に引張強さは大きくなる。また、Ni 箔の厚さ $10\mu\text{m}$ と $60\mu\text{m}$ の間では引張強さに差異は認められなかった。

2) 拘束接合の場合、引張強さの改善に与える効果は銅、リン青銅、ニッケルの順に大きくなり、とくにニッケルは接合温度の低温における効果が大きい。ただし、銅の場合は 960°C においてニッケルの場合と引張強さは等しくなり、リン青銅の場合は 890°C でニッケルの引張強さと等しくなる。またリン青銅は 960°C においては、液相インサート金属として作用するため、他の物に比べて高い引張強さを示すようになる。

3) インサート金属としてニッケルを使用した場合は、変形率の増加にともない引張強さは直線的に低下した。一方、銅の場合はニッケルの場合と逆に変形率の増加にともない引張強さが増加し、変形率が8%以上では引張強さはほぼ一定値となる。

4) 接合圧力が 0.94MPa の場合、接合温度が融点直下の 990°C においては、直接接合でも銅およびニッケルを使用しても、引張強さは約 300MPa と等しくなる。

5) 接合後引張試験を行った場合の破断位置は、直接接合の場合は Si アルミ青銅とステンレス鋼の接合界面、インサート金属として銅およびニッケルを使用した場合には、Si アルミ青銅と銅およびニッケルとの接合界面であった。リン青銅を使用した場合は接合温度が低温から高温になるにしたがって、Si アルミ青銅とリン青銅の界面から、一部リン青銅とステンレス鋼の接合界面およびステンレス鋼側の拡散層とステンレス鋼の界面でも、破

断が認められた。なお 960°C においては液相インサート金属として作用するため、Si アルミ青銅と溶融したリン青銅との界面および溶融したリン青銅とステンレス鋼側の拡散層との界面で破断が生じた。

6) インサート金属として厚さ $60\mu\text{m}$ のニッケル箔を使用した場合、接合温度 960°C の破面においては粒界の三重点に Ni_3P の晶出物が認められた。この晶出物は接合部の引張強さの低下の一因とも考えられる。

参 考 文 献

- 1) 新：異種金属の溶接における問題点について、本誌、45-6 (1976), 437-448.
- 2) 橋本、田沼：固相接合、本誌、41-1 (1972), 19-27.
- 3) P. M. Bartle: Diffusion Bonding, Weld. J., 54-11 (1975), 799-804.
- 4) 大橋、橋本：拡散接合に関する研究（第1報）、本誌、45-1 (1976), 76-81.
- 5) 川勝、北山：金属の拡散接合に関する研究、日本金属学会誌、40-1 (1976), 96-103.
- 6) P. A. Kammer, R. E. Monroe and D. C. Martin: Further Studies of Diffusion Bonding Below 1000°F , Weld. J., 48-3 (1969), 116s-124s.
- 7) 恩沢、畠山、田村：拡散接合性におよぼすインサートメタルの効果、本誌、45-8 (1976), 657-664.
- 8) 浜田、岡城、池内：SUS316L ステンレス鋼と C6191 アルミニウム青銅との拡散接合、本会論文集、3-1 (1985), 139-145.
- 9) 岡城、池内：拡散接合、日本金属学会会報、21-12 (1982), 962.
- 10) 岡城：固相接合「基礎編」、本誌、50-4 (1981), 341.
- 11) 大橋、橋本：拡散接合に関する研究（第2報）、本誌、45-4 (1976), 295-301.

球 状 黒 鉛 鑄 鉄 の 固 相 接 合 (第1報)*

—接合性に及ぼす接合条件の影響—

迎 静雄**, 西尾一政**, 馬場 仁***, 末永 允****, 石原安興****

Solid State Bonding of Ductile Cast Irons (Report 1)*

—Effects of bonding conditions on bonding strength—

by Shizuo Mukae**, Kazumasa Nishio**, Hitoshi Baba***,
Makoto Suenaga**** and Yasuoki Ishihara****

Fusion weldings of cast irons are very difficult to cause the cold cracking in the weld metal and heat affected zone. So, solid state bonding of ductile cast irons having the strength of 360, 390, 490 and 690 MPa and the ductile cast irons to a mild steel have been investigated using the diffusion welding technique at 730 to 980°C under restraint of test pieces or constant bonding pressures. The results obtained are as follows; (1) When the bonding of the cast irons were performed without a insert metal under the bonding temperature of higher than 820°C and for the bonding time of 1.8 ks, both graphites and ferrites precipitated at the bonding interface according to the transformation of $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Gr}$ on the cooling process. However, the fracture in the tensile test of the joints occurred in the base metal, and also in case of the bondings of the ductile cast irons using a insert metal of Ni foil of $10\mu\text{m}$ thickness, Cu foil of $10\mu\text{m}$ thickness or Fe foil of $100\mu\text{m}$ thickness the fracture in the base metal. Welding deformation of the joints was less than 1% in the diameter of the test piece. (2) The tensile fracture of the ductile cast irons bonded with the Ni

*原稿受付 昭和60年9月2日昭和61年度春季全国大会論文発表講演

**正 員 九州工業大学 Member, Kyushu Institute of Technology

*** 九州工業大学 Member, Kyushu Institute of Technology

**** 日立金属(株)九州工場 Hitachi Metals Ltd.

foil at 820°C and for the bonding time of more than 0.24 ks under constraint of the test pieces or the bonding pressure of more than 0.8 MPa for 1.8 ks occurred in the base metal. (3) When the ductile cast irons and a mild steel were bonded by the diffusion welding using the Ni foil as the insert metal, the tensile fracture of the joint occurred in the base metal of the mild steel. However, in the bondings of the ductile cast irons and the mild steel with the Cu or Fe foil as the insert metal and without insert metal, the tensile fracture occurred at the bonding interface between the ductile cast iron and the insert metal. The tensile strengths were about 400 MPa in all joints. (4) The phenomenon of the fracture at the bonding interface in the joints of the cast iron and the mild steel is considered that radial strain abruptly increases on the tensile axis because the hardness became discontinuity and the ductility of the cast irons is much smaller than that of the mild steel.

Key Words: Solid state bonding, Diffusion welding, Cast iron, Dissimilar metals, Insert metal

1. 緒 言

球状黒鉛鋳鉄あるいは可鍛鋳鉄は鋳造性、耐摩耗性、耐食性及び高減衰能 (High damping capacity) などの諸特性のほか強靱性を有しているが、熔融溶接を行うと溶接熱影響部にはマルテンサイト、溶接金属には白鉄化が生じて割れを発生し溶接性がきわめて悪い。これらの溶接割れの発生を防止するために黒鉛化促進元素の Si を多く添加すると溶接金属の脆弱化が著しくなる。したがって、鋳鉄はすぐれた性質を有しながら鋳鉄同士及び鋳鉄と鋼などと接合して構造材料として使用することが困難といわれてきた。そこで、本研究では鋳鉄の固相接合法について検討した。すなわち、原子の拡散現象を利用し、鋳鉄同士及び鋳鉄と軟鋼との溶接性に及ぼす接合条件及びインサート金属の影響などについて検討を加えた。

2. 使用材料及び実験方法

本研究に使用した材料は球状黒鉛鋳鉄 FCD 37, 40,

Table 1 Chemical compositions of materials used (wt%)

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mg
FCD 37	3.60	2.18	0.16	0.024	0.008	0.04	-	0.046
FCD 40	3.55	2.16	0.13	0.029	0.010	0.04	-	0.040
FCD 50	3.59	2.11	0.36	0.023	0.009	0.04	0.30	0.041
FCD 70	3.55	2.13	0.45	0.029	0.008	0.04	0.60	0.037
SS 41	0.20	0.01	0.43	0.017	0.016	-	-	-

Fig. 1 Experimental apparatus for diffusion welding

50及び70と軟鋼である。FCD 37 は880°C×7.2 ks 及び720°C×10.8 ks のフェライト化焼鈍を行って基地をフェライトにしたものである。Table 1 にこれらの試料の化学組成を示す。鋳鉄同士及び鋳鉄と軟鋼との接合には FCD 37 及び FCD 50 を用いた。また、接合性に及ぼす接合条件の影響を検討するために FCD 40, 50 及び70を使用した。インサート金属として Ni (10 µm 厚, 純度99.5%), Cu (10 µm 厚, 純度99.9%) 及び Fe (100 µm 厚, 純度99.5%) の箔を用いた。

接合実験は Fig. 1 に示すように真空容器内において $\phi 11 \times 40$ mm の丸棒試験片の端面同士を突合せ、真空度 5.3×10^{-2} Pa にて所定温度に高周波誘導加熱を行った。試験片の接合端面はエメリー紙 #1000 で研磨した後、アセトン中で超音波洗浄を行った。接合温度及び時間はそれぞれ730~980°C及び0.24~1.8 ks の範囲とした。また、試験片への加圧は予めその両端を加圧しないで拘束しておき加熱の際の膨張を拘束する方法 (拘束式) と一定荷重をかける方法 (定荷重式) により行った。定荷重式の場合の圧力は0.78~5.9 MPa とした。また、拘束式の場合の試験片に負荷される圧力は温度の上昇に伴って増大し、最大圧力を示した後は徐々に低下したが、その最大圧力はいずれの接合温度においてもほぼ 30 MPa であった。

接合強度は引張試験を行って評価したが、その際の引張試験片の形状は接合部が平行部の中央に位置するようにし、平行部長さ 40 mm, 平行部径 8 mm とした。引張試験はインストロン型引張試験機を用い引張速度 0.025 mm/s で行った。

3. 実験結果及び考察

3.1 球状黒鉛鋳鉄同士の接合

3.1.1 直接接合と接合界面への黒鉛の析出

FCD 50 同士を直接 970°C×1.8 ks の条件で拘束式にて接合した場合の接合部近傍のミクロ組織を Fig. 2 に示す。接合部近傍では黒鉛 (Gr) の周囲にフェライトが見られ、マトリックスはパーライト組織になっている。接合境界には黒鉛が線状に析出しているところと、パーライト同士が接合している領域が認められる。この線状に析出した黒鉛の周囲にはフェライトが認められる。これは冷却過程における $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Gr}$ の変態に伴って生成した Gr の一部と考えられる。このフェライトも良好に接合しているが、これは γ 域においてすでに接合していた領域と考えられる。接合温度を 820°C として接合した場合には接合界面に析出する黒鉛は非常に少なくなっているのが認められた。

Fig. 2 Microstructure at the bonding interface in joint of FCD 50

Fig. 3 Effect of bonding temperature on tensile strength of joints of FCD 37, and FCD 50

Fig. 3 に FCD 37 及び 50 同士を接合した場合の接合強度と接合温度の関係を示す。接合時間は 1.8 ks とし、接合圧力は前者に対しては 5.9 MPa とし後者に対しては拘束式とした。接合時の変形は拘束式の場合に試験片の直径の増加率が 1% 以下と非常に小さかった。いずれの試料についても 820°C 以上の γ 域において接合を行うと母材中で引張破断が生じ、接合部の強度はそれぞれ 363 (37) 及び 490 MPa (50 kgf/mm²) 以上であることがわかる。したがって、接合界面には黒鉛が析出したが、これは静的な引張強度には影響を及ぼさないと考えられる。これに対して、730°C において接合を行うとその接合強度はいずれも約 200 MPa と低く、接合境界において破断が生じた。

このように球状黒鉛鋳鉄の基体がフェライト及びパーライトのいずれの場合においても接合温度を 820°C 以上として拡散接合を行うと、母材の強度の規格値を満足する良好な接合が得られることが明らかになった。

3.1.2 インサート金属の効果と成分元素の拡散

鋳鉄同士を直接拡散接合しても適切な接合条件によって良好な接合性が得られることを明らかにしたが、ここでは接合界面に黒鉛が析出しないようにするためにインサート金属を用いた場合について検討した。

Fig. 4(a) 及び (b) にそれぞれ FCD 37 及び FCD 50 を

(a)

(b)

Fig. 4 Effect of insert metals on tensile strength of joints bonded with insert metal

(a) FCD 37/insert metal/FCD 37

(b) FCD 50/insert metal/FCD 50

インサート金属を用いて接合した場合の接合強度を示す。接合条件は 3.1.1 において検討した場合と同一である。FCD 37 及び FCD 50 のいずれも Ni, Cu, Fe のインサート金属を用いて接合すると母材中で引張破断が生じ、それぞれ 400 及び 500 MPa 以上の接合強度が得られた。

Fig. 5 に FCD 50 同士を Ni 箔をインサート金属として拡散接合した際の接合部近傍の硬さ分布と EPMA による分析結果を示す。接合条件は 820°C × 1.8 ks で拘束式とした。硬さは鋳鉄中ではほぼ一定の Hv = 300 を示しているが Ni 中では Hv = 190 と低下し、接合部において硬さが不連続になっている。Fig. 5(b) には接合界面に垂直に成分元素の分布状態を EPMA により測定した結果を示すが、Ni は鋳鉄中にかなり拡散し、Si が鋳鉄から Ni 中に拡散している。なお、EPMA の結果は各元素の分布曲線を見易くするために移動して示した。図中の各元素の 0% は鋳鉄内部の分布位置と考えてよい。次に、Cu 箔をインサート金属として接合した場合の硬さ分布は Fig. 5(a) に示した結果と同様に、鋳鉄中では Hv = 300 であり Cu 中では Hv = 130 であった。また接合界面における Cu, Fe の拡散現象は Ni 箔を用いた場合に比較して著しく小さかった。Fe をインサート金属

(a)

(b)

Fig. 5 Hardness and EPMA analysis in joint of FCD 50 bonded at 820°C for 1.8 ks with Ni insert metal

(a) Hardness
(b) EPMA analysis

として用いた場合の硬さは Ni 及び Cu 箔の場合と異なり、鋳鉄側から接合境界部に向かって若干低下し、Fe 中においては $H_v=270$ となった。これは Fe 中へ C が拡散流入し、Fe が全パーライト組織を呈するようになるためである。鋳鉄側の接合境界近傍ではフェライトの析出が少し認められた。

Ni 及び Cu をインサート金属として使用した場合にはそれらの中央部の硬さはいずれも低いことがわかった。しかしながら、引張試験した際の破断はこの接合部から発生しなかった。これは引張試験した際に Ni 及び Cu の変形がその厚さが $10\mu\text{m}$ と非常に薄いために両側の硬い鋳鉄によって拘束され、インサート金属の中央において破断が生じなかったものと考えられる¹⁾。

3.1.3 接合性に及ぼす接合条件の影響

Fig. 6 に FCD 50 同士を Ni をインサート金属として拡散接合した場合の接合強度と接合時間の関係を示す。接合温度は 820°C とし、拘束式により接合した。接合時間が 0.24~1.8 ks の範囲において全て母材で引張破断が生じた。そして、引張強度は接合時間が短かい程高く、接合時間が長くなるにつれて低下しているが、いずれの接合時間においても 550 MPa 以上である。これに伴って、断面収縮率はしだいに上昇している。そこで破

Fig. 6 Effect of holding time on tensile strength of joint of FCD 50

Fig. 7 Effect of bonding pressure on tensile strength of joints of FCD 50

断部のミクロ組織を観察した結果、加熱時間の増大に伴ってフェライト化が進行しているのが認められた。また、この引張破断部は接合部から約 15 mm のところであり、温度測定を行うと約 770°C に加熱される領域であることがわかった。なお、均熱帯の幅は 10 mm であった。この結果、接合部近傍の基地はほとんどパーライト組織であるために強度が高く、フェライト化が生じた母材中で引張破断が発生したものと考えられる。その強度は接合時間の増大に伴ってフェライト化率が増加したためにしだいに低下したのである。静的強度に対しては 4 分間程度の接合で十分と考えられるが、以下の実験では母材強度の規格値に近い値が得られ、より良い接合性が期待できる 30 分間の加熱で接合実験を行った。

Fig. 7 に接合条件を 820°C × 1.8 ks とし、接合圧力を変化させた場合の接合強度を示す。本実験範囲内の接合圧力の下では全て母材中で引張破断が生じ、0.8 MPa の低圧力によっても良好な接合が得られることが明らかになった。

Fig. 8 に鋳鉄の強度を変化させて拡散接合を行った場合の接合強度と接合温度の関係を示す。接合時間は 1.8 ks であり、拘束式により接合を行った。インサート金属には Ni 箔を用いた。接合温度が 730°C の場合にはいずれの試料についても 450 MPa 前後の強度が得られるものの引張破断は接合界面で生じた。一方、鋳鉄同士を直

Fig. 8 Effect of bonding temperature on tensile strength of joints of FCD 40, 50 and 70

接730°Cにて接合すると Fig. 3 に示したように、FCD 37 及び FCD 50 の接合強度は約 200 MPa であった。このように、Ni をインサート金属として用いると接合部で引張破断が生じるものの、その強度は非常に高くなることがわかった。これは接合界面における密着性が改善され、接合界面において Ni 及び Fe の拡散が生じたことによるものと考えられる。

3.2 球状黒鉛鑄鉄と軟鋼の接合

3.2.1 接合性に及ぼすインサート金属の効果

Fig. 9 に FCD 50 と S S 41 を直接接合した場合及び Ni, Cu あるいは Fe をインサート金属として使用した場合の接合部近傍のミクロ組織を示す。接合条件は 820 °C×1.8 ks として拘束式とした。Fig. 9(a) の直接接合の場合の S S 41 側の組織は接合境界から約 45 μm は全パーライトであり、さらに中へ進むとパーライト量はしだいに減少し、約 170 μm 以上離れると母材の組織になった。これは FCD 50 から S S 41 に向って C が拡散流入したことによるものである。接合部近傍の FCD 50 側では若干フェライト量の増加が認められるが、FCD

Fig. 9 Microstructures at the bonding interface in joints of FCD 50 and SS 41 bonded with insert metals

50 と S S 41 との接合状況は良好である。インサート金属として Ni を使用した場合は Fig. 9(b) に示したように、Ni と黒鉛、Ni とパーライトの接合状況も良好である。S S 41 側においては Ni の拡散に伴ってパーライト化が進行していることがわかる。次に Cu をインサート金属として用いた場合には Ni を用いた場合と異なり、FCD 50 及び S S 41 への Cu の拡散はほとんど認められなかった。接合境界部のミクロ組織も FCD 50 及び S S 41 側ともに母材の組織とほとんど同様であった。また、Cu/FCD 50 及び Cu/S S 41 の境界の接合状況も良好であることがわかる。Fig. 9(d) の Fe をインサート金属として使用した場合の接合部近傍のミクロ組織は直接接合した場合とよく類似した状況が認められる。

Fig. 10(a) 及び(b)にそれぞれ FCD 37 と S S 41 及び FCD 50 と S S 41 を 820°C×1.8 ks の接合条件で拡散接合した場合の接合強度を示す。接合圧力は前者に対しては 5.9 MPa とし、後者の場合には拘束式とした。Fig. 10(a) の FCD 37 と S S 41 を接合したときの接合強度は Ni をインサート金属として使用した場合に最も高く、引張破断部は S S 41 中であった。しかしながら、その他の場合にはいずれも接合部で破断が生じ、強度も若干低く約 400 MPa であり、Cu をインサート金属として使用した場合には最も低い値を有している。

FCD 50 と S S 41 を拡散接合した場合の接合強度は FCD 37 と S S 41 との接合の場合とほとんど同様の傾向を示している。

3.2.2 異材継手性能に対する考察

前述のとおり鑄鉄同士を 820°C 以上の温度で直接あるいは Ni, Cu, Fe をインサート金属として接合した場合の接合強度は全て母材強度を満足する値が得られた。一方、FCD 37, FCD 50 と S S 41 を 820°C で拡散接合すると直接接合した場合及び Ni, Cu あるいは Fe をインサート金属として接合した場合のいずれも光学顕微鏡観察では良好な接合状況が認められたもののそれらの接合強度は S S 41 の母材強度に近い値は得られたが、Ni の

Fig. 10 Effect of insert metal on tensile strength of joints of cast irons and SS 41
(a) FCD 37/insert metal/FCD 37
(b) FCD 50/insert metal/FCD 50

Fig. 11 Hardness in joints of FCD 50 and SS 41 bonded with or without insert metal

Fig. 12 Load-elongation curves of joints of FCD 50 and SS 41

場合を除いて接合部で引張破断が生じた。ここではその原因について以下に若干の考察を行った。

まず、Fig. 11 に FCD 50 と S S 41 を接合したときの接合部近傍の硬さ分布を示す。接合条件は $820^{\circ}\text{C} \times 1.8 \text{ ks}$ 、拘束式である。直接接合した場合及び Fe をインサート金属として用いた場合は約 $200 \mu\text{m}$ の間において硬さが変化している。Ni を用いた場合の S S 41 側の硬さは Ni との接合境界に向かってしだいに高くなっているが、FCD 50 側においては Ni との境界部までほとんど変化せず $H_v \approx 300$ の値を示している。次に、Cu を用いた場合には FCD 50 及び S S 41 側のいずれにおいても硬さはそれぞれ $H_v \approx 300$ 及び $H_v \approx 130$ の一定値を示し、Cu 箔を境に硬さが急激に変化していることがわかる。

Fig. 12 にこれらの試験片を引張試験した際の荷重-伸び線図を示す。FCD 50 同士を直接接合した場合は降伏現象を示すことなく荷重が上昇し、破断に至っている。これを対して FCD 50 と S S 41 の接合を行ったものは S S 41 の降伏現象を経た後に破断が生じている。Cu を用いた場合には上降伏点以下で破断が生じており、Ni を用いた場合には最大荷重点を経て破断に至っている。いずれの場合にも上降伏点を示した後に S S 41 側でかなり変形が生じていることがわかる。

次に、引張破断部のミクロ組織を光学顕微鏡により観察した。直接接合した場合の破断経路は主に FCD 50 と S S 41 との接合境界であったが、FCD 50 の内部において破壊している部分もかなり認められた。Fe をインサート金属として用いた場合は Fe と S S 41 の境界におけるキレツは認められず、直接接合した場合と同様に FCD 50 と Fe の境界及び FCD 50 の内部において破断が生じていた。また、これらの場合には FCD 側において黒鉛とその周囲のフェライトの間が破断経路になっている部分もかなり認められた。Cu を用いた場合の破断経路は主に FCD 50 と Cu との境界であった。

以上のことから鋳鉄との接合境界部において延性が急激に変化することによって半径方向のひずみが引張軸方向で急激に変化するために破断が生じたものと考えられる。そこで、破断が生じる直前の半径方向のひずみの推定を行った。

Fig. 13 に引張軸方向での半径方向のひずみの変化を模式的に示す。Fig. 13(a) は Ni あるいは Cu をはさんで両側に硬さの等しい FCD 50 を接合した場合であり、インサート金属は両側の境界において同程度の拘束を受

Fig. 13 Radial strain changes in the bonding zone of joints of FCD 50 and SS 41

けるために、インサート金属内部でのひずみはほとんど変化せずしかもその値は非常に小さいものと考えられる。これに対して、FCD 50 と S S 41 を接合した場合には両者の延性の差異により接合境界においてひずみの変化が急激に生じるものと考えられる。すなわち、Fig. 13 (c) に示した Cu をインサート金属とした場合は S S 41 側でひずみがかなり大きくなり、Cu/S S 41 の境界に近づくとき若干小さくなるが、FCD 50 のひずみは非常に小さく Cu 箔の両側の境界におけるひずみの差が非常に大きくなるものと考えられる。一方、Ni をインサート金属とした場合は S S 41 側との境界 Ni/S S 41 の近くにはパーライトが析出するために Cu の場合よりも Ni/S S 41 の境界におけるひずみは小さくなるものと考えられる。この結果、FCD 50/Ni と Ni/S S 41 の両境界におけるひずみの差はかなり小さくなり、Fig. 13(a) の FCD 50/Ni/FCD 50 の場合に近い状態になるものと考えられる。また、Ni は FCD 50 及び S S 41 側に拡散しており、このことも接合部の延性が急激に変化しない要因になっているものと考えられる。次に Fig. 13(b) 及び (d) に示した直接接合及び Fe をインサート金属として用いた場合のひずみの変化はほぼ類似のものと考えられる。この場合のひずみの変化は Cu をインサート金属として用いた場合に比較してかなり緩慢になっているものと考えられる。しかしながら、FCD 50 には多量の Si

Fig. 14 Reduction in area in the bonding zone of joints of FCD 50 and SS 41

が含有しており、また、ほとんど変形能を有しない球状黒鉛粒が存在するためにその延性はかなり低い。このために、FCD50/Fe (又は S S 41) の境界におけるひずみの変化はかなり急激になるものと考えられる。この結果、主にこの境界が引張破断部になったものと考えられる。また、FCD 50 側の境界近傍において二次クラックの存在も認められたことから、FCD 50 の延性がかなり低いものと思われる。

以上のように半径方向のひずみの変化を推定したが、これを確認するために引張試験を行った後に接合部近傍の断面収縮率を測定した。Fig. 14 にその結果を示すが、この測定には万能投影機を用い、20倍に拡大して行った。Ni をインサート金属として用いた場合の結果を実線により示すが、FCD 50 は少し変形しているものの S S 41 側において急激に変形が大きくなっている。その他の場合においては FCD 50 はほとんど変形することなく破断に至っており、S S 41 側においては接合部から 1~2 mm の間で変形が急増している。以上のこと

から Fig. 13 に示した半径方向のひずみの変化はほぼ妥当なものと考えられる。

4. 結 論

球状黒鉛鋳鉄同士及び球状黒鉛鋳鉄と軟鋼の接合性を拡散接合法を用いて検討した。得られた結果を要約すると次のとおりである。

(1) 球状黒鉛鋳鉄の基地がフェライト及びパーライトのいずれの場合も 820℃ 以上において直接あるいは Ni, Cu, Fe をインサート金属として用いることにより、母材強度を満足する接合強さが得られた。なお、引張破断はいずれも母材中で生じた。

(2) FCD 50 同士を Ni をインサート金属として接合温度 820℃ において、試験片を拘束して接合時間 0.24 ks 以上又は接合圧力 0.8 MPa 以上で 1.8 ks 間接合すると、いずれも母材中で引張破断が生じた。

(3) 球状黒鉛鋳鉄と軟鋼の接合において Ni をインサート金属として用いると軟鋼中で引張破断が生じ、良好な接合が得られた。直接又は Cu あるいは Fe をインサート金属として接合した場合には S S 41 の強度に近い接合強度が得られたが、破断は接合部で生じた。

(4) これは接合部における半径方向のひずみの変化を推定することにより、ほぼ説明することができた。

(5) EPMA により元素の拡散状況を調べたところ Ni は鋳鉄及び軟鋼中に拡散していたが、Cu はほとんど拡散しなかった。鋳鉄と Fe 及び鋳鉄と軟鋼を接合すると軟鋼及び Fe の接合界面近くにおいて全パーライト組織が認められた。

本研究をまとめるに当り、九州工業大学岸武勝彦助教授に御討論を頂いた。ここに記して深謝致します。

参 考 文 献

- 1) 佐藤、豊田、溶接学会誌, Vol. 40 (1971), 885

アルミナセラミックスと銅板の接合 (割れ防止法)*

—アルミナセラミックスと鋼の接合 (第2報)—

浜田邦彦**, 暮石正義**, 八木崇晴**, 植田正弘***, 圓城敏男****, 池内建二****

Bonding Procedure for Avoiding in Copper-bonded Alumina Ceramics*

—Bonding of alumina ceramics to steel (report 2)—

by Kunihiro Hamada**, Masayoshi Kureishi**, Takaharu Yagi**,
Masahiro Ueda***, Toshio Enjo**** and Kenji Ikeuchi****

A copper plate 2 mm thick has been bonded to an alumina ceramic disk 20 mm in diameter and 7 mm in thickness using an insert metal of titanium foil 0.02 mm thick without external pressure to the bond interface. The bonding has been carried out in a vacuum at a bonding temperature of 1173K above the (lowest) eutectic temperature between copper and titanium.

The thermal stress which is generated in the cooling process after the bonding by the difference in

*原稿受付 昭和60年7月19日昭和61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.

*** 日立造船(株) Hitachi Zosen Corp.

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