

〔論文〕

球状黒鉛鋳鉄溶接部材の補修溶接に関する研究（第2報）

-溶接熱影響部の機械的特性について-

益本広久^{*1}, 坂本崇晶^{*2}, 野崎 匠^{*2}Repair Welding of Spheroidal Graphite Cast Iron (Report 2)
- Study of Mechanical Properties of Weld Heat Affected Zone -Hirohisa MASUMOTO^{*1}, Takaaki SAKAMOTO^{*2}, Takumi NOZAKI^{*2}

Abstract

As a continuation of the basic research for repair welding of cast iron, in which it is difficult to obtain the same characteristics as those of the material by melt welding, the effect of preheating and post heating was investigated to slow down the cooling rate after welding, using high tensile steel as the filler metal based on the knowledge obtained in the previous report. This method was evaluated in comparison with welding members using Ni-Fe additive metals, which are frequently used for welding cast iron. The following results were found:

- (1) In welded members using Ni-Fe additive metals, ledeburite was observed around the graphite in the heat-affected zone near the melting boundary line. In the heat-affected zone on the base metal side, perlite was formed around the graphite.
- (2) After preheating to 450 °C and welding with high-tensile steel-type additive metal, the heat-affected zone of the weldment was annealed at 450 °C for 21.6 ks. The main structure of the heat-affected zone of the weldment was ledeburite.
- (3) The fracture morphology of weldment with Ni-Fe based fused metal was observed. Tensile rupture occurred from the base metal side when the base metal was FC200 and from within the welded metal when the base metal was FCD450. When the base metal is FCD450 and high tensile steel metal is used, the fracture occurred from the base metal side.
- (4) Fatigue tests were conducted using FCD450 as the base metal and Ni-Fe based additive metal as the welding material. Some of the weld metal contained weld defects, and some of the weld metal was ruptured starting from the defects. In the case of weldments using high-tensile steel metal additive metals, fracture occurred only at the heat-affected zone of the weld. The S-N curve values were closer to those of the FCD450 base metal than to those of the Ni-Fe base metal.

Key Words : Repair Welding, Cast Iron, Tensile Strength, Fatigue Strength, Weld Heat Affected Zone

1. 結 言

鋳鉄はものづくりを支える主要な素材の一つであり、球状黒鉛鋳鉄は鋼と同等の強度を有すると共に流動性及び耐熱・耐摩耗性が優れている⁽¹⁾ ために各種機械部材や構造材料として多用されている。しかし、鋳鉄は高炭素系の素材であるため急熱急冷の熱履歴が加わる熔融溶接法を適用すると溶着金属の凝固割れや白銹化等を生じ、その特性が損なわれる。このため、破損した鋳鉄の補修に簡易な熔融溶接を適用することは困難である^{(2), (3)}。既報ではその改善策として溶接金属の冷却速度を緩やかにした溶接法を適用し、溶着金属の特性を評価した。その結果、溶着金属の冷却速度をシングルビード溶接部材の約 1/4 倍程度に低減する溶接方法を適用すると、その溶着金属の引張強度、衝撃値及び疲労強度は母材と

^{*1} 機械システム工学科, ^{*2} エネルギーシステム工学専攻
令和 4 年 10 月 14 日受理

同等の特性が得られ⁽⁴⁾、溶着金属に関しては健全な部材を得る方法が確立できた。しかしながら、溶接部材の特性を左右する要因の一つに母材側への熱拡散により、冷却速度が極めて速い。特に変態点を有する素材では極狭い領域で軟化と硬化が共存する熱影響部（溶融境界線から母材組織境界までの範囲）が形成される。本研究で対象としている鋳鉄は、高炭素材料であり溶融境界線近傍の熱影響部では、白鉄化や割れ等の欠陥を生じ易く、溶接部材の特性は大きく損なわれる⁽⁵⁾。また、多層肉盛溶接を適用した場合、予熱温度が高いと溶接により母材の部分溶融が懸念される。

そこで、本研究は溶接後の冷却を緩やかにすることで母材と同等の特性が得られる鋳鉄溶接部材の特性に関する続報として、溶接部熱影響部の組織及びその機械的特性に及ぼす徐冷の効果について、評価検討を行った。

2. 溶接方法及び評価方法

表 1 に本研究で用いた鋳鉄母材及び溶加金属の化学組成を示す。鋳鉄は表 1(a) に示す組成の片状黒鉛鋳鉄 FC200 及び球状黒鉛鋳鉄 FCD450 相当の平板材を用いた。板材の形状は厚さ 25 mm、幅及び長さがそれぞれ 150 及び 210 mm である。また、表 1 (b) は用いた溶加金属の組成を示す。FCD200 及び FCD450 の溶接前の組織は 700 °C にて 72ks のフェライト化焼鈍を行ったが、FC200 はパーライト相がわずかに観察された。溶加金属は市販の直径 3.2mm の 50Ni-50Fe 系及び高張力鋼 HT type 系を用いた。溶接は表 2 に示す条件で深溶込みアーク溶接法を用いて行った。ここで、50Ni-50Fe 系の溶加金属は、鋳鉄の補修溶接に多用されるものであり、高張力鋼 HT type 系は既報⁽⁴⁾ で用いた溶加金属の組成に近似した溶加材である。溶接条件としては、ワイヤ供給速度 3.8 mm/s、溶接電流、電圧及び速度は、それぞれ 400 A、21 V 及び 10 mm/s 一定とし、電極からの溶加金属の突き出し長さ 45 mm で行った。平板への開先加工は、図 1 に示すように深さ 15 mm、開先幅 20 mm 及び開先底の R を 5 mm の条件で行った。また、溶接に際しては、厚さ 10 mm の裏当て金を配し、溶接終了後、スラグの除去を行い 6 回の肉盛溶接により開先を充填した。図 2 は溶接の概略図を示すが、溶接に際しては、Cr₂O₃、TiO₂、SiO₂ を成分とする酸化物混合フラックスを用い、溶接金属の酸化を抑制した。溶接に際しては、Ni-Fe 系の溶加金属の場合、常温の状態より溶接を行った。なお、本実験は 6 層の肉盛溶接のために 2 層目からの温度は室温よりも高くなるが、本実験では溶接前の温度は 100 °C 以下となるようにした。これに対して、FCD450 と同等の強度の溶着金属を得るために用いた高張力鋼系 HT type の溶加金属を用いる溶接では、急冷により溶着金属が硬度の高い白鉄やマルテンサイト組織となるのを阻止する必要があるため、予め溶接用材料を 450 °C に加熱し、高温の状態でも連続して溶接を行い溶

Table 1 Chemical compositions of material used

(a) Base metal of used

Base metals	Chemical composition (wt%)
Flake graphite cast iron (FC200)	3.49 C - 1.94 Si - 0.37 Mn - 0.028 P - 0.02 S - Fe
Spheroidal graphite cast iron (FCD450)	3.62 C - 2.61 Si - 0.4 Mn - 0.034 P - 0.07 S - 0.034 Mg - Fe

(b) Lubricated metal for arc welding

Lubricated metals	Chemical composition (wt%)
Ni-Fe type	1.18 C - 56.8 Ni - Fe (50Ni-50Fe type)
HT type	0.07 C - 1.12 Mn - 0.73 Si - 0.22 Mo - Fe

Table 2 Welding condition

Condition	
Wire diameter	3.2mmΦ
Feeding rate	3.8mm/sec
Welding current	400A
Welding voltage	21V
Welding speed	10mm/sec
Overhang length	45mm

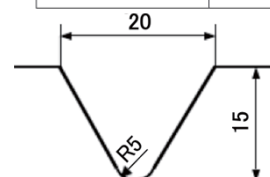


Fig.1 Schematic of groove shape

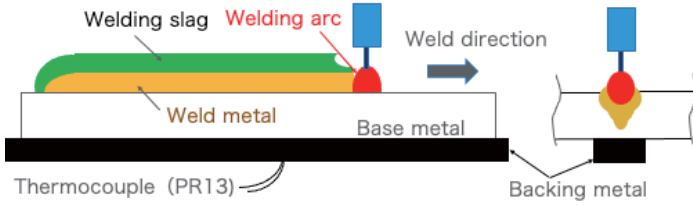


Fig.2 Schematic diagram of move the bead

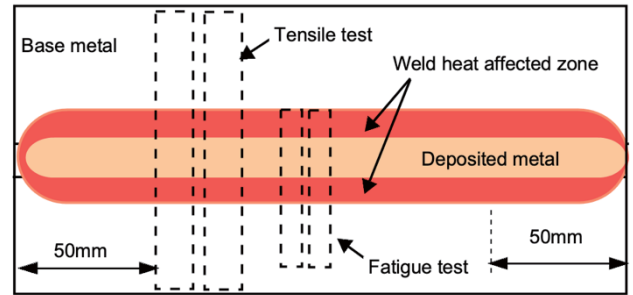


Fig.3 Schematic diagram of fabrication part of test piece

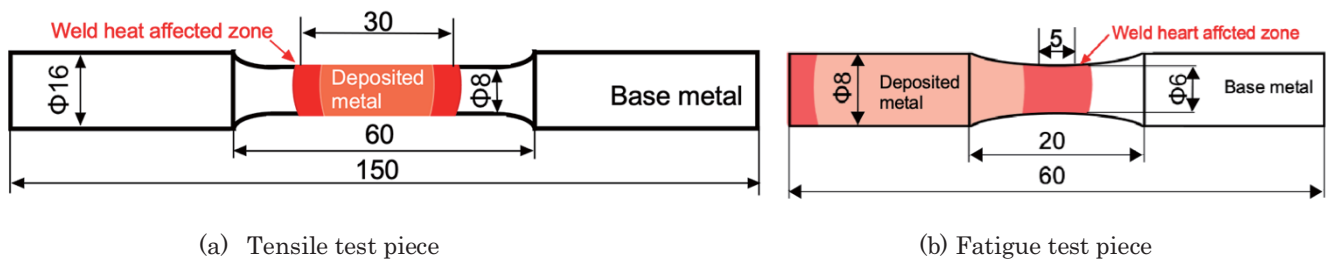


Fig.4 Schematic diagram of test pieces (unit : mm)

接後に 450 °C の炉中に 21.6ks 保持した後に室温まで大気中で放冷した。2 層目からの溶接は、溶接部材の温度を裏面中央にパーカッション溶接した熱電対温度により測定を行い約 500°C となったとき溶接を開始した。

溶接金属の組織観察は溶接開始端部及び終端部それぞれの 50mm の位置から採取した試験片で行った。組織観察は鏡面研磨後、ピクリン酸ソーダ液による組織現出処理を行い、光学顕微鏡により行った。溶接部の機械的特性は、マイクロビッカース硬さ試験機による硬さ試験による溶着金属から母材までの範囲の硬さ変化を求めると共に破断強度試験として、静的及び動的破壊試験として、それぞれ引張破断試験及び小野式回転曲げ疲れ試験により評価を行った。それぞれの試験片は、冷却速度がほぼ等しい溶接始端部及び終端部より 50 mm 以上離れた領域から採取を行った。図 3 に試験片採取位置の概略図を示す。引張試験は平行部の中央に溶着金属を配し、疲労試験片は熱影響部が平行部となるように加工した。図 4 に強度試験片の概略図を示す、図 4(a) は引張試験片であり、平行部径 8 mm 平行部の長さ 30 mm とし、引張速度 1 mm/min 一定で 3 本の破断試験を行った。図 4(b) は疲れ試験片の形状を示すが、疲れ試験は FC200 及び FCD450 の母材及び図に記すように平行部に熱影響部を配し、平行部の直径及び長さが、それぞれ 6 及び 5 mm と規定されている荷重 0.147 MPa 型の小野式小型回転曲げ疲れ試験による評価を行った。また、各強度試験の破断試験片は、光学顕微鏡によるマクロの外観と組織観察及び EDS 元素分析装置を付帯する日本電子製卓上走査型電子顕微鏡 JCM-7000（以下、SEM と記す）により破面観察を行った。

3. 実験結果及び考察

3.1 溶接金属の組織

図 5 は、Ni-Fe 系の溶着金属を用い室温の平板材に溶接した部材（以下、FC200 及び FCD450 の溶接部をそれぞれ Type-I 及び II と記す）及び予後熱処理を併用した高張力鋼 HT type 系の溶着金属を用い室温の平板材に溶接した部材（以下、FC200 及び FCD450 の溶接部をそれぞれ Type-III 及び IV と記す）の溶接部の外観写真及び溶接線方向に垂直な断面のマクロ組織を示す。溶接部の外観観察では、Type-I 及び II のリップルマークは不均一であるのに対して、Type-III 及び IV では、いずれの鋳鉄でもリップルマークはほぼ等間隔の試料が得られた。これは溶接中の溶接電流・電圧の変動が小さかったためア

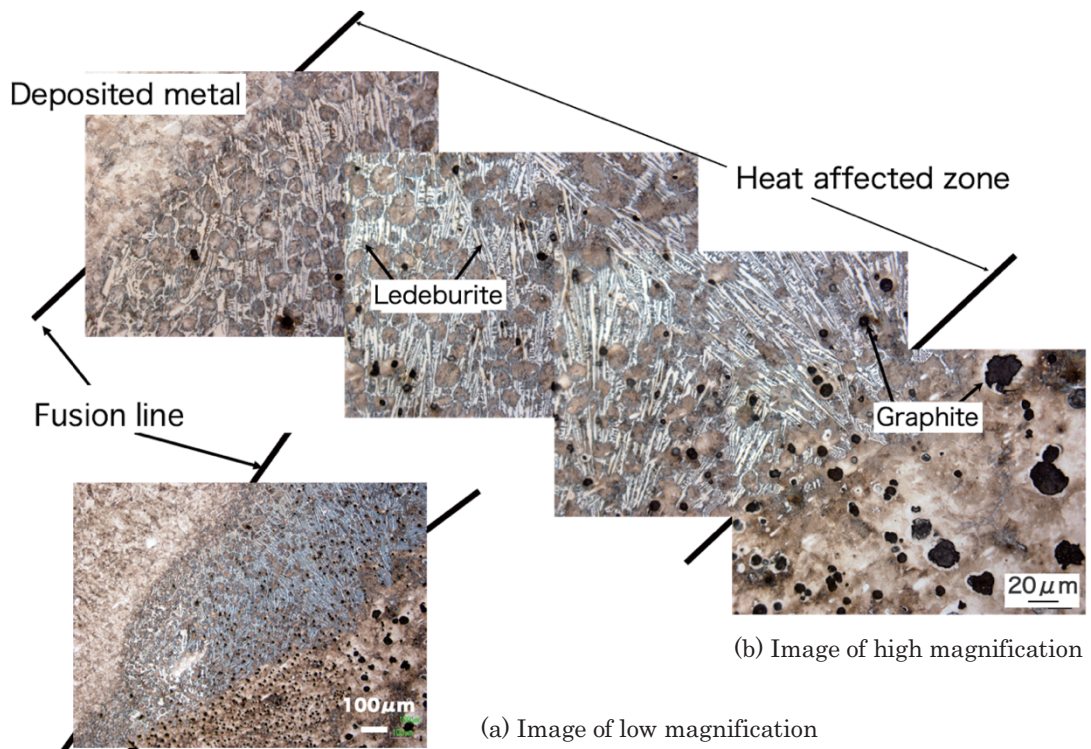


Fig.7 Microstructure of weld heat affected zone of Type-IV

(Heat treatment condition ; Pre-heat at 450°C, Post-heat treatment at 450°C)

オーステナイトとセメンタイトからなる相の混合物⁽⁶⁾である。また、図に記すように溶融境界線から離れた熱影響部の組織は、黒鉛の周囲がフェライトもしくはパーライトであった。図6(b)はType-IIの熱影響部近傍の組織を示すが、溶融境界線近傍の熱影響部の組織形態はType-Iと同じであり、球状の黒鉛の周囲にレーデブライト状組織が観察される。また、溶接前は黒鉛とフェライトからなる組織であったが、溶接による加熱により黒鉛からフェライト地へのCの拡散によって熱影響部の組織は、黒鉛の周囲がパーライトとなりパーライトを囲むようにフェライトが観察される。

図7はType-IVの溶接部近傍のマイクロ組織を示す。図6に示した溶接部が急熱急冷の熱履歴を受けるType-I及びIIと異なり、図に示すように熱影響部の組織は、レーデブライト状組織と島状パーライトである。これは、溶接直後オーステナイトとセメンタイトからなるレーデブライトI(高温域)であったものが、予熱及び溶接入熱により焼なまし処理と同等の効果が付与されたことにより、結晶化した二次セメンタイト(マイクロ組織の白いブロック状域)とパーライトのセメンタイトで構成されるレーデブライトII(室温、本論ではレーデブライト状組織と記す)となったものと考えられる。また、島状パーライトは723°CでのレーデブライトIから生じたオーステナイトの共析分解によってパーライトへと変化したものと考えられる。Type-IIIの溶接部の組織は、黒鉛形状の違いだけで図7のType-IVと同じ組織形態であった。

3. 2 溶接部の静的試験結果

図8は溶着金属及び溶接熱影響部の硬さ試験3回の平均値をまとめた結果を示す。Type-I及びIIの溶着金属の硬さHVは約170前後であり母材の影響は認められない。また、Type-III及びIVの溶着金属の硬さは溶融境界線近傍で違いが見られるが実験誤差であり、HV370前後の値である。次に、Type-I及びIIの溶接熱影響部の硬さは、図6に示したように溶融境界線近傍でパーライト及びレーデブライト状組織が形成されるため、FC200及びFCD450の母材よりもわずかに硬化している。それに対して、Type-III及びIVの溶接熱影響部の硬さは、溶融境界線より母材側約6mmまで緩やかに低下した。これは、図

7に示したように予後熱処理を行った熱影響部の組織が、主にレーデブライト状組織となることに起因するものと考えられる。図8中に示すType-IIIの溶融境界部近傍の熱影響部の硬さが低いのは、片状の黒鉛は炭素であり、周囲の金属組織に比較して柔らかく、黒鉛に接する組織部が硬さ試験の圧痕の幅が広がるためであり、ピッカース硬さ試験の圧痕一片の幅で硬さを換算するとその値はHV315とType-IVの溶融境界線近傍の熱影響部の硬さと同等の値であった。

図9は、図8に対応する条件材の引張強さ及び破断部のマクロ写真を示す。引張強さは3本の平均の値である。被溶接材の母材強度が200 MPaと低いType-I及びIIIの溶接部材の破断位置を比較すると、Type-Iでは図に示すようにチャック部よりの平行部境界近傍の母材内から破断した。また、Type-

IIIは図に示すように熱影響部から破断したものの、Type-Iの値176MPaよりも低い142MPaであった。Type-I及びIIIの3本の試験片すべてがほぼ同じ部分から破断した。破面のSEM観察では、Type-I及びIIIいずれも破面に片状の黒鉛が観察され、黒鉛は試験片の外周部に露呈していたことから、き裂の起点となったものと考えられるが、図9に示すようにType-I及びIIIの破断位置は大きく異なる。その原因として、Type-Iの溶着金属は、図8に示したように熱影響部及び母材硬さよりもわずかに高く、引張試験ではほぼフェライト生地である母材平行部の方が変形は大きく生じるものと考えられる。このため、Type-Iの破断は母材側の平行部に露呈した黒鉛を起点に生じたものと考えられる。

次に、Type-I及びIIIの破断部近傍の硬さを比較すると、Type-IのHV約150に比較して、Type-IIIでは予後熱処理の効果により、HV約200以上と高い。このため引張試

験における変形は、Type-Iよりも少ないと推察される。また、Type-IIIの溶着金属の硬さはHV約370と熱影響部の硬さよりも高いため、引張試験では溶着金属の変形は少なく、熱影響部側で大きな絞りが生じる。これは、引張りの中心軸方向に対して外周部から収縮することであるから、その領域に脆弱な領域があれば、き裂の起点となる。Type-IIIの溶接熱影響部における黒鉛は片状であり、外周に露呈していることに加え、黒鉛の周囲がレーデブライト状組織であることも要因となり、Type-IIIでは熱影響部近傍より破断したものと推察される。

母材がFCD450への溶接であるType-II及びIVの引張破断は、図9に示すようにType-IIの場合溶着金属内より生じた。それに対して

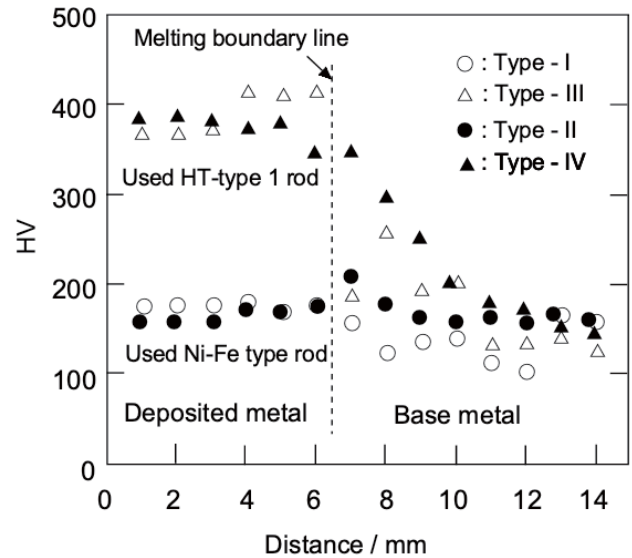


Fig.8 Hardness distributions of weld metal

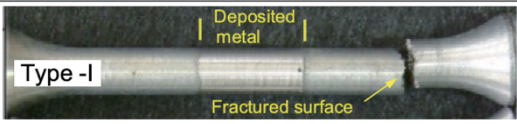
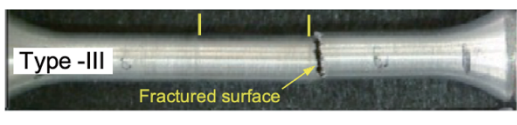
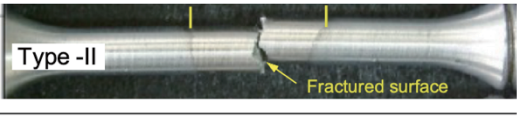
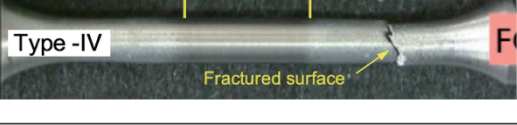
Base metal	L. M.	Treatment	Tensile strength (Average)	Macrostructures of after tensile fractured test
FC200	Ni-Fe type	As weld	176MPa	
	HT-type I	With preheat	142MPa	
FCD450	Ni-Fe type	As weld	299MPa	
	HT-type I	With preheat	445MPa	

Fig.9 Effect of tensile strength and fractured zone on the welding and heat treatment conditions

Type-IVは、引張強さ 445MPa と高い値が得られ、その破断は図に示すように母材平行部より生じた。

3. 3 溶接部の疲労試験結果

図 10 は FCD200 母材及び Type- I の S-N 曲線を示す。 Type-IIIの溶接部材は引張強さが低いため疲労特性は評価しないこととした。図に示すように応力振幅の値が 104 MPa の場合、FC200 母材と溶接部材の破断回数を比較すると溶接部材の方が著しく多いが、応力振幅値の低い試験で母材との間に違いが認められなかったこと及び疲労限度が双方とも 80 MPa と等しかったため、実験誤差とした。また、図中には破断部の一例としてのマクロ写真を併記したが、溶接部材の破断はすべて熱影響部内より生じていた。図中に示した疲労破面の SEM 観察結果を図 11 に示す。図(a)は応力振幅が 104 MPa、破断までの繰返し回数が 9.4×10^4 回の破面を示す。

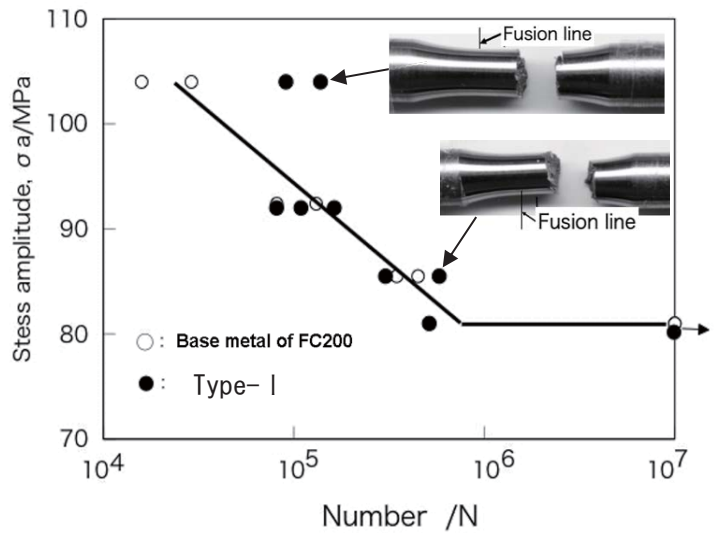
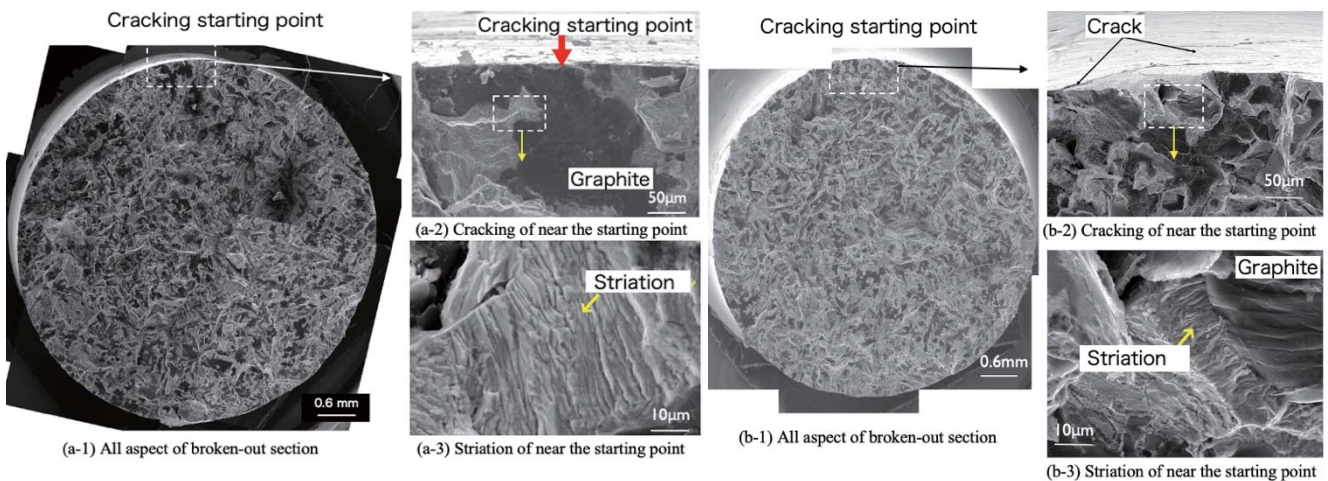


Fig.10 S-N curve of base metal and weld metal of Type- I

図 11(a-1)は破面の全景であるが、この構図では起点部は上端部である。脆性材料に区分される鋳鉄の疲労破面には、鋼の疲労破面と異なり鋳鉄の破断面にはリップマークは観察されない。図 11(a-2)中に印すように破断起点部には片状黒鉛部より生じ、金属部の破面には図 11(a-3)に示すようなストライエーションが観察される。また、図 11(b-1)は、 5.8×10^5 回で破断した破面の全景であるが、 9.4×10^4 回の破面と大きな違いは見られない。図 11(b-2)は、き裂始端部近傍の SEM 像を示すが、黒鉛を起点として破断していた。図 11(b-2)に印すように、疲労試験片平行部には、黒鉛の部分に割れが多数観察された。また、図 11(b-3)中に印すように破面にはストライエーションが観察されることから、いずれの破断も疲労により破断していることが分かった。

図 12 は、FCD450 母材及び Type- II 及びIVの溶接部材の S-N 曲線を示す。FCD450 母材の疲労限度は 203 MPa が得られたが、後述するように、Type- II では溶接欠陥を内在する試験片が有り、同一溶接部材より得られる試験片数が限られるため



(a) $\sigma_a : 104\text{MPa}$, $N : 9.4 \times 10^4$

(b) $\sigma_a : 86\text{MPa}$, $N : 5.8 \times 10^5$

Fig.11 SEM images of fractured area of Type- I by fatigue fractured test

溶接部材の疲労限度を求めることができなかった。図中に示す□及び■の記号は、Type-IIの試験結果を示すが、それぞれ健全な試験片と平行部の顕微鏡観察で欠陥が認められたものである。まず、溶接欠陥を有する試験片■は健全な試験片□よりも約1桁少ない繰返し回数で破断した。健全な溶接部材も母材に比較すると破断に至るまでの繰返し回数は少ない。また、図9に示したように引張破断試験でFCD450の母材から破断したType-IVの溶接部材も母材のS-N曲線と比較すると少ない繰返し回数で破断した。

図13は溶接欠陥が観察されたType-IIの破断面のSEM像及び破断の概略図を示す。図13(a)のマクロ観察結果に示すように破断は主に熱影響部で生じているが、き裂起点を詳細に観察したところ図13(b)に見られるようにき裂起点部には柱状樹枝状晶が認められる。このため、溶接欠陥は溶着金属の凝固過程で生じた柱状樹枝状晶を要因とするものであることが分かった。用いたNi-Fe溶加金属の組成の融点は、二元平衡状態図では1425℃である⁽⁶⁾が、溶接後の急冷サイクルでは過冷現象により融点が低下することから、図13(b)に見られる柱状樹枝状晶は溶着金属の凝固割れにより生じた溶接欠陥と考えられる。図14は健全な溶接金属の疲労破面を整理したものであるが、破断は図14(a)及び(b)に示すようにすべて熱影響部内より生じていた。また、図14(c)に示す破面のEDS分析ではFCD450母材に含まれる成分以外の元素は特定されなかった。き裂始端部近傍のSEM像及びCの特性X線像を図14(d)及び(e)に示すが、丸状で黒く見える部分はCである。図14(f)はき裂始端部のSEM像を示すが、Type-Iと同様にType-IIの健全な溶接部材の破断は、黒鉛を起点としており、図14(g)に示す領域にはストライエーションが観察されるために、金属部は繰返し荷重によりき裂が伝播し破断したことが分かる。

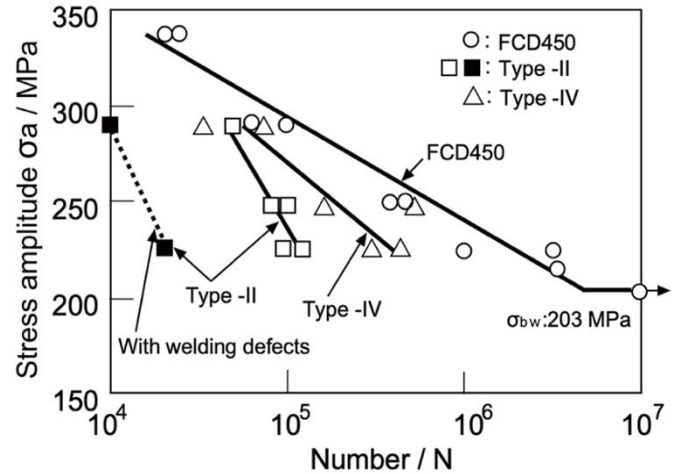
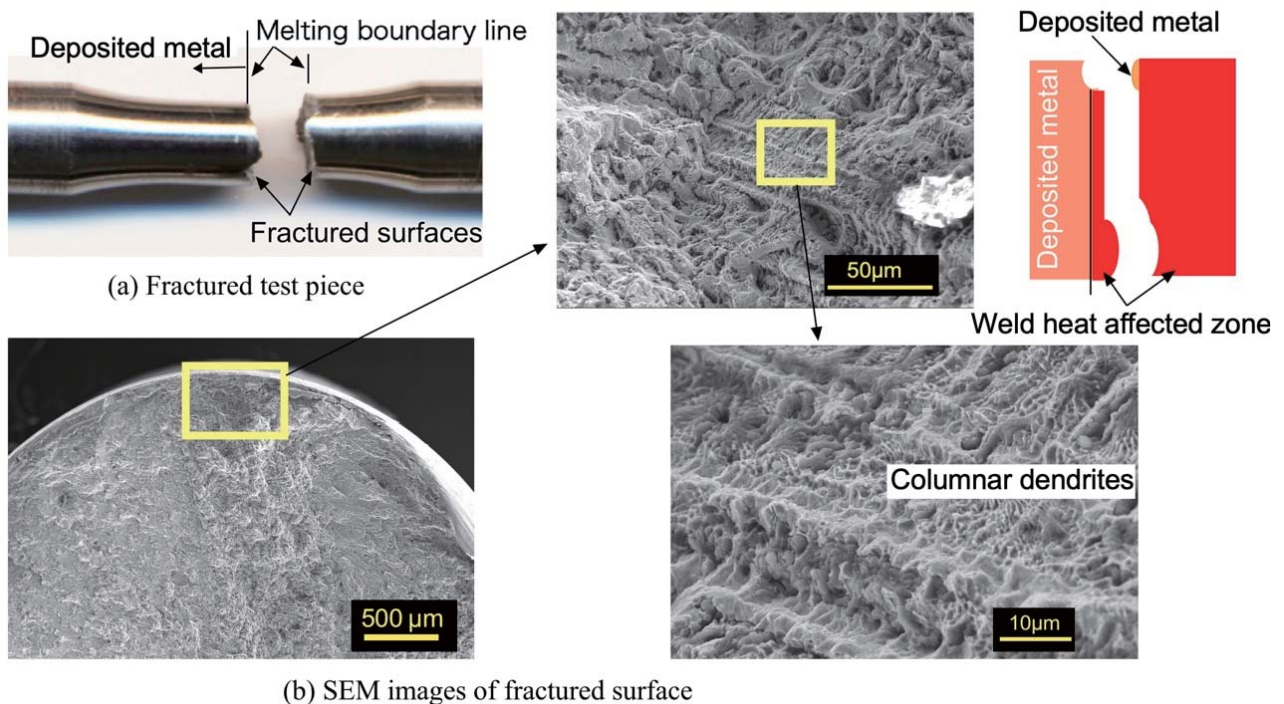


Fig.12 S-N curve of base metal and Type-II and IV



(b) SEM images of fractured surface

Fig.13 Some images on fatigue fracture area and surface of low cycle of Type-II (σ_a :230MPa, N : 1.2×10^5)

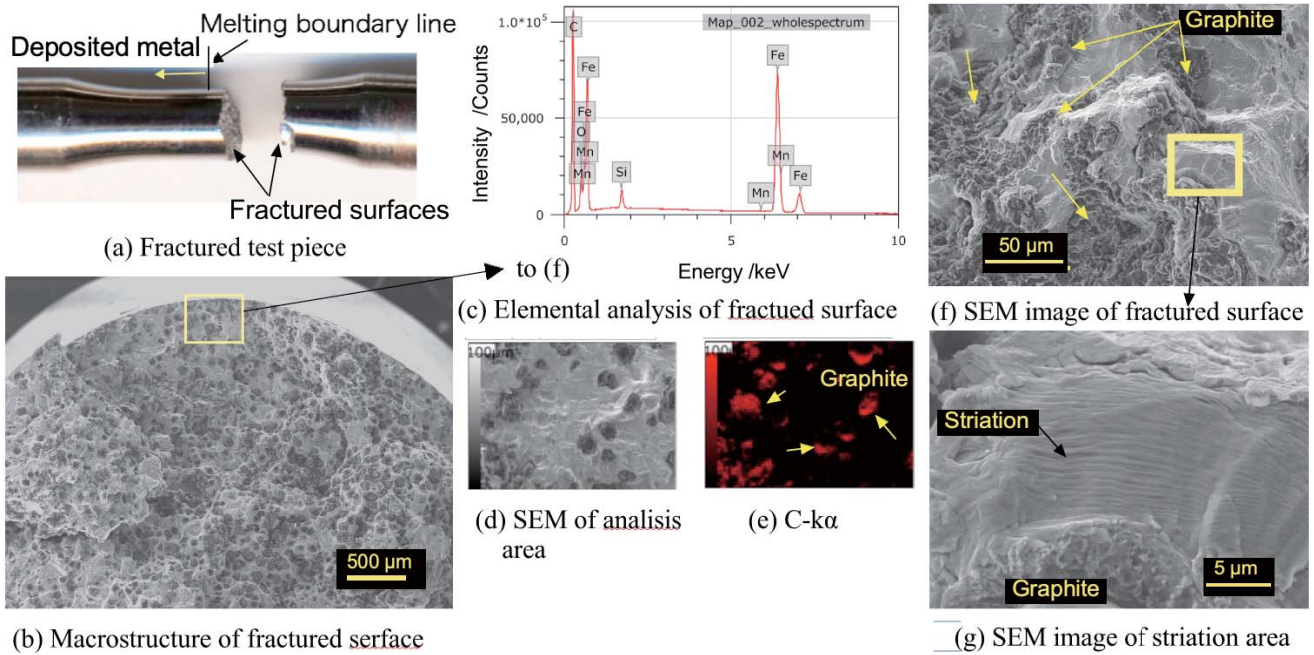


Fig.14 Some images on fatigue fracture area and surface of high cycle of Type-II (σ_a :289MPa, N : 4.9×10^4)

図 15 は Type-IV の疲労破面の観察結果を示す。破断は、図 15(a) に示すように図 14 に示した Type-II の破断と同じ、FCD450 の熱影響部から生じた。図 15(b) は破断部近傍の SEM 像を示すが、凹凸が激しい破面を呈しているため、疲労による破壊であるか確認のために高倍率の SEM 観察を行った。図 15(c)、(d) 及び(e) は、破面の EDS 分析結果、き裂始端部近傍の SEM 像及び C の特性 X 線像はほぼ等しい。疲労破断のき裂近傍の SEM 観察結果を図 15(f) に示すが、き裂起点部近傍に多くの黒鉛が散見されることから、黒鉛を起点にき裂が生じたものと考えられる。図 15(f) 中の口部分を拡大観察したところ、図 15(g) に示すようにストライエーションが観察されることから疲労破壊により破断に至っていることが分かった。

以上のことから、粗大な片状の黒鉛を有する FC200 に Ni-Fe 系の溶加金属を用いた場合、熱影響部側の溶融境界線近傍にレーデブライト状組織に覆われた片状黒鉛がき裂の起点となるものの、母材強度が低いために溶接部材の疲労特性は母材と

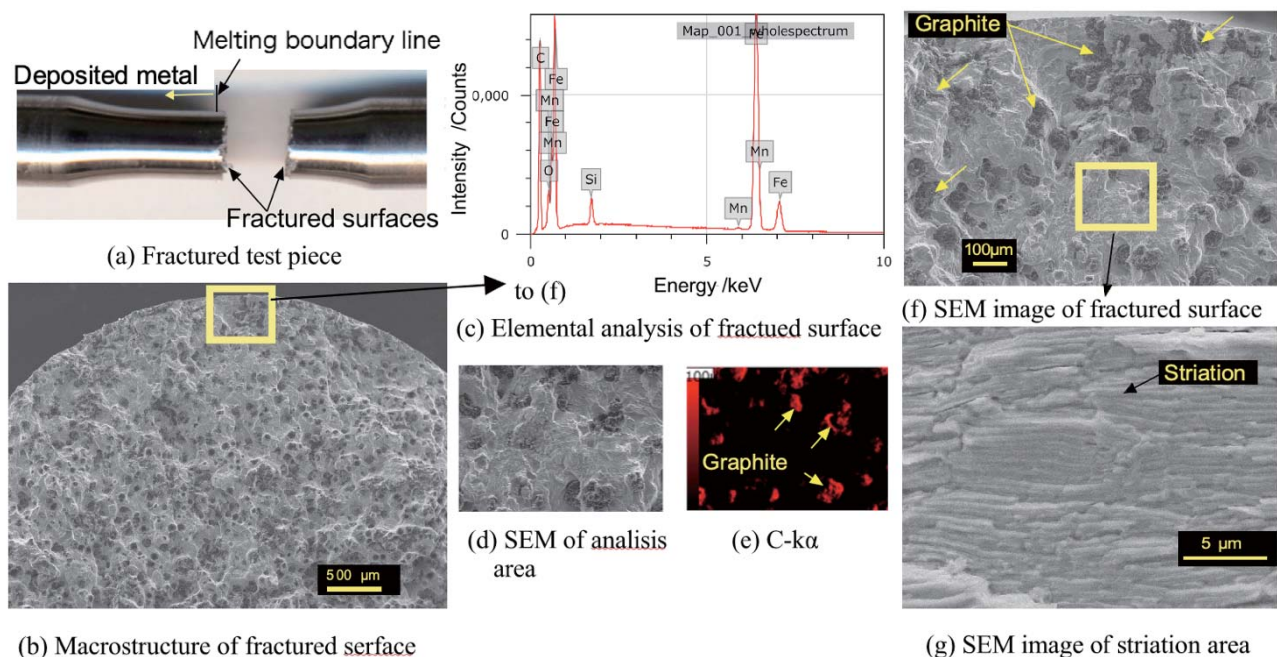


Fig.15 Some images on fatigue fracture area and surface of low cycle of Type-IV (σ_a :300MPa, N : 6.9×10^4)

同等の値となったものと考えられる。FCD450 材の溶接部材では、Ni-Fe 系は溶着金属内から引張破断するのに対して、高張力鋼 HT type 系は母材の FCD450 より引張破断を生じた。疲労破断は、レーデブライト状組織が観察される溶接熱影響部より生じたことから、溶接部の組織形態及びき裂起点となる可能性が大きな黒鉛形状が鋳鉄溶接部材の疲労特性に大きく影響を及ぼしているものと考えられる。このため、継続研究として、き裂の特定が容易な平板曲げ疲れ試験法を用いて、高張力鋼 HT type 系の溶接部材について後熱処理により母材の組織をオールフェライト、フェライト+パーライト及びオールパーライトとした部材及び黒鉛形状を変化させた部材を作成し、疲労特性に及ぼす組織及び黒鉛の影響を評価検討中である。

4. 結 論

溶融溶接では素材と同等の特性を得ることが困難な鋳鉄の補修溶接を行うための基礎研究の続報として、既報で得られた知見を元に溶加金属に高張力鋼を用い、溶接後の冷却速度を緩やかにするために予熱及び後熱処理を行った。本方法の評価は鋳鉄の溶接に多用される Ni-Fe 系の溶加金属を用いた溶接部材との対比により行った。その結果、下記のようなことが明らかとなった。

- 1) 熱処理を行わない Ni-Fe 系の溶加金属を用いた溶接部材では、溶融境界線近傍の熱影響部は黒鉛の周囲にレーデブライト状組織が生じた。また、母材側の熱影響部には黒鉛の周囲にパーライトが生じた。
- 2) 高張力鋼系溶加金属を用い 450℃の予熱を行い溶接した後、450℃にて 21.6ks の焼なましを行った溶接材の熱影響部はレーデブライト状組織が主要な組織となった。
- 3) Ni-Fe 系溶加金属による溶接材は、母材が FC200 では母材側より引張破断を生じたが、FCD450 の溶接では溶着金属内より破断した。高張力系溶加金属を用いた場合、母材が FC450 の場合、FCD450 の母材側より破断した。
- 4) FCD450 に対して、Ni-Fe 系溶加金属を用いた溶接材の疲労試験では、溶着金属に溶接欠陥を含むものが有り、欠陥を起点に破断するものがある。予後熱処理を併用した高張力鋼系溶接部材は溶接熱影響部からのみ破断し、Ni-Fe 系より FCD450 母材の S-N 曲線に近い値が得られた。

謝 辞

本研究の遂行にあたり、溶接金属の作製に多大なご協力を得た工学博士・本田嗣男氏（元黒木工業所・技術研究所勤務）に感謝の意を表します。

文 献

- (1) 山田俊宏, 葉山房夫, “鋳鉄及び炭素鋼のすべり摩耗特性について”, 鋳物, Vol. 48, No. 4(1976), pp. 234-239.
- (2) 田村博, “鋳鉄の溶接”, 溶接学会誌, Vol. 38, No. 2(1969), pp. 117-127.
- (3) 糸村昌祐, 平識兼貴, 松田福久, 菊田米男, “球状黒鉛鋳鉄の溶接割れに関する研究(第 2 報)”, 溶接学会論文集, Vol. 3-No. 4(1985), pp. 796-801.
- (4) 益本広久, 伏谷匠己, 坂本崇晶, 白石元, “球状黒鉛鋳鉄の補修溶接に関する研究”久留米工業大学, 研究報告, Vol. 44(2021), pp. 796-801. 32-41.
- (5) 大井利継, 藤岡稔, “球状黒鉛鋳鉄の溶接における白銹化防止法に関する研究”, 鋳物, Vol. 48, No. 11(1976), pp. 687-693.
- (6) 谷口希一, “白鋳鉄の熱間圧延について”, 鋳物, Vol. 47, No. 5(1975), pp. 320-325.
- (7) Thaeus B. Massalski, Joanne L. Murray, Lawrence H. Bennett and Hugh Baker, BINARY ALLOY PHASE DIAGRAMS, American Society for Metals, Vol. 1(1986), pp. 561-566.