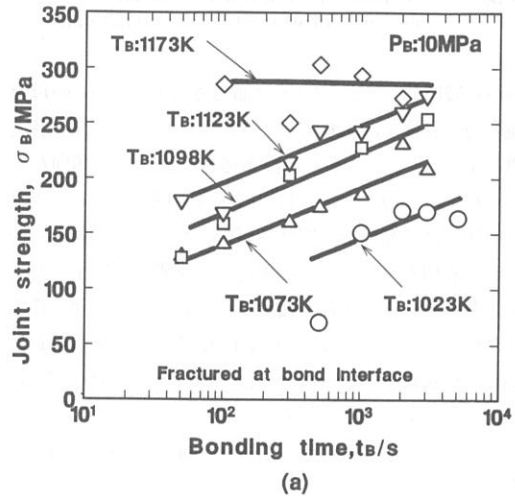


Fig. 11 Effect of bonding condition on the joint strength of joint of P-bronze/SUS304 (a) Effect of bonding time (b) Effect of bonding temperature

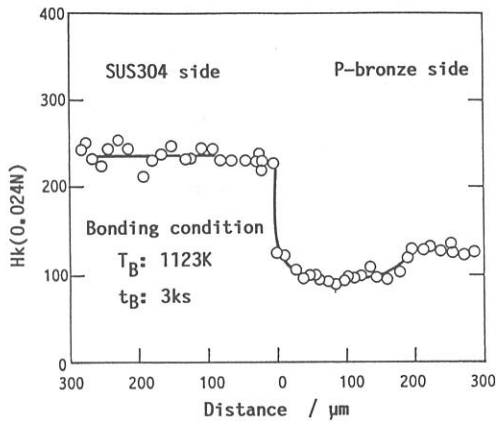


Fig.12 Distribution of hardness of bonded zone of joint in P-bronze/SUS304 at 1123×3ks

中から破断したが、その接合部強さはP-bronzeの母材強度約325MPaと比較すると低い値である。また、接合時間が1ks以上になると接合部強さは低下する傾向が認められた。このように母材の固液共存域で接合した場合、短時間接合で高い接合部強さが得られるのは、前述したように液相を生じることで接合面の密着性が向上したためと考えられる。また、接合時間が長くなると接合部強さが低下するようになるのは、Fig. 12に示す接合部近傍の硬さ分布に見られるように、P-bronzeの母材の劣化に起因するものと考えられる。

3. 1. 3 Cu-Be合金及びAl-bronzeとSUS304の接合

Cu-Be合金及びAl-bronzeとSUS304の接合については、接合部に硬い拡散層を生じ、高い接合部強さが得られないことを明らかにしている^{8),9)}が、接合部強さに及ぼす接合時間の影響について詳細な検討を行っていない。そこで、本項では接合部強さに及ぼす接合時間の影響について検討した。まず、Al-bronzeとSUS304の接合を1023K~1263Kの範囲で行ったが、接合圧力が10MPaの場合、接合温度が1233K以上で一部接合部強さの測定が可能であったが、常に引張試験片の加工中に接合部から破断する接合材があった。このために、10MPaの接合では接合が困難と判断した。

Fig. 13は、Cu-Be合金とSUS304の接合材の接合部強さと接合時間の関係を示す。(a)はCu-0.5mass%Be/SUS304接合材の結果であるが、接合温度を1023K~1173Kの範囲内で変化させたと、1023Kでの接合では5ksの接合で接合部強さの測定ができた。また、接合温度

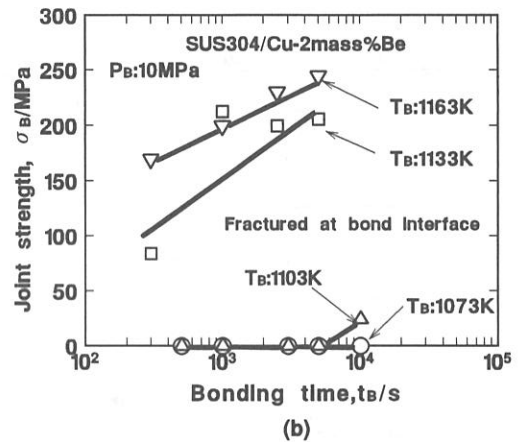
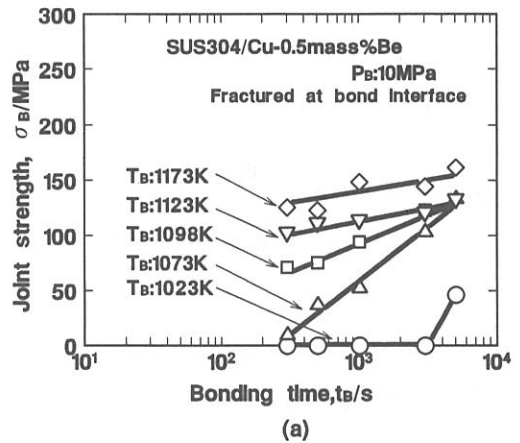


Fig.13 Effect bonding condition on the joint strength of joint of Cu-Be alloy/SUS304 (a) Cu-0.5mass%Be (b) Cu-2mass%Be

を1073K以上とした場合、接合時間が0.3ks~5ksの範囲では接合時間の経過と共に接合部強さは直線的に増加するが、接合温度が高くなるほど接合部強さの増加割合は小さくなる。このように、接合温度が高くなると接合部強さの増加割合が小さいのは、既報⁹⁾で明らかにしたように、接合部に生じる拡散層が原因と考えられる。

3. 2 銅合金とSUS304の接合性に及ぼす合金元素の影響

各銅合金とステンレス鋼との直接接合では接合部強さと接合時間との間に直線関係がみられるもののそれぞれの銅合金で接合性は異なることから、各銅合金とステンレス鋼の接合性に及ぼす接合温度の影響について整理を行った。Fig. 14は接合温度 T_B (K) を銅合金の固相線

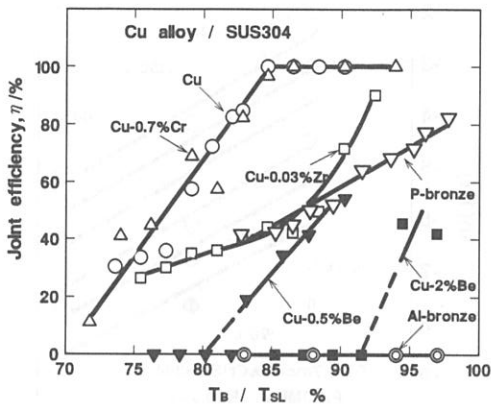


Fig. 14 Relation between joint efficiency and T_B/T_{SL} of joint of Cu alloy/SUS304

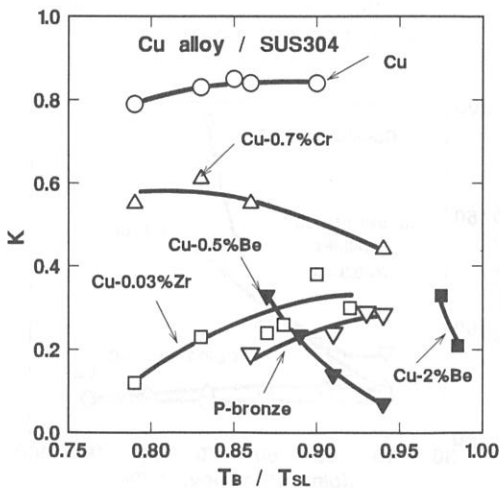


Fig. 15 Relation between $\eta/\log t_B$ and T_B/T_{SL} of joint of Cu alloy/SUS304

温度 T_{SL} (K) で割った値 T_B/T_{SL} と接合時間が 1 ks における接合効率 η (接合材の引張強さ / 接合同じ熱処理を行った銅合金の引張強さ) の関係を示す。図に見られるように Cu 及び Cu-0.7mass%Cr との接合では η と T_B/T_{SL} の関係はほぼ等しく、 T_B/T_{SL} が約 85% まで η は直線的に増加し、85% 以上になると銅合金内で引張破断を生じた。他の銅合金の η も T_B/T_{SL} の増加に伴い上昇するが、 T_B/T_{SL} が 85% の接合温度において η を比較すると、Cu-0.03mass%Zr、Cu-0.5mass%Be の順に小さくなり、Cu-2 mass%Be や Al-bronze との接合はできなかった。なお、Cu-2 mass%Be との接合は接合温度を上昇させることで約 40% の接合効率を得られるが、アル

ミニウム青銅との接合では、アルミニウム青銅の固相線温度近傍まで接合温度を上昇させても接合はできなかった。

次に、接合性に及ぼす接合時間の影響について検討を行った。比較は接合部強さと接合時間の関係を接合効率の関係に整理した後求めた各接合温度における直線の傾き K と T_B/T_{SL} の関係により行った。Fig. 15 に各接合材の K 値と T_B/T_{SL} の関係を示す。図に見られるように銅との接合では T_B/T_{SL} が変化しても K 値は約 0.8 とほぼ一定の値である。これに対して、Fig. 14 で Cu とほぼ等しい値が得られた Cu-0.7mass%Cr との接合材の K 値は 0.6 以下と低く、Cu との接合材と等しい接合効率を得るには長時間の接合が必要である。また、Cu-0.03 mass%Zr 及び P-bronze との接合では、接合温度が高くなるにしたがい、接合が容易になるものの、Cu とほぼ等しいに接合効率を得るには約 3 倍の接合時間を要する。さらに、Cu-Be 合金との接合では、接合温度が高くなるほど接合性を阻害する拡散層の成長が生じるために、 K 値は T_B/T_{SL} の増加と共に低くなることが明らかになった。

3. 3 接合部強さの予測式に関する一考察

元素の拡散に着目した場合、拡散対における一方の元素の拡散状況はフィックの方程式を解くことで得られるために、拡散の大小による接合部強さの推定を行う試みも考えられる。しかし、Fig. 1 及び Fig. 3 に示したように拡散幅が極めて小さい接合材でも、母材中から破断を生じた。このために、拡散量により接合部強さを推定することは困難なものと推察される。また、多元系材料の複合化により実用材を作成するには、それらの組み合わせにおける各構成元素の拡散及び接合性を阻害する金属間化合物の形成等を考慮する必要がある。さらに、多元系については元素の拡散係数等を求めることは困難であり、しかも、必要とする接合対における拡散距離等は殆ど測定されていない。このために、拡散による接合部強さの予測式を得るには、任意の材料の組み合わせで極めて多くの拡散実験を行う必要がある。

ここで、前述したように銅合金と SUS304 の直接接合材の接合部強さは銅合金中の合金元素により異なるものの、接合部強さは接合圧力及び接合面の表面粗さがそれぞれ $10\text{MPa} \times R_z$ 約 $0.3\mu\text{m}$ のとき接合部強さと接合時間の間には直線関係が認められた。そこで、この直線関係に着目し、接合部強さを予測する方法について検討した。

拡散接合材の接合部強さは、接合面が平滑でしかも接

合圧力を一定とした場合、前項の実験結果例えば Fig. 6 に見られたように接合温度及び接合時間により定まるために、接合温度を一定として考えた場合、接合効率と接合時間の関係は次式で表わされる。しかし、合金元素の違いによりその関係直線は異なることから、その関係式は、

$$\eta = k_0 \cdot n \cdot \log t \dots\dots\dots (I)$$

ここで、 η ：接合効率 {継手強度 / 母材の強度 (%)}

t ：接合時間 (s)

k_0, n ：材料定数

で表される。また、接合効率の増加は熱活性化過程にあり Arrhenius 型の変化を行う。

このために、次式が成立する。

$$\eta - \eta_0 = k' \cdot n \cdot \log t \dots\dots\dots (II)$$

$$k' = k_0 \cdot \exp(-Q/RT_i) \dots\dots\dots (III)$$

但し、ここで

Q ：実験によって得られる接合効率の増加のための見掛け上の活性化エネルギー

R ：ガス定数

T_i ：絶対温度 (K)

η と接合時間のグラフにおいて接合温度が一定の時、 η と $\log t_B$ の間には直線関係が認められた。このように、 T_1 及び T_2 における η と $\log t_B$ の関係直線の傾きが等しいために、各々の接合温度において一定の接合効率を得るのに必要な接合時間は η の値が定まると一義的に定まるものと考えられる。さらに、前述したように本実験は加熱及び冷却過程の速度を速くし、接合時間に及ぼすそれらの影響を可能な限り小さくしている。また、接合時間が 0 秒の時の接合効率は見掛け上零に等しかった。

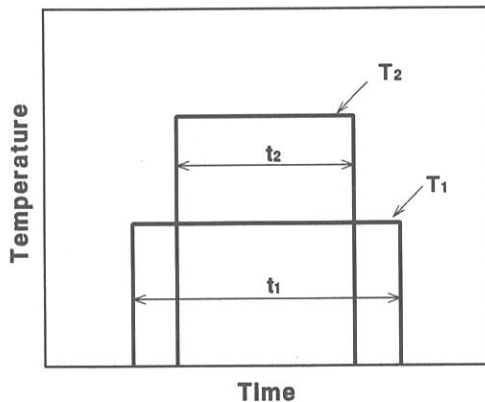


Fig. 16 Illustration of bonding cycles

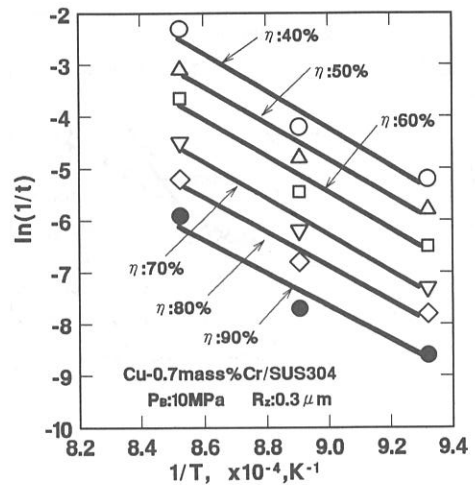


Fig. 17 Relation between Q and joint efficiency of joint of Cu alloy/SUS304

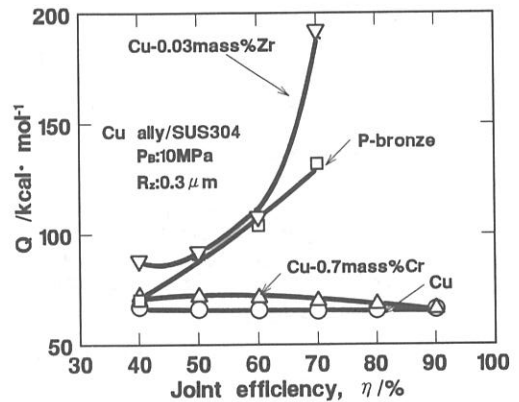


Fig. 18 Relation between $\ln(1/t)$ and $1/T$ of joint of Cu-0.7mass%Cr/SUS304

このために、接合過程における接合効率の計算は、Fig. 16に示すような矩形型熱サイクルに単純化したものによって考察することが出来るものと推察される。

以上のことから、熱処理過程の温度～時間の等価関係を検討した Maynier ら⁹⁾の考察より、拡散接合を行った際にも任意の接合効率を得るために必要な見掛け上の活性化エネルギーが求められるものと推察される。

二つの異なった矩形型熱処理サイクル (温度 T_1 、接合時間 t_1 のものと温度 T_2 、接合時間 t_2 のもの) が、同じ金属的效果 (本論では、等しい接合効率の値) を示すには、

$$k_1 \cdot t_1 = k_2 \cdot t_2 \dots\dots\dots (IV)$$

という関係式が成立する必要がある。

ここで、 k_1, k_2 は二つの温度 T_1 と T_2 において、その組合せの接合強さの変化に関わる元素の拡散に関する係数で、(II)式における k' の値に相当する。このために、(I)式における定数 n は以後、1 と仮定する

η を一定としたとき、各温度において η_{const} が定まる。また、 η_0 は接合時間 0 秒における接合効率の値であるがその値は固液相接合を除き、著しく低いことから、(III)式は、次式のように変形される

$$\eta = k_0 \cdot \log t \cdot \exp(-Q/RT) \dots\dots\dots (V)$$

各銅合金と SUS304 接合材の任意の接合効率における Q が得られると、一定の接合効率を得るために必要な接合時間（或いは接合温度）は、接合温度（或いは接合時間）を一定にしたとき (V) 式を利用して得られる。ここで、 Q 値は、例えば Fig. 17 に示す Cu-0.7wt%Cr/SUS304 の接合材の $1/n$ (1/t) と $1/T$ の関係直線の傾きより得られる。Fig. 18 に各接合材の接合効率と Q の関係を示す。

以上のことから、接合圧力及び接合面の表面粗さがそれぞれ 10MPa と $Rz : 0.3\mu m$ のとき一定の接合効率を得るには、接合時間あるいは接合温度いずれか一方を決定することで、他方の条件が得られるものと考えられる。

3. 4 接合部強さに及ぼす時効処理の影響

Cu-Be 合金/SUS304 接合材の接合部強さに及ぼす後熟処置の影響については既に明らかにしている¹⁰⁾ことから、Cu-0.03mass%Zr 及び Cu-0.7wt%Cr との接合材の接合部強さに及ぼす時効処理の影響について検討した。

Fig. 19 は Cu-0.03mass%Zr/SUS304 接合材の接合部強さに及ぼす時効温度の影響を示す。時効処理は保持時間を 3ks 一定とし、時効温度を 573K ~ 773K の範囲で変化させた。接合は予め 1173K × 1 ks の条件で行った。その後、容体化処理を工業用純アルゴン中にて 1253K × 1.8 ks の保持後、水冷することで行った。図中に示すように、接合のまま材及び容体化処理材の接合部強さは約 270MPa と等しい値であった。時効処理材の接合部強さは時効処理温度の増加と共に増加し、723K 及び 773K で約 400MPa が得られた。

Fig. 20 は、Cu-0.7mass%Cr/SUS304 接合材の接合部強さに及ぼす時効温度及び時効時間の影響を示す。接合及び容体化処理は Cu-0.03mass%Zr/SUS304 と同じ条件で行った。時効処理材の接合部強さは、時効温度が 893K では過時効となり接合部強さは変化しない。しかし、時効温度が 623K ~ 823K の範囲では、接合部強さが増加する。図に見られるように、接合材の接合部強さは Cu

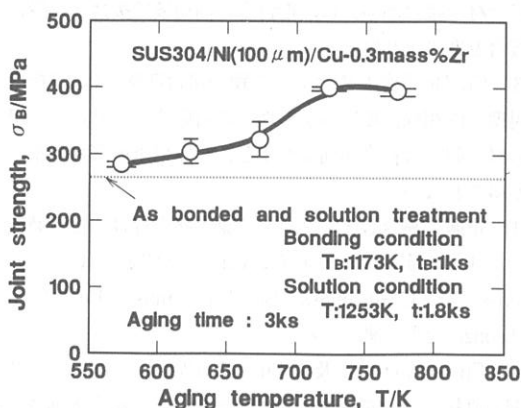


Fig.19 Relation between joint strength and aging temperature of joint of Cu-0.03mass%Zr/SUS304

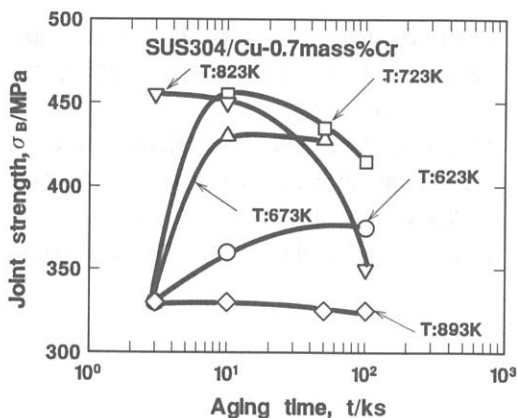


Fig. 20 Relation between joint strength and aging time of joint of Cu-0.7mass%Cr/SUS304

-0.7wt%Cr の母材の時効硬化に対応して変化することが明らかになった。

4. まとめ

高い強度と通電性を備えた複合材の作成を行うために銅及び銅合金とステンレス鋼の直接接合に拡散接合法を適用した。接合圧力、接合面の表面粗さ及び接合雰囲気それぞれ 10MPa × Rz 約 $0.3\mu m$ × 80mPa 一定として、接合性に及ぼす銅合金中の合金元素の影響について検討を行ったところ次のような結果が得られた。

- (1) Cu 及び Cu-0.7wt%Cr とステンレス鋼の接合材の接合部強さは接合温度の上昇と共に増加し、各銅合金の母材中から破断する継手を得られる。
- (2) Cu-0.03mass%Zr 及び P-bronze とステンレス鋼の

接合材の接合部強さは、銅合金の固相域で接合した場合、接合温度により定まる。

(3) Cu-Be 合金とステンレス鋼の接合部強さは、(接合温度/固相線温度)の値の増加に対応する。しかし、接合材の破断は接合界面より生じ、55%以下の接合効率しか得られない。

(4) 市販の銅合金とステンレス鋼の接合性は、接合時間を 1 ks 一定とした場合、Cu-0.7wt%Cr, Cu-0.03 mass%Zr, Cu-0.5mass%Be, Cu-2 mass%Be 及び Al-bronze の順に悪くなる。

(5) Cu-0.03wt%Zr 及び Cu-0.7wt%Cr とステンレス鋼の直接接合材を時効処理した場合、その接合部強さは、各銅合金の時効硬化に対応する。

参考文献

- 1) 例えば、有年、沖田、圓城、池内、松田：無酸素銅と純アルミニウムとの摩擦圧接，溶接学会論文集，Vol. 9 (1991)，No. 4. 3
- 2) 例えば、大村、吉田：異種金属のろう付における母材の溶解—晶出とその応用 (第6報)，溶接学会論文集，Vol. 2 (1984)，No. 2. 95
- 3) 例えば、浜田、暮石、八木、植田、圓城、池内：アルミナセラミックスと銅板の接合，溶接学会論文集，Vol. 4 (1986)，No. 1. 73
- 4) 益本、芹野、西尾、浅田、迎：拡散層の形成と接合強度，溶接学会論文集，Vol. 6 (1988)，No. 1. 104
- 5) 益本、浅田、芹野、西尾、迎、本田：アルミニウム青銅とステンレス鋼の拡散接合，本誌，No. 9 (1985)，55
- 6) T. B. Massalski, etc.; BINARY ALLOY PHASE DIAGRAMS, Vol. 1 and Vol. 2. ASM, 1986
- 7) 圓城、池内：Al-Cu-Mg 系2017合金の拡散接合，溶接学会論文集，Vol. 2 (1984)，No. 4. 599
- 8) 益本、浅田：ベリリウム銅合金と鋼の固相接合 (第1報)，本誌，No. 12 (1988)，1
- 9) Maynier. P. Martin. P. F, Bastien. P, Seville. J; Etablissement d'une equivalence entre le temps et la temperature de austenitisation, Application aux traitements thermiques et au soudage, Mem, Sci, Rev. Metall. 63 (1966), 997
- 10) 益本、浅田：接合性に及ぼす後熱処理の影響，本誌，No. 13 (1989)，1