

拡散接合性に及ぼす金属間化合物の影響

——銅合金とステンレス鋼の拡散接合 (第2報)——

益本 広久*・浅田 明弘*

Effect of Intermetallic Compound on the Bondability

——Diffusion Bonds between Cu Alloys and Stainless Steel (Report-2)——

Hirohisa MASUMOTO and Akihiro ASADA

Abstract

Diffusion bondings of copper-beryllium alloys or copper-aluminum alloys to an austenitic stainless steel SUS304 were carried out in a vacuum. Influences of the intermetallic compounds on the bondability have been investigated. Main results obtained are as follows: (1) In the direct bonding of copper-beryllium alloy to stainless steel, bonding was impossible when the ratio of bonding temperatures (T_B) to solidus temperatures (T_{SL}) of Cu-0.5mass%Be and Cu-2mass%Be alloys (T_B/T_{SL}) were less than 0.78 and 0.82, respectively. In these cases, however, the joint strength increased abruptly with raising the bonding temperature ratio (T_B/T_{SL}). (2) In the joints of Cu-Be alloys and stainless steel, intermetallic compounds such as BeNi and Be₂Cr were formed in the bond zone, but, the joint strengths of these joints increased with an increase in the bonding temperature and the maximum joint efficiencies of about 60% were obtained at the bonding temperature (T_B/T_{SL}) of 0.97 in these joints. (3) In the direct bonding of Cu-Al binary alloys to stainless steel, the joint strength of the joint was extremely low, and intermetallic compounds such as NiAl and Ni₃Al were formed in the bond zone of the joint. (4) In the case of the joints of Albronze to stainless steel, the bonded specimen could not be machined for the tensile test pieces because of the forming of the intermetallic compound of NiAl and Ni₃Al in the bond zone.

Key words; Diffusion bonding, copper-beryllium alloy, copper-aluminum alloy, Stainless steel, Intermetallic compound, Joint strength

1. 緒 言

著者らは高い強度を有する導電性材料の開発を目的に銅合金とステンレス鋼の複合化に関して検討を行った^{1)~10)}。その結果、接合部に拡散層を生じ、高い接合部強さが得られない組合せ^{1),9),10)}の接合においては、被接合材と馴染みの良い金属箔を中間材に用いると接合性が改善されることを明らかにした²⁾。しかしながら、複雑な形状材の接合を行う場合、中間材の挿入は煩雑である。このために、中間材としてめっき¹¹⁾及び超塑性材料¹²⁾を利用した接合について検討を行った。また、直接接合が困難

な組合せ材の接合では、中間材の化学組成を調整する¹³⁾など、接合性の改善策について多くの検討が行われている。異種材料の接合においては拡散層が生じる場合、接合部強さは低く、多くの組合せで脆弱な金属間化合物が同定されている¹⁴⁾。しかし、接合材の多くは多元系材料の接合であるために、接合部に生じる拡散層内には、複数の金属間化合物を含むことがあるが、接合性を阻害する金属間化合物を特定した報告は少ない¹⁵⁾。また、著者らが検討を行ってきた銅合金とオーステナイト系ステンレス鋼の組合せにおいて、接合性を阻害する金属間化合物を特定した報告は少ないようである。

* 機械工学科

平成7年9月26日受理

そこで、本研究ではステンレス鋼と直接接合を行った場合、接合部に硬い拡散層が生じると共に接合材の母材強度に匹敵する接合部強さが得られないアルミニウム青銅¹⁾及びベリリウム銅⁶⁾に着目し、ステンレス鋼との接合性に及ぼす金属間化合物の影響について検討を行った。

2. 供試材料及び実験方法

Table 1 (a)及び(b)に、それぞれ本実験に用いた銅合金及びSUS304の化学組成を示す。Table 1 (a)は市販のアルミニウム青銅及びベリリウム銅である。Table 1 (b)は自家製のCu-Be二元合金及びCu-Al二元合金である。ここでCu-Be二元合金は市販のCu-4.13mass%Be二元合金と99.99%のCuより溶製した。また、Cu-Al二元合金はCu及び99.999%のAlを用いて溶製した。各溶製材料は900°C×30ksの拡散焼鈍を施し、さらに、850°C×1.8ksの恒温保持後、熱間圧延により板厚12mmの板に加工した。圧延した後550°C×18ksの応力除去焼なましを施し、直径10mm長さ40mmの接合実験試料に切削加工した。

接合は、既報¹⁾と同じ接合装置を用いて行った。接合温度は、683°C～985°Cの範囲で数水準変化させた。固相接合中の真空度及び加熱速度は、それぞれ5 mPa及び5°C/s一定とし、各接合条件で複数本の接合材を製作した。接合時間は1 ks及び1.8ksとし、接合圧力は10MPaの定荷重接合及び拘束接合¹⁾により加えた。ここで、拘束接合を行った際の接合圧力の時間的変化は、いずれのベリリウム銅の接合でも最大の接合圧力は接合温度に到達

する前後で生じたが、その値は約25MPaであった。そして、接合圧力はベリリウム銅が熱応力により降伏するために接合時間の経過と共に低下した。接合温度が830°C以上では、わずか0.1ksの保持で10MPa以下へと急激に低下した。また、10MPaの定荷重接合では、拘束接合に比較して長時間接合部に荷重が加わるが、接合部の変形が7%以上になると荷重が加わらないようにした。

接合性の評価は接合部のマイクロ組織の観察、EPMAによる接合部の元素分布の解析を行った。また、接合部強さは接合材の平行部の直径及び長さをそれぞれ7.5mm及び20mmに加工した後、0.025mm/sの引張速度で破断試験を行った。接合実験終了後或いは引張試験片への加工中に接合部から破断した破断面及び引張破断面については、Cuをターゲットとして管電圧40kV及び管電流30mAの条件でX線回折（日本電子製JDX-3530）を行い、接合部に形成された化合物の同定¹⁷⁾を行った。

3. 実験結果及び考察

3. 1 ベリリウム銅とステンレス鋼の接合

3. 1. 1 接合部のマイクロ組織

Fig. 1は830°C×1.8ks×10MPaの条件で接合した自家製のCu-Be二元合金とステンレス鋼の直接接合部のマイクロ組織を示す。図に見られるように、Cu-0.1Be材とステンレス鋼との接合部に組織的な変化は観察されない。しかし、Cu-0.2Be材及びCu-0.5Be材とステンレス鋼の接合部には、市販のベリリウム銅との接合部に観察された拡散層⁶⁾と同様の拡散層が観察されるようになった。また、Cu-0.1Be材との接合においても接合温度をCu-Be合金の融点直下まで上昇させた場合、接合部に拡散層が観察されるようになった。Cu-0.2Be材及びCu-0.5Be材とステンレス鋼の接合部に観察された拡散層は、接合温度の上昇及び接合時間の経過と共に成長した。また、EPMA分析により、ステンレス鋼側からCu-0.5Be材へのFe及びNiの拡散が認められ、ステンレス鋼側の拡散層の内部に黒く見える島状の部分ではNiが濃化していた。

3. 1. 2 継手効率に及ぼす接合温度の影響

Fig. 2は市販のベリリウム銅とステンレス鋼との接合材の継手効率（接合部強さ／接合同じ熱処理を行ったベリリウム銅の引張強さ）の平均値と接合温度及びベリリウム銅の固相線温度（K）の比 T_B/T_{SL} の関係を示す。ベリリウム銅の固相線温度は0.5Be材及び2 Be材で、それぞれ約990°Cと約960°Cであった。0.5Be材との接合

Table 1 Chemical compositions of materials used

(a) Commercial materials (mass%)									
	C	Al	Be	Fe	Si	P	Ni	Cr	Co
Cu-0.5Be	-	-	0.53	0.08	-	-	0.19	-	2.05
Cu-2 Be	-	-	1.90	0.14	-	-	0.14	-	0.18
Al-bronze	-	8.35	-	3.35	0.88	0.014	3.00	-	-
SUS304	0.08	-	-	Bal.	0.39	0.026	9.8	18.2	-

(b) Binary alloys (mass%)		
	Al	Be
Cu - 0.05 Be		0.045
Cu - 0.1 Be		0.098
Cu - 0.2 Be		0.22
Cu - 0.5 Be		0.48
Cu - 0.5 Al	0.42	
Cu - 1.5 Al	1.38	
Cu - 3.5 Al	3.2	
Cu - 5.5 Al	5.34	

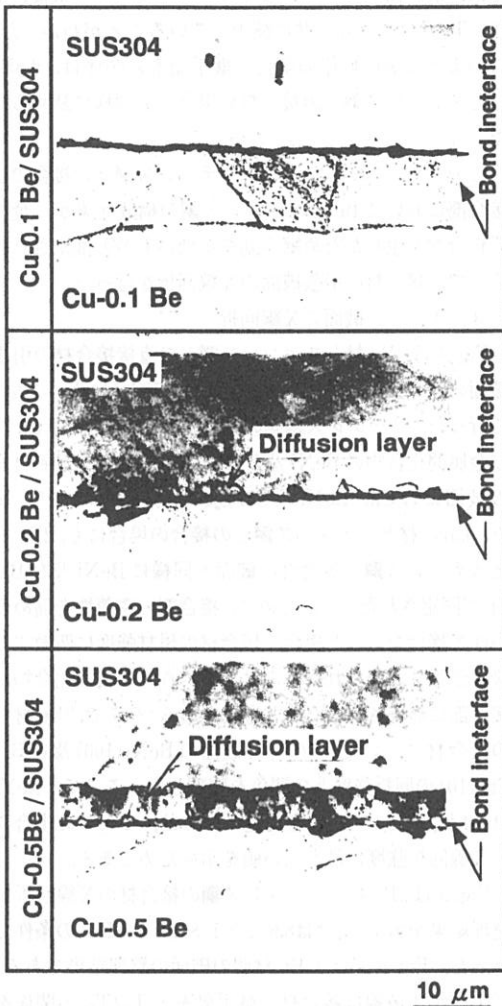


Fig. 1 Microstructures of bond zone of Cu-Be binary alloy to SUS304

は T_B/T_{SL} が約0.78以上で接合が可能となり、その継手効率は T_B/T_{SL} の上昇に伴って急激に増大し、 T_B/T_{SL} が約0.81で約54%の継手効率が得られる。 T_B/T_{SL} を0.81以上としても継手効率の上昇傾向は少なく、 T_B/T_{SL} を約0.97と固相線温度近傍まで高めても継手効率は約60%と高い値は得られなかった。また、2Be材との接合では T_B/T_{SL} が約0.82以上で接合が可能となる。 T_B/T_{SL} の上昇と共に継手効率は急激に高くなるが、その継手効率の上昇傾向は T_B/T_{SL} が上昇すると緩やかになり、 T_B/T_{SL} を0.97としても約60%と低い値である。ここで、接合部の変形率を比較すると2Be材の方が0.5Be材に比較し

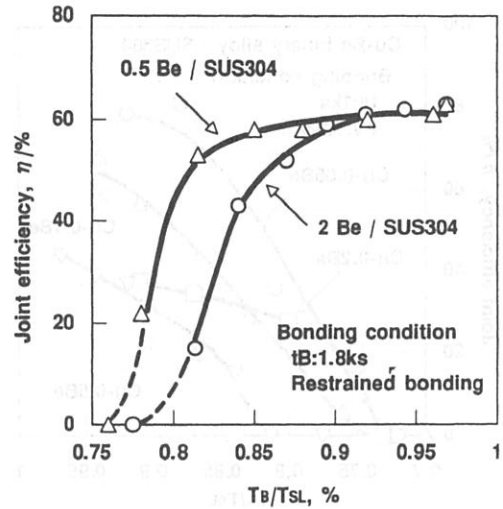


Fig. 2 Relation between joint efficiency and ratio of bonding temperature (T_B) to solidus temperature (T_{SL}) of commercial Cu-Be alloy under the restrained bonding

て高温での変形量が少ない傾向が見られた。このために、Be含有量によって接合が可能になる温度に差異が生じたのは、接合部の密着化の状況が異なるためと考えられる。しかしながら、いずれのベリリウム銅との接合でもその変形率が約7%以上では、継手効率は55~70%の範囲でほぼ一定となった。

Fig. 3はCu-Be二元合金とステンレス鋼の接合材の継手効率と接合温度比 T_B/T_{SL} の関係を示す。接合は定荷重接合で行い、接合時間は最も高い接合温度で10MPaの圧力を加え続けることができるように1ksとした。いずれの接合材も T_B/T_{SL} の上昇と共に継手効率は直線的に増加する。Be量が0.05mass%と少ない場合、 T_B/T_{SL} を0.87と高くした接合材ではCu-0.05mass%材の約85%の継手効率が得られる。しかし、Be量の増加と共に継手効率は低下し、Cu-0.5Be材との接合では、 T_B/T_{SL} を0.92まで高めてもその継手効率は約45%と低い値であった。ここで、Cu-0.5Be材との接合では、 T_B/T_{SL} が0.92の接合材の変形率は約7%であり、この値は同じ T_B/T_{SL} で接合した市販の0.5Be材の接合材とはほぼ同じ値であった。このように、Cu-Be二元合金とステンレス鋼の接合では、市販のベリリウム銅とステンレス鋼との接合材と同様の傾向が認められた。すなわち、接合部の変形率を大きくしても継手効率は接合温度の高温領域で上昇傾向が緩やかになることが明らかになった。

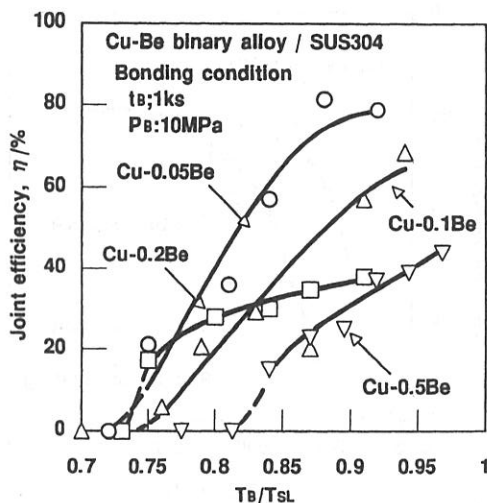


Fig. 3 Relation between joint efficiency and ratio of temperature (T_B) to solidus temperature (T_{SL}) of Cu-Be binary alloy under the constant load bonding

次に, T_B/T_{SL} の異なる2Be材とステンレス鋼との接合材のステンレス鋼側の引張破面のSEM観察を行った。その結果, T_B/T_{SL} が低い場合には, 接合面の研磨傷が明瞭に認められた。 T_B/T_{SL} が上昇すると研磨傷は認められたものの, その凹凸の深さはかなり減少していた。さらに, T_B/T_{SL} が上昇して, 継手効率がほぼ一定になる条件

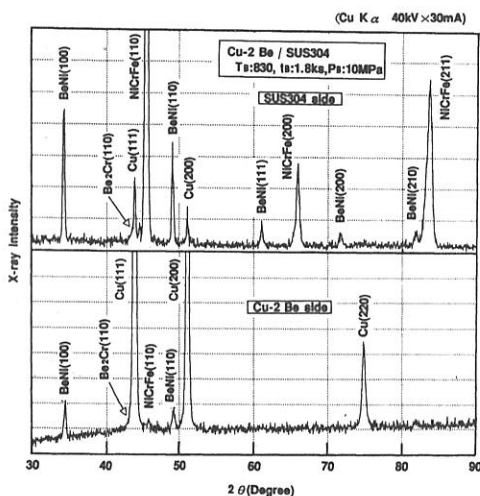


Fig. 4 X-ray diffraction patterns from the fractured surfaces of the joint of Cu-2Be to SUS304

では, 研磨傷は認められなくなった。このため未接合部は, T_B/T_{SL} の上昇と共に減少していることがわかった。このような破面形態の変化と継手効率の関係は, 0.5Be材とステンレス鋼との接合材の場合にも同様に認められた。

このため, ベリリウム銅とステンレス鋼との接合では, 接合部においてBeとステンレス鋼の構成元素が, 金属間化合物を生じたため継手効率が低いものと推察される。そこで, 接合材の引張破面のX線回折を行った。

3. 1. 3 破面のX線回折

Fig. 4は2Be材とステンレス鋼との直接接合材の引張破面のX線回折結果を示す。接合は $830^\circ C \times 1.8ks$ の条件で行った。ステンレス鋼側の破面にはNi-Cr-Ae, Cu及び金属間化合物のBeNi及びBe₂Crが, そして, 2Be材側の破面にはCu, BeNi及びBe₂Crが同定された¹⁸⁾。また, 0.5Be材とステンレス鋼との接合の場合にも, 2Be材とステンレス鋼と接合材の破面と同様にBeNi及びBe₂Crが同定された。このために, 接合部の密着性を高めた条件で接合を行った場合, 接合材の母材強度に匹敵する接合部強さが得られないのは, これらの金属間化合物が接合部に形成されるためと考えられる。そこで, 2Be材との接合材について T_B/T_{SL} と破面のBeNi(100)及びBe₂Cr(110)の回折強度との関係を整理した。ここで, BeNi(100)及びBe₂Cr(110)を選定したのは, これらの化合物のX線回折強度が最も高い値を示すためである。

Fig. 5は2Be材とステンレス鋼の接合材のX線回折の整理結果を示す。接合は $830^\circ C \times 1.8ks \times 10MPa$ の条件で行った。Fig. 5(a)は2Be材側の破面の整理結果である。図中に示す破線は接合材の継手効率と T_B/T_{SL} の関係を示す。接合部強さが低いため引張試験片が加工できなかった $T_B/T_{SL} = 0.78$ の接合材の破面にもBeNiが同定された。BeNiは T_B/T_{SL} が0.87のときにピーク値が得られた。この後, T_B/T_{SL} の上昇と共にその回折強度は低下した。また, Be₂Cr(110)は T_B/T_{SL} が0.875以上で同定されるようになり, その値は T_B/T_{SL} を高くしても殆ど変化しなかった。すなわち, ベリリウム銅とステンレス鋼の直接接合材の継手効率の上昇過程ではBeNiが生成し, T_B/T_{SL} が0.87以上になってBe₂Crが生成するようになると継手効率の上昇傾向は低下することが明らかになった。次に, Fig. 5(b)はステンレス鋼側の破面のX線回折結果を示す。 T_B/T_{SL} が低い接合材の破面上にはCuが同定される。しかし, T_B/T_{SL} の上昇と共に減少し, T_B/T_{SL} が約0.88以上になると殆ど観察されなくなった。それに対

して、BeNi(100)は T_B/T_{SL} の上昇と共に増加する。また、Be₂Cr(110)は T_B/T_{SL} が0.875以上で同定されるようになったが、その値は、 T_B/T_{SL} を高くしても殆ど変化しなかった。

また、0.5Be材との接合材の0.5Be材側の破面のX線回折を行った。Fig. 6はBeNi(100)及びBe₂Cr(110)のX線回折強度と T_B/T_{SL} の関係を示す。図に見られるように2Be材との接合同様にBe₂Crが生成するようになるとその継手効率は、 T_B/T_{SL} を上昇させても緩やかに増加するようになる。

以上のことから、2Be材とステンレス鋼の直接接合は、 T_B/T_{SL} が低い場合、ステンレス鋼側にCuが拡散し、接

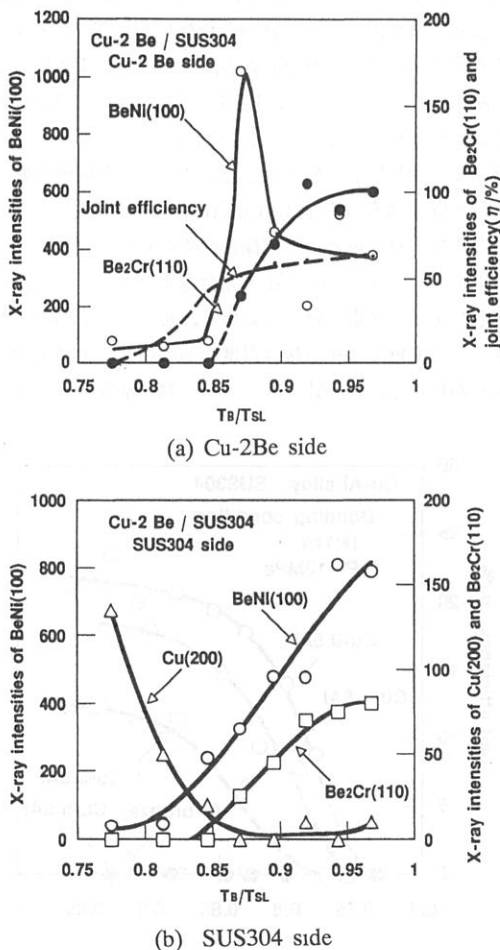


Fig. 5 Relation among X-ray intensities of BeNi(100) and (Be₂Cr), joint efficiency and bonding temperature (T_B/T_{SL}) of the joints of 2Be alloy to SUS304

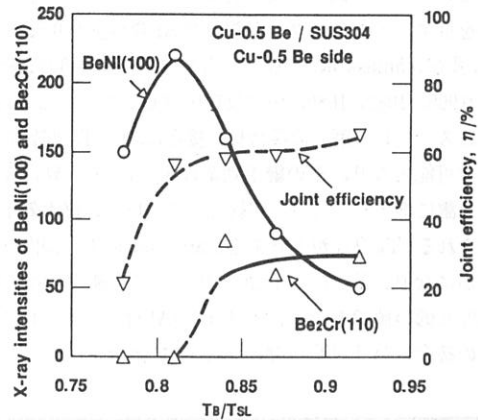


Fig. 6 Relation among X-ray intensities of BeNi(100) and (Be₂Cr), joint efficiency and bonding temperature ratio (T_B/T_{SL}) of the joints of 0.5Be alloy to SUS304

合はなされるが、未接合部が多いために接合部強さは極めて低い値である。 T_B/T_{SL} の上昇と共に未接合部は消失するが、Beの拡散が生じ、接合部にBeNiが形成されるために接合材の母材強度に匹敵する接合部強さが得られない。さらに、 T_B/T_{SL} が高くなると、接合部にBe₂Crが形成されるために接合部強さはほぼ一定の値を示すようになるものと考えられる。

3. 2 アルミニウム青銅とステンレス鋼の接合

3. 2. 1 接合部のマイクロ組織

Fig. 7は830°C×1.8ks×10MPaの条件で接合した自家製のCu-Al二元合金とステンレス鋼の直接接合部のマイクロ組織を示す。図に見られるように、Cu-0.5Al材とステンレス鋼との接合部には組織的な変化は観察されない。しかし、Cu-1.5Al材及びCu-5.5Al材とステンレス鋼の接合部には、市販のアルミニウム青銅との接合部に観察された拡散層¹⁾と同様の拡散層が観察されるようになった。また、Cu-0.5Al合金とステンレス鋼との接合材も、 T_B/T_{SL} を0.85以上に高くすると接合部に拡散層の形成が認められた。Cu-Al二元合金材とステンレス鋼の接合部に観察された拡散層は、接合温度の上昇及び接合時間の経過と共に成長した。EPMA分析では、ステンレス鋼側からCu-Al材へのFe及びNiの拡散が認められ、ステンレス鋼側の拡散層の部分ではAlが濃化していた¹⁾。

3. 2. 2 継手効率に及ぼす接合温度の影響

Fig. 8は市販のアルミニウム青銅及びCu-Al二元合

金とステンレス鋼との接合材の継手効率と T_B/T_{SL} の関係を示す。アルミニウム青銅及び Al 含有量が 0.5, 1.5, 3.5 及び 5.5mass% Cu-Al 二元合金の固相線温度は、それぞれ 995, 1082, 1080, 1074 及び 1068°C である。Cu-0.5Al 材とステンレス鋼との接合材の接合は、 T_B/T_{SL} が約 0.78 以上で可能となり、その継手効率は T_B/T_{SL} の上昇に伴って急激に増大し、 T_B/T_{SL} が約 0.84 で約 18% の継手効率が得られる。 T_B/T_{SL} が上昇すると継手効率の上昇傾向は緩やかになり、 T_B/T_{SL} を 0.96 と高くしても継手効率は約 21% と低い値である。また、Cu-3.5Al 材とステンレス鋼との接合では T_B/T_{SL} が約 0.88 以上で接合が可能となる。

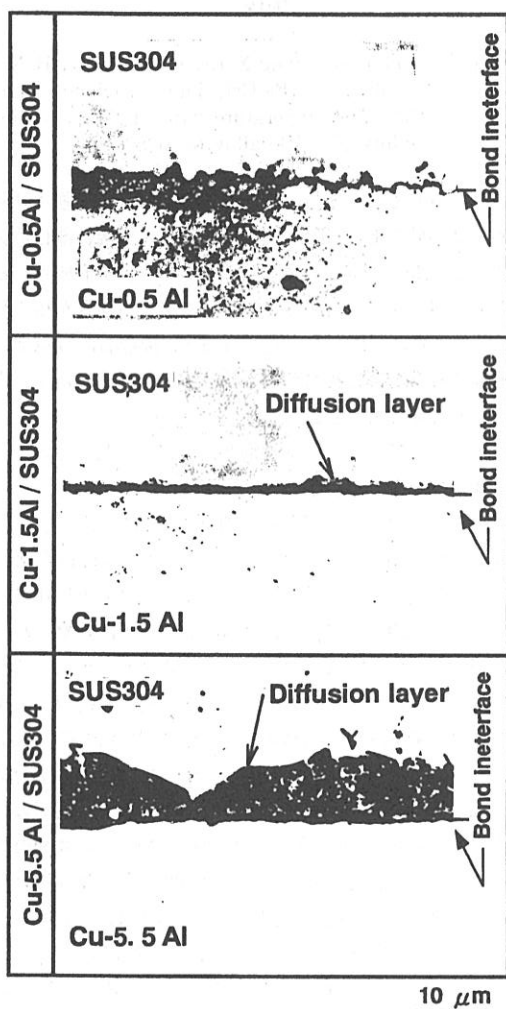


Fig. 7 Microstructures of bond zone of Cu-Al binary alloy to SUS304

しかし、その継手効率は T_B/T_{SL} を 0.97 としても約 12% と低い値しか得られなかった。Al 含有量が 5.5mass% と多くなると、引張試験片の作成中に接合部から破断し、接合部強さの測定はできなかった。そして、Al 含有量が 8.5mass% の市販のアルミニウム青銅材との接合材は、接合装置から取り出した後、容易に接合部から破断した。Al 含有量によって接合が可能になる温度に差異が生じたのは、ベリリウム銅とステンレス鋼との接合と同様に接合部の密着化の状況が異なるためと考えられる。

次に、 T_B/T_{SL} の異なるアルミニウム青銅とステンレス鋼との接合材のステンレス鋼側の引張破面の SEM 観察を行った。その結果、ベリリウム銅との接合材と同様に傾向が観察された。すなわち、 T_B/T_{SL} が低い場合には、接合面の研磨傷が明瞭に認められたが、 T_B/T_{SL} が上昇すると研磨傷は認められたものの、その凹凸の深さはかなり減少していた。さらに、 T_B/T_{SL} が高い条件では、研磨傷は認められなくなった。そして、 T_B/T_{SL} が変化してもほとんど同じ破面形態を示した。このような破面形態の変化と継手効率の関係は、Cu-Al 二元合金とステンレス鋼との接合材の場合にも同様に認められた。

以上のことから、Cu-Al 二元合金及びアルミニウム青銅とステンレス鋼の接合において、接合部の変形率が大きくても継手効率が接合温度の高温領域で上昇傾向が緩やかになるのは、Al とステンレス鋼の構成元素が金属

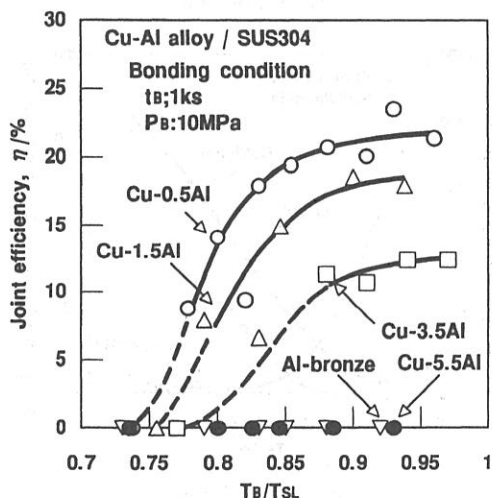


Fig. 8 Relation between joint efficiency and bonding temperature ratio (T_B/T_{SL}) of Cu-Al binary alloy under the constant load bonding

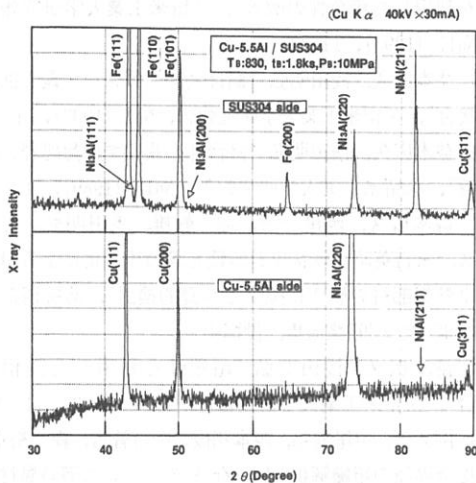


Fig. 9 X-ray diffraction patterns from the fractured surfaces of the joint of Cu-5.5Al binary alloy to SUS304

間化合物を生じたためと推察される。そこで、接合材の引張破面のX線回折を行った。

3. 2. 3 破面のX線回折

Fig. 9はCu-5.5Al材とステンレス鋼との直接接合材の引張破面のX線回折結果を示す。接合は $830^{\circ}\text{C} \times 1.8\text{ks}$ の条件で行った。ステンレス鋼側の破面にはFe及び金属間化合物のNiAl及び Ni_3Al が、そして、Cu-5.5Al材側の破面にはCu, NiAl及び Ni_3Al が同定された。また、市販のアルミニウム青銅との接合材の破面にも同じ金属間化合物NiAl及び Ni_3Al が同定された。このために、接合部の密着性を高めた条件で接合を行っても、接合材の母材強度に匹敵する接合部強さが得られないのは、これらの金属間化合物が接合部に形成されるためと考えられる。そこで、Cu-5.5Al材とステンレス鋼との接合材の破面について T_B/T_{SL} と破面のNiAl(211)及び Ni_3Al (220)それぞれの化合物のX線の回折強度を整理した。その結果をFig. 10に示す。全ての破面においてNiAl(211)及び Ni_3Al (220)が同定された。図に見られるようにNiAlは T_B/T_{SL} が上昇すると緩やかに増加する。しかし、 Ni_3Al (220)は T_B/T_{SL} の上昇と共にその回折強度は急激に増大した。このような傾向はAl含有量が1.5及び3.5mass%のCu-Al材及び市販のアルミニウム青銅材の破面においても同様の傾向が観察された。

以上のことから、Cu-Al二元合金材及びアルミニウム青銅とステンレス鋼との直接接合は、 T_B/T_{SL} が低い場合、ステンレス鋼側にCuが拡散し接合が行われるが、未

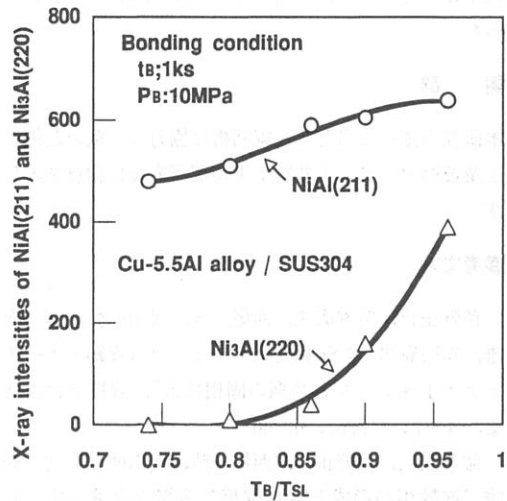


Fig. 10 Effect of bonding temperature ratio (T_B/T_{SL}) on the X-ray intensities of NiAl(211) and Ni_3Al (220) from fractured surface of SUS304 side of the joints of Cu-5.5Al alloys to SUS304

接合部が多いために接合部強さは極めて低い値である。 T_B/T_{SL} を高くするとAlの拡散が多く生じ、接合部にはNiAlが形成される。このため、接合材の母材強度に匹敵する接合部強さが得られない。さらに、 T_B/T_{SL} が高くなると、接合部に Ni_3Al が形成されるために接合部強さはほぼ一定の値を示すようになるものと考えられる。

4. 結 論

アルミニウム青銅及びベリリウム銅とステンレス鋼との直接接合では、接合材の母材強度に匹敵する接合部強さが得られないために、この原因について検討を行った。得られた結果を要約すると次の通りである。

- 1) ベリリウム銅とステンレス鋼との直接接合部には、接合温度が 700°C 以上でBeNiを含む拡散層が生じ、さらに、接合温度が高くなると拡散層内に Be_2Cr が生じた。このために、直接接合材の接合部強さはベリリウム銅の引張強さの約60%以下の値しか得られなかった。
- 2) Al含有量が1.5mass%以上のCu-Al二元合金及びアルミニウム青銅とステンレス鋼との接合材の破面には金属間化合物NiAl及び Ni_3Al が同定された。NiAlは接合温度を変化させてもX線回折強度は大きく変化しなかった。しかし、 Ni_3Al の回折強度は接合温度の上昇と共に増大した。このために、直接接合ができないのは接合

部にNiAl及びNi₃Alが生成したためであることがわかった。

謝 辞

本研究の遂行に当たりX線回折に協力して戴いた佐賀県工業技術センター玉井富士夫特別研究員に謝意を表します。

参考文献

- 1) 芹野正行, 益本広久, 西尾一政, 浅田明弘, 迎 静雄, 本田嗣男“含Si軸受用アルミニウム青銅とオーステナイト系ステンレス鋼の固相接合”, 溶接学会論文集, 4-1, (1986), 60-66
- 2) 益本広久, 芹野正行, 西尾一政, 浅田明弘, 迎 静雄“拡散相の形成と接合強度” 溶接学会論文集, 6-1, (1988), 104-110
- 3) 芹野正行, 益本広久, 西尾一政, 浅田明弘, 迎 静雄“接合性に及ぼす酸素の影響”, 溶接学会論文集, 7-2, (1989), 181
- 4) 益本広久, 西尾一政, 浅田明弘, 迎 静雄“りん青銅箔によるアルミニウム青銅とステンレス鋼の固液相接合”, 溶接構造シンポジウム'83講演集, 259-266
- 5) 益本広久, 浅田明弘“接合性に及ぼす合金元素の影響”, 久留米工業大学研究報告, No.14 (1990), 9-19
- 6) 益本広久, 浅田明弘“接合性に及ぼすインサート金属の影響 (第1報)”, 久留米工業大学研究報告, No.12 (1988), 11-20
- 7) 益本広久, 浅田明弘“接合性に及ぼすインサート金属の影響 (第2報)”, 久留米工業大学研究報告, No.16 (1992), 7-13
- 8) 益本広久, 浅田明弘“インサート金属の固液共存域を利用した接合性の改善”, 久留米工業大学研究報告, No.17 (1993), 11-23
- 9) 益本広久, 浅田明弘“銅合金とステンレス鋼の拡散接合”, 久留米工業大学研究報告, No.17 (1993), 1-10
- 10) 益本広久, 浅田明弘“接合性に及ぼす御熱処理の影響”, 久留米工業大学研究報告, No.13 (1989), 1-9
- 11) 益本広久, 西尾一政, 迎 静雄, 浅田明弘, 安田久, 永吉英昭“球状黒鉛鑄鉄と鋼の複合化による自動車懸架部材の製作に関する基礎的検討”, 溶接構造シンポジウム'95講演集, 投稿中
- 12) 益本広久, 浅田明弘“超塑性を利用した固相接合”, 久留米工業大学研究報告, No.14 (1990), 1-8
- 13) 例えば, 中尾嘉邦, 西本和俊, 中村智吉, 森 裕章“接合界面の組織解析(I), Zrとステンレス鋼の異材接合に関する研究(第1報)”, 溶接学会全国大会講演概要集, 第54集('94-4) 294-295
- 14) 例えば, 橋本達哉, 横田武男, 森川和雄: ベリリウム銅合金の固相接合に関する研究(第1報), 溶接学会論文集, 2-1 (1984), 149-154
- 15) 例えば, 圓城敏男, 池内健二, 秋川尚史“銅とアルミニウムの拡散溶接”, 溶接学会誌, 48-10 (1979) 770-775
- 16) 益本広久, 西尾一政, 浅田明弘, 加藤光昭, 迎 静雄“ベリリウム銅とステンレス鋼の拡散接合”, 溶接学会論文集, 13-2, (1995), 411-417
- 17) 日本電子, 全物質分析データ, DX-SMA-1W, DCPDデータ
- 18) Thaddeus B. Massalski et. al.: BINARY ALLOY PHASE DIAGRAMS-Vol. 1-, ASM, (1986) 453 and 466