

〔論 文〕

球状黒鉛鑄鉄溶接部材の補修溶接に関する研究

—溶接金属の機械的特性について—

益本 広久^{*1}・伏谷 匠己^{*2}・坂本 崇晶^{*2}・白石 元^{*1}

Repair Welding of Spheroidal Graphite Cast Iron
—Study of Mechanical Properties of Deposited Metal—

Hirohisa MASUMOTO^{*1}, Takumi FUSHITANI^{*2}, Takaaki SAKAMOTO^{*2}, Hajime SHIRAIISHI^{*1}

Abstract

Fusion welding is considered suitable for restoring damaged cast iron components in a short time. However, with this type of welding, a rapid cooling of the weld metal can transform cast iron to white pig iron, in which cracks can form. In this study, a new welding method for repairing cast iron was proposed. The effectiveness of this new method was evaluated by analyzing the microstructure of the deposited weld metal, static test methods, and fracture tests using dynamic tests. The results of the analyses are as follows. (1) The proposed method produced a deposited metal that was either entirely spherulitic graphite or partly non-spherulitic graphite. Total ferrite, bulls-eye, bulls-eye + cementite, and cementite + pearlite + ferrite microstructures were observed in the matrix. (2) The specimens were collected from the deposited metal fractured at the parallel section of each specimen for both tensile and fatigue fractures. (3) Fatigue fracture surfaces of welded bulls-eye metal members subjected to ferritization treatment at 700°C for 72 ks showed striation characteristics of the fatigue fractures. (4) The relationship between the tensile fracture strength and the fatigue limit of the deposited metal obtained using this welding method was the same as that of conventional structural steel (fatigue limit=0.5×tensile fracture strength).

Key Words : Repair Welding, Spheroidal Graphite Cast Iron, Tensile Strength, Fatigue strength

1. 緒 言

ものづくりを支える材料として、鉄-炭素系合金は揺るぎない素材である。中でも鑄鉄に区分される高炭素材料は、純鉄よりも約200°C融点が低く流動性が高い⁽¹⁾ため、20tonを超える大型構造部材も多く作製されている。鑄鉄は耐熱・耐摩耗性が優れているため長期間使用できる⁽²⁾。また、製造コストが安価なことから、今後も各種機械部材や構造材料として用いられるが、材料としては、欠損・破損等は免れない、破損材の新規作製には時間を要すると共にその長所から鑄鉄の鑄造技術の喪失等に問題を抱える素材でもある。破損部材の修復には、短期間で復旧できる簡便な溶接法を用いた補修法⁽³⁾も候補として挙げられる。高炭素材料に補修溶接を適用した場合、(液相- γ 固溶体)の温度範囲が広く、かつ母材側への熱拡散により鑄造過程よりも冷却が速いため、凝固組織の白銹化⁽⁴⁾等の劣化を招く。一般に鑄鉄の補修溶接には、高温で予熱を行いながら、溶加材として純ニッケルや高ニッケル合金を素材とする手法⁽⁵⁾が用いられている。そのような溶接部では母材域の液化や補修部の軟化が問題となる。

そこで本研究は、溶接金属の急冷の抑制対策として、溶接金属の8割以上を再溶融するように往復溶接した溶接金属の機械的特性の評価を行い、鑄鉄の補修溶接法として冷却速度の遅延に着目することの是非を検討した。

2. 溶接方法及び評価方法

溶接金属の製作は、交流MAG溶接法を利用して幅が110及び310mm(以下、Type A及びType Bと記す)長さ900

^{*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3年10月15日受理

mmの中炭素鋼 S45C 平板上を、溶接ビードが溶接進行方向に対して板幅方向に往復しながら板の長さ方向に進める方法で行った。Fig. 1 にビードの移動方法(a)及び溶接後の外観写真(b)を示す。溶接ビードが往復する際に溶接金属部幅の約80%が重なるように溶接ビードの制御を行った。Fig. 1 (b)に示すように Type A 及び B は板幅が異なるために、アーク中心の往復速度は11.5及び31.5s と約 3 倍の隔たりがある。溶接熱サイクルの測定は板幅の中央線上に、裏面より溶融境界部近傍まで直径 3 mm の穴を開け、直径0.1mm の PR13型熱電対を挿入、耐熱セメントで固定して行った。溶加金属は成分調整を行った線径が3.2mm のワイヤを用い、ワイヤ供給速度3.8mm/s、溶接電流、アーク電圧及び溶接速度を、それぞれ400A、21V 及び10mm/s で行った。本条件では、厚さ16mm 前後の溶接金属が得られた。なお、本研究で用いる溶加金属の組成は特許による制約により非公開とする。

本研究で用いる溶接法は、溶接ビードがジグザクを繰り返すことで溶接金属部分を再溶融させながら進む機構であり、溶接金属に供給される熱量が大きく冷却速度は、単相肉盛溶接に比較して遅くなるものと考えられる。そこで、それらの冷却速度を求め比較した。Fig. 2 は同じ溶接条件で単層肉盛を行った溶接金属（赤）と Type B の溶接により得られる溶接金属（緑）の冷却過程の測定結果を示す。ここで、図は1200℃に到達後の冷却曲線である。図に見られるように溶接法の違いにより冷却曲線は大きく異なる。1000-800℃間の冷却速度を対比すると、単相肉盛溶接が75s であるのに対して320s と約 4 倍の開きがあり、本溶接法により冷却速度は著しく遅くできることが分かった。

次に、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及び溶接肉盛方向の中央部より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器による硬さ試験及び引張破断試験を行うと共に実用化に必要な評価方法としてシャルピー衝撃試験及び小野式回転曲げ疲れ試験により行った。破壊強度を求めするために利用した各試験方法の試験片の概略図を Fig. 3 に示す。破断強度試験は、静的試験として引張破断試験、溶接金属の動的試験として、V ノッチシャルピー試験及び小野式回転曲げ疲れ試験により評価を行ったが、それぞれの試

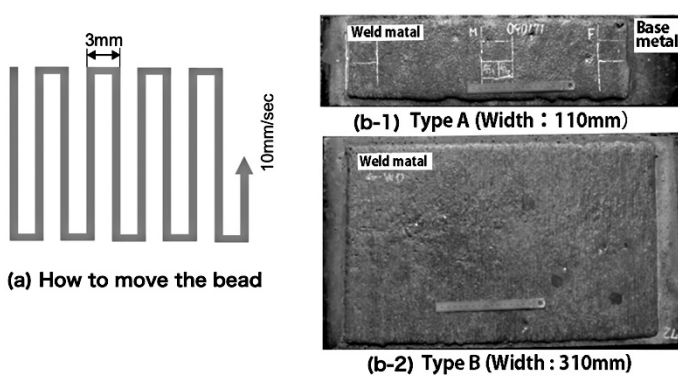


Fig. 1 Schematic diagram of move the bead and welding materials

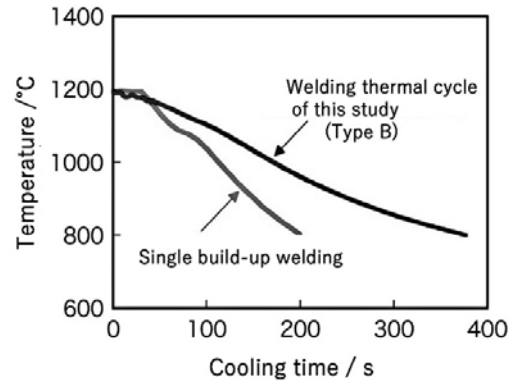


Fig. 2 Effect of welding method on the cooling cycles of deposited metal

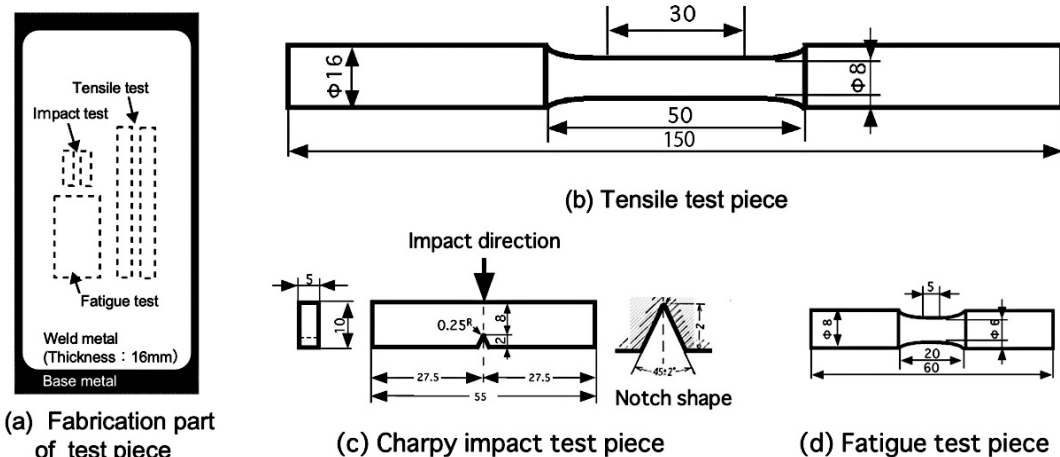


Fig. 3 Schematic diagram of test pieces

試験片は、Fig. 3(a)に示すように、溶接部材の中央部から採取したが、本研究で評価した強度試験片はすべて溶接金属部から採取した。Fig. 3(b)は引張試験片であり、平行部径8mm 平行部の長さ30mmとし、引張速度1mm/min一定で行った。Fig. 3(c)はシャルピー衝撃試験片であるが、厚さが5mmのハーフ型試験片で、Vノッチの幅及び深さを2mmとして行った。Fig. 3(d)は疲れ試験片であるが、溶接金属の厚みが20mmに満たないことから平行部の直径及び長さが、それぞれ6及び5mmである荷重0.147MPa型の小野式小型疲れ試験による評価を行った。また、各強度試験片の破断部は、光学顕微鏡によるマクロの外観及び組織観察及び電子顕微鏡（以下、SEMと記す）による破面観察を行った。

3. 実験結果及び考察

3.1 溶接金属の組織

Fig. 4は、溶接金属のミクロ組織及び冷却条件の関係を整理した結果を示す。溶接金属の組織としては、Fe-C二元平行状態図の共晶温度域から水を満たした水槽中に投入し、組織を凍結した組織(a)と熱供給が行われない溶接終端部(b)、Type A及びType Bの溶接中央部から採取した(c)及び(d)を示す。板幅330mmのType B材の冷却は、ビード中心の往復時間が長く、板長さ方向の移動速度が遅いため、前の溶接金属部分が高温の状態ですら再溶融される。次の溶接ビードから熱供給を受ける過程ではFig. 4の冷却線図の線(d)に示すような冷却・再加熱を繰り返しながら冷却される。次に、各々の組織の観察結果であるが、Fig. 4(a)の凍結試料の組織はセメンタイトとマルテンサイトからなる組織である。Fig. 4(b)は溶接終端部近傍の試料であるが、その組織はグラファイト（以下、黒鉛と記す）、黒鉛の周囲の狭い領域に形成されたフェライト、パーライト及び島状に分散した多くのセメンタイトからなる。溶接金属中央部の組織は、アークの往復速度が11.5s/cycleのType Aの場合、末端の組織と比較するとセメンタイト形成量が著しく減少しており、黒鉛の平均形状は約40 μ mと大きい。また、その周囲に生じたフェライトの占める面積も増加している。それに対して、アークの往復速度が31.5s/cycleのType Bは、(固-液共存域)と(γ 固溶体+セメンタイト)間を往復するため、Type A

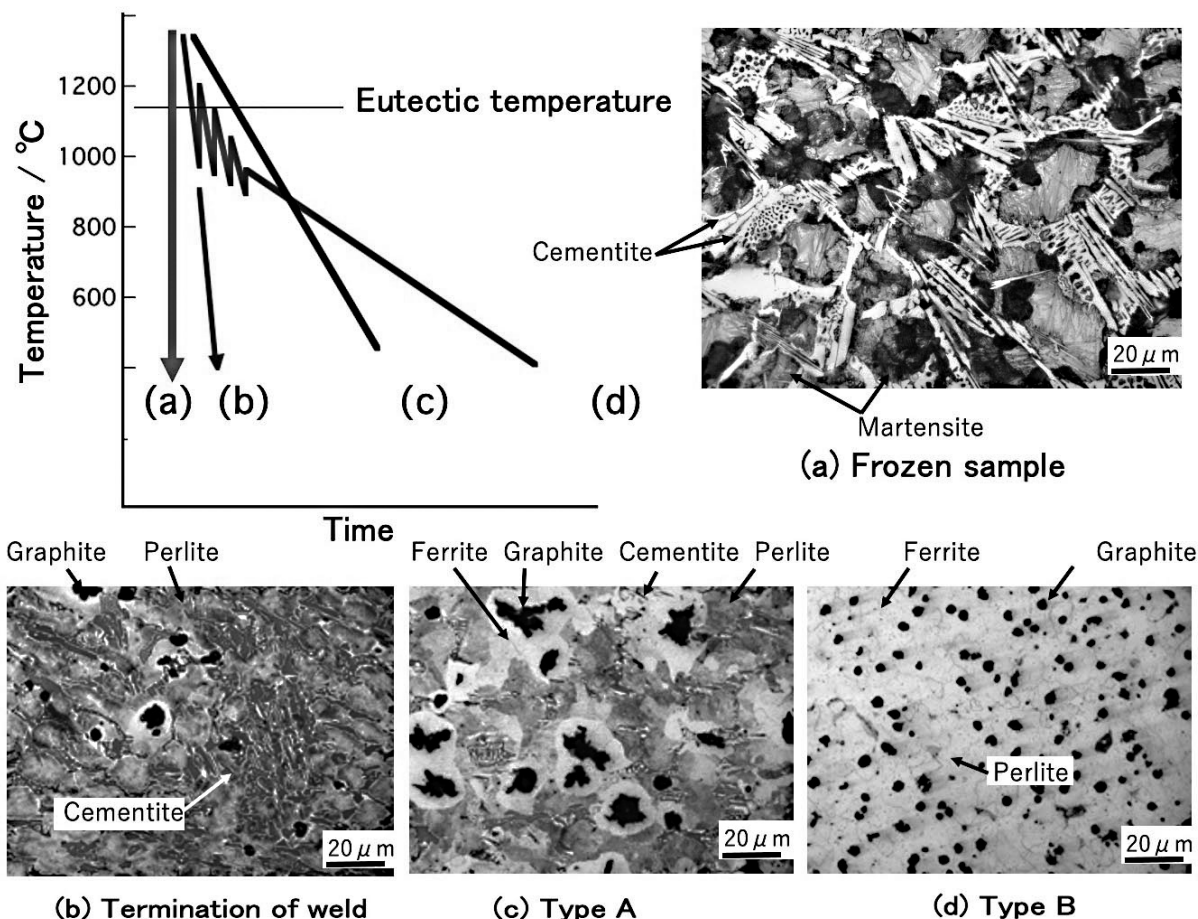


Fig. 4 Relation between microstructure of deposited metal and welding method

のような単サイクルの冷却過程における黒鉛の成長ではなく、(固-液共存域)と(γ 固溶体+セメンタイト)を複数回繰り返すため、黒鉛の消失・析出が生じ、黒鉛の平均粒径は約 $10\mu\text{m}$ へと微細化が生じたものと考えられる。また、黒鉛の形成が溶接金属内でほぼ均一に生じる結果、黒鉛化に伴う母材の低炭素化が生じ、Type Bの室温における組織は、黒鉛が均一に分散し、パーライト相とフェライト相からなる組織が得られたものと考えられる。

板幅が 110mm のType A材の溶接金属の観察位置とマイクロ組織との関係を観察した結果、表層近傍の組織は、冷却速度が速いため、針状に成長したセメンタイトが多く観察され、組織は黒鉛+セメンタイト+フェライト+パーライトからなる組織であった。これに対して、板幅 330mm のType B材の溶接金属の観察では、溶接金属の表層近傍及び中央部共に、微細に分散した黒鉛とパーライト相とフェライト相からなる組織であった。

母材(S45C)と溶接金属部の境界の組織の観察では、いずれの溶接金属においても母材近傍の溶接金属部では、パーライト相の占める面積が多い傾向が認められたが、これは母材側への熱伝導により冷却速度が速いために生じたものと考えられる。母材側の結晶粒界では、いずれの溶接においても、高温に保持される時間が長いために、溶接金属内の炭素の拡散により生じたと思われる高炭素域が確認された。

3.2 溶接接金属の機械的特性

3.2.1 静的特性

Fig. 5は、Type A及びB材の溶接部始端部、中央部及び終端部近傍の硬さ分布を求めた結果を示す。溶接金属の硬さの値は、総じて冷却速度が大きなType A材の方が高いことが分かる。溶接始端部及び終端部の高さはいずれの溶接方法でもHV約400であった。始端部では溶接部中方向へ硬さは緩やかに低下し、冷却が速いType Aでは始端部より溶接中央部方向へ約 10mm 入ると平均HV300となるが、硬さは中央部でもHV約230~380の範囲で非常に大きくばらついている。これは溶接金属内に粗大な硬いセメンタイトが分散していたことから、圧痕の形状にセメンタイトが影響したためと考えられる。また、終端部は溶接端部より約 50mm の領域で硬さの平均値がHV400以上と非常に硬い。これは継続される溶接作業により、終端部に比較すると冷却速度が遅くなる始端部に比較して、終端部では冷却速度が大きいことに起因する。次に、Type Bの硬さは溶接始端部より約 30mm まではHV約200に低下し、 40mm 以上になると硬さのばらつきは小さくなる。その後、終端部から約 30mm まで、硬さはほぼ等しくHV200前後の値である。終端部近傍になると溶接ビードによる与熱効果が途絶えるために硬さは増加し、溶接板幅に関係なくHVは約400へと増加する。

溶接金属の幅で硬さが大きく異なることから、それぞれの溶接金属より採取した各2本の引張試験により強度を求めた。その結果、Type A及びBいずれの破断も平行部より生じた。Fig. 5に示したように硬さの平均値はHV約300及び約200と大きく異なるものの、Type A及びBの断面収縮率及び引張強さは、それぞれ3%と 515MPa 及び4%と 519MPa と双方に大きな差は認められなかった。しかし、破断伸びは、冷却速度が遅く黒鉛を除く母相の組織がフェライト+パーライトからなるType Bは8%とType Aの4%に対して2倍の値が得られた。硬さと引張強さの間には、ほぼ比例関係があるが、本研究で組織形態及び硬さの平均値が大きく異なるType A及びBの引張強さがほぼ等しいのは、Fig. 4に示したマイクロ組織に見られるように、硬さが高いType Aの黒鉛は平均 $40\mu\text{m}$ と大きく、しかもいびつであることに起因する。マトリックスの組織中に硬いセメンタイトを有していても黒鉛がき裂の起点及び伝播経路となるためにType Aで高い値が得られなかったものと推察される。

Fig. 6は引張破断試験片の破断部近傍のマクロ写真とSEMによる破面の全景画像及び高倍率の観察結果を示す。いずれの試料もFig. 6(a-1)及び(b-1)に示す破断部の外観写真に見られるようにネッキングを生じることなく破断を生じていた。各試料の破面をSEM観察したところ、Fig. 6(a-2)に示すように、Type A材の非常に大きな凹凸を呈しているのに対して、Type B材の破面は、Fig. 6(b-2)のごとくほぼ平滑面から構成されていた。また、高解像度の破面Fig. 6(a-3)と(b-3)を対比すると、いずれの破面にも図中に印す→のように多くの黒鉛が散見さ

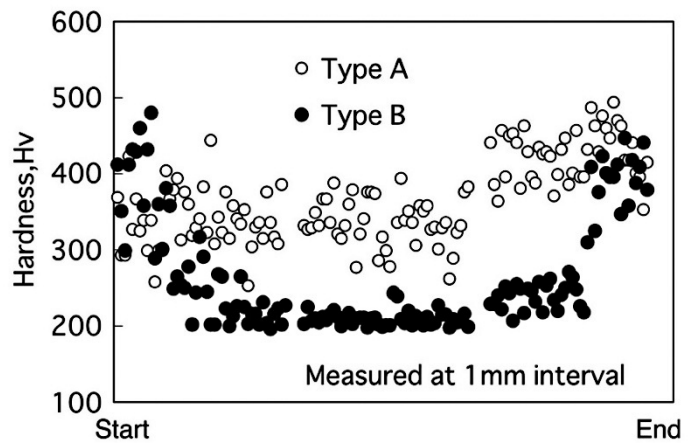


Fig. 5 Hardness distributions of deposited metal of weld type A and B

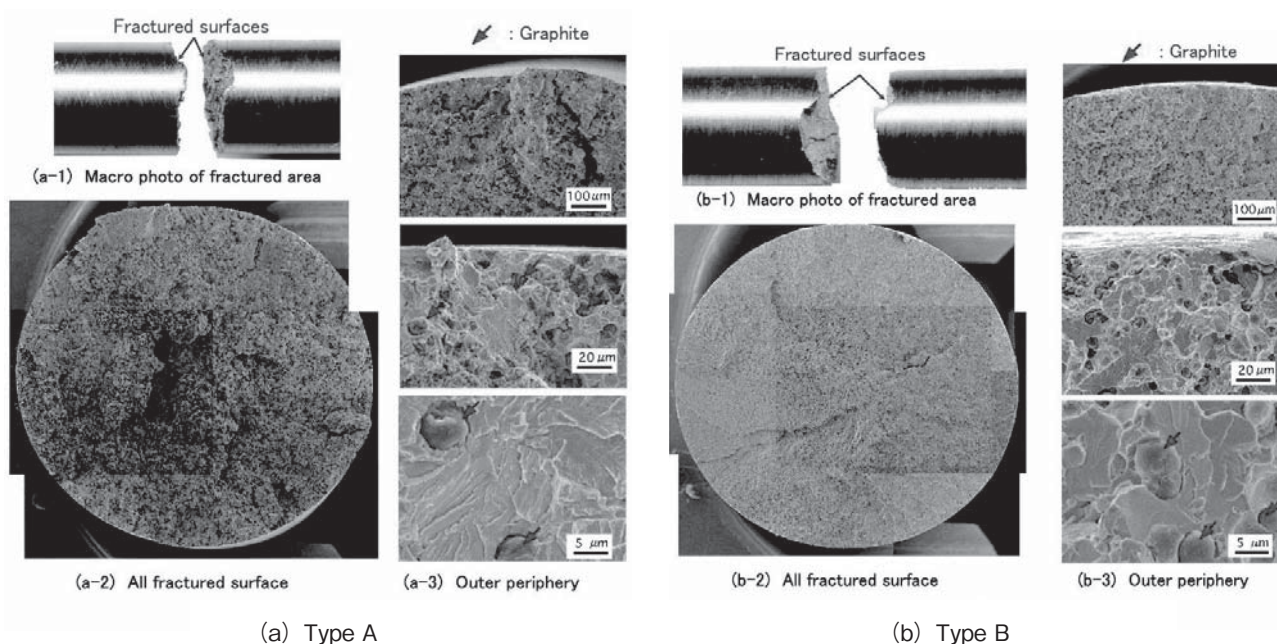


Fig. 6 Macro photos and SEM images of fractured area by tensile fractured test

れると共にマトリックスは脆性破面を呈している。しかし、Type A および B 材のマトリックスの破面は、大きく異なっている。Type A 材の破面は結晶粒のへき開面であるへき開ファセットとリバーパターンから形成されている。これに対して Type B の破面は、ほぼ全面がリバーパターンであり、Type B 伸び値は大きいものの、き裂が入った後は Type A に比較して、短時間で破壊に至る⁶⁾ことが分かった。

引張試験では試験片の外周に最も大きな応力を生じることから、外周に大きな黒鉛が分散する Type A 材の方が、切欠き効果が大きく、引張強さに及ぼす黒鉛の影響を受けるものと考えられたが、静的強度については大差ないことが分かった。

3.2.2 動的特性

本補修溶接法の実用化に欠かせない溶接金属の動的特性について、衝撃破壊試験及び疲れ試験を利用した評価を行った。シャルピー衝撃試験は Type A 及び B 材について各々 3 本行い、その平均値により評価したが、誤差は 5% 以下と軽微であった。それぞれの平均衝撃吸収エネルギーは 3.5 及び 5 J/RT と強度に差異が認められなかった引張試験と異なり、黒鉛形状が大きな Type A 材の平均衝撃吸収エネルギーは Type B の約 70% の値と低い値である。その原因について検討を行うため、破断部の概観のマクロ観察及び SEM による破面の観察を行った。整理した結果を Fig. 7 に示す。Type A 及び B 材の破断部のマクロ観察結果を Fig. 7 (a-1) 及び (b-1) に示す。各溶接金属破断は、いずれも V ノッチの底より生じているが、Fig. 4(c) に示したように黒鉛の形状が海星状でいびつでかつ大きく、マトリックスにセメントイトが認められる Type A 材の破断は、破断の凹凸が著しく大きい。これに対して、(フェライト+パーライト及び小さな黒鉛が均一に分散)している Type B の破断は V ノッチの底からほぼ垂直に破断している。また、Fig. 7 (a-2) 及び (b-2) に SEM による破面の観察結果を示すが、黒鉛の形状が海星状でいびつな Type A では、き裂の始端部である V ノッチの底に粗大な黒鉛→が観察される。破面の低倍率観察では、破面の全面に粗大な黒鉛が多く観察された。これに対して、Type B 材の破断は、ほぼ全面がへき壊破面を呈しているが、これは Type A 材と異なり黒鉛が小さく、均一に分散し、黒鉛間の距離が狭いため、き裂の伝播が早いためと考えられる。

シャルピー破壊試験では、組織形態の異なる Type A 及び B 材で衝撃吸収エネルギー及び破面形態が異なることから、動的特性では両者の特性が異なるものと推察されることから、次に疲れ試験により比較を行った。

Fig. 8 は、Type A 及び B 材の溶接金属の S-N 曲線を示す。鑄鉄部材に疲労限度を想定することは支障があるが、本研究では 10⁷ 回を疲労強さで見なす疲労限度と想定した。破断はすべて平行部より生じた。図中におけるオープンマークは組織中にセメントイト及び平均形状が 40 μm のいびつな黒鉛を有する Type A 材の S-N 曲線を示す。図に見られるように、Type A 材のデータにばらつきは小さく、Type A 材の疲労限度は 242 MPa が得られた。これに対して、ソリッドマークは約 10 μm の球状の黒鉛がほぼ均一に分散し、マトリックスの組織がフェライト+パーライト生地である Type B の S-N 曲線を示す。Type B の疲労限度は 300 MPa とシャルピー衝撃試験における衝撃吸収エネルギーの値の違いと

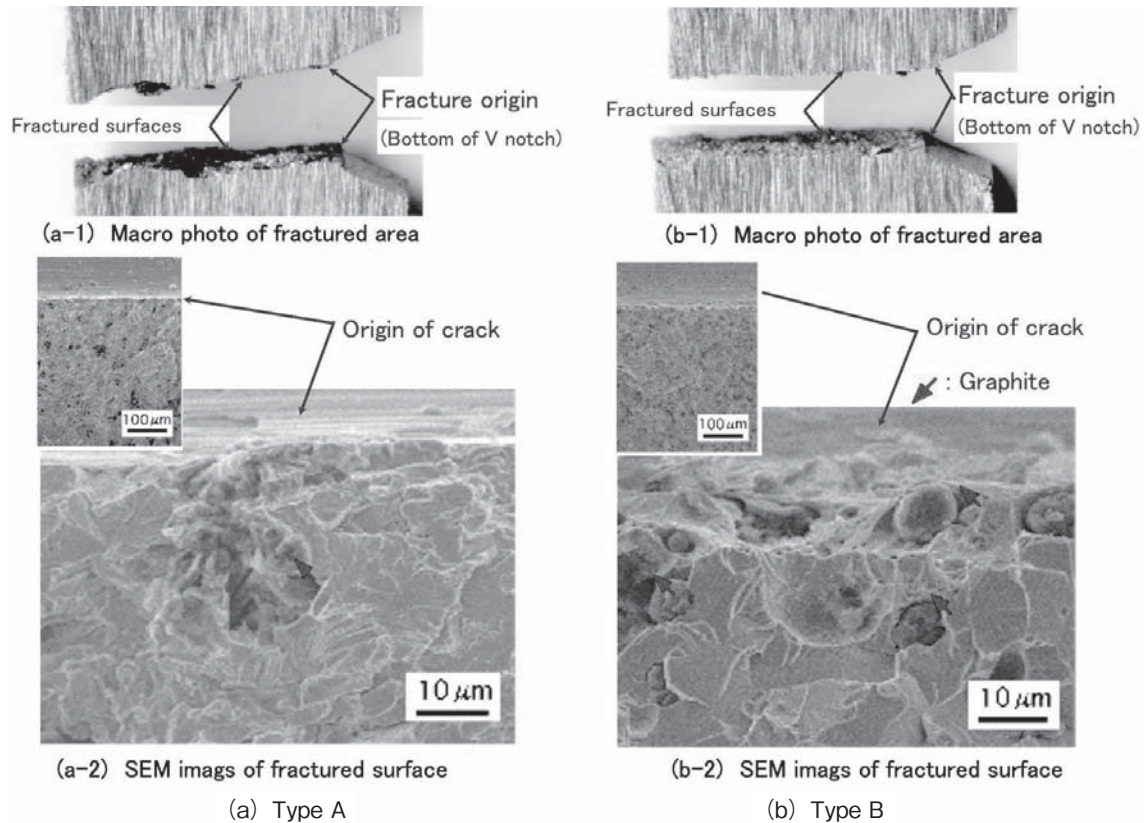


Fig. 7 Macro photos and SEM images of fractured area by sharp impact test

同様に、Type B材の方が高い値が得られることが分かった。

Type A及びB材において、引張強さがほぼ等しいものの疲労限度が異なる原因について検討を行うため、Type A及びB材の破断回数が近い破断面の観察を行った。その結果をFig. 9に示す。Fig. 9(a)及び(b)はそれぞれType A及びB材の破面を示す。図に見られるようにいずれもマトリックスの破面は、脆性的な破面を呈している。マトリックスにパーライト相を有するType A材の破面Fig. 9(a)には、セメントイトとフェライトが剥離したような破面であり、パーライトラメラの平滑切断面と考えられる。これに対して、Fig. 9(b)の破面では、矢印で示す黒鉛の周囲はデンプル状の破面と脆性破面が混在している。Type A材の破壊は、Type B材に比較してき裂は隣接する黒鉛間に存在する硬いセメントイト相及びパーライト相中の境界が破壊されながら進展したものと考えられる。このため、Type A及びB材で引張強さがほぼ等しいにもかかわらず溶接金属の疲労限度が異なるのは、シャルピー衝撃試験と同様にType A材の黒鉛が大きく、しかも片状黒鉛鋳鉄のごとくいびつな形状であることから、き裂の伝播経路として大きく作用したためと推察される。

そこで次に、黒鉛形状の効果について検討するために、溶加金属の組成を変化させた溶接金属を作成した。Fig. 10はMg量を多くした溶加材料を用いて、Type Bと同じ条件で溶接を行った溶接金属Type B 2材のマイクロ組織及びS-N曲線を示す。Fig. 10(a)は溶接金属の組織を示すが、黒鉛の形状はType Bと同様に球状化しているが、溶加金属のMg含有量を高めたことで、粗大な網目状セメントイト、黒鉛、黒鉛の周囲に生じたフェライト及びパーライトからなる組

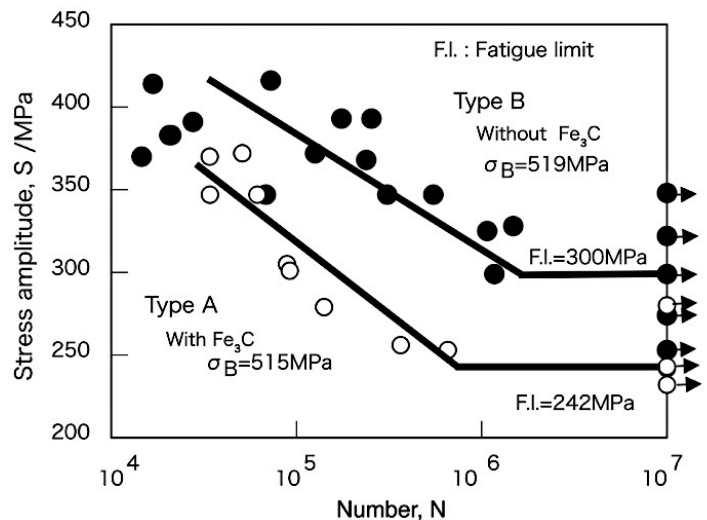


Fig. 8 S-N curve of deposited metal of weld type A and B

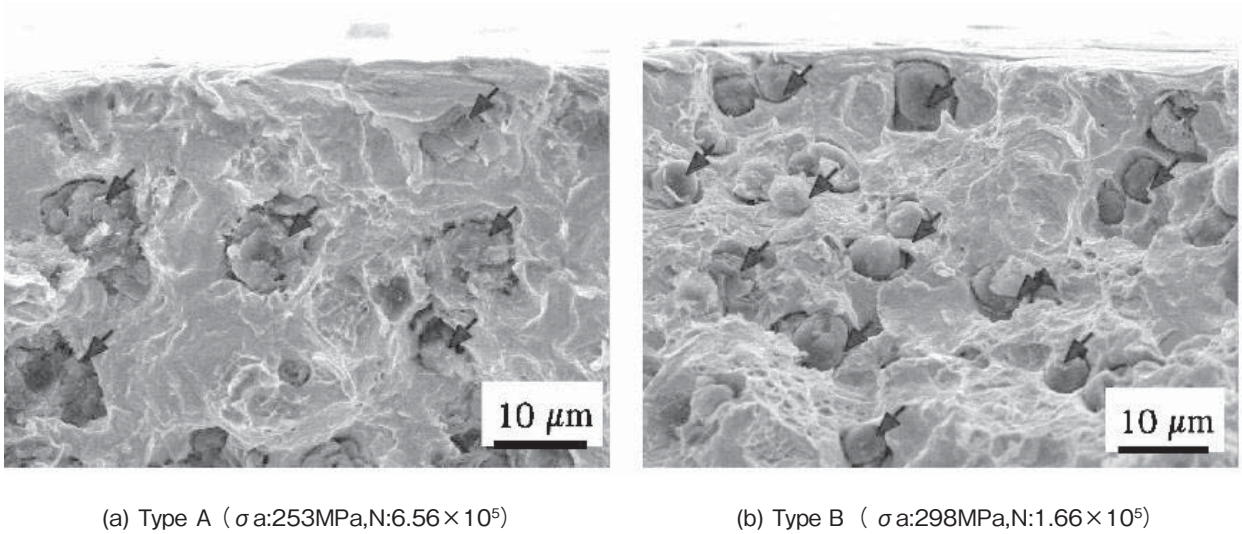
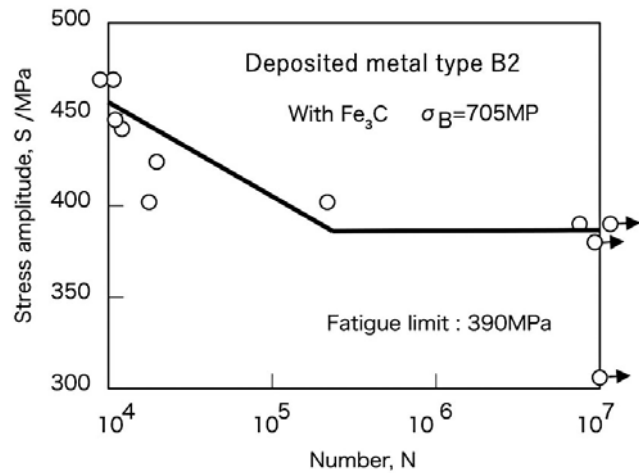
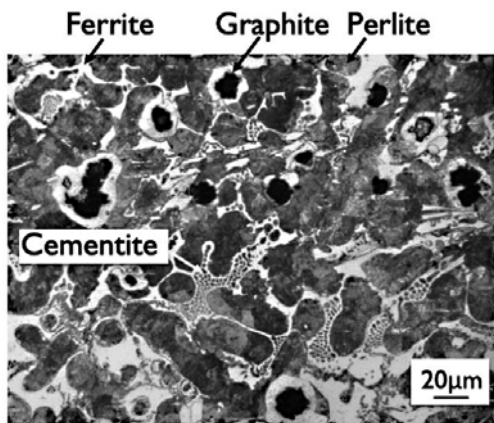


Fig. 9 SEM images of fractured surfaces by Ono type rotary bending fatigue testing machine



(a) Microstructure

(b) S-N curve

Fig. 10 Effect of annealing treatment on the microstructure of deposited metal type B 2 (Tensile strength of type B 2:705 MPa)

織が得られた。溶接金属部中央の硬さはセメントタイトの効果によりHV480と高く、また引張強さも705MPaの高い値が得られたが、絞り及び破断伸びはそれぞれ2.5及び4%と低い値であった。Fig. 10(b)はS-N曲線を示すが、疲労強度も390MPaの高い値が得られた。破断はすべて平行部より生じ、引張及び疲労破断面の観察では、いずれの破断も変形しないセメントタイトの影響で脆性的な破面形態を呈していたが、黒鉛形状を球状化することでマトリックスにセメントタイトが存在しても高い引張強さ及び疲労限度が得られることが明らかになった。

3. 2. 3 溶接金属の疲労特性に及ぼす熱処理の影響

鋳鉄は熱処理によりマトリックスの組織を全フェライトから全パーライトまで変化させることができる素材であり、FCD400であれば引張強さは約400～850MPaの間で調整が可能である。そこで、本章ではType Bの溶接条件でブルズアイ組織が得られる溶加金属による溶接金属Type B3材及びフェライト化処理によりマトリックスを全フェライト化した部材の特性について評価を行った。フェライト化は温度700℃において72ksの恒温保持により処理した。

Fig. 11はType B3材の溶接まま及びフェライト化処理後のマイクロ組織を示す。Fig. 11(a)は溶接したままの状態の組織であり、微小なセメントタイトが生じているものの、黒鉛、黒鉛の周囲に生じたフェライト及びパーライト組織が得られた。しかし、一部の黒鉛は片状を呈していた。Fig. 11(a)の溶接金属の引張強さは、436MPaの値が得られ、破面の観察ではフェライト域で延性破面を生じていた。Fig. 11(b)のフェライト化処理材の黒鉛は、ほぼすべてが球状化しており、球状化の効果により引張強さは451MPaと僅かではあるが増加した。各々の破断伸びは約8及び10%の値が得られ、

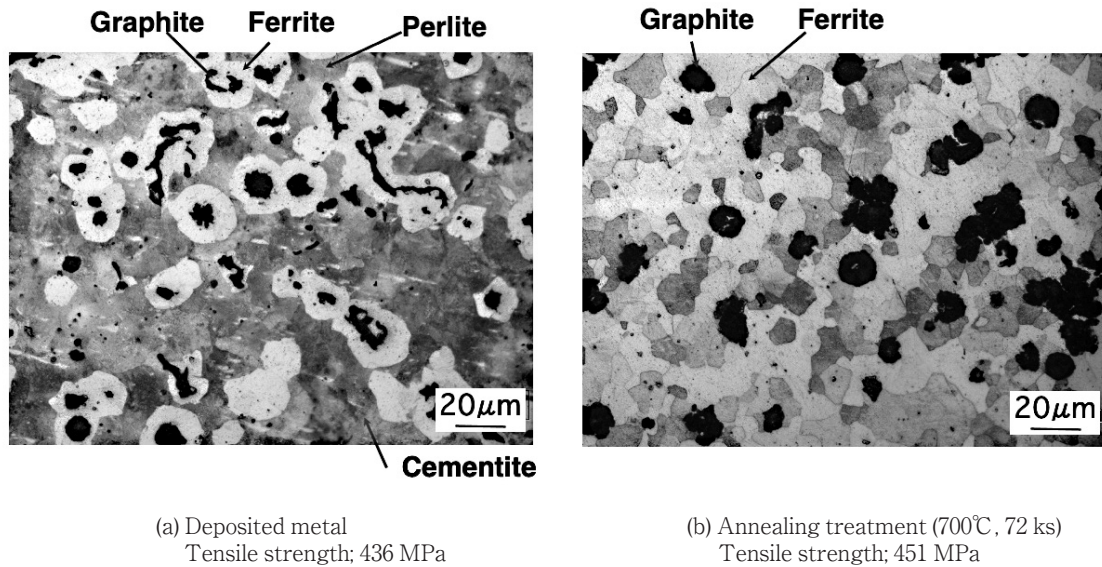


Fig. 11 Effect of annealing treatment on the microstructure of deposited metal type B 3

破断はすべて平行部より生じた。引張破断面の観察では Fig. 6(b)と同様に黒鉛を除き、全域がデインプルとへき開破面であった。Fig. 12は Type B 3材の溶接まま及びフェライト化処理材のS-N曲線を示す。いずれの試験片も破断回数のばらつきは小さく、疲労限度は、それぞれ208及び255 MPaの値が得られた。Fig. 13はそれぞれの試料において破断回数に近い破面等の観察結果を示す。疲れ試験片の破断は、すべて平行部より生じたが、破断部のマクロ観察では、両者の破断形態が大きく異なる。溶接まま材の破断は Fig. 13 (a-1) に示すように破断部全面の凹凸が大きく、構造用鋼の疲労破面に観察されるようなビーチマークなどは観察されず、全面が脆性破面を呈していた Fig. 13 (a-2) はSEM観察結果を示すが、き裂起点近傍の観察を行ったところ、低倍率の観察では破断面全域に静的破壊を生じたような黒色を呈した部分が観察された。破面に観察される黒鉛を図中に矢印で示す。高倍率の破面観察では、Fig. 11(a)の組織に見られたパーライト相の領域はパーライトラメラの平滑切断面であったが、黒鉛の周囲のフェライト相の部分では静的破壊を生じた場合に観察されるデインプルとへき開面からなる領域が散見された。また、疲労破面の特徴であるストライエーションは観察されなかった。これに対して、フェライト化処理材の破断は、Fig. 13 (b-1) に示すようにほぼ平滑で、破断面全域が灰白色を呈していた。熱処理材では、Fig. 13 (b-2) の高倍率の破面示すように、疲労破壊特有のストライエーションが観察される。

疲労破面の観察により、溶接のままではブルズアイ組織であった溶接金属の破断形態は、脆性的破壊を生じるものの静的破壊形態に近いが、フェライト化処理材は疲労破壊の破面を呈するようになることが分かった。

熱処理の効果で疲労強度が高くなると共に破面形態が異なるのは、溶接のままでは黒鉛が完全に球状化していないことに加え、フェライト相に比較してパーライト相が硬いため、き裂の伝播が速く高い疲労限度が得られないためと考えられる。

次に、本研究で検討した鋳鉄製構造材料の補修溶接の有効性について検討を行うために、各溶接金属の機械的特性と一般構造用鋼材の特性を比較した。Fig. 14は疲労限度と引張強さの関係を示す。一般構造材料の疲労限度は、引張強さの約50%⁽⁷⁾であり、図中に斜線でその関係を記す。本実験では、組織形態が異なる5つの溶接金属を溶製し、疲労限

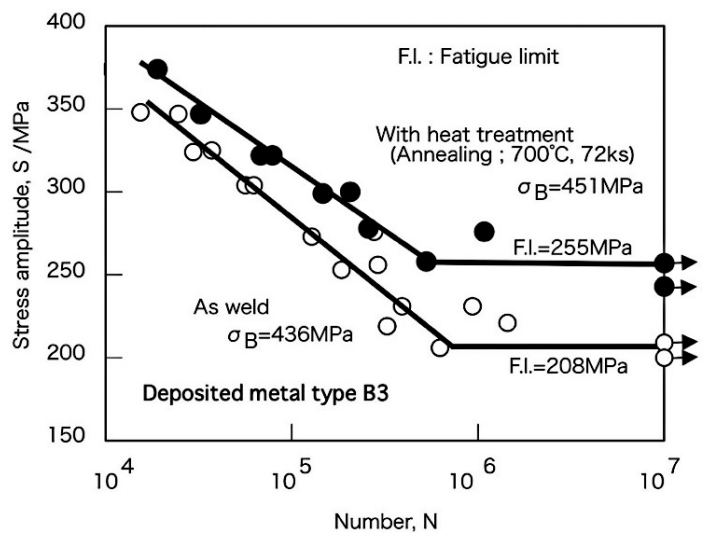


Fig. 12 Effect of annealing treatment on the S-N curve of deposited metal type B 3

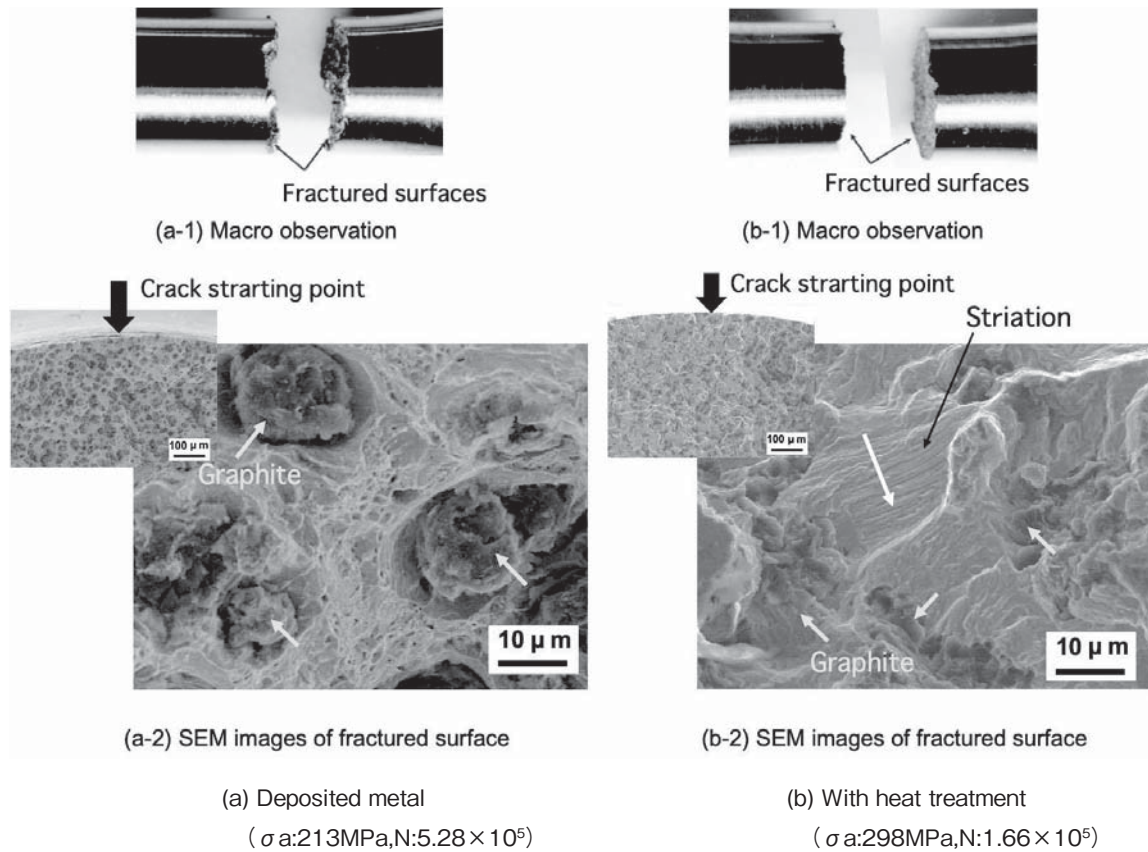


Fig. 13 Effect of heat treatment on the SEM images of fractured surface

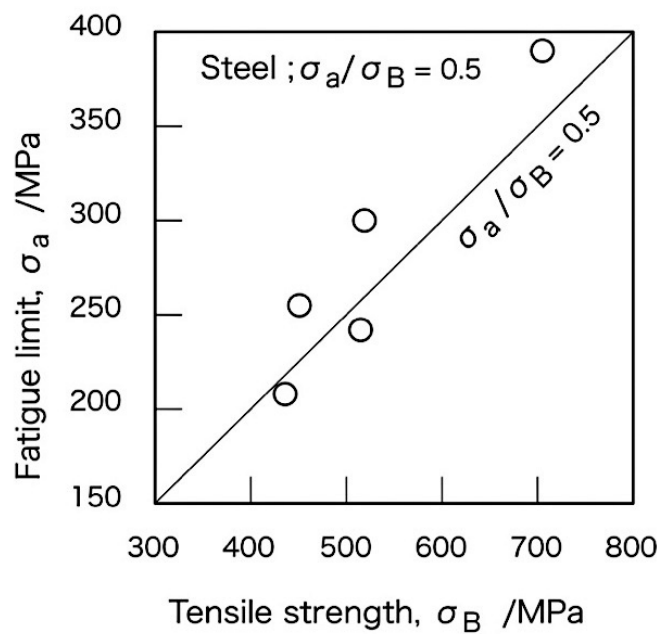


Fig. 14 Relation between tensile strength and fatigue limit of deposited metal

度を求めたが、図中に印すように疲労限度と引張強さの値は満足する値である。このため、本研究で検討を行った溶接法で得られる溶接金属は、ミクロ組織及び機械的特性の観点からも補修溶接法として有効なことが明らかとなった。

4. 結 論

鋳鉄の補修溶接として、溶接金属の約80%を再溶融させながら行う溶接法の有効性について、静的特性及び動的特性の観点から検討を行ったところ、下記のようなことが明らかとなった。

- 1) 本溶接法の適用により、鋳鉄の単層肉盛溶接法において問題となる急冷凝固組織を生じない溶接金属が得られた。
- 2) 溶接金属の組織は、黒鉛形状がすべて球状化した状態か一部が球状化していない状態が得られた。また、マトリックスの組織は全フェライト組織、ブルズアイ組織、ブルズアイ組織+セメンタイト及びセメンタイト+パーライト+フェライト組織を呈していた。
- 3) 溶接金属から採取した試験片では、引張破断及び疲労破断いずれにおいても各々の試験片の平行部で破断した。
- 3) ブルズアイの溶接金属材について、700℃にて72ksの条件でフェライト化処理施した部材の疲労破面には、疲労破壊特有のストライエーションが観察された。
- 4) 本溶接法で得られる溶接金属の引張強さと疲労限度の間には、一般構造用鋼と同様に（疲労限度=0.5×引張強さ）が成立した。

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) Thaeus B.Massalski, Joanne L.Murray, Lawrence H.Bennett and Hugh Baker, BINARY ALLOY PHASE DIAGRAMS (1986), pp.561-566, American Society for Metals.
- (2) 張博, 明智清明, 塙健三編集, 球状黒鉛鋳鉄-基礎, 理論, 応用-第1版第2刷 (1983), pp. 263, アグネ.
- (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) 社団法人日本鋳物協会, 鋳物便覧 (1961), pp. 717, 丸善.
- (5) 糸村昌祐, 押川渡, 平識兼貴, 東新太郎, “鋳鉄の溶接金属を模した Fe-0 ~50%Ni-0 ~15%Mn 合金の二, 三の性質”, 琉球大学工学部紀要 (41) (1991), pp. 1 - 9
- (6) 藤木榮, “鋳鉄の疲労強度と破面”, 鋳造工学, 第79巻, 第2号 (2007), pp. 70-78.
- (7) 浅見克敏, 堀内良雄, “疲労-基礎と設計への展開, 4. 疲労に及ぼす影響因子 I (材料, 切欠き, 残留応力の影響)”, 材料, 第35巻, 第392号 (1986), p. 550-556.