1. 高 Al 溶接金属のじん性改善にはフラックス中 TiO_2 からの Ti 添加が効果的であり、溶接金属への 0.003~0.008% の微量 Ti 添加でじん性が改善された。この場合、溶接金属中酸素が少ない方が、又 Al が多い方が多量の TiO_2 が必要となる。

2. ワイヤ中 Ti から溶接金属への Ti 添加のじん性改善に対する効果はフラックス中 TiO_2 の効果に比べて小さい。これは溶融池での Ti の挙動の相違に基づくと考えられる。

3. 高じん性を示す溶接金属の平均介在物粒径は Ti 源にかかわらず小さい。

4. 上述の実験結果は、“溶接金属の強靱化にはその組織を微細アシキュラーフェライトすることが有効であり、溶融池の低温域においてある限定された量の溶解酸素 (Critical Uncombined Oxygen) が存在するときに形成される微細酸化物がアシキュラーフェライト生成核サイトとして作用する。特に、微細 Ti 系酸化物は核サ

イトとして有効であり、溶融池低温域に微細 Ti 系酸化物が存在する場合には CuO 範囲は拡大される。”と考えることによって統一説明できる。

本研究の遂行にあたり多大なる御協力を賜った英国溶接研究所 (TWI) の方々に深甚の謝意を表します。特に、熱心な御討論をいただいた同所 Dr Dolby 及び Dr Gooch に心中から御礼申し上げます。

参考文献

- 1) 西山, 寺嶋, Hart; “サブマージーク溶接金属の組織とじん性におよぼす鋼板中 Al の影響(第1報)”, 溶接学会論文集, 2-2 (1984), 173-179
- 2) 森, 本間, 大北, 若林; “Ti-B 系溶接金属における靱性向上機構”, 溶接学会誌, 50-2 (1981), 48-56
- 3) S. Ekelund and T. Werleforde; “A System For The Quantitative Characterisation of Microstructures by Combined Image Analysis and X-ray Discrimination in The Scanning Electron Microscopy”, IIT Research Institute, Vol. 1 (1970), 417
- 4) R.J. Pargeter; “Investigation of Submerged-Arc Weld Metal Inclusion”, The Welding Institute Research Report 151/1981, (1981)

SUS316L ステンレス鋼と C6191 アルミニウム青銅との拡散接合*

浜田邦彦**, 圓城敏男***, 池内建二***

Diffusion bonding of Aluminum bronze (JIS C6191) to stainless steel* (JIS SUS316L)

by Kunihiro Hamada**, Toshio Enjo*** and Kenji Ikeuchi***

The diffusion bonding has been applied to the dissimilar metal joining of aluminum bronze (JIS C-6191) to austenitic stainless steel (JIS SUS 316L) which is very difficult to bond by conventional welding techniques. The microstructure of the bond zone and fractured surface of the joints have been examined to get better understanding of important factors that determine the strength of the joints. Results obtained are summarized as follows.

In the diffusion bonding without insert-metal the maximum tensile strength of the joint, which was obtained at the bonding temperature of 1273K, was about 300MPa much lower than the strength of base metals. In this joint the stainless steel adjacent to the bonding interface undertook transformation from austenite to ferrite owing to the increase in the concentration of aluminum (ferrite former element) supplied from aluminum bronze. Along the grain boundaries in the transformed layer, an intermetallic compound composed of Al, Cu and Ni was observed. When the joint bonded at 1273K was subjected to a tensile test, crack propagated chiefly along the intermetallic compound. Therefore, the intermetallic compound was considered to be an important factor that depressed the strength of the joint.

In order to improve the strength of the joints, copper foil and iron foil as the insert-metal were used. The formation of the intermetallic compound was suppressed considerably by using the insert-metal. How-

*原稿受付 昭和59年8月30日 昭和60年度春季全国大会論文発表講演

**正 員 日立造船(株) Member, Hitachi Zosen Corp.

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

ever, when iron insert-metal was applied, it was very difficult to attain intimate contact between stainless steel and the insert-metal, because the flow stress of the insert-metal was much higher than that of aluminum bronze at bonding temperatures adopted. On the other hand, when copper insert-metal was applied. The tensile strength of the joint was considerably increased compared with that of the joint without insert-metal. The maximum tensile strength of 400MPa was obtained at the bonding temperature of 1313 K by using the copper insert-metal 50 μ m thick.

1. 緒 言

オーステナイト系ステンレス鋼とアルミニウム青銅とを融接すると、溶接金属中やボンド近傍に低応力で割れが発生しやすく、健全な継手を得ることが難しい。本研究では、この異材継手に固相接合法の一つである拡散接合を適用し、接合の可能性を検討した。そのため、SUS 316 L ステンレス鋼と C 6191 アルミニウム青銅との拡散接合を行い、接合部の組織、元素分布、継手の引張強さ、引張試験後の破断面や破断位置を調べた。その結果、良好な継手を得るための適正な接合温度及びインサート金属の種類や厚さを求めることができたので報告する。

2. 実験方法

Table 1 の(a), (b)にそれぞれ SUS 316 L ステンレス鋼, C6191 アルミニウム青銅の化学分析値と引張強さの規格値¹⁾とを示す(以後、SUS 316 L ステンレス鋼をステンレス鋼, C6191 アルミニウム青銅をアルミ青銅と呼ぶ)。

実験は、インサート金属を使用しない場合とインサート金属を使用した場合について行った。インサート金属には厚さ 30 μ m の鉄(Fe)と厚さ 5~50 μ m の銅(Cu)を選んだ。なお、インサート金属として銅を使用した実験で、厚さ 100 μ m 及び 300 μ m のものは厚さ 50 μ m のものを 2 枚及び 6 枚重ねたものである。

接合試験片は、両材料とも直径 10 mm, 長さ 40 mm の丸棒で、その端面を接合面とした。接合面は、接合前にまず 800 番のエメリ紙によって研磨し、旋盤加工の条

痕を消した。その後、ワイヤブラッシングを施し、エメリ紙の研磨時に付着すると考えられる砥粒を除去した。さらに、アセトン中で超音波洗浄した。

拡散接合の装置は前報²⁾に述べたものと同様のものである。すなわち、接合室の真空度は $3\sim5\times10^{-2}$ Pa で、加圧は油圧プレスにより行った。なお、試験片の加熱にはモリブデンヒーターを用いた。

接合温度(T_B)は 1073K からアルミ青銅の融点直下の 1313K まで変化させた。接合圧力(P_B)は 1 MPa 一定とした。接合時間(t_B)は 1.2 ks としたが、接合温度の高い 1313K の場合には接合時の変形が過大になることを防ぐため 0.6 ks とした。

接合した継手の強さは、接合した継手より丸棒引張試験片を採取して、接合面に垂直方向の引張試験で調べた。引張試験片は、平行部の長さ 36 mm, 直径 10 mm で、平行部の中央に接合界面が位置するようにした。引張試験の際のクロスヘッド速度は 1 mm/min とした。

接合部及び破断部の組織は、接合界面に垂直な断面(縦断面)を光学顕微鏡あるいは走査型電子顕微鏡(SEM)で観察した。また、破断面の状況についても SEM により調べた。元素の分布は、SEM に付属した非分散型X線分析器で調べた。

3. 実験結果及び考察

3.1 インサート金属を使用しない場合

Fig. 1 にインサート金属を使用しないで接合した場合の接合温度と引張強さの関係を示す。引張強さは、接合温度 1123K 以下では低い、1173K 付近で急激に上昇し、約 1273K で最高値約 300 MPa を示す。しかし、この値は両母材の引張強さよりは低い値となっている。

Fig. 2 に温度 1073K で接合した場合の接合部の縦断面組織を示す。図中の下側がアルミ青銅で、上側がステンレス鋼である(ステンレス鋼母材は拡散接合による組織変化がほとんどなかったため、あまり強くエッチしていない)。接合界面に隣接したステンレス鋼中には、図中の矢印で示すような両母材と異なる組織が部分的に形成されている。この組織は、主としてアルミ青銅中の原子が接合界面を通してステンレス鋼中に拡散したために形成されたものと考えられる。逆に、矢印に示すような

Table 1 Chemical composition (Wt.%) and tensile strength (JIS specification) of base metal.

(a) Stainless steel (JIS SUS 316L)

Fe	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	Tensile strength
Bal.	0.02	0.42	1.25	11.55	16.40	2.02	0.29	≥ 481 MPa

(b) Aluminum bronze (JIS C6191)

Cu	Al	Fe	Ni	Mn	Tensile strength
83.0	11.1	4.17	0.77	0.78	≥ 686 MPa

Fig. 1 Tensile strength of the joints without insert-metal as a function of bonding temperature. Bonding time (t_B) was 1.2 ks when bonding temperature (T_B) was not higher than 1273K and 0.6 ks when $T_B = 1313K$. Bonding pressure (P_B) was 1 MPa.

Fig. 2 Microstructure of a bond zone ($T_B = 1073K$).

Fig. 3 Scanning electron micrograph of a fractured surface (Al bronze side) ($T_B = 1073K$).

組織が形成されていない所では、形成されている所に比べて接合界面を通して原子があまり拡散していないと考えられる。

Fig. 3 は、温度 1073K で接合した継手の引張試験後の

Fig. 4 Microstructure of a bond zone ($T_B = 1173K$).

Fig. 5 Scanning electron micrograph of a fractured surface (Al bronze side) ($T_B = 1173K$).

破断面の SEM 像を示したものである。図中の斜め方向の線状の模様は接合前にワイヤブラシによってついた研磨傷であり、かなり広い領域に認められる。この研磨傷が明瞭に認められる領域では、接合面がほとんど密着されておらず、接合界面を通して原子があまり拡散できない。したがって、この領域は、Fig. 2 の矢印に示したような組織変化が起こっていない所と対応すると考えられる。このような接合面の密着していない領域が広く存在するため、温度 1073K で接合した場合は継手の強さが低くなったと考えられる。

Fig. 4 に、継手の強さが急激に上昇した温度 1173K で接合した継手の接合部の縦断面組織を示す。接合界面に隣接したステンレス鋼中には、両母材とは異なる組織が接合界面のほぼ全域に形成されている。このことは、接合面が密着されて、接合界面のほぼ全域で原子が拡散できるような状態になっていたことを示している。このことを確認するために引張試験後の破断面を SEM により調べた。

Fig. 5 に温度 1173K で接合した継手の引張試験後の破断面を示す。ワイヤブラシの研磨傷がほとんど認められないことから、接合面は密着されていたことが確認される。したがって、温度 1173K で接合した継手の強さが温度 1073K の継手強さに比べて高いのは、接合面の密着した領域がかなり広がったためと考えられる。

Fig. 6 Scanning electron micrograph of a fractured surface (Al bronze side) ($T_B=1273K$).

Fig. 7 Microstructure of a bond zone in as-bonded state (a) and after tensile test (b) ($T_B=1273K$).

Fig. 6 に温度 1273K で接合した継手の引張試験後の破断面を示す。Fig. 6(a) の○印の領域を拡大したものが Fig. 6(b) である。この図に示すように、ワイヤブラシの研磨傷はほとんど認められないことから接合面は密着されていたと考えられる。しかし、この場合には、かなり広い領域で粒界破壊が観察される。したがって、接合温度 1273K の継手の強度が母材のそれに比べて低い原因の一つは、Fig. 6 にみられる粒界破壊によると考えられる。そこで、次にこの粒界破壊の位置を縦断面で調べ

Fig. 8 Scanning electron micrograph of a bond zone and distribution of characteristic X-ray of Fe, Cr, Ni, Cu and Al analyzed along the line A-A' ($T_B=1273K$).

た。

Fig. 7 に温度 1273K で接合した継手の接合部及び引張試験後の縦断面組織を示す。接合部には、接合界面よりステンレス鋼側に両母材とは異なる組織を呈する領域がほぼ一定の幅 (幅約 $35\mu m$) をもって形成されている (Fig. 7(a))。粒界破壊は、この組織変化した領域内の粒界に沿って認められる (Fig. 7(b))。この破壊が Fig. 6 に示した粒界破壊と対応していると考えられる。

Fig. 8 に温度 1273K で接合した継手の接合部縦断面の SEM 像及び A-A' 線上の元素分布を調べた結果を示す。SEM 像において、接合界面に隣接したステンレス鋼中の組織変化した領域には、粒界に沿って白い析出相の存在が認められる。元素分布を調べた結果、この析出相では、Ni, Al, Cu が富み、逆に Fe, Cr が少なくなっていることがわかった。温度 1273K で接合した継手の強さが母材に比べてかなり低い原因の一つは、この Ni, Al, Cu に富んだ析出相が粒界に存在しているためと考えられる。そこで、この析出相の量を減らすために、インサート金属の使用を試みた。

Fig. 9 Scanning electron micrograph of a bond zone ($T_B=1273K$) using Fe insert-metal ($30\mu m^t$).

Fig. 10 Scanning electron micrograph of a bond zone ($T_B=1273K$) using Cu insert-metal ($50\mu m^t$).

なお、Al の分布曲線より、接合界面に隣接したステンレス鋼中の組織変化した領域では、組織変化していないステンレス鋼母材部に比べて Al 濃度がかかなり高くなっていることがわかる。このことから、この組織変化は、アルミ青銅中より拡散侵入したフェライト生成元素である Al³⁾ によりステンレス鋼のオーステナイトがフェライトに変化⁴⁾したことによると考えられる (オーステナイトがフェライトに変化したことは、X線回折で確認した)。

3.2 インサート金属を使用した場合

インサート金属としては、ステンレス鋼やアルミ青銅と脆弱な化合物をつくる可能性の少ない鉄^{5,6)}と銅^{5,7,8)}を選んだ。

Fig. 9 にインサート金属として鉄を使用して、温度 1273K で接合した場合の接合部縦断面の SEM 像を示す。接合界面に隣接したステンレス鋼中には、インサート金属を使用しないで接合した場合に見られたような粒界の析出相は認められない。しかし、ステンレス鋼とインサート金属の接合界面には、接合面が密着していないために拡散接合されずに欠陥として残ったと考えられる

Fig. 11 Tensile strength of the joint bonded using Cu insert-metal ($50\mu m^t$) as a function of bonding temperature.

場所が認められる。この欠陥を少なくするためには、接合圧力を増すことが考えられる。しかし、アルミ青銅は高温ではステンレス鋼や鉄に比べて軟かく、接合温度 1273K で接合圧力 1 MPa でも約 5% 変形する。そのため、これ以上接合圧力を増すとアルミ青銅に大きな変形を生じ拡散接合として実用的でなくなる。したがって、鉄はインサート金属として適当でないと考えられる。

Fig. 10 にインサート金属として銅を使用して、温度 1273K で接合した場合の接合部縦断面の SEM 像を示す。インサート金属との接合界面に隣接したステンレス鋼中には母材とは異なる組織を呈する領域が形成されている。しかし、この組織変化した領域内の粒界に形成される析出相は、インサート金属を使用しない場合に比べて非常に少ない。しかも、銅インサート金属とステンレス鋼の接合界面には、インサート金属として鉄を使用した場合に見られたような大きな欠陥はない。これらの結果より、インサート金属としては銅が適当であると考えた。

Fig. 11 はインサート金属として銅を使用して接合温度を変えた場合の継手の引張強さを示したものである。なお、図中には比較のためインサート金属を使用しない場合に得られた最高継手強さも破線で示す。接合温度 1273K と 1313K では、インサート金属を使用しない場合に比べて継手の引張強さが高くなった。特に、温度 1313K で接合した継手の引張強さは、約 400 MPa と高い値

Fig. 12 Relation between thickness of Cu insert-metal and tensile strength of the joint.

Fig. 13 Microstructure of a bond zone after tensile test. The joint was bonded at 1313K using Cu insert-metal (50 μm^t)

を示した。したがって、インサート金属として銅を使用する場合の接合温度はアルミ青銅の融点直下である1313Kがよいことがわかる。

Fig. 12 に接合温度を 1313K としてインサート金属の銅の厚さと引張強さの関係を示す。引張強さは、インサート金属の厚さが約 50 μm の場合に最も高くなった。したがって、インサート金属の厚さとしては、約 50 μm がよいことがわかる。

Fig. 13 にインサート金属として厚さ 50 μm の銅を使用し、温度 1313K で接合した継手の引張試験後の接合部の縦断面組織を示す。ステンレス鋼側にもアルミ青銅側にもインサート金属の銅の一部が付いていることから、破断はインサート金属中で起こっていることがわか

る。また Fig. 10 及び Fig. 13 よりインサート金属の銅がアルミ青銅と似た組織をしていることから、インサート金属中には、アルミ青銅の Al がかなり拡散侵入し、インサート金属がアルミ青銅に近い組成になっていると考えられる。このことが一因となって、Cu インサート中で破断しても銅の引張強さに比べて高い継手強さを示したと考えられる。

なお、アルミ青銅と化合物を形成すると考えられる⁹⁾ ニッケルをインサート金属として使用してみた。やはり、この場合には、ニッケルとアルミ青銅の間に脆弱な化合物の層が形成された。引張試験を行った場合には、継手はこの化合物の層中で破断した。このため、インサート金属としてニッケルを使用した場合には、継手強さはインサート金属を使用しない場合よりも低くなった。

4. 結 言

融接困難な SUS 316 L ステンレス鋼と C6191 アルミニウム青銅の異材接合に拡散接合を適用するため、最適な接合温度及びインサート金属の種類や厚さを検討した。得られた結果を要約すると次のとおりである。

(1) インサート金属を使用しない場合、接合温度1273Kで継手の引張強さは最高となる。しかし、この最高値は約 300 MPa と両母材の引張強さ(ステンレス鋼 $\geq$ 481 MPa, アルミ青銅 $\geq$ 686 MPa)に比べてかなり低い。この原因の一つは、接合界面に隣接したステンレス鋼中の粒界に形成された Ni, Al, Cu に富んだ析出相によると考えられる。

(2) インサート金属として鉄を使用すれば、ステンレス鋼とインサート金属の接合界面に密着不十分のために生じたと考えられる欠陥がしやすい。このため、鉄をインサート金属として使用するのとは適当でない。

(3) インサート金属として銅を使用すれば、ステンレス鋼中の粒界に形成される析出相は、インサート金属を使用しない場合に比べて非常に少なくなる。このため、銅をインサート金属として使用することにより、継手の強さは上昇する。インサート金属の厚さを 50 μm とし、接合温度を 1313K とした場合に、最高の引張強さ約 400 MPa が得られた。

参 考 文 献

- 1) JIS ハンドブック (1984) 鉄鋼編 940
- 2) 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
- 3) 矢島, 市川, 古沢; 若い技術者のための機械・金属材料, 丸善株式会社, (1967)
- 4) L. L. Oden, M. P. Krug and R. A. McCune; Analysis of Vapor -Aluminum-Diffused Stainless Steels, Bureau of Mines Report of Investigations (1982) (JICST <9> 82047 2843)

- 5) M. Hansen; Constitution of Binary Alloys, McGRAW-HILL COMPANY (1958), 581
6) 青山; 鉄を含むアルミ青銅の状態図的研究, 日本金属学会誌, 5-4 (1941) 136
7) M. Hansen; Constitution of Binary Alloys, McGRAW-HILL COMPANY (1958), 602
8) M. Hansen; Constitution of Binary Alloys, McGRAW-HILL COMPANY (1958), 524
9) W. O. Alexander; Copper-rich Nickel-Aluminium-Copper Alloys Part II, J. Inst. Metals 63 (1938), 163

Al インサート材による Ti-6Al-4V 合金の拡散溶接*

河野顕臣**, 山本明彦**, 山田俊宏***, 高田忠****

Diffusion bonding of Ti-6Al-4V alloy with an Interlayer of Al

by Akiomi Koono**, Akihiko Yamamoto**, Toshihiro Yamada***
and Tadashi Takeda****

A study of diffusion bonding of Ti-6Al-4V alloy has been made to lower the bonding temperature and pressure.

Al brazing sheet, which consists of 0.6 mm thickness A3003 core material and 0.07 mm thickness Al-10% Si clad metal on both sides, was used as an interlayer and the bonding parameters, temperature, pressure and time, were changed in different conditions. Al brazing sheet has been also compared with pure Al interlayer in bonding strength in order to make clear the effect of Al-10Si clad metal in the Ti alloy bonding.

The bonding strength increased with increasing bonding temperature, pressure and time. The joint bonded at 610°C for 30 min with a pressure of 0.5 kgf/mm² showed tensile strength of 20 kgf/mm².

The diffusion bonding of the Ti alloy with an interlayer of Al resulted in the formation of intermetallic compounds at the bond interface, especially the bonding with an interlayer of Al brazing sheet showed the excessive intermetallic formation. However, the bonding strength increased as the thickness of the intermetallic compounds was increased from 2 to 7 μm.

The significant difference between Al brazing sheet and pure Al interlayer was recognized in the strength of joints bonded with the pressure of less than 0.2 kgf/mm² and for the time of less than 15 min. The bonding strength of the joint with Al brazing sheet interlayer reached 12.5 kgf/mm² with no bonding pressure although in the bonding with pure Al interlayer the strength was not achieved.

Improvement of the bonding strength by the use of Al brazing sheet interlayer was attributed to melting of Al-Si clad metal which leads to increase of the contact area and acceleration of diffusional processes at the bond interface.

1. 緒 言

拡散溶接には融接にない多くの利点があり、融接が困難な Ti 合金の接合には多く応用されている¹⁾。Ti 合金の拡散溶接は通常 900°C 以上の温度で行われるが²⁾、こ

の温度では薄肉部品では変形など実用上問題となる場合があり、熱変形を防止する観点からできるだけ低温での接合が要求されている。

一方、圓城ら³⁾の Ti と Al の拡散溶接例では、適正条件は 600°C 前後と Ti 同種材の接合に比べて低温であり、Al をインサート材とすれば Ti 合金の低温での接合が可能と推定できる。

しかし、Ti および Al の表面には安定な酸化皮膜が生成しており、酸化皮膜が接合性に悪影響を及ぼすことが示唆されている。

*原稿受付 昭和59年8月29日 昭昭60年度春季全国大会で論文発表講演

**正 員 日立製作所機械研究所 Member, Mechanical Engineering Research Lab. Hitachi Ltd.

*** 日立製作所機械研究所 Member, Mechanical Engineering Research Lab. Hitachi Ltd.

**** 日立製作所笠戸工場 Kasad Works, Hitachi Ltd.