

# 球状黒鉛鋳鉄と軟鋼の電子ビーム溶接に関する研究

平成 26 年 11 月

関 口 信 一

## 目次

第 1 章	緒言	
1-1.	球状黒鉛鑄鉄の用途	1
1-2.	球状黒鉛鑄鉄と鋼材溶接継手の実用化について	4
1-3.	球状黒鉛鑄鉄と各種鋼材との溶接・接合に関する従来の研究	8
1-4.	本研究の目的	10
1-5.	本論文の構成	11
第 2 章	供試材料及び溶接装置	
2-1.	供試材料の物理的性質	12
2-1-1.	球状黒鉛鑄鉄の物理的性質	12
2-1-2.	一般構造用圧延鋼材の物理的性質	13
2-2.	供試材料の機械的性質	14
2-2-1.	球状黒鉛鑄鉄の機械的性質	14
2-2-2.	一般構造用圧延鋼材の機械的性質	15
2-3.	電子ビーム溶接装置	17
2-3-1.	電子ビーム溶接機の原理	17
2-3-2.	電子ビーム溶接機の特徴	17
2-4.	電子ビーム溶接条件の選定方法	19
第 3 章	球状黒鉛鑄鉄と軟鋼との電子ビーム溶接	
3-1.	緒言	21
3-2.	実験方法	21
3-2-1.	供試材料	21
3-2-2.	溶接方法	23
3-2-3.	突合せ溶接部のマクロ・ミクロ組織観察とEPMA分析	24
3-2-4.	突合せ溶接継手の材料試験	24
3-3.	実験結果及び考察	26
3-3-1.	突合せ溶接部の組織観察，化学分析及び線分析	26



3-3-2.	突合せ溶接部の硬さ分布	31
3-3-3.	溶接割れの発生について	33
3-3-4.	突合せ溶接継手の引張特性	35
3-3-5.	突合せ溶接継手の衝撃特性	40
3-3-6.	突合せ溶接継手の疲労特性	45
3-4.	結言	47

#### 第4章 球状黒鉛鋳鉄と軟鋼とのインサート型電子ビーム溶接

4-1.	緒言	48
4-2.	実験方法	48
4-2-1.	供試材料	48
4-2-2.	インサート材の選定	49
4-2-3.	溶接方法	49
4-2-4.	インサート型溶接部のマクロ・ミクロ組織観察とEPMA 分析	52
4-2-5.	インサート型溶接継手の材料試験	52
4-2-6.	インサート型溶接継手の破面観察及び面分析	53
4-3.	実験結果及び考察	54
4-3-1.	インサート型溶接部の組織観察及び化学分析	54
4-3-2.	インサート型溶接部の硬さ分布	59
4-3-3.	インサート型溶接継手の引張特性	61
4-3-4.	インサート型溶接継手の衝撃特性	71
4-3-5.	インサート型溶接継手の疲労特性	78
4-4.	結言	82

#### 第5章 球状黒鉛鋳鉄と軟鋼溶接継手の継手強度に及ぼす予熱及び後熱の効果

5-1.	緒言	83
5-2.	実験方法	83
5-2-1.	供試材料	83

5-2-2.	溶接方法	85
5-2-3.	予熱方法	86
5-2-4.	後熱方法	88
5-2-5.	インサート型溶接部の温度測定	88
5-2-6.	インサート型溶接部のマクロ・ミクロ組織観察	89
5-2-7.	インサート型溶接継手の材料試験	89
5-2-8.	インサート型溶接継手の衝撃破面側面のミクロ組織 観察	90
5-3.	実験結果及び考察	91
5-3-1.	インサート型溶接部の組織観察	91
5-3-2.	インサート型溶接部の硬さ分布	95
5-3-3.	インサート型溶接継手の引張特性	97
5-3-4.	インサート型溶接継手の衝撃特性	98
5-3-5.	インサート型溶接継手の衝撃破面側面のミクロ組織 観察	99
5-4.	結言	102
第6章	総括	103
	謝辞	106
	参考文献	107

## 第 1 章

### 緒言

#### 1-1. 球状黒鉛鑄鉄の用途

球状黒鉛鑄鉄は、基地組織中に析出する黒鉛を文字通り球状化した比較的新しい鑄鉄品である<sup>1)</sup>。球状黒鉛は基地組織の中に体積率で10%程度が独立して点在している。このため、鋼の基地組織が90%となった材料とほぼ同様の機械的性質を示す<sup>2)</sup>。従って、球状黒鉛鑄鉄の機械的性質は、鋼と同様に基地組織に依存するので、材質の制御は主として基地組織中のフェライトとパーライトの存在比率に寄っている<sup>3)</sup>。

本材料は、1947年にイギリスにて鑄鉄中に球状黒鉛が晶出しているのを発見したことから開発された。翌年、過共晶のねずみ鑄鉄にCeを添加し、続いてSi-Mn-Zr合金を接種することにより、球状黒鉛鑄鉄を得ることに成功した。また、同年に米国でも、ねずみ鑄鉄の溶湯にCeの代わりにMgを添加し、Fe-Si合金を接種することにより、球状黒鉛鑄鉄を得ている。本鑄鉄が日本に導入されたのは、1949年の初め頃で、Iron Age誌に紹介されたのがきっかけである<sup>4)</sup>。

JIS規格では、JIS G5502 (2001) にて制定されており、引張強さは350～800MPaの範囲に7種類ある。JIS規格で示されている主要基地組織は、引張強さの低いFCD350、FCD400及びFCD450の場合フェライト、中強度のFCD500及び600の場合フェライト＋パーライト（ブルスアイ）、高強度のFCD700及び800の場合パーライト及びパーライト又は焼戻しマルテンサイトである。また、低温衝撃値が保証された種類も制定されている。

それ以外にも、JIS規格では、Ni及びCrなどの合金元素を多く含有しているオーステナイト鑄鉄品 (JIS G5510)、オーステンパ熱処理を施すオーステンパ球状黒鉛鑄鉄品 (JIS G5503) 及び低温用肉厚フェライト球状黒鉛鑄鉄品 (JIS G5504) が別にそれぞれ制定されている。オーステンパ球状黒鉛鑄鉄品は、1989年に制定された新しい材料であり、引張強さは900～1400MPaの範囲に5種類ある。

表1-1に、平成23年球状黒鉛鑄鉄鑄物の生産量を示す。また、図1-1に用途

別の球状黒鉛鑄鉄鑄物の内訳を示す<sup>5)</sup>。日本の生産量は、1,635,508トンであり、その中で最も使用量の多い用途は自動車用773,003トン（47.3%）である。次に、使用量の多い用途は、鑄鉄管299,907トン（18%）であり、以下産業機械器具用、その他の一般・電気機械用と続く。自動車用ではシリンダブロックなどのエンジン部品を始め、シャシー及び駆動系統の主要構成部品に数多く用いられている。図1-2に、鑄鉄管を除く球状黒鉛鑄鉄鑄物の生産量推移を示す<sup>5)</sup>。生産量は、リーマンショックの影響により平成21年（2009）に1000千トンを下回ったが、平成23年（2011）は1300千トンまで回復している。

表1-1 平成23年球状黒鉛鑄鉄鑄物の生産量<sup>5)</sup>

		生産量	構成率
		(t)	(%)
一般・電気 機械用	産業機械器具用	238,618	14.6%
	金属工作・加工機械用	10,562	0.6%
	その他の一般・電気機械 用	126,491	7.7%
輸送機用	自動車用	773,003	47.3%
	その他用	89,921	5.5%
その他用		97,006	5.9%
計		1,335,601	81.7
鑄鉄管		299,907	18%
合計		1,635,508	100%

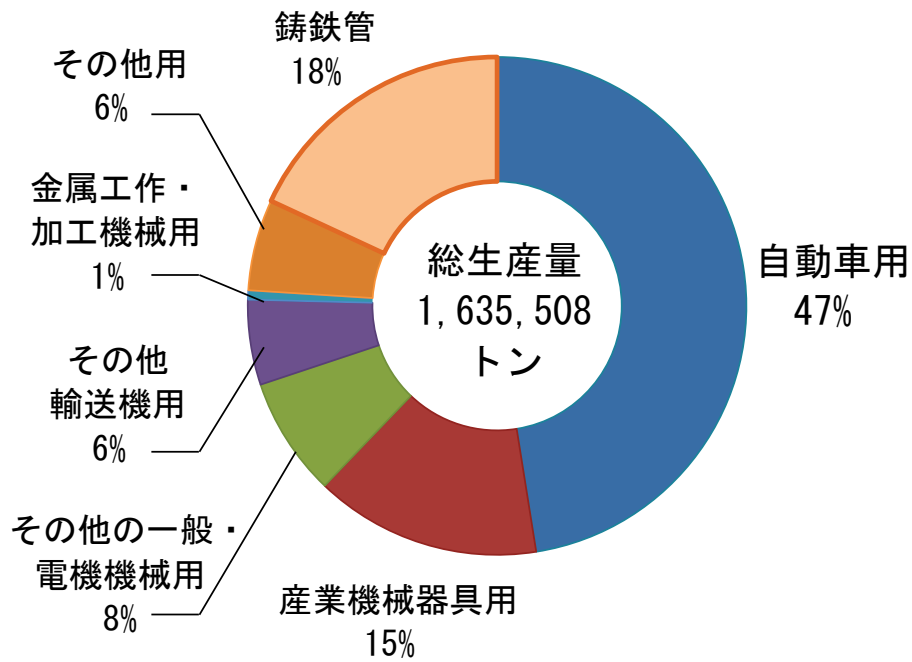


図 1-1 平成 23 年における用途別球状黒鉛铸铁铸物の内訳<sup>5)</sup>

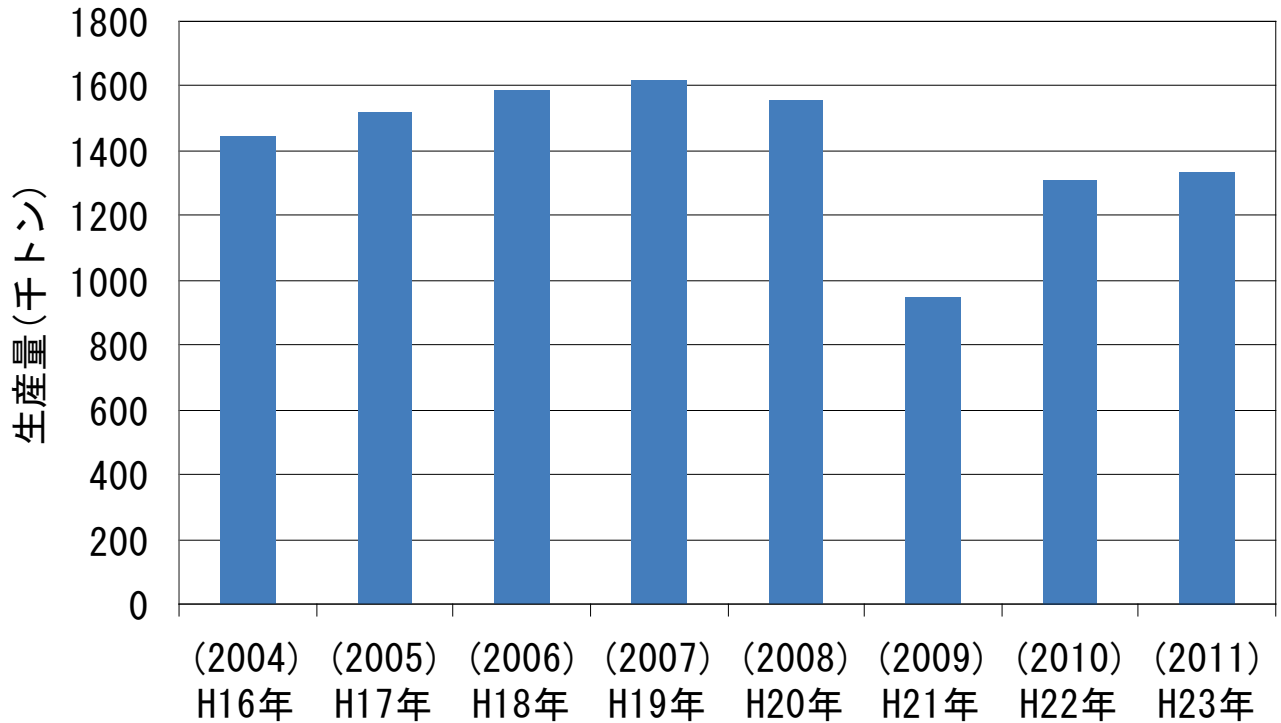


図 1-2 球状黒鉛铸铁铸物の生産量推移<sup>5)</sup>

## 1-2. 球状黒鉛鋳鉄と鋼材溶接継手の実用化について

本項では，球状黒鉛鋳鉄と鋼材溶接継手に関しての産業上の実用事例について述べる．

ドライ真空ポンプとは，気体を排気する流路に水や油を用いずに排気ガスを圧縮排出するポンプであり，球状黒鉛鋳鉄品を多く使用する産業機械の1つである．日本工業規格では，JIS Z8126-2にて「油又は液体を運動する部分のすきまを密閉する目的に使用しない容積移送式真空ポンプ」<sup>6)</sup>と定義されている．

ここで，ドライ真空ポンプの構造について，簡単に説明する．図 1-3 にドライ真空ポンプの一例として，多段ルーツ型ドライ真空ポンプの概略構造図を示す．3葉の繭形断面を有するロータは，ケーシングにより形成された排気室内に收容され，ロータとケーシング及びロータとロータとの間に微小なすきまを保って非接触で同期しながら逆回転する．各部の微小すきまは，逆流を抑制するため数十から百数十ミクロン程度に設定している．排気ガスは，吸気口より各段で順次圧縮・移送されて排気口から排出する．

各段の排気容積は，ロータ幅を順次狭くすることにより排気効率を高めている．これにより，ポンプの圧縮動力を低減して省エネルギー化を図っている．ケーシングの両側には，軸受及び2軸ロータを所定の位相で同期逆回転させるためのタイミングギアを配置している．軸受及びタイミングギアは，潤滑のため油を使用しているが，排気流路と軸受との間には油が排気流路内に混入しないようシール機構を設けているので，クリーンな排気の実現できる．また，モータはモータロータとモータステータの間に隔壁を有するキャンド型を使用している．このため，ロータは軸継手等が不要でダイレクトに駆動できる．さらに，ポンプ内部は完全密閉空間を構成できるので，排気ガスが外部に漏洩して環境を汚染する心配がない<sup>7)</sup>．

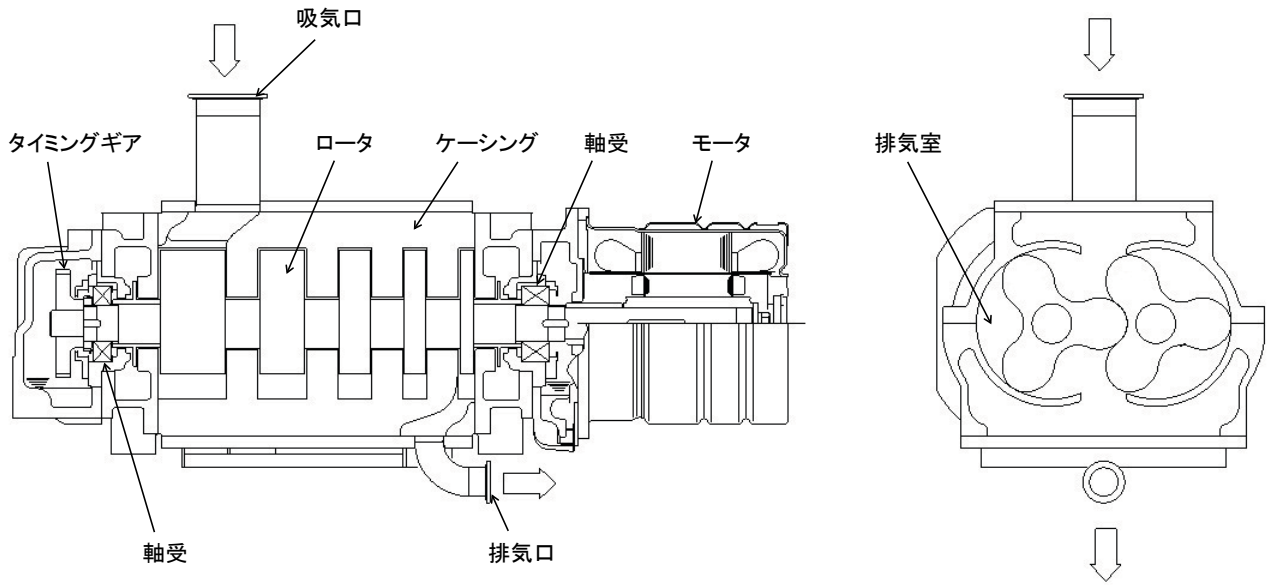


図 1-3 ドライ真空ポンプの概略構造図<sup>7)</sup>

ドライ真空ポンプにおけるルーツ型ロータの製造方法は、大別して分割型と一体型の 2 種類がある。図 1-4 に分割型ロータと一体型ロータの概略構造を比較して示す。

分割型ロータは、回転軸とポンプロータを各々別部品で用意し、何らかの結合方法にて回転軸とポンプロータを組立てる構造である。一般的な結合方法は、焼きバメ、ボルト締結などである。分割型構造は、回転軸とポンプロータを別部品で構成できることから、各々に自由な材質を選択できる。一般的には、ポンプロータには安価でロータ形状を形成しやすい鋳鉄品を用い、回転軸には曲げ剛性及びねじり剛性の強い炭素鋼材を用いる。特殊用途では、ロータの高速回転化や加減速特性を向上させるため、ポンプロータに Al 合金を使用して軽量化を図る場合がある。一方で、分割型ロータは構造が複雑化する欠点を有している。また、多段ロータ構造では、各段ロータの周方向の位相を高精度で合わせるための工夫が必要である。さらに、回転軸とロータとの締結部にずれや緩みを生じないための措置が課題となる。

一体型ロータは、回転軸とポンプロータを一体成形した構造である。鋳造により一体成形した素材を製作し、機械加工により最終形状に仕上げる。構造が単純であり、かつ機械加工により最終形状を得るため、高精度のロータ

製作を実現でき、小型化及び高速回転化が容易となる。しかし、回転軸はロータと同一材質の鋳鉄品となり、鋼材に比して縦弾性係数が低いため、軸径を太くして剛性を確保する設計上の配慮が必要となる。また、回転軸とポンプロータ部で個別に最適な材質を選択することは出来ない。

このように、分割型ロータと一体型ロータには、一長一短があるため、ポンプに求められる機能や使用環境によって、現状ではロータ構造を選択して使い分けを行っている。

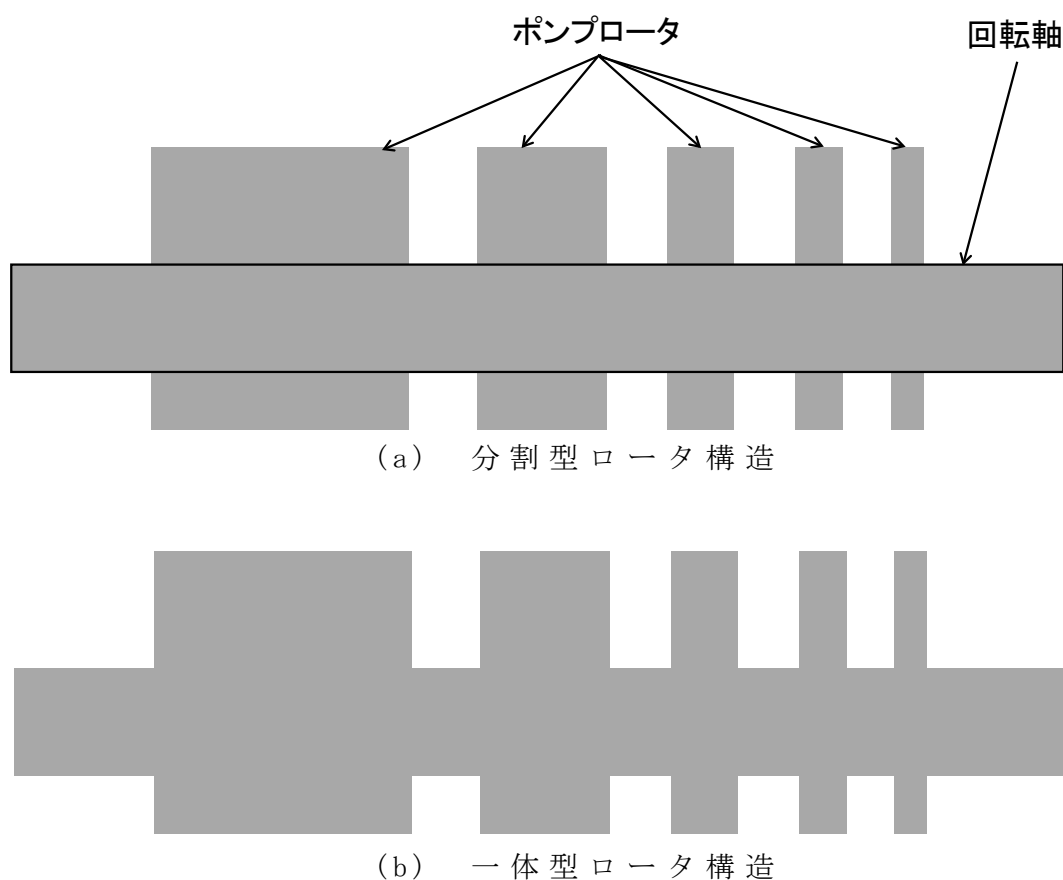


図1-4 ドライ真空ポンプの分割型ロータと一体型ロータとの構造比較

溶接一体型ロータは、両者の利点を兼ね備えた構造を提供できる。

図1-5に溶接一体型ロータの構造を示す。例えば、一般用途向けでは、回転軸には軟鋼（S45C相当）、ポンプロータには球状黒鉛鋳鉄（FCD400相当）を用いる。多段のロータは、治具を用いて、各段が同じ位相となるように組立てられ、突合せ面を溶接する。耐食用途向けロータでは、回転軸にはステ



ンレス鋼（SUS304相当），ポンプロータにはオーステナイト球状黒鉛鋳鉄（FCDA相当）を用いる．これら溶接一体型ロータの特徴について，分割型ロータ及び一体型ロータと比較して，表1-2に定性的概念を示す．今後，実用化へ向かっての具体的な検討が期待される．

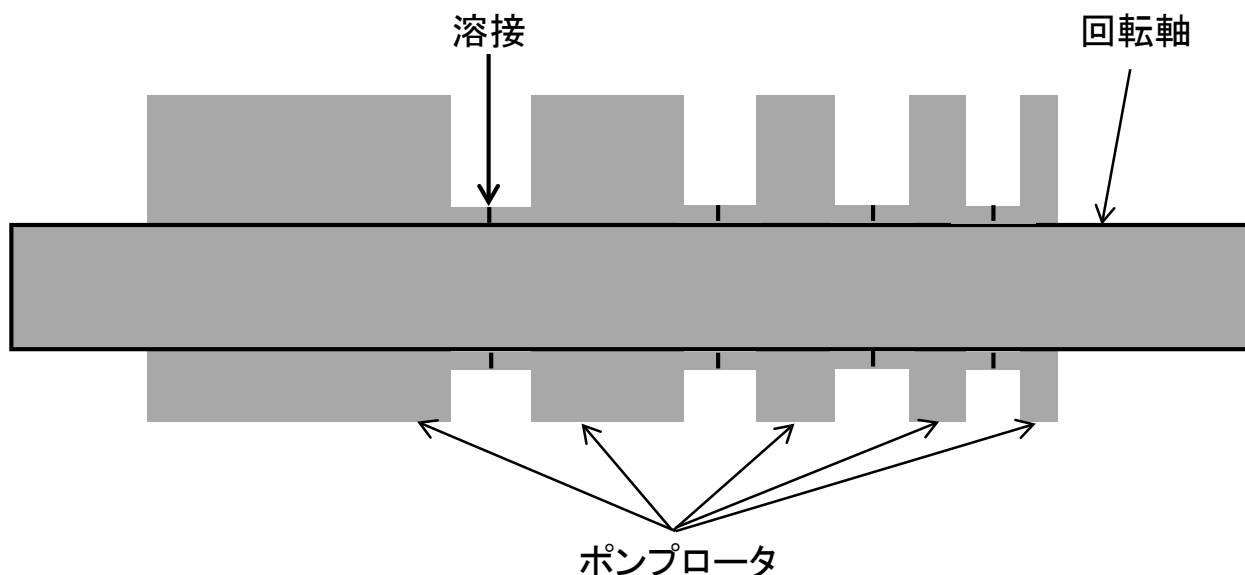


図1-5 ドライ真空ポンプの溶接一体型ロータの構造

表1-2 ドライ真空ポンプロータ構造の定性的概念の比較

ロータ構造	回転軸剛性	寸法精度	材質選択	回転軸-ロータ 締結信頼性
分割型	○ (鋼)	×	○ (可)	×
一体型	×	○	×	○
溶接一体型	○ (鋼)	○	○ (可)	○ (溶接)

### 1-3. 球状黒鉛鑄鉄と各種鋼材との溶接・接合に関する従来の研究

球状黒鉛鑄鉄は、鑄鉄系材料でありながら、鋼に匹敵する優れた機械的性質と延性とを兼ね備えた材料である。このため、自動車、各種産業機械などの構造部材に幅広く使用されている。また、近年は製品の高付加価値化に伴い、球状黒鉛鑄鉄にも従来合金化や熱処理では得られないような性質が要求されるようになってきた。この要求を満たす手法のひとつに異種材料との溶接・接合がある<sup>8)</sup>。

一方、球状黒鉛鑄鉄は、難溶接性材料<sup>9)</sup>として扱われている。それは、球状黒鉛鑄鉄には炭素が多量に含まれており、溶接に伴う溶融・凝固過程において溶接部は急冷され、白銹化やマルテンサイト化による硬化と割れが発生しやすく、また溶接中の多量の発生ガスがブローホールの生成因子となり、機械的強度の低下が起こりやすいことなどが、鑄鉄の溶接を困難にしている主たる原因である。

球状黒鉛鑄鉄同士及び球状黒鉛鑄鉄と各種鋼材との溶融溶接に関しては、従来から被覆アーク溶接<sup>10~13)</sup>、ガス溶接<sup>14~16)</sup>、TIG溶接<sup>17~24)</sup>、エレクトロスラグ溶接<sup>25~27)</sup>、電子ビーム溶接<sup>28~42)</sup>など、各種溶接法による研究が行われている。

被覆アーク溶接では、古くは T.E.Kihlgren ら<sup>10)</sup>が鉄-ニッケル系溶接棒を用いて球状黒鉛鑄鉄製のクレビスキャップと軟鋼管のアーク溶接例などを示している。国内では、栗山<sup>11)</sup>が球状黒鉛鑄鉄同士の被覆アーク溶接にて、高 Si, C 含有の共金棒を使用し、予熱を十分行って溶着金属及びその近傍の冷却速度に留意すれば、優れた溶接結果が得られることを示している。また JIS 規格では、JIS Z3252 にて各種の被覆アーク溶接棒が制定されている。

ガス溶接は、溶融池の温度をアーク溶接や TIG 溶接に比して低温に出来る特徴を有するため、鑄鉄の溶接に適すると考えられている。大井ら<sup>14~16)</sup>は、独自のガス溶接法を確立し、溶接部の白銹化ならびに欠陥防止について一連の研究成果を詳細に報告している。

TIG 溶接は、被覆アーク溶接と共に、設備が簡単で作業性に優れるため、広く普及した溶接方法である。平塚ら<sup>20)</sup>は、鑄鉄製溶接棒心線にチル化防止用接種剤を塗布した溶接棒を用いて球状黒鉛鑄鉄と軟鋼との TIG 溶接を行っ

ている。その結果、接種剤を塗布しなかった溶接棒では、573K 予熱での溶接において溶接金属部、ボンド部ともセメンタイトが晶出したが、接種剤を塗布した溶接棒では、溶接金属部のセメンタイトが減少し、接種効果が見られたと報告している。青沼ら<sup>21)</sup>は、軟鋼及び鋳鉄製溶接棒を用い、球状黒鉛鋳鉄と軟鋼との開先に Ca-Si-B 接種材及び Al を付加する方法で添加して TIG 溶接を行っている。その結果、Si5.0%の鋳鉄製溶接棒を用い、Ca-Si-B 接種剤と Al 両方を添加すれば、溶接金属や球状黒鉛鋳鉄ボンド部にレデブライトが晶出しないことを示している。

エレクトロスラグ溶接は、厚物の溶接に適している以外に先行スラグによる予熱効果や、大入熱による徐冷効果が大きいことなどの特徴がある。

石井及び田村ら<sup>25~27)</sup>は、鋳鉄への組立溶接へのエレクトロスラグ溶接への適用を試み、白鋳鉄粉末充填ワイヤと黒鉛ノズル電極を用いた新しい鋳鉄用エレクトロスラグ溶接法を開発している。また、鋳鉄のエレクトロスラグ溶接に適したフラックス組成を明らかにしている。さらに、大型鋳造品の補修溶接では、0.5~1.0%Mn, 1~3%Ni 程度の溶接金属が得られる溶接ワイヤを用いれば熱収縮割れを防止できることを明らかにしている。

球状黒鉛鋳鉄に電子ビーム溶接を適用した例は、A. Matting らを始めとしていくつかの研究<sup>28~42)</sup>がある。柴田<sup>29~30), 32~33), 35~39)</sup>は、球状黒鉛鋳鉄の突合せ面にインサート材を挿入するインサート型電子ビーム溶接を行い、溶接諸条件が溶接欠陥の生成と防止に及ぼす影響や継手の機械的性質などについて報告し、インサート型電子ビーム溶接の有用性を示している。

次に、熔融溶接法以外の手法による球状黒鉛鋳鉄と各種鋼材との接合に関する研究は、固相接合法<sup>43~47)</sup>や摩擦圧接法<sup>48)</sup>に関する報告がある。

迎ら<sup>43~44)</sup>は、固相接合法により球状黒鉛鋳鉄と軟鋼との接合を試み、接合面にインサート材を用いることによって、良好な継手性能を得ている。また、鴨田<sup>45~46)</sup>らは、溶射皮膜を介して球状黒鉛鋳鉄と軟鋼との接合を研究している。黄ら<sup>48)</sup>は、球状黒鉛鋳鉄と軟鋼との接合に摩擦圧接を適用し、摩擦圧接条件、圧接部の金属組織及び機械的性質などについて、調査している。特に、鋳鉄の基地中に存在する黒鉛の摩擦圧接過程での挙動を明らかにしており、健全な継手を得ることができる鋳鉄の摩擦圧接方法を示している。

#### 1-4. 本研究の目的

電子ビーム溶接法は，エネルギー密度の高い熱源を使用するため，溶接による熱影響の少ない溶接法である．また，溶接条件の制御が容易で再現性の高い溶接法であるため，溶接品への仕上がりに対するばらつきは，被覆アーク溶接やガス溶接など，他の熔融溶接方法に比して極めて少ない．さらに，溶接作業者の熟練をあまり必要としない．これらの電子ビーム溶接法における特徴は，難溶接性材料である球状黒鉛鋳鉄への適用に当たって，実用的に安定した溶接品質を得るための最適な要件である．

球状黒鉛鋳鉄同士の電子ビーム溶接に関する研究は，前項で述べた通りいくつかの研究<sup>28~39)</sup>があるが，球状黒鉛鋳鉄と軟鋼との電子ビーム溶接に関しては，わずかに旗手ら<sup>40)</sup>が板厚15mmの球状黒鉛鋳鉄と軟鋼との突合せ面に，35%Niを含有する球状黒鉛鋳鉄をインサート材として用いた報告があるに過ぎない．

以上のことから，球状黒鉛鋳鉄と鋼材の中で最も代表的な鋼種である軟鋼との電子ビーム溶接法を検討することは，実用上有益な技術的知見が得られるものと思われる．また，球状黒鉛鋳鉄の複合化による使用範囲拡大や高機能化を促進する一助になる．そこで本研究では，高エネルギー密度を有する電子ビーム溶接法を用いて球状黒鉛鋳鉄と軟鋼との溶接を行い，組立溶接にも適用可能な機械的性質の優れる溶接継手を得るための方法を確立することを目的とした．すなわち，球状黒鉛鋳鉄の熔融溶接を行う上で問題となる，溶接欠陥の生成や溶接部硬化による機械的性質劣化の防止法を明らかにするために一連の実験的研究を行った．

球状黒鉛鋳鉄と軟鋼とのI形突合せ溶接を行い，溶接部の組織観察や分析，溶接継手の機械的性質を調べることにより，溶接継手の静的及び動的特性を明らかにした．また，溶接継手に対するインサート材の効果を示した．さらに，予熱及び後熱を行った熱処理したインサート型溶接継手では，球状黒鉛鋳鉄熱影響部に及ぼす靱性向上の効果や衝撃特性に及ぼす影響について検討を加えた．

#### 1-5. 本論文の構成

第1章は、緒論で、球状黒鉛鑄鉄の用途及び特徴、球状黒鉛鑄鉄と各種鋼材との溶接・接合性に関する従来の研究を概説した。これらを考慮し、球状黒鉛鑄鉄と軟鋼との電子ビーム溶接法の確立が必要であることを示し、本研究の目的を述べた。

第2章では、球状黒鉛鑄鉄及び軟鋼の物理的性質と機械的性質について説明した。また、電子ビーム溶接機の原理及び特徴などについて説明した。

第3章では、球状黒鉛鑄鉄と軟鋼との直接I形突合せ電子ビーム溶接を行い、溶接部の組織及び機械的性質などについて調査した。また、溶接パス回数と溶接欠陥との影響について、若干の検討を加えた。

第4章では、球状黒鉛鑄鉄と軟鋼溶接部の溶接割れやポロシティなどの溶接欠陥を防止するため、球状黒鉛鑄鉄と軟鋼とのI形突合せ面にインサート材を挿入する、インサート型電子ビーム溶接を行い、溶接部の組織及び機械的性質について調査した。また、直接溶接した場合と比較・検討した。

第5章では、球状黒鉛鑄鉄と軟鋼インサート型電子ビーム溶接継手の衝撃特性の改善を図るため、予熱または後熱を伴った電子ビーム溶接を行い、予熱及び後熱が球状黒鉛鑄鉄熱影響部の組織に及ぼす影響や衝撃値の向上に対する効果などを調査した。

第6章では、本論文の総括的結論を述べた。

## 第 2 章

### 供試材料及び溶接装置

2-1. 供試材料の物理的性質

2-1-1. 球状黒鉛鑄鉄の物理的性質

表 2-1 に球状黒鉛鑄鉄の物理的性質の一例を示す<sup>49)</sup>.

表 2-1 球状黒鉛鑄鉄 (3.46C-2.72Si, パーライト地) の物性値<sup>49)</sup>

温度	密度	比熱	熱伝導率	熱拡散率	線膨張係数
K	kg/m <sup>3</sup>	kJ/(kg·K)	W/(m·K)	mm <sup>2</sup> /s	K <sup>-1</sup>
300	7000	0.483	30.1	5.95	11.9×10 <sup>-6</sup>

鑄鉄の密度は、組織内に黒鉛が存在するため、炭素鋼材に比して小さい。また、鑄鉄の炭素当量と密度との間には相関があり、図 2-1 に示すごとく、炭素当量が多くなるほど密度は小さくなる傾向を有する<sup>50)</sup>。

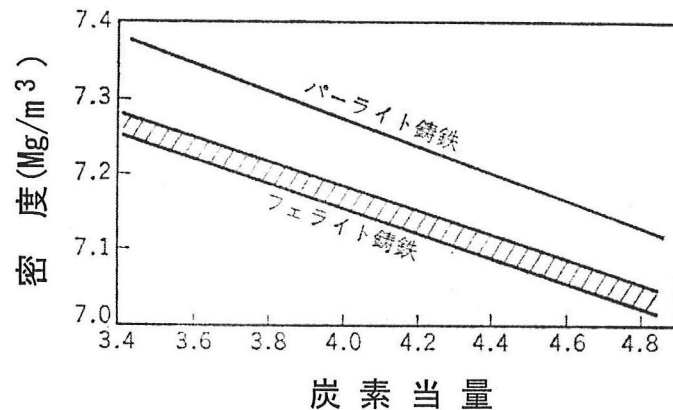


図 2-1 鑄鉄の密度<sup>50)</sup>

鑄鉄の熱伝導率は、黒鉛の熱伝導率が基地組織の熱伝導率に比して大きい  
ため黒鉛形状に依存する。このため、球状黒鉛鑄鉄はねずみ鑄鉄に比して熱  
伝導率が小さい。図 2-2 に、フェライト地鑄鉄試料の熱伝導率と黒鉛球状化  
率との関係を示す<sup>51)</sup>。熱伝導率は、黒鉛球状化率が増加するに従って低下し  
ている。

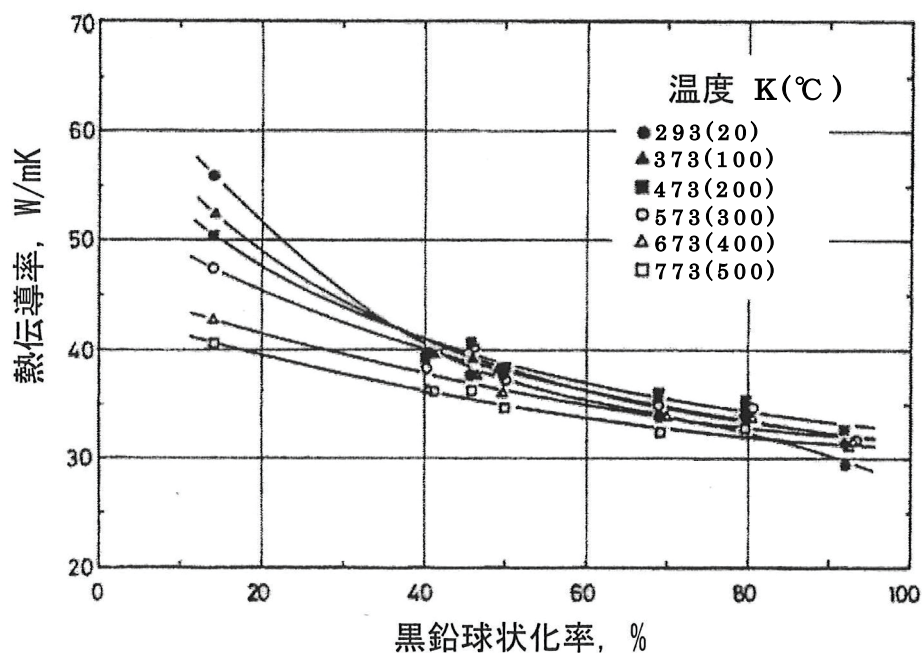


図2-2 鋳鉄の熱伝導率に及ぼす黒鉛形状の影響<sup>51)</sup>

### 2-1-2. 一般構造用圧延鋼材の物理的性質

一般構造用圧延鋼材は炭素鋼の一種であり、JIS G3101にて制定された材料である。一部の鋼種を除いてC量の規定はないが、一般にC量0.3%以下の低炭素鋼、所謂軟鋼と称される鋼材である。表2-2に一般構造用圧延鋼材の物理的性質の一例を示す<sup>49)</sup>。

表2-2 軟鋼 (0.23C-0.6Mn) の物性値<sup>49)</sup>

温度 K	密度 kg/m <sup>3</sup>	比熱 kJ/(kg·K)	熱伝導率 W/(m·K)	熱拡散率 mm <sup>2</sup> /s	線膨張係数 K <sup>-1</sup>
300	7860	0.473	51.6	13.9	11.8×10 <sup>-6</sup>

一般構造用圧延鋼材の密度及び熱伝導率は、C量の増加とともに減少する傾向を示す。一方、比熱はC量の増加とともにわずかに大きくなる傾向を示す<sup>52)</sup>。

## 2-2. 供試材料の機械的性質

### 2-2-1. 球状黒鉛鑄鉄の機械的性質

鑄鉄の機械的性質は，黒鉛形状と基地組織により性質が定まる．球状黒鉛鑄鉄は，球状の黒鉛が基地組織中に独立して存在するので，単純に鋼の中に体積率で10%程度の球状黒鉛が点在した材料であり，鋼の基地組織が90%となった材料の機械的性質を示す<sup>2)</sup>．表2-3に，JIS G5502に規定された球状黒鉛鑄鉄の機械的性質を示す<sup>53)</sup>．球状黒鉛鑄鉄の引張強さ，伸び及びシャルピー吸収エネルギーの値は，基地組織によってその値が異なっている．主要基地組織がフェライトの材料では，引張強さが低く，伸び及びシャルピー吸収エネルギーが大きい．一方，主要基地組織がパーライトの材料では，引張強さが高く，伸び及びシャルピー吸収エネルギーが小さい．基地組織がフェライトとパーライトとの混合組織（ブルスアイ組織）の場合は，両者の中間の性質を有する．

表2-3 球状黒鉛鑄鉄の機械的性質（JIS G5502，別鑄込み供試材）<sup>53)</sup>

種類の記号	引張強さ N/mm <sup>2</sup>	0.2% 耐力 N/mm <sup>2</sup>	伸び %	シャルピー吸収エネルギー			参考	
				試験温度 ℃	3個の平均 J	個々の値 J	硬さ HB	主要基地組織
FCD 350-22	350以上	220以上	22以上	23±5	17以上	14以上	150以下	フェライト
FCD 350-22L	350以上	220以上	22以上	-40±2	12以上	9以上	150以下	フェライト
FCD 400-18	400以上	250以上	18以上	23±5	14以上	11以上	130～180	フェライト
FCD 400-18L	400以上	250以上	18以上	-20±2	12以上	9以上	130～180	フェライト
FCD 400-15	400以上	250以上	15以上	-	-	-	130～180	フェライト
FCD 450-10	450以上	280以上	10以上	-	-	-	140～210	フェライト
FCD 500-7	500以上	320以上	7以上	-	-	-	150～230	フェライト+パーライト
FCD 600-3	600以上	370以上	3以上	-	-	-	170～270	パーライト+フェライト
FCD 700-2	700以上	420以上	2以上	-	-	-	180～300	パーライト
FCD 800-2	800以上	480以上	2以上	-	-	-	200～330	パーライト又は 焼戻しマルテンサイト



2-2-2. 一般構造用圧延鋼材の機械的性質

炭素鋼の機械的性質は、主としてC, Mn, Siなどの含有量及び熱処理による組織の相違あるいは製造条件などによって変化する。一般構造用圧延鋼材では、熱間圧延のまま使用する場合が多いが、その場合の引張強さ、降伏点、伸び及び絞りは、ほぼC量に比例して変化する。図2-3に炭素鋼の引張性質に及ぼすC量の影響を示す<sup>54)</sup>。

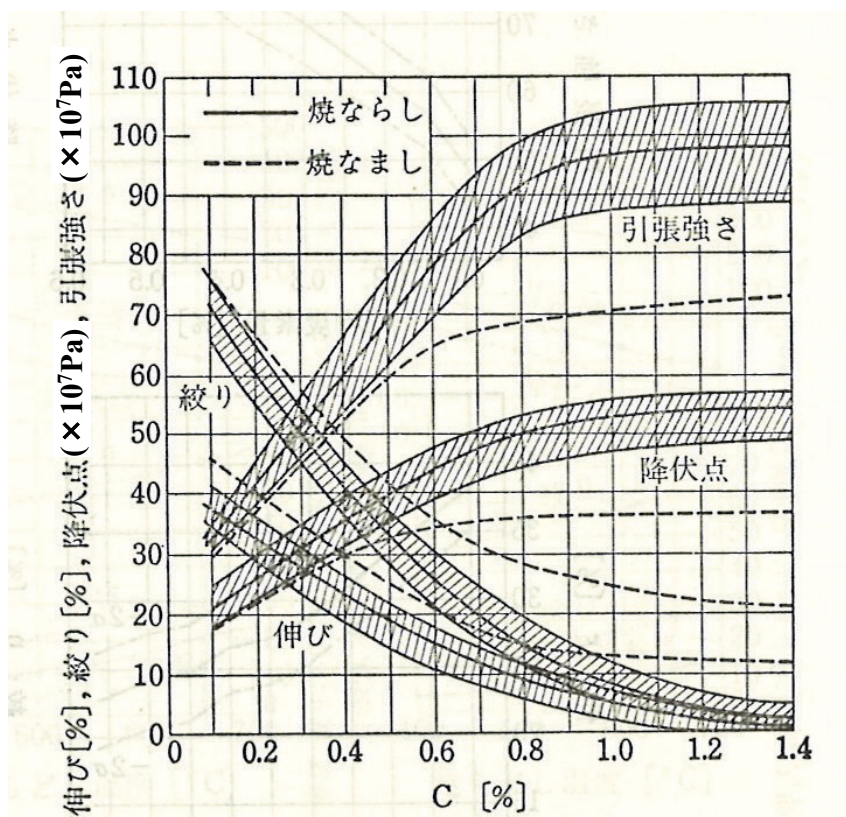


図2-3 炭素鋼の引張性質に及ぼすC量の影響<sup>54)</sup>

一般構造用圧延鋼材は、C量0.3%以下の低炭素鋼の一種であり、JIS G3101にて規定されている。JIS規格では、鋼種は引張強さによって分類され、Cを含む含有元素については大まかに決められているに過ぎない。表2-4にJIS G 3101に規定された一般構造用圧延鋼材の機械的性質を示す<sup>55)</sup>。

表 2-4 一般構造用圧延鋼材の機械的性質 (JIS G3101) <sup>55)</sup>

種類の記号	降伏点又は耐力 N/mm <sup>2</sup>				引張強さ N/mm <sup>2</sup>	鋼材の厚さ <sup>a)</sup> mm	引張試験片	伸び %	曲げ性		
	鋼材の厚さ <sup>a)</sup> mm								曲げ角度	内側半径	試験片 <sup>c)</sup>
	16以下	16を超え 40以下	40を超え 100以下	100を超 えるもの							
SS330	205以上	195以上	175以上	165以上	330~430	鋼板、鋼帯、平鋼の厚さ 5以下	5号	26以上	180°	厚さの0.5倍	1号
						鋼板、鋼帯、平鋼の厚さ 5を超え16以下	1A号	21以上			
						鋼板、鋼帯、平鋼の厚さ 16を超え50以下	1A号	26以上			
						鋼板、平鋼の厚さ 40を超えるもの	4号	28以上 <sup>b)</sup>			
						棒鋼の径、辺又は対辺距離 25以下	2号	25以上	180°	径、辺又は対辺距離の0.5倍	2号
						棒鋼の径、辺又は対辺距離 25を超える	14A号	28以上			
SS400	245以上	235以上	215以上	205以上	400~510	鋼板、鋼帯、平鋼、形鋼の厚さ 5以下	5号	21以上	180°	厚さの1.5倍	1号
						鋼板、鋼帯、平鋼、形鋼の厚さ 5を超え	1A号	17以上			
						鋼板、鋼帯、平鋼、形鋼の厚さ 16を超	1A号	21以上			
						鋼板、平鋼、形鋼の厚さ 40を超えるも	4号	23以上 <sup>b)</sup>			
						棒鋼の径、辺又は対辺距離 25以下	2号	20以上	180°	径、辺又は対辺距離の1.5倍	2号
						棒鋼の径、辺又は対辺距離 25を超える	14A号	22以上			
SS490	285以上	275以上	255以上	245以上	490~610	鋼板、鋼帯、平鋼、形鋼の厚さ 5以下	5号	19以上	180°	厚さの2.0倍	1号
						鋼板、鋼帯、平鋼、形鋼の厚さ 5を超え	1A号	15以上			
						鋼板、鋼帯、平鋼、形鋼の厚さ 16を超	1A号	19以上			
						鋼板、平鋼、形鋼の厚さ 40を超えるも	4号	21以上 <sup>b)</sup>			
						棒鋼の径、辺又は対辺距離 25以下	2号	18以上	180°	径、辺又は対辺距離の2.0倍	2号
						棒鋼の径、辺又は対辺距離 25を超える	14A号	20以上			
SS540	400以上	390以上	-	-	540以上	鋼板、鋼帯、平鋼、形鋼の厚さ 5以下	5号	16以上	180°	厚さの2.0倍	1号
						鋼板、鋼帯、平鋼、形鋼の厚さ 5を超え	1A号	13以上			
						鋼板、鋼帯、平鋼、形鋼の厚さ 16を超	1A号	17以上			
						棒鋼の径、辺又は対辺距離 25以下	2号	13以上			
						棒鋼の径、辺又は対辺距離 25を超え40	14A号	16以上			

注記 1 N/mm<sup>2</sup>=1 MPa

注<sup>a)</sup> 形鋼の場合、鋼材の厚さは、試験片採取位置の厚さとする。棒鋼の場合、丸鋼は径、角鋼は辺、六角鋼は対辺距離の寸法とする。

<sup>b)</sup> 厚さ90mmを超える鋼板の4号試験片の伸びは、厚さ25.0mm又はその端数を増すごとに、この表の伸びの値から1を減じる。ただし、減じる限度は3とする。

<sup>c)</sup> 厚さ5mm以下の鋼材の曲げ試験には、3号試験片を用いても良い。

## 2-3. 電子ビーム溶接装置

### 2-3-1. 電子ビーム溶接機の原理

電子ビーム溶接は，大量の電子を高電圧で加速し，これを被溶接物の微小な面積に集束して照射・溶融して接合する溶接法である．溶接機の原理的な構造を図 2-4 に示す<sup>56)</sup>．電子銃の部分では，フィラメントと陽極の間に高電圧（通常は 60～150kV）を印加して電子を加速し空間へ放出する．放出された電子ビームはレンズで集束して溶接室に入り，被溶接物に衝突する．溶接室は，電子ビームが雰囲気ガスの分子と衝突してエネルギーを失うことを防ぐため真空に保持しており，溶接は真空環境下にて行う．電子ビーム溶接機の電力密度は  $10^8 \sim 10^9 \text{W/cm}^2$  であり，アーク溶接に比べて数桁大きい．

### 2-3-2. 電子ビーム溶接機の特徴

電子ビーム溶接は，基本的に 3次元熱源で熱伝導を主体としたアーク溶接と異なり，溶接面に一面に加わる 2次元熱源と考えられ，溶接入熱は非常に少なくなる．このため溶融幅が狭く，溶接熱影響部の幅も狭い．かつ変形が少なくなる．これらの特徴を列記すると，以下のようなになる．

- (1) 厚板の 1パス溶接が可能である．
- (2) 溶融幅が狭く，熱影響部も狭い．
- (3) 溶接変形が少なく精密な溶接が可能．
- (4) 小入熱溶接である．
- (5) 高融点金属も容易に溶接できる．
- (6) 真空中で溶接を行うので，不純物ガスによる汚染が少ない．
- (7) 電子のみを利用しており制御が容易である．

電子ビーム溶接機は，これらの特徴を活かして，アルミニウム合金の厚板溶接，タンタルやモリブデンなどの高融点金属の溶接，各種異種金属材料の溶接など，各方面で多用されている．

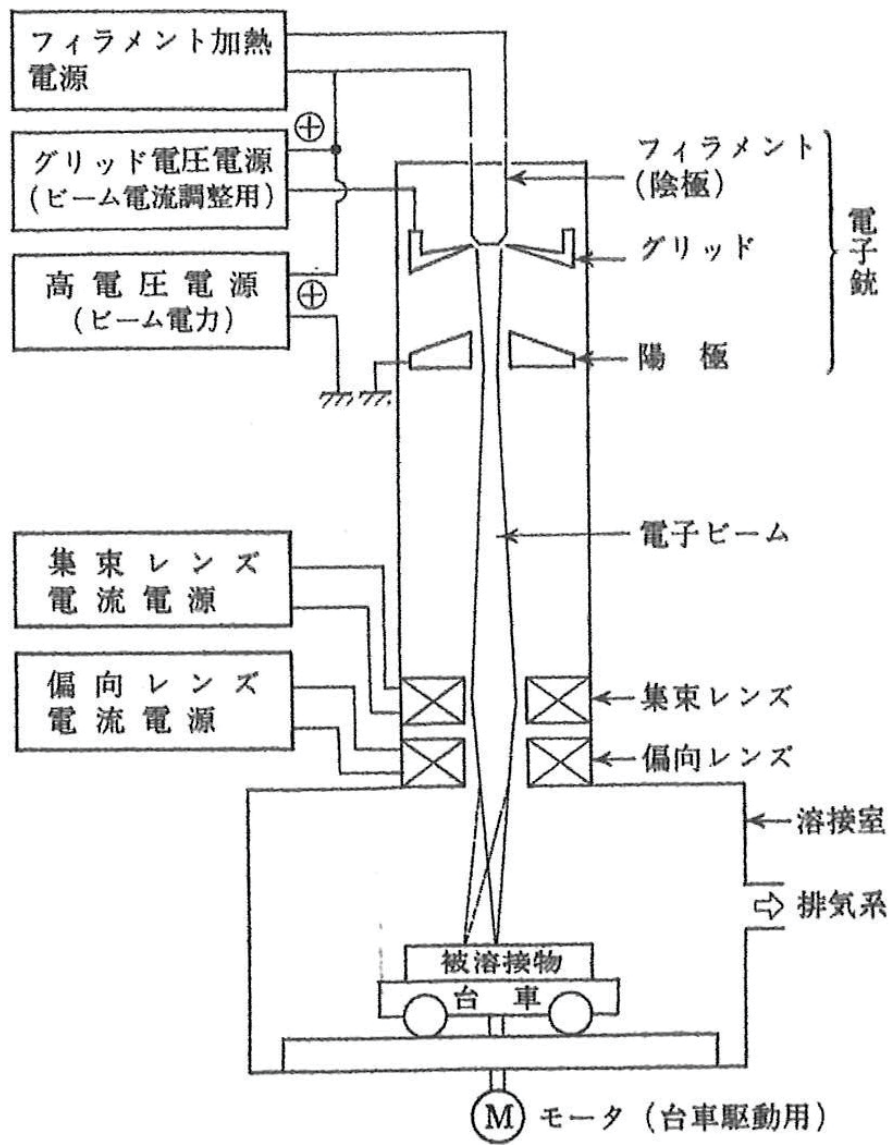


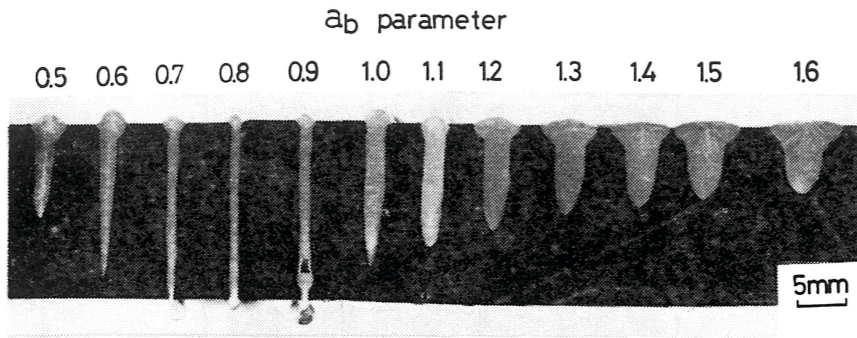
図 2-4 電子ビーム溶接機の原理図<sup>56)</sup>

#### 2-4. 電子ビーム溶接条件の選定方法

一般に電子ビーム溶接においては， $a_b$ 値，すなわち，対物距離 $D_0$ (Object Distance)と焦点距離 $D_F$ (Focal Length)の比 $D_0/D_F$ がほぼ0.9の場合，他の溶接条件に無関係に溶込み深さは最大となり，またその近傍において，ビード幅も最小となり，電子ビーム溶接の特徴がもっとも効果的に発揮される<sup>57)</sup>。

図2-5は，オーステナイトステンレス鋼に， $a_b$ 値を種々変えてビード溶接を行った場合のビード横断面のマクロ組織を示したものである。その場合，溶接入熱(2700J/cm)を一定とし， $a_b$ 値を0.5～1.6まで種々変化させて溶接を行い，溶融凝固部の形状におよぼす影響について検討した。その結果， $a_b$ 値0.5～0.9においては溶込み深さは $a_b$ 値の増加にともない増大し， $a_b$ 値1.0～1.6においては，逆に溶込み深さは減少する傾向を示した。その場合の溶融凝固部の形状は， $a_b$ 値0.5，0.6及び1.0，1.1，1.2の場合，クサビ型ビードを形成し， $a_b$ 値0.7～0.9では，ほぼ安定な井戸型ビードを形成した。また， $a_b$ 値の増加に伴い，クサビ型ビード，井戸型ビード，クサビ型ビード，ワインカップ型ビードへと移行する形状が観察された。なお，溶込み深さの増大する $a_b$ 値0.8，0.9は，ビードが貫通し表面ビード幅は極めて狭く，滑らかで良好なビード外観が得られている<sup>29)</sup>。

図2-6は，図2-5における溶込み深さとビード幅との関係を示したものである。 $a_b$ 値0.8，0.9の場合，溶込み深さは増大し，ビード幅は逆に狭くなる傾向を示した。この場合の溶融凝固部の幅は約0.6～0.7mmで，溶融凝固部の形状は井戸型ビードを形成している。このことから，溶接入熱が一定の場合は，溶込み深さ，ビード幅及びビード形状は $a_b$ 値に依存し， $a_b$ 値の設定条件が溶融凝固部の性質に大きな影響を及ぼしているものと考えられる<sup>32)</sup>。



- 溶接条件
- 1) ビーム電流 : 18mA
  - 2) 溶接速度 : 600mm/min

図2-5 ビード横断面形状に及ぼす  $a_b$  値の影響 (SUS304)<sup>29)</sup>

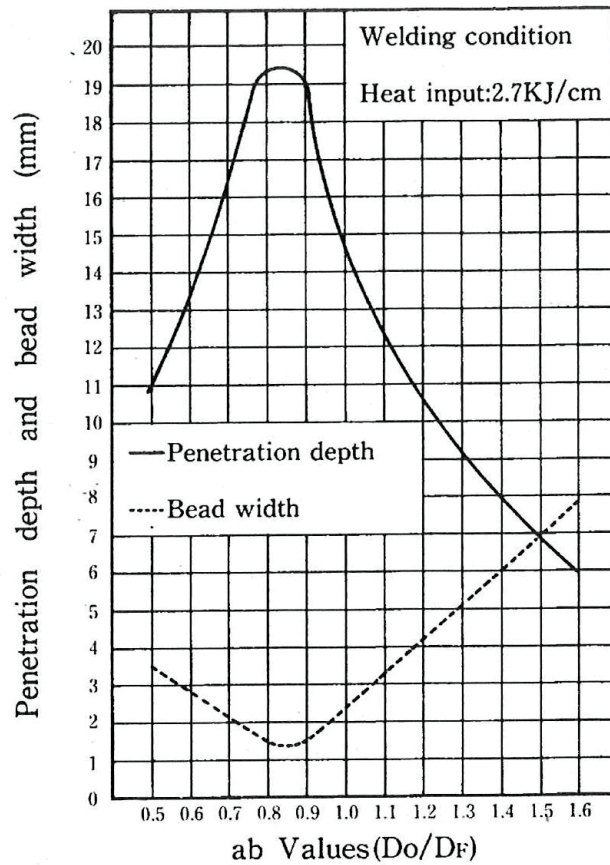


図2-6  $a_b$  値における溶込み深さとビード幅との関係 (SUS304)<sup>32)</sup>

## 第 3 章

### 球状黒鉛鑄鉄と軟鋼との電子ビーム溶接

#### 3-1. 緒言

第 1 章にて述べたように，電子ビーム溶接をねずみ鑄鉄や球状黒鉛鑄鉄同士に適用した報告は，A. Matting らを初めとしていくつかの研究<sup>28~39)</sup>，<sup>61)</sup>がある．しかし，球状黒鉛鑄鉄と軟鋼との電子ビーム溶接に関する具体的な報告は，わずかに旗手ら<sup>40)</sup>が板厚 15mm の球状黒鉛鑄鉄と軟鋼との突合せ面に，35% Ni を含有する球状黒鉛鑄鉄をインサート材として用いた報告があるに過ぎない．

そこで本章では，球状黒鉛鑄鉄と軟鋼との直接 I 形突合せ電子ビーム溶接を行い，溶接ビード外観，溶込み形状，欠陥発生状況並びに溶接部の組織と溶接継手強度などについて検討した．

#### 3-2. 実験方法

##### 3-2-1. 供試材料

表 3-1 に母材の化学成分，表 3-2 に母材の機械的性質を示す．母材には球状黒鉛鑄鉄（FCD700 相当）と軟鋼（SS400 相当）を用いた．また，母材のミクロ組織と硬さを図 3-1 に示す．球状黒鉛鑄鉄の組織は，主にパーライトであり，若干黒鉛周辺にフェライトが見られる．また，球状黒鉛鑄鉄母材の硬さは 246 HV である．なお，球状黒鉛鑄鉄母材の黒鉛球状化率は 87%，黒鉛平均粒径は  $37\ \mu\text{m}$ ，黒鉛面積率は 7% である．鑄鉄では，黒鉛の形状により機械的性質が大きく変化する．このため，球状黒鉛鑄鉄品は，JIS G5502 にて黒鉛球状化率が 80% 以上とされており，球状化率を算出する黒鉛の大きさは  $15\ \mu\text{m}$  以下を対象としない，と制定している．一方，軟鋼の組織は，パーライトとフェライトであり，硬さは 137 HV である．

母材は，いずれも  $t18 \times 100 \times 200\text{mm}$  の寸法に機械加工し，さらに突合せ面は研削加工により算術平均粗さ  $0.4\ \mu\text{m}$  程度に仕上げ，供試材とした．

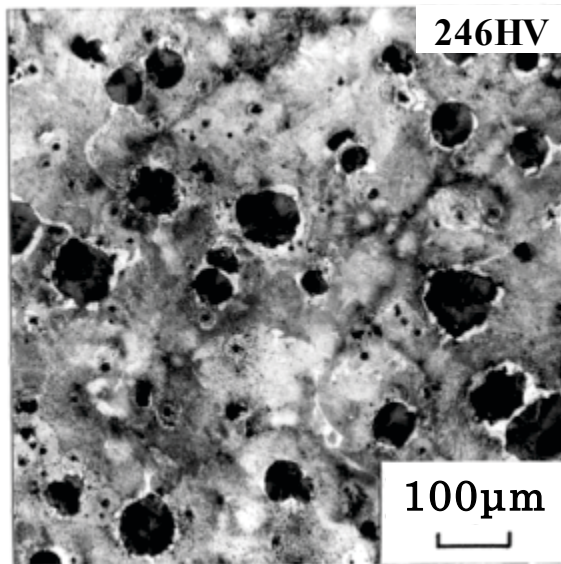


表 3-1 母材の化学成分

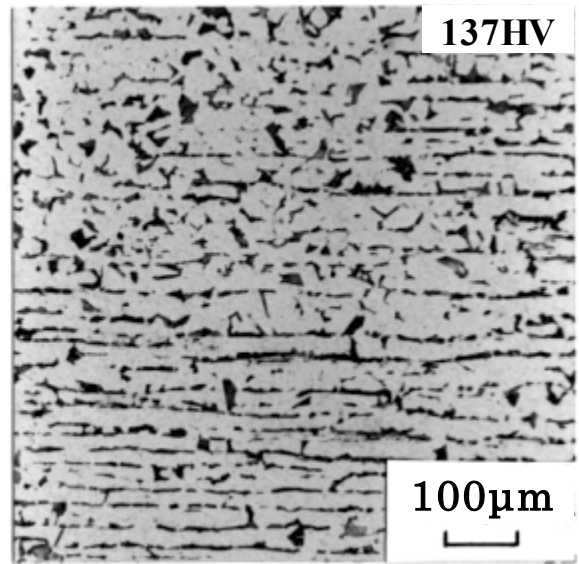
Materials		Chemical composition (mass%)								
		C	Si	Mn	P	S	Mg	Cu	Cr	C.E.
Base metal	FCD700	3.75	2.67	0.24	0.02	0.004	0.043	0.62	0.037	4.65
	SS400	0.15	0.15	0.69	0.012	0.007	-	-	-	-

表 3-2 母材の機械的性質

Materials		Tensile strength (MPa)	Elongation (%)	Impact value (J/cm <sup>2</sup> )	Fatigue limit (MPa)
Base metal	FCD700	790	6	19.6	261
	SS400	434	38	419	209



(a) FCD700



(b) SS400

図 3-1 母材のマイクロ組織と硬さ



### 3-2-2. 溶接方法

溶接装置は、6 kW 級の高電圧高真空型電子ビーム溶接機（全真空型）を使用した。溶接前処理として、母材は溶接直前に脱磁を行い、突合せ面をメチルエチルケトンで脱脂した。脱磁後、図 3-2 に示すように、母材同士を I 形に突合せ、上方より突合せ面に電子ビームを照射する下向き貫通溶接を実施した。

また、溶接パス回数は、1 パス溶接及び 2 パス溶接を行った。溶接条件を表 3-3 に示す。なお、表 3-3 中の  $a_b$  値<sup>32)</sup>とは、ビーム活性係数 ( $a_b = D_0 / D_F$ ,  $D_0$ : 対物距離,  $D_F$ : 焦点距離) である。

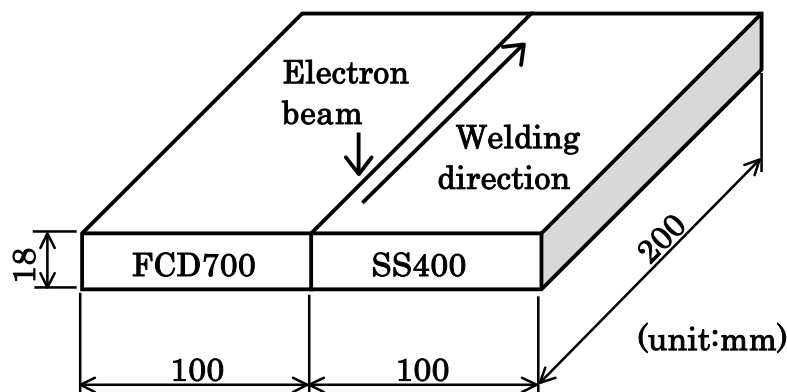


図 3-2 突合せ溶接の継手形状

表 3-3 突合せ溶接の溶接条件

Number of passes	1~2 passes
Vacuum	$1.33 \times 10^{-2} \text{ Pa}$
Acceleration voltage	150kV
$a_b$ value <sup>32)</sup>	0.9
Beam current	30mA
Welding speed	600 mm/min
Welding heat input	4500 J/cm

### 3-2-3. 突合せ溶接部のマクロ・ミクロ組織観察とEPMA分析

溶接終了後，溶接ビードの表面及び裏波ビードをマクロ観察した．溶接部の組織は，ビード横断面を切断・研磨後に4%ナイトル液で腐食し，顕微鏡観察を行った．また，EPMAによる1パス溶接及び2パス溶接した熔融凝固部の化学分析（C, Si, Mn, P, S, Mg）と，2パス溶接部の線分析（Fe, C, Si, Mn, P, S, Mg, O）を行った．化学分析の測定条件は，加速電圧20kV，試料電流 $0.02\mu\text{A}$ 及びビーム径約 $\phi 100\mu\text{m}$ とした．また，線分析の測定条件は，加速電圧20kV，試料電流 $0.02\mu\text{A}$ ，試料速度 $50\mu\text{m}/\text{min}$ 及びチャート紙速度 $20\mu\text{m}/\text{min}$ とした．

### 3-2-4. 突合せ溶接継手の材料試験

材料試験として，微小硬さ試験，引張試験，衝撃試験及び回転曲げ疲労試験を実施した．各材料試験片は，溶接のままの継手材より溶接線に対して直角に，溶接部が試験片の中央に位置するように採取した．図3-3に各材料試験片の形状を示す．

微小硬さ試験には，マイクロビッカース硬さ試験機（HV0.3）を用いた．硬さ測定位置は，ビード横断面の板厚中央付近とし，熔融凝固部中央から両母材側へ $0.1\text{mm}$ 間隔で $1.2\text{mm}$ の位置について測定した．測定条件は，荷重HV0.3，保持時間15sとした．

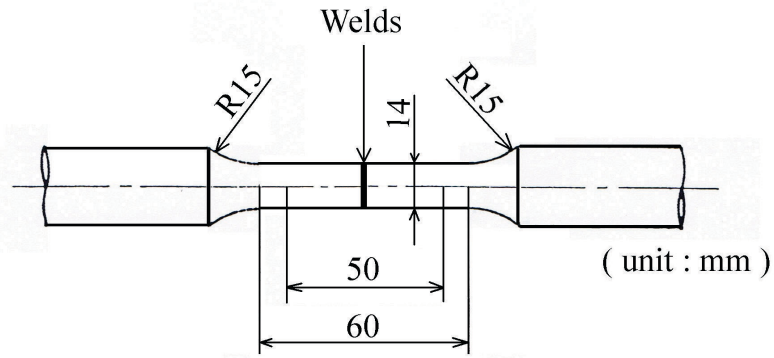
引張試験には，アムスラー型万能材料試験機を用いた．引張試験片は，JIS4号試験片を使用した．引張強さは，試験機の荷重計より最大荷重を読み取り原断面積で除して求めた．また，伸びは標点間距離の測定により求めた．

衝撃試験には，容量98Jのシャルピー衝撃試験機を用いた．衝撃試験片は，ノッチなし試験片とした．試験条件は，打撃位置を溶接部中央とし，試験温度は $77\sim 373\text{K}$ とした．

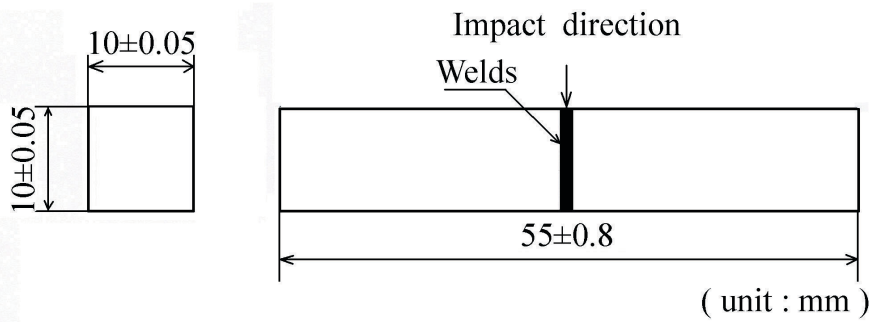
疲労試験には，回転曲げ疲労試験機を用いた．疲労試験片の平行部は，エメリーペーパーにより仕上げ，平行部の直径を $\phi 12$ とした．疲労試験の回転数は $3000\text{min}^{-1}$ とし， $10^7$ 回を疲労限度とした．

なお，2パス溶接継手の引張及び衝撃破面の観察には，走査型電子顕微鏡（SEM）を用いた．SEM観察の測定条件は，加速電圧20kV及び試料電流 $0.02\text{mA}$

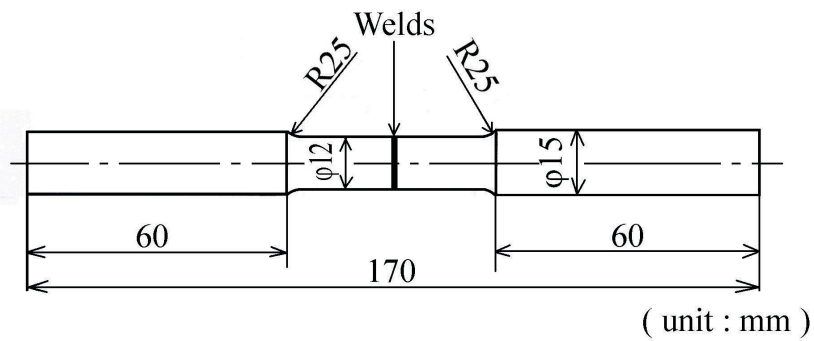
とした。



(a) Tensile test specimen



(b) Impact test specimen



(c) Fatigue test specimen

図 3-3 各材料試験片の形状

### 3-3. 実験結果及び考察


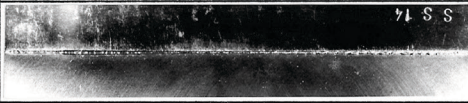


#### 3-3-1. 突合せ溶接部の組織観察，化学分析及び線分析

図3-4に1パス及び2パス溶接した場合の表面及び裏波ビード外観を示す。表面ビードは，いずれの場合もビード幅が均一で，スパッタや割れなども見られず良好なビード外観が得られた。一方，裏波ビードは，表面ビードに比してスパッタがわずかに認められた。また，表面及び裏波ビードの幅は，パス回数の増加とともに若干広くなる傾向を示した。

図3-5に2パス溶接部のビード横断面上部におけるマイクロ組織を示す。溶接ビードには余盛が形成されており，オーバーラップ状のビード形状を示した。

図3-6に1パス溶接部及び2パス溶接部のマイクロ組織を示す。1パス溶融凝固部の組織は，針状マルテンサイトを呈し，かつ微細な溶接割れが認められた。また，2パス溶融凝固部の組織は，1パス溶接に比して針状組織が粗大化しているが，溶接割れは認められなかった。これは，2パス溶接の場合には，パス回数の増加によって溶融幅(1パス溶接:0.62mm, 2パス溶接:0.78mm)が若干大となって溶接部の冷却が緩和されたことが一因と考えられる。また，球状黒鉛鑄鉄ボンド近傍の溶融凝固部内では，1パス溶接に比して2パス溶接の場合に針状組織が粗大化している。一方，軟鋼ボンド近傍の溶融凝固部内では，1パス及び2パス溶接とも同様な針状マルテンサイトの様相であった。

次に，球状黒鉛鑄鉄熱影響部の組織は，溶接パス回数のいかにかわらなく，いずれも針状マルテンサイト及び黒鉛周囲のレデブライトからなる混合組織の様相を呈した<sup>33)</sup>。また，軟鋼熱影響部の組織は，いずれもパーライトの様相を呈した。

Butt welding	Top bead	Bottom bead
1 pass		
2 passes		

25mm

図 3-4 突合せ溶接部のビード外観

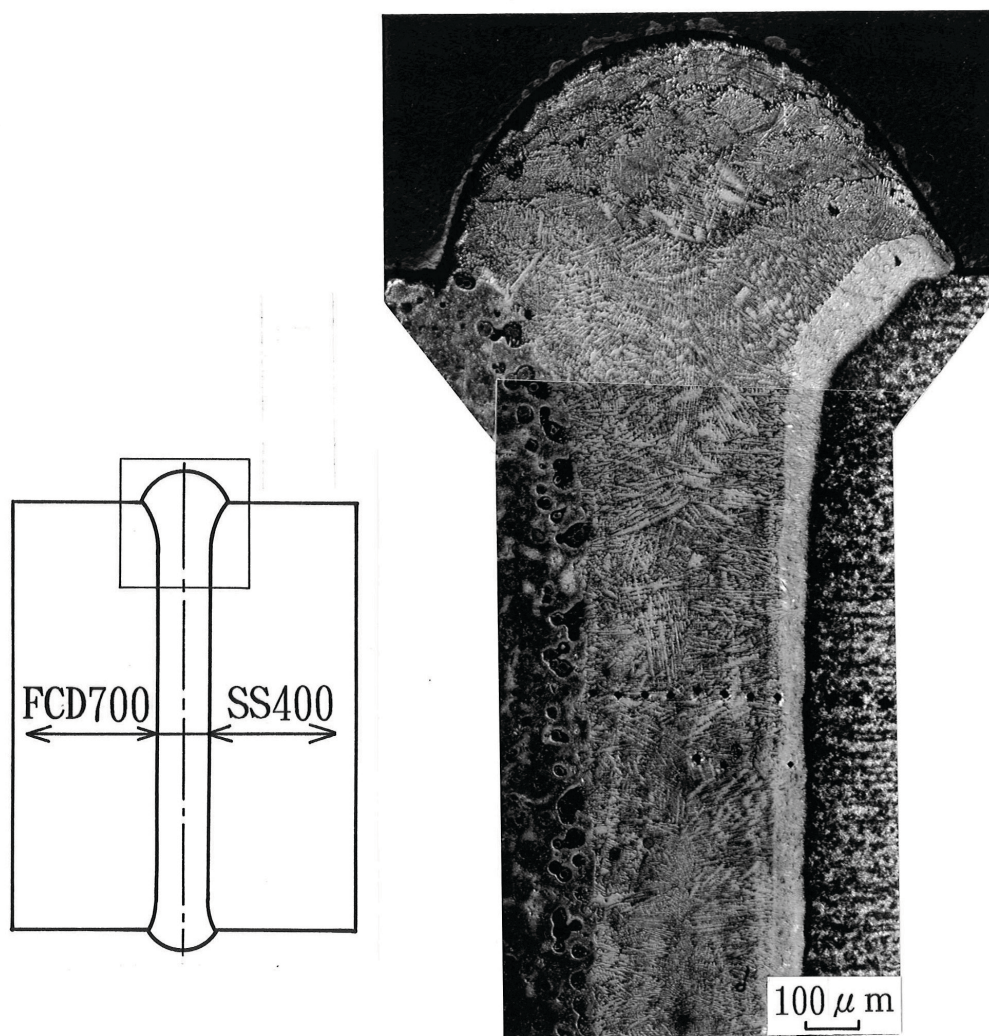


図 3-5 2パス溶接部のビード横断面上部におけるマイクロ組織



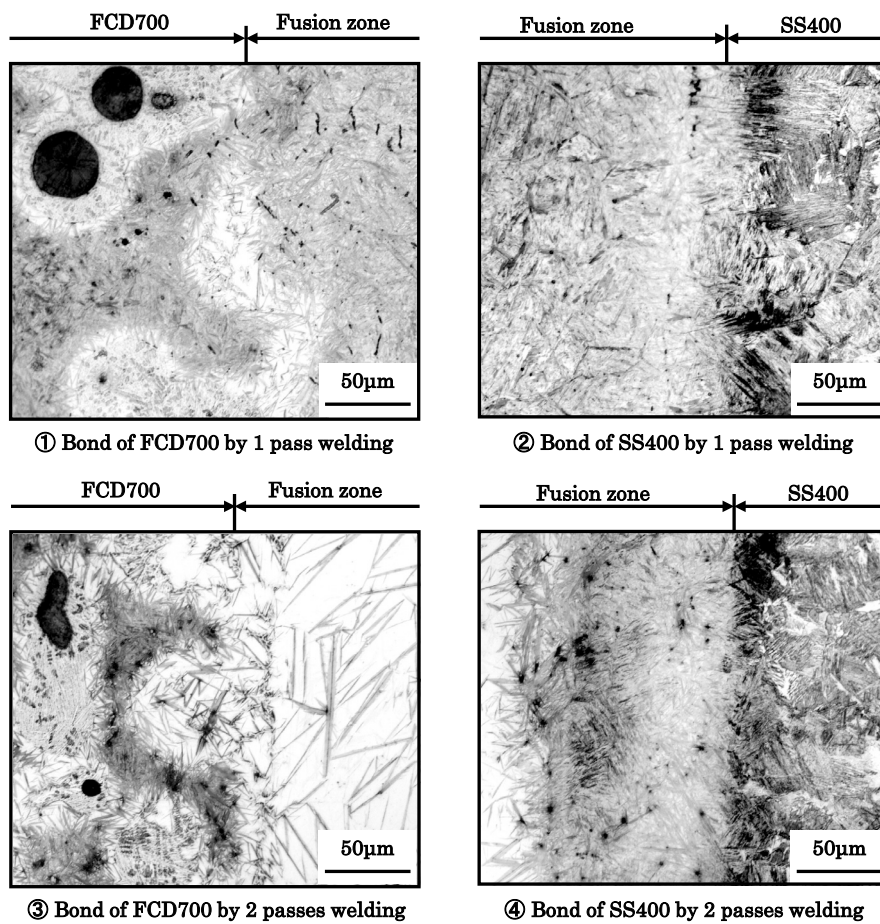
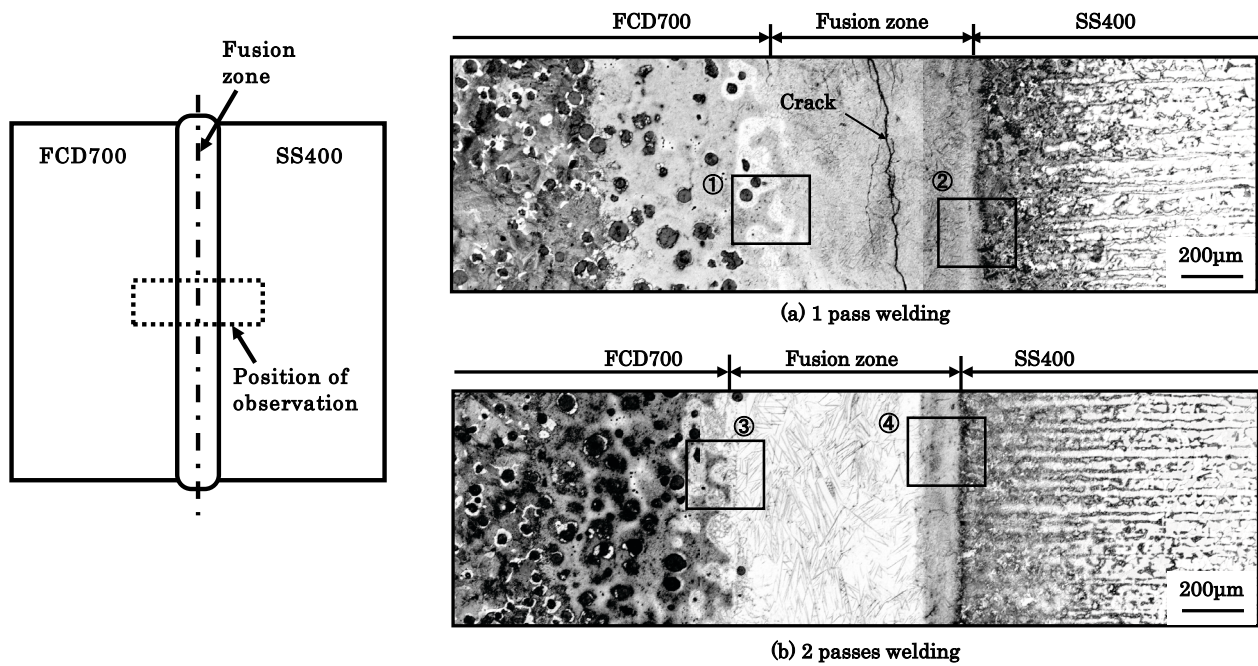


図 3-6 1 パス溶接部及び 2 パス溶接部のマイクロ組織

表 3-4 に溶融凝固部の化学分析の結果を示す。溶融凝固部の C 量は，1 パス溶接の場合 0.85%，2 パス溶接の場合 0.86%であり，ほぼ同様の値であった。次に，Si 量は，1 パス溶接の場合 0.57%，2 パス溶接の場合 0.83%であり，2 パス溶接の場合に若干増えている。なお，Mn，P，S，Mg 量は，パス回数のいかにかわらず，同様な値であった。これより，1 パス溶接に比して 2 パス溶接の溶融凝固部の組織が粗大化した原因は，溶融凝固部内での成分の相違によるものではなく，溶接パス回数によって冷却過程に相違があったためと考えられる。

図 3-7 に EPMA による 2 パス溶接部の線分析の結果を示す。Fe，C，Si 及び Mn は，軟鋼ボンド部から溶融凝固部内の約 200  $\mu$  m の範囲で濃度勾配が認められた。一方，球状黒鉛鑄鉄ボンド部では，わずかに Si 及び Mn に濃度勾配が認められるが，軟鋼ボンド部と比較して変化量，変化幅とも小さい。したがって，2 パス溶接の場合に，球状黒鉛鑄鉄ボンド近傍と軟鋼ボンド近傍との溶融凝固部内で組織が異なったのは，溶融凝固部内での成分に相違があったためと考えられる。

表 3-4 溶融凝固部の化学成分分析結果 (mass%)

Butt welding	C	Si	Mn	P	S	Mg
1 pass	0.85	0.57	0.68	0.02	<0.01	0.01
2 passes	0.86	0.83	0.60	0.02	<0.01	0.01

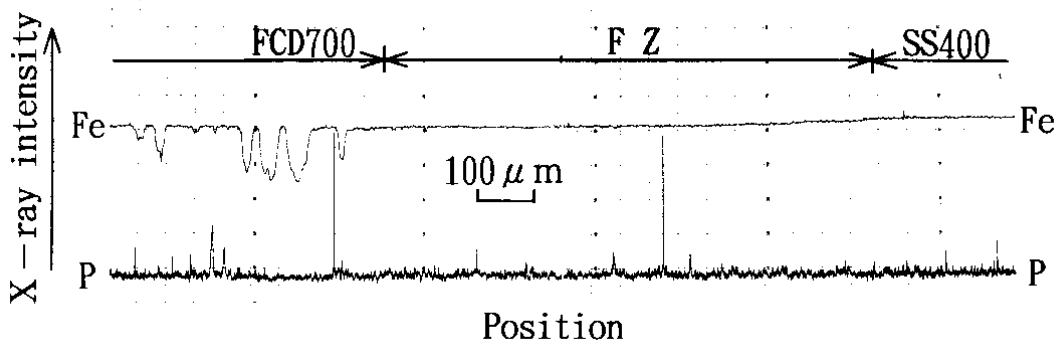
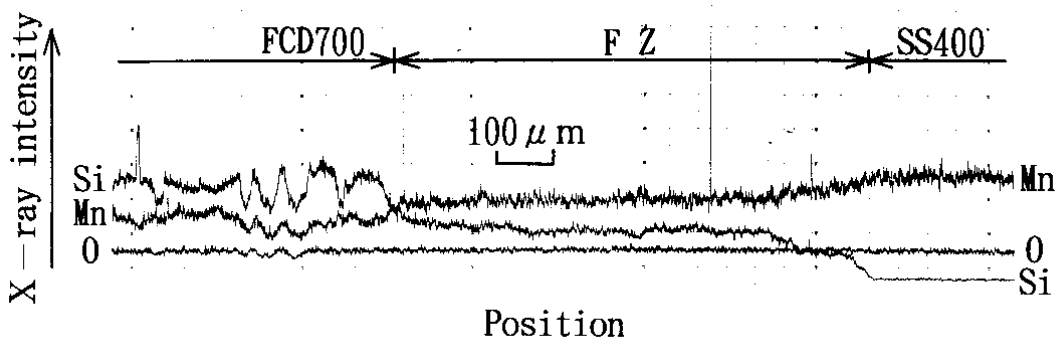
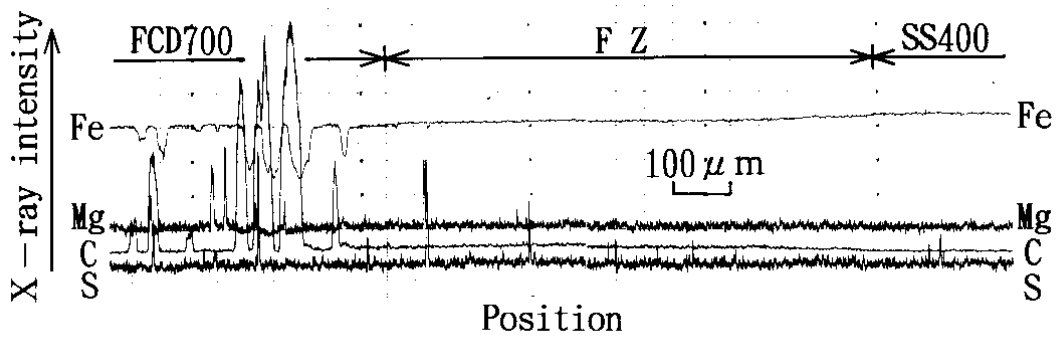
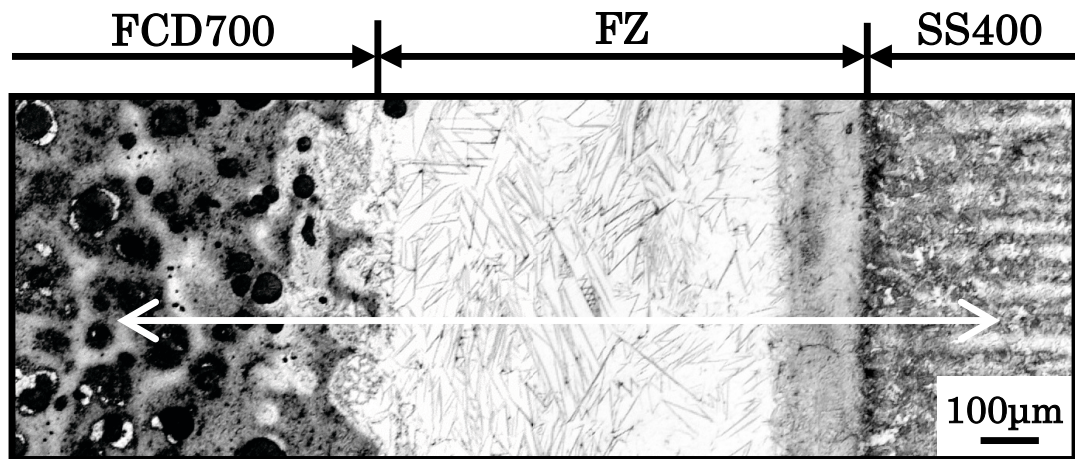


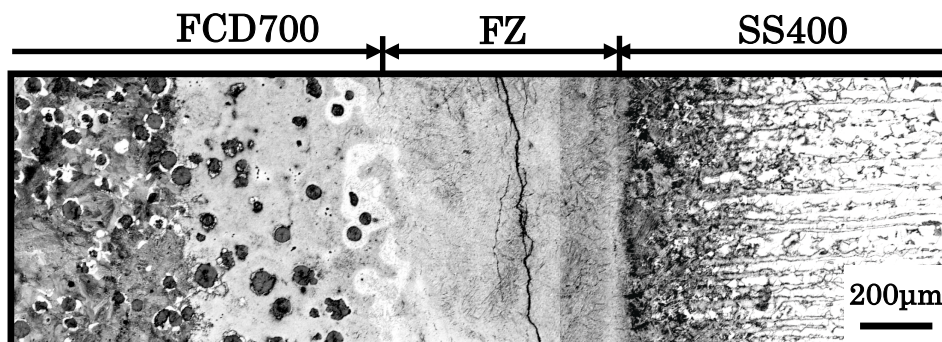
図 3-7 2パス溶接部の線分析



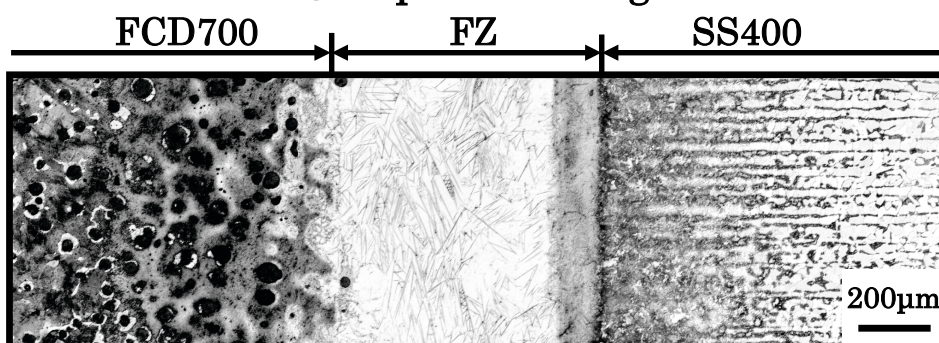
### 3-3-2. 突合せ溶接部の硬さ分布

図 3-8 に 1 パス溶接部及び 2 パス溶接部の硬さ分布を示す。1 パス溶融凝固部の硬さは、775～849HV を示し、その平均は 815HV となり、球状黒鉛鑄鉄母材の約 240HV に対して著しく硬度が上昇した。次に、2 パス溶融凝固部の硬さは、387～820HV を示し、その平均は 566HV となり、1 パス溶接に比して硬度の低下が認められた。これは、溶融凝固部の組織が 1 パス溶接に比して 2 パス溶接の場合に粗大化したためと考えられる。また、2 パス溶融凝固部の硬度低下は、溶接割れ防止の一因と考えられる。なお、2 パス溶融凝固部の最高硬さは、軟鋼ボンド近傍にて 820HV であり、1 パス溶融凝固部の軟鋼ボンド近傍とほぼ同等であった。これは、軟鋼ボンド近傍の溶融凝固部内が、溶接パス回数にかかわらず、いずれも針状マルテンサイト組織になったためと考えられる。

また、球状黒鉛鑄鉄熱影響部の最高硬さは、1 パス溶接では 869HV、2 パス溶接では 823HV となり、いずれも著しく硬度が上昇した。一方、軟鋼熱影響部の最高硬さは、1 パス溶接では 465HV、2 パス溶接では 362 HV であり、溶接パス回数の増加とともに硬さの低下が認められた。



○ : 1 pass welding



△ : 2 passes welding

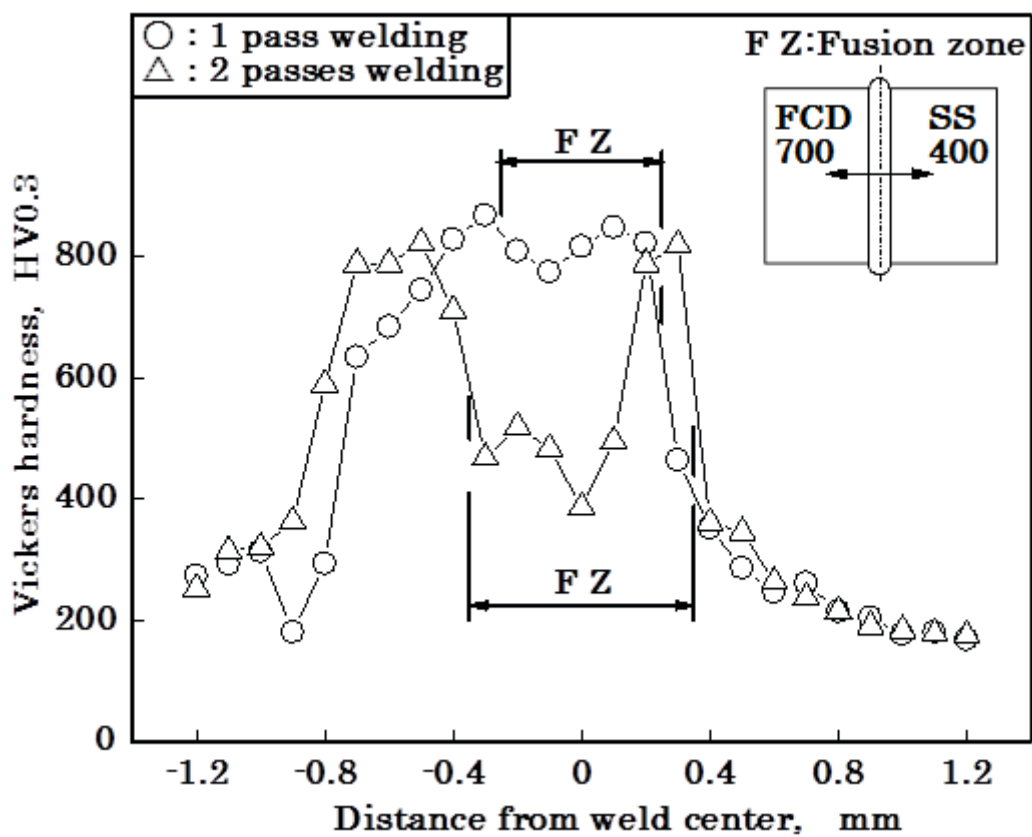


図 3-8 突合せ溶接部の硬さ分布

### 3-3-3. 溶接割れの発生について

前述のごとく，1パス溶接では，溶融凝固部に溶接割れが認められた．一方，2パス溶接では，溶融凝固部の溶接割れを低減できた．本項では，この原因について二，三の検討を試みた．

電子ビーム溶接は，エネルギーの集中度が極めて高く低い溶接入熱量で溶接施工が可能のため，熱影響が少なく，また溶接ひずみが少ないなどの利点を有している．しかし，溶接入熱量が低いため，溶接金属の硬さが他の溶接方法に比べて上昇する傾向にある．このため，一部の鋼材においては，溶接部の硬さ上昇が著しく，溶接直後に割れを発生する．この割れは，マルテンサイト変態を伴う材料でかつ高炭素材料ほど顕著に発生する．溶接割れ発生時期は  $M_s$  点（マルテンサイト変態開始温度）通過後であり，冷却中の熱応力及び変態応力の発生が原因であると言われている<sup>59)</sup>．

本実験では，1パス及び2パス溶融凝固部のC量はそれぞれ0.85%及び0.86%であり，高炭素鋼同等の過共析組成を示した．1パス及び2パス溶融凝固部の  $M_s$  点は，いずれも約  $220^{\circ}\text{C}$  と考えられる．従って，1パス溶融凝固部は，溶接による溶融後，オーステナイトにて凝固し， $M_s$  点まで冷却後にマルテンサイト変態が開始され，800HV程度に著しく硬化し，冷却中の熱応力及び変態応力により割れを生じたものと考えられる．

一方，2パス溶融凝固部は， $M_s$  点まで冷却後にマルテンサイト変態が開始されたが，1パスに比して冷却が緩和されたためマルテンサイト変態が進行せず，残留オーステナイトが多く生成したと考えられる．このため，2パス溶融凝固部の硬さは，1パスに比して低く500HVほどとなり，溶接割れが低減されたと考えられる．

なお，2パス溶融凝固部内の軟鋼ボンド近傍では，800HV程度に硬化したマルテンサイトが観察された．これは，軟鋼ボンド近傍では，球状黒鉛鑄鉄ボンド近傍及び中央付近に比してC量が少なく， $M_s$  点が増したため，残留オーステナイトの少ないマルテンサイト変態が進行したと考えられる．また，2パス溶融凝固部内の軟鋼ボンド近傍では，溶接割れが認められる場合があった．図3-9に2パス溶融凝固部の溶接割れの一例を示す．

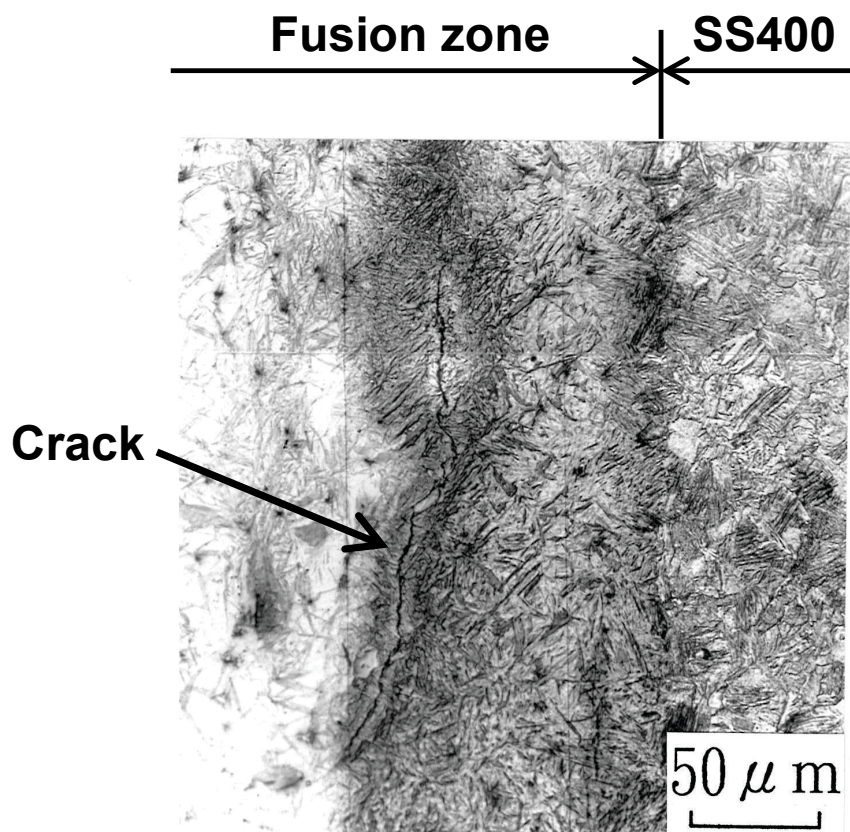


図 3-9 2 パス溶融凝固部の軟鋼ボンド近傍における溶接割れ

#### 3-3-4. 突合せ溶接継手の引張特性

図 3-10 に母材，1 パス及び 2 パス溶接継手の引張強さと伸びを示す．溶接継手の引張試験片の本数は，それぞれの溶接パス回数ごとに 4 本ずつ行った．1 パス溶接継手の引張強さは，199～256MPa であり，その平均値は 240MPa であった．次に，2 パス溶接継手の引張強さは，297～329MPa となり，その平均値は 311MPa であった．2 パス溶接継手では，1 パス溶接に比して平均で 71MPa の強度の上昇が認められた．そして，引張試験片(4 本)すべてが，軟鋼母材の降伏応力以上の値を示した．なお，溶接継手の軟鋼母材に対する平均継手効率<sup>29)</sup>は，1 パス溶接継手の場合 55%，2 パス溶接継手の場合 72% であった．また，継手の伸びは，1 パス溶接では 0.20～0.61% を示し，2 パス溶接では 1.60～1.97% を示し，その平均値は 1 パス溶接 0.40% で，2 パス溶接 1.74% となり，継手の伸びは 2 パス溶接が大きかった．

図 3-11 に 1 パス溶接継手，図 3-12 に 2 パス溶接継手の引張試験後試験片外観，マクロ破面及び破断位置を示す．また，図 3-13 に 1 パス及び 2 パス溶接継手の引張破面におけるポロシティ発生率を示す．1 パス溶接継手の引張破断位置は，溶融凝固部であり，破面には粗大なポロシティが認められた．1 パス溶接継手の引張破面におけるポロシティ発生率<sup>29)</sup>は 6.8～18.1% を示し，試験片 4 本の平均で 11.9% ほどであった．このポロシティは，溶融金属内の炭素と酸素との化学反応によって生じる CO ガスの生成によるものと考えられる<sup>32)</sup>．次に，2 パス溶接継手の引張破断位置は，溶融凝固部と軟鋼ボンド部であった．また，破面には微細なポロシティがわずかに認められたが，ポロシティの大きさは 1 パス溶接に比して著しく小さかった．なお，2 パス溶接継手の引張破面におけるポロシティ発生率は，0～1.0% を示し，試験片 4 本の平均で 0.5% ほどであった．これより，溶融凝固部のポロシティは，2 パス溶接を行うことにより，溶融凝固部の冷却が遅くなること，及び溶融金属を攪拌することによってガスの放出が容易になって減少したものと考えられる<sup>32)</sup>．

図 3-14 に 2 パス溶接継手の軟鋼側引張破面のマクロ組織(a)と走査電顕写真(b)を示す．継手の引張破面から凹凸が認められ，凹部が軟鋼ボンド部の破面であり，凸部が溶融凝固部の破面であり，かつ微細なポロシティも認め

られた。凹部のマイクロ破面からは、主に擬へき開破面の様相を呈している。

以上のことから、溶接継手の静的強度は、2パス溶接継手の場合に最高引張強さを示したが、いずれの継手も軟鋼母材の引張強さより低かった。この原因は、1パス溶接の場合、溶融凝固部内の微細な溶接割れやポロシティの発生が主因と考えられる。一方、2パス溶接では、溶接割れやポロシティの発生が1パス溶接に比して減少したため、溶接継手の強度が上昇したものと考えられる。しかし、軟鋼ボンド近傍の溶融凝固部内で著しい硬度の上昇を生じたため、この硬化部が破断の経路となって引張強さが低下したものと推察する。

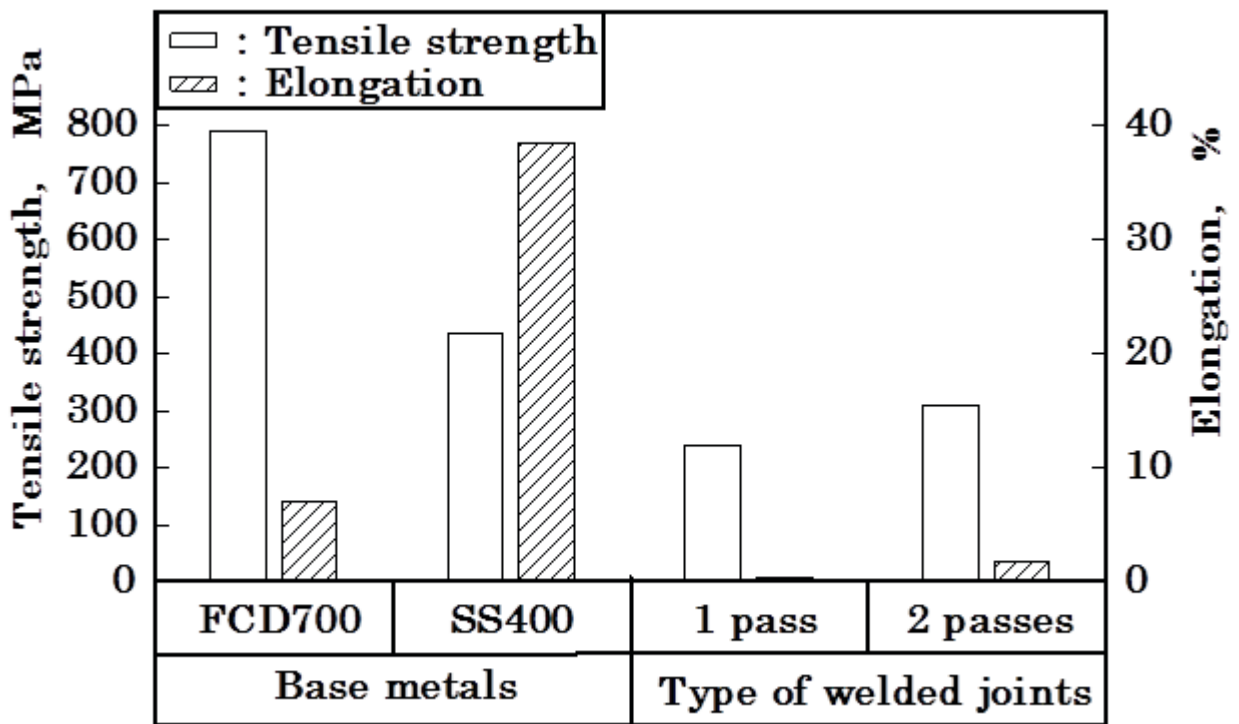
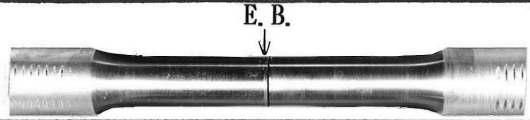

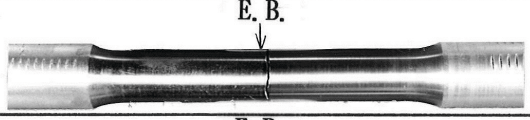

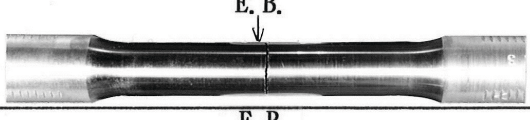

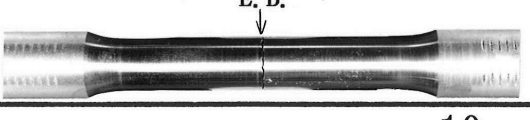



図 3-10 母材及び各溶接継手の引張強さと伸び



No.	Tensile test specimen	Fractured surface	Breaking position
1			Fusion zone
2			Fusion zone
3			Fusion zone
4			Fusion zone



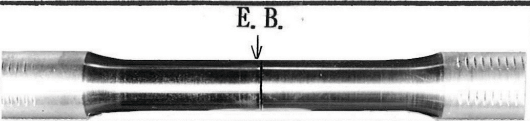

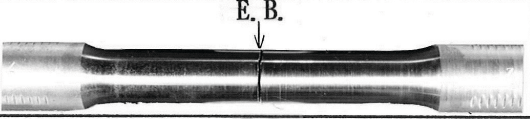

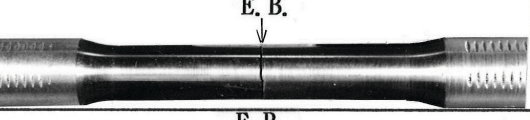

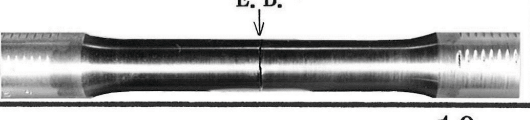




図3-11 1パス溶接継手の引張試験後試験片外観，マクロ破面及び破断位置

No.	Tensile test specimen	Fractured surface	Breaking position
1			FZ+Bond of SS400
2			FZ+Bond of SS400
3			FZ+Bond of SS400
4			FZ+Bond of SS400



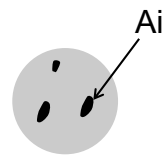
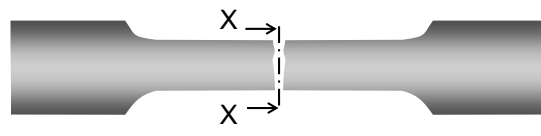



図3-12 2パス溶接継手の引張試験後試験片外観，マクロ破面及び破断位置



X-X(縮尺2:1)

$$\text{Relative porosity} = \frac{\sum A_i}{\left(\frac{\pi}{4}\right)d^2} \times 100 (\%)$$

1 pass		2 passes	
Fractured surface	Relative porosity	Fractured surface	Relative porosity
	6.8 %		0.4%
	12.1%		0%
	10.5%		0.8%
	18.1%		1.0%
Mean	11.9%	Mean	0.5%

10mm

10mm

図3-13 1パス及び2パス溶接継手の引張破面におけるポロシティ発生率



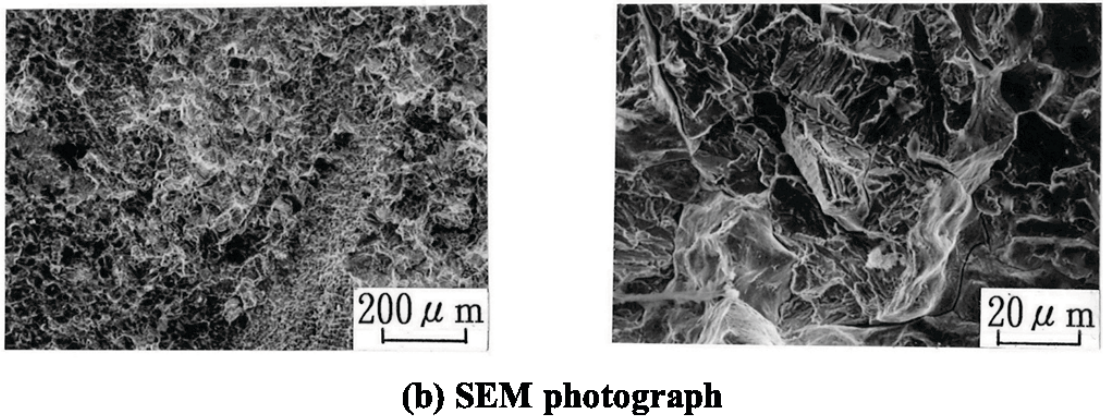
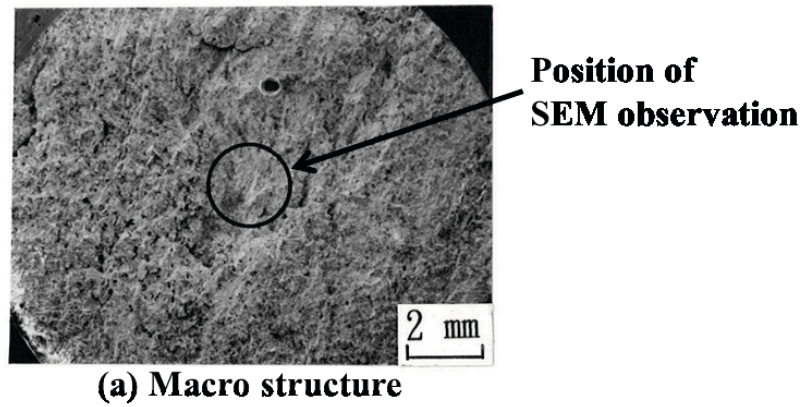


図 3-14 2 パス溶接継手の軟鋼側引張破面のマクロ組織と走査電顕写真

### 3-3-5. 突合せ溶接継手の衝撃特性

図3-15に球状黒鉛鑄鉄母材及び1パス及び2パス溶接継手の衝撃値と試験温度との関係を示す。球状黒鉛鑄鉄母材の衝撃値は、試験温度348～248Kの範囲で急激に低下する傾向を示し、223K以下ではほぼ $6\text{J}/\text{cm}^2$ 以下の値となった。これより、球状黒鉛鑄鉄母材の遷移温度は、300K付近に存在すると考えられる。

一方、1パス及び2パス溶接継手の衝撃値は、すべての試験温度373～77Kにて $6\text{J}/\text{cm}^2$ 以下であり、遷移挙動は認められなかった。このため、1パス及び2パス溶接継手の衝撃値は、試験温度293Kにて $2.6\text{J}/\text{cm}^2$ であり、同一試験温度における球状黒鉛鑄鉄母材の衝撃値 $19.6\text{J}/\text{cm}^2$ に比して著しく低かった。従って、溶接継手は、溶接パス回数のいかにかわらず、試験温度293K以上において脆性破壊を生じ、かつ球状黒鉛鑄鉄母材に比して衝撃値は著しく低下し、良好な継手性能が得られなかった。

図3-16及び図3-17に1パス及び2パス溶接継手の衝撃試験後試験片外観、マクロ破面及び破断位置を示す。1パス溶接継手の衝撃破断位置は、溶融凝固部であり、破面には引張破面と同様に粗大なポロシティが認められた。2パス溶接継手の場合も破断位置は主に溶融凝固部であった。しかし、試験温度298K、323K及び373Kにおいて、球状黒鉛鑄鉄のボンド部で破断する場合もあった。

図3-18に2パス溶接継手の軟鋼側衝撃破面（試験温度273K）のマクロ組織(a)と走査電顕写真(b)を示す。破面観察によれば、主に擬へき開破壊の様相を呈し、引張破面と同様に脆性破面であった。

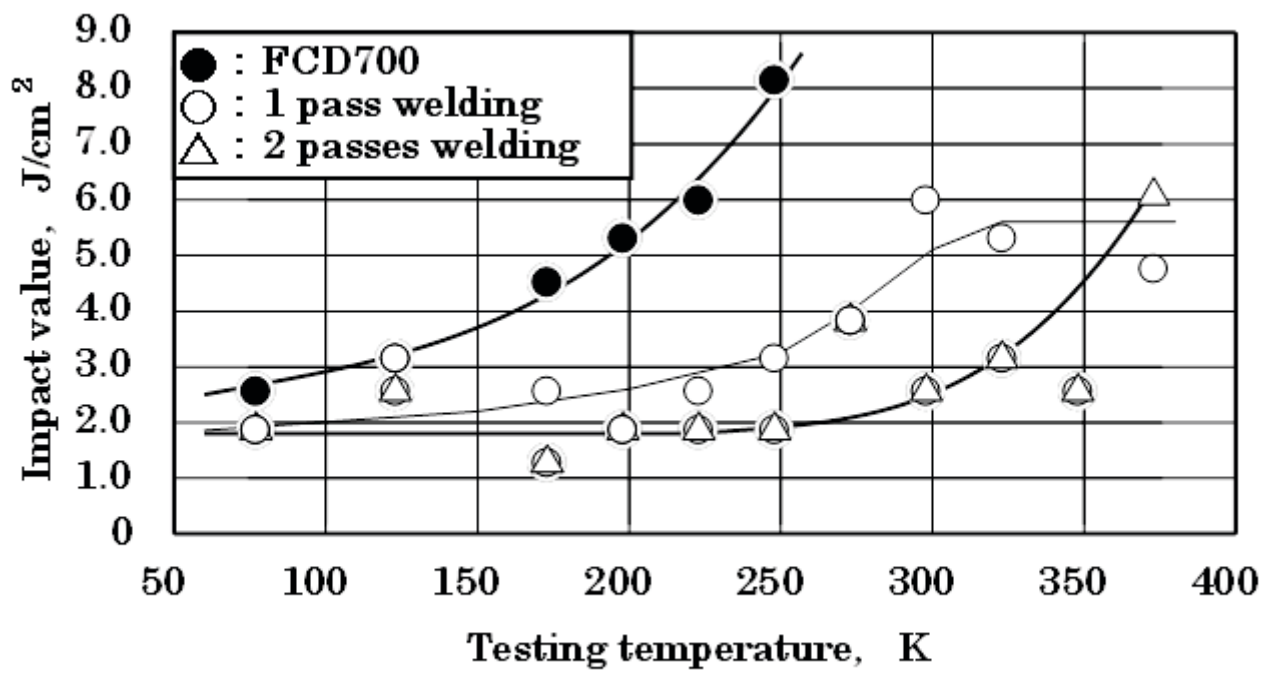
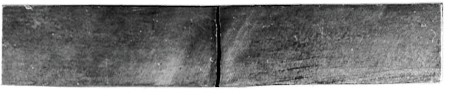
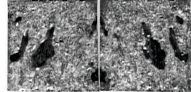

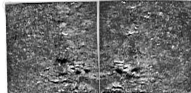
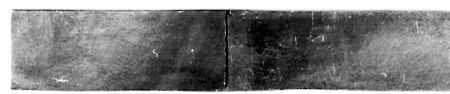

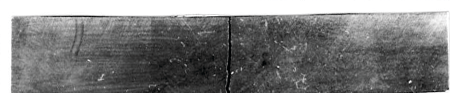


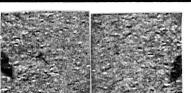
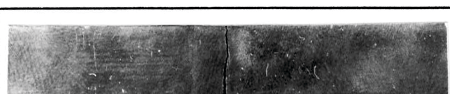
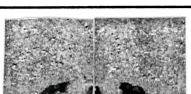


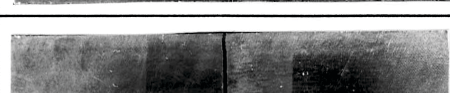




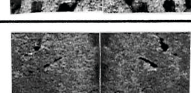
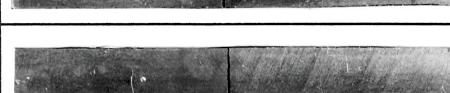
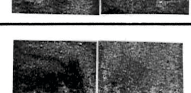


図3-15 1パス及び2パス溶接継手の衝撃値と試験温度との関係

No.	Testing temperature (K)	Impact test specimen	Fractured surface	Breaking position
1	77			Fusion zone
2	123			Fusion zone
3	173			Fusion zone
4	198			Fusion zone
5	223			Fusion zone
6	248			Fusion zone
7	273			Fusion zone
8	298			Fusion zone
9	323			Fusion zone
10	348			Fusion zone
11	373			Fusion zone



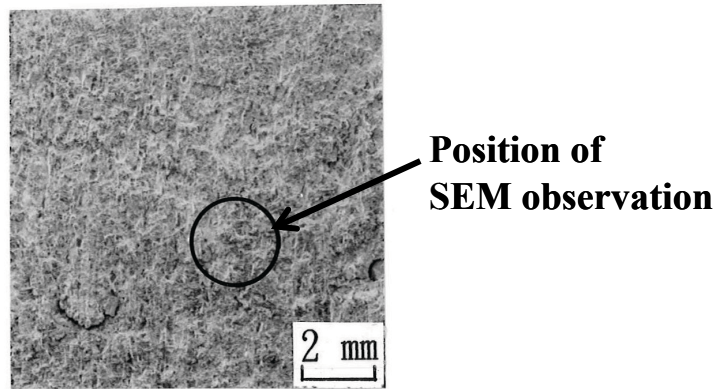



図3-16 1パス溶接継手の衝撃試験後試験片外観，マクロ破面及び破断位置

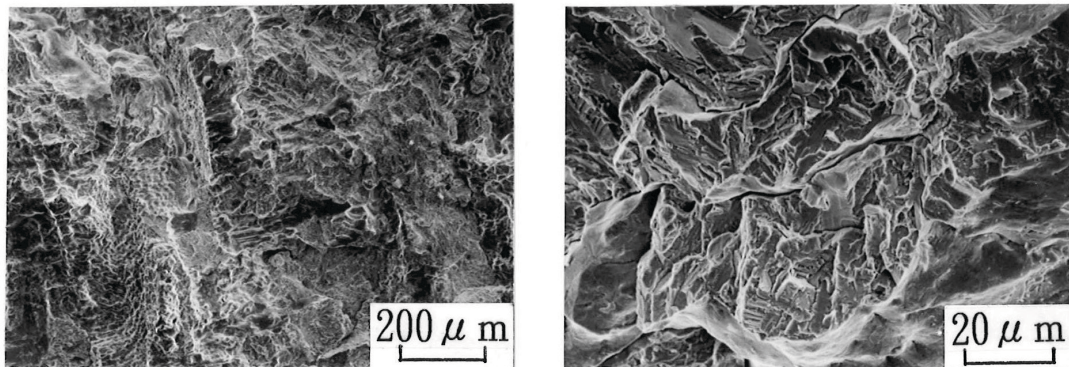


No.	Testing temperature (K)	Impact test specimen	Fractured surface	Breaking position
1	77			Fusion zone
2	153			Fusion zone
3	173			Fusion zone
4	198			Fusion zone
5	223			Fusion zone
6	248			Fusion zone
7	273			Fusion zone
8	298			Bond of FCD700
9	323			Bond of FCD700
10	348			Fusion zone
11	373			Bond of FCD700

図3-17 2パス溶接継手の衝撃試験後試験片外観，マクロ破面及び破断位置



**(a) Macro structure**



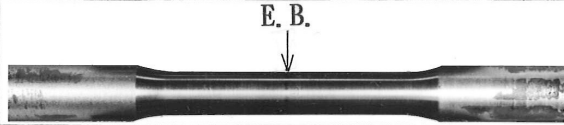
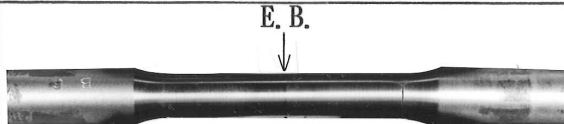
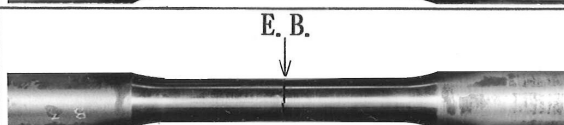
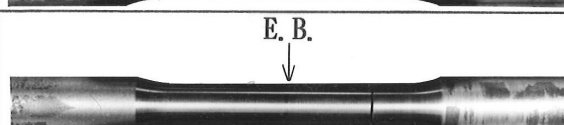
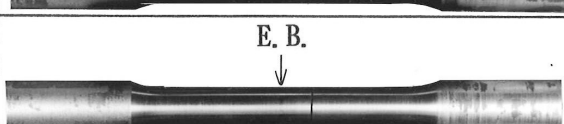
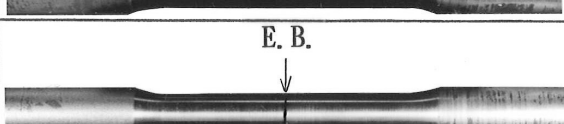
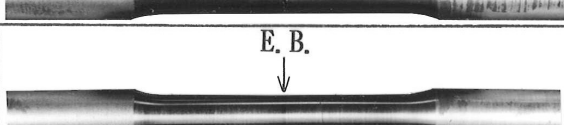
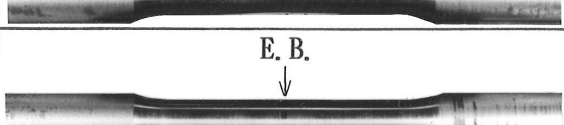
**(b) SEM photograph**

図 3-18 2パス溶接継手の軟鋼側衝撃破面のマクロ組織と走査電顕写真

注記：1) 試験温度 273K

3-3-6. 突合せ溶接継手の疲労特性

図 3-19 に 2 パス溶接継手の疲労試験後試験片外観及び破断位置を示す。2 パス溶接継手の疲労破断位置は、試験片 8 本中、疲労破断しなかった試験片 1 本を除くと、5 本が軟鋼母材部で破断し、2 本が溶融凝固部内で破断した。溶融凝固部内で破断した試験片は、破面にポロシティが認められた。

No.	Fatigue test specimen	Breaking position
1		—
2		SS400
3		Fusion zone
4		SS400
5		SS400
6		Fusion zone
7		SS400
8		SS400

10mm

図 3-19 2 パス溶接継手の疲労試験後試験片外観及び破断位置

図 3-20 に母材及び 2 パス溶接継手の S-N 線図を示す。2 パス溶接継手の疲労限度は 209MPa であり，軟鋼母材とほぼ同様の値を示した。よって，2 パス溶接継手の疲労限度比は，溶接継手の引張強さの平均値 310MPa に対して約 0.67 であり，軟鋼母材の疲労限度比約 0.48 より大きかった。なお，溶融凝固部内にポロシティが存在した試験片を除くと，繰返し応力 215~273MPa の場合に主として軟鋼母材部から破断した。例えば，繰返し応力 232MPa の場合，軟鋼母材部で破断した試験片は，繰返し数  $6.2 \times 10^5$  回の時間強さを示したのに対し，溶融凝固部にポロシティが存在した継手では， $1.6 \times 10^5$  回の時間強さであった。

これより，2 パス溶接継手の疲労強度は，溶融凝固部内にポロシティが存在しない試験片では，軟鋼母材と同等であり，溶融凝固部及び球状黒鉛鑄鉄熱影響部の硬化部が疲労強度に対して悪影響を及ぼしていないものと考えられる。しかし，溶融凝固部内にポロシティが存在した場合は，その部分に応力集中を生じて亀裂発生を起こし，かつ疲労強度を低下させる大きな要因になることが指摘されている<sup>33)</sup>。

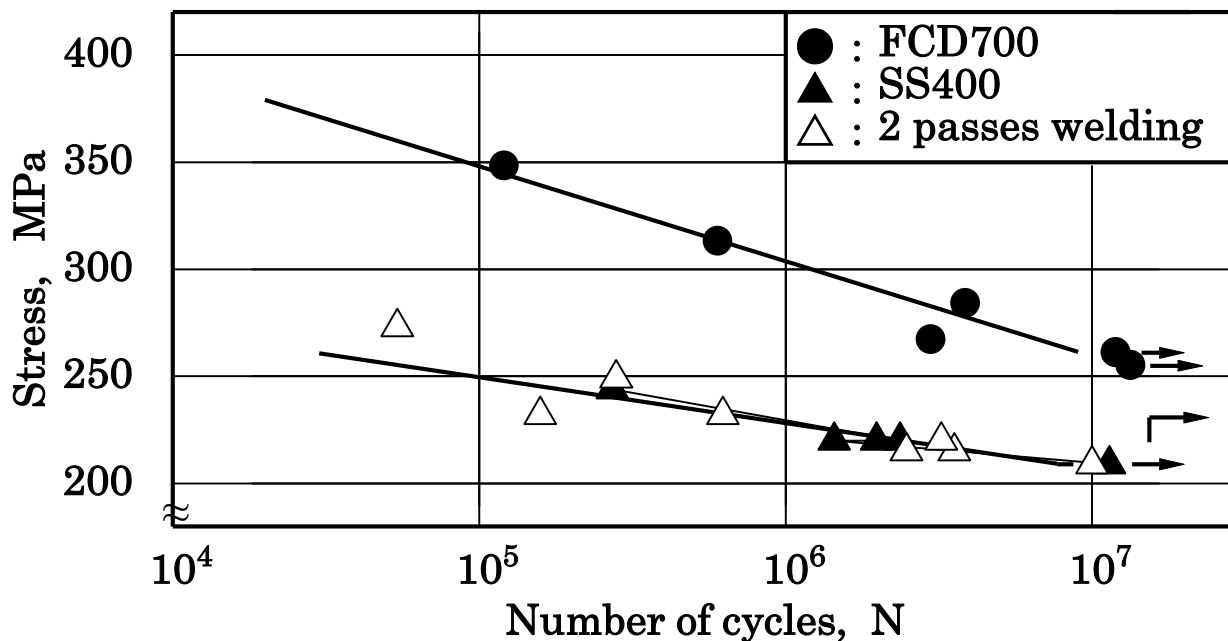


図 3-20 母材及び 2 パス溶接継手の S-N 線図



### 3-4. 結言

電子ビーム溶接した球状黒鉛鑄鉄と軟鋼溶接継手の組織と強度などについて調べた。以下に、得られた結果を要約する。

- 1) 溶融凝固部の組織は、いずれも主として針状マルテンサイトの様相を呈した。その針状マルテンサイトは、1パス溶接に比して2パス溶接の場合に粗大化した。また、2パス溶融凝固部では、球状黒鉛鑄鉄ボンド近傍と軟鋼ボンド近傍とで組織が異なった。
- 2) 溶接部の硬さは、溶融凝固部（1パス溶接平均 815HV, 2パス溶接平均 566HV）及び球状黒鉛鑄鉄熱影響部（1パス溶接最高 869HV, 2パス溶接最高 823HV）いずれも著しく硬化した。
- 3) 溶接継手の引張強さは、いずれの継手も軟鋼母材の引張強さより低下した。また、破断位置は溶融凝固部及び軟鋼ボンド部であった。2パス溶接継手は、軟鋼母材の降伏応力以上の引張強さを示し、その平均引張強さは 311MPa を示し、また平均伸びは 1.74% であった。
- 4) 2パス溶接継手の衝撃値は、試験温度 293K において  $2.6\text{J}/\text{cm}^2$  であり、球状黒鉛鑄鉄母材の衝撃値  $19.6\text{J}/\text{cm}^2$  より著しく低かった。
- 5) 2パス溶接継手の疲労強度は、軟鋼母材とほぼ同等であった。また、疲労限度は 209MPa であり、この場合の疲労限度比は約 0.67 を示し、軟鋼母材より大きかった。

## 第 4 章

### 球状黒鉛鑄鉄と軟鋼とのインサート型電子ビーム溶接

#### 4-1. 緒言

第 3 章では，球状黒鉛鑄鉄と軟鋼とを I 形に直接突合せて電子ビーム溶接を行い，溶接部の組織と機械的性質などについて調べた<sup>60~61)</sup>．その結果，溶融凝固部は，針状マルテンサイトを呈し，著しい硬度の上昇が認められた．また，溶融凝固部に溶接割れやポロシティが発生する場合があった．一方，溶接継手の引張強さは，両母材の強度以下であり，その継手の破断位置は，溶融凝固部と軟鋼ボンド部であった．

以上のことから，球状黒鉛鑄鉄と軟鋼を直接電子ビーム溶接した場合，溶接割れやポロシティの発生及び溶接部の硬度上昇による脆化などの問題が生じたため，良好な継手性能が得られなかった．これらの問題は，母材の突合せ面にインサート材を挿入する，いわゆる“インサート型電子ビーム溶接法”<sup>57)</sup>を採用することにより，改善可能と考えられる．

そこで本章では，溶融凝固部に発生した溶接割れやポロシティの防止，並びに溶融凝固部の冶金的及び機械的性質の改善を目指して電子ビーム溶接を行った．すなわち，球状黒鉛鑄鉄と軟鋼との I 形突合せ面にインサート材を挿入して電子ビーム溶接を行い，インサート型電子ビーム溶接部の組織と機械的性質などについて二，三検討した．さらに，溶接継手の機械的性質などについて，第 3 章の直接溶接継手の場合と比較・検討を加えた．

#### 4-2. 実験方法

##### 4-2-1. 供試材料

表 4-1 に母材及びインサート材の化学成分と機械的性質を示す．母材には，球状黒鉛鑄鉄（FCD700 相当）と軟鋼（SS490 相当）を用い，またインサート材には，純 Ni とオーステナイト系ステンレス鋼（SUS304）を用いた．母材寸法は，両母材とも  $t18 \times 200 \times 200\text{mm}$  とし，インサート材の寸法は， $t0.5 \times 18 \times 200\text{mm}$  とした．

図 4-1 に母材及びインサート材のミクロ組織と硬さを示す．球状黒鉛鑄鉄

母材は、第3章の実験で使用したものと同一の母材を用いた。

#### 4-2-2. インサート材の選定

球状黒鉛鑄鉄は、難溶接性材料<sup>9)</sup>として扱われている。これは、球状黒鉛鑄鉄には炭素が多く含まれており、溶接に伴う溶融・凝固過程において溶接部は急冷され、白銑化やマルテンサイト化による硬化と割れが発生しやすく、また溶接中の多量の発生ガスがブローホールの生成因子となり、機械的性質の低下が起こりやすいことなどが、鑄鉄の溶接を困難にしている主たる原因である。そこで、球状黒鉛鑄鉄の補修溶接では、純Ni系溶接棒及びNi-Fe系溶接棒を用いたアーク溶接がしばしば行われている。Niは、それ自体の硬度が低く伸び靱性が高い、炭素と結合しないため溶接金属が硬化しない、黒鉛化促進元素であるなどの特徴を有するため、溶接部の硬化と割れを抑制できる材料である。また、球状黒鉛鑄鉄同士のインサート型電子ビーム溶接では、オーステナイト系ステンレス鋼が優れた溶接性を示している<sup>29)</sup>。

これより、本実験では、NiとCr含有量に着目してインサート材の選定を行い、純Ni及びオーステナイト系ステンレス鋼SUS304の2種類をインサート材に用いた。Niは急冷しても硬化せず、耐割れ性に優れている。従って、Niを含有するインサート材は、溶融凝固部の硬化防止と溶接割れ防止に有効と考えられる。また、Crは脱酸作用が大きく、溶融凝固部に発生するポロシティの原因となる酸素を除去する効果があると考えられる。

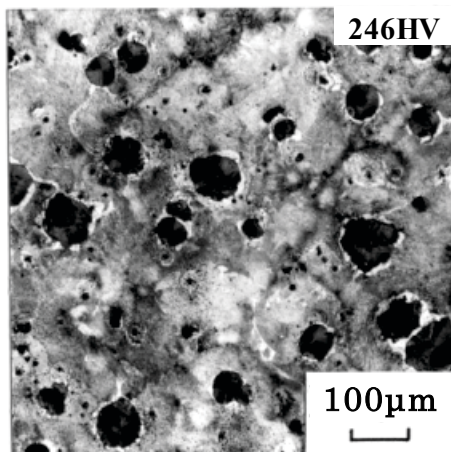
#### 4-2-3. 溶接方法

溶接装置は、6 kW級の高電圧高真空型電子ビーム溶接機（全真空型）を使用した。溶接前処理として、母材は溶接直前に脱磁を行い、突合せ面をメチルエチルケトンで脱脂した。また、図4-2に示すように、両母材の突合せ面にインサート材を挿入してI形に突合せ、さらに両端を治具で軽く拘束して溶接を行った。電子ビーム溶接は、下向き貫通溶接として2パス溶接を行った。溶接条件を表4-2に示す。溶接条件は、溶融凝固部の形状が井戸型ビード<sup>35)</sup>を形成し、かつ表面及び裏波ビード幅が同一となるように選定した。このため、溶接入熱は、両インサート材の熱伝導率に相違があるのでSUS304

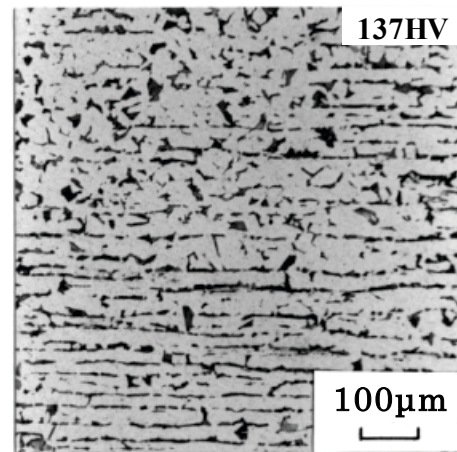
インサート型溶接（以下，SUS304 溶接と記す）より，純 Ni インサート型溶接（以下，純 Ni 溶接と記す）の場合に若干大とした．

表 4-1 母材及びインサート材の化学成分と機械的性質

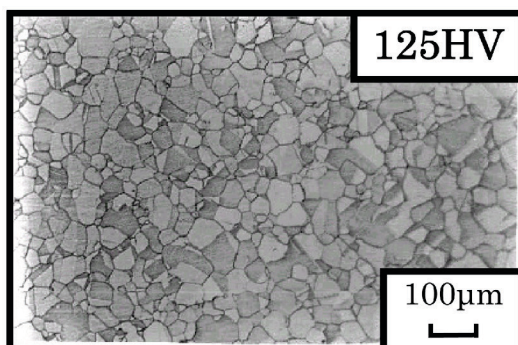
Materials		Chemical composition (mass%)										Tensile strength (MPa)	Elongation (%)
		C	Si	Mn	P	S	Mg	Cu	Ni	Cr	C.E.		
Base metal	FCD700	3.75	2.67	0.24	0.02	0.004	0.043	0.62	—	0.04	4.65	790	6
	SS490	0.16	0.16	0.95	0.017	0.006	—	—	—	—	—	528	37
Insert metal	Pure Ni	0.01	<0.001	0.18	—	0.001	—	0.01	99.7	—	—	500	43
	SUS304	0.06	0.41	1.19	0.034	0.009	—	—	8.30	18.05	—	592	69



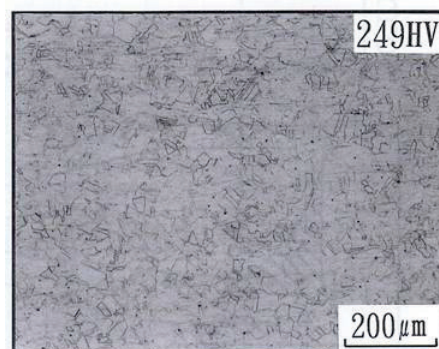
(a) FCD700



(b) SS400



(c) Pure Ni



(d) SUS304

図 4-1 母材及びインサート材のマイクロ組織と硬さ

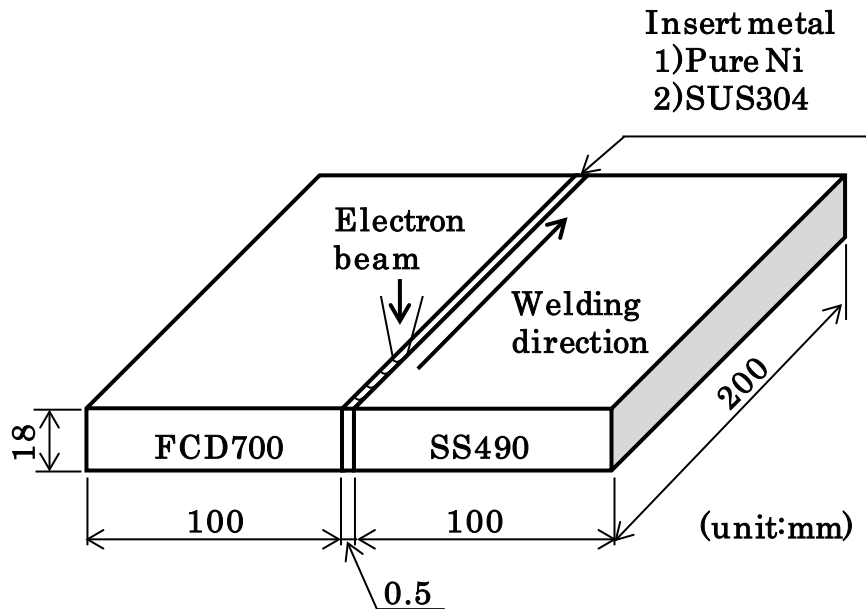


図 4-2 インサート型溶接の継手形状

表 4-2 インサート型溶接の溶接条件

Insert metal	Pure Ni	SUS304
Number of passes	2passes	
Acceleration voltage	150kV	
Vacuum	$1.33 \times 10^{-2}$ Pa	
$a_b$ value	0.9	
Beam current	32mA	30mA
Welding speed	600 mm/min	
Welding heat input	4800 J/cm	4500J/cm

#### 4-2-4. インサート型溶接部のマクロ・ミクロ組織観察とEPMA分析

溶接終了後，溶接ビードの表面及び裏波ビードをマクロ観察した．溶接部の組織は，溶接ビードに対して直角に切断し，ビード横断面を研磨後に，溶融凝固部は10%クロム酸水溶液による電解腐食を行い，熱影響部及び母材部は4%ナイトル液で腐食して顕微鏡観察を行った．なお，電解腐食の陰極は，SUS304溶接の場合にSUS304板を用い，純Ni溶接の場合にCu板を使用した．

また，EPMAによるSUS304及び純Ni溶融凝固部の化学分析（C，Si，Mn，P，S，Mg，Ni，Cr）を行った．化学分析の測定条件は，加速電圧20kV，試料電流0.02  $\mu$  A及びビーム径約  $\phi$  100  $\mu$  mとした．

#### 4-2-5. インサート型溶接継手の材料試験

材料試験として，微小硬さ試験，引張試験，衝撃試験及び回転曲げ疲労試験を実施した．各材料試験片は，溶接のままの継手材より溶接線に対して直角に，溶接部が試験片の中央に位置するように採取した．各材料試験片の形状を，図 4-3 に示す．

微小硬さ試験には，マイクロビッカース硬さ試験機を使用した．測定位置は，ビード横断面の板厚中央付近とし，溶融凝固部中央から両母材側へ 0.1 mm 間隔で，1.2 mm の位置について調べた．測定条件は，荷重 2.9N 及び保持時間 15s とした．

引張試験には，インストロン型及びアムスラー型万能材料試験機を使用した．試験片は，JIS4 号試験片を用いた．試験片本数はいずれも 8 本である．引張強さは，荷重－伸び線図より最大荷重を讀取り原断面積で除して求めた．また，伸びは，標点間距離の測定により求めた．

衝撃試験には，容量 98J のシャルピー衝撃試験機を用いた．試験片は，ノッチなし試験片とした．試験条件は，打撃位置を溶接部中央とし，試験温度は 77K～373K とした．試験本数は，いずれも各温度につき 2～3 本行った．

疲労試験には，回転曲げ疲労試験機を用いた．試験片の平行部は，エメリーパーペーパーにより仕上げ，平行部の直径を  $\phi$  12 とした．疲労試験の回転数は，3000min<sup>-1</sup>とし，10<sup>7</sup>回を疲労限度とした．

#### 4-2-6. インサート型溶接継手の破面観察及び面分析

SUS304溶接継手の引張及び衝撃破面は、SEM観察とC、Si、Ni及びCrの面分析を行った。一方、純Ni溶接継手の引張及び衝撃破面は、SEM観察とC、Si及びNiの面分析を行った。破面の前処理として、アセトンで超音波洗浄後、イオンスパッタ法による金蒸着を行った。SEM観察の測定条件は、加速電圧20kV及び試料電流0.02mAとした。また、面分析の測定条件は、加速電圧20kV及び試料電流0.1mAとした。

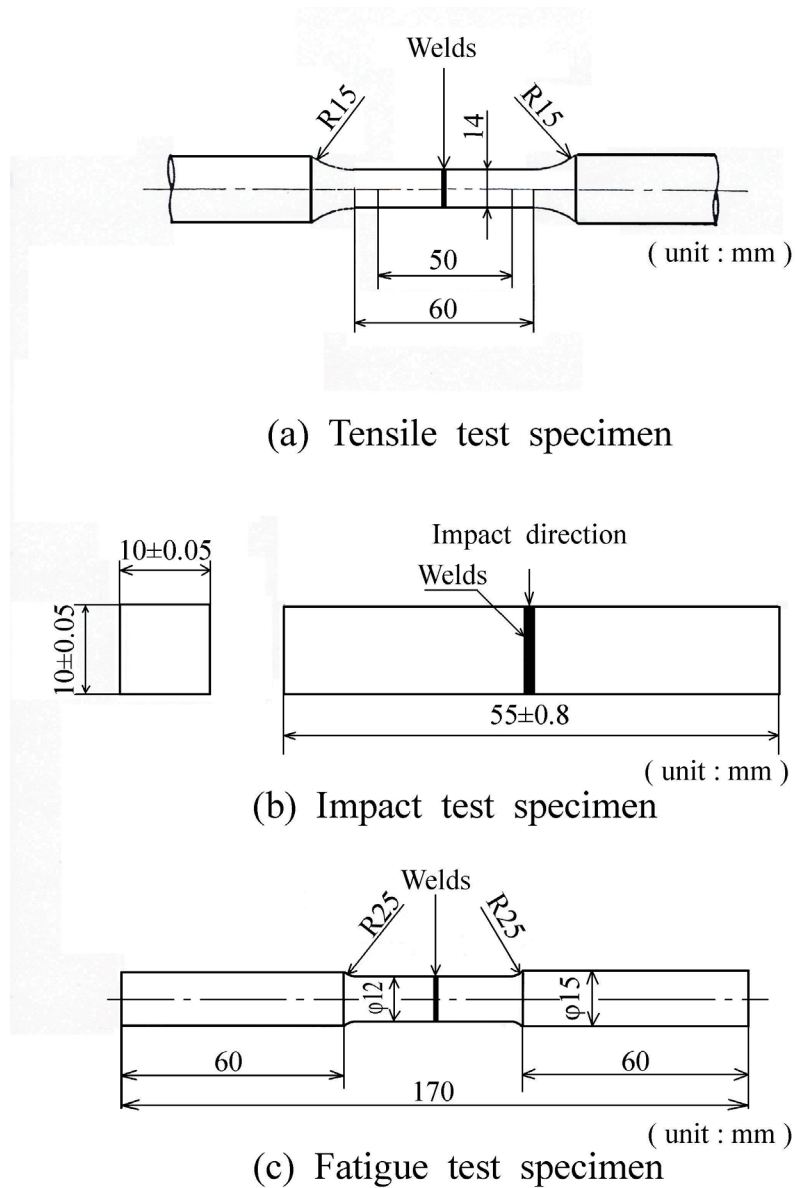


図 4-3 各材料試験片の形状

#### 4-3. 実験結果及び考察

##### 4-3-1. インサート型溶接部の組織観察及び化学分析

図4-4に純Ni及びSUS304溶接部の表面及び裏波ビード外観を示す。表面及び裏波ビードは、いずれの溶接部ともほぼ均一の形状を呈し、スパッタや溶接割れなども見られず良好なビード外観が得られた。なお、純Ni溶接部の表面及び裏波ビード外観は、母材との色調差が顕著であった。

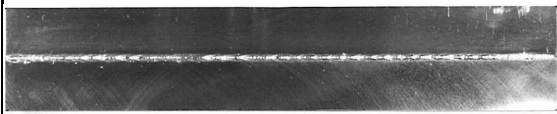
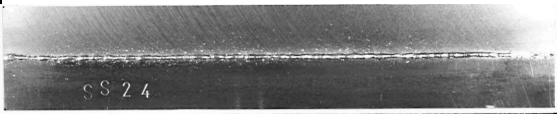

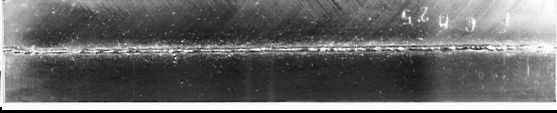

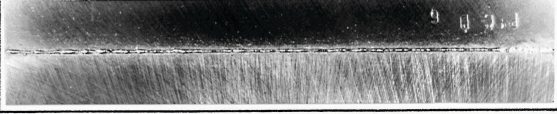

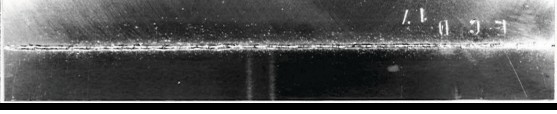
図4-5に純Ni溶接部(a)及びSUS304溶接部(b)のビード横断面上部におけるマイクロ組織を示す。いずれの場合も余盛が形成されており、ほぼ同様のビード形状を示した。また、熔融凝固部の組織は、いずれもデンドライト組織の様相を呈した。

図4-6にインサート型溶接部のマイクロ組織を示す。熔融凝固部の組織は、純Ni及びSUS304熔融凝固部とも両母材のボンドから熔融凝固部中央に向かってデンドライトが成長した様相を呈した。SUS304熔融凝固部の中央付近では、セルデンドライト組織が認められた。また、熔融凝固部内の軟鋼ボンド近傍では、熔融凝固部中央とは異なる組織が観察された。なお、純Ni熔融凝固部では、中央部分に黒鉛が認められた。これは、球状黒鉛鑄鉄母材の黒鉛が、純Ni熔融凝固部に於て一部未熔融の状態に残存したものと考えられる。次に、溶接熱影響部の組織は、球状黒鉛鑄鉄側及び軟鋼側とも、インサート材の相違による組織の差異は認められなかった。球状黒鉛鑄鉄熱影響部の組織は、いずれも針状マルテンサイト及び黒鉛周囲のレデブライトからなる混合組織の様相を呈した。

表4-3に熔融凝固部の化学分析の結果を示す。純Ni熔融凝固部では、Ni量はインサート材の99.7%から母材の希釈により43.78%であった。一方、SUS304熔融凝固部におけるNi及びCr量は、同様に母材の希釈によりそれぞれ2.91%及び6.48%であった。

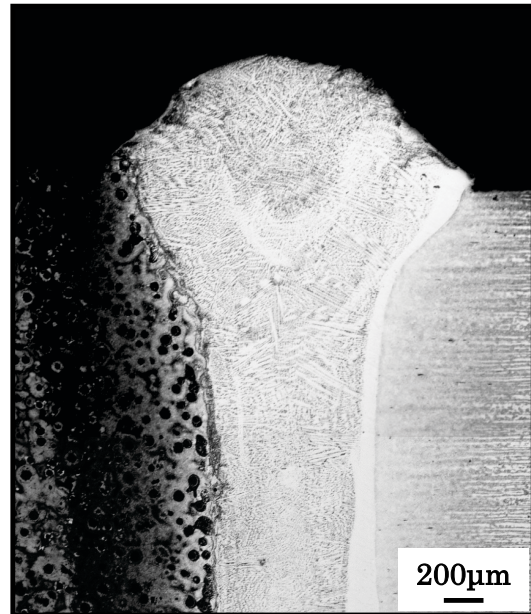
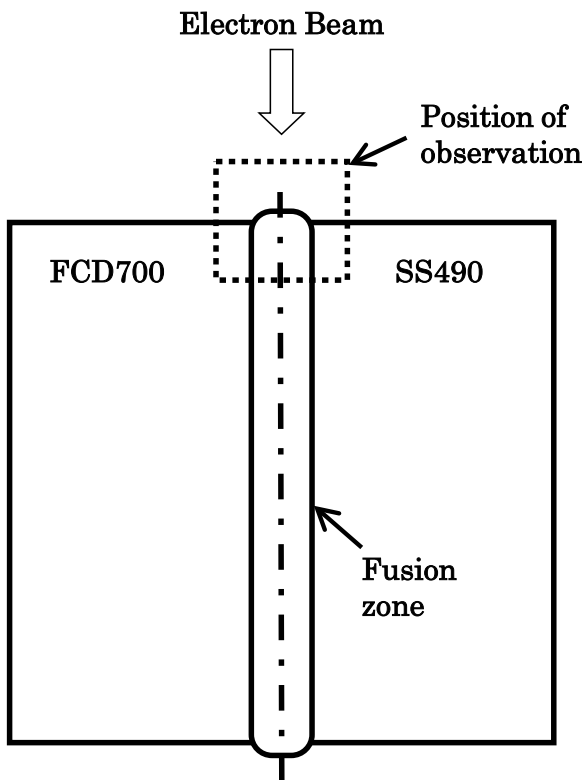
図4-7に熔融凝固部のシェフラー組織図<sup>62)</sup>を示す。純Ni熔融凝固部のNi当量は55.64であり、図の外になるが、オーステナイト領域であった。SUS304熔融凝固部のNi当量は16.71、Cr当量は9.23であり、図中の●で示すようにオーステナイトとマルテンサイトの混合領域であった。



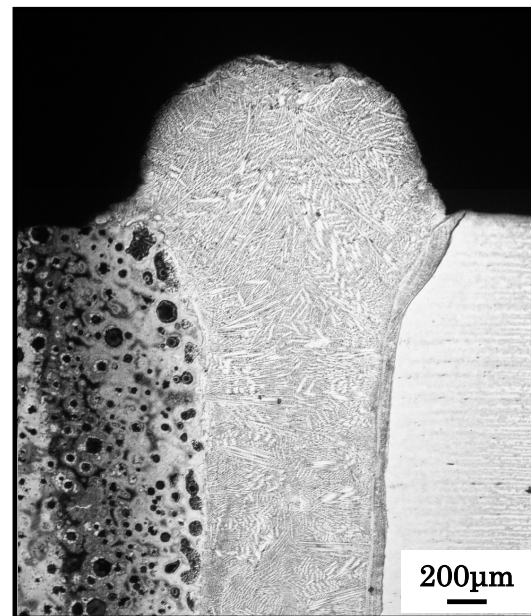
Insert meal	Top bead	Bottom bead
Pure Ni		
		
SUS304		
		

25mm

図 4-4 純 Ni 及び SUS304 溶接部の表面及び裏波ビード外観



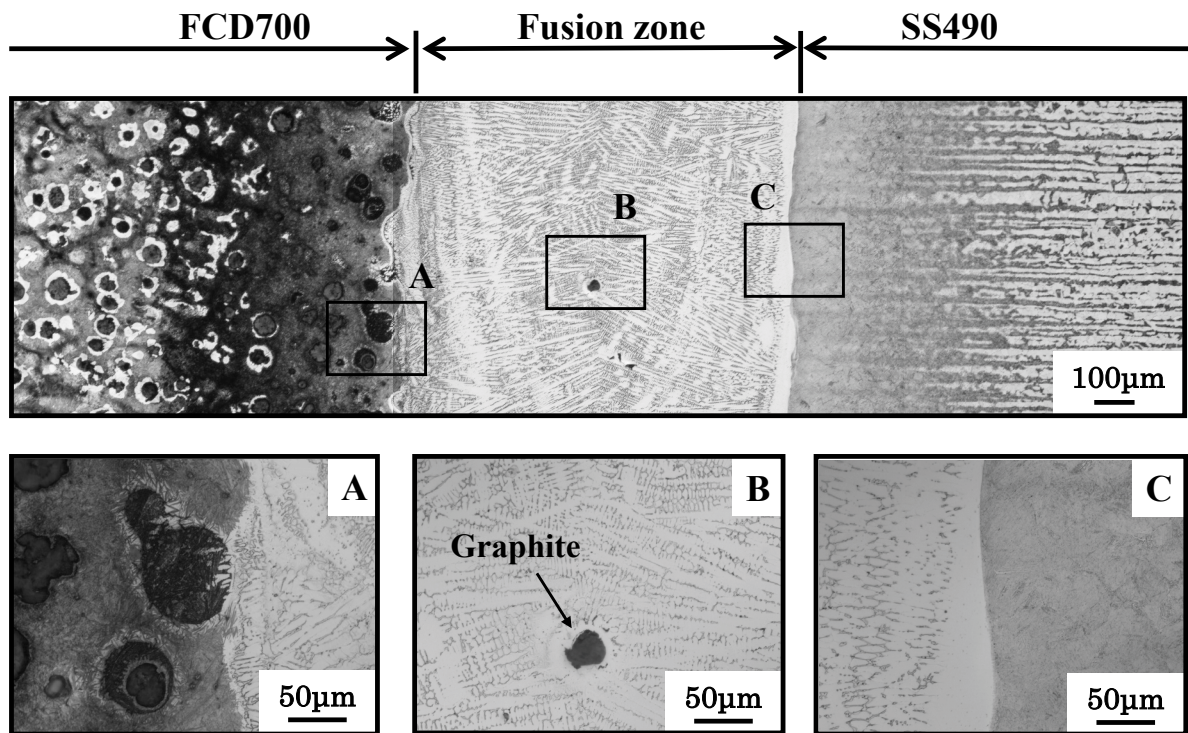
(a) Pure Ni insert-type welds



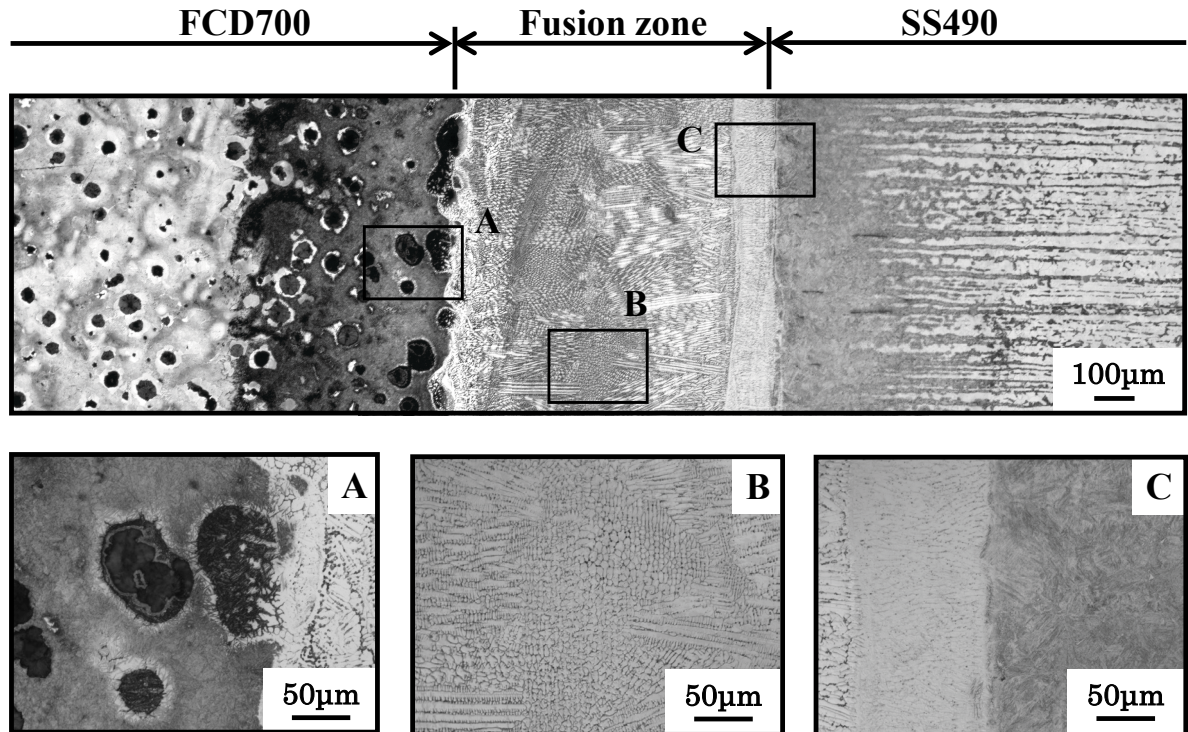
(b) SUS304 insert-type welds

図 4-5 純Ni及びSUS304溶接部のビード横断面上部におけるマイクロ組織





(a) Pure Ni insert-type welds



(b) SUS304 insert-type welds

図 4-6 インサート型溶接部のマイクロ組織

表 4-3 インサート型溶融凝固部の化学成分分析結果 (mass%)

Insert metal	C	Si	Mn	P	S	Mg	Ni	Cr
Pure Ni	0.39	0.80	0.32	0.02	<0.01	0.02	43.78	—
SUS304	0.45	0.95	0.60	0.03	<0.01	0.01	2.91	6.48

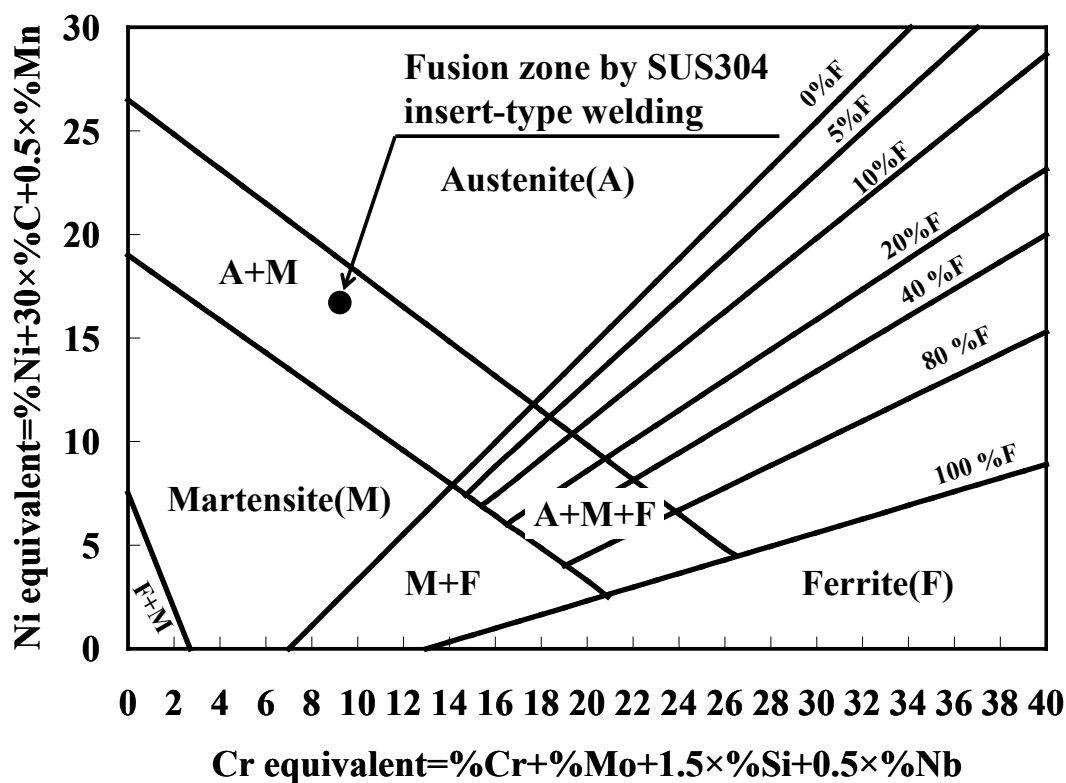
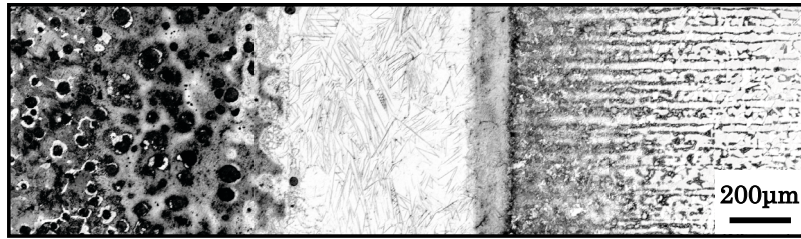


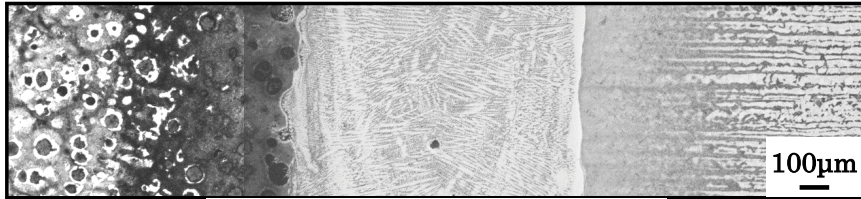
図 4-7 溶融凝固部のシェフラー組織図<sup>62)</sup>

#### 4-3-2. インサート型溶接部の硬さ分布

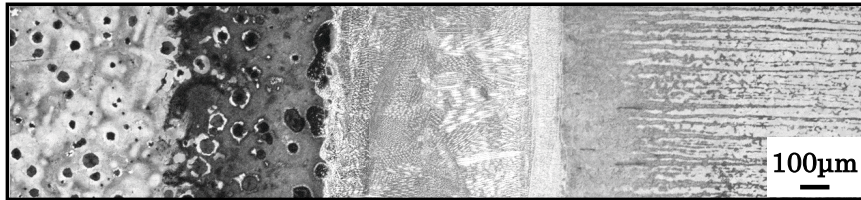
図4-8に直接及びインサート型溶接部の硬さ分布を示す。溶融凝固部の平均硬さは、直接溶接の場合566HV、純Ni溶接の場合235HV、SUS304溶接の場合393HVとなり、直接溶接に比して純Ni及びSUS304溶接の場合に硬さが低下した。特に、純Ni溶接の場合は、溶融凝固部内の硬さは両母材とほぼ同等であった。これは、溶融凝固部の組織が直接溶接の場合は、針状マルテンサイトを生成したのに対し、純Ni溶接の場合は、オーステナイトを生成したためと考えられる。また、溶融凝固部内の最高硬さは、いずれも軟鋼ボンド部から溶融凝固部側へ約0.2mmの範囲で生じ、その値は直接溶接820HV、純Ni溶接323HV、SUS304溶接559HVであった。これより、溶融凝固部と軟鋼熱影響部との硬さの差異は、直接溶接の場合は大であったが、純Ni及びSUS304溶接の場合はインサート材を用いたことによって小であった。一方、球状黒鉛鑄鉄熱影響部の硬さは、いずれも著しく硬化しており、インサート材の効果は認められなかった。これは、いずれも球状黒鉛鑄鉄熱影響部の組織に差異がなかったためと考えられる。



○ : Direct welds



△ : Pure Ni insert-type welds



□ : SUS304 insert-type welds

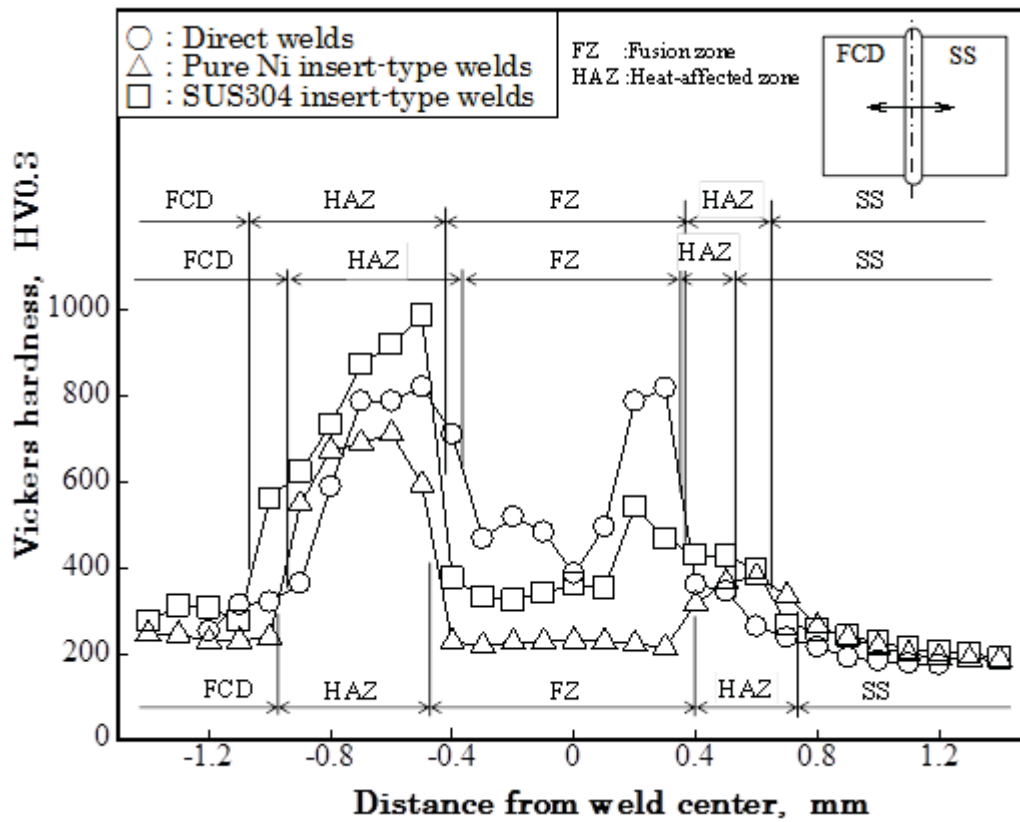


図4-8 各溶接部の硬さ分布



#### 4-3-3. インサート型溶接継手の引張特性

図4-9に母材及び各溶接継手の引張強さと継手効率を示す。継手の引張試験片の本数は、純Ni及びSUS304溶接継手とも8本ずつ行った。純Ni溶接継手の引張強さは、402～463MPaであり、その平均値は425MPaであった。また、SUS304溶接継手の場合は、430～466MPaであり、その平均値は443MPaであった。この場合、軟鋼母材に対する平均継手効率は、純Ni溶接継手の場合81%、SUS304溶接継手の場合84%であり、直接溶接継手の平均継手効率72%に比していずれも大であった。

図4-10に純Ni溶接継手の引張試験後試験片外観、マクロ破面及び破断位置を示す。純Ni溶接継手の引張破断位置は、球状黒鉛鑄鉄ボンド部近傍であり、ほぼ直線的に起こっている。また、破面には若干の凹凸が認められた。

また、純Ni溶接継手の破断位置を詳細に確認するため、同一の溶接継手における、両側の引張破面のSEM観察と面分析を実施した。

図4-11に純Ni溶接継手における球状黒鉛鑄鉄側引張破面のSEM像と面分析の結果を示す。引張破面には、SiとNiがお互い相反する位置にただらに分布していた。また、一部にCが認められた。

図4-12に同一の溶接継手における溶融凝固部側引張破面のSEM像と面分析結果を示す。分析観察位置は、破面の凹部である。SEM像によると、Cは一部で高濃度の箇所が認められ、黒鉛が存在したものと考えられる。Siは、Cに比して観察範囲全域に分布が認められた。また、Niは高濃度の箇所が認められた。なお、Ni濃度の高い箇所に、Siは認められなかった。これより、引張破断位置は、溶融凝固部側破面への球状黒鉛の存在、Si及びNiの分布より、球状黒鉛鑄鉄ボンド部と考えられる。

図4-13にSUS304溶接継手の引張試験後試験片外観、マクロ破面及び破断位置を示す。SUS304溶接継手の引張破断位置は、純Ni溶接継手同様に球状黒鉛鑄鉄ボンド部近傍であり、破断はほぼ直線的に起こっている。破面観察によれば、ほとんど凹凸が認められず、また光沢も見られない。

また、SUS304溶接継手においても、破断位置を詳細に確認するため、同一の溶接継手における、両側の引張破面のSEM観察と面分析を実施した。

図4-14にSUS304溶接継手における球状黒鉛鑄鉄側引張破面のSEM像と面分

析の結果を示す．引張破面には，球状黒鉛及びSiの分布が認められるが，Ni及びCrの分布はほとんど認められなかった．

図 4-15 に同一の溶接継手における球状黒鉛鑄鉄側引張破面の SEM 像と面分析の結果を示す．SEM 像によると，継手の破面は主にへき開破壊の様相を呈していた．また，継手の破面には球状黒鉛が認められた．Si は，黒鉛部以外においてほぼ均一に分布している．なお，Ni 及び Cr の分布は，極めて少ないが，Cr が一部高濃度で存在していた．Cr が存在した箇所には，同様に C の存在も認められるため，Cr 炭化物が生成しているものと考えられる．これより，引張破断位置は，球状黒鉛鑄鉄ボンド部であり，やや熱影響部での破断が多かったものと考えられる．

図 4-16 に直接，純 Ni 及び SUS304 溶接継手の引張破面を比較して示す．直接溶接継手の破面は，破面に凹凸があり，微細なポロシティが認められた．破断位置は，溶融凝固部と軟鋼ボンド部であった．一方，純 Ni 及び SUS304 溶接継手の破断位置は，球状黒鉛鑄鉄ボンド部であり，破面の凹凸は直接溶接に比して少なかった．

図 4-17 に溶接試験後の各溶接継手の断面減少率を示す．直接溶接継手の断面減少率は，球状黒鉛鑄鉄及び溶融凝固部では 0% であり，軟鋼母材部では溶融凝固部から離れるに従って増大する傾向を示した．一方，純 Ni 及び SUS304 溶接継手の断面減少率は，球状黒鉛鑄鉄母材部では 0% であるが，純 Ni 溶融凝固部では 0.89%，SUS304 溶融凝固部では 0.53% を示し，溶融凝固部から軟鋼母材部にかけて著しく増大する傾向を示した．

以上のことから，純 Ni 及び SUS304 溶接継手の引張強さは，直接溶接継手に比して溶融凝固部の硬化防止，並びに組織の改善によって強度が増したものと考えられる．また，純 Ni 及び SUS304 溶接継手は，引張試験後に溶融凝固部及び軟鋼母材部に塑性変形が認められた．これより，純 Ni 及び SUS304 溶接継手は，引張試験時に軟鋼母材部の変形に追従して溶融凝固部も変形したものと推察する．従って，純 Ni 及び SUS304 の場合は，溶融凝固部及び軟鋼ボンド部で破断せず，直接溶接継手に比して強度が増したものと考えられる．しかし，いずれの継手の場合も，球状黒鉛鑄鉄母材部では塑性変形が認められないことから，引張試験時に溶融凝固部と球状黒鉛鑄鉄母材部との間で変形に



差異が生じて、球状黒鉛鑄鉄ボンド部で破断したものと考えられる。

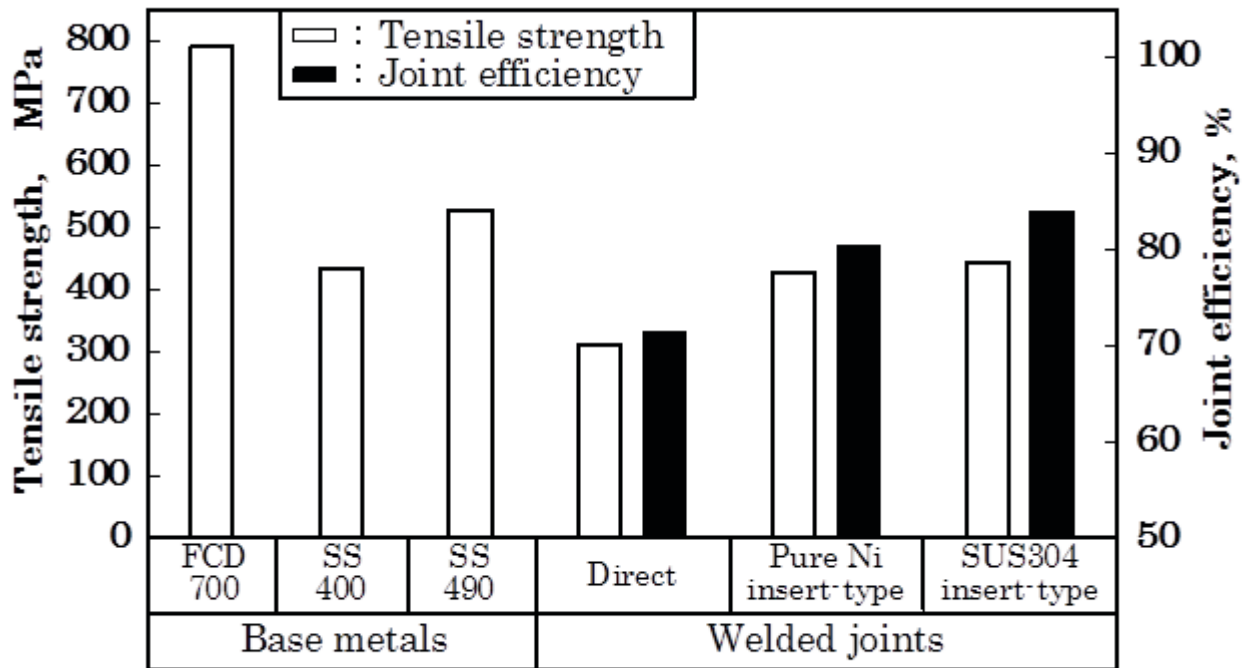
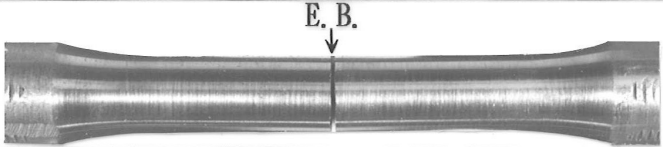

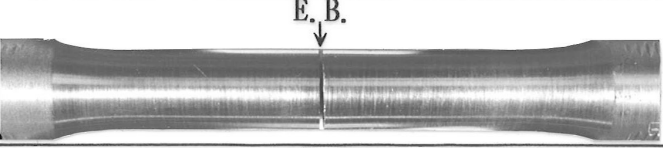

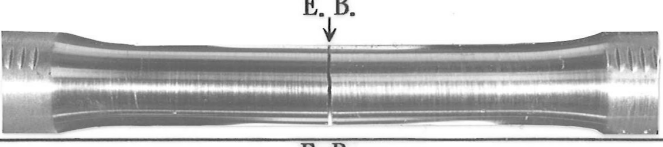
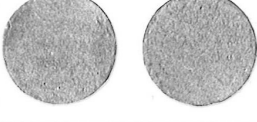
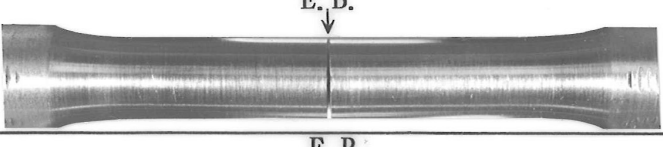

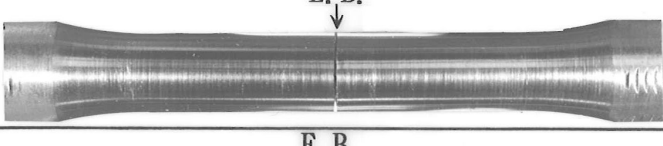
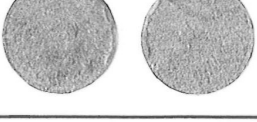
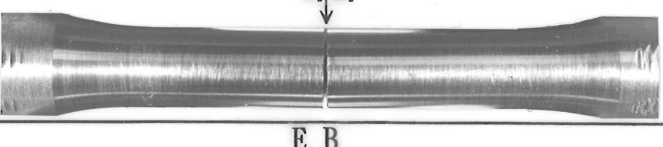

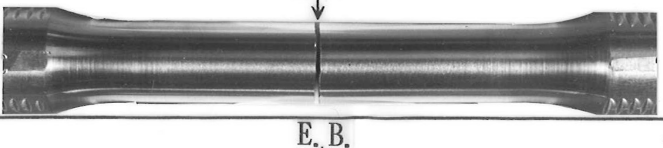
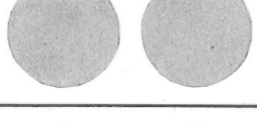
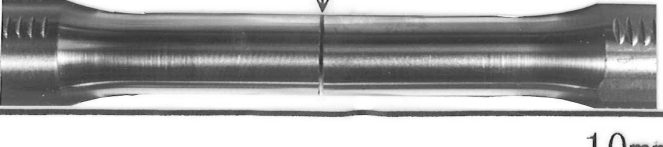



図4-9 母材及び各溶接継手の引張強さと継手効率

No.	Tensile test specimen	Fractured surface	Breaking position
1			Bond of FCD700
2			Bond of FCD700
3			Bond of FCD700
4			Bond of FCD700
5			Bond of FCD700
6			Bond of FCD700
7			Bond of FCD700
8			Bond of FCD700






図 4-10 純Ni溶接継手の引張試験後試験片外観，マクロ破面及び破断位置

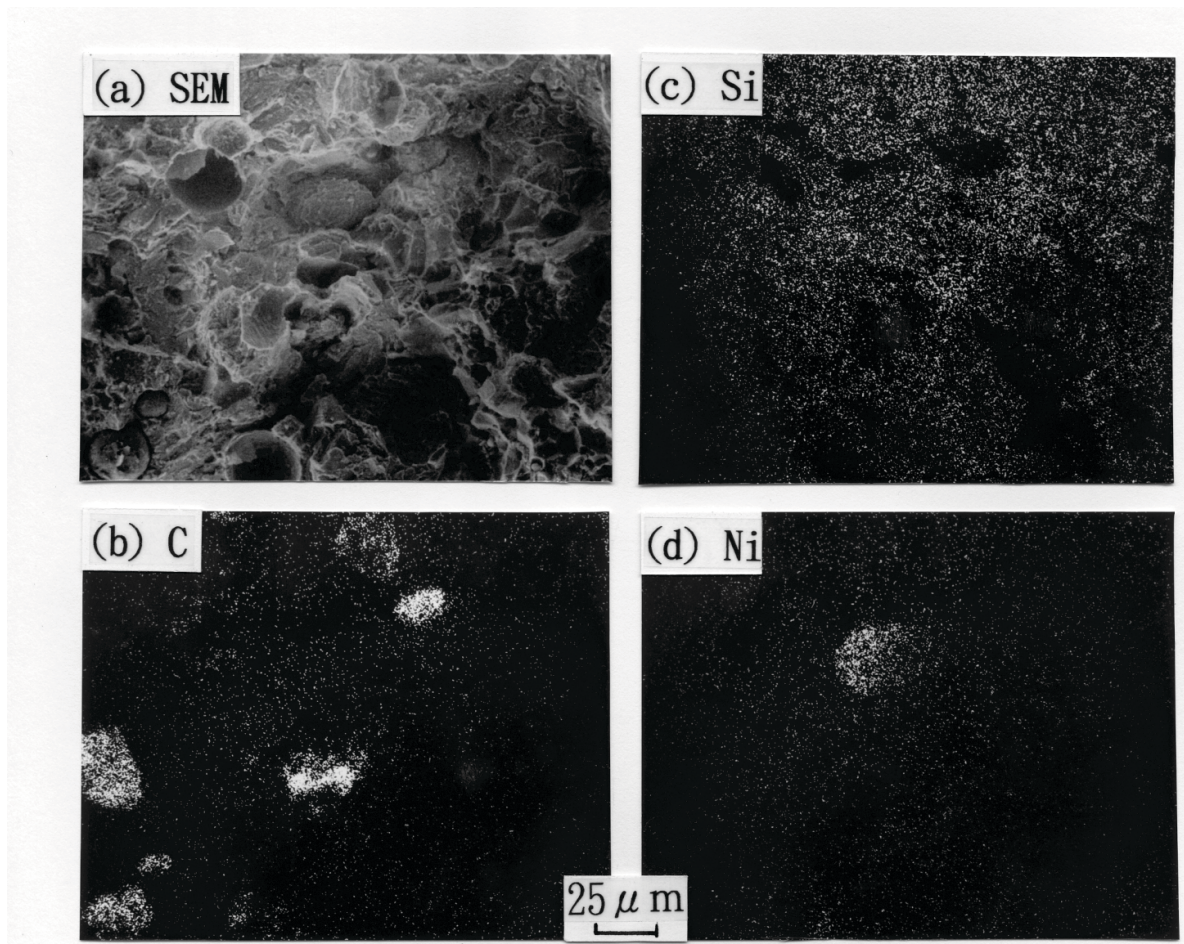


図4-11 純Ni溶接継手における球状黒鉛鑄鉄側引張破面のSEM像と面分析結果



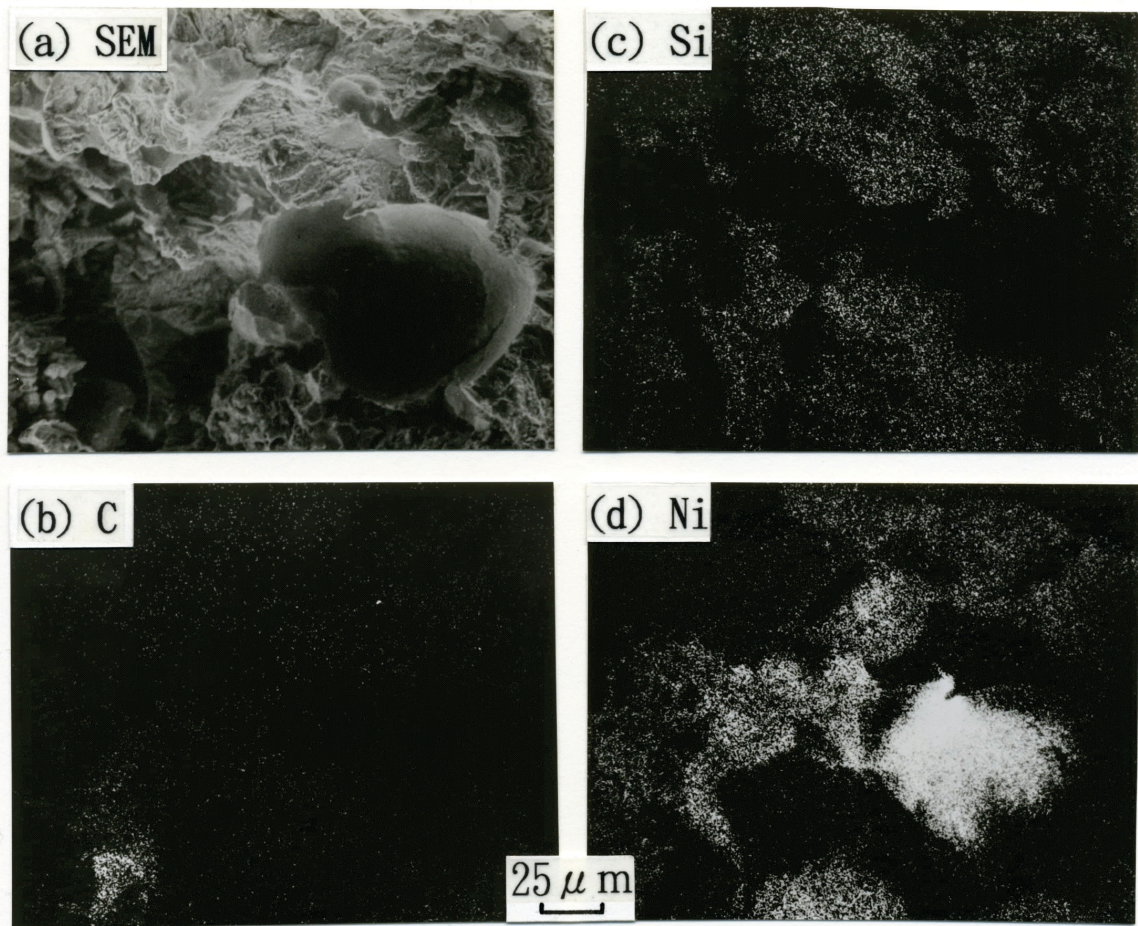
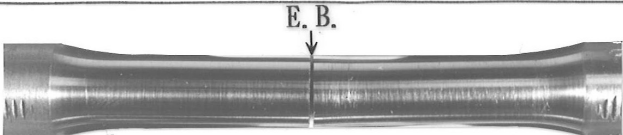

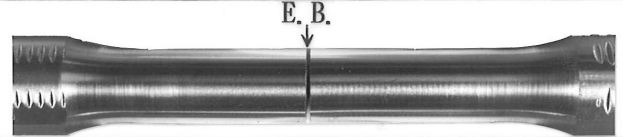
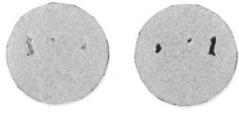
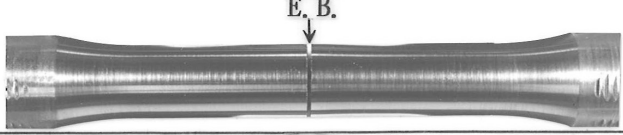

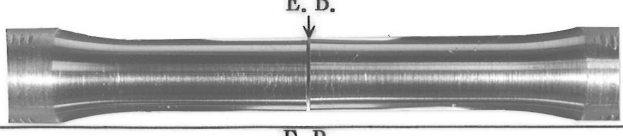

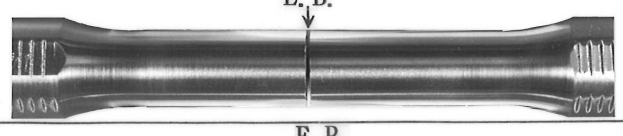
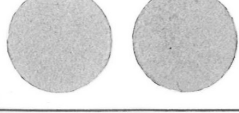
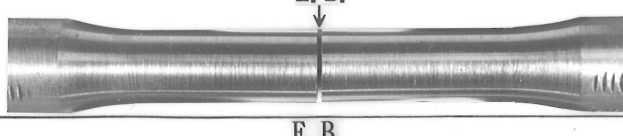
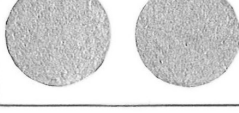
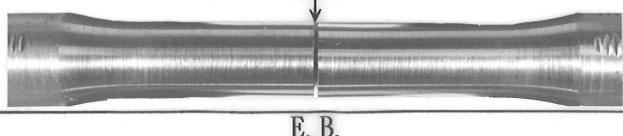
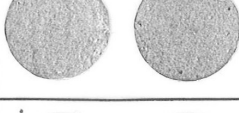
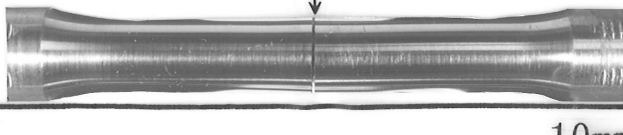



図4-12 純Ni溶接継手における熔融凝固部側引張破面のSEM像と面分析結果

No.	Tensile test specimen	Fractured surface	Breaking position
1			Bond of FCD700
2			Bond of FCD700
3			Bond of FCD700
4			Bond of FCD700
5			Bond of FCD700
6			Bond of FCD700
7			Bond of FCD700
8			Bond of FCD700






図 4-13 SUS304溶接継手の引張試験後試験片外観，マクロ破面及び破断位置

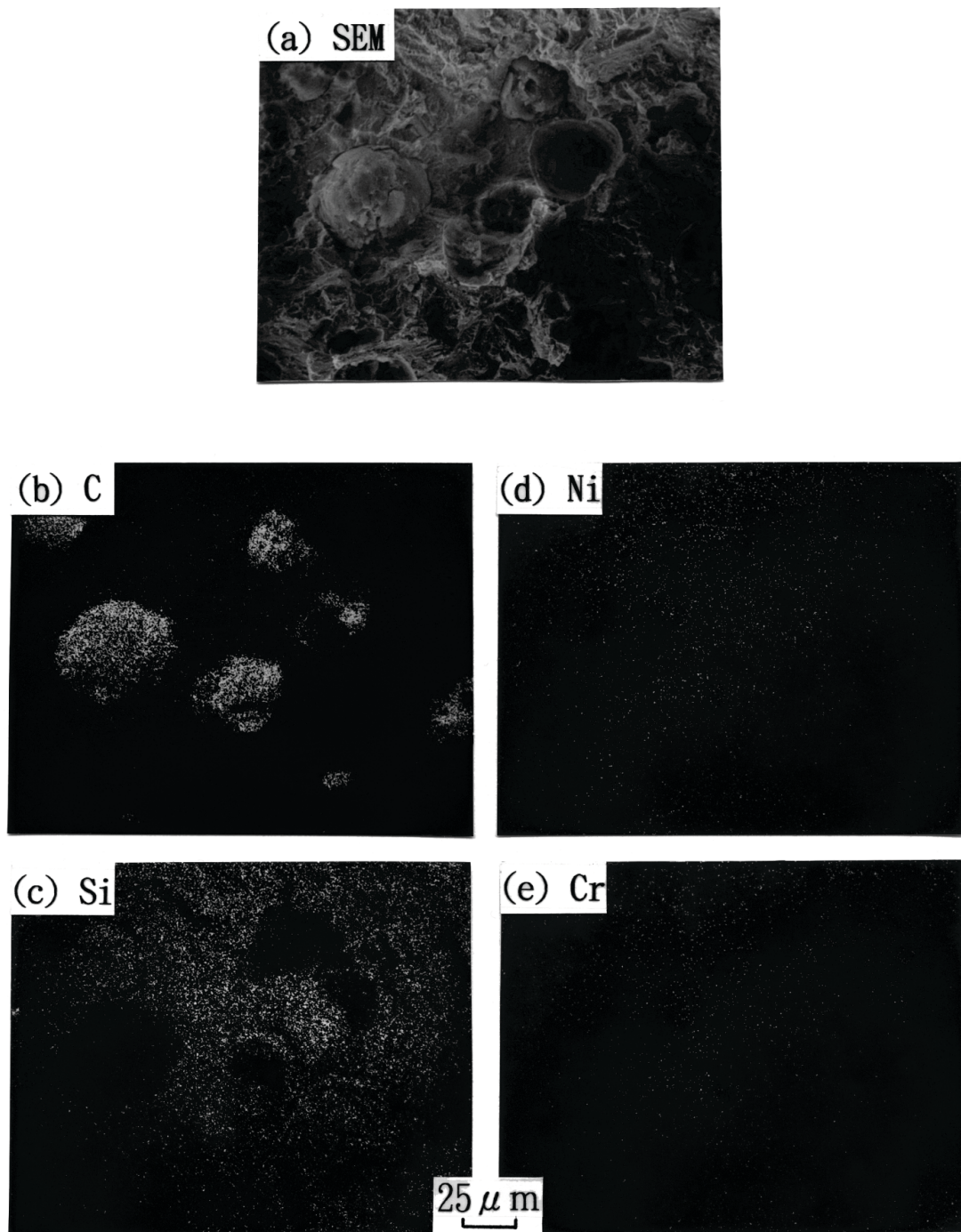


図4-14 SUS304溶接継手における球状黒鉛鑄鉄側引張破面のSEM像と面分析結果



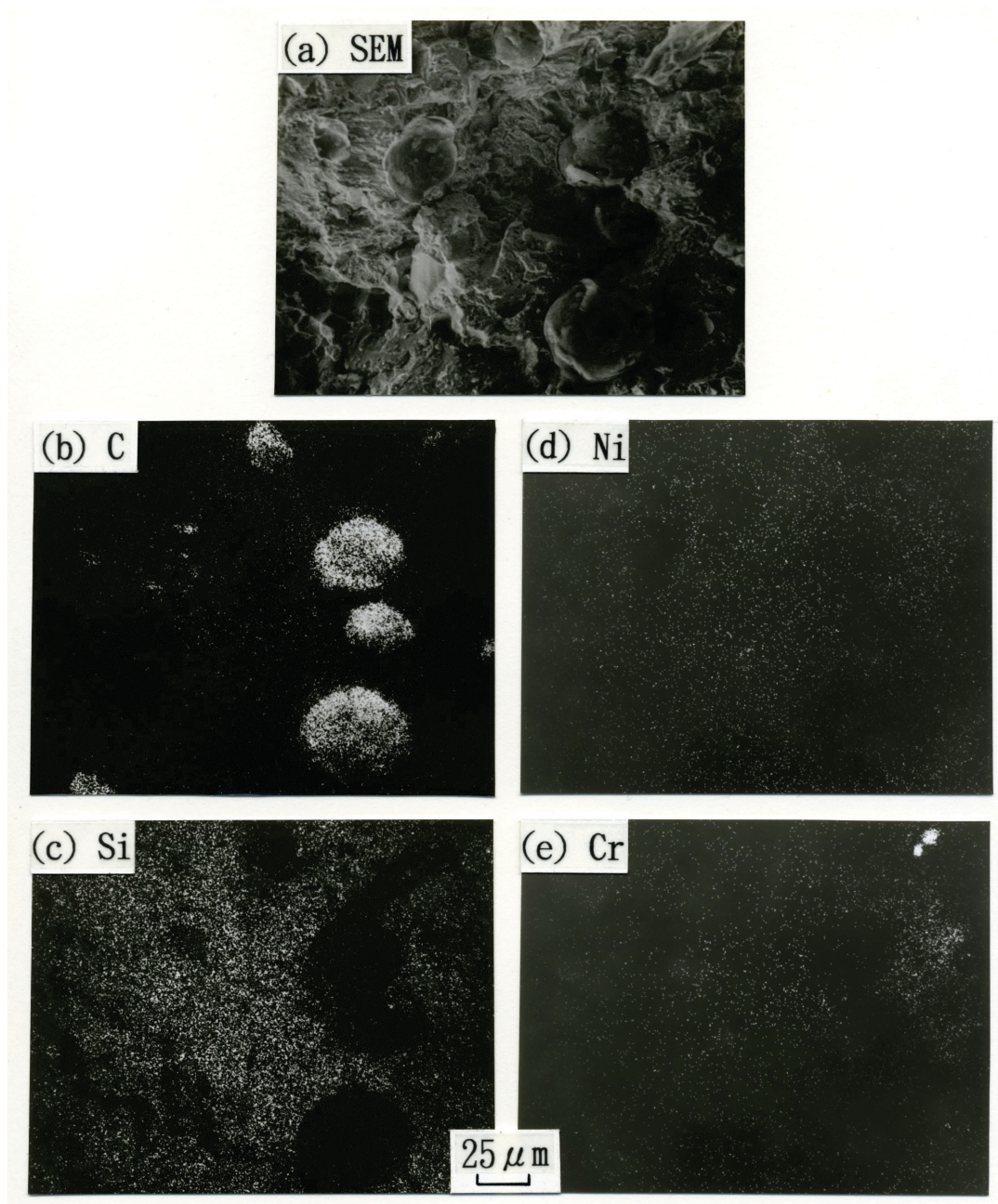
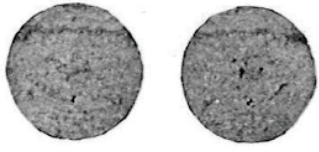
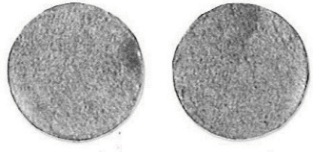
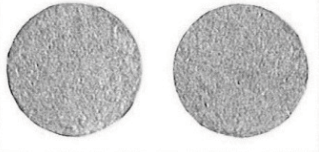


図4-15 SUS304溶接継手における熔融凝固部側引張破面のSEM像と面分析結果

	Direct welded joint	Pure Ni insert-type welded joint	SUS304 insert-type welded joint
Fractured surface			
Breaking position	FZ+ Bond of SS400	Bond of FCD700	Bond of FCD700

10mm

図 4-16 直接，純 Ni 及び SUS304 溶接継手引張破面の比較

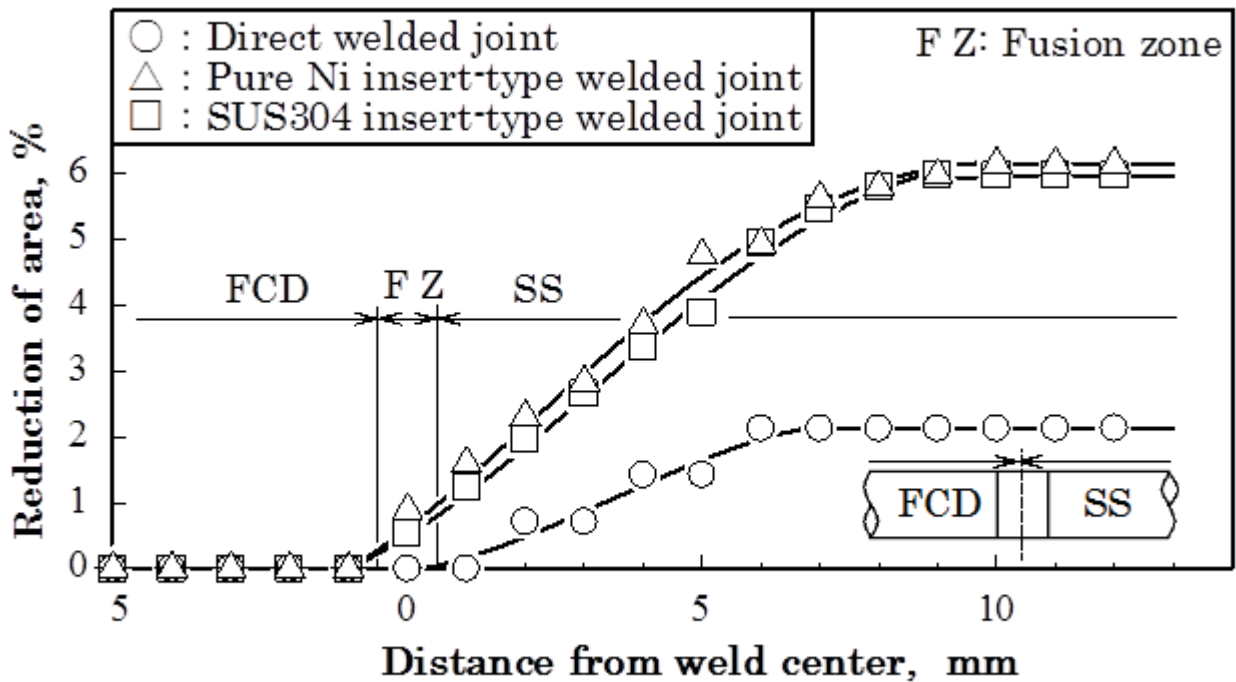


図 4-17 各溶接継手の断面減少率



#### 4-3-4. インサート型溶接継手の衝撃特性

図 4-18 に球状黒鉛鑄鉄母材及び溶接継手の衝撃値と試験温度との関係を示す。純 Ni 及び SUS304 溶接継手の衝撃値は、試験温度 77～373K の範囲でいずれも同様な傾向を示し、試験温度 373K では、純 Ni 溶接継手の場合  $6.8\text{J}/\text{cm}^2$ 、SUS304 溶接継手の場合  $6.7\text{J}/\text{cm}^2$  であった。これより、純 Ni 及び SUS304 溶接継手の衝撃値は、試験温度 248～373K の範囲で、球状黒鉛鑄鉄母材の衝撃値に比して著しく低かった。また、直接溶接継手と純 Ni 及び SUS304 溶接継手との衝撃値には、大きな差異は認められなかった。

図 4-19 に純 Ni 溶接継手、図 4-20 に SUS304 溶接継手の衝撃試験後試験片外観、マクロ破面及び破断位置を示す。溶接継手の衝撃破断位置は、いずれも球状黒鉛鑄鉄ボンド部、球状黒鉛鑄鉄ボンド部＋球状黒鉛鑄鉄熱影響部及び球状黒鉛鑄鉄ボンド部＋球状黒鉛鑄鉄母材部の 3 種類であった。破断経路は、破断位置にかかわらず、いずれも球状黒鉛鑄鉄ボンド部から亀裂が生じ、1) そのまま球状黒鉛鑄鉄ボンド部で破断したもの、2) 途中から球状黒鉛鑄鉄熱影響部にそれたもの、3) 途中から球状黒鉛鑄鉄母材部に大きくそれたものの 3 種類であった。破断経路の距離は、1)、2) 及び 3) の順に増加するので、その衝撃値は 3) の場合が最も大きい値を示した。この傾向は、試験温度 273K 以上において明瞭であった。

図 4-21 に純 Ni 溶接継手の軟鋼側衝撃破面の SEM 像と面分析の結果を示す。継手の破面において C の分布は若干認められるが、Si の分布はほとんど認められない。一方、Ni の分布は、不均一であるが、C 及び Si に比して濃度が高い。よって、純 Ni 溶接継手の衝撃試験における亀裂発生位置は、球状黒鉛鑄鉄ボンド部であることが、破面観察及び面分析から認められた。

図 4-22 に SUS304 溶接継手における球状黒鉛鑄鉄側衝撃破面の SEM 像と面分析の結果を示す。なお、観察位置は、亀裂発生側である。SEM 像によると、継手の破面には球状黒鉛が認められ、さらに Si の分布もほぼ全体に認められた。一方、Ni 及び Cr 濃度は一部で高かった。よって、SUS304 溶接継手の衝撃試験における亀裂発生位置は、純 Ni 溶接継手同様に球状黒鉛鑄鉄ボンド部と判断される。

図 4-23 に試験温度 298K における直接、純 Ni 及び SUS304 溶接継手の衝撃

破面を比較して示す。いずれも破断位置は球状黒鉛鑄鉄ボンド部であった。直接及び SUS304 溶接継手は凹凸の少ない破面形態であったが、純 Ni 溶接継手は、破面の 1 部に球状黒鉛鑄鉄母材部分が認められた。

以上のことから、純 Ni 及び SUS304 溶接継手の衝撃値は、インサート材の有無にかかわらず、球状黒鉛鑄鉄熱影響部が著しく硬化し、そして脆化したため球状黒鉛鑄鉄母材に比して低下したものと考えられる。

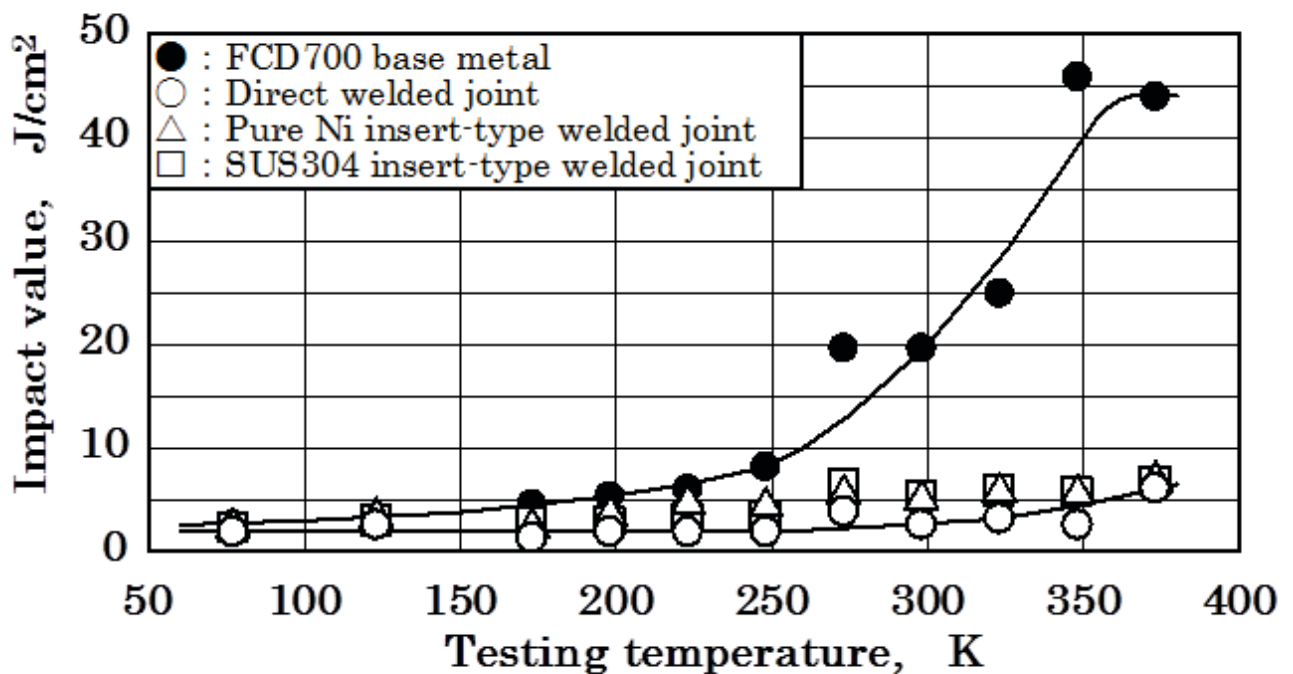
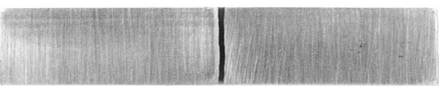
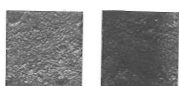
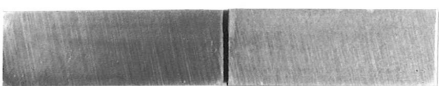
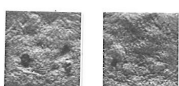
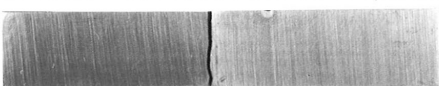
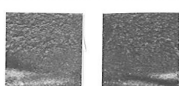
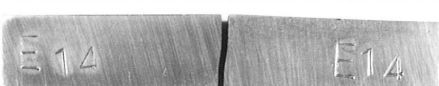
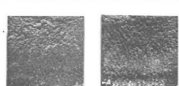


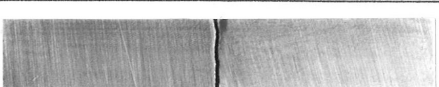
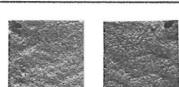
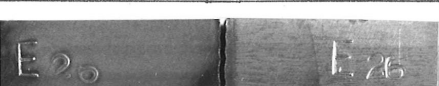
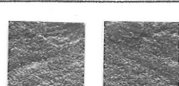
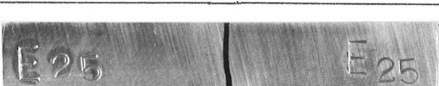
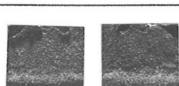


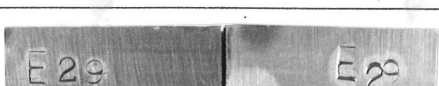

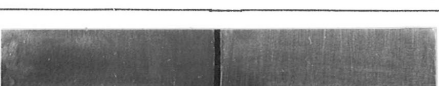



図 4-18 球状黒鉛鑄鉄母材及び溶接継手の衝撃値と試験温度との関係

No.	Testing temperature (K)	Impact test specimen	Fractured surface	Breaking position
1	77			Bond of FCD700
2	153			Bond of FCD700
3	173			Bond of FCD700
4	198			B. M. +bond of FCD700
5	223			B. M. +bond of FCD700
6	248			Bond of FCD700
7	273			Bond of FCD700
8	298			B. M. +bond of FCD700
9	323			Bond of FCD700
10	348			B. M. +bond of FCD700
11	373			B. M. +bond of FCD700



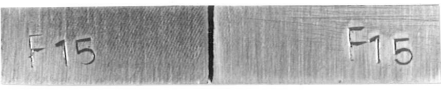


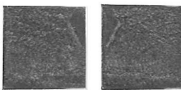
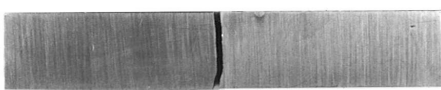
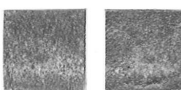
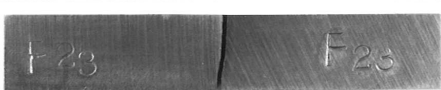
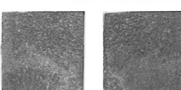

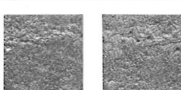
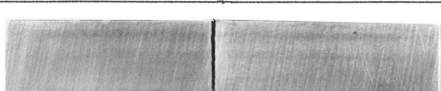
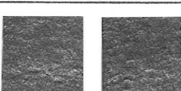
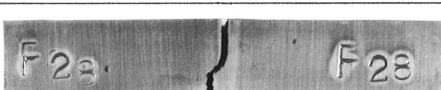
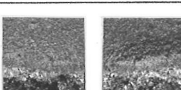

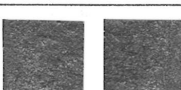
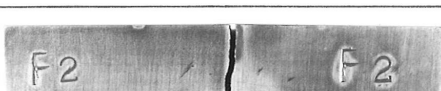
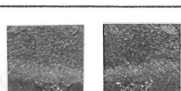
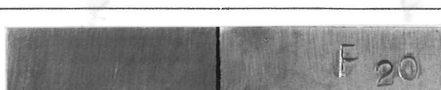
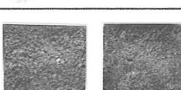
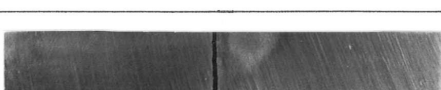
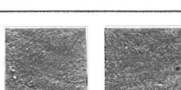



図 4-19 純 Ni 溶接継手の衝撃試験後試験片外観，マクロ破面及び破断位置

No.	Testing temperature (K)	Impact test specimen	Fractured surface	Breaking position
1	77			Bond of FCD700
2	153			Bond of FCD700
3	173			B. M. +bond of FCD700
4	198			B. M. +bond of FCD700
5	223			Bond of FCD700
6	248			Bond of FCD700
7	273			B. M. +bond of FCD700
8	298			Bond of FCD700
9	323			B. M. +bond of FCD700
10	348			Bond of FCD700
11	373			Bond of FCD700

10mm

10mm

図 4-20 SUS304 溶接継手の衝撃試験後試験片外観，マクロ破面及び破断位置

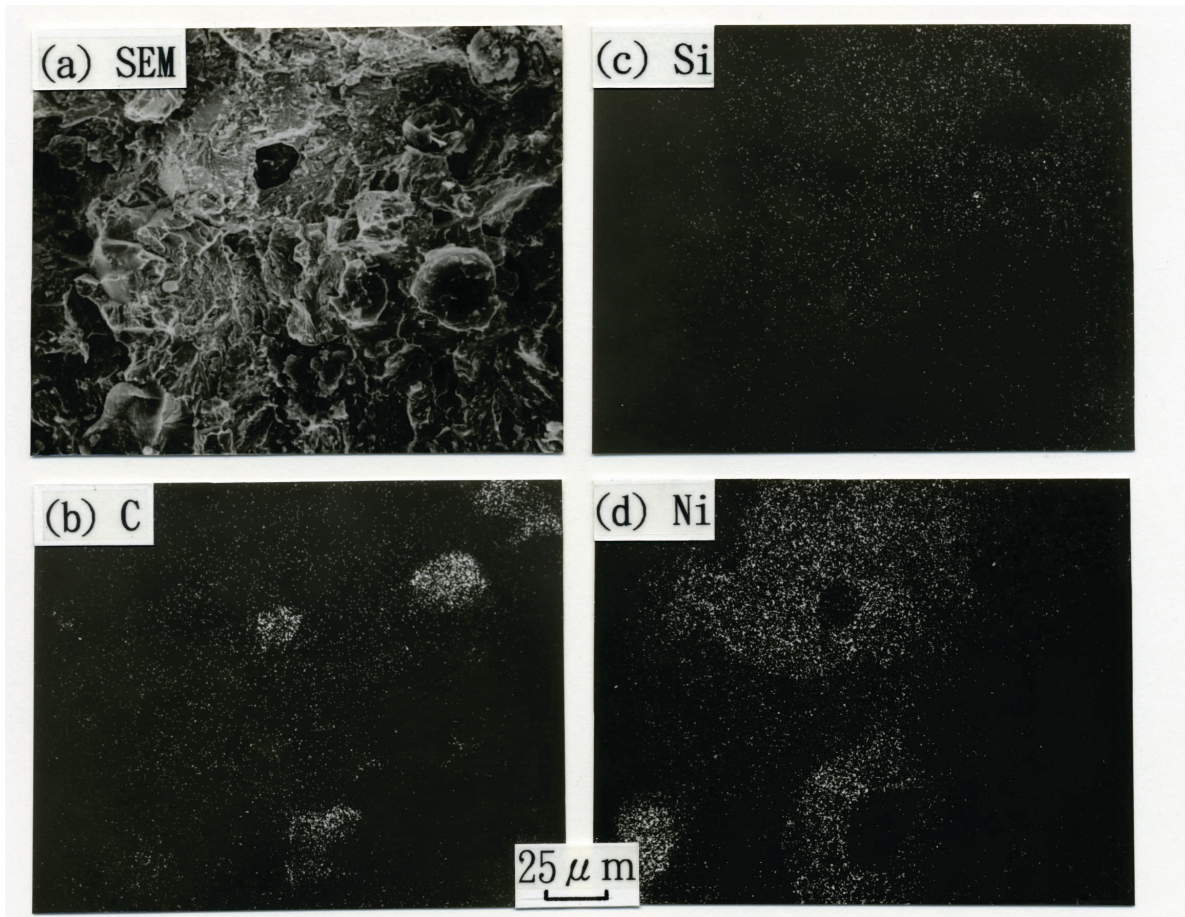


図4-21 純Ni溶接継手における球状黒鉛鑄鉄側衝撃破面のSEM像と面分析結果



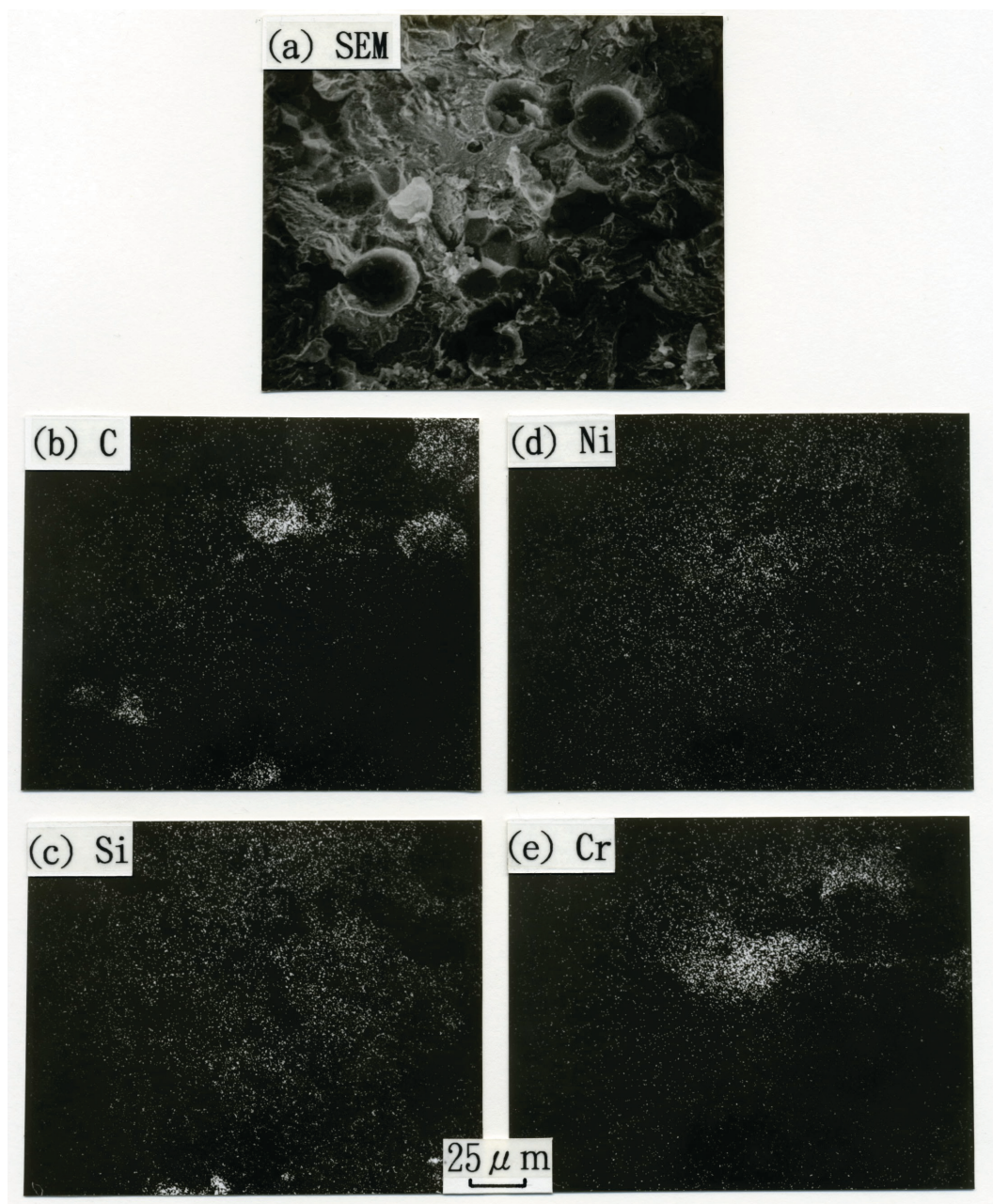
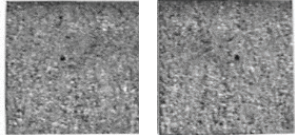
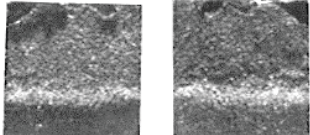
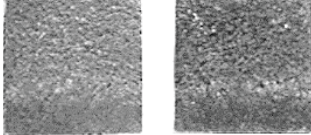


図4-22 SUS304溶接継手における球状黒鉛鑄鉄側衝撃破面のSEM像と面分析結果

	Direct welded joint	Pure Ni insert-type welded joint	SUS304 insert-type welded joint
Fractured surface			
Breaking position	Bond of FCD700	B.M. + Bond of FCD700	Bond of FCD700

10mm

図 4-23 試験温度 298K における直接，純 Ni 及び SUS304 溶接継手の衝撃破面比較



#### 4-3-5. インサート型溶接継手の疲労特性

図 4-24 に球状黒鉛鑄鉄母材及びインサート型溶接継手の S-N 曲線を示す。溶接継手の疲労限度は、純 Ni 溶接継手の場合 266MPa、SUS304 溶接継手の場合 255MPa であり、球状黒鉛鑄鉄母材の 261MPa とほぼ同等であった。なお、この場合の疲労限度比は、純 Ni 溶接継手 0.63、SUS304 溶接継手 0.58 となり、球状黒鉛鑄鉄母材の 0.33 に比して大となった。また、直接溶接継手（FCD700 と SS400 の溶接継手）の疲労限度 209MPa より疲労強度の向上が認められた。

一方、インサート型溶接継手の時間強さは、球状黒鉛鑄鉄母材に比して低かった。純 Ni 溶接継手の疲労破壊は、繰返し応力 272～301MPa の場合に試験片 6 本中 2 本が球状黒鉛鑄鉄ボンド部、1 本が球状黒鉛鑄鉄母材部、3 本が軟鋼母材部であった。また、SUS304 溶接継手の疲労破壊は、繰返し応力 260～297MPa の場合に試験片 8 本中 5 本が球状黒鉛鑄鉄ボンド部、2 本が球状黒鉛鑄鉄母材部、1 本が軟鋼母材部であった。

図 4-25 及び図 4-26 に純 Ni 及び SUS304 溶接継手の疲労試験後試験片外観、マクロ破面及び破断位置を示す。

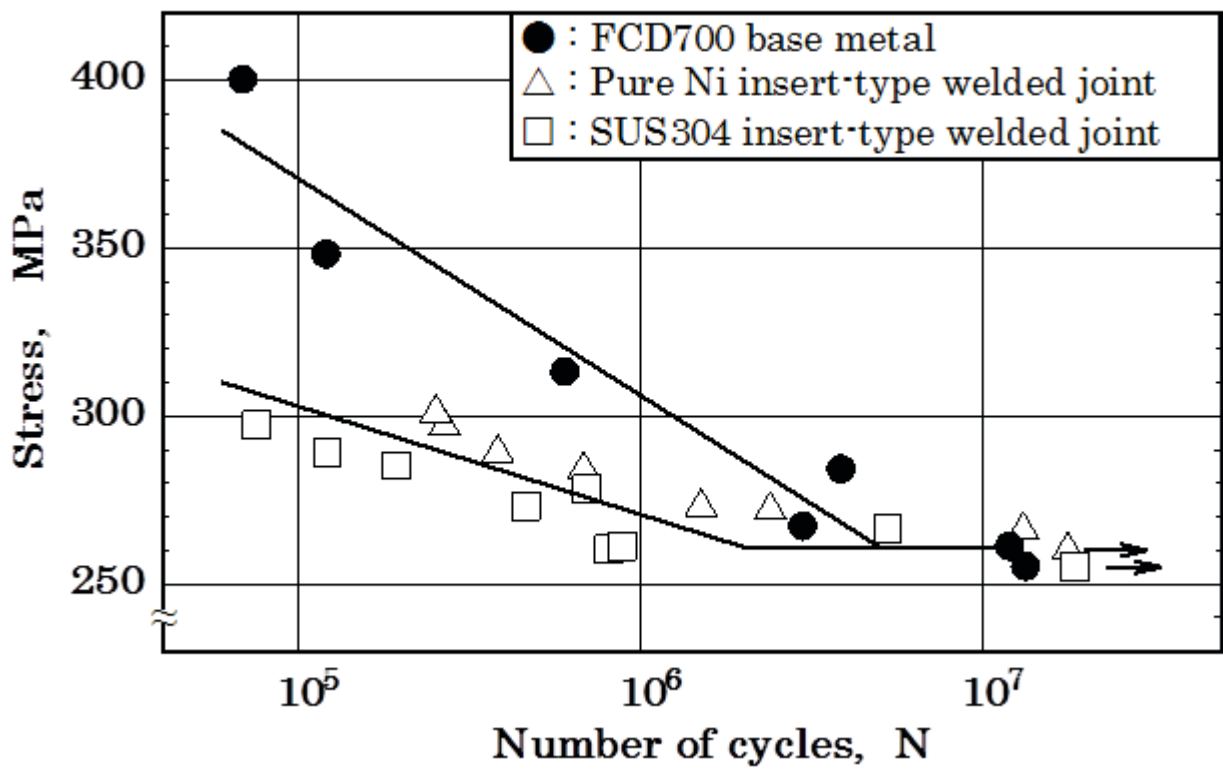
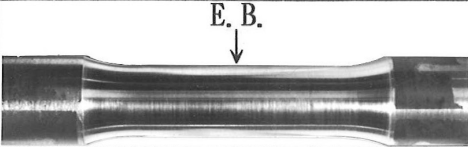


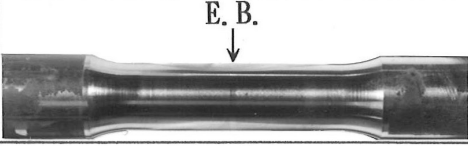
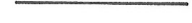

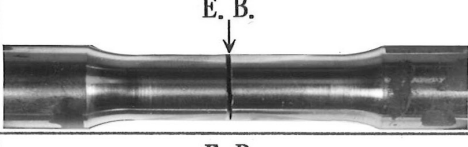
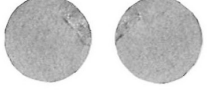
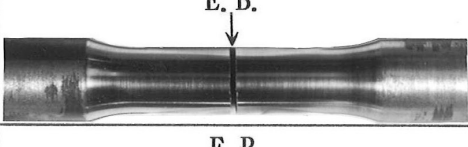

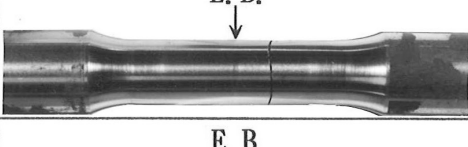
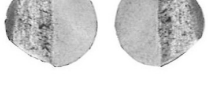
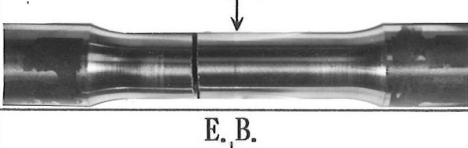

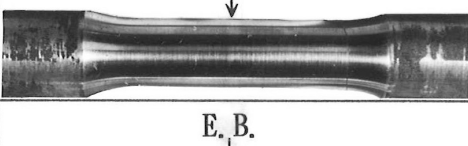

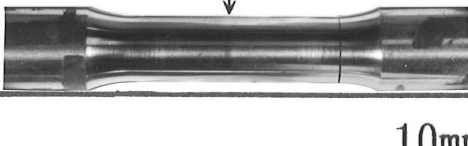



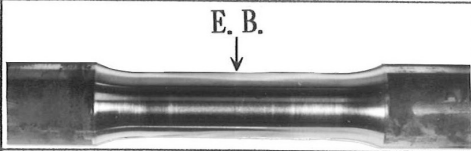


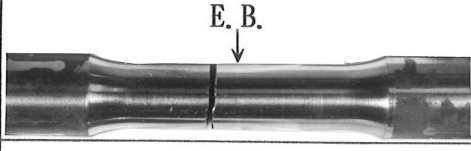

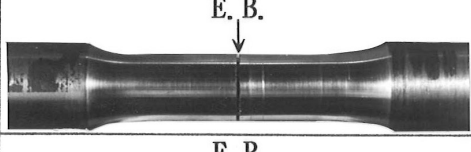

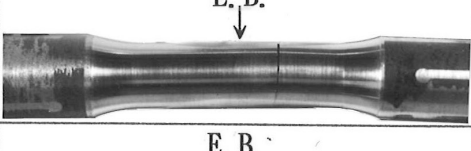

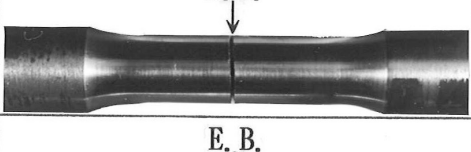

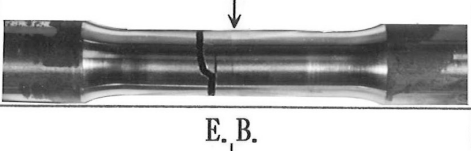
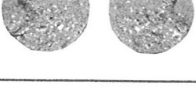
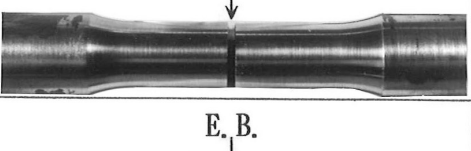

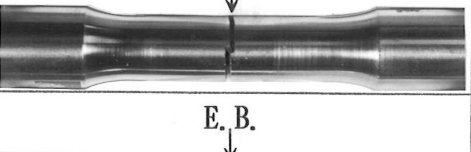



図 4-24 球状黒鉛鋳鉄母材及びインサート型溶接継手の S-N 曲線

No.	Fatigue test specimen	Fractured surface	Breaking position
1			
2			
3			FZ + bond of FCD700
4			FZ + bond of FCD700
5			SS490
6			FCD700
7			SS490
8			SS490

10mm

10mm

図 4-25 純 Ni 溶接継手の疲労試験後試験片外観，マクロ破面及び破断位置

No.	Fatigue test specimen	Fractured surface	Breaking position
1			
2			FCD700
3			Bond of FCD700
4			SS490
5			Bond of FCD700
6			FCD700
7			Bond of FCD700
8			FZ + bond of FCD700
9			Bond of FCD700






図 4-26 SUS304 溶接継手の疲労試験後試験片外観，マクロ破面及び破断位置

#### 4-4. 結言

インサート型電子ビーム溶接した球状黒鉛鋳鉄と軟鋼溶接継手の機械的性質について、二、三検討した。得られた結果を、以下に要約する。

- 1) 純 Ni 及び SUS304 溶融凝固部の組織は、オーステナイト及びオーステナイトとマルテンサイトであった。
- 2) 溶融凝固部の平均硬さは、直接溶接 (566HV) に比して純 Ni 溶接 (235HV) 及び SUS304 溶接 (393HV) の場合に硬さが低下した。また、球状黒鉛鋳鉄熱影響部は、いずれも著しい硬度上昇を示した。
- 3) 純 Ni 及び SUS304 溶接継手の平均継手効率、純 Ni の場合 81%、SUS304 の場合 84% であり、直接溶接継手の 72% より向上した。なお、継手の破断は、すべて球状黒鉛鋳鉄ボンド部から生じた。
- 4) 純 Ni 及び SUS304 溶接継手の衝撃値は、直接溶接継手の衝撃値と同様な傾向を示し、球状黒鉛鋳鉄母材の衝撃値に比して低かった。
- 5) 純 Ni 及び SUS304 溶接継手の疲労限度は、266MPa 及び 255MPa であり、球状黒鉛鋳鉄母材の 261MPa とほぼ同等であった。また、純 Ni 及び SUS304 溶接継手の疲労限度比は、0.63 及び 0.58 であり、球状黒鉛鋳鉄母材の 0.33 より大となった。

溶接継手性能の向上に対して、純 Ni 及び SUS304 インサート材の効果は十分認められた。

## 第 5 章

### 球状黒鉛鑄鉄と軟鋼溶接継手の継手強度に及ぼす予熱及び後熱の効果

#### 5-1. 緒言

第 4 章では，球状黒鉛鑄鉄と軟鋼との I 形突合せ面にインサート材を挿入するインサート型電子ビーム溶接により，溶接割れやポロシティなどの溶接欠陥及び溶融凝固部の硬化が防止可能であることを示した．また，純 Ni 及び SUS304 インサート型溶接継手の軟鋼母材に対する継手効率は，それぞれ試験片 8 本の平均で 81 及び 84% となり，良好な継手強度を示した．一方，溶接継手の衝撃値は，球状黒鉛鑄鉄熱影響部の硬化により球状黒鉛鑄鉄母材に比して著しく低かった<sup>63~64)</sup>．

そこで本章では，SUS304 インサート型溶接継手の靱性改善を目指して，簡便な予熱及び後熱方法を適用して球状黒鉛鑄鉄と軟鋼とのインサート型電子ビーム溶接を行い，インサート型溶接部の組織と強度などについて検討した．

#### 5-2. 実験方法

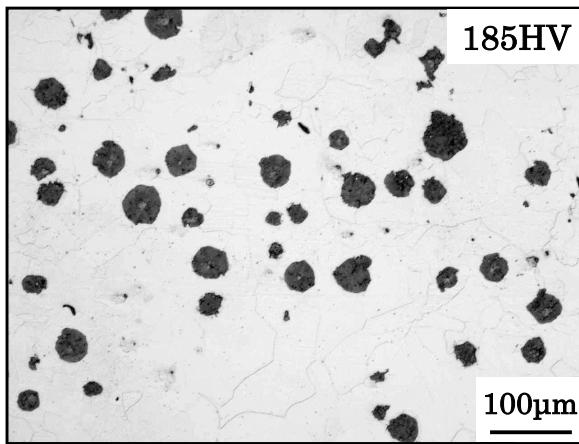
##### 5-2-1. 供試材料

表 5-1 に母材及びインサート材の化学成分と機械的性質を示す．母材には，球状黒鉛鑄鉄（FCD400 相当）と軟鋼（SS400 相当）を用い，またインサート材にはオーステナイト系ステンレス鋼（SUS304）を用いた．母材とインサート材の寸法は，各々  $t6 \times 100 \times 105$ ， $t0.5 \times 6 \times 100$  とした．

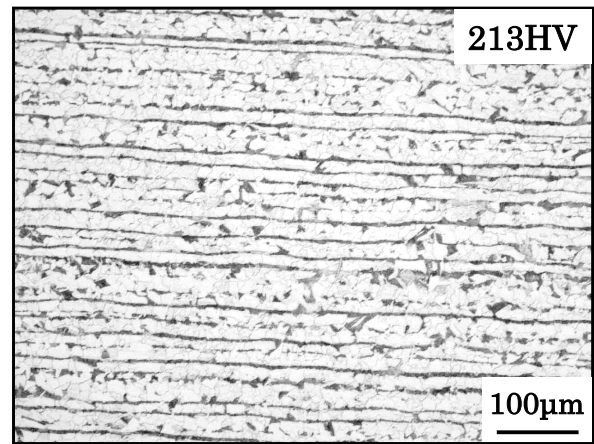
また，図 5-1 に母材及びインサート材のミクロ組織と硬さを示す．球状黒鉛鑄鉄の組織はフェライトであり，硬さは 185HV である．一方，軟鋼の組織はパーライトとフェライトであり，硬さは 213HV である．

表 5-1 母材及びインサート材の化学成分と機械的性質

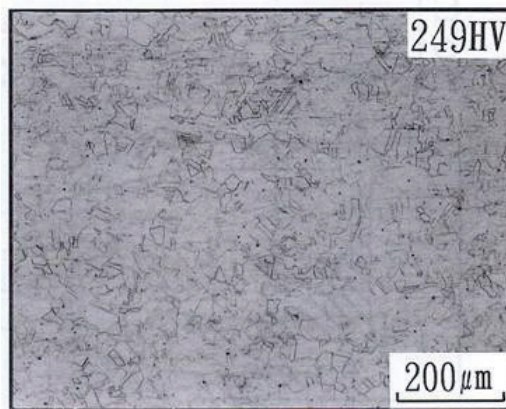
Materials		Chemical composition (mass%)									Mechanical properties	
		C	Si	Mn	P	S	Mg	Ni	Cr	C.E.	T.S. (MPa)	El. (%)
Base metal	FCD400	3.43	3.01	0.17	0.023	0.007	0.037	-	-	4.4	441	22
	SS400	0.14	0.13	0.58	0.017	0.006	-	-	-	-	420	31
Insert metal	SUS304	0.06	0.55	0.97	0.032	0.002	-	8.05	18.20	-	643	63



(a) FCD400



(b) SS400



(c) SUS304

図 5-1 母材及びインサート材のマイクロ組織と硬さ



### 5-2-2. 溶接方法

溶接は、両母材の I 形突合せ面にインサート材を挿入するインサート型電子ビーム溶接を行った。母材及びインサート材は、溶接前に脱磁・脱脂処理を行った後、図 5-2 に示すように、両母材の突合せ面にインサート材を挿入して、I 形突合せ溶接を行った。I 形突合せ継手は、TIG 溶接にて両端を仮止めし、治具でチャンバー内に固定した。

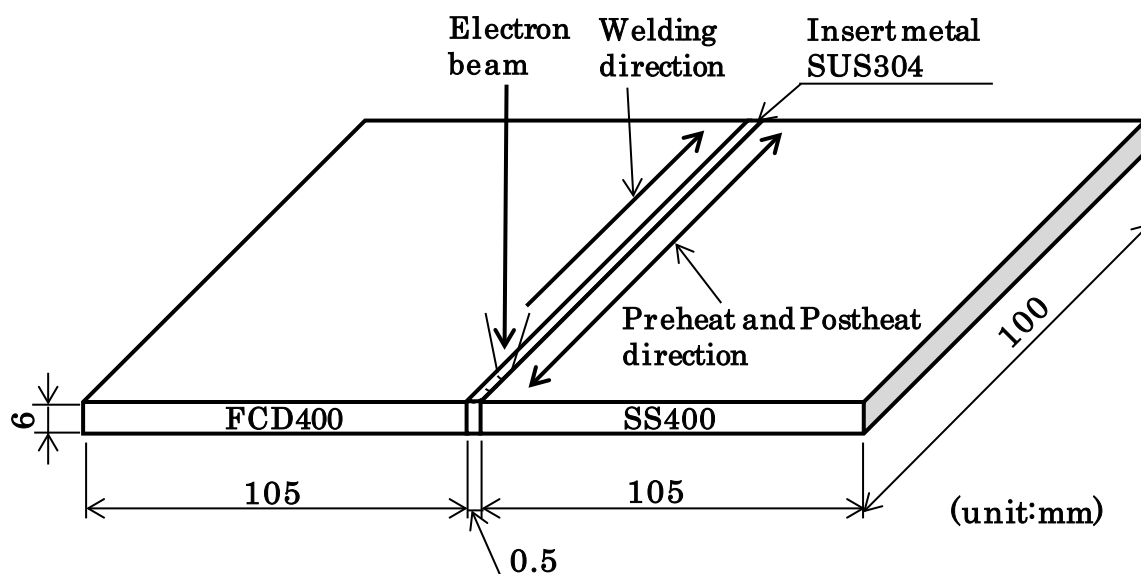


図 5-2 インサート型溶接の継手形状

表 5-2 に溶接条件を示す。溶接は、上方より電子ビームを 1 パス照射して行った。溶接条件は、真空度  $5.33 \times 10^{-2} \text{Pa}$ 、加速電圧 150kV、 $a_b$  値 1.25、溶接速度 1000mm/min を一定とし、ビーム電流は、予熱・後熱なしの場合 21mA、673K 予熱の場合 20mA、723K 及び 923K 予熱の場合 19mA、973K 後熱の場合 21mA とした。

予熱の場合は、予熱温度の上昇とともに若干ビーム電流を小さくした。これらの溶接条件では、溶接ビード表面にアンダカットが生じず、かつ溶接線に対する溶接横断面の溶込み形状が井戸型ビード状となるように、予備試験を行って選定した。溶接終了後、継手はチャンバー内にて 473K まで冷却した後、大気開放して取り出した。

表 5-2 溶接条件

Type of welding	SUS304 insert-type welding				
Preheating temperature	-	673K	723K	923K	-
Postheating temperature	-	-	-	-	973K
Number of passes	1				
Acceleration voltage	150kV				
Vacuum	$5.33 \times 10^{-2}$ Pa				
$a_b$ value	1.25				
Beam current	21mA	20mA	19mA	19mA	21mA
Welding speed	1000mm/min				
Welding heat input	1890J/cm	1800J/cm	1710J/cm	1710J/cm	1890J/cm

## 5-2-3. 予熱方法

球状黒鉛鑄鉄と軟鋼とのインサート型電子ビーム溶接では，溶接時の急熱・急冷によって，球状黒鉛鑄鉄の熱影響部にレデブライトやマルテンサイトが生成し，著しく硬化する<sup>63)</sup>．そこで，溶接後の急冷を防止するため，電子ビームを利用して溶接部の予熱を行った．糸村らは，球状黒鉛鑄鉄のアーケ溶接における予熱の効果を，インプラント試験により調べており，予熱温度 573K 以上で限界破断応力が改善することを示している<sup>65)</sup>．これより，本研究では予熱温度を 673K，723K 及び 923K に選定した．

表 5-3 に予熱条件を示す．予熱は，焦点をぼかした電子ビーム ( $a_b$  値 20) を溶接線上に繰返し照射する方法で実施した．予熱温度 673K の場合ビーム照射回数 6 回，723K の場合ビーム照射回数 8 回でビーム電流 12mA とした．また，予熱温度 923K の場合ビーム照射回数 10 回でビーム電流 15mA とし，ビームオシレーションを行った．

予熱温度は，裏波ビード側の球状黒鉛鑄鉄側母材に取り付けた熱電対で測定した．図 5-3 に熱電対取り付け位置を示す．熱電対は，シース線径  $\phi 1.0$  の K 型熱電対を使用した．

表 5-3 予熱条件

Type of welding	SUS304 insert-type welding		
Preheating temperature	673K	723K	923K
Number of passes	Three-pass	Four-pass	Five-pass
Acceleration voltage	150kV		
Vacuum	$5.33 \times 10^{-2} \text{Pa}$		
$a_b$ value	20		
Beam current	12mA		15mA
Ossilation	Without		With
Welding speed	1000 mm/min		

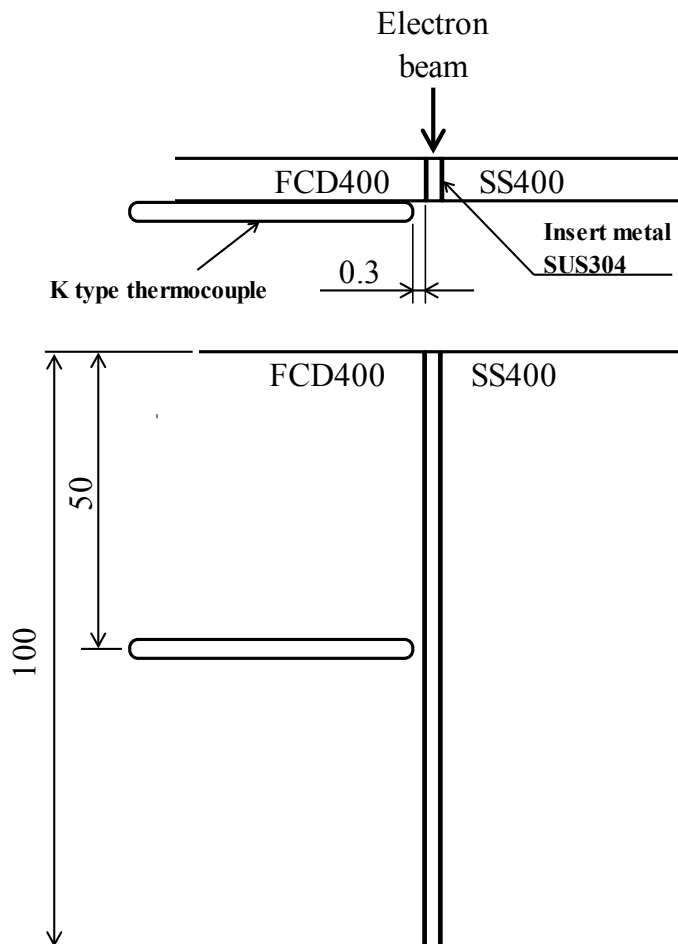


図 5-3 熱電対取付け位置

#### 5-2-4. 後熱方法

球状黒鉛鑄鉄のインサート型電子ビーム溶接の場合，溶接後 973K×1h の焼なまし処理を行うと，熱影響部のマルテンサイトが微細黒鉛と球状 Fe<sub>3</sub>C に分散してフェライト化することが報告されている<sup>34)</sup>．本実験では，溶接後直ちに電子ビームを利用して溶接部の再加熱を行い，球状黒鉛鑄鉄熱影響部におけるレデブライト及びマルテンサイトの消失を試みた．

表5-4に後熱条件を示す．後熱は，溶接終了後，直ちに焦点ぼかしを行った電子ビーム (a<sub>b</sub>値20) を溶接線上に7回照射し，溶接部の再加熱を行った．なお，7回の照射回数は，予備試験にて溶接部の再溶融が生じない範囲で可能な限り，ビームを照射できる条件として選定した．

表5-4 後熱条件

Type of welding	SUS304 insert-type welding
Postheating temperature	973K
Number of passes	Three and half-pass
Acceleration voltage	150kV
Vacuum	5.33×10 <sup>-2</sup> Pa
a <sub>b</sub> value	20
Beam current	15mA
Ossilation	With
Welding speed	1000 mm/min

#### 5-2-5. インサート型溶接部の温度測定

図 5-4 にインサート型溶接部の温度測定結果を示す．673K 予熱では，焦点ぼかしを行った電子ビームを溶接部中央に繰り返し照射することにより，約 850K まで加熱した後，自然冷却して 673K に低下した時点で，溶接施工を行った．同様に，723K 予熱では，約 900K まで加熱した後自然冷却して 723K に低下した時点で，923K 予熱では，約 1050K まで加熱した後，自然冷却して 923K に低下した時点で，溶接施工を行った．973K 後熱は，予熱を行わずに常温で溶接を行い，溶接後直ちに焦点ぼかしを行った電子ビームを溶接線上に繰り返し照射して 973K まで再加熱した．

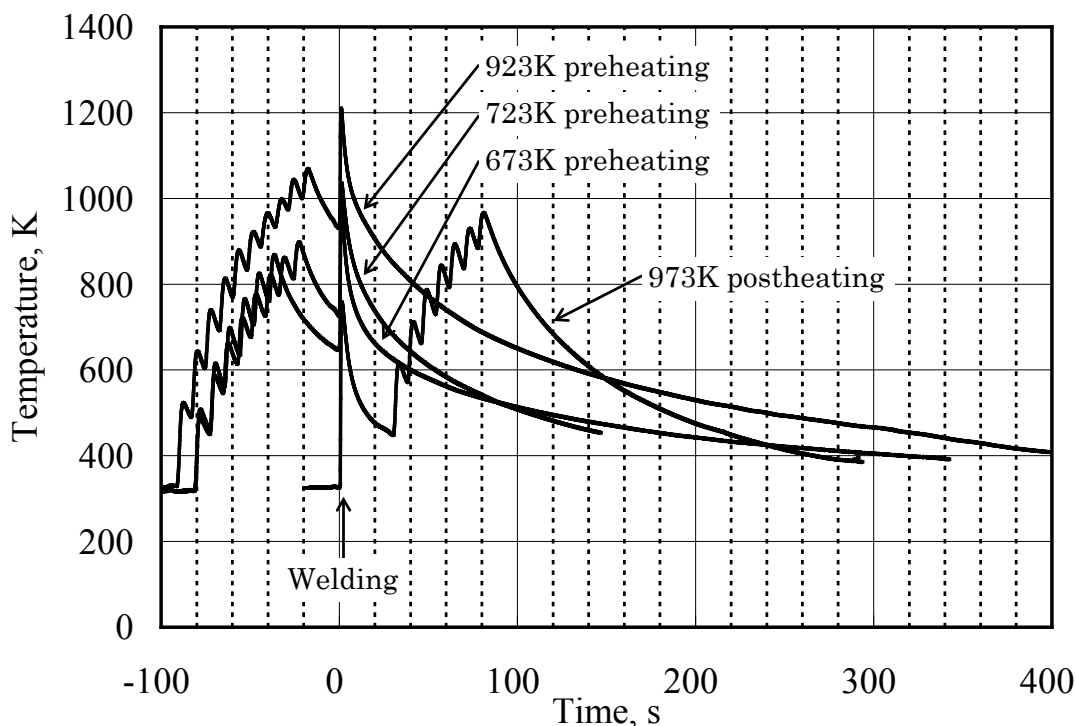


図 5-4 インサート型溶接部の温度測定結果

#### 5-2-6. インサート型溶接部のマクロ・ミクロ組織観察

溶接終了後，溶接ビードの表面及び裏波ビードをマクロ観察した．インサート型溶接部のミクロ組織観察は，溶接横断面をエメリーペーパーにて研磨し，腐食後光学顕微鏡で観察した．球状黒鉛鉄母材部及び熱影響部は，3% ナイタル液にて腐食した．

#### 5-2-7. インサート型溶接継手の材料試験

熱処理したインサート型溶接継手の材料試験では，マイクロビッカース硬さ試験，引張試験及びシャルピー衝撃試験を実施した．引張試験の試験片の本数は，予熱・後熱なしの場合 1 本，623K 予熱の場合 3 本，それ以外の条件では 2 本とした．引張試験片は溶接終了後，溶接スタート部とクレータ部を除いた安定したビード部から，溶接線に対して直角に，溶接部が試験片の中央に位置するように採取し，図 5-5 に示す引張試験片（JIS Z2241 14B 号試験片に準ずる）に機械加工した．衝撃試験には，シャルピー衝撃試験を実施

した。試験本数は、予熱・後熱なし及び 623K 予熱の場合に 4 本，それ以外の条件では 3 本とし，試験温度はいずれも 298K とした。衝撃試験片は，図 5-6 に示す V ノッチシャルピー衝撃試験片（JIS Z2242 V ノッチ試験片，サブサイズ 2.5mm）に機械加工した。採取位置は引張試験片と同様とした。V ノッチ位置は，溶接中央部とした。

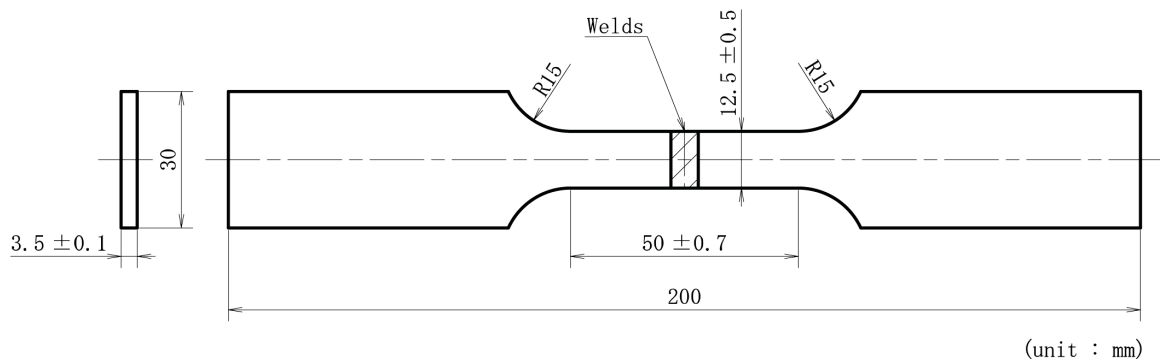


図 5-5 引張試験片の形状

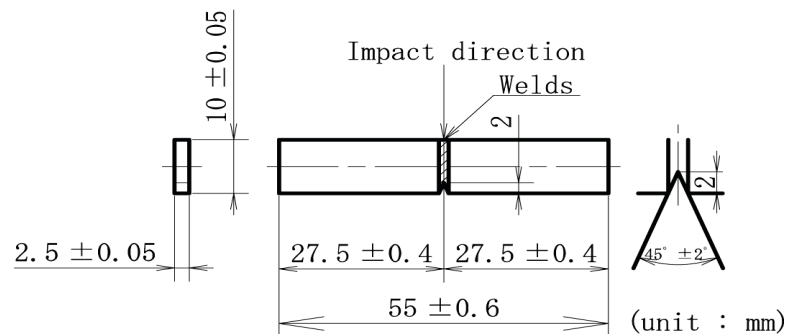


図 5-6 衝撃試験片の形状

#### 5-2-8. インサート型溶接継手の衝撃破面側面のミクロ組織観察

インサート型溶接継手の衝撃試験後に，衝撃破面側面のミクロ組織観察を行った。これにより，継手材の破壊の起点及び経路を調べた。

### 5-3. 実験結果及び考察

#### 5-3-1. インサート型溶接部の組織観察

インサート型溶接部のビード外観は，表面及び裏波ビードとも溶接割れや極端なアンダカットなどの溶接欠陥が認められず，良好であった．

本実験では，SUS304 インサート型溶接継手の靱性改善を目指して，簡便な予熱及び後熱を適用した場合の電子ビーム溶接を行った．本予熱及び後熱処理は，球状黒鉛鑄鉄の熱影響部の硬化防止を狙ったものである．そこで，インサート型溶接部のマイクロ組織観察は，特に球状黒鉛鑄鉄の熱影響部に着目して行った．

図 5-7 に球状黒鉛鑄鉄ボンド部のマイクロ組織（予熱・後熱なし）を示す．球状黒鉛鑄鉄熱影響部の組織は，予熱・後熱なしの場合，黒鉛周囲にレデブライトが認められ，レデブライトの周囲にマルテンサイトが生成した．また，黒鉛が存在しない部分ではフェライトが認められた．レデブライトの生成範囲は，ボンド部から  $100\mu\text{m}$  ほどであった．

図 5-8～5-10 に予熱を適用した場合の球状黒鉛鑄鉄ボンド部のマイクロ組織を示す．ボンド部近傍の黒鉛周囲のレデブライトは，予熱なしに比して生成範囲が広くなり，その傾向は予熱温度の上昇とともに大となった．各予熱温度におけるレデブライトの生成範囲は， $673\text{K}$  の場合にボンド部から  $150\mu\text{m}$ ， $723\text{K}$  の場合に  $200\mu\text{m}$ ， $923\text{K}$  の場合に  $300\mu\text{m}$  ほどであった．このレデブライトは，溶接中に黒鉛から周囲への炭素拡散により，基地の炭素濃度が増加して融点が下がり，いわゆる組成的液化現象が起こって溶融し，冷却過程において準安定状態のレデブライト共晶組織となった部分と考えられている<sup>63)</sup>．これより，予熱温度の上昇に伴って，熱影響部における黒鉛周囲の溶融範囲が広がったため，レデブライトの生成範囲が拡大したものと考えられる．また，予熱温度  $923\text{K}$  の場合，熱影響部のボンド部近傍では，フェライトがほとんど認められなかった．レデブライト内のパーライトは， $723\text{K}$  予熱及び  $923\text{K}$  予熱の場合に，若干多く認められた．これは，レデブライト共晶組織内のオーステナイトから共析変態にて析出したものと考えられる．

次に，レデブライト周囲のマルテンサイトは， $723\text{K}$  予熱の場合，レデブライト周囲の一部でパーライトの様相を呈した．さらに， $923\text{K}$  予熱では，レデ



ブライイト周囲にマルテンサイトは認められず，パーライトであった．

図 5-11 に 973K 後熱を適用した場合の球状黒鉛鑄鉄ボンド部のマイクロ組織を示す．ボンド部近傍のレデブライイトの生成範囲は，予熱・後熱なしの場合とほぼ同様であった．しかし，レデブライイト内には，723K 及び 923K 予熱の場合と同様に，内部にパーライトが認められた．また，レデブライイトの周囲では，マルテンサイトの生成は認められず，パーライトの様相であった．また，黒鉛が存在しないボンド部近傍においても予熱・後熱なしの場合と同様にフェライトが認められた．

以上のことから，本試験の範囲内では，予熱・後熱を適用した場合，球状黒鉛鑄鉄熱影響部における黒鉛周囲のレデブライイトの晶出を防止出来なかった．予熱の場合では，予熱温度が高いほどレデブライイトの晶出と黒鉛形状の加熱による変形が顕著であり，生成範囲が拡大した．一方，後熱の場合は，レデブライイトの晶出は，予熱・後熱なしの場合とほぼ同様の生成範囲であった．また，723K 予熱，923K 予熱及び 973K 後熱の場合，レデブライイト内には，パーライトが認められた．

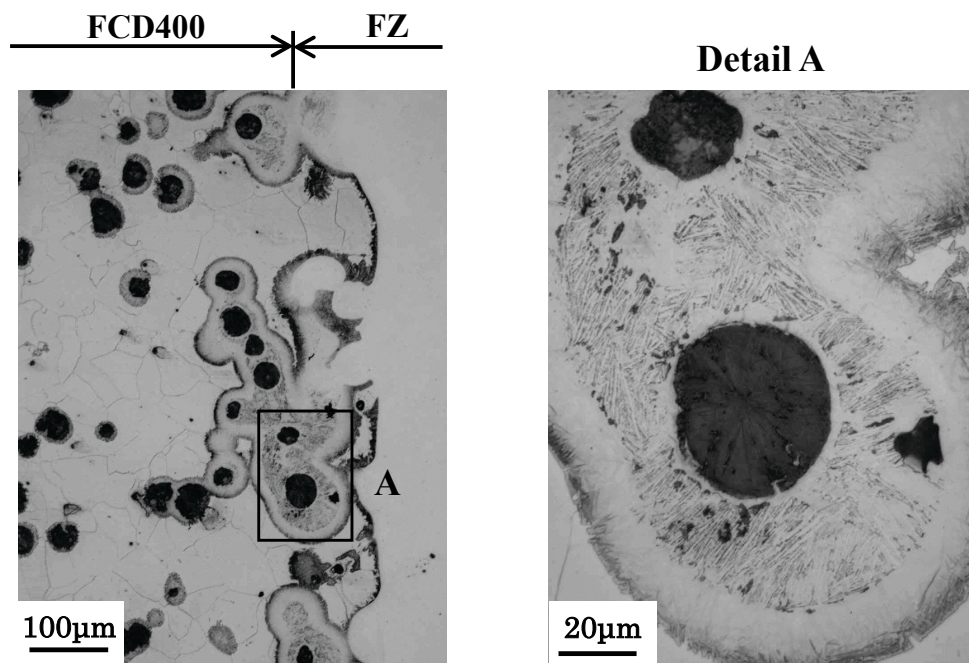


図 5-7 球状黒鉛鋳鉄ボンド部のマイクロ組織（予熱・後熱なし）

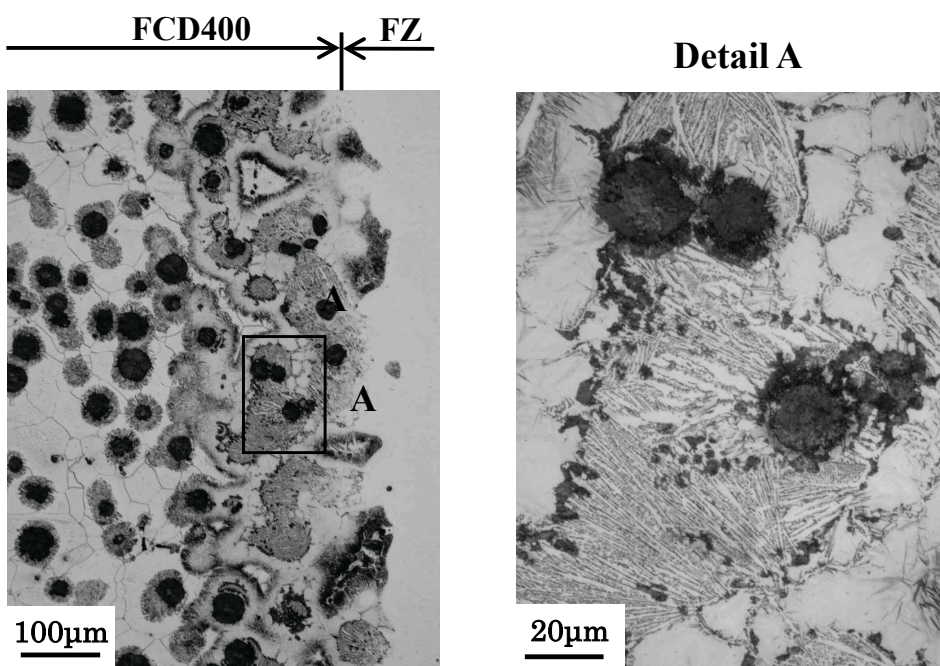


図 5-8 球状黒鉛鋳鉄ボンド部のマイクロ組織（673K 予熱）

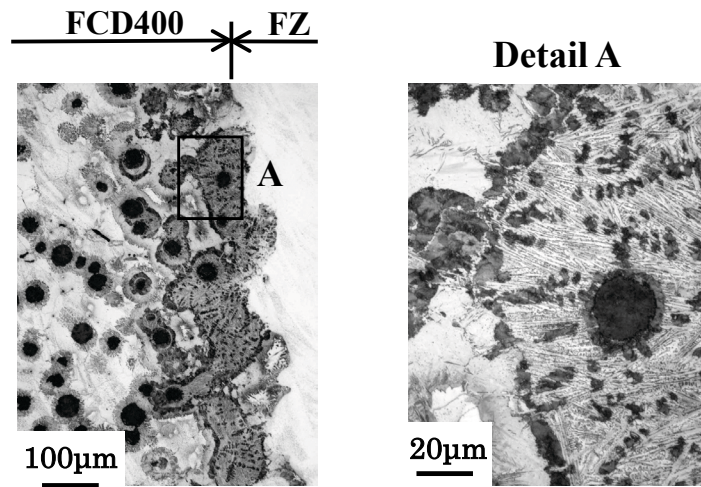


図 5-9 球状黒鉛鋳鉄ボンド部のマイクロ組織（723K 予熱）

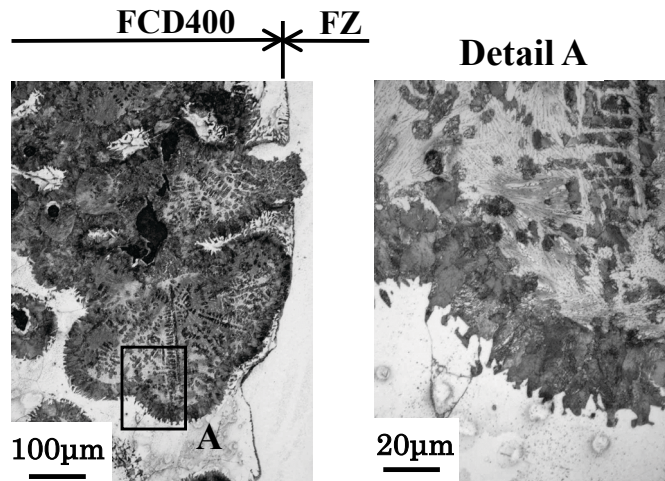


図 5-10 球状黒鉛鋳鉄ボンド部のマイクロ組織（923K 予熱）

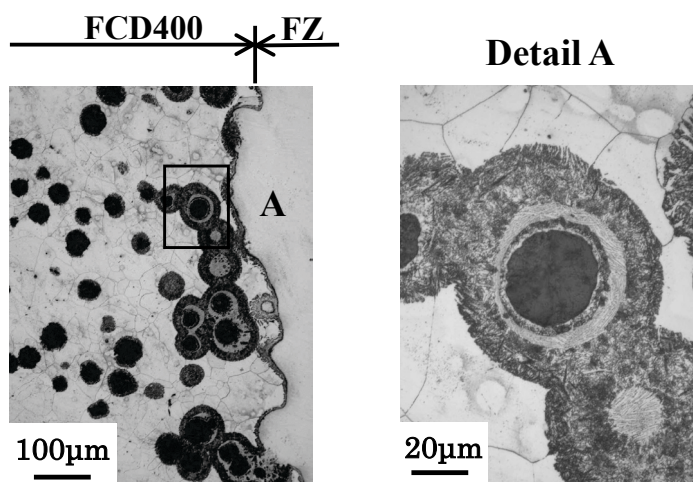


図 5-11 球状黒鉛鋳鉄ボンド部のマイクロ組織（973K 後熱）

5-3-2. インサート型溶接部の硬さ分布

図 5-12 に各インサート型溶接部の硬さ分布を示す．溶融凝固部の平均硬さは，予熱・後熱なしの場合 298HV を示し，673K 予熱で 307HV，723K 予熱で 430HV，923K 予熱で 660HV であり，予熱温度が高くなるにつれて硬度が上昇する傾向を示した．また，溶融凝固部内での最大値と最小値との硬度差は，予熱・後熱なしで約 60HV，673K 予熱で 100HV，723K 予熱及び 923K 予熱で約 300HV となり，溶融凝固部内の硬度差も予熱温度が高くなるにつれて大きくなった．一方，973K 後熱の溶融凝固部の平均硬さは 528HV であり，最大値と最小値との硬度差は約 150HV であった．

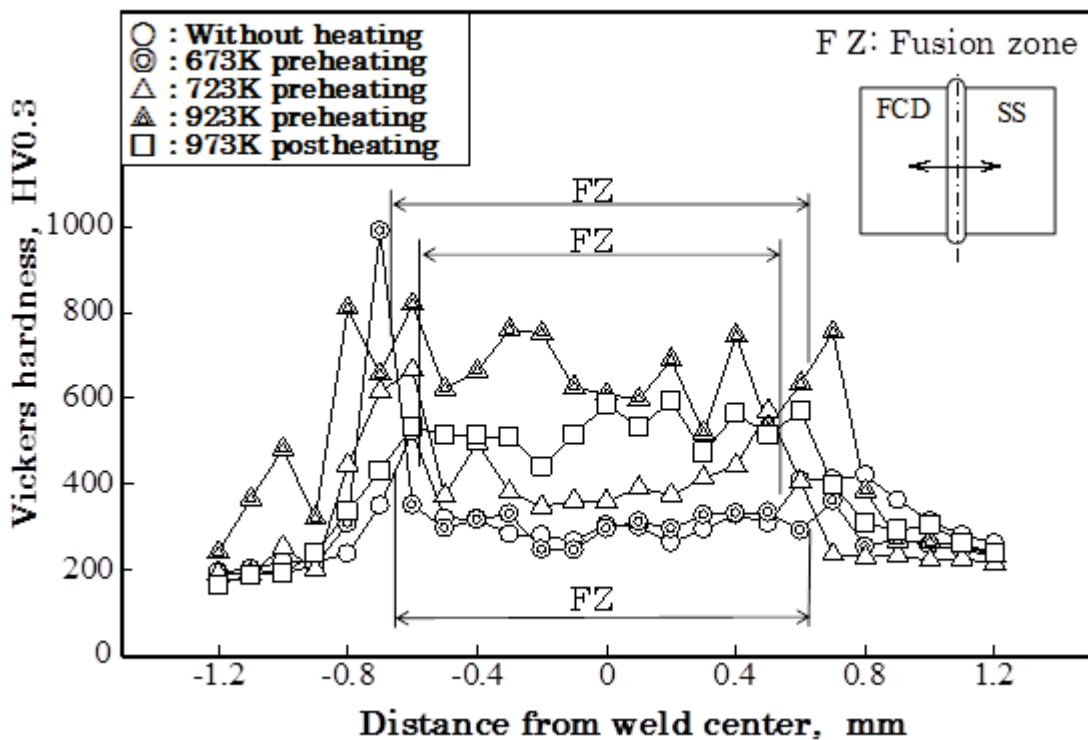


図 5-12 各溶接部の硬さ分布

図 5-13 に球状黒鉛鋳鉄熱影響部のマイクロ組織と硬さを示す．レデブライト部分の硬さは，予熱・後熱なし及び予熱した場合に，いずれも 800HV 以上を示し，著しく硬化した．しかし，後熱した場合は 627HV であり，若干硬度が低減した．一方，フェライト部分はボンド部近傍においても 211～337HV の範囲にあり，ほとんど硬化しなかった．



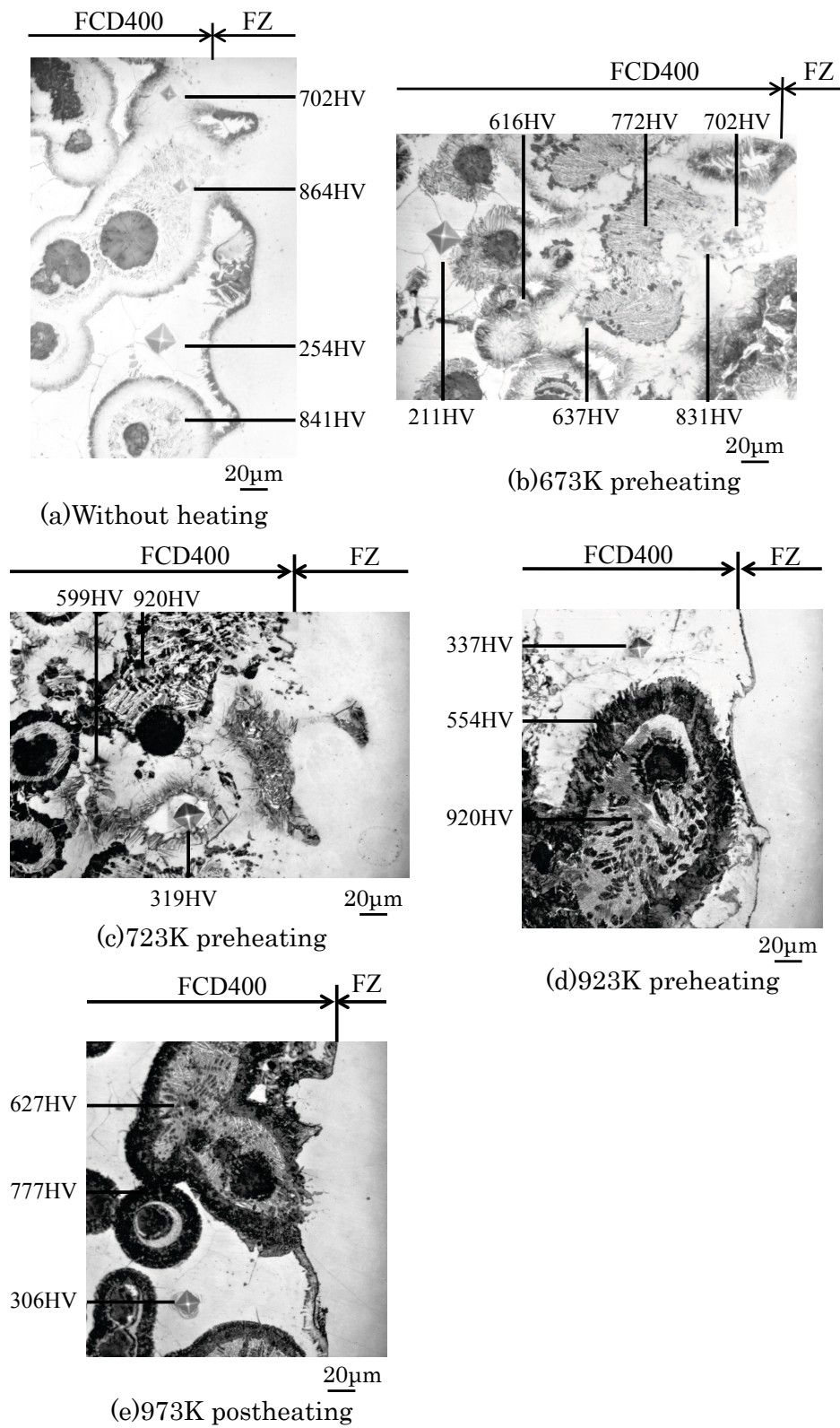


図5-13 球状黒鉛鑄鉄熱影響部のマイクロ組織と硬さ

注記:1) ビッカース荷重, 0.98N

5-3-3. インサート型溶接継手の引張特性

図 5-14 に母材及び各溶接継手の引張強さ及び継手効率を示す。各溶接継手の引張強さを比較すると、平均引張強さの最も高い条件は予熱・後熱なしの場合で、その値は 403MPa(継手効率 96.0%)であった。一方、最も低い値を示した条件は 623K 予熱の場合で、その値は 396MPa (継手効率 94.3%)であった。両者の強度差は 7MPa と極めて小さく、各溶接条件の引張強さは 396～403MPa の範囲内であった。また、溶接継手の破断位置は、すべての試験片において、球状黒鉛鑄鉄ボンド部であった。継手の破断面はいずれも凹凸の少ない破面であり、ポロシティなどの溶接欠陥は認められなかった。

以上のことから、溶接継手の引張強さに対しては、予熱・後熱の影響はほとんど認められなかった。また、溶接継手の継手効率は、いずれも軟鋼母材に対して 94%以上を示し、良好な引張強度が得られた。

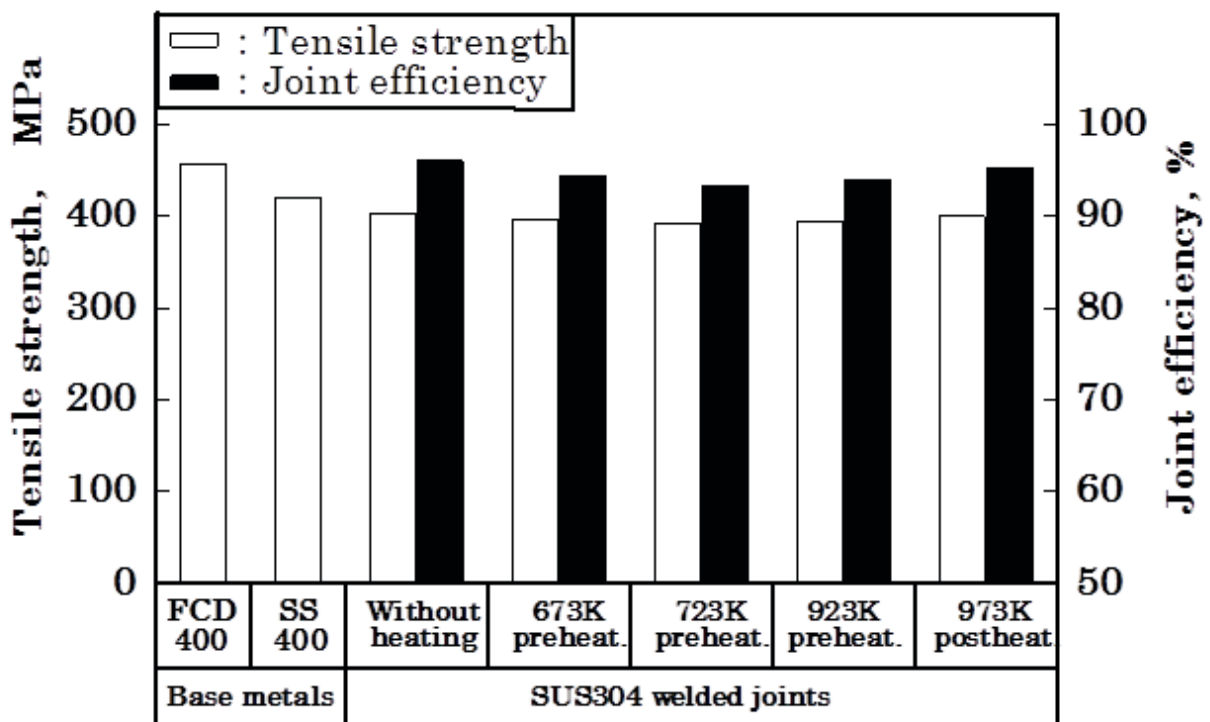


図 5-14 母材及び各溶接継手の引張強さと継手効率

#### 5-3-4. インサート型溶接継手の衝撃特性

図5-15に母材及び各溶接継手の衝撃値を示す。溶接継手の衝撃値は、予熱・後熱なしの場合に $3.32\sim 5.19\text{J}/\text{cm}^2$ (平均 $4.29\text{J}/\text{cm}^2$ )であったのに対し、673K予熱の衝撃値は $4.07\sim 6.39\text{J}/\text{cm}^2$ (平均 $5.10\text{J}/\text{cm}^2$ )、723K予熱の衝撃値は $3.25\sim 3.41\text{J}/\text{cm}^2$ (平均 $3.35\text{J}/\text{cm}^2$ )、923K予熱の衝撃値は $2.26\sim 3.55\text{J}/\text{cm}^2$ (平均 $3.08\text{J}/\text{cm}^2$ )であった。予熱による衝撃値の改善は、673K予熱の場合に若干認められるものの大きな効果はなく、逆に723K及び923K予熱した場合には、衝撃値がさらに低下した。一方、973K後熱の衝撃値は $4.89\sim 6.50\text{J}/\text{cm}^2$ (平均 $5.44\text{J}/\text{cm}^2$ )を示した。予熱・後熱なし及び予熱した溶接継手に比して若干衝撃値が上昇し、本実験の範囲では、最も大きな衝撃値が得られた。しかし、923K後熱の衝撃値の場合でも、球状黒鉛鋳鉄母材の衝撃値 $19.5\text{J}/\text{cm}^2$ と比べると、その値は1/4ほどであり、本予熱及び後熱温度の範囲では、衝撃値の上昇は認められなかった。

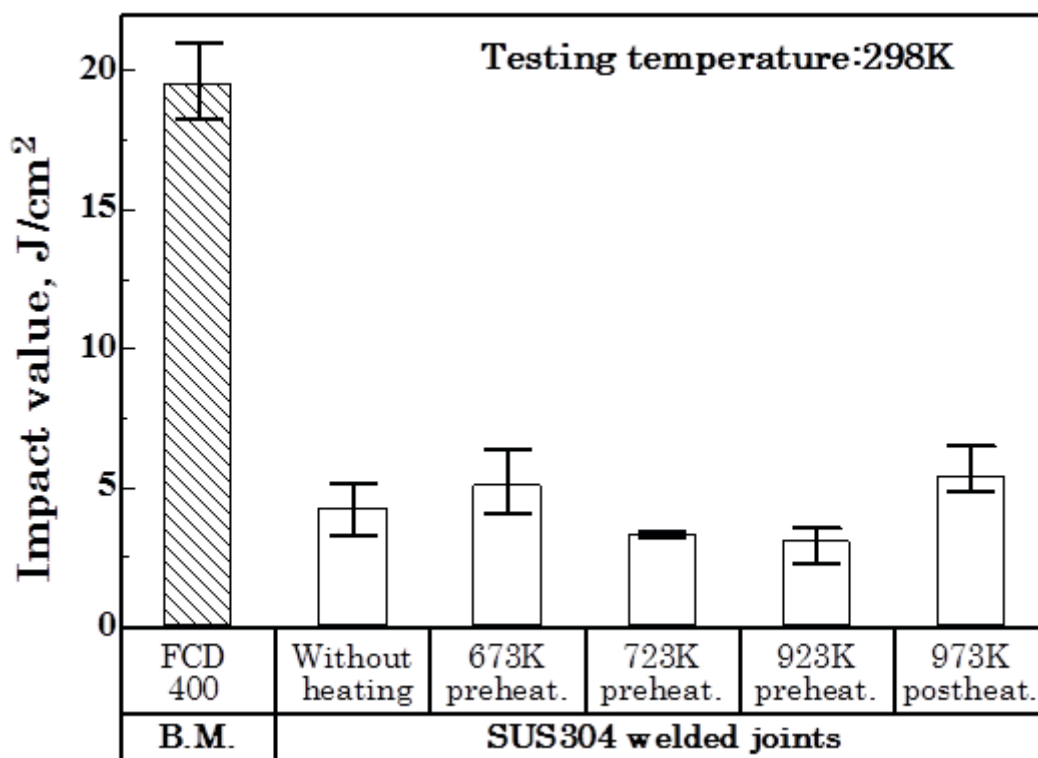


図 5-15 球状黒鉛鋳鉄母材及び各溶接継手の衝撃値



#### 5-3-5. インサート型溶接継手の衝撃破面側面のミクロ組織観察

図 5-16 に 723K 予熱における衝撃試験後の衝撃破面側面のミクロ組織を示す。継手の破断の起点は、V ノッチ先端から球状黒鉛鑄鉄ボンド部にずれた熔融凝固部であった。破断経路は、熔融凝固部から直ちに球状黒鉛鑄鉄の熱影響部へ進展し、ほぼ直線的に伝播した。これは、球状黒鉛鑄鉄熱影響部でレデブライトが晶出し、著しく硬化・脆化したためと考えられる。

図 5-17 に 973K 後熱における衝撃試験後の衝撃破面側面のミクロ組織を示す。973K 後熱の試験片の場合、継手の破断の起点は、予熱した試験片と同様に熔融凝固部であった。破断経路は、そのほとんどが球状黒鉛鑄鉄熱影響部であり、黒鉛周囲に生じたレデブライトを伝播していた。

これより、本実験の範囲にて 973K 後熱した継手の衝撃値が最も大となった原因は、球状黒鉛鑄鉄熱影響部における硬度上昇が若干緩和されたためと考えられる。しかし、973K 後熱の溶接継手でもレデブライトの消失を十分行えなかったため、その衝撃値は球状黒鉛鑄鉄母材の衝撃値に比して 1/4 ほどに低下したと考えられる。

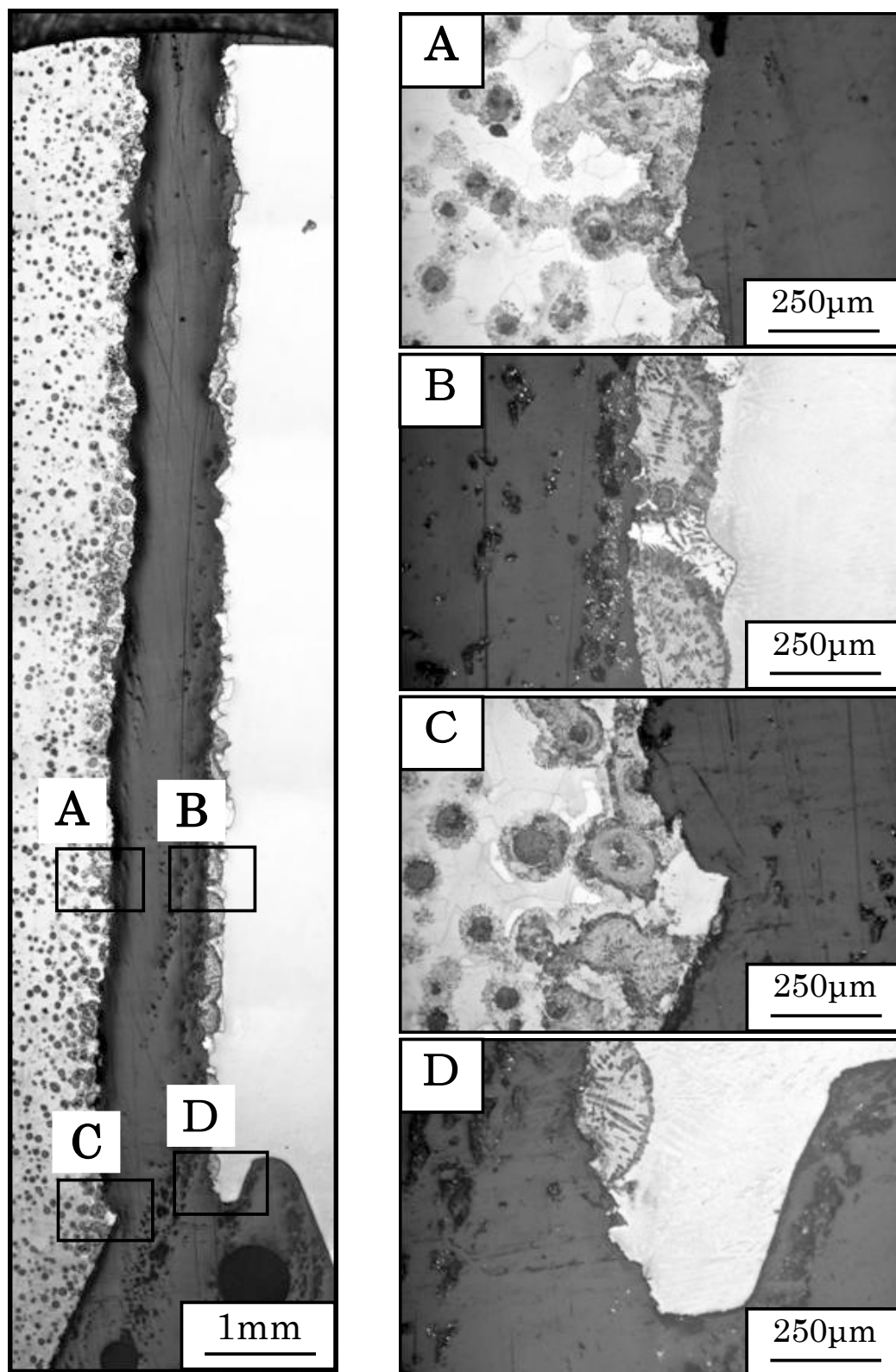


図 5-16 723K 予熱における衝撃試験後の衝撃破面側面のマイクロ組織

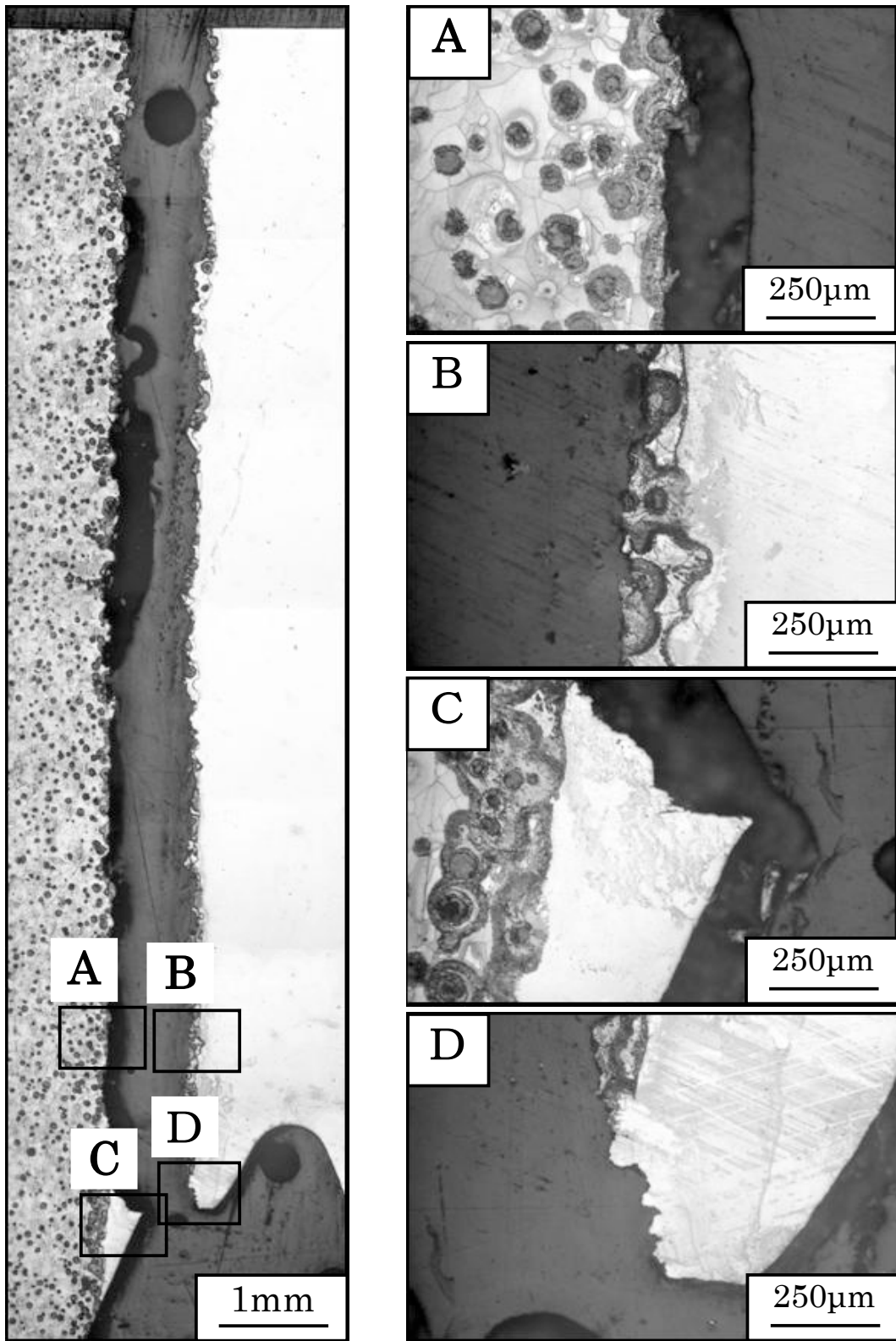


図 5-17 973K 後熱における衝撃試験後の衝撃破面側面のマイクロ組織

#### 5-4. 結言

球状黒鉛鑄鉄母材に予熱及び溶接後に後熱を適用した場合の、球状黒鉛鑄鉄と軟鋼との電子ビーム溶接において、溶接継手の機械的性質などについて若干検討した。以下に結果を示す。

- 1) 球状黒鉛鑄鉄熱影響部には、いずれもレデブライトが認められ、特に923K予熱の場合に、生成範囲が最も大であった。また、予熱・後熱なしの場合に、レデブライトの周囲に認められたマルテンサイトは、923K予熱及び973K後熱の場合に消失しており、パーライトの様相を呈した。
- 2) 溶接継手の引張特性は、いずれも軟鋼母材(420MPa)に対する継手効率で94%以上を示し、良好な引張強度を示した。
- 3) 溶接継手の衝撃値は、973K後熱の場合に平均5.44J/cm<sup>2</sup>と最大であったが、球状黒鉛鑄鉄母材の値に比して約1/4ほどであった。
- 4) 溶接継手の衝撃破断位置は、そのほとんどが球状黒鉛鑄鉄熱影響部であり、黒鉛周囲に生じたレデブライトを伝播していた。

## 第 6 章

### 総括

本研究では，高エネルギー密度を有する電子ビーム溶接法を用いて球状黒鉛鑄鉄と軟鋼との突合せ溶接を行い，溶接欠陥の生成因子，防止法，溶接部の組織観察及び溶接継手の機械的性質の向上などについて明らかにするため一連の実験的研究を行った．

本研究で得られた結果は，以下のように総括される．

第 1 章は緒論であり，球状黒鉛鑄鉄の用途，特徴及び球状黒鉛鑄鉄と各種鋼材との溶接・接合性に関する従来の研究を概説した．これらを考慮し，球状黒鉛鑄鉄と軟鋼との電子ビーム溶接法の確立が必要であることを示し，本研究の目的を述べた．

第 2 章では，本研究の供試材料として用いた球状黒鉛鑄鉄及び軟鋼（一般構造用圧延鋼材）の物理的性質と機械的性質について説明した．また，電子ビーム溶接機の原理，特徴及び電子ビーム溶接条件の選定方法などについて説明した．電子ビーム溶接条件の選定方法では， $a_b$  値（対物距離  $D_0$  / 焦点距離  $D_f$ ）に対するビード横断面の形状，溶込み深さ及びビード幅との関係を示し，溶接入熱が一定の場合は， $a_b$  値の設定条件が溶融凝固部の性質に大きな影響を及ぼすことを示した．

第 3 章では，球状黒鉛鑄鉄と軟鋼とを直接 I 形に突合せて電子ビーム溶接を行い，溶接部の組織及び機械的性質について調査した．また，溶接パス回数と溶接欠陥との影響について，若干の検討を加えた．その結果，溶融凝固部は，針状マルテンサイトを呈し，著しい硬度の上昇が認められた．また，溶融凝固部に溶接割れやポロシティが発生する場合があり，特に 1 パス溶接の場合にその傾向が顕著であった．溶接継手の引張強さは，いずれの継手も両母材の強度以下であり，軟鋼母材に対する平均継手効率<sup>1)</sup>は，1 パス及び 2 パス溶接継手の場合，それぞれ 55% 及び 72% であった．その場合の継手の破断位置は，溶融凝固部と軟鋼ボンド部であった．また，溶接継手の衝撃値は，いずれの継手も球状黒鉛鑄鉄母材の強度より著しく低下した．一方，溶接継手の疲労強度は，2 パス溶接継手の場合に，軟鋼母材とほぼ同等の値を

示した。

第4章では、第3章で明らかとなった直接突合せ溶接における溶接割れやポロシティなどの溶接欠陥を防止するため、球状黒鉛鑄鉄と軟鋼とのI形突合せ面にインサート材を挿入する、インサート型電子ビーム溶接を考案し、溶接部の組織及び機械的性質について調査した。純Ni及びSUS304インサート材を用いたインサート型溶接では、溶接割れやポロシティなどの溶接欠陥及び溶融凝固部の硬化の防止が可能であることを示した。また、純Ni及びSUS304インサート型溶接継手の軟鋼母材に対する継手効率、試験片8本の平均で、それぞれ81%及び84%となり、直接溶接継手の継手効率72%に比して向上し、良好な継手性能を示した。なお、継手の破断は、いずれも球状黒鉛鑄鉄ボンド部であった。さらに、インサート型溶接継手の疲労強度は、いずれの継手も球状黒鉛鑄鉄母材とほぼ同等の値であった。これより、溶接継手の性能向上に対して、純Ni及びSUS304インサート材の効果は十分認められた。しかし、溶接継手の衝撃値は、球状黒鉛鑄鉄熱影響部の硬化により球状黒鉛鑄鉄母材に比して著しく低かった。

第5章では、インサート型溶接継手の球状黒鉛鑄鉄熱影響部の衝撃特性の改善を図るため、電子ビームを用いた予熱または後熱を伴ったインサート型電子ビーム溶接を行い、球状黒鉛鑄鉄母材の予熱及び溶接部の後熱が、球状黒鉛鑄鉄熱影響部の組織に及ぼす影響や衝撃値に対する効果などを調査した。本研究での予熱及び後熱の範囲においては、球状黒鉛鑄鉄熱影響部の組織には、いずれもレデブライトが認められ、特に923K予熱の場合に生成範囲が最も大であった。また、予熱・後熱なしの場合にレデブライトの周囲に認められたマルテンサイトは、923K予熱及び973K後熱の場合に消失しており、パーライトの様相を呈した。溶接継手の衝撃値は、973K後熱の場合に平均で $5.44\text{J}/\text{cm}^2$ となり、最も大であったが、球状黒鉛鑄鉄母材の値に比して約1/4ほどであった。インサート型溶接継手の衝撃破断位置は、そのほとんどが球状黒鉛鑄鉄熱影響部であり、黒鉛周囲に晶出したレデブライトを伝播していた。レデブライトの晶出による硬化や脆化が衝撃値低下の一因であった。

第6章では、本論文の総括的結論を述べた。

以上本研究では，球状黒鉛鑄鉄と軟鋼との溶接継手における欠陥の生成とその防止法及び継手性能の向上などについて検討を行い，インサート型電子ビーム溶接を用いた場合，機械製品や部品の接合に十分期待できる健全な溶接継手を得た．また，本研究で得られた知見は，球状黒鉛鑄鉄と各種鋼材との異種金属材料の溶接技術の開発に波及効果があるものと考えられる．



## 謝辞

本研究を進めるにあたって、終始熱心に、かつ、懇切丁寧に有益なご指導を賜りました日本大学教授 柴田文男先生に心より深く感謝申し上げます。柴田先生の叱咤激励が無ければ、本論文を完成することはありませんでした。重ねてお礼申し上げます。

本論文に対して、ご指導及び有益なご助言を賜りました、日本大学教授 内木場文男先生、日本大学名誉教授 小野沢元久先生、並びに東京工業大学教授 熊井真次先生に深く感謝申し上げます。

熱心に実験の遂行に協力していただいた、本学理工学部機械工学科及び精密機械工学科の大学院生及び卒業研究生の諸君に対し、感謝致します。

溶接装置の使用に対しては、東成エレクトロビーム㈱の関係各位から多大なるご理解とご協力を賜りました。御礼申し上げます。実験材料や試験片加工においてご協力を賜りました㈱アイメタルテクノロジー（旧自動車鋳物㈱）及び本学理工学研究所工作技術センター（旧機械実習所）の各位に対し、御礼申し上げます。

本論文を完成させることができたのは、多くの方々のご支援とご協力のお蔭であることを銘記し、心より厚くお礼申し上げます。

最後に、私事ながら、本論文作成の機会を与えてくれた両親及び私を励まし続けてくれた妻と子供たちに心から感謝致します。

## 参考文献

- 1) 日本鑄物協会編 鑄物便覧改訂4版(丸善), 591
- 2) 中江秀雄: 新版 鑄造工学 (産業図書), 48
- 3) 中江秀雄: 新版 鑄造工学 (産業図書), 51
- 4) 日本鉄鋼協会編 鋼鑄物・鑄鉄鑄物 (地人書館), 229
- 5) 鈴木克美: 素形材 53 (2012) 5, 8
- 6) JIS Z8126-2: 1999
- 7) 関口信一: 食品機械装置 50 (2013), 65
- 8) 浅野和典, 野口徹: 鑄造工学 78 (2006), 98
- 9) 溶接学会編: 溶接・接合便覧 (丸善), 860
- 10) T.E.Kihlgren and H.C.Waugh: Welding J. 32 (1953), 947
- 11) 栗山良員: 溶接学会誌 21 (1952), 167
- 12) 本間正雄, 和田次康, 山谷勝惟: 溶接学会誌 29(1960), 812
- 13) 藤井信之, 高橋潤也, 鈴木仁, 安田克彦: 溶接学会論文集 23 (2005), 302
- 14) 大井利継, 藤岡稔: 鑄物 48 (1976), 687
- 15) 大井利継, 藤岡稔, 前川満忠: 鑄物 49 (1977), 335
- 16) 大井利継, 藤岡稔, 前川満忠: 鑄物 51 (1979), 292
- 17) 平塚貞人, 中村満, 堀江皓: 鑄物 63 (1991), 589
- 18) 中村満, 平塚貞人, 堀江皓: 鑄物 63 (1991), 769
- 19) 宮本剛汎, 成田英記, 工藤博明: 鑄物 69 (1997), 599
- 20) 平塚貞人, 堀江皓, 中村満, 小綿利憲, 青沼昌幸, 小林竜彦: 鑄造工学 70 (1998), 860
- 21) 青沼昌幸, 平塚貞人, 堀江皓, 中村満, 小綿利憲: 鑄造工学 72 (2000), 478
- 22) 鈴木剛, 平塚貞人, 堀江皓, 森谷茂, 中村満: 鑄造工学 77(2005), 314
- 23) 鈴木剛, 平塚貞人, 堀江皓, 森谷茂, 中村満, 多田尚: 鑄造工学 78(2006) 132
- 24) 平塚貞人, 堀江皓, 小綿利憲, 中村満: 鑄造工学 78 (2006), 112

- 25) 石井勇五郎, 田村博, 加藤昇, 手塚佑司, 村瀬光一, 森下和浩: 溶接学会誌 39 (1970), 185
- 26) 石井勇五郎, 田村博, 加藤昇, 吉田晴彦, 白川和久: 溶接学会誌 43 (1974), 40
- 27) 田村博, 加藤昇, 横井貞樹, 石井勇五郎: 溶接学会誌 43 (1974), 794
- 28) A. Matting und K. Seifert: Schweißen und Schneiden 20 (1968), 266
- 29) 柴田文男, 安藤精一, 藤崎登: 溶接学会誌 51 (1982) 748
- 30) F. Shibata and S. Ando: Trans. JWS 14 (1983) 11
- 31) 安藤精一, 大久保通則: 溶接学会論文集 2 (1984) 308
- 32) 柴田文男: 鋳物 56 (1984) 532
- 33) 柴田文男: 鋳物 59 (1987) 478
- 34) 田頭幸介, 鴨田秀一, 橋本達哉: 精密工学会誌 53 (1987) 110
- 35) 柴田文男, 内田幸彦: 鋳物 60 (1988) 666
- 36) F. Shibata: Trans. JWS 22 (1991) 34
- 37) F. Shibata: Trans. JWS 22 (1991) 40
- 38) F. Shibata: Trans. JWS 22 (1991) 90
- 39) 柴田文男: 鋳物 64 (1992) 9
- 40) 旗手稔, 塩田俊雄, 長寄羊一, 阿部信行, 天野昌春, 田中俊夫: 高温学会誌 33 (2007) 313
- 41) 柴田文男, 関口信一, 佐藤直樹, 高橋博正, 清水亮介: 日本材料強度学会誌 48 (2014), 11
- 42) S. Sekiguchi, N. Satou and F. Shibata: Strength, Fracture and Complexity 8 (2013/2014), 231
- 43) 迎静雄, 西尾一政, 馬場仁, 末永允, 石原安興: 溶接学会論文集 4 (1986), 66
- 44) 迎静雄, 西尾一政, 加藤光昭, 中村憲和: 溶接学会論文集 8 (1990), 97
- 45) 鴨田秀一, 酒井昌宏, 宮腰康樹, 田頭孝介: 日本金属学会誌 55 (1991), 459

- 46) 鴨田秀一，酒井昌宏，宮腰康樹，田頭孝介，日高謙介，永井省三：日本金属学会誌 55(1991)，1011
- 47) 西尾一政，中村憲和，加藤光昭：溶接学会論文集 20(2002)，523
- 48) 黄文植，堀江皓，平塚貞人，小錦利憲，史雪林，小池勝美：鑄造工学 74 (2002)，363
- 49) 日本機械学会編 伝熱工学資料改訂4版(丸善)，317
- 50) 日本鑄造工学会編 鑄物便覧(丸善)，507
- 51) 岡本平，香川明男，亀井清，松本弘司：鑄物 55(1983)，107
- 52) 日本金属学会，日本鉄鋼協会編 鉄鋼材料便覧(丸善)，536
- 53) JIS G5502：2001
- 54) 日本金属学会，日本鉄鋼協会編 鉄鋼材料便覧(丸善)，543
- 55) JIS G3101：2010
- 56) 溶接学会編 溶接・接合便覧第2版(丸善)，318
- 57) 荒田吉明，二見巖，寺井清，永井裕善，清水茂樹，青田利一：溶接学会誌 43 (1974)，931
- 58) 柴田文男：鑄造工学 69 (1997)，391
- 59) 坂端伸治，渋谷義秋，中島宏幸，峰久節治：溶接学会論文集 4(1986)，131
- 60) 関口信一，柴田文男：鑄造工学 82(2010)，478
- 61) S.Sekiguchi and F.Shibata：Mater. Trans.， 52(2011)，478
- 62) A.L.Schaeffler：Metal Prog. 56(1949)，680
- 63) 関口信一，柴田文男：鑄造工学 83(2011)，371
- 64) S.Sekiguchi and F.Shibata：Mater. Trans.， 53(2012)，1461
- 65) 糸村昌祐，平敷兼貴，松田福久，菊田米男：溶接学会論文集 3(1985)，79