4. 結 論

溶接雰囲気調整装置を用いて Ar-O₂ および Ar-CO₂ 雰囲気中で Fe-Ti 合金ワイヤを用いて純鉄試験片をアーク溶接し、鋼溶接金属の酸素吸収および酸化物系介在物について調べた結果を得た。

(1) 両雰囲気において、溶接電流は溶接金属の酸素量にあまり大きな影響をおよぼさない。アーク電圧の増加とともに酸素量は増加する。また走行速度が遅い場合に、溶接金属の酸素量はやや減少する傾向を示す。

(2) Ar-O₂ 雰囲気において、溶接金属の酸素量は酸素分圧の増加とともに増加し、電極線に添加する Ti 量の増加とともに減少する。Ar-CO₂ 雰囲気においても、Ar-O₂ 雰囲気の場合と同様な傾向が見られたが酸素量は少ない。また、CO₂ からは酸素と同時に炭素も溶接金属に吸収され、その炭素量は CO₂ 分圧の増加とともに増加し、溶接金属の Ti 量の増加とともに増加する。

(3) 溶接金属の介在物は、酸素量の増加とともに増加する。この介在物は酸化物系介在物であり、酸素量が増加し Ti 量が減少するに従い、介在物の形態は Ti₂O₃ から TiO₂, FeO·TiO₂, 2FeO·TiO₂ さらに FeO へと変化していくと考えられる。また、酸素量が少なく Ti 量が多い溶接金属中には、Ti₂O₃ とともにわずかに TiC が認められる。

(4) Fe-Ti 溶接金属には、平衡測定結果から予想される酸素量に比べて多くの酸素が存在するが、この過剰の酸素は、反応生成物の溶接金属外への分離が不完全であることが原因であると考えられる。溶接金属中の酸素と

Ti の関係を平衡測定結果と比較すると溶融池平均温度に比べて 300~600 K 程度高い温度での関係になることが知られた。

終りに臨み、本実験遂行に協力いただいた東北大学工学部 本田 明技官および横井慶一工学士に対し深く感謝いたします。尚、本研究は文部省科学研究費補助金によるものであることを記し、謝意を表します。

参 考 文 献

- 1) 渡邊之, 小嶋敏文: 靱性におよぼす Ti, B および酸素の影響, 溶接学会誌, 49-11 (1980), 772-780.
- 2) 森直道, 本間弘之, 大北茂, 若林正邦: 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), 174-181.
- 3) 伊藤慶典, 中西睦夫, 小溝裕一: 溶接金属の組織と靱性に関する研究 (第2報), 溶接学会誌, 51-2 (1982), 111-118.
- 4) K. Suzuki and K. Sanbongi: Equilibrium Study on Deoxidation of Steel with Titanium, Trans. ISIJ, 15 (1975), 618-627.
- 5) 桑名武, 佐藤嘉洋: アーク溶接過程における鉄溶接金属の酸素吸収と酸化物系介在物について, 溶接学会論文集, 5-3 (1987), 396-402.
- 6) 桑名武, 佐藤嘉洋: Fe-Si 溶接金属の酸素吸収について, 溶接学会論文集, 7-1 (1989), 43-48.
- 7) 桑名武, 佐藤嘉洋: Fe-Mn および Fe-Si-Mn 溶接金属の酸素吸収について, 溶接学会論文集, 7-1 (1989), 48-56.
- 8) 桑名武, 佐藤嘉洋: Fe-Al 鉄溶接金属の酸素吸収について, 溶接学会論文集, 7-3 (1989), 330-335.
- 9) 日本学術振興会製鋼第19委員会: 製鋼反応の推奨平衡値 (改訂増補), 日本学術振興会製鋼第19委員会, (1984), 148-157.

球状黒鉛鉄固相接合材の衝撃特性*

—球状黒鉛鉄の固相接合 (第4報)—

迎 静雄**, 西尾一政**, 加藤光昭**, 中村憲和***

Impact Characteristics of Solid State Bonded Joints of Ferritic Spheroidal Graphite Cast Iron*

—Solid State Bonding of Spheroidal Graphite Cast Irons (Report 4)—

by Shizuo Mukae**, Kazumasa Nishio**, Mitsuaki Katoh**
and Norikazu Nakamura***

Impact characteristics of diffusion bonded joints of ferritic spheroidal graphite cast iron and the cast iron to mild steel have been investigated using an instrumented Charpy impact test machine. The tests were performed at 0°C after ferritizing the joints. Main results obtained are as follows; (1) Absorbed energy of the cast iron joints bonded without an insert metal had about 5 J, which was much lower than that of the base metal. (2) Absorbed energy of the cast iron joints bonded with Ni foil as an insert metal became higher than that of the joint without Ni foil. The absorbed energy increased with the increase of the thickness of Ni foil and the absorbed energy was reached the base metal level when 50-μm thick Ni

*原稿受付 昭和63年11月13日 昭和63年度秋季全国大会及び昭和63年8月溶接冶金研究委員会発表

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

***学 生 員 九州工業大学 Student Member, Kyushu Institute of Technology

foil was used an insert metal. (3) Bond toughness of the cast iron to the mild steel joint bonded without the insert metal increased with the increase of the bonding temperature. When the bonding temperature was upper than 900°C, the absorbed energy was higher than that specified by Japanese Industrial Standard, which is 12.7 J. (4) Bond toughness of the cast iron to the mild steel joints bonded with Ni foil of 10 or 20 μm in thickness at 820°C was almost the same as that of the cast iron base metal.

Key Words: Spheroidal graphite cast iron, Impact test, Absorbed energy, Diffusion bonding, Ferritizing

1. 緒言

著者らは球状黒鉛鋳鉄の接合に拡散接合法を適用し、その接合部について種々検討を行っている¹⁻³⁾。本接合材の用途として機械構造部品への適用が考えられるが、このためには接合部の動的特性を明らかにしておく必要がある。これまでに、拡散接合部の疲労特性並びに衝撃特性を調べた報告は非常に少ないが⁴⁾、著者らは球状黒鉛鋳鉄の接合材の疲労特性については若干の検討を行っている³⁾。すなわち、接合部の疲労限度は球状黒鉛鋳鉄の引張強さが 500~800 MPa の場合には 240~250 MPa の一定値を示すもののそれ以下の場合には母材の疲労限度にかなり近く、また、軟鋼との接合材の疲労限度も球状黒鉛鋳鉄の母材とほとんど同じであることを明らかにしている。機械構造部品に対しては衝撃荷重が負荷されることも予想され、疲労強度の他に接合部の衝撃特性を検討しておくことも重要である。

そこで、本研究では球状黒鉛鋳鉄同士及び球状黒鉛鋳鉄と軟鋼との接合を拡散接合法により行い、それらの接合部の衝撃特性について検討した。JIS で規定されている球状黒鉛鋳鉄の吸収エネルギーは基地がフェライト組織のもののみであることから、ここでは接合後、フェライト化焼鈍を施した接合材について衝撃試験を行った。

2. 使用材料及び実験方法

本研究に使用した材料はフェライト基地球状黒鉛鋳鉄 FCD 37 及び軟鋼 SS 41 である。Table 1 に FCD 73(a), FCD 37(b) 及び SS 41 材の化学組成を示す。接合に供した試験片の形状は 11×11×40 mm の角材である。

接合は球状黒鉛鋳鉄同士及び球状黒鉛鋳鉄と軟鋼とを拡散接合法により前報と同様の手法で行った¹⁾。接合温度は 820, 900 及び 950°C の 3 水準とし、接合時間は 1.8 ks としたが、一部 3.6 ks の条件でも接合を行った。また、接合はインサート材を用いないで直接接合する場合とニッケル箔をインサート材に用いて接合する場合の 2 通りで行った。ニッケル箔を用いて球状黒鉛鋳鉄同士を接合する場合には Table 1 に示した FCD 37(a) を使用し、球状黒鉛鋳鉄同士の直接接合及び球状黒鉛鋳鉄と軟鋼との接合には FCD 37(b) を使用して接合した。ニッケル箔(純度: 99.5%)の厚さは 10, 20 及び 50 μm (軟鋼との異材接合の場合には 100 μm 厚のものも使用した)の水準に変化させて使用し、接合材の吸収エネルギー

ーに及ぼすニッケル箔厚の影響を調べた。インサート材としてニッケル箔を使用したのは、すでに報告しているようにニッケル箔を用いた接合材に対して、フェライト化焼鈍を行っても接合部に析出する黒鉛が少ないことと接合部強度も母材強度と同等であったためである²⁾。さらに、ニッケル箔が高靱性を有しているためである。

本条件で接合を行うと、球状黒鉛鋳鉄側の接合部組織はパーライト組織になる。そこで、FCD 37 材の組織と同一にするために、これらの接合材に対してフェライト化焼鈍を行った。焼鈍条件は球状黒鉛鋳鉄同士の接合材に対しては 720°C×10.8 ks、そして、球状黒鉛鋳鉄と軟鋼との接合材に対しては 700°C×10.8 ks とした。なお、フェライト化焼鈍は次に述べる U ノッチの加工後に行った。

衝撃試験片は Fig. 1 に示すように、接合材から研削加工により 10×10×55 mm の角材を作製した後、深さ 2 mm の U ノッチ (JIS 3 号衝撃試験片) を加工した。U ノッチの加工に際しては直接接合の場合には接合境界、そして、ニッケル箔をインサート材に用いて接合した場合には、ニッケル箔厚の中心がそれぞれ U ノッチの中央に位置するように注意して行った。接合材の吸収エネルギーとノッチ位置関係について調査するために 10 μm 厚のニッケル箔をインサート材に用いて予備実験を行った結果、吸収エネルギーはノッチの中央とインサート材の板厚中心とのずれが大きき場合には母材の値に近くなるが、そのずれが小さくなるにつれて低下し、0.3 mm 以下になるとほぼ一定値を示すことがわかった。そこで、以後の実験ではノッチの位置のずれが 0.3 mm 以下の試験片について衝撃試験を実施した。衝撃試験は容量 112 J の計装化シャルピー衝撃試験機を用いて、持ち上げ角を 90° に設定して試験温度 0°C にて同一の条件で接合した 3 本の試験片について行った。試験片を破壊するのに要した吸収エネルギーは振り上がり角から算出した。また、衝撃試験を行って得られた荷重-時間曲線において、その曲線下の面積を最大荷重点を境に 2 分割して各々の面積割合を求めた。そして、振り上がり角から算出した吸収エネルギーに各々の面積割合を乗じて、その前半部をき裂発生エネルギーとし、後半部をき裂伝播エネルギーとした⁵⁾。

Fig. 1 Shape and dimensions of Charpy impact test piece

Table 1 Chemical composition of materials used (mass %)

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mg
FCD 37(a)	3.70	2.37	0.17	0.024	0.006	0.03	0.045
FCD 37(b)	3.58	2.31	0.15	0.023	0.006	0.03	0.038
SS 41	0.18	0.20	0.59	0.014	0.015	-	-

3. 実験結果及び考察

3.1 球状黒鉛鑄鉄同士の直接接合材の衝撃特性

Fig. 2(a)~(d) に FCD 73(b) の母材及び FCD 37(b) 材を直接接合した試験片を衝撃試験して得られた荷重-時間曲線を示す。接合時間は 1.8 ks である。Fig. 2(a) に示した母材の荷重-時間曲線は降伏点を示した後、最大荷重点を経て破断している。これに対して、接合材の荷重-時間曲線はいずれの温度で接合したのものも明瞭な降伏点を示すことなく、破断に至っている。そして、この荷重-時間曲線で囲まれた面積は試験片を破壊するのに要した吸収エネルギーと考えられるが、接合材の面積は母材に比較すると非常に小さいことがわかる。

Fig. 3 に FCD 37(b) 材同士を直接接合した場合の吸収エネルギーと接合温度の関係を示す。図中の斜線域は接合温度が 820°C の接合材と同一の熱履歴を与えた母材の

Fig. 2 Load-time curves of FCD 37(b) base metal and the cast iron joints without the insert metal

Fig. 3 Effect of bonding temperature on absorbed energy of FCD 37(b) joints without the insert metal

吸収エネルギーを示すが、約 19 J と JIS の規格値 12.9 J に比較してかなり高い値を有しており、本研究で使用した FCD 37(b) 材は靱性の高い球状黒鉛鑄鉄であると言える。これに対して、接合材の吸収エネルギーは母材に比べてかなり小さく、接合温度が 820°C のとき 5.5 J であるが、接合温度が高くなると若干低下する。これらの破断位置はいずれも接合境界であった。そして、接合材の吸収エネルギーは JIS の規格値の約 1/2 とかなり小さい値である。一方、FCD 37 材同士を 820°C で直接接合した後、フェライト化焼鈍した場合の接合部の引張強さは 400 MPa 以上の値を示し、母材強度に近い値が得られた²⁾。このように、球状黒鉛鑄鉄の拡散接合部の靱性は高い接合部強度を示す場合であっても、母材に比較して非常に低いことが明らかになった。

Fig. 4(a)~(c) にそれぞれ接合温度を 820, 900 及び 950°C としたときの接合部のマイクロ組織を示す。接合境界にはいずれの場合にもフェライト化焼鈍によって生じた細かい黒鉛が認められるが、この黒鉛は接合温度の上昇にともなって大きくなっているのがわかる。次に、950°C で接合した試料のノッチ底近傍の衝撃破面を Fig. 5 (左端がノッチ底) に示す。破壊はいずれもこのように接合面で生じていた。SEM 像と炭素の特性 X 線像から、接合面にはその表面に存在する黒鉛 (図中に Gr(x) で示す) ともう一方の接合表面に存在する黒鉛が密着した痕跡

Fig. 4 Microstructures at the bond interface of FCD 37(b) joints bonded at 820, 900 and 950°C

Fig. 5 SEM photograph and EPMA image of C Kα on the impact fractured surface of FCD 37(b) joints without the insert metal

(図中に Gr(y) で示す) が認められる。また、これらの黒鉛はかなり大きい、これとは別に微小な黒鉛が多数認められる。この微小な黒鉛は Fig. 4 に示したように、主にフェライト化焼鈍を行った際に析出したものである。そして、この微小な黒鉛は接合温度が低い場合にも認められたが、接合温度の上昇に伴って若干増加する傾向も見られた。このように、球状黒鉛鑄鉄同士を直接接合した場合には接合界面を占める黒鉛の割合が増加し、フェライト同士の接合面積が減少する。黒鉛はノッチ底及びその近傍においても同様に析出し、これが切欠効果を示すと考えられる。このために、静的な引張強さは母材に近い値を示す場合でも、接合界面に U ノッチを有する接合材に対して衝撃的に曲げ荷重を負荷すると、き裂は容易に接合界面で発生・伝播するようになり、接合部の吸収エネルギーは母材よりもかなり低くなると考えられる。

3.2 ニッケル箔をインサート材に用いた球状黒鉛鑄鉄同士の接合材の衝撃特性

3.2.1 吸収エネルギーに及ぼす接合温度の影響

Fig. 6(a) 及び(b)にそれぞれ FCD 37(a) の母材及び 10 μm 厚のニッケル箔をインサート材に用いて 820°C × 1.8 ks で接合した試験片を衝撃試験して得られた荷重-時間曲線を示す。ニッケル箔をインサート材に用いると Fig. 6(a) の母材の荷重-時間曲線に近くなることがわかる。また、荷重-時間曲線に囲まれた面積は接合温度の上昇に伴って少し小さくなった。

Fig. 7 に接合材の吸収エネルギー、き裂発生エネルギー及びき裂伝播エネルギーに及ぼす接合温度の影響を示す。図中において吸収エネルギーを○印で示すが、吸収エネルギーは接合温度が 820°C のときに最も高く 15.4 J であり、接合温度が上昇するとしだいに低下し、950°C で接合を行った場合は 5.5 J である。接合温度が 900°C 以下であれば吸収エネルギーは直接接合材に比較して大きく改善され、また、JIS の規格値を満足することがわかる。このように、インサート材にニッケル箔を用いて接合を行うと、接合部の靱性が大きく改善されることが明らかになった。しかしながら、この吸収エネルギーは接合温度が 820°C の場合でも母材よりも低い。また、接合温度を 820°C とし、接合時間を 3.6 ks として接合したときの吸収エネルギーは 14 J であり、1.8 ks 間接合したもののよりも小さかった。

図中の△及び□印はそれぞれき裂発生及び伝播エネルギーを示す。き裂発生及び伝播エネルギーは接合温度の上昇に伴ってしだいに低下している。また、いずれの接合温度においてもき裂発生エネルギーの方が伝播エネルギーよりも若干高い値を示している。このことから、き裂は接合境界を比較的容易に伝播したことが推察される。

Fig. 8(a) 及び(b)にそれぞれ 820°C × 1.8 ks 及び 950°C × 1.8 ks で接合を行った試験片の衝撃破断面のミクロ組織を示す。820°C で接合を行った場合のき裂は Fig. 8(a) に示したようにニッケル箔の内部、接合境界部及び球状黒鉛鑄鉄内部を伝播している。接合部には後述の細かい黒鉛が認められるが、き裂はかならずしもこの黒鉛の析出部に沿って伝播していない。これに対して、950°C で接合した試験片では Fig. 8(b) に示したように、き裂は主にフェライト化焼鈍によって析出した黒鉛に沿って優先的に伝播しているのが認められる。このような現象は

Fig. 6 Load-time curves of FCD 37 (a) base metal and the cast iron joints with the insert metal of 10- μm thick Ni foil
(a) Base metal (b) bonding; 820°C x 1.8 ks

Fig. 7 Effect of bonding temperature on absorbed energy of FCD 37(a) joints with the insert metal of 10- μm thick Ni foil

Fig. 8 Microstructures of the impact fractured area of FCD 37(a) joints bonded with the insert metal of 10- μm thick Ni foil at 820 and 950°C

900°C で接合した場合にも認められた。また、820°C × 3.6 ks の条件で接合した場合の黒鉛は、820°C × 1.8 ks の条件で接合した場合よりも若干多くなるためにき裂はこの黒鉛の析出部を伝播している領域が認められた。接合部に析出する黒鉛がこのように多くなると、ノッチ底においても同様に多くの黒鉛が析出するものと推察される。この黒鉛が新たな切欠効果を示し、き裂発生エネルギーが低下したと考えられる。Fig. 9 は Fig. 8(b) に示し

た試験片の衝撃破断面の SEM 像と炭素の特性X線像である。観察位置はノッチ底近傍（左端がノッチ底）である。全体的にディンプル状の破面が認められ、その中心には炭素の特性X線像から明らかなように細かい黒鉛粒が見られる。この黒鉛粒は Fig. 8 に示した黒鉛に対応している。Fig. 9(a) から明らかなように、これらの黒鉛はノッチ底近傍においても多数認められる。これに対して、820°Cで接合した試験片においては、このようなディンプル状の破面は非常に少なかった。

以上のことから、接合材の吸収エネルギーが接合温度の上昇に伴ってしだいに低下したのは、接合温度が高くなるほどフェライト化焼鈍によって接合部において析出する黒鉛が多くなり、ノッチ底近傍に析出した黒鉛が切欠効果を示すとともにき裂がこれらの黒鉛に沿って優先的に伝播するためと考えられる。

次に、接合部に析出する黒鉛の析出挙動に及ぼす接合温度の影響について検討する。Fig. 10(a)~(c) に10 μ m 厚のニッケル箔をインサート材に用いた接合部組織を示す。

Fig. 9 SEM photograph and EPMA image of C K α for the impact fractured surface of FCD 37(a) joint bonded with the insert metal of 10- μ m thick Ni foil at 950°C

Fig. 10 Microstructures of bond interface of FCD 37(a) joints bonded with the insert metal of 10- μ m thick Ni foil at 820, 900 and 950°C

す。Fig. 10(a), (b) 及び(c)はそれぞれ接合温度を820, 900 及び950°Cとし、接合時間を 1.8 ks とした場合のマイクロ組織である。ニッケル箔の両側の拡散域とフェライトとの境界部に細かい黒鉛が多数認められるが、これはフェライト化焼鈍によって析出した黒鉛である²⁾。この黒鉛の大きさは接合温度が820°Cの場合には非常に小さいが、接合温度が上昇するにつれてしだいに大きくなっている。特に、950°Cで接合した場合には、この黒鉛はかなり大きく成長していることがわかる。また、接合温度は820°Cと低くても接合時間が 3.6 ks と長いときには接合部に析出する黒鉛は少し多くなった。

接合部に析出する黒鉛の量は接合後のパーライト量及びパーライトの析出形態と関係があるものと考えられる。パーライト量は接合時間が同じであれば接合温度が高くなるほど多くなる。このためにフェライト化焼鈍によって析出する黒鉛の量も接合温度の上昇にともなって増加する。また、接合温度が820°Cと低くても接合時間が長くなると接合中に変態するオーステナイトも多くなり、パーライトが増加する。その結果、フェライト化焼鈍によって析出する黒鉛量も増加することになる。ところで、接合温度が900及び950°Cの場合の接合部組織は Fig. 11(a) 及び(b)に示すように、そのパーライト量には大きな差異が認められない。しかし、950°Cで接合すると Fig. 11(b) に示したように典型的なブルスアイ組織を呈している。これに対して、900°Cでは球状黒鉛に接してフェライトとパーライトが観察される。これらの試料をフェライト化焼鈍すると、そのフェライト化速度には差異が生じると考えられる。

そこで、Fig. 12 に FCD 37(a) に対して接合条件と同一の熱処理を付与した後、フェライト化焼鈍温度を 720 °Cとし、熱処理時間を種々変化させたときのフェライト

Fig. 11 Bond microstructures as bonded of FCD 37(a) joints

Fig. 12 Effect of ferritizing time on fraction of ferrite

分率を示す。熱処理時間が0秒のフェライト量は接合条件と同一の熱処理を付与したときの値を示す。900℃以上に加熱したときのフェライト量は約5%であり、ほとんどがパーライトであるが、820℃に加熱した場合のフェライトの量は約70%と多い。フェライト化焼鈍によって析出したフェライト量はいずれの温度に加熱されても焼鈍時間の経過とともに初めは急速に増加し、それ以後は緩やかに増加する。そして、3時間後のフェライト量はいずれの試料ともにほぼ一定の95%になっている。フェライト化焼鈍の初期の段階でフェライト量を比較すると、加熱温度が900℃の場合には多く820℃の場合に近い値を示すが、950℃に加熱した試料のフェライト量はかなり少ないことがわかる。すなわち、典型的なブルスアイ組織の場合のフェライト化速度は小さい。パーライトが黒鉛と接している場合にはパーライトの分解によって生じた炭素が容易に黒鉛の方に拡散するが、ブルスアイ組織の場合の炭素は黒鉛の周囲のフェライトの粒界を通して拡散するためにフェライト化が遅くなったと考えられる。したがって、ブルスアイ組織の接合材をフェライト化焼鈍したときの炭素はすでに存在する黒鉛に向かっても拡散するが、その他に黒鉛として析出しやすい場所、すなわち、Fig. 10 に示したように接合部においてはNiの拡散により形成されたオーステナイトとフェライトの境界にもより多く析出するものと考えられる^{2,3)}。

3.2.2 吸収エネルギーに及ぼすニッケル箔厚の影響

Fig. 13(a) 及び(b)にそれぞれ母材及びニッケル箔厚を50 μm とした接合材を衝撃試験して得られた荷重-時間曲線を示す。接合材は Fig. 7 に示したように、最も高い靱性値が得られたのは接合温度820℃であったので、この温度において接合時間1.8 ks の条件で接合したものである。ニッケルの箔厚が増加するにつれて、荷重-時間曲線はしだいに母材の荷重-時間曲線に近い形状を示すようになり、ニッケル箔厚が50 μm の場合には Fig. 13(b)に示すように母材とほとんど同じ形状になっている。

Fig. 14 に接合時間を1.8 ks とした場合の接合材の吸収エネルギー、き裂発生エネルギー及びき裂伝播エネルギーに及ぼすインサート材に使用したニッケル箔厚の影響を示す。接合材の吸収エネルギーはニッケル箔厚が10 μm のとき15.4 J であるが、ニッケル箔厚の増加に伴って上昇し、50 μm になると母材と同等の吸収エネルギーを示すようになる。き裂発生エネルギーはニッケ

Fig. 13 Load-time curves of FCD 37(a) base metal and the cast iron joint with the insert metal of 50- μm thick Ni foil

ル箔厚の増加によってわずかに上昇する程度であるが、き裂伝播エネルギーは大きく上昇しており、この結果、接合材の吸収エネルギーが高くなったものと考えられる。一方、10, 20及び50 μm のニッケル箔を用いた接合材を引張試験するといずれも母材内で引張破断が生じ、接合部強度は母材と同等であった。

接合時間を3.6 ks として接合を行った場合の吸収エネルギーも接合時間が1.8 ks の場合と同様に、ニッケル箔厚の増加とともに上昇した。しかしながら、吸収エネルギーはいずれのニッケル箔厚においても接合時間が1.8 ks の場合の方が3.6 ks の場合よりも高かった。これは主に、き裂伝播エネルギーがニッケル箔厚の増加とともに大きく上昇しているのに対して、接合時間3.6 ks の場合にはその上昇がわずかであった。この結果吸収エネルギーは接合時間が3.6 ks の方が1.8 ks の場合よりも低くなったものと考えられる。

Fig. 15(a), (b) 及び(c)にそれぞれ10, 20及び50 μm 厚

Fig. 14 Effect of thickness of Ni foil on absorbed energy of FCD 37(a) joints bonded at 820℃ for 1.8 ks

Fig. 15 Microstructures of the impact fractured area of FCD 37(a) joints bonded with the insert metal of 10 to 50- μm thick Ni foil

のニッケル箔を使用した接合材の衝撃破断部のマイクロ組織を示す。接合は820℃で 1.8 ks の条件で行ったものである。き裂の伝播に着目すると、ニッケル箔の厚さが薄い場合のき裂は接合境界、ニッケル箔内及び球状黒鉛鋳鉄内部と主としてニッケル箔の近傍を伝播している。ニッケル箔の厚さが増加すると、き裂はかなり球状黒鉛鋳鉄内部を伝播するようになり、特に、50 μm 厚のニッケル箔を使用した場合にはほとんど球状黒鉛鋳鉄内部を伝播している。この結果、き裂伝播エネルギーはニッケル箔の厚さの増加に伴って大きくなったものと考えられる。

接合時間を 3.6 ks とした場合にもこのような傾向が認められたが、すでに述べたように接合境界に析出した黒鉛は接合時間を 1.8 ks とした場合よりも多く、ニッケル箔の厚さが増加してもき裂は接合境界を伝播する領域があった。このために、き裂伝播エネルギーの上昇が小さくなることがわかった。

3.3 球状黒鉛鋳鉄と軟鋼との接合材の衝撃特性

3.3.1 直接接合材の衝撃特性

Fig. 16(a) 及び(b)にそれぞれ FCD 37(b) と軟鋼 とを 820 及び 950℃ で 1.8 ks 間の接合を行った試験片を衝撃試験して得られた荷重-時間曲線を示す。Fig. 16(a) の 820℃ で接合した場合の荷重-時間曲線は降伏点以後、伸びがあまり生じないで最大荷重点に到達し、破断している。このために荷重-時間曲線に囲まれる面積は小さい。950℃ の温度で接合した場合には降伏点以後の伸びが認

Fig. 16 Load-time curves of the cast iron FCD 37(b) to the mild steel joints without insert metal

Fig. 17 Effect of bonding temperature on absorbed energy of FCD 37(b) to the mild steel joints without the insert metal

められ、最大荷重点以後の荷重の低下も 820℃ における接合材よりも緩やかである。しかしながら、Fig. 2(a) に示した FCD 37(b) 母材の荷重-時間曲線と比較すると、降伏点から最大荷重点までの伸び及び最大荷重は母材の方がいずれの接合材よりも大きい。

Fig. 17 に接合材の吸収エネルギー、き裂発生エネルギー及びき裂伝播エネルギーに及ぼす接合温度の影響を示す。接合時間は 1.8 ks である。820℃ で接合を行った場合の吸収エネルギーは 9 J であるが、接合温度が上昇するとしだいに高くなり、950℃ で接合すると、15.5 J の高い吸収エネルギーが得られる。しかしながら、接合材の吸収エネルギーは母材よりも低い。また、JIS の規格値と比較すると、接合温度を 900℃ 以上にすれば 12.7 J 以上の吸収エネルギーが得られることがわかる。き裂発生エネルギー及びき裂伝播エネルギーも接合温度の上昇に伴って高くなっている。また、軟鋼側の破面上でき裂の伝播経路を観察したところ、き裂は Fig. 18 に示すようにノッチ底の中央部付近では球状黒鉛鋳鉄内部を伝播していたが、広い領域において接合界面を伝播していた。

このように球状黒鉛鋳鉄と軟鋼を直接接合した場合には球状黒鉛鋳鉄同士を直接接合した場合とは異なり高い靱性値を示し、さらに、接合温度の上昇と共に、吸収エネルギーは高くなった。これは接合後、フェライト化焼鈍を行った際の炭素の拡散が軟鋼側に向かって生じるために、接合境界には球状黒鉛鋳鉄同士の接合材に見られる黒鉛の析出がほとんど起こらないためである²⁾。したがって、接合温度が高くなればそれだけ球状黒鉛鋳鉄と軟鋼との接合性が向上し、高い接合部靱性が得られたものと思われる。

3.3.2 ニッケル箔をインサート材に用いた接合材の衝撃特性

Fig. 19 にニッケル箔をインサート材に用いた接合材

Fig. 18 SEM photograph on the impact fractured surface of the mild steel side of the joint of FCD 37(b) to the steel

Fig. 19 Effect of thickness of Ni foil on absorbed energy of FCD 37(b) to the mild steel joints bonded at 820°C for 1.8 ks

Fig. 20 SEM photograph and EPMA image of Ni Ka on impact fractured surface of the mild steel side of the joint of FCD 37(b) to the mild steel

の吸収エネルギー、き裂発生エネルギー及びき裂伝播エネルギーとニッケル箔厚の関係を示す。ニッケル箔の厚さが10及び20 μm と薄い場合にはいずれも球状黒鉛鉄内部で衝撃破断が生じた。この結果、接合材の吸収エネルギーは母材と同じ値が得られ、インサート材としてのニッケル箔の有効性が明らかになった。しかし、ニッケル箔の厚さが厚くなると吸収エネルギーは若干低下し、特に、100 μm 厚の場合はかなり低下している。き裂発生エネルギーはニッケル箔厚が薄い場合にはほとんど変化しないが、100 μm になると少し低下している。き裂伝播エネルギーはニッケル箔の厚さにほとんど依存しないようである。

Fig. 20(a) 及び(b)に100 μm のニッケル箔を用いた接合材の軟鋼側のノッチ底近傍の衝撃破断面のSEM像とニッケルの特性X線像を示す。ノッチ底近傍ではニッケル箔の存在が認められるが、内部に入るときはき裂は球状黒鉛鉄内を伝播していた。き裂はいずれの接合材においても軟鋼とニッケル箔との境界を伝播しなかった。ニッケル箔の厚さが厚くなると、き裂発生エネルギーが小さくなったが、これはき裂がニッケル箔と球状黒鉛鉄との接合境界において発生したためと考えられる。

4. 結 言

球状黒鉛鉄同士及び球状黒鉛鉄と軟鋼との拡散接合部の靱性について計装化シャルピー衝撃試験を行って検討した。衝撃試験は820から950°Cで接合した試験片に対してフェライト化焼鈍を行った後に実施した。得られた結果を要約すると次の通りである。

1) 球状黒鉛鉄同士の直接接合材の接合部靱性は接合界面に黒鉛が多く存在するために非常に低く、その吸収エネルギーはJIS規格値の約1/2であった。

2) ニッケル箔をインサート材に用いて820°Cで球状黒鉛鉄同士を接合した場合の接合部靱性は大きく改善されてJIS規格を満足する結果が得られたが、接合温度が上昇するとその後のフェライト化焼鈍によって接合部に多量の黒鉛が析出するために靱性は低下した。

3) さらに、接合部靱性はニッケル箔の厚さが厚くなると高くなり、50 μm 厚のときには母材の靱性と同等のレベルまで改善された。

4) 球状黒鉛鉄と軟鋼の直接接合材の接合部靱性は接合温度の上昇と共に高くなり、900°C以上で接合を行うとJIS規格以上の吸収エネルギーが得られた。

5) ニッケル箔をインサート材に用いて820°Cで球状黒鉛鉄と軟鋼を接合した場合の接合部靱性は、ニッケル箔厚が10及び20 μm のときには球状黒鉛鉄内で衝撃破断が生じ、ニッケル箔による靱性の改善効果が認められた。しかし、ニッケル箔厚が厚くなるときはその靱性は若干低下した。

謝 辞

実験材料を御提供頂いた日立金属九州工場に対し厚くお礼申し上げます。本学の岸武勝彦教授からは計装化シャルピー衝撃試験機を御貸与頂いた。厚く御礼申し上げます。また、本実験に協力された岩野伸一郎工学士に対し厚く御礼申し上げます。本研究の一部は文部省科学研究費補助金(一般研究(C))を受けて行われたものであり、記して謝意を表します。

参 考 文 献

- 1) 迎, 西尾, 馬場, 末永, 石原: 球状黒鉛鉄固相接合(第1報)―接合性に及ぼす接合条件の影響―, 溶接学会論文集, 4-1 (1986), 66-73
- 2) 迎, 西尾, 馬場, 末永, 石原: 球状黒鉛鉄の接合部強度に及ぼす後熱処理の影響―球状黒鉛鉄の固相接合(第2報)―, 溶接学会論文集, 6-1 (1988), 22-29
- 3) 迎, 西尾, 加藤, 阿部: 球状黒鉛鉄固相接合部の疲労強度―球状黒鉛鉄の固相接合(第3報)―, 溶接学会論文集, 6-3 (1988), 62-69
- 4) 河野, 中江, 才川, 佐々木: 2:1/4Cr-1 Mo鋼及び13 Cr鋼の拡散接合―拡散接合に関する研究(第1報)―, 溶接学会誌, 51-4 (1982), 51-57
- 5) 小林, 高井, 間庭: シャルピー衝撃試験における遷移挙動及び破壊靱性の評価, 日本金属学会誌, 30-7 (1966), 700-706