OUKA
The University of Osaka
Institutional Knowledge Archive

Title	球状黒鉛鋳鉄の溶接割れ低減に関する基礎的研究
Author(s)	糸村, 昌祐
Citation	大阪大学, 1994, 博士論文
Version Type	VoR
URL	https://doi.org/10.11501/3097475
rights	
Note	

The University of Osaka Institutional Knowledge Archive : OUKA

https://ir.library.osaka-u.ac.jp/

The University of Osaka

球状黒鉛鋳鉄の溶接割れ低減に関する基礎的研究

1994年1月

糸　村　昌　祐

球状黒鉛鋳鉄の溶接割れ低減に関する基礎的研究

1994年1月

糸村昌祐

目　次

第１章　　緒　論 ・・・

3.2.3　球状黒鉛鋳鉄溶接継手の収縮量の経時変化 ・・・・・・・・・・・・・・ 29
3.2.4　収縮量の経時変化に対する考察 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 30
3.2.5　溶接部温度と収縮量の関係 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 32
3.2.6　２種類の溶接棒による収縮過程の相違に対する考察 ・・・・・・・・・ 33
3.3　D4301およびDFCNiFe溶接棒を用いた球状黒鉛鋳鉄溶接継手のRRC試験 ・・ 34
3.3.1　RRC試験方法 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 34
3.3.2　D4301 およびDFCNiFe による拘束応力の経時変化 ・・・・・・・・・・・ 35
3.3.3　溶接部温度と拘束応力の関係 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 36
3.3.4　破断部のマクロ写真 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 37
3.3.5　破断部の硬さ分布 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 37
3.3.6　破断部の顕微鏡組織 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 38
3.4　DFCNiFe溶接棒を用い拘束距離を変えたRRC試験 ・・・・・・・・・・・・ 38
3.4.1　RRC試験方法 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 38
3.4.2　拘束応力の経時変化および溶接部温度との関係 ・・・・・・・・・・・・ 39
3.4.3　開先形状と破断時期 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 40
3.4.4　拘束距離および開先形状と破断部の組織 ・・・・・・・・・・・・・・・・ 40
3.5　溶接割れ低減のための指標 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 40
3.5.1　予熱・後熱によるＨＡＺの靭性化 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 41
3.5.2　溶接金属の具備すべき条件 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 41
3.6　結 言 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 42
付録 3.A1　初層の溶接による溶接部の冷却曲線の計算 ・・・・・・・・・・・・・ 43
付録 3.A2　溶接継手の収縮量の計算 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 45

第４章　球状黒鉛鋳鉄のインプラント試験結果とその検討 ・・・・・・・・・ 47
4.1　緒 言 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 47
4.2　使用材料および実験方法 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 47
4.2.1　使用材料 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 47
4.2.2　インプラント試験片の形状および寸法 ・・・・・・・・・・・・・・・・・ 48
4.2.3　インプラント試験用支持板の材質、形状および寸法 ・・・・・・・・・・ 49
4.2.4　インプラント試験装置 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 49
4.2.5　支持板の違いによる試験片の溶込みの差異 ・・・・・・・・・・・・・・・ 50
4.3　インプラント試験による球状黒鉛鋳鉄の割れ感受性の評価 ・・・・・・・・ 50
4.3.1　溶接条件および実験方法 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 50
4.3.2　インプラント試験結果 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 51
4.3.3　破断温度とＭｓ点との関係 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 52
4.3.4　破断部の組織と破面 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 52
4.3.5　破断部の硬さ ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 53
4.3.6　拡散性水素 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 54
4.3.7　割れ感受性の評価 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 55

4.4　球状黒鉛鋳鉄溶接部の限界破断応力に対する予熱の効果 ・・・・・・・・・ ５５
4.4.1　使用材料および実験方法 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ ５６
4.4.2　予熱による限界破断応力の上昇 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ ５７
4.4.3　溶接部および破断部の顕微鏡組織 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ ５７
4.4.4　破面および亀裂のＳＥＭ観察 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ ５９
4.4.5　溶接部の硬さ分布 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ ６０
4.4.6　ΔT8/5と限界破断応力 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ ６１
4.4.7　ＣＣＴ図による予熱効果の検討 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ ６２
4.5　球状黒鉛鋳鉄溶接部の限界破断応力に対する後熱の効果 ・・・・・・・・・・ ６３
4.5.1　使用材料および実験方法 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ ６３
4.5.2　各溶接条件における熱サイクル ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ ６４
4.5.3　限界破断応力に対する後熱の効果 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ ６５
4.5.4　溶接部の組織 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ ６５
4.5.5　破断部の組織と破面 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ ６７
4.5.6　溶接部の硬さ分布 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ ６９
4.5.7　後熱後の冷却速度と限界破断応力 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ ６９
4.6　母材強度の異なる球状黒鉛鋳鉄のＨＡＺの強度 ・・・・・・・・・・・・・・ ７１
4.6.1　使用材料および実験方法 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ ７１
4.6.2　インプラント試験結果 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ ７２
4.6.3　破断部の顕微鏡組織およびＳＥＭ写真 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・ ７２
4.7　結　言 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ ７３

第５章　球状黒鉛鋳鉄の耐割れ感受性向上のための溶接金属組成の検討 ・・・・・ ７５
5.1　緒　言 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ ７５
5.2　Ｆｅ－Ｎｉ系合金に対するＭｎ添加の影響 ・・・・・・・・・・・・・・・・ ７７
5.2.1　使用材料および目標組成 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ ７７
5.2.2　実験用鋳型および実験方法 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ ７７
5.2.3　実験結果一覧 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ ８０
5.2.4　鋳型中の冷却曲線および負荷曲線 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ ８０
5.2.5　供試合金の引張強さ ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ ８２
5.2.6　凝固温度に対するＮｉ量およびＭｎ量の影響 ・・・・・・・・・・・・・・ ８２
5.2.7　収縮曲線、収縮率および熱膨張係数 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ ８３
5.2.8　引張試験部の硬さ ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ ８５
5.2.9　引張試験部の光学顕微鏡組織と破面のＳＥＭ写真 ・・・・・・・・・・・・ ８５
5.2.10　本実験におけるＮｉ量およびＭｎ量の適正範囲 ・・・・・・・・・・・・・ ８６
5.3　Ｆｅ－Ｎｉ－Ｍｎ系溶接金属の諸性質に及ぼすＣおよびＳｉ添加の影響 ・・ ８７
5.3.1　使用材料および目標組成 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ ８７
5.3.2　実験用鋳型および実験方法 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ ８８
5.3.3　実験結果一覧 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ ８８

5.3.4　凝固温度に対するＣ量およびＳｉ量の影響 ・・・・・・・・・・・・・・・ ８８
5.3.5　供試合金の引張強さ ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ ９０
5.3.6　熱膨張係数および収縮率 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ ９１
5.3.7　引張試験部の硬さ ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ ９１
5.3.8　引張試験部の光学顕微鏡組織 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ ９２
5.3.9　破面のＳＥＭ写真 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ ９２
5.3.10　本実験におけるＣ量およびＳｉ量の適正範囲 ・・・・・・・・・・・・・・ ９７
5.3.11　Ｃ量およびＭｎ量による検討 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ ９８
5.4　結　言 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ ９８

第６章　試作溶加棒を用いた溶接割れ試験結果とその検討 ・・・・・・・・・・ １０１
6.1　緒　言 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ １０１
6.2　溶加棒の作製 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ １０２
6.2.1　溶加棒の目標組成 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ １０２
6.2.2　溶加棒の作製方法および分析値 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ １０２
6.3　簡易拘束型溶接割れ試験装置の製作 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ １０３
6.3.1　Ｕ型ジグ拘束突合せ溶接割れ試験装置 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・ １０３
6.3.2　溶接割れ試験装置の計装化 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ １０５
6.4　使用材料および実験方法 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ １０６
6.4.1　使用材料および試験片寸法 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ １０６
6.4.2　溶接条件および実験方法 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ １０８
6.5　試験片幅７０ｍｍの場合の拘束溶接割れ試験 ・・・・・・・・・・・・・・・・ １０８
6.5.1　溶接開始後の冷却曲線と拘束応力の発生状況 ・・・・・・・・・・・・・・・ １０８
6.5.2　溶接部外観、破面および顕微鏡組織 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ １１０
6.5.3　本実験における溶接割れ発生の状況 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ １１２
6.6　試験片幅３０ｍｍの場合の拘束溶接割れ試験 ・・・・・・・・・・・・・・・・ １１３
6.6.1　溶接開始後の冷却曲線と拘束応力の発生状況 ・・・・・・・・・・・・・・・ １１３
6.6.2　溶接部外観および顕微鏡組織 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ １１５
6.6.3　本実験における溶接割れ発生の状況 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ １１５
6.7　予熱を伴う拘束割れ試験 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ １１７
6.7.1　使用材料、試験片寸法および溶加棒の化学組成 ・・・・・・・・・・・・・・ １１７
6.7.2　実験装置 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ １１８
6.7.3　実験方法 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ １１９
6.7.4　実験結果一覧 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ １２０
6.7.5　溶接開始後の冷却曲線と拘束応力の発生状況 ・・・・・・・・・・・・・・・ １２０
6.7.6　溶接金属のＣ量およびＭｎ量と破断応力 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・ １２２
6.7.7　溶接金属の硬さ ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ １２３
6.7.8　ΔT8/5と破断応力の関係 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ １２３
6.7.9　鋳鉄用溶接棒の適正組成範囲 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ １２４

6.8　結 言 ・・・

第１章　　緒　　論

鋳鉄は、状態図上では約２質量％（以下、％と記す）以上のＣを含み、共晶反応を伴うＦｅ-Ｃ系合金であるが、通常は、２.５～４.５％Ｃ、１.５～３.５％Ｓｉ、その他Ｍｎを１％以下、ＰおよびＳを０.１％以下含んでいる。標準的な組成の範囲で、溶融した鋳鉄が室温に到る過程で、その組織を最も強く支配するものは、凝固の際の冷却速度と、その含有する化学成分のうち、ＣおよびＳｉの２元素であって、その他種々の合金元素の影響はこの２者に比べると小さい。したがって、鋳鉄の組織を論ずるには、その鋳鉄を構成する主要な３成分、すなわちＦｅ、ＣおよびＳｉの３元系の平衡状態図について考察すればよいことになる。鋳鉄の共晶変態の特徴は、冷却速度が小さいほど、またＣおよびＳｉ量が多いほど、オーステナイト（以下、γと記す）－黒鉛系の共晶変態を起こしやすく、逆の場合には、γ－セメンタイト（以下、Fe_3Cと記す）系の共晶変態（室温ではパーライトとFe_3Cの混合した組織となる）を起こしやすいという２通りの共晶変態が存在することである。そのため前者の共晶変態を安定系、後者のそれを準安定系とする複平衡状態図が描かれている[1]。しかしながら通常の冷却速度と化学組成では、鋼よりも多量に含まれているＣの大部分は片状黒鉛として遊離し、パーライトもしくはフェライト、あるいはこれらの混在した基地中に埋込まれた形態の、ねずみ鋳鉄となるのが一般的である。この片状黒鉛の存在が鋳鉄の使用の面で、鋳造成形性、被削性、振動吸収性、耐摩耗性など多くの優れた長所の原因となっているが、反面、強度および靭性の点からは、片状の黒鉛は基地中に存在する欠陥に等しく、短所の原因ともなっている。このため、鋳造状態で粒状あるいは球状の黒鉛を得たいという考えは古くからあった。

1947年イギリスにおける、Ｃｅ添加による球状黒鉛鋳鉄の発見[2]、1949年アメリカでのＭｇおよびその合金添加による球状黒鉛鋳鉄製造の成功[3]以来、世界各国の研究者によって球状黒鉛鋳鉄の研究が行われ、最近では、恒温変態熱処理を行い、基地をベイナイトと残留γの混合組織にすることによって、引張強さ1000MPa、伸び５％以上のような、オーステンパ球状黒鉛鋳鉄と呼ばれる強靭な材料も作られるようになった[4]。日本工業規格では、JIS G 5502 (1989)：球状黒鉛鋳鉄品として、０種(FCD370：引張強さ370MPa以上、伸び17%以上）から、６種（FCD800：引張強さ800MPa以上、伸び２％以上）まで規定され、その強靭性ゆえに、例えばクランク軸、ロッカーアーム、各種歯車など、自動車や車両関係の重要部品にも、従来の鋳鋼品や鍛鋼品に代わって使用されるまでとなっている[5]。

一方、工業技術の進展に伴い、各種機械・構造物に溶接が全面的に利用されるようになり、溶接あるいは接合しやすいことが工業材料の不可欠な条件になりつつあ

る。しかし鋳鉄においては、部材同志を組み合わせて使用する場合の結合方法は、機械的な結合形態が主であって、溶接技術が飛躍的に発展した今日においても、鋳鉄同志を溶接によって接合し、鋳鉄を構造部材の一部として使用するという形態は積極的には行われていない。鋼材に匹敵する強度を有する球状黒鉛鋳鉄で、良好な溶接部が容易に得られれば、その利用範囲は大きく広がるものと考えられる。

ねずみ鋳鉄の補修溶接に関する報告は、1922年、Proceedings of the American Welding Society 発刊と同時に発表され[6]、同年中に、二度にわたって鋳鉄の溶接小委員会報告[7,8]も掲載されるなど、特殊な材料としてその溶接に古くから関心が持たれていたことが分かる。さらに、高強度で延性を有する球状黒鉛鋳鉄の実用化とともに、その溶接について各国で研究された。わが国では、栗山らが共金系の溶加棒を用い、Mg系あるいはCe系球状化剤をフラックス[9]あるいは溶加棒[10]に加えることにより、ガス溶接における溶着金属部に、球状黒鉛組織を得ることに成功した例を最初に報告している。しかしアーク溶接では、栗山ら[10]あるいはR.V.Riley ら[11]は、共金系も含め種々の溶接棒を用いた実験で、高温予熱を必要としながら、必ずしも良好な溶接部を得てはいない。R.O.Dayら[12]も、Ceを添加した球状黒鉛鋳鉄製溶加棒の使用により、ガス溶接では良好な溶接部組織を得たが、ＴＩＧ溶接（ＧＴＡＷ）では1140K程度の焼きなましを必要とすると報告し、R.C.Bates[13]が、追実験でこの結果を確認している。E.E.Huckeら[14]は、ＧＴＡＷのアークパスによる再溶融部組織の観察ならびに、種々の溶接棒を用いた被覆アーク溶接（ＳＭＡＷ）、ガス溶接および原子水素溶接法による、球状黒鉛鋳鉄溶接部の組織について報告している。同報告は、専ら組織観察のみの結果から、黒鉛形状が片状から球状に変わり、強さ、延性共に従来のねずみ鋳鉄より飛躍的に向上したにもかかわらず、鋳鉄が前述したように、複平衡状態図を持つ高Ｃ含有鉄鋼材料であり、冷却が速いと溶融部は白銑化しやすく、高温に加熱された未溶融部では、高炭素マルテンサイトの硬く脆弱な組織ができやすいため、溶接割れが起こりやすいとして、球状黒鉛鋳鉄の溶接には、母材を溶融させないで接合する方法、すなわち共晶変態温度以下で溶融する合金を用いた、ろう付けによる適当な方法を検討すべきであると結論していた。これに対し、T.E.Kihlgrenら[15]は、Ｆｅ－６０%Ｎｉ心線を用いたＳＭＡＷおよびＧＴＡＷで、いずれも割れが認められず、継手強度も十分な球状黒鉛鋳鉄の溶接成功例を報告し、反論している[16]。

以来、球状黒鉛鋳鉄溶加棒を用いたガス溶接[17-20]、純Ｎｉあるいは５５%Ｎｉ－Ｆｅ溶接棒を用いたＳＭＡＷ[17-19,21-26]、ＧＴＡＷ[18,22,27]およびＭＩＧ溶接（ＧＭＡＷ）[28]、あるいは、短絡移行方式[29,30]やパルスミグ電源を用いた極小入熱溶接[31]でＮｉを開先面にバタリング後、鋼溶加材[29,30]や９％Ｎｉ棒[31]でＳＭＡＷを行う方法、さらには５５%Ｎｉ－Ｆｅチューブ中にＣ、脱酸素剤およびスラグ生成剤を入れ

た、フラックスコアードワイヤーによる溶接（ＦＣＡＷ）[24、26、32-34]など、種々の溶接法や溶加棒を用いて、球状黒鉛鋳鉄溶接部の組織や強度、溶接割れが検討された。他方、急速溶解・急速凝固における熱影響部（ＨＡＺ）組織の変化や黒鉛の挙動を検討するため、酸素－アセチレンガス[35]、電気抵抗[36]、電子ビーム[37]およびプラズマアーク[38]を熱源とする研究が行われ、高周波誘導加熱により溶接熱サイクルを再現させて、ＨＡＺ組織を検討した報告がなされた[39-42]。鋳鉄の溶接に関する解説やレビューも数多く報告されている[43-48]。わが国では、日本溶接協会「特殊材料溶接研究委員会鋳物小委員会」[49、50]、日本鋳物協会「鋳鉄の溶接研究部会」[51]、でも検討された。鋳物小委員会の報告[49]は、高C高Ｓiの鋳鉄組成溶接棒を用い、873～1073Kの高温予熱を行うことにより、栗本ら[9]、Releyら[10]と同様に、ガス溶接で欠陥のない、母材と同等の強さを有する溶接部が得られたと述べている。しかし、被溶接物の形状が複雑な場合や大型の場合、均一に高温予熱をすることは難しく、作業性ともあいまってガス溶接の欠点となっている。大井ら[20]は、Ｓi含有量が4～5％と高く、球状黒鉛粒数の著しく多い、過共晶球状黒鉛鋳鉄溶接棒と、変形前進法と名付けた運棒法により、予熱温度を下げたガス溶接に成功している。日本鋳物協会の報告書[49]には、ねずみ鋳鉄および球状黒鉛鋳鉄に対してＳＭＡＷおよびＧＴＡＷを行った結果、両鋳鉄の溶接部とも、かなりの割れが生じていたことも述べられている。これに対し、変態超塑性を利用して拘束応力を低下させ、割れを防止した加藤ら[52]のエレクトロスラグ溶接（ＥＳＷ）およびＳＭＡＷの報告がある。低温時に変態超塑性を起こさせ、これによって継手部に生ずる収縮応力を緩和するという、全く新しい試みで、ミーハナイト鋳鉄母材に対して、3種類の溶接棒を作製し、拘束割れ試験を行った結果、割れが発生しなかったとしている。しかし小試験片であること、1073～773Kの冷却時間（温度表示からすれば$\Delta T_{1073/773}$と略記すべきであろうが、従来慣用的に$\Delta T_{8/5}$という記号が用いられており、本論文では、以下$\Delta T_{8/5}$と略記する）が４０ｓ以下にはならないことなど、実溶接状態と多少異なっていると考えられる。

その他、ＣＣＴ図と関連させて、アルミニウムを1.5％含有させた過共晶組成の鋳鉄溶加棒を用い室温でＧＴＡＷを行う方法[53]、あるいは鋳鉄溶加棒の表面に接種剤を塗布し、773Kに予熱した鋳鉄板にＧＴＡＷまたはＳＭＡＷでビード溶接すること[54]により、良好な溶接部組織を得たと川原らは報告している。大西[28]は５５％以上のNiを含むNi－Fe合金をベースとして、Nb、Moを単独または複合して約3％添加し、さらに3％前後のMnと微量のAlまたはTiを添加したワイヤーによるＧＭＡＷで、また、芹田ら[55]は、初層をプラズマ溶接し、第２層目をＣａ－Ｓiを加えた試作フラックス入りワイヤを用いたCO_2アーク溶接で、それぞれ球状黒鉛鋳鉄管を溶接し、良好な溶接部を得たと報告している。

なお、鋳鉄の溶接においても、鋼溶接と同様、予熱や後熱の効果が検討されている。鋳鉄製溶接棒の場合は、ガス溶接・アーク溶接共に、高温予熱が必要[10、12、17、25、54]であるが、NiやFe−Ni系溶接棒の場合は、低温予熱[17、24−26、28、30、43、50]で良好な結果が得られている。後熱の場合は、応力除去焼なまし[12、24、27]ないし完全焼なまし[12、14、15、17、26、56、57]の効果が述べられている。しかし、完全焼なましではFe_3Cの分解により微細な黒鉛が現れ、衝撃値が低下するとも報告されている[56、57]。サブマージアーク溶接（ＳＡＷ）直後に、溶接部を、723Kで1時間後熱するとよいとの報告もある。Savageら[58]がＨＹ８０鋼のボンド部を詳細に検討したように、鋳鉄溶接部の組織を詳細に検討した報告も若干見られる[14、39、56]。

現在、鋳鉄の溶接において、ガス溶接とＳＭＡＷが最も広く行われているのは、両者の溶接法の歴史的背景ならびに、わが国では、前記日本溶接協会鋳物小委員会の活動によるところが大である。

一方、近年の溶接技術の発展とともに、新しい溶接法を鋳鉄の溶接に試みた報告も多い。大入熱による徐冷効果を意図した、関口ら[59]、Davilaら[60]によるＳＡＷ、あるいは、石井ら[61]によるＥＳＷでは、溶接ワイヤおよびフラックスの開発とあいまって、良好な溶接部組織が得られたことが報告されている。高エネルギー密度を有する電子ビームを用いた、Mattingら[62]、安藤ら[37、63]、柴田ら[64、65]および田頭ら[66]の研究では、溶接条件とインサートメタルの選択により、同じく良好な溶接部が得られている。これらの特殊な溶融溶接法とは逆に、鋳鉄母材をほとんどあるいは全く溶融させないで接合する方法も研究されている。動的超塑性と呼称した高瀬ら[67]の研究では、鋳鉄丸棒の端面同志を突合わせ、大気中で直接通電し、若干加圧することで良好な接合部を得ている。中島[68]が行ったアプセット溶接では、通電による接合部温度1173Kで、80%の継手効率を得ているが、組織観察の結果、明瞭に識別できる接合境界部でフラットに破断し、伸びは0であった。拡散接合によるCarriereら[69]および迎ら[70、71]の研究ではインサートメタルなしの鋳鉄同志の接合、およびNiをインサートメタルとして使用した鋳鉄と鋼との接合において、接合部の強度は十分で母材破断となったことが報告されている。その他、球状黒鉛鋳鉄管同志および鋳鉄管と鋼管[72]、可鍛鋳鉄と炭素鋼[73]、球状黒鉛鋳鉄と構造用鋼[74]の摩擦圧接の研究、あるいは肉盛用自溶Ni合金を用いたフレーム溶射による井川ら[75]の研究や、ろう付け材料の研究から発展して、銅基合金の溶加棒のみをＧＴＡＷの小入熱アークで溶融させて接合し、100%の継手効率が得られた研究[76]もある。これらの特殊な接合法は、それぞれ特徴を有し良好な接合部が得られているが、被溶接物の形状や大きさが限定され、あるいは使用機器が特殊であるなど、一般的とはいい難く、鋳鉄が難溶接材であるという状況は、少しも変わっていないのが現状である。

これまで概括した種々の研究では、固相接合や電子ビーム溶接のような特殊な溶接法を除けば、鋳鉄の溶融溶接において、溶融部の白銑化の防止やＨＡＺの組織改善、あるいは溶接割れ低減を、溶接条件や予熱・後熱あるいは溶接棒の改良によって得ることを意図し、その効果を溶接部の組織改善や硬さ低下、溶接継手の引張強さで評価している。この場合、予熱・後熱についてみると、一般化された予熱条件や後熱条件は明確ではない。すなわち、予熱の場合、球状黒鉛鋳鉄のＣＣＴ図と関連させて予熱条件あるいはＨＡＺの冷却速度を論じた報告は見当たらず、後熱の場合には、白銑部の黒鉛化焼鈍を意図した、いわゆる黒鉛化焼きなまし的熱処理[56、57]であって、溶接後の冷却速度を変えることを意図した、直後熱の一般的条件を示した報告は見当たらない。また、鋳鉄溶接部の組織を、実溶接における冷却速度と関連させて詳細に検討した報告も少ない[39-41]。溶接部の強度評価は、加藤ら[52]の報告を除き、いずれも溶接終了後に引張試験[15、24、26、28-30、]あるいは４点曲げ試験[51]を行った結果であって、溶接中および溶接後、そのまま連続的に負荷を加えた試験結果ではない。すなわち、鋳鉄は溶接割れが起こりやすい[43-47]といわれながら、溶接割れの起こる時期、組織および応力などを、溶接開始後の経過時間とともに連続的に検討した報告は見当たらない。また、鋼材の低温割れの原因の一つである拡散性水素が、鋳鉄の溶接割れに関与しているのかどうかの検討報告も見当たらない。ＪＩＳあるいは、日本溶接協会規格（ＷＥＳ）に規定されている各種溶接割れ試験方法が、いずれも「鋼材に適用する」となっていることからも分かるとおり、鋳鉄溶接部に対して、溶接中から連続的に溶接割れ試験を行った結果は、加藤ら[52]の報告以外見当たらず、鋳鉄の溶接部強度評価法の確立のためにも、鋳鉄の溶接割れ試験のデータ蓄積が望まれる。

以上、鋳鉄の溶接に関する従来の研究状況を溶接法の面から概括したが、溶融溶接においては溶接熱源や使用機器あるいは予熱や後熱の検討だけでなく、溶加棒の組成やフラックスの改良も同時に行われている。鋳鉄の溶接割れ低減ないし防止を考える場合、Sohnら[27]が述べているように、溶接金属の性質も重要であることを意味する。このような観点から、鋳鉄用溶接棒およびワイヤーに関する特許[77-85]や研究報告も多い[11、12、15、28、32、35、54、55、59-61、86-90]。溶接法の中で最も一般的なＳＭＡＷやＧＴＡＷで、信頼性のある鋳鉄溶接部が得られれば、鋳鉄は難溶接材ではなくなる。その意味で鋳鉄溶接における溶接金属の諸性質を検討したDavilaら[86]、Ishizakiら[87]およびSelfら[89]の研究は示唆に富むものである。Ｍｎを１１％含むＮｉ－Ｆｅ－Ｍｎ系溶加材で、ＳＭＡＷ、ＧＴＡＷ、ＧＭＡＷおよびＳＡＷすべてにおいて、良好な機械的性質を有する継手が得られたとするKellyらの報告[88]も、同一線上にあると考えられるが、溶接棒組成を決定した過程が不明である。

本研究は以上の観点から、球状黒鉛鋳鉄の溶接割れの挙動を検討し、溶接割れの

起こる時期、破断部組織および限界破断応力を確認しながら、鋳鉄の溶接割れに関するデータの蓄積を図り、これらの試験結果を踏まえて、球状黒鉛鋳鉄の溶接割れ低減に対する予熱・後熱の効果とそれらの一般的条件を明確にし、さらに、鋳鉄溶接金属の諸特性を検討して、新たに鋳鉄用溶加棒を開発し、この両面から、鋳鉄の溶接割れ低減に対する基本的な指針を得ることを目的として、実験的な検討を加えたものである。

本論文の構成および主な内容は、以下のとおりである。また、Fig.1.1に、本研究の内容をフローチャートにして示す。

第１章は緒論であり、従来の研究経過とその問題点ならびに本研究の必要性および目的について述べている。

第２章では本論文の出発点として、まず球状黒鉛鋳鉄のＨＡＺの材質的検討を行った。すなわち、溶融溶接部に現れる準安定共晶組織に着目し、鋳鉄溶接部の組織を詳細に分類した。次いで、ＨＡＺの形成組織を観察するため、熱サイクル再現装置により、2種類の球状黒鉛鋳鉄に、アーク溶接を模した急速加熱・急速冷却の熱サイクルを含む種々の熱サイクルを与え、供試材の連続冷却変態図（ＣＣＴ図）を作成し、その材質的特性を検討した。

第３章では、実溶接継手に対する検討を行った。初めに、600MPa級球状黒鉛鋳鉄の突合せ継手に対しD4301およびDFCNiFeを用いて、１層アーク溶接を行い、冷却曲線および冷却中における継手の収縮過程を調べ、計算結果と比較した。次いで完全拘束割れ試験（ＲＲＣ試験）を行い、拘束応力の発生状況と上述の継手の収縮過程とを対比させて検討した。これらの結果を受けて、次章以降の実験に関連する溶接割れ低減に関する指標について述べた。

第４章では、鋼の溶接割れ試験に用いられるインプラント試験が、鋳鉄のＨＡＺの溶接割れ試験としても有効であることを示し、第３章のＲＲＣ試験では不明瞭であった溶接割れの起こる組織、および球状黒鉛鋳鉄の室温溶接における、ＨＡＺの限界破断応力を検討した。さらに、鋳鉄の溶接割れ低減の一つの方法として、予熱、および溶接終了後ただちに後熱する直後熱の条件を種々変化させて、インプラント試験を行い、ＨＡＺの限界破断応力を求め、ＨＡＺの強度上昇に対する予熱および後熱の条件を定量的に検討した。

第５章では、球状黒鉛鋳鉄の溶接割れ低減の他の方法として、溶接棒を取り上げ、市販されているＦｅ－Ｎｉ系鋳鉄用溶接棒の改良を意図し、Fe-Ni-Mn-C-Si系溶接金属を想定した合金の、冷却途中の強度、凝固温度、熱膨張係数、硬さを検討し、破面観察および顕微鏡組織観察を行って、割れ発生の低減に対する適正組成範囲を検討した。

第６章では、前章で得られた結果を基に16種類のFe-Ni-Mn-C-Si系溶加棒を作製

し、これらの溶加棒を用いて溶接割れ試験を行い、前章の結果と併せて、溶接棒による溶接割れ低減の効果を室温および予熱について検討した。その結果、第5章で推奨した溶接棒の組成が適切であったことを実証し、新しい球状黒鉛鋳鉄用溶接棒の組成を提案した。

第7章は結論であり、本研究で得られた諸結果を総括している。

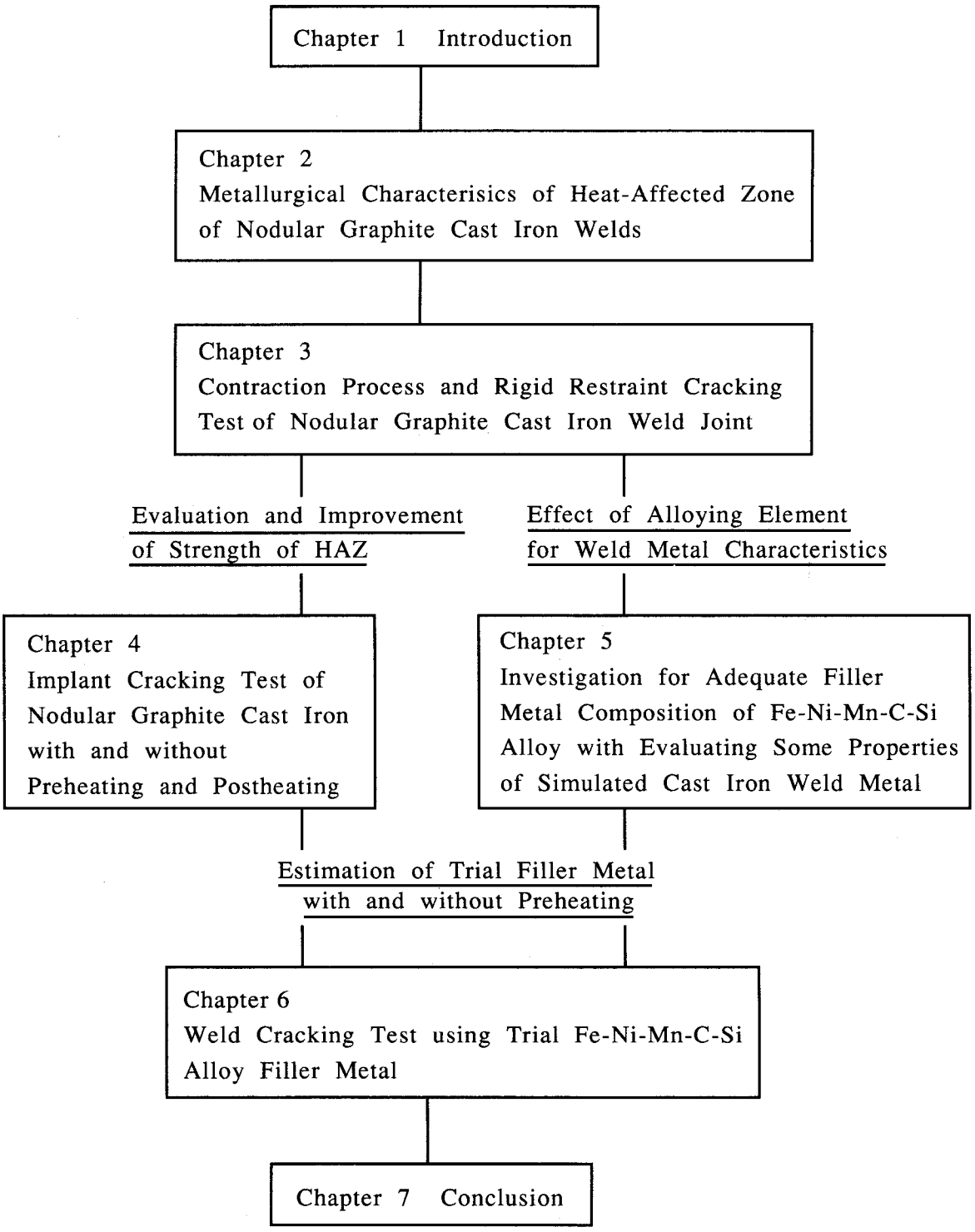


Fig.1.1 Flow chart of investigation in this research

第2章　球状黒鉛鋳鉄溶接熱影響部の材質的検討

2．1　緒言

溶接あるいは接合しやすいことが、工業材料の不可欠な条件となりつつある今日においては、鋳鉄もまた例外ではなく、鋳鉄溶接部に対する信頼性が増せば、設計上の簡素化や使用用途の拡大が考えられ、生産量増加に結び付くものとなる。しかし、溶接熱による局所的な急速加熱と、母材への熱伝導による溶接部の急速冷却は、複平衡状態を有し、Cの拡散の源となる遊離黒鉛が基地中に存在する鋳鉄においては、鋼よりもさらに複雑な組織となり、硬くて脆い白銑化組織やマルテンサイト組織の存在は、好ましからざる機械的性質を持った溶接部となることを意味し、鋳鉄を難溶接材の区分に入れる原因となっている。鋼のＨＡＺについては、炭素当量と最高硬さの関係[91]、溶接割れ感受性指数を求める実験式[92]、溶接用鋼材のＣＣＴ図[93、94]などの例を挙げるまでもなく、数多くの研究の集大成が今日の成果をもたらし、さらにＨＹ系高張力鋼の溶接へと進展している。鋳鉄の溶接についても古くから報告されているが、ＨＡＺに対する研究は、組織変化を述べたものが多く[14、26、38、39、41]、溶接部の強度あるいは破断部組織と関連付けた報告は少ない[21、42、49]。

本論文は、鋳鉄中の黒鉛を球状化し鋼に匹敵する引張強さを有し、近年鋼製品の代替品としての使用も増している球状黒鉛鋳鉄溶接部の溶接割れ低減を主題としており、鋳鉄溶接部の組織を詳細に検討しておくことは、本章以降の記述と関連し必要なことである。そこで本章では、初めにＧＴＡＷにより急速溶解させた球状黒鉛鋳鉄の組織を調べ、次いで、鋳鉄用被覆アーク溶接棒を用いて、球状黒鉛鋳鉄の平板にビードを置いた場合の、溶接部断面組織を検討した。

他方、中・高炭素鋼および中・高炭素低合金鋼の溶接部において、水素による遅れ割れとは異なる低温割れ現象が報告されており[95]、その硬さや割れ発生の観点から、この種の割れは熱処理時における焼入れ時の焼割れと、類似な機構により発生すると考えられている[96]。鋳鉄においては、遊離黒鉛以外の基地は概してパーライト組織となっており、高炭素鋼と同等のC含有量を有することとなるうえ、溶接中に黒鉛からのCの拡散によりさらに高Cとなることが考えられ、上述の焼割れ的な割れが起こることが予測される。焼割れはＭｓ点と関係が深く、鋳鉄についても熱処理との関連でＭｓ点が求められている[97、98]。また、溶接部の組織を考える場合、通常の溶融溶接では、急速加熱・急速冷却されるため、平衡状態図に基づいた変態ではなく、ＣＣＴ図で考えねばならない。このため、鋼溶接における溶接金属、あるいはＨＡＺに対して、ＣＣＴ図が数多く報告されている[93、98]。鋳鉄についても、

片状黒鉛鋳鉄[99-101]、芋虫状黒鉛鋳鉄や球状黒鉛鋳鉄[39、102-104]、白鋳鉄[105]など黒鉛形態、基地組織および化学組成の異なる種々の鋳鉄について、ＣＣＴ図や再現ＨＡＺに関する報告がある。これらの報告では、供試材の違いのほか、加熱速度、最高加熱温度（以下ピーク温度と記す）、ピーク温度での保持時間などの実験条件もそれぞれ異なり、その結果Ｍｓ点についても種々の値が報告されている。そこで、本章では球状黒鉛鋳鉄溶接部の組織の区分に続き、炭素当量がほぼ等しく、基地組織の異なる２種類の球状黒鉛鋳鉄を試験材とし、連続冷却変態記録測定装置を用いて、試料に種々の再現溶接熱サイクルを与え、Ｍｓ点ならびにＣＣＴ図について検討した。基準とした溶接熱サイクルは、第４章で述べる球状黒鉛鋳鉄のインプラント試験における、ボンド部近傍の溶接熱サイクルである。

２．２　球状黒鉛鋳鉄溶接部の組織の区分

２．２．１　溶接ボンド部の分類

現在のＡＷＳ用語による溶接部のマクロ的な分類では、溶接部は溶接金属、ＨＡＺおよび熱影響を受けない母材の三つの部分からなる。溶接金属は、ＳＭＡＷを例にとると、溶接棒から母材に溶着した、いわゆる溶着金属と、母材が溶融・凝固した部分とから成り、溶接金属と母材との境界を、ボンド部と呼んでいる。これに対し、Savageら[58]はＨＹ８０鋼のボンド部を詳細に観察し、以下のような用語を提案している。

１）完全混合領域（composite region）：溶接金属と母材金属が溶融池内の流れにより、化学成分的に完全に変化を起こした大部分の溶接金属部

２）不完全混合域（unmixed zone）：溶接金属の最も外側の部分で、母材金属が溶融し凝固しただけで、溶接棒金属との機械的混合が十分でない境界領域

３）溶接境界（weld interface）：はっきりしたサブストラクチャの存在により明らかなごとく、溶接により溶融した領域の外側の界面、すなわち不完全混合域の外側の界面

４）部分溶融域（partially-melted zone)*：溶接境界のすぐ外側の母材部で、組成の変化により粒界などが、０～100　％の範囲で溶融した部分
（*Askelandら[56]は　partial fusion zone と呼んでいる）

５）真熱影響部（true heat-affected zone)：母材部で、固相状態における組織的変化が起きた領域

本節では、上記の区分にしたがって、鋳鉄の溶接部組織を検討する。

２．２．２　使用材料

本節で使用した球状黒鉛鋳鉄およびＳＭＡＷ用溶接棒の化学組成を、

Table 2.1 に示す。直径50mm、長さ400mm に鋳込んだ丸棒から厚さ10mmに切り出した円板と、100l×150w×20tmmに機械加工した平板を実験に使用した。

Table 2.1 Chemical compositions (mass %) and tensile strength (MPa) of cast iron and deposited metal

	C	Si	Mn	P	S	Mg	Ni	T.S.
FCD500	3.67	2.52	0.47	0.035	0.025	0.03	--	509.6
DFCNiFe	0.99	0.28	1.90	0.007	0.002	--	54.34	520

顕微鏡組織をFig. 2.1 に示す。球状黒鉛の周囲をフェライトが白く取り囲み、基地組織がパーライトである、いわゆるブルスアイ (Bull's eye) 組織となっている。本章以降の各章で用いる球状黒鉛鋳鉄は、大部分の実験でそれぞれ溶解時期が異なるため、そのつど化学組成を示す。一般に鋳鉄は構造用素材としては市販されておらず、鋳造品として受注生産されている。したがって、ＪＩＳ相当品の表示を行う場合、製品と同一溶解の溶湯から試験片を作り、機械的性質を調べ、表示を行うこととされている。本論文に用いた球状黒鉛鋳鉄は、すべて溶解ごとに引張試験用および分析用の試験片を別に作製し、引張強さを参考にして、相当品のＪＩＳ記号で表示した。

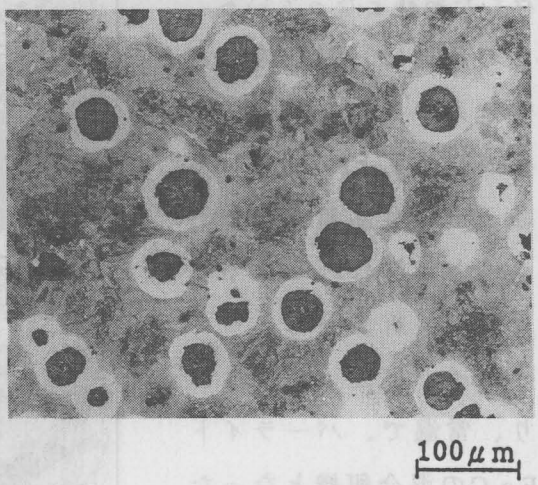


Fig.2.1 Microstructure of nodular graphite cast iron

２．２．３　実験方法

（１）ＧＴＡスポットによる再溶融

ＧＴＡ溶接機を用い、直流正極性で実験を行った。直径3.2mmの２％トリウム入りタングステン電極を用い、直径50mm、厚さ10mmの鋳鉄円板の中心部を、溶接電流125A、溶接電圧15Vで、10sアークスポットにより溶融させた。

（２）ビード溶接試験

供試平板の中央部に、鋳鉄用 Fe-Ni被覆アーク溶接棒 (DFCNiFe 棒径3.2mm)を用い、溶接電流120A、溶接電圧25V、溶接速度1.67mm/s （溶接入熱：1.8MJ/m)で、長さ50mmのシングルビードを置く。

2．2．4 球状黒鉛鋳鉄の溶接部組織

（1）再溶融組織

Fig.2.2(a)、(b)および(c) に直径50mm、厚さ10mmの鋳鉄円板の中心部を、ＧＴＡスポットにより急速溶解した場合の、溶融部およびＨＡＺの顕微鏡組織を示す。

(a)は溶融部で、急速に加熱溶融されその後急速冷却されるため、球状黒鉛やフェライトは消え、全域にわたりパーライトとFe_3Cの共存した組織となっている。

この組織は、初晶のγと準安定系の共晶変態によって生成したγとFe_3Cの共晶組織（この共晶組織はレデブライトと呼ばれる）中のγとが、共析変態によってパーライトに変ったことにより、常温で、パーライトとFe_3Cの混合組織となったものである。言い換えると、(a)の組織が常温で観察されれば、その部分は、共晶変態時にレデブライトとなり、準安定系の凝固をしたことになる。レデブライトは共析変態後も、(a)に見られるような特徴のある形態を示す。本来、鋳鉄の準安定系共晶変態によって形成された組織に対する用語ではあるが、以下、本論文では室温で見られる(a)の組織に対して、レデブライトと呼称する。

(b)は溶融部とＨＡＺと

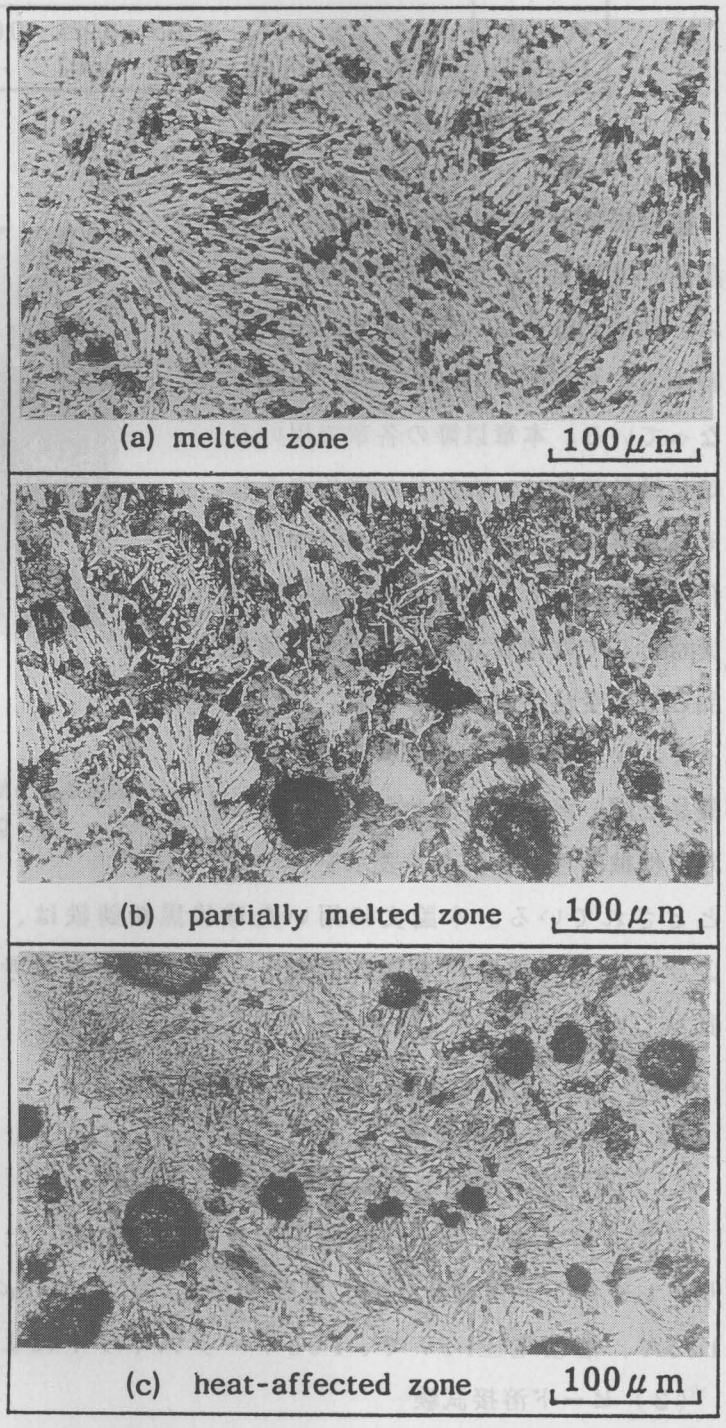


Fig.2.2 Microstructures of nodular-graphite cast iron remelted with GTA without filler metal

の境界部で、溶融状態まで昇温した部分は、レデブライト組織となり、溶融状態まで昇温せずに周囲への熱伝導で急冷された部分、すなわちγ領域から急冷された部分は、マルテンサイトとなって、両組織が混在している。この部分がいわゆる部分溶融域であり、複平衡状態を有する鋳鉄ではレデブライト組織に注目することにより、容易に識別できる。(c)は部分溶融域から少し母材寄りの部分で、黒鉛とマルテンサイトのみの組織となっている。この部分が真熱影響部である。

（2）ビード溶接部の組織

Fig.2.3(a)および(b)にDFCNiFe溶接棒を用い、球状黒鉛鋳鉄板にビード溶接を行った場合の、部分溶融域近傍の組織を示す。両者は同一位置の写真で、(a)は5％ナイタール、(b)は王水でそれぞれ腐食させたものである。(a)においてボンド

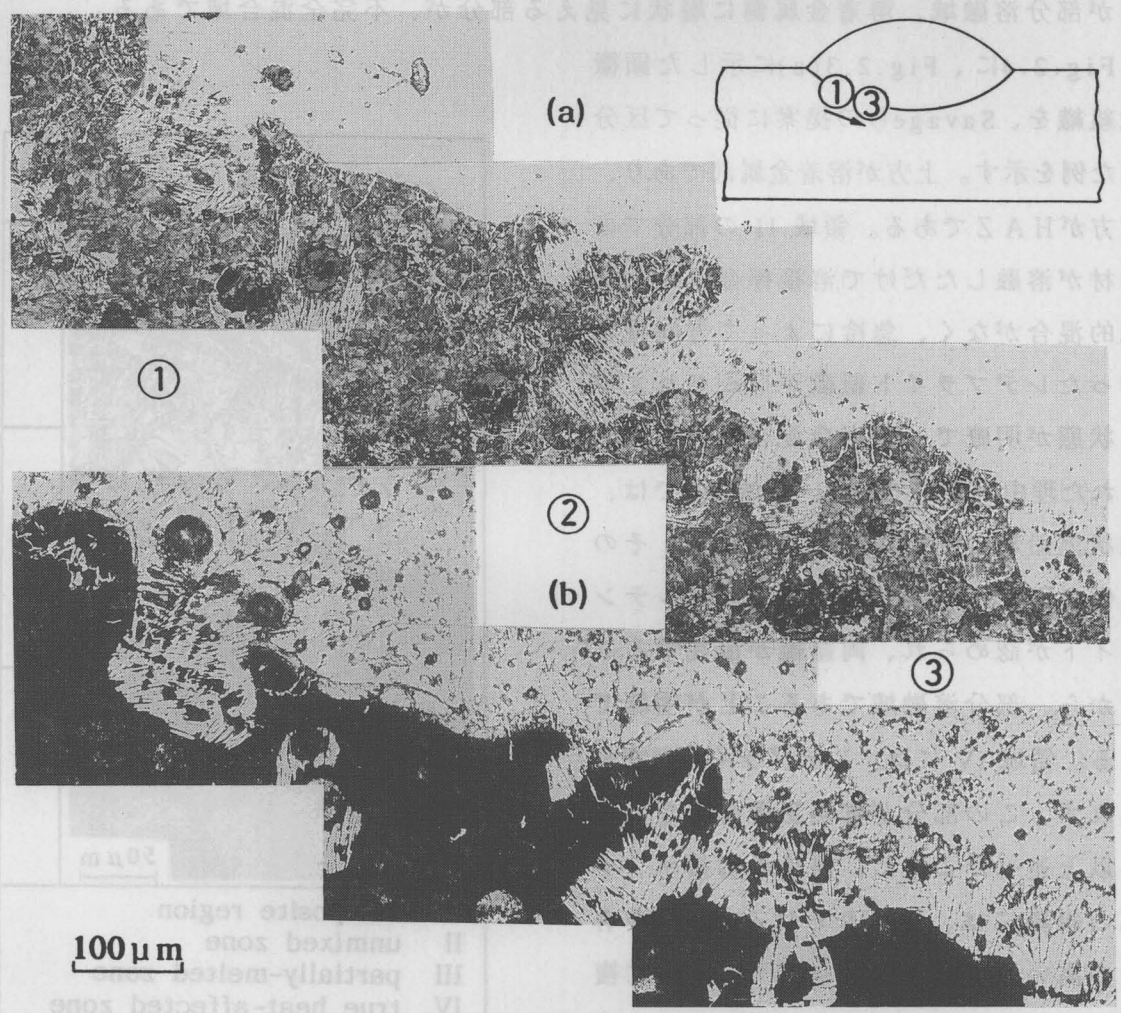


Fig.2.3 Microstructures of nodular graphite cast iron welds with DFCNiFe electrode ; welding current 120A, welding voltage 25V. (a) Nital etch, (b) Aqua regia etch ; both photos show the same parts

部を観察すると、溶着金属に面したところから、レデブライト、マルテンサイトおよびパーライト組織となっている。黒鉛は比較的大きく、その周囲にレデブライトが見られる。このレデブライトは、溶接中に黒鉛粒から周囲へのCの拡散により、基地のC濃度が増加して融点が下がり、組成的液化現象[14,106]によって溶融し、冷却過程において準安定系の共晶凝固組織（本来の用語としてのレデブライト）となった部分と見なすことができる。

Fig.2.3(b)は、溶着金属部の組織を観察するために、王水で腐食して撮影した顕微鏡組織である。溶着金属部すなわち完全混合領域に、局部腐食された黒い点が見える。結晶粒自体は王水でも腐食されず、溶接棒のNiと母材鋳鉄とが完全に混合して、高Ni合金となっていることがうかがえる。未溶融部分、すなわち真熱影響部は腐食が強く黒くなり、部分溶融域と完全混合領域は明確に区別できる。また、レデブライト組織も明瞭に識別され、黒い部分にレデブライト組織が入り込んだ部分一帯が部分溶融域、溶着金属側に層状に見える部分が、不完全混合域である。

Fig.2.4に、Fig.2.3(a)に示した顕微鏡組織を、Savageらの提案に従って区分した例を示す。上方が溶着金属部であり、下方がＨＡＺである。領域 II の部分では母材が溶融しただけで溶接棒金属との機械的混合がなく、急冷によって方向性を持ったレデブライト組織が形成されている状態が明瞭で、不完全混合域と名付けられた理由が明白である。領域 III では、球状黒鉛粒の周囲にレデブライト、その外側に旧γから変態してできたマルテンサイトが認められ、両組織が混在することから、部分溶融域であることが明瞭である。領域 IV には、レデブライトが認められず、この部分が真熱影響部となる。

以上述べたように、鋳鉄の溶接ボンド部の組織には、鋼よりもはるかにC含有量の高い溶融部が急冷されて、Fe－C複平衡状態図における準安定系の共晶凝固組織が現れる。前述したように、共析変態後のこの組織は一見して明瞭に区別できる組織であり、以下、本論文において

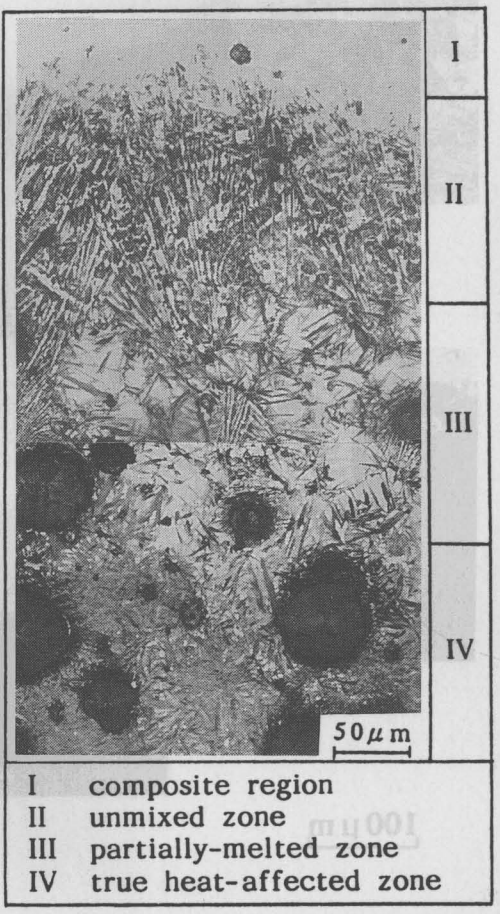


Fig.2.4 Microstructure of welds divided after the proposal of Savage, heat input : 1.8MJ/m

は、レデブライト（先に定義した室温における組織）が少しでも認められる領域を部分溶融域、全く認められない部分を真熱影響部として検討を進める。

2．3　球状黒鉛鋳鉄の再現溶接熱サイクル試験

前節で球状黒鉛鋳鉄の再溶融組織および溶接部組織を、Savageらの提案に基づいて分類した。しかし、前節の実験では溶融部近傍の冷却速度は求めておらず、単に組織観察を行っただけである。そこで、本節ならびに次節において、炭素当量がほぼ等しく、基地組織の異なる２種類の球状黒鉛鋳鉄に対し、連続冷却変態測定装置を用い、いくつかの再現溶接熱サイクルを与え、再現ＨＡＺのＭｓ点、組織および硬さを検討してＣＣＴ図を作成し、鋳鉄のＨＡＺの組織を$\Delta T_{8/5}$の冷却時間から検討することとした。

2．3．1　使用材料

供試材として用いた２種類の球状黒鉛鋳鉄FCD400およびFCD600の化学組成、引張強さをTable2.2に、顕微鏡組織をFig.2.5にそれぞれ示す。

Table 2.2　Chemical compositions (mass %) and tensile strength (MPa) of cast irons

	C	Si	Mn	P	S	Mg	C.E.	T.S.
FCD400	3.61	2.65	0.48	0.024	0.01	0.03	4.49	406.7
FCD600	3.55	2.79	0.47	0.024	0.01	0.03	4.48	605.6

C.E= C+Si/3

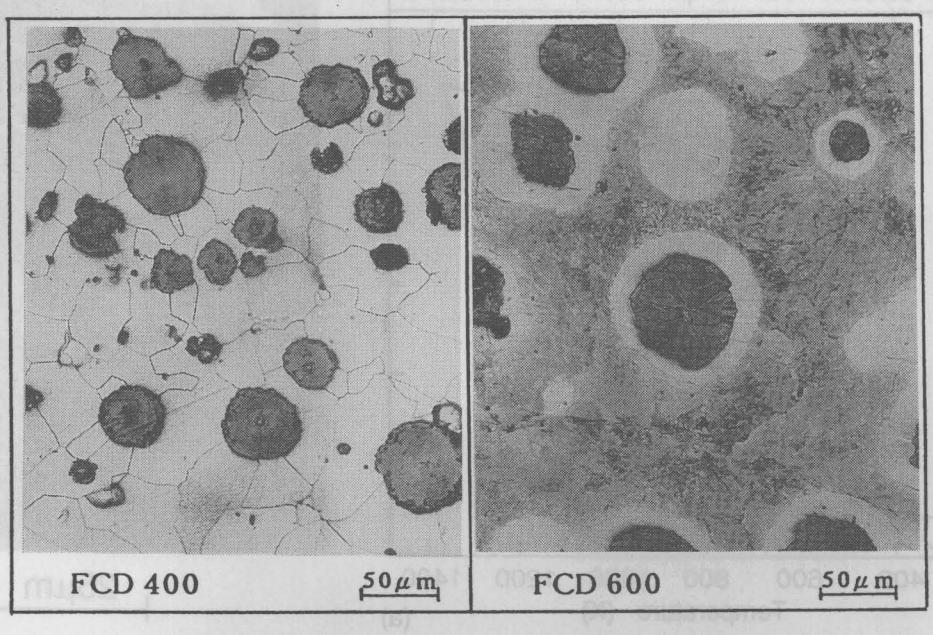


Fig.2.5　Microstructures of FCD400 and FCD600

鋳鉄の炭素当量（C.E.)を求める式として一般的に用いられている

$$C.E. = C + Si/3 \qquad (2\text{-}1)$$

から計算すると、本節の実験で用いたFCD400およびFCD600の炭素当量は、それぞれ4.49および4.48となりほぼ等しい値となっている。FCD600はブルスアイ組織であり、FCD400は鋳放しでブルスアイ組織となっていた鋳鉄（引張強さ542.2MPa :FCD500相当）を、真空焼鈍炉中で 1173K：7.2ks +973K：10.8 ks保持後、炉中冷却させて基地をフェライト化させたものである。

2．3．2 実験方法

供試材から直径3mm、長さ10mmの変態膨張測定用試験片を削り出し、連続冷却変態測定装置を用いて以下に述べる3種類の実験を行った。室温からピーク温度までの加熱時間を4 sとし、

（1） ピーク温度を変化させる。ピーク温度で1 s保持。$\Delta T_{8/5}$は4.5 s一定。

（2） ピーク温度1333K一定として、ピーク温度保持時間を1 sから25.5 sの間で変化させる。$\Delta T_{8/5}$は4.5 s一定。

（3） ピーク温度1353Kで1 s保持後、$\Delta T_{8/5}$を変える。

2．3．3 再現溶接熱サイクルを与えた鋳鉄の膨張・収縮曲線

再現熱サイクルによる膨張・収縮曲線と顕微鏡組織の例を、Fig.2.6(a)および(b)に示す。

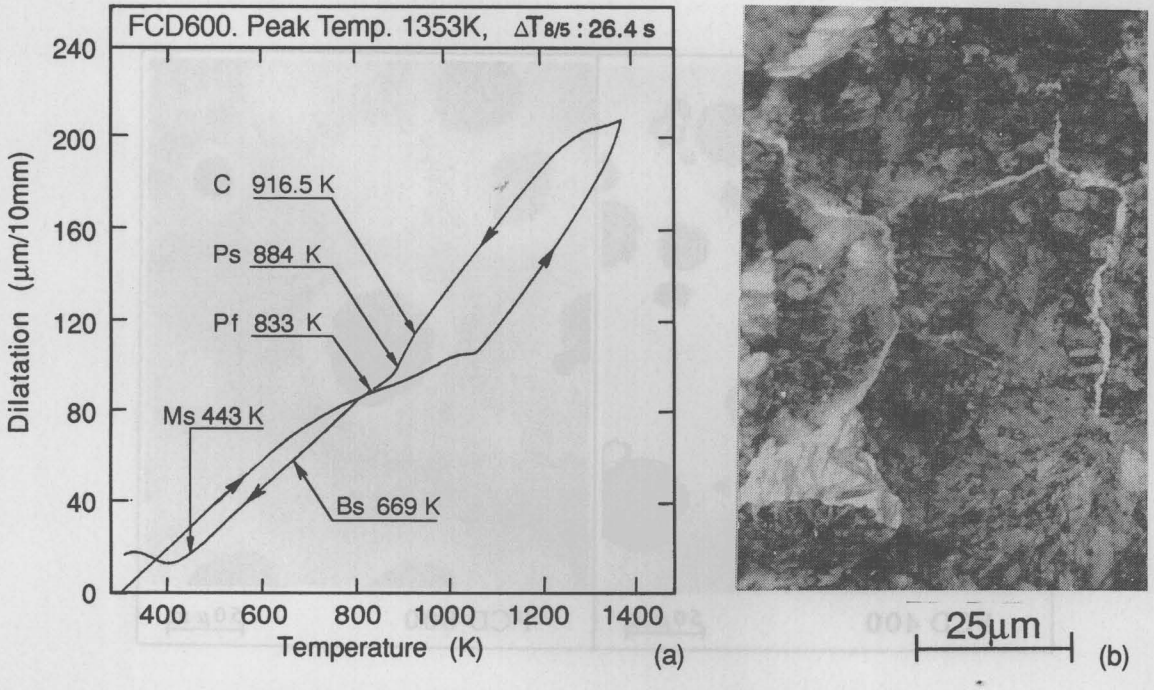


Fig.2.6 Example of dilatation test result (a) and microstructure after dilatation test (b)

室温から1353Kまで４ｓで加熱し、１ｓ保持後、$\Delta T_{8/5}$=26.4ｓで室温まで冷却したものである。(a)において、冷却中、この曲線に初析セメンタイトの析出(C)、パーライト変態の開始(Ps)・終了(Pf)、ベイナイト変態(Bs)による変化がわずかに見られ、443KにＭｓ点が認められる。(a)に示した再現熱サイクルを与えられた試料の顕微鏡組織が(b)であるが、白く網目状に析出した初析セメンタイト、基地組織のトルースタイトおよびわずかに残留したγ中にマルテンサイトが認められる。

２．３．４　ピーク温度とＭｓ点

FCD600を用い、ピーク温度を変え、各ピーク温度で１ｓ保持後、$\Delta T_{8/5}$を4.5ｓ（室温、溶接入熱2.1MJ/mで球状黒鉛鋳鉄のインプラント試験を行ったときのボンド部近傍の冷却時間：４章３節参照）としたときのＭｓ点をFig.2.7に示す。

ピーク温度の上昇に対してＭｓ点が低下していることが分かる。

これはＦｅ－Ｃ合金におけるＭｓ点に及ぼすＣ量の影響[107]に見られるごとく、基地のC量がピーク温度の上昇に伴って増加していることを示している。すなわちピーク温度での保持時間が１ｓという短時間ではあっても、球状黒鉛鋳鉄の電子ビーム溶接[37]、球状黒鉛鋳鉄中の黒鉛粒子の固溶現象[40]あるいは鋳鉄の高周波焼入れ[108]などの諸報告に見られるように、溶融点直下の高温まで加熱されれば、黒鉛粒からのCの拡散により基地のC濃度が速やかに増加することを意味している。しかし短時間・急速加熱のため基地中のC濃度は均一となっていないと考えられ、黒鉛粒からの距離に対応したC濃度を有し、その濃度に応じたＭｓ点をもつことになる。したがって、炭素鋼のＭｓ点がC量増加に対し低温側に移行する[107]ことを考慮すれば、Fig.2.6の膨張・収縮曲線に示されたＭｓ点は、基地中で最もC濃度の低い部分のＭｓ点が現れたものと解釈される。

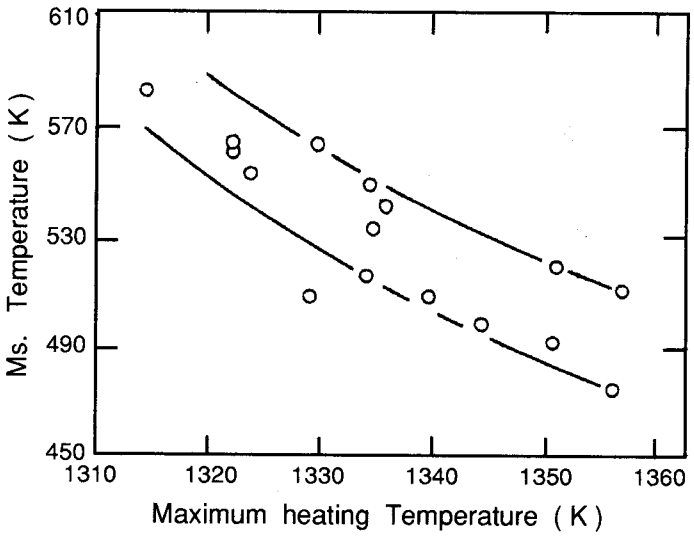


Fig.2.7 Relationship between maximum heating temperature and Ms temperature of cast iron used

2．3．5　ピーク温度を異にするマルテンサイト組織の硬さ

Fig.2.7中の試料のいくつかについて、基地の硬さをマイクロビッカース硬さ試験機（荷重4.9N）で測定した結果をFig.2.8に示す。硬さに幅があるが、最高硬さはHv950前後の高い値を示している。

ピーク温度が上昇したときにやや硬さが低下する理由は、2．3．10でも述べるが、Ms点の低下による残留γによるものと考えられる。

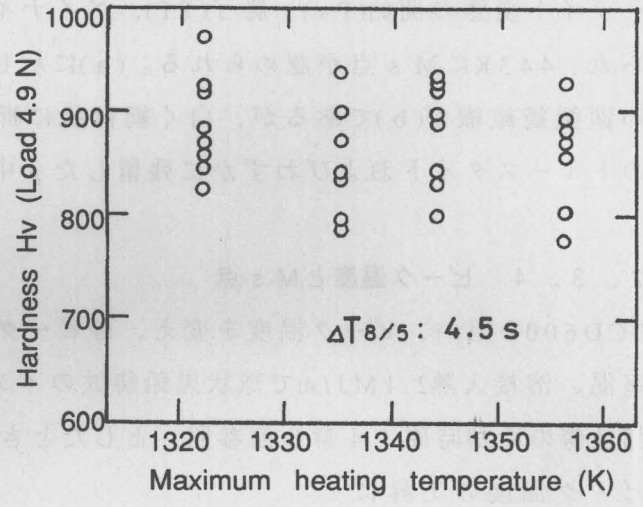


Fig.2.8　Micro-Vickers hardness of FCD600 heated to different peak temperature shown in the Fig.2.7

2．3．6　ピーク温度を異にするマルテンサイトの顕微鏡組織

Fig.2.9にピーク温度の変化に対する顕微鏡組織の例を示す。ピーク温度が1322Kから1356Kに上昇すると、細かいレンズ状マルテンサイトの集合組織から、粗いレンズ状マルテンサイトに変わり、マルテンサイト中央部のミッドリブが明瞭になっている。

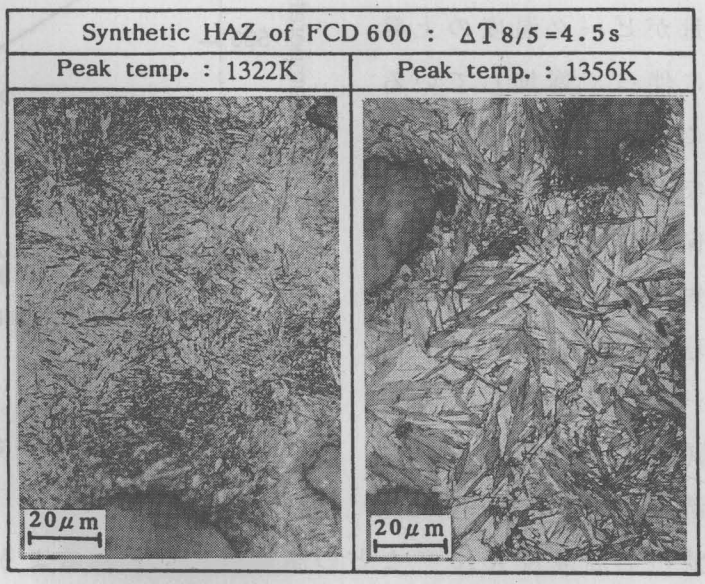


Fig.2.9　Microstructures of FCD600 heated to different peak temperature

Fig.2.7のMs点の低下に対応して、Fig.2.9のマルテンサイトの形態が変化していることは、中炭素マルテンサイトから高炭素マルテンサイトへと、Ms点が下がるにつれて、炭素鋼のマルテンサイトの形態が、板状から次第にレンズ状となり、ミッドリブをもつようになること、およびC量が多いほどレンズ状マルテンサイトが大きくなり、ミッドリブも、より明瞭になること[109,110]とよく合致している。

2．3．7　γ温度域に保持したときの膨張・収縮曲線

FCD600に対して、ピーク温度1333Kで25.5s保持した後、$\Delta T_{8/5}$=4.5sで冷却した場合の膨張・収縮曲線を、Fig.2.10に示す。ピーク温度保持中に約 53μm膨張している。この理由については2．3．8で述べる。

冷却時にベイナイト変態の変曲点が691Kに見られ、Ms点は410Kとなっている。

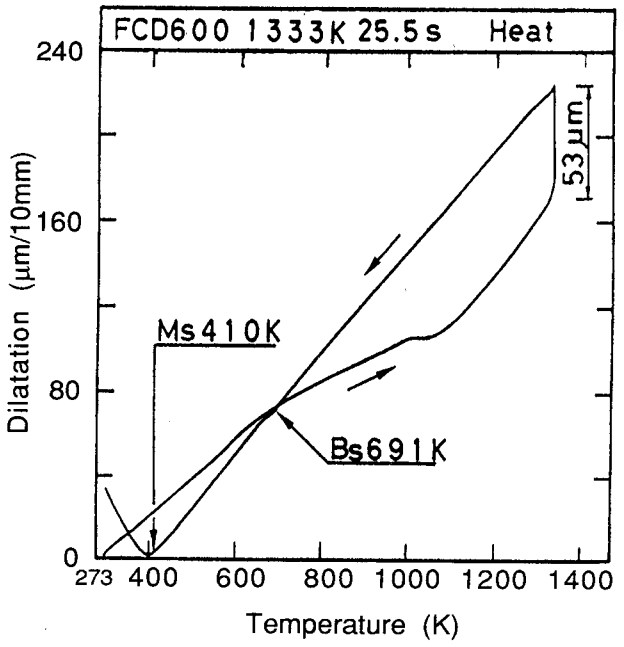


Fig.2.10 An example of the dilatation test result

2．3．8　ピーク温度保持中の膨張量および保持時間とMs点

2種類の供試材について、ピーク温度保持時間を1sから25.5sまで変化させ、ピーク温度保持中の膨張量およびMs点を求めた結果を、Fig.2.11に示す。$\Delta T_{8/5}$はいずれも4.5sである。保持時間が長くなるにつれて膨張量が増加し、逆にMs点は低下している。膨張量は、FCD400がFCD600よりも大となるが、Ms点は同じ保持時間ではほぼ等しい値となっている。

Ms点の低下は前項で述べたごとく基地の最低C濃度が増加したことを意味し、2種類の供試材のMs点がほぼ等しいことは、両者の基地の最低C濃度がほぼ等しくなっていることを意

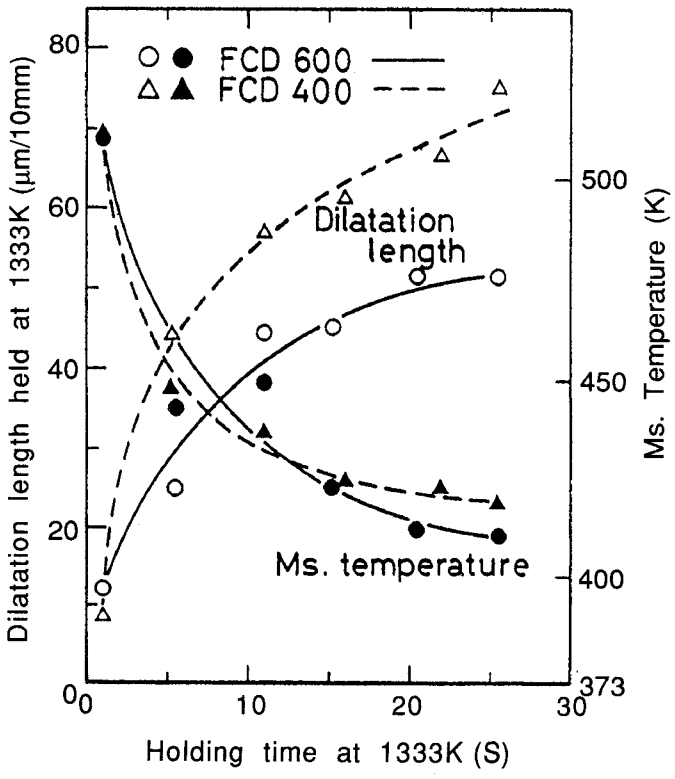


Fig.2.11 Variations of the dilatation length and the Ms temperature with changing holding time at 1333K

味する。

球状黒鉛鋳鉄の1073～1173K間での恒温γ化に関する上田らの研究[111]によれば、パーライト地のγ化はフェライト地に比べて速く、ブルスアイ組織はその中間となり、組織によってγ化に差があることが報告されている。この理由として、γ相の生成がパーライト地ではセメンタイトの溶解とCの拡散、フェライト地では、黒鉛からの直接拡散によるとしている。このγ化には当然加熱温度や加熱時間が関係する。またγの格子定数が固溶Cの増加に伴って大きくなることを示した土屋らの報告[112]がある。これら二つの報告を参照すると、FCD400とFCD600とで、1333K保持中に膨張量に差が生ずるのは、加熱保持の初期段階におけるγ中のC量の差に起因すると考えられる。すなわち、加熱保持中のγ中のC　量の変化は、FCD600では、Fe-C-Si3元平衡状態図の共析点[113]およびブルスアイ組織であることを考慮すると、約0.5%から出発する。これに対してフェライト基地であるFCD400では、フェライトの最大固溶C量は0.02%から出発すると考えられる。すなわちFCD600では、加熱保持の初期の段階ですでに基地は高Cになっているために、加熱保持中のC量の増加がFCD400に比べて少なく、したがって膨張量の増加が少ないこととなる。

試みに、Fig.2.11中の加熱保持時間5ｓ以上の各点について、FCD600の膨張量を18μmほど上方に移動すると、ほぼFCD400の膨張量と一致する。加熱保持時間1ｓの場合には、この関係が見られず、逆に、FCD400の膨張量がFCD600よりも少ない。この原因は、パーライト地のγ化がフェライト地のγ化より速い[111,114]という、γ化速度の差の影響が短時間加熱のため、顕著に現れたものと考えられる。

2．3．9　ピーク温度保持時間と基地の硬さ

Fig.2.11に示した各試料の基地の硬さをマイクロビッカース硬さ試験機で測定した結果をFig.2.12に示す。Hv150程度の幅があるが、全体として保持時間が長くなると、FCD400、FCD600のどちらも基地組織の硬さが低下していることが分かる。この理由は、2．3．10で述べる。

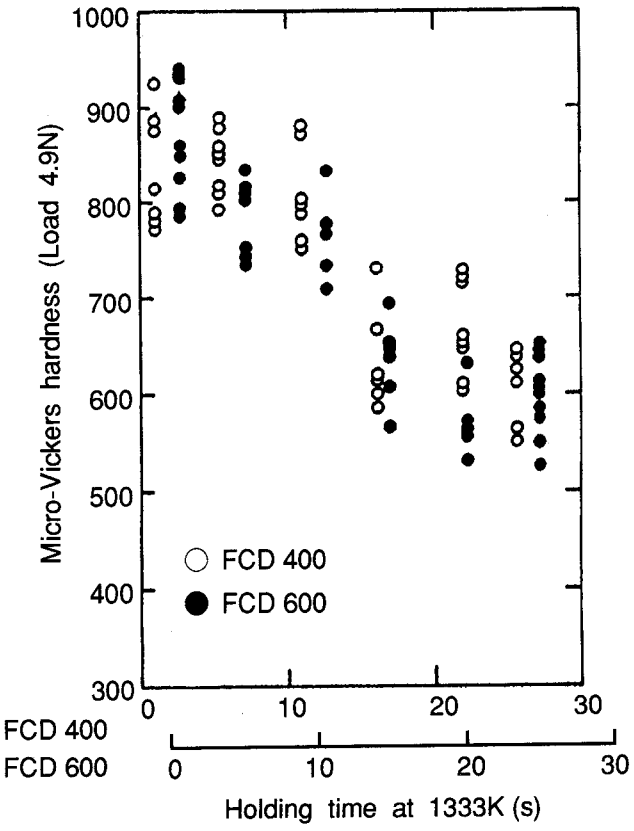


Fig.2.12　Micro-Vickers hardness of the specimens shown in the Fig.2.11

2．3．10　ピーク温度保持時間の異なる試料の顕微鏡組織

保持時間１ｓおよび25.5ｓの場合の顕微鏡組織を、Fig.2.13に示す。図中に示す硬さは、Fig.2.12における各試料の最高硬さである。

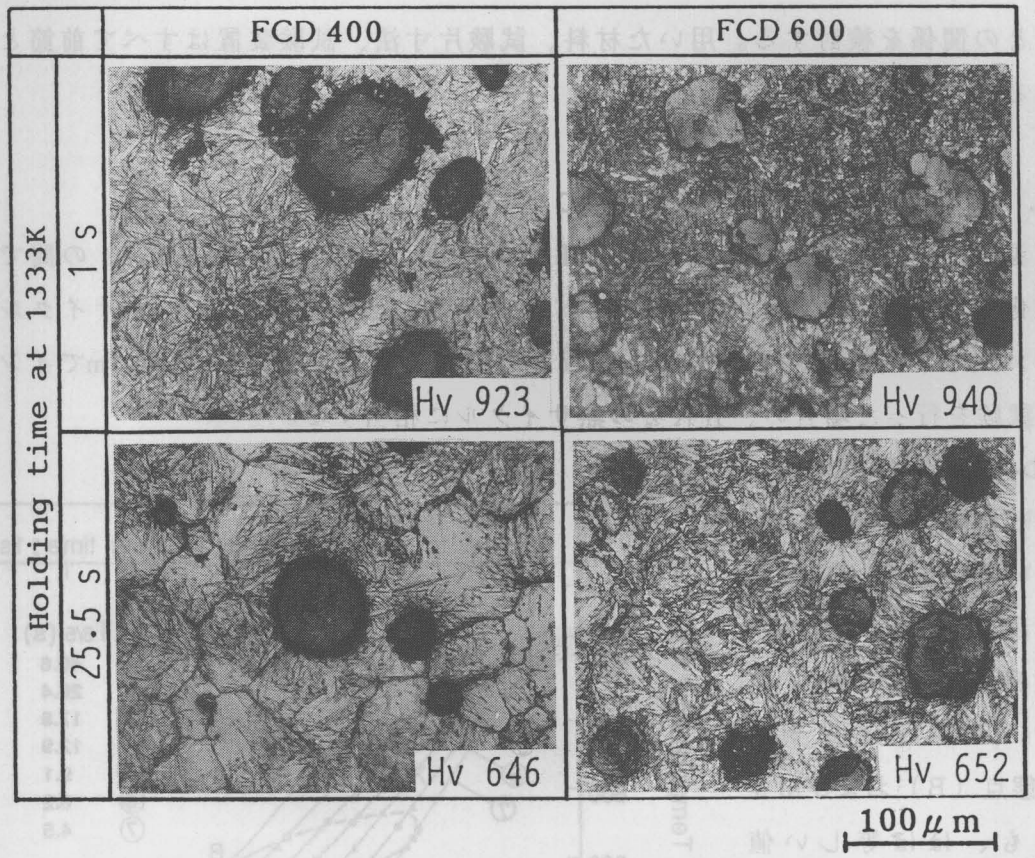


Fig.2.13 Some examples of microstructures tested in the Fig.2.11 ; Hv numbers are the highest hardness shown in the Fig.2.12 respectively

保持時間が１ｓの場合は、細かいレンズ状マルテンサイトであるが、保持時間が25.5ｓと長くなると、初析セメンタイトとごくわずかのベイナイトが網目状に現れ、レンズ状マルテンサイトは粗くなり、残留γが現れている。この残留γはFig.2.11に見られるように、保持時間が長くなるにつれてＭｓ点が低下し、したがってＭｆ点も低下して、室温までの急冷ではマルテンサイト変態が終了せず、基地中に未変態γとして残留したものである。この残留γの影響が、Fig.2.12に基地組織の硬さの低下となって現れている。

2．4　球状黒鉛鋳鉄のＣＣＴ図

2．4．1　使用材料および試験片寸法

前節では、種々の再現熱サイクルを与えられた球状黒鉛鋳鉄のＭｓ点や、マルテンサイト組織について検討した結果を主として述べた。本節では、種々の再現熱サイクルを球状黒鉛鋳鉄に与え、ＣＣＴ図を求めることにより、ＨＡＺの冷却速度と組織との関係を検討する。用いた材料、試験片寸法、試験装置はすべて前節と同一である。

2．4．2　2種類の球状黒鉛鋳鉄のＣＣＴ図

室温から1353Kまで４ｓで加熱し１ｓ保持後、$\Delta T_{8/5}$を4.5～40.6ｓの間で、種々変化させて求めたＣＣＴ図をFig.2.14に示す。$\Delta T_{8/5}$＝4.5ｓの熱サイクルは、200^{l}×300^{w}×19^{t}ｍｍの軟鋼板を支持板として、室温で溶接入熱2.1MJ/mでインプラント試験を行った場合の、ＨＡＺの熱サイクルに相当する。

FCD400およびFCD600をそれぞれ▲および●で示しているが、セメンタイト析出点（C）、パーライト変態開始点、終了点（Ps、Pf）、ベイナイト変態点（B）およびＭｓ点とも、ほぼ等しい値となっている。FCD400とFCD600とで基地組織は異なっているが、炭素当量はTable2.2に示したようにほぼ等しく、急速加熱、１ｓ保持という熱サイクルでも、基地のC濃度がほぼ等しくなっていることがうかがえる。文献に見られるＭｓ点は、供試材の違いや実験条件の違いにより、1.0％Cr、0.3％Mo、1.5％Mnを含む白鋳鉄の388K[105]から、片状黒鉛鋳鉄[100]や球状黒鉛鋳鉄[104]の473Kの間で、種々の値が報告されている。

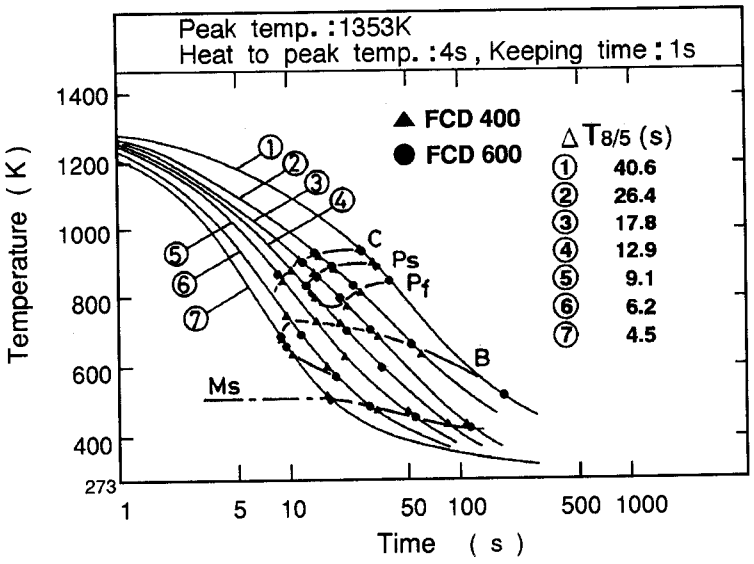


Fig.2.14　CCT diagram of the cast iron used

合金元素を含まない普通組成の球状黒鉛鋳鉄に、種々の熱サイクルを再現させた本実験でのＭｓ点は、$\Delta T_{8/5}$＝4.5ｓの511Kから$\Delta T_{8/5}$＝17.8ｓの438Kとなっており、冷却速度が遅くなるにつれて低温側にＭｓ点が移行する結果は異なるものの、同じく普通組成の球状黒鉛鋳鉄に対して、Ｍｓ点が463～473Kとしている川原ら[102]、

Doddら[104]の報告と大略一致している。本実験での供試材では、$\Delta T_{8/5}$＝13s程度のところにパーライト変態開始の臨界冷却時間がある。

2．4．3　冷却速度の異なる鋳鉄の顕微鏡組織

Fig.2.15に$\Delta T_{8/5}$＝4.5、12.9および26.4sの場合の顕微鏡組織を示す。

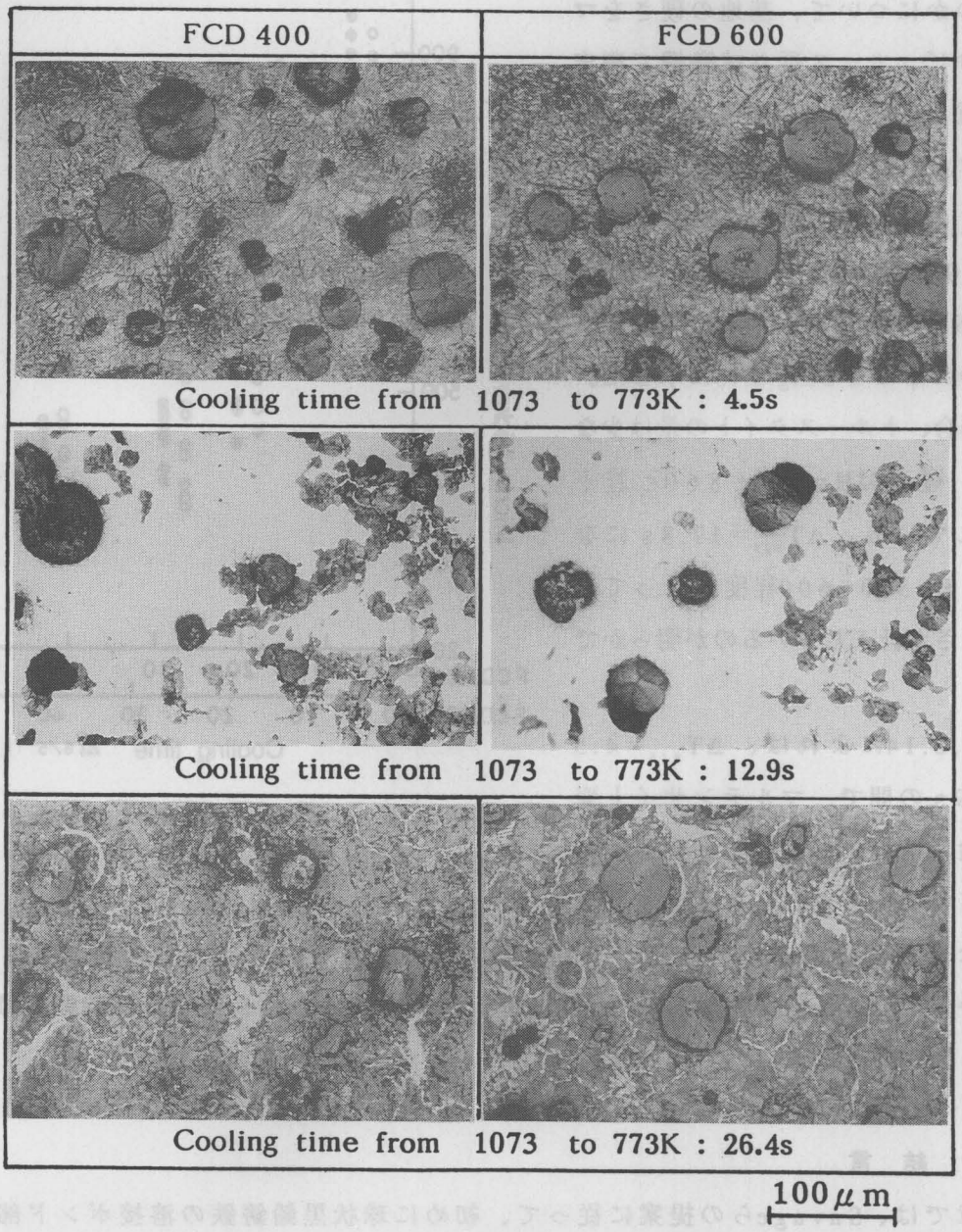


Fig.2.15 Examples of microstructures of synthetic weld heat-affected zone tested in the Fig.2.14

FCD400、FCD600どちらも、同じ冷却時間では同じような組織となっている。すなわち$\Delta T_{8/5}$＝4.5sではマルテンサイト、12.9sではトルースタイトが現れ、トル

ースタイト中には初析セメンタイトも認められる。白い部分はマルテンサイトで、わずかではあるがベイナイト組織も見られた。$\Delta T_{8/5}$が26.4sとなると、初析セメンタイトとトルースタイトの組織となっている。

2．4．4　冷却速度の異なる鋳鉄の基地の硬さ

ＣＣＴ実験を行った試料のうち、いくつかについて、基地の硬さをマイクロビッカース硬さ試験機で測定（荷重：4.9N）した結果をFig.2.16に示す。

$\Delta T_{8/5}$=4.5sの場合の硬さは、Hv800～900となっている。$\Delta T_{8/5}$=12.9sにおいて、トルースタイトが現われることをFig.2.15に示した。この場合、トルースタイトの量は少ないが、硬さはHv700～860と若干低下している。$\Delta T_{8/5}$=17.8sになると、Hv500～600程度となっており、硬さが低下しているのが明らかである。

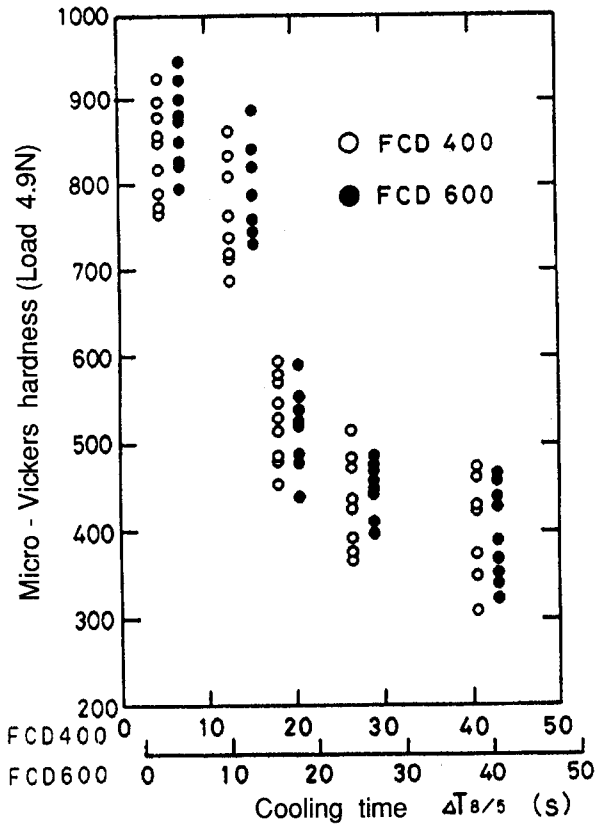


Fig.2.16　Micro-Vickers hardness of the specimens shown in the Fig.2.14

Fig.2.14によれば、$\Delta T_{8/5}$=4.5～12.9sの間で、マルテンサイト変態開始以前に、ベイナイト変態が起こっている。しかし、ベイナイト量は少なく、硬さ低下に対してベイナイトよりもトルースタイトの影響が大きいことが分かる。Fig.2.16からは、FCD400、FCD600のどちらも、同じ冷却時間では同様の硬さとなっている。

2．5　結　言

本章では、Savageらの提案に従って、初めに球状黒鉛鋳鉄の溶接ボンド部の組織を詳細に分類した。次いで基地組織の異なる２種類の球状黒鉛鋳鉄、FCD400およびFCD600に種々の再現溶接熱サイクルを与え、急熱および急冷した鋳鉄のマルテンサイト変態とＣＣＴ図について検討した。これらの再現溶接熱サイクルを受けた組織に対する検討は、３章および４章における、溶接割れ試験の破断部組織と関連するものである。得られた結果を要約すると以下のようになる。

（１）　複平衡状態を有する鋳鉄の溶接部は、高温加熱によって黒鉛粒からのCの拡散により高C濃度となり、組成的液化現象を呈した部分が、その後の急冷のためレデブライト組織となり、鋼の溶接部と異なった特徴ある組織となる。このレデブライト組織に着目することにより、不完全混合域、部分溶融域および真熱影響部を明瞭に区別できる。

（２）　アーク溶接を模した急速加熱、急速冷却の熱サイクルを供試鋳鉄に与えると、ピーク温度における保持時間が１ｓという短時間加熱でも、黒鉛粒から周囲の基地への速やかなCの拡散により、ピーク温度が高くなるほどＭｓ点は低下し、473K以下となる。同じ理由で、ピーク温度保持時間が長くなるほどＭｓ点は低下し、このＭｓ点は母材の基地組織の相違に影響されない。例えば、1333Kでの保持時間が25.5ｓの場合、FCD400、FCD600のどちらもＭｓ点は413K前後を示した。

（３）　ＨＡＺ組織は、室温における基地組織よりは、母材の化学組成と与えられる熱サイクルによって決まる。本実験での供試材は炭素当量がほぼ等しいため、同一の熱サイクルでは同様の組織と硬さを示した。ＨＡＺにトルースタイト組織が現れる$\Delta T_{8/5}$の臨界冷却時間は約13ｓであった。

第３章　球状黒鉛鋳鉄溶接継手の収縮過程および拘束割れ試験結果とその検討

３．１　緒　言

前章において、Savageらの提案に基づき、球状黒鉛鋳鉄のＨＡＺの組織を、溶融鋳鉄が急冷されたときにできるレデブライト組織に着目して、検討した結果を述べた。さらに$\Delta T_{8/5}$を種々変化させた再現溶接熱サイクル、あるいはピーク温度、ピーク温度における保持時間を変えた再現熱サイクルを与え、鋳鉄のＭｓ点およびＣＣＴ図について検討した結果を述べた。これらの検討結果により、鋳鉄のＨＡＺ組織に関する知見を得ることができた。本章では、球状黒鉛鋳鉄溶接継手の収縮過程を検討し、拘束割れ試験を行った結果について述べる。

鋳鉄は溶接割れが起こりやすい材料として知られ、溶接部に対する信頼性が低く、難溶接材として扱われている。鋳鉄溶接継手の引張強さについての報告[15、21、32、33、43、49、51、53]は多いが、いずれも溶接後に万能材料試験機によって、引張強さを求めたものである。実際の溶接継手においては、母材への溶接熱の伝導により、溶接部は冷却とともに収縮し、実施工状態すなわち変位が拘束された状態では、温度降下に伴って継手部に拘束応力が発生し、徐々に増大してゆくこととなる[115-119]。実際の構造物における溶接継手に生ずる拘束応力、およびこの拘束応力による溶接割れを再現するための動的拘束割れ試験法として、渡辺らにより開発されたＲＲＣ試験（Rigid Restraint Weld Cracking Test）がある[120]。鋼材に対する拘束割れ試験の報告は多いが、鋳鉄に対するＲＲＣ試験報告は見当らない。わずかに、鋳鉄の拘束溶接割れ試験として、拘束溶接治具に小試験片を取り付け、変態超塑性を利用して拘束応力を低下させ、割れを防止した加藤らの報告[52]があるが、小試験片であること、$\Delta T_{8/5}$が４０ｓ以下にはならないことなど、実溶接状態と多少異なっていると考えられる。

前章で述べたごとく、鋳鉄は複平衡状態を有するため、溶接金属部の不完全混合域にレデブライト組織が生ずるなど、炭素鋼の溶接部とは組織的に異なるものとなる。さらに鋳鉄の機械的性質や物理的性質は、炭素鋼と異なっている部分もあり、ＲＲＣ試験を行うことにより、鋳鉄溶接継手の拘束応力の変化や破断状況を、より実際の溶接に近い状態で検討できると考えられる。

そこで、本章では球状黒鉛鋳鉄を母材とし、軟鋼用被覆アーク溶接棒（D4301）およびDFCNiFeを用いてアーク溶接を行った場合の、冷却中における収縮過程およ

び収縮量を初めに調べ、この結果を拘束距離を一定としたＲＲＣ試験による、拘束応力の発生状況、破断応力と対比させて検討した。さらに、DFCNiFeを用いて拘束距離を変えた場合の、拘束応力の発生状況、破断応力および破断部の組織について検討し、鋳鉄の溶接割れに関する基礎的データを得て、これらの結果を基に、鋳鉄の溶接割れ低減の方策を検討することとした。なお、D4301は軟鋼用として市販されているもので、鋳鉄溶接には適当ではないと考えられるが、重要度の低い部分の鋳鉄の補修溶接などで用いられることもあり、比較の意味で実験に供した。

３．２　D4301 およびDFCNiFe 溶接棒を用いた球状黒鉛鋳鉄溶接継手の収縮過程

球状黒鉛鋳鉄も基本的には鉄鋼材料であるが、鋼よりはるかに多く含まれるＣが、球状の黒鉛となって基地中に分散して存在し、例えば、熱伝導率や熱拡散率が軟鋼より小さい[121、122]など、軟鋼とは異なった熱物性値を有する。軟鋼溶接継手の収縮過程に関する研究は、一連の佐藤らの研究報告[116-119]があるが、球状黒鉛鋳鉄の溶接継手の収縮過程に関する報告は見当たらない。本節では、球状黒鉛鋳鉄の実溶接継手の収縮過程を検討し、佐藤らの報告を参考にした計算結果と比較する。

３．２．１　使用材料および試験片寸法

本節の実験で用いた球状黒鉛鋳鉄（JIS第４種FCD600相当品）および溶接棒の溶着金属の化学組成と機械的性質をTable 3.1 に示す。

Table 3.1　Chemical compositions (mass %) and mechanical properties of cast iron and electrode

	C	Si	Mn	P	S	Mg	Ni
FCD600	3.54	2.13	0.56	0.02	0.01	0.04	--
DFCNiFe	0.99	0.28	1.90	0.007	0.002	--	54.34
D4301	0.09	0.08	0.54	0.014	0.01	--	--

	T.S.(MPa)	E(GPa)	Elong.(%)
FCD600	609.6	166.6	4.1
DFCNiFe	520	--	--
D4301	440	--	31.0

押湯を十分に効かせ、下注ぎ縦鋳込みで鋳造した断面40×45mm、長さ500mm の角棒から、35mm角の正方形断面形状に機械加工して試験片とした。開先形状はＹ形とし、開先角度を60度とした。母材の顕微鏡組織は２章と同様のブルスアイ組織である。

3．2．2 溶接継手の収縮量測定方法

実験はFig.3.1に示すような方法で行った。すなわち試験片の一方をC形クランプで固定し、他方を溶接による回転変形、角変形を防止しながら横収縮を測定できる状態として、移動側端面に電気式ダイヤルゲージを接触させ、収縮量を増幅器を介して記録計に記録させる。

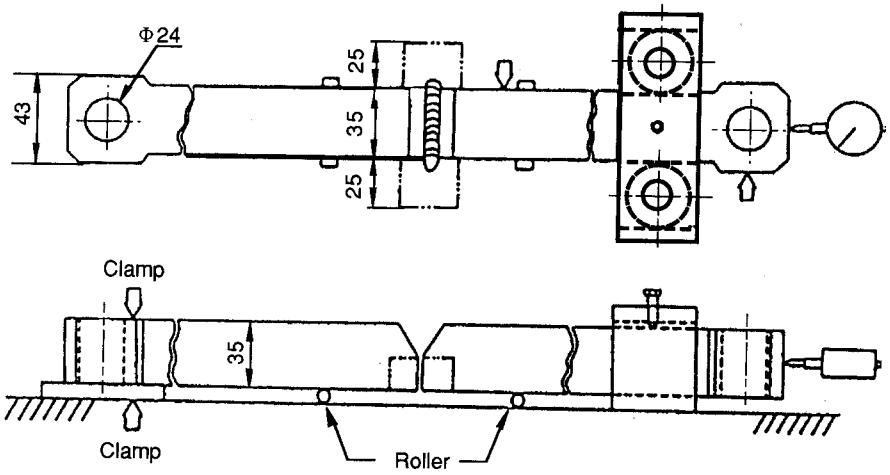


Fig.3.1 Setup of specimens for measuring contraction of weld joint during cooling ; arrow marks of the right hand specimen indicate the restraint to avoid the rotational distortion

ルート間隔を2mmとし、固定部中心から移動側端面までの距離を 600mmとした。一方の試験片の開先近くに、板幅を3等分する位置に下面から熱電対挿入孔を2箇所あけ、感熱部がボンド部近傍に位置するように、クロメル・アルメル(C・A)熱電対(0.3mmφ)を2組セットして、溶接熱サイクルを求めた。2組の熱電対で得られた熱サイクルから、板幅中央部におけるボンド部の熱サイクルを推定し、冷却中の収縮量の変化と対応させる。開先面は実験直前にアセトンで十分脱脂し乾燥させた。

安定した溶接を行うため溶接始終端は開先両側に取りつけた鋳鉄タブ板内に、それぞれ約5mmのビードを置き、このタブ板は実験が終了するまで取り除かなかった。

Table 3.2 に溶接条件を示す。

Table 3.2 Welding conditions used

Coated electrode		D 4301	DFCNiFe
Heat input	(MJ/m)	2.7	2.1
Bead length	(mm)	45	
Welding speed	(mm/s)	1.67	

3．2．3 球状黒鉛鋳鉄溶接継手の収縮量の経時変化

Fig.3.2に収縮量の経時変化およびボンド部近傍の冷却曲線を示す。溶接はタブ板上で開始したが、図における時間軸の原点はビードが試験片に入った時点とした。

DFCNiFe使用の場合は溶接後６ｓから、またD4301使用の場合は溶接後８ｓから、急激な収縮の発生を示す。

DFCNiFe使用の場合は、0.23mm前後、D4301使用の場合は0.21mm前後の値を示して停滞した後、再び緩やかに収縮していく。最終的にはほぼ0.37mm前後の一定値となった。

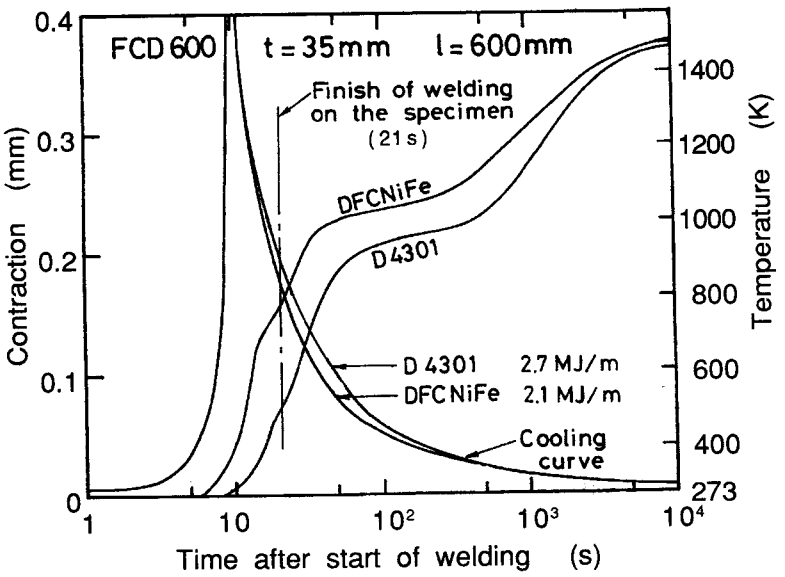


Fig.3.2 Progress of contraction of weld joint with 600 mm of measuring distance

収縮過程の時間的変化は、佐藤ら[116-119]による軟鋼厚板の継手収縮過程（３段階の変化を示す）の報告と定性的には同様であるが、第１段階での収縮量のピーク値および最終収縮量はどちらも少し大きくなっている。しかし最終収縮量に対する第１段階でのピーク値の比率0.6は、板厚35mmに対する佐藤らの報告と一致している。

溶接開始後、アークが試験片中央まで来るのに、10.5ｓかかるため、冷却曲線を10.5ｓシフトさせて考えると、板幅中央部にアークがあり、その部分が溶融状態のとき、すでに溶接始端部は870K前後に温度降下していると考えられ、収縮が始まっていることになる。

３．２．４　収縮量の経時変化に対する考察

曲げを拘束した試験での、溶接開始時の長さを基準とした熱収縮を考える場合、溶接開始部が溶融後、凝固して強度が生じるまでの間に、アーク熱がどの程度母材に移行して、その際の熱膨張量が、どの程度開先内に取り込めるかで、冷却中の収縮量ならびに最終収縮量が定まる。この熱膨張量には、伝わってきた熱量による物質の温度上昇に関与する熱拡散率と、熱膨張係数が大きく関係する。

球状黒鉛鋳鉄は、黒鉛の形態や分布状態がねずみ鋳鉄と異なり、Ｓｉ量もねずみ鋳鉄より多い。そのため、後掲Table3.A1に示すように、熱伝導率や熱拡散率が軟鋼より小さいなど、諸物性値が異なり、単純にこれらの物性値の大小だけで母材の熱膨張量を論ずることはできない。そこで、佐藤らの報告を参考にして、本節で用いた試験片と同じ断面の、細長い球状黒鉛鋳鉄棒および軟鋼棒の原点に、同じく線熱

源2.1MJ/mが瞬間的に与えられ、外表面から熱放散がある場合の、冷却曲線（溶接線から1mm離れた位置）および収縮量（標点距離：600mm)の経時変化を計算した結果が、それぞれ付録のFig.3.A1およびFig.3.A2である。

Fig.3.2に示す実験結果に、上述の球状黒鉛鋳鉄についての計算結果を重ねて、Fig.3.3に示す。ただし、実験結果と時間軸を合わせる意味で、瞬間熱源を与える時間を10.5sの時点にシフトさせて描いている。

図から分かるように、収縮量の経時変化の傾向は実験結果と計算結果でほぼ一致している。

第1段階での収縮量のピーク値および最終収縮量が異なっているのは、計算値が溶接金属の収縮を無視したことによるものであることを後で示す。

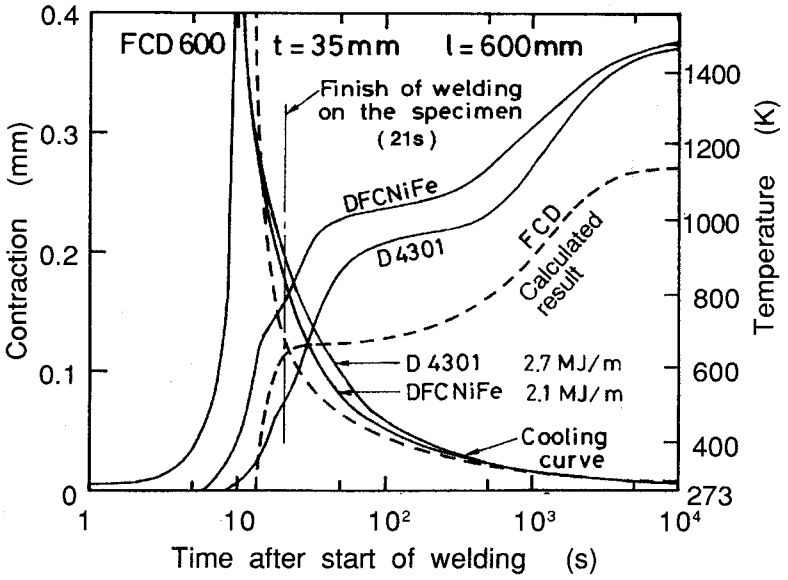


Fig.3.3 Contraction curves and cooling curves of weld joint during cooling obtained by experimental work (solid line) and calculated result by Satoh's equation[116,117] (broken line)

また、佐藤らの報告[117]によれば、収縮の開始する時期は、溶接金属の凝固直後となっている。今回の実験では溶接金属の凝固温度は測定していないため、DFCNiFe使用の場合とD4301使用の場合とで、凝固開始時期に2sの差がある原因を、直接的に凝固温度で説明することはできない。そこで溶込率とTable3.1に示す化学組成とから、両者の溶接金属組成を計算によって求め、以下のように凝固温度を推定した。

Fig.3.2に示した試料の溶込率を、各々5断面について求めた結果、DFCNiFe使用の場合、30.8%、D4301使用の場合35.1%であった。したがって、前者の溶接金属組成は、Fe-37.6%Ni-1.78%C-0.85%Si-1.49%Mnとなり、本論文の第5章で述べるFe-Ni-Mn-C-Si合金に関する実験結果から、凝固温度は1638K程度と推定される。

一方、後者の溶接金属組成は、Fe-1.3%C-0.80%Si-0.55%Mnと計算され、Fe-C-Si合金の炭素当量に関するHeineの報告[113]から、固相線温度は1543K程度となり、DFCNiFe使用の場合の溶接金属の凝固温度より、100K程度低いこととなる。この凝固温度差ならびに、DFCNiFe使用の場合よりも溶接入熱が大きいことが、D4301使

用の場合の収縮開始時期の遅れの原因となっていると考えられる。

上述のように、DFCNiFeを用いた場合の溶接金属の凝固温度を1638K程度と推定したので、以下の諸数値を用いて、溶接金属の最終収縮量を溶接金属幅、温度差および平均熱膨張係数の３者の積として計算する。

各値を以下のようにとると

接金属幅：5mm

温 度 差：1338K (1638～300K)

熱膨張係数：15×10^{-6}/K（Niを34.5%含むオーステナイト球状黒鉛鋳鉄の 1273K～室温の値[122]）

溶接金属の収縮量は、約0.1mmとなり、Fig.3.3に見られる、実験値と溶接金属を無視した計算値との差にほぼ一致することとなる。また、佐藤ら[121]は、溶接金属の収縮量は最終横収縮量の約30%になると述べている。上述の計算結果は、最終収縮量0.375mmの約27%になり、佐藤らの述べた数値とほぼ一致する。

3．2．5　溶接部温度と収縮量の関係

Fig.3.2の二つの実験の冷却曲線は溶接入熱が異なるため、若干異なっている。

例えば、$\Delta T_{8/5}$は溶接入熱 2.7MJ/mのD4301の場合12.5s、2.1 MJ/mのDFCNiFeの場合9sとなっている。そこで溶接線中央のボンド部近傍の冷却過程で、1273K以下の温度と収縮量との関係を、Fig.3.4に示す。

図より、高温では両者の差が大きく、温度降下に伴って次第にその差を縮めながら、収縮量が増加していく傾向が明瞭である。また両者共に高温から570K程度まで温度降下する間、緩やかに収縮し、しばらく停滞後、370K付近から急激に収縮量が増加していることも分かる。

DFCNiFeの場合はボンド部の温度が1273Kの時点で、すでに0.085mmの収縮を示しているのに対し、D4301の場合には0.02mmの収縮しか示していない。

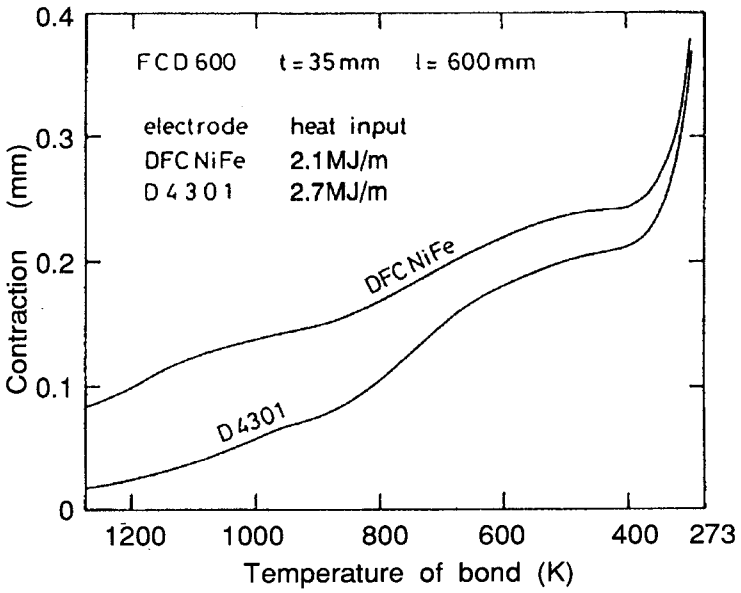


Fig.3.4 Relationship between temperature at the weld bond and the contraction of weld joint

３．２．６　２種類の溶接棒による収縮過程の相違に対する考察

Fig.3.2の説明で、両者の収縮開始時期に、２ｓの差があることを述べた。ボンド部近傍の両者の冷却曲線は、冷却速度の大きい高温時でほとんど重なっており、収縮開始時期に差があれば、同一温度での収縮量は、Fig.3.4のように差がある結果となる。一方、最終収縮量がほぼ等しいことは、溶接開始部のＨＡＺ近傍の熱膨張量のうち、開先内に取り込まれた量と、溶接金属の収縮量との和がほぼ等しいことを示している。そこで溶接金属の冷却中における固体収縮特性を求めるため、以下のような実験を行った。すなわち、部分溶融域や真熱影響部を含まないように注意して、溶接金属から直径３ｍｍ、長さ10ｍｍの小試験片を削り出し、全自動変態記録測定装置を用い、本実験に近似させた熱サイクルを与え熱膨張曲線を求めた。得られた結果をFig.3.5(a)および(ｂ)に示す。最高加熱温度は1373Kとした。

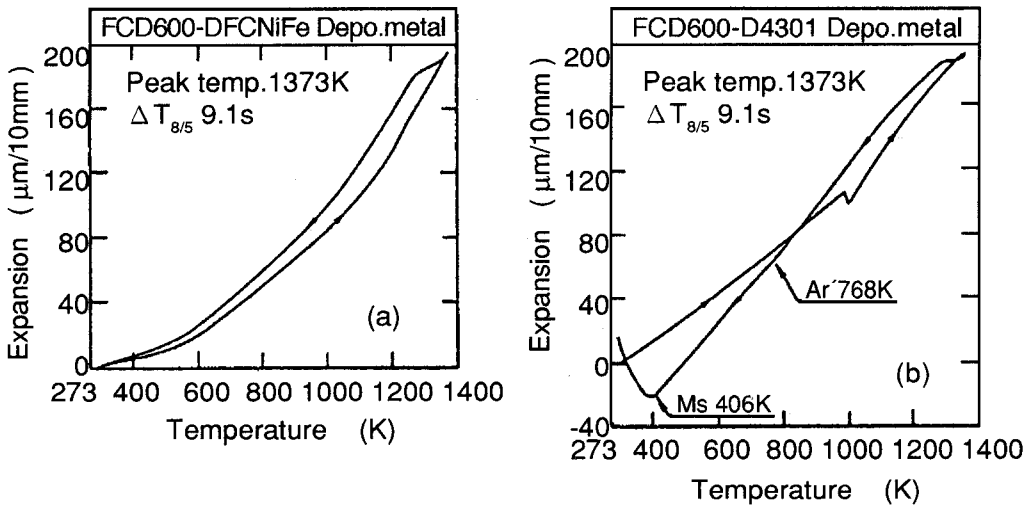


Fig.3.5 Dilatation curves of deposited metal with (a)DFCNiFe electrode and (b)D4301 electrode

DFCNiFeを用いた場合の溶接金属は冷却途中で２回勾配に変化が見られるが、室温まで冷却した時点では加熱前の長さに戻っているのに対し、D4301を用いた場合(ｂ)は、768Kで小さな変曲点を示し、406Kでマルテンサイト変態による相変態膨張が起こっている。室温に戻った時点で、元の長さよりも若干長くなっているのは、与えた熱サイクルと溶接金属が受けた熱サイクルとが、多少異なっていることを示しているが、Ｍｓ点は変わらないと考えられる。両曲線の高温部における、同一温度区間での長さ変化を比較すると、DFCNiFeの場合の収縮量が、D4301の場合よりも大きくなっている。すなわち高温状態における熱膨張係数は、DFCNiFeを用いた場合の溶接金属の方が大きいことを示している。しかし全体的に見れば、試験片長さ10mm、温度区間約1080Kに対し、どちらも約0.2mmの収縮を示している。

Fig.3.2の実験において、溶接金属の幅は5mm程度であり、凝固温度に100K程度の差はあるものの、溶接金属の収縮量はどちらも、0.1mm程度と考えられる。このことから、先に述べた最終収縮量がほぼ等しいという結果は、本実験の入熱範囲では、開先内に取り込まれる熱膨張量が、時間が短い（＝その間の母材への熱移動量が少ない＝その間の母材部の熱膨張量が少ない）こともあって、入熱量の大きさにほとんど影響されなかったことを示している。この場合、ルート部の溶接金属強度が回復した後の溶接部近傍の熱収縮は、他の部分の熱膨張によって打消されるため、高温域での収縮計測量は小さくなる。したがって、溶接入熱の大きいD4301の場合が、入熱の小さいDFCNiFeの場合より打消し量が大きくなり、高温域での収縮計測量は、より小さくなる。この理由と、先に述べた凝固開始時期の違いが、Fig.3.4における高温域での収縮量の差となっている。

Fig.3.5に見られる2種類の溶接金属の収縮特性は、Fig.3.4には現れていない。例えば、Fig.3.5(b)の溶接金属に見られる406K以降の相変態膨張が、Fig.3.4の温度－収縮曲線には認められない。溶接金属の相変態膨張が直接影響するのは、ルート部近傍の溶接金属部であるが、この部分は後掲のFig.3.11(B)から分かるごとく、レデブライト組織となっている。406K程度の温度では、レデブライト組織は十分な強度を有し、マルテンサイト変態がビード上層部に生じても、このルート部で拘束され、外部への膨張として検出されないこととなる。これが、D4301使用の場合の温度－収縮曲線において、低温域で変曲点が生じなかった原因と考えられる。

3．3　D4301およびDFCNiFe溶接棒を用いた球状黒鉛鋳鉄溶接継手のＲＲＣ試験

3．3．1　ＲＲＣ試験方法

試験片の材質、形状、寸法、溶接条件、溶接方法および温度測定法などはすべて前節と同一である。実験装置は正回転、逆回転の可能な無段変速モータにより、突合せ継手において任意の位置間を溶接中および溶接後一定に保つように、拘束力を加えあるいは減ずることのできるものであり、容量は245kNである。溶接による回転変形、角変形を防ぐため、試験片を次頁のFig.3.6に示すように完全に固定した。

ルート間隔を2mmとし一方の試験片の裏面に差動トランスを取付け、他方の試験片裏面に固定したステンレス棒と接触させ、測定精度を±2μmとして、変位がこの範囲を超えた場合に荷重が増減して、ルート間隔も含めて、設定した拘束距離を常に保つようにさせた。拘束距離は収縮量測定と対応させるため600mmとした。

渡辺ら[120]、佐藤ら[123]により定義された拘束度（K）

$$K = E \times h / l \qquad (3\text{-}1)$$

ここで、E：縦弾性係数、h：板厚、l：拘束距離

を計算するとE＝167GPa（Table 3.1）、h＝35mm、l＝600mm に対して、K≒9.72

kN/mm·mmとなる。Fig.3.6中の45度レ形開先は、次節で行う拘束距離を変えたＲＲＣ試験の一部に用いたものである。

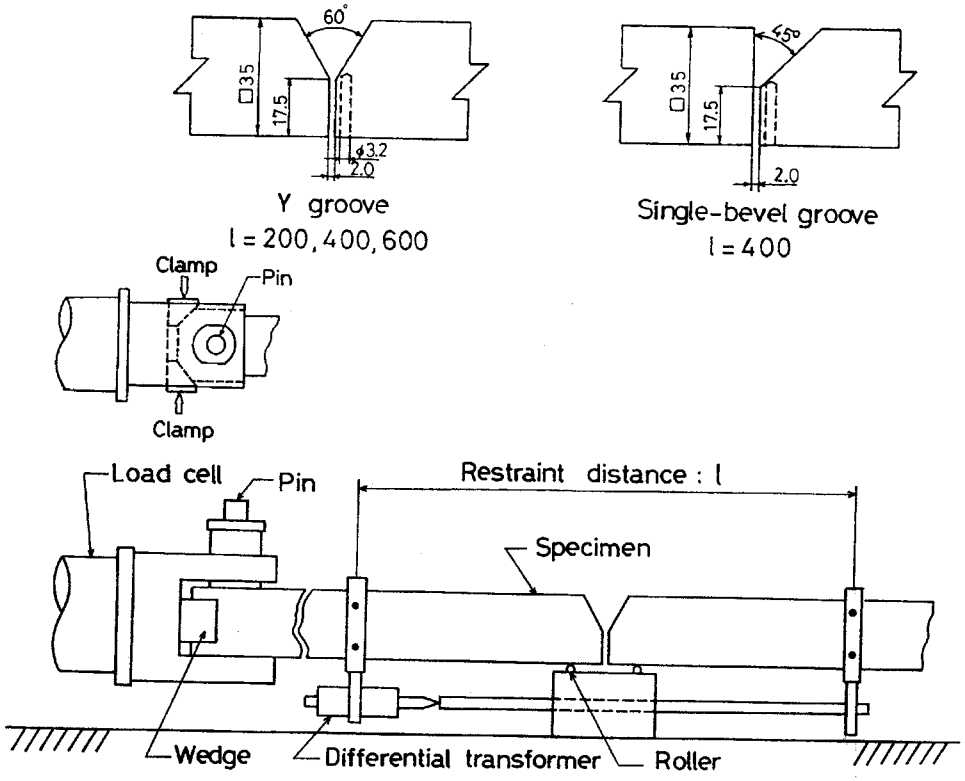


Fig.3.6 Setup of specimens for RRC test and detail of grooves

３．３．２　D4301およびDFCNiFeによる拘束応力の経時変化

Fig.3.7にビードが試験片に入ってからの時間を基準とした、拘束応力の経時変化を示す。本実験ではどちらも実験中に破断したため、各破断部の負荷方向に対する垂直投影断面積を用いて拘束応力を計算した。

収縮量測定において、溶接開始後６～８ｓで収縮が始まっていたが、拘束応力もほぼ同様の時期から現れている。３．２．３項で述べたごとく、この時期には溶接始端部はすでに870K前後に低下しており、収縮応力が発生することになる。この応

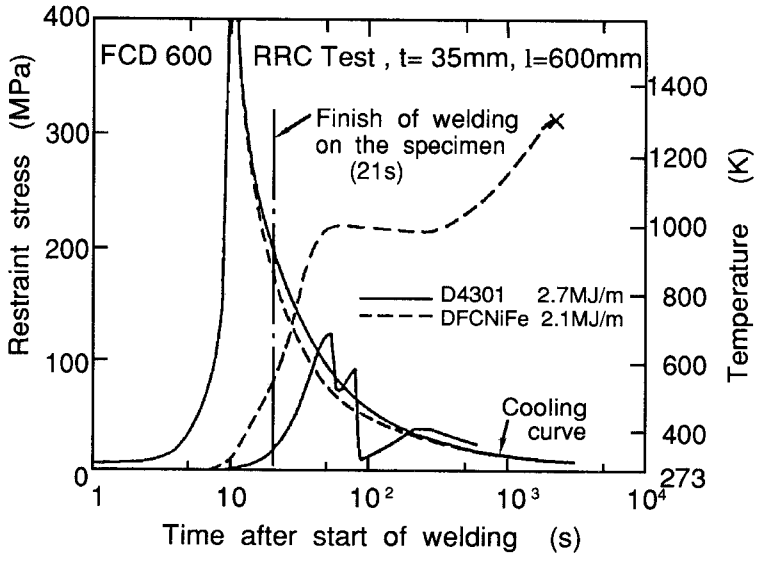


Fig.3.7 Progress of restraint stress with the RRC test at 600 mm of restraint distance

力が検出されて、Fig.3.7となったものである。DFCNiFeの場合、拘束応力の増加は収縮量の増加とよく対応しているが、D4301の場合は最大拘束応力130MPaを示した後、急激に拘束応力が低下し、以後、のこ歯状に拘束応力が変化しながら低下していく。溶接中の観察では、拘束応力が急激に低下したときに、ビード終端部に縦割れが発生し、以後、この割れが進展していくのが認められた。

3．3．3　溶接部温度と拘束応力の関係

Fig.3.8にFig.3.7で示した実験の、板幅中央のボンド部近傍の温度と拘束応力との関係を示す。D4301を用いた場合、溶接線中央部の温度が583Kとなった時点で、割れが発生していることが分かる。

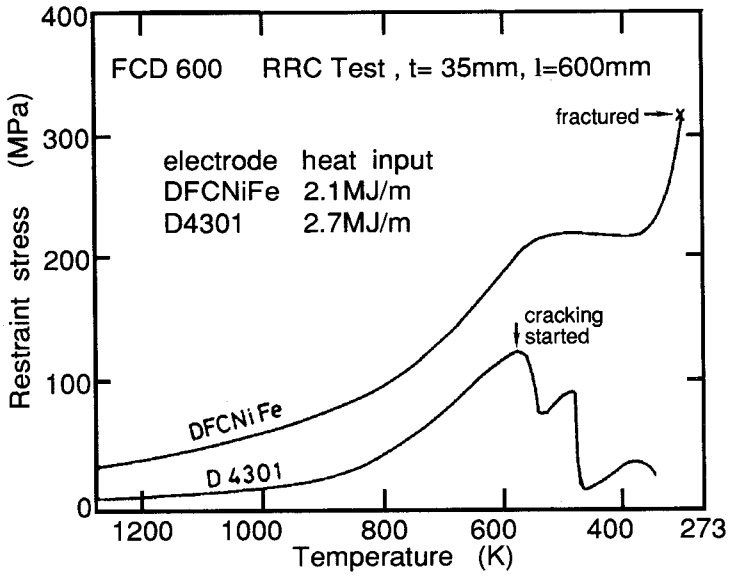


Fig.3.8　Relationship between temperature at the weld bond and the restraint stress

割れ発生位置はビード終端部であり、実際に割れが発生した位置の温度は、583Kよりも高温であろう。アークが試験片中央を通過後、板幅終端にくるまで10.5s かかるので、単純に冷却曲線を10.5s 長時間側にシフトさせると、約670Kとなり、割れ発生点の温度は670K程度であったと考えられる。一方DFCNiFe使用の場合は、520K付近まで拘束応力は単調に増加し、220MPa程度の値を示した後、わずかに低下し、その後370K付近から再び拘束応力は増加して、308K、316MPaで瞬時に破断している。破断の位置はボンド部近傍であった。前掲のFig.3.4における収縮量の変化を1000～600Kで比較すると、D4301使用の場合の方がその変化率は大きくなっていた。しかしFig.3.8の両方の溶接継手の拘束応力は、その温度区間でほぼ平行になっている。これらの相違の理由は引張力の有無によると考えられる。

すなわち、収縮量の測定は自由な横収縮量の測定であるのに対し、拘束応力の測定は常に一定の拘束距離を保つように、試験片に収縮量に応じた引張力を作用させて測定する。金属の変形抵抗は温度により異なり、変形抵抗の小さい高温での収縮は、小さな引張力によって大部分引張塑性変形に転じてしまう。そのため、自由収縮量の増加に見合う引張力の増加を必要とせず、温度に対する収縮率と拘束応力の変化率とは、必ずしも対応しないと考えられる。またFig.3.4でDFCNiFe使用の場合の収縮量が、550～370Kにおいて若干増加の傾向にあるのに対し、Fig.3.8の応

力が同一温度範囲で一定であるのは、ＨＡＺに生ずるマルテンサイト組織の相変態膨張に重なって、引張力が作用しているために、加藤ら[52]が報告した変態超塑性が起こっているものと考えられる。

３．３．４　破断部のマクロ写真

Fig.3.9に破断部のマクロ写真を示す。

前述したようにD4301使用の場合、溶接金属中央線に溶接終了後約30ｓという比較的高温の時期に縦割れを生じ、写真に示すごとくビード割れが起こっている。一方、DFCNiFe使用の場合は、ボンド部近傍で破断していることが分かる。

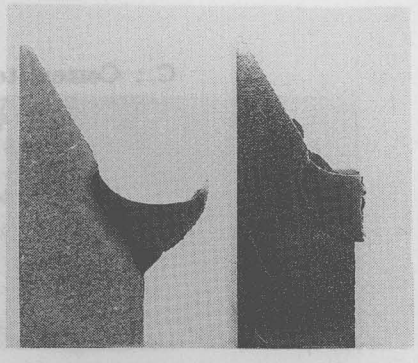


Fig.3.9　Macrophotographs of fractured parts

３．３．５　破断部の硬さ分布

Fig.3.9 に示した試験片の硬さ分布を、溶接境界を原点としてFig.3.10に示す。

溶接金属の硬さは、D4301を用いた場合Hv525程度、DFCNiFe使用の場合Hv315程度となって、D4301を用いた場合が高い値を示している。D4301心線はC量約0.1%の低炭素鋼であり、軟鋼用溶接棒として市販されているものである。この溶接棒が、黒鉛を含む高Cの鋳鉄母材と溶融混合した場合、溶接金属のC量は、溶込率にもよるが、当然高Cとなり、急冷されると硬い高炭素マルテンサイトが生成しやすくなる。一方、鋳鉄用溶接棒として市販されているDFCNiFeはNi量が多いため、溶接金属は室温でγ組織となり、D4301を用いた場合ほど硬くはならない。Fig.3.10において硬化域の幅が、D4301使用の場合が若干広いのは、溶接入熱の差によるものであろう。

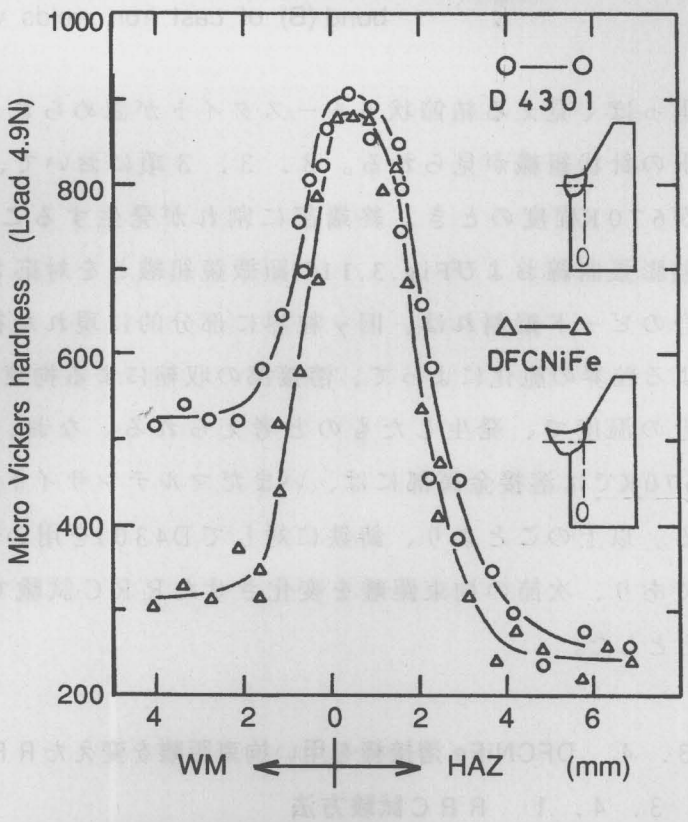


Fig.3.10　Hardness distribution of welds

3．3．6　破断部の顕微鏡組織

Fig.3.11にD4301を用いた場合の破断部および溶接境界部の顕微鏡組織を示す。溶接金属は旧γ柱状晶の境界に、線状に少量のFe_3Cおよび、Fe_3Cをはさむように、

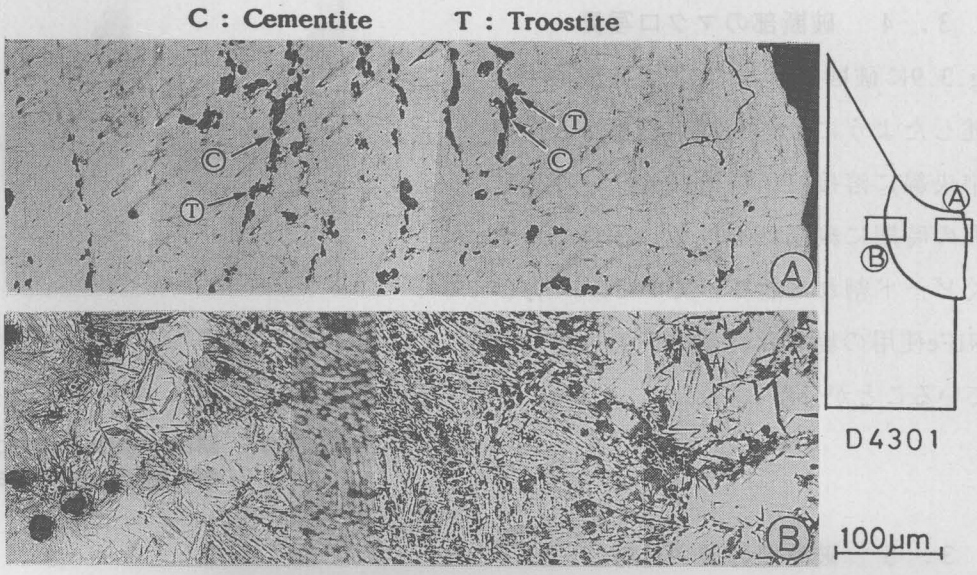


Fig.3.11　Microstructures of deposited metal (A) and weld bond (B) of cast iron welds with D4301 electrode

黒っぽく見える結節状トルースタイトが認められ、全体的には細かいマルテンサイトの針状組織が見られる。3．3．3項において、D4301使用の場合、ビード終端が670K程度のとき、終端部に割れが発生することを述べた。Fig.3.5(b)に示す熱膨張曲線およびFig.3.11の顕微鏡組織とを対応させて考えると、D4301使用の場合のビード縦割れは、旧γ粒界に部分的に現れた初析Fe_3Cおよびトルースタイトによる粒界の脆化によって、溶接部の収縮による拘束応力が130MPa程度となる670K付近の温度で、発生したものと考えられる。なお、Fig.3.5(b)から分かるごとく、670Kでは溶接金属部には、いまだマルテンサイト組織は形成されていないこととなる。以上のことより、鋳鉄に対してD4301を用いて、ＲＲＣ試験を行うのは不適当であり、次節の拘束距離を変化させたＲＲＣ試験では、DFCNiFeのみを使用することとした。

3．4　DFCNiFe溶接棒を用い拘束距離を変えたＲＲＣ試験

3．4．1　ＲＲＣ試験方法

前節の結果を受けて、次にDFCNiFeを用い拘束距離を600、400および200mmの3段階とした試験を行った。拘束度Ｋは計算上、それぞれ9.72、14.58および29.16 kN/mm･mmとなる。ルート間隔その他の実験条件はすべて3．3節と同一である。

破断部組織に対する開先形状の影響を検討する目的で、拘束距離400mmにおいて、3．3．1項のFig.3.6中に示す形状の、45度レ形開先についても実験を行った。

3．4．2　拘束応力の経時変化および溶接部温度との関係

Fig.3.12およびFig.3.13にDFCNiFeを用い、拘束距離を変えたＲＲＣ試験における、拘束応力の経時変化、拘束応力と溶接部中央部の温度との関係をそれぞれ示す。

佐藤らの報告によれば、断面形状が一定な本実験の場合、拘束応力がピーク値を示した後、いったん低下し始める時期は拘束距離に関係なく、また、再び拘束応力が増加し始める時期は、拘束距離が短いほど早くなるはずである。しかし、Fig.3.12および3.13からは低下し始める温度は、Y形開先の場合、拘束距離200および400mmでは500K程度であるが、600mmでは570K程度と高く、レ形開先の400mmは、433Kと低くなっており、他方、再増加する時期はいずれも370K前後と差がない結果となった。

拘束距離が長いほど破断する時期は遅く、破断応力は上昇するが、いずれも370K以下300MPa前後であった。今回の実験では、拘束距離600mm(拘束度：K＝9.72kN/mm･mm)の場合でも、拘束応力が最終的に飽和する以前に破断してしまい、このため、破断に到らない拘束距離（拘束度）を明確に測定することはできなかった。

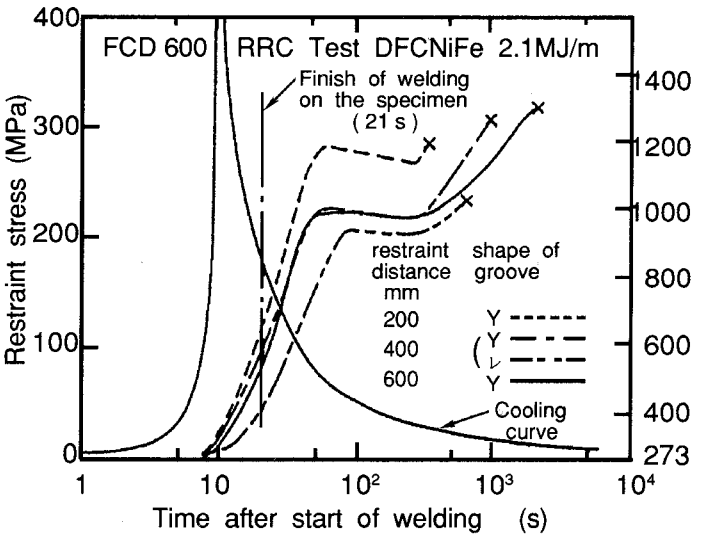


Fig.3.12　Progress of restraint stress with various restraint conditions

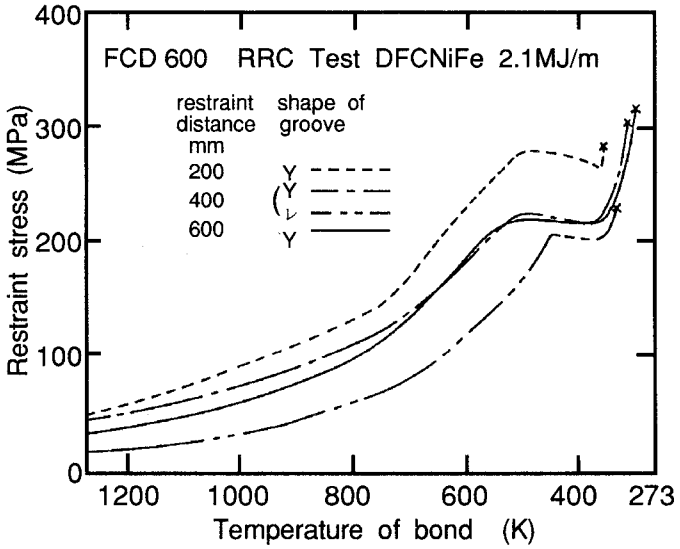


Fig.3.13　Relationship between temperature at the weld bond and the restraint stress with various restraint conditions

3．4．3　開先形状と破断時期

Fig.3.12において、拘束距離400mmでの開先形状の違いによる拘束応力の状況を見ると、レ形開先の場合がY形開先の場合より、より早い時期、すなわち溶接部の温度が高く、低い拘束応力のときに破断していることが分かる。これはレ形開先の方がルート部が、より鋭角的であり、応力集中の状況がY形開先より大きくなるため[124]と考えられる。

3．4．4　拘束距離および開先形状と破断部の組織

各試料の破断面をニッケルメッキした後、Fig.3.14に示すように破断面に垂直に

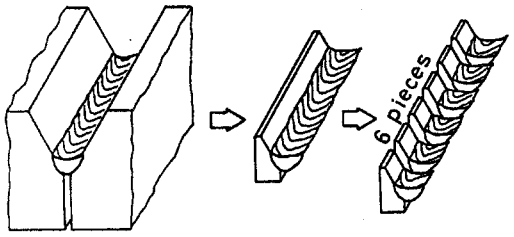


Fig.3.14　Cutting way for observing fractured part

Table 3.3　Fraction of fractured region with various restraint conditions

Restraint distance (mm)		Microstructure of fractured region (%)	
600		U. Z.	24
		P.M.	42
		HAZ	34
400	Y	U. Z.	21
		P.M.	52
		HAZ	27
	レ	U. Z.	42
		P.M.	36
		HAZ	22
200		U. Z.	47
		P.M.	36
		HAZ	17

U. Z. : unmixed zone
P. M. : partially - melted zone
HAZ : true heat - affected zone

6分割し、5箇所の破断部組織について、光学顕微鏡で観察した結果をTable3.3に示す。拘束距離600および400mmのY形開先では、部分溶融域と真熱影響部で破断している割合が高いが、ルート部の応力集中が大きいと考えられる拘束距離400mmのレ形開先、あるいは拘束距離が200mmと短い場合は、不完全混合域での割れが多くなっていた。

3．5　溶接割れ低減のための指標

鋼の溶融溶接における“低温”溶接割れは、溶接部の熱収縮が拘束されることによって生ずる拘束応力が、組織の変化と拡散性水素に起因する水素脆化によって延性の乏しくなった溶接金属あるいはＨＡＺに集中するために起こる割れである。したがって溶接割れを防止ないし低減する手段は、

（1）溶接割れの起こる位置の組織を高靱性化すること

（2）原因となる拘束応力を緩和させること

（3）遅れ割れの原因となる拡散性水素を減らすこと

の三つに大別される。現在、種々の溶接法や溶接棒を用いた鋳鉄溶接の研究も、その目的とするところは、上記（１）、(2）の単独あるいは組合せである。（３）の拡散性水素について検討した報告は見当たらない。

３．５．１　予熱・後熱によるＨＡＺの高靱性化

溶接割れを高温割れと低温割れに分けた場合、前者は溶接金属でよく起こる割れ、後者はＨＡＺでよく起こる割れということができる。第２章で述べた溶接部の材質的検討は、主としてＨＡＺ組織に関するものであり、鋳鉄の低温割れを検討する基礎データである。ＨＡＺの耐割れ性を向上させるには、ガス溶接における低温溶接[50]、ＧＴＡＷの小入熱溶接[76]あるいはＳＡＷ[60]やＥＳＷ[61]のような大入熱溶接などの溶接法によるものと、予熱・後熱による熱処理的な方法がある。本論文では、溶接法としては、最も一般的なアーク溶接を取り上げており、予熱・後熱について、一般的な条件を明確にすべく、インプラント試験法により検討した結果を次章で述べる。なお、拡散性水素についても、次章で言及する。

３．５．２　溶接金属の具備すべき条件

溶接割れの主原因となる拘束応力を緩和する方法としては、ピーニングのような機械的方法を除けば、本章で述べたごとく、溶接継手の収縮量を減少させることが第一義的となる。この場合、母材の収縮量の減少と、溶接金属の収縮量の減少の二つに分けて考える必要がある。溶接法がアーク溶接であり、母材が球状黒鉛鋳鉄であれば、溶接条件や母材の化学組成が多少変動しても、母材の収縮量の変化は少なく、溶接金属すなわち溶接棒の特性が大きく効いてくる。溶接棒の持つべき条件としては、第一義的に、溶接棒と母材とが溶融混合してできる溶接金属が、引張強さ、降伏点、伸び、衝撃値などの機械的性質において優れた値を示すような溶接棒でなければならない。これらの性質のうち、溶接金属自体に割れが発生しないためには、特に引張強さが重要になる。この場合、溶接金属の収縮が凝固段階から、部材による拘束を受けることを考えると、耐高温割れ性および耐低温割れ性としての、2種類の引張強さを意味することとなる。また、溶接部に作用する引張応力に関係する因子として、溶接金属の凝固温度と熱膨張係数が挙げられる。

これらの点を考慮すると、溶接金属の具備すべき条件として、以下の四つの項目が重要となる。

１）　凝固温度が母材に近い。

溶接金属部は完全混合域と不完全混合域に細分されるが、溶接金属の凝固温度が母材に比べて高い場合、母材が溶接熱によって溶融しただけで、溶接棒との機械的混合が起こらない不完全混合域は、凝固時にすでに凝固している溶接金属（完全混

合域）とＨＡＺとの間で、引張応力を受けることになり好ましくない。

２）　高温割れが起こらない。

凝固中あるいは凝固直後の高温時に起こる高温割れは、溶接金属にとっては致命的な欠点となる。溶接金属が高温割れを起こすことは、溶接棒の組成が母材に対して適当でなかったことを意味する。

３）　熱膨張係数が母材に近い。

母材および溶接金属の熱膨張係数は、溶接部の膨張・収縮に大きく関与し、構造物の拘束状態によって、溶接継手部に発生する拘束応力の大小に影響する。すなわち、溶接熱により膨張した母材は冷却とともに収縮し、これに溶接金属部の収縮が重なり、この収縮が拘束されることによって、継手部に引張応力が発生する。したがって溶接金属の熱膨張係数は小さい方が良く、母材と同等であることが好ましい。共金溶接が一般的であるのは、機械的性質のみならず、膨張・収縮が母材と同じであるということによるものである。

４）　低温時での強度が大きい。

高温割れが起こらず、熱膨張係数が小さい場合でも、継手部にかかる拘束応力は、室温に近づくにしたがって大きくなる。溶接金属の強さとしては、母材およびＨＡＺの強度より大きく、低温割れがビードで起こらないことが望ましい。

上記の四つの条件を備えた溶接金属組成に関する検討を第５章で行い、その結果から試作溶加棒を作製し第６章で検討している。

３．６　結　言

本章では、前章が再現溶接熱サイクルを与えた、球状黒鉛鋳鉄のＨＡＺの材質的検討であったことを受けて、実溶接継手に対する検討を行った。初めに、D4301およびDFCNiFe を用いて、一辺の長さ35mmの正方形断面を有する、600MPa級球状黒鉛鋳鉄の突合せ継手に対し１層溶接を行い、アーク溶接初層の冷却中における継手の収縮過程を調べ、この結果を計算結果と比較した。次いで、ＲＲＣ試験による拘束応力の発生状況と継手の収縮過程を対比させて検討した。これらの結果を受けて、次章以降の実験に関連する溶接割れ低減に関する指標について述べた。得られた結果を要約すると次のとおりである。

（１）　球状黒鉛鋳鉄溶接部に対する冷却曲線および収縮量の実験値は、計算結果の傾向と良い一致を示した。溶接金属の体積を無視した計算による最終収縮量と、実験値との差は、溶接金属の体積を考慮することによって、説明できる値であることが分かった。溶接継手の全収縮量に対して、溶接金属の収縮量は無視できず、溶接金属すなわち溶接棒の特性として、熱膨張係数の小さいことが望まれることが分かった。

（２）　球状黒鉛鋳鉄溶接継手の収縮過程は、D4301　およびDFCNiFe　各溶接棒の間で収縮形態に大きな差はなく、冷却途中から収縮し始め、一度ピーク値に達した後、550～370Kにかけて停滞し、その後再び収縮していく。D4301を用いた場合は、DFCNiFeの場合に比べ収縮開始時期が遅く、そのため同一温度で比べると、DFCNiFeの方が収縮量は大きくなっているが、温度降下に伴って、次第にその差を縮める。

600mmの継手長さに対し、室温における最終収縮量は、どちらも0.37mm前後のほぼ同様の値を示した。

（３）　D4301を用いたＲＲＣ試験では、拘束応力は収縮量の増加に対して上昇するが、130MPa程度のピーク値を示した後、670K以上の比較的高温の時期に、ビード終端付近の中央部に縦割れが生じ、温度降下に伴って、この割れが進展し破断する。

この原因は、溶接金属の熱膨張試験による変態点測定と破断部の組織観察から、溶接金属の旧γ粒界に析出した、Fe_3Cとトルースタイト組織のための脆化であると考えられる。

（４）　DFCNiFeを用いた場合の拘束応力の変化は、収縮量の変化とよく対応していた。拘束距離を　200、400　および　600mmと３段階に変えた実験からは、拘束距離が長くなると破断時期は時間的に遅くなり、破断応力は上昇していくが、370K以下で、ほぼ300MPa前後の応力ですべてボンド部で破断した。

（５）　破断位置は拘束距離および開先形状に関係していた。拘束距離が長い場合は、母材に近い側すなわち真熱影響部と部分溶融域での破断が多かったが、拘束距離が短い場合およびルート部の応力集中が大きくなるレ形開先においては、溶接金属に近い側すなわち部分溶融域と不完全混合域での破断が増す結果となった。

付録　３．Ａ１　初層の溶接による溶接部の冷却曲線の計算

溶接熱伝導ならびに溶接継手の収縮量に関する数学的解と実験的検討は、仲[115]の研究および佐藤ら[116-119]の一連の研究によって示されている。溶接熱伝導の特徴の一つは、溶接作業の進展に伴って熱源の位置が移動することである。この移動熱源の熱伝導問題を、数学的に解くために、瞬間点熱源の熱伝導方程式を移動座標系に導入した移動点熱源の解、薄板のように２次元熱流と見なしうる場合に適用する瞬間線熱源の解、あるいは細長い棒のように１次元熱流と見なしうる場合に適用する瞬間面熱源の解など、いくつかの熱伝導基礎方程式がある[125]。

佐藤ら[116]によれば、細長い板の突合せ溶接を行う場合、溶接長が短いので溶接線方向の温度変化を無視し、溶接熱は溶接線に沿って瞬間的に与えられるとしてよいことが示されている。そこで、佐藤らの方法によって、球状黒鉛鋳鉄および軟鋼の溶接継手に対し、それぞれ溶接線から１ｍｍ離れた位置における冷却曲線の計算結果を、Fig.3.A1に示す。この計算では、本章の２節で述べた実験結果と比較する意

味で、標点距離(600mm)、溶接入熱(2.1MJ/m)、および継手断面寸法（35mm角の正方形）を実験値と同じ値とした。同図には、佐藤らの論文の計算に用いられた入熱量(1.6MJ/m)による軟鋼の冷却曲線も参考のため示している。

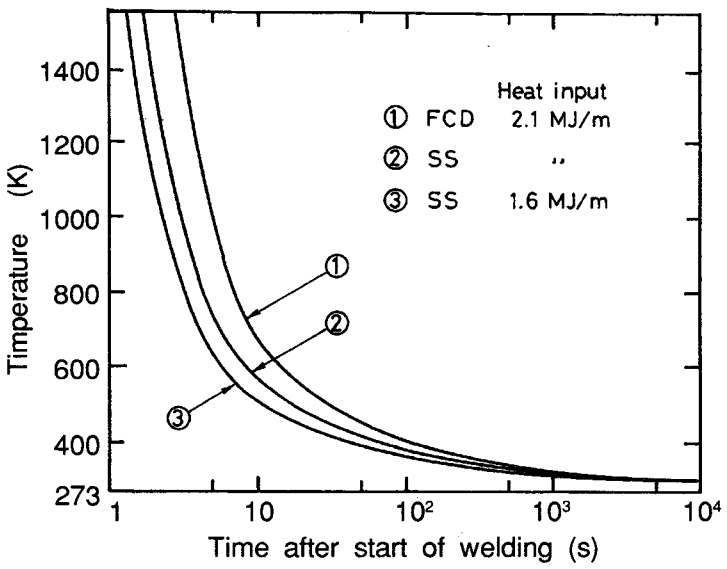


Fig.3.A1 Cooling curves obtained by mathematical analysis of heat flow : 1mm away from instantaneous heat source

物性値は温度とともに変化するものであるが、計算が複雑となるため、Table3.A1に示す473Kにおける値[121,122,126-128]を採用した。付録3.A2の溶接継手の収縮量計算の際に用いる熱膨張係数も、まとめる意味で同表に示した。球状黒鉛鋳鉄の熱伝達率については、文献を見いだせなかったため、軟鋼の値[121]を適用した。熱伝達率は物質自体の特性というよりは、物体表面の状態と周囲の環境によって決まる値であり、実験で用いた球状黒鉛鋳鉄試験片が、機械加工されていることを考慮すれば、軟鋼の値を適用しても大きな違いはないと考えられる。Fig.3.A1において、熱源の先端が温度測定点に最も接近した瞬間（本章2節の実験における温度測定点は板幅中央線上：溶接開始後10.5s）を、瞬間線熱源を与える時間の原点とし、室温を300Kとして示してある。

Table 3.A1 Values of thermophysical properties and heat input used for mathematical analysis

Thermophysical properties		Mild steel	FCD
Specific heat	: c : J/(kg・K)	535.6	
Density	: ρ : kg/m^3	7,790	7,150
Thermal conductivity	: k : W/(m・K)	61.09	37.66
Thermal diffusivity	: K : m^2/s	14.64 $\times 10^{-6}$	9.834 $\times 10^{-6}$
Heat transfer coef.	: H : W/(m^2・K)	22.61	
Coef. on radiant heat	: a^2 : s $a^2=(H/c\rho)\cdot(S/A)$	6.193 $\times 10^{-4}$	6.748 $\times 10^{-4}$
Heat input	: q : MJ/m	2.1 , (1.6) *	
Thermal efficiency of arc	: η	0.8	
Linear expansion coef.	: α : 10^{-6}/K	12.3	12.0

* : Value for mild steel weld joint used by Satoh et al[117]

球状黒鉛鋳鉄は、黒鉛の形態や分布状態がねずみ鋳鉄と異なり、Si量もねずみ鋳鉄より多い。そのため、熱伝導率は軟鋼より小さく、熱拡散率も小さい。その結果、

Fig.3.A1に見られるごとく、溶接入熱が同じであっても、熱源からの距離が等しい位置の、同時刻における温度は、球状黒鉛鋳鉄が軟鋼よりも高い。また、溶接入熱の異なる軟鋼の冷却曲線から分かるごとく、溶接入熱が大きい場合、溶接部の温度は高くなっている。

付録 3．A 2　溶接継手の収縮量の計算

付録3.A1の冷却曲線の計算では、溶接初期には瞬間線熱源、板表面に熱が伝わった後は、平面熱源を仮定している。アーク溶接継手の収縮量の計算では、母板の初期の膨張量が大きく影響するため、瞬間線熱源および瞬間平面熱源の両方の熱伝導基礎方程式を基に、溶接継手の収縮量を計算すべきである。したがって、ここでは、以下の３段階に分けて収縮量を計算した。

（１）　溶接熱が板厚方向に伝導することによるもの

（２）　板厚方向の温度分布がほぼ一様となった後、標点距離間を溶接熱が伝導することによるもの

（３）　溶接熱が標点距離以外の母材へ伝導することに基因するもの

母板の厚さが溶接金属ののど厚に比べて大きければ、（１）の段階には瞬間線熱源、（２）の段階には瞬間面熱源を適用するのが妥当である収縮過程に影響を及ぼす第一の要因は溶接熱伝導であるが、その他に鋼のような材料では、冷却中の相変態に伴う膨張の影響をも考慮しなければならない。しかし、ここでは溶接熱の伝導に伴う収縮だけを求めた。

以下、佐藤らの計算方法にならい、溶接金属の体積を無視し、母板の熱伝導のみによる収縮過程を計算した結果をFig.3.A2に示す。計算に用いた諸数値は、付録3.A1の冷却曲線の計算で用いたものと同一であり、板表面からの熱放散を考慮している。

溶接金属が変形抵抗を持ち始める温度は、軟鋼については1773K、球状黒鉛鋳鉄については1423Kとした。瞬間熱源を与えたときを時間軸の原点としたが、球状黒鉛鋳鉄の収縮開始時期が、軟鋼より遅れていること

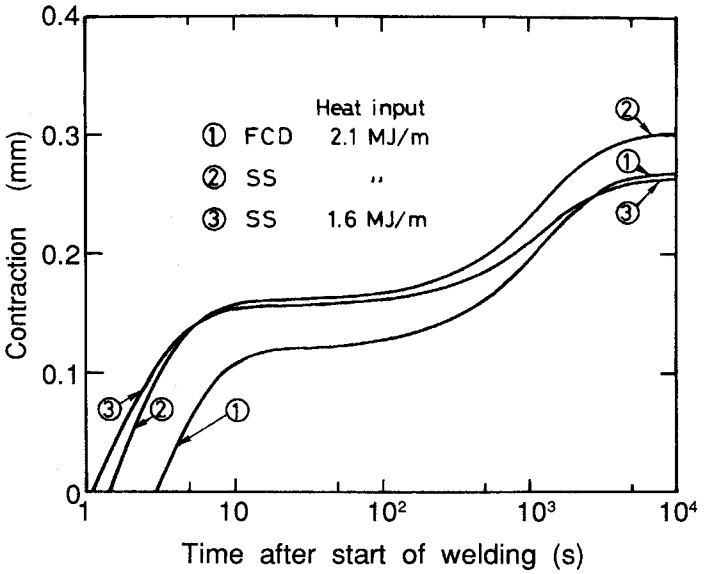


Fig.3.A2 Contraction curves of weld joint during cooling obtained by mathematical analysis : Volume of the weld metal is not considered and heat radiation from the plate surface is considered.

が明瞭である。この理由は、付録3.A1で述べたごとく、同一位置・同一時刻において球状黒鉛鋳鉄の温度が高いこと、および溶接金属が変形抵抗を持ち始める温度の差に基づくものである。最終収縮量は、溶接入熱が2.1MJ/mの場合、球状黒鉛鋳鉄で0.269mm 、軟鋼で0.302mm となり、溶接入熱が1.6MJ/m と小さくなった軟鋼では0.264mmとなっている。材質が異なれば、熱物性値が異なるため、収縮開始時期や最終収縮量が異なり、同じ材質であれば、溶接入熱が小さい場合に収縮開始時期が早く、最終収縮量が小さくなっており、当然の結果といえる。

第4章 球状黒鉛鋳鉄のインプラント試験結果とその検討

4．1 緒 言

球状黒鉛鋳鉄のＲＲＣ試験結果を述べた前章において、球状黒鉛鋳鉄の溶接割れは、ＨＡＺの温度が370K以下に下がり、300MPa前後の引張応力がかかった時点で、ボンド部で起こることを述べた。ＲＲＣ試験法は、実際の構造物における溶接継手に生ずる拘束応力、および、この拘束応力による溶接割れを再現する試験法として優れたものであるが、大型試験片を必要とし、試験装置も複雑であり、必ずしも一般的ではない。さらに、標点距離を常に一定に保つということは、逆に、試験前から溶接部に母材の熱膨張量が含まれるような、予熱効果を検討する実験には不向きであることになる。したがって、溶接割れを防止ないし低減する方法として、一般的に行われている予熱の効果を検討するためには、別の方法を考えねばならない。

溶接継手の強度を求める最も一般的な方法は、引張試験機により直接求める方法であるが、試験用母材が多量に必要であること、溶接変形による荷重軸の不一致、溶接開始直後からの連続測定の難しさ、任意の負荷開始温度設定の難しさなど、いくつかの問題点がある。これらの問題に対して、小試験片を用い、ＨＡＺに対する試験法としてH.granjonが開発し[129]わが国で改良された[130]インプラント試験法は、上記の問題点を解決している。しかし、（社）日本溶接協会で規定されているインプラント試験法[131]は、「鋼材に対して適用するもの」となっている。この理由は、鋳鉄に対してインプラント試験を適用した報告が見当たらないことに起因すると思われる。そこで本章では、初めに、球状黒鉛鋳鉄に対して、アーク溶接後、ＨＡＺが比較的高温の時期に、一定荷重をかけるという方式のインプラント試験を行い、鋳鉄のＨＡＺの割れ感受性をインプラント試験で評価することの可能性を検討した。まず室温における実験を行った結果、インプラント試験によって、球状黒鉛鋳鉄のＨＡＺの限界破断応力を求めることができることが分かったので、次いで、予熱の効果および後熱の効果を同じくインプラント試験により検討し、球状黒鉛鋳鉄の溶接割れ低減に対する予熱および後熱の一般的条件を求めた。

4．2 使用材料および実験方法

4．2．1 使用材料

本章では、球状黒鉛鋳鉄に対し室温溶接、予熱溶接および溶接後の後熱を行い、それぞれの場合の限界破断応力を、インプラント試験により求めた。各試験に用いた球状黒鉛鋳鉄の溶解時期が異なるため、各節ごとに素材の化学組成と機械的性質

を示す。溶接棒は実用面を考慮して、すべて市販の DFCNiFe（棒径４ｍｍ）を用いた。

Table 4.1 Chemical compositions (mass%) and tensile strength (MPa) of cast iron and deposited metal

	C	Si	Mn	P	S	Mg	Ni	T.S.
FCD600	3.55	2.79	0.47	0.024	0.011	0.03	--	605.6
DFCNiFe	0.99	0.28	1.90	0.007	0.002	--	54.34	520

本節で用いた球状黒鉛鋳鉄および溶接棒の化学組成と引張強さを、Table 4.1 に、母材顕微鏡組織をFig.4.1 に示す。球状黒鉛の周囲をフェライトが取り囲み、基地はパーライトとなっているいわゆるブルスアイ組織である。

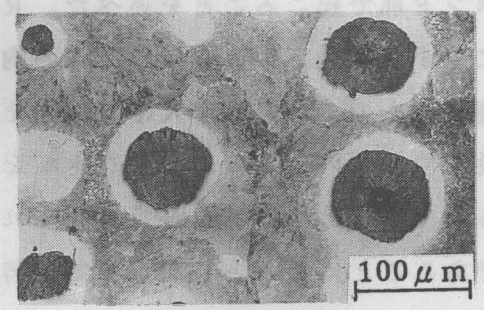


Fig.4.1 Microstructure of cast iron used

４．２．２　インプラント試験片の形状および寸法

直径30ｍｍ、長さ500ｍｍに鋳込んだ抗折試験用丸棒から、Fig.4.2に示すインプラント試験片を削り出して実験に用いた。インプラント試験片は通常、環状切欠き又はスパイラル切欠きを施して実験されている[131]が、本実験では主として直径６ｍｍの平滑材を用いた。

引張強さに対するＶノッチの影響を検討するため、直径６ｍｍの平滑試験片と、角度４０度、0.5ｍｍ深さの環状Ｖノッチ（先端半径0.1mm、谷径５ｍｍ）付き引張試験片を５本ずつ作製して、事前に引張試験を行った。その結果、引張強さの平均値は、平滑材および切欠き材でそれぞれ、605.6および606.6MPaとなり、ほぼ等しい値が得られた。鋳鉄丸棒に環状切欠きがある場合の、破断強度についての野口の研究[132]によれば、黒鉛形状が球形であり延性を有する球状黒鉛鋳鉄においては、片状黒鉛鋳鉄に対して一般に考えられている低い切欠き感受性とは異なり、鋼の場合と同様

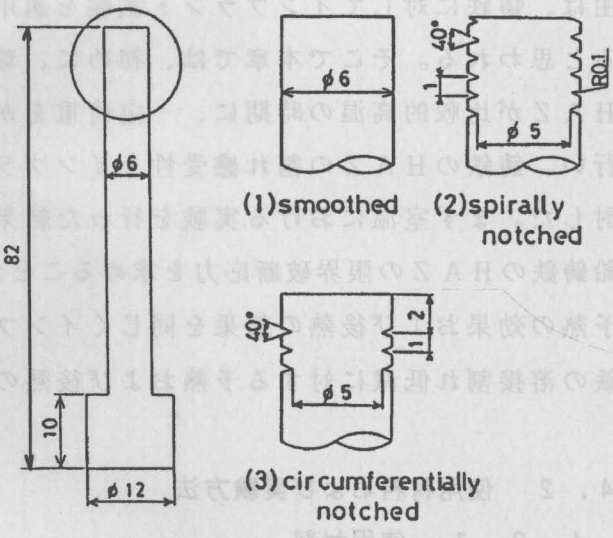


Fig.4.2 Size and shapes of implant specimens

に切欠きによる強度増加が見られることが解析されている。しかし、同報告中FCD600に対する実験結果は、弾性応力集中係数αeが2.6までの場合であるのに対し、前述した予備実験での切欠き材寸法から、Neuberの方法[133]によって求めたαeは7.2となる。したがって、本実験で用いた試験片のような切欠き寸法では、切欠きによる3次元的な拘束効果よりも、基地組織中に微細に分散している球状黒鉛の切欠き効果の方が大となって、引張強さに差が生じなかったと考えられる。後掲Fig.4.6(B)に示すとおり、インプラント試験結果に対しても切欠きの影響はほとんどなかった。

4．2．3　インプラント試験用支持板の材質、形状および寸法

Fig.4.3に支持板の形状および寸法を示す。19mm厚さの軟鋼板に、深さ3mm、幅10mmの溝を削り、ビード長さを溶接棒メーカーの推奨する50mmとした。溝の部分に一枚の支持板で8回の実験ができるように、インプラント試験片を挿入する直径6.5mmの孔を8箇所あけた。

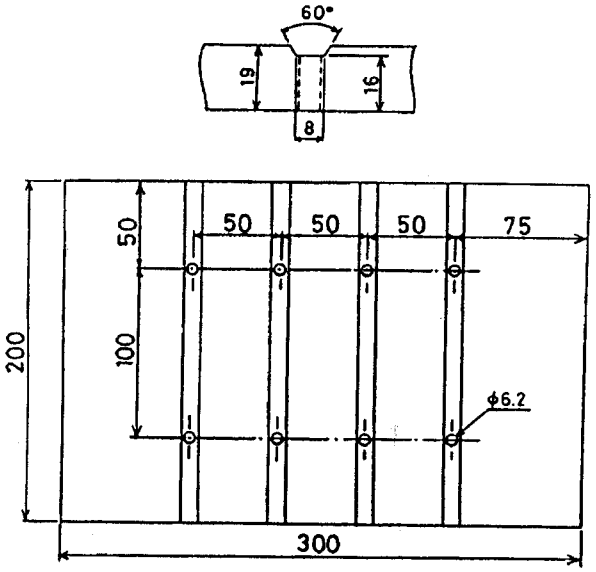


Fig.4.3　Size and shape of backing plate

4．2．4　インプラント試験装置

Fig.4.4にインプラント試験装置の概略を示す。本研究に用いた試験装置には、あらかじめ所定の重りを油圧ジャッキで支え、溶接部が所定の温度まで降下した時点で、油圧を抜くことにより試験片に負荷をかけるてこ式負荷方法を採用した。

負荷をかけ始めてから、約1.5sで所定荷重となり、この間に約40K程度ボンド部の温度降下が見られた。

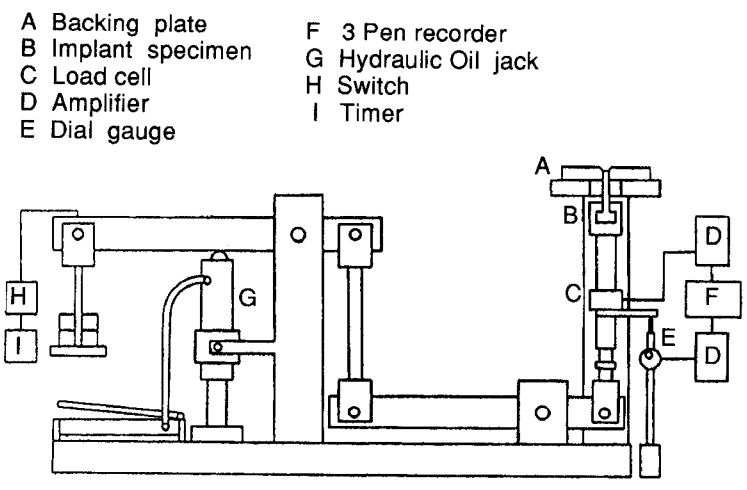


Fig.4.4　Implant cracking test apparatus

4．2．5　支持板の違いによる試験片の溶込みの差異

インプラント試験では、支持板とインプラント試験片との材質が異なる場合、試験片が受ける熱サイクルは、支持板の特性によって決まる熱サイクルと等しくなることが、H.Granjonによって報告されている[129]。

予備実験として、同寸法（$100^{w}\times200^{l}\times19^{t}$ mm）のSS400 および FCD600 の支持板で、インプラント試験を行った場合の、溶接部断面写真をFig.4.5に示す。

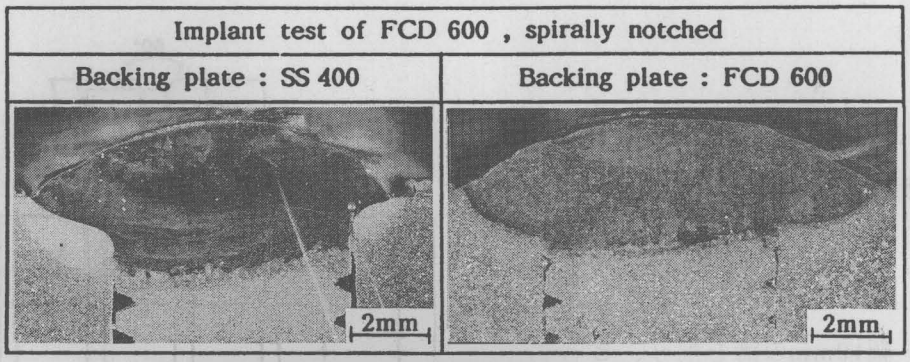


Fig.4.5 Macrophotographs of welds : backing plate SS400 (left) , FCD600 (right) , heat input : 2.1MJ/m

支持板部の溶込みは、鋳鉄板の方が融点が低いため当然深くなるが、インプラント試験片の溶込みは、支持板が異なってもほぼ同等であった。また、後述するように、インプラント試験片の破断は、すべてＨＡＺで起こっており、試験片と支持板との材質が異なったことによる問題はないと考えられる。

4．3　インプラント試験による球状黒鉛鋳鉄の割れ感受性の評価

4．3．1　溶接条件および実験方法

Table4.1に示す球状黒鉛鋳鉄を用い、Table4.2に示す３段階の溶接入熱とし、予熱、後熱はせず室温で実験を行った。ＨＡＺの熱サイクルを求めるため、試験片中心線から前後に各10ｍｍ離れた溶接線内に、支持板下面から2個の孔をあけ、感熱部がボンド部に相当する位置にＣＡ熱電対(0.3ｍｍφ)を挿入した。

Table 4.2 Welding conditions used

Welding speed	(mm/s)		1.67	
Bead length	(mm)		50	
Heat input	(MJ/m)	1.8	2.1	2.4
Welding current	(A)	120	140	160

数回の実験によって平均的な熱サイクルを求め、負荷開始時期を決定し、破断時のインプラント試験片のＨＡＺ温度を推定した。各入熱における$\Delta T_{8/5}$を、Table 4.3 に示す。

負荷開始時期はアークが試験片中央を通過後10sを標準とした。この時期はHAZの温度が、約680K程度の比較的高温の状態である。

このような高温時に負荷をかけることとした理由は、高炭素鋼の溶接割れがマルテンサイト変態と関連して、一種の焼割れと見なしうるとの報告[134]、および2．3．4項で求めた鋳鉄のMs点を参考とし、HAZでマルテンサイト変態がまだ起こっていないと考えられる温度を考慮したためである。

Table 4.3 Cooling time from 1073 to 773K at partially melted zone with various heat input

Heat input (MJ/m)	$\Delta T_{8/5}$ (s)
1.8	3.9
2.1	4.5
2.4	4.9

4．3．2　インプラント試験結果

Fig.4.6(A)、(B)および(C)に負荷応力と破断したときのボンド部の温度との関係を、溶接入熱ごとに分けて示す。図中の各点が破断温度を示しており、323Kまで温度降下しても破断しなかった試験については、実験を停止し、記号に矢印を付してある。溶接入熱2.1MJ/mの場合(Fig.4.6(B))、負荷開始温度は大部分の試験につ

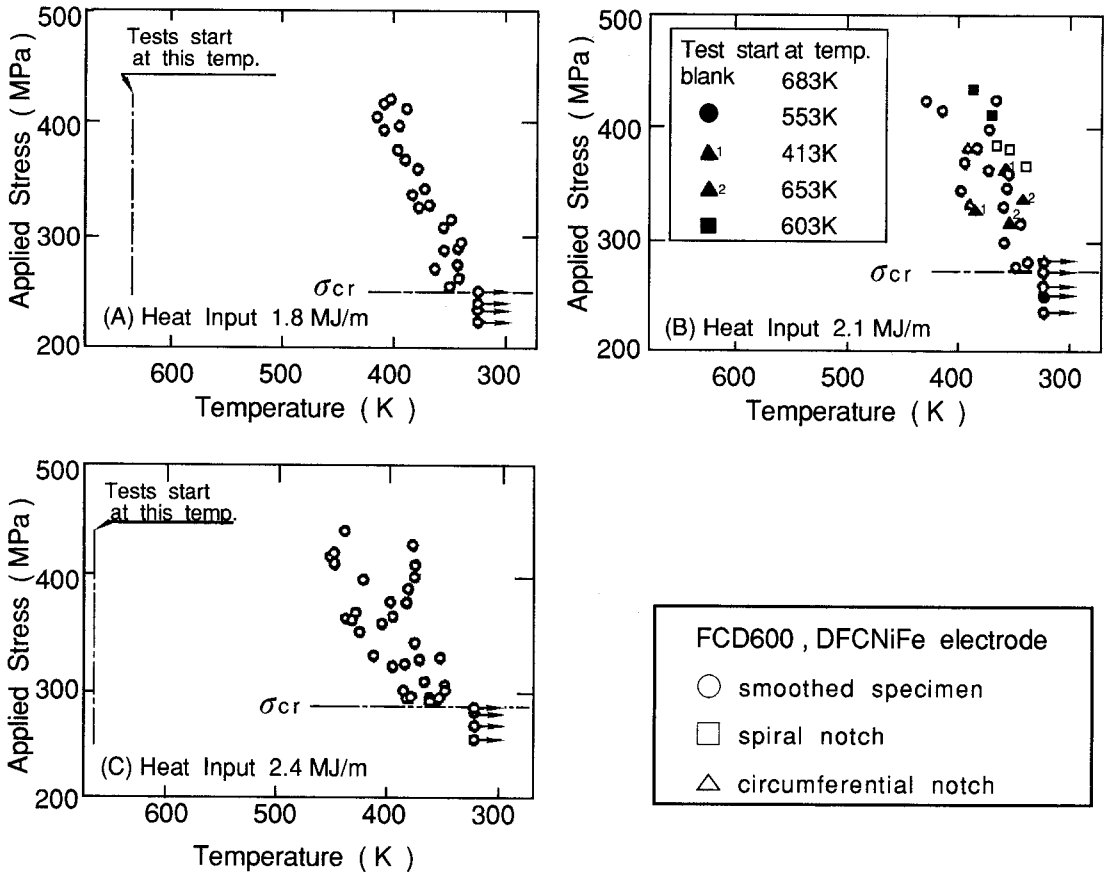


Fig.4.6　Results of Implant tests

いて683Kとしたが●、▲および■で示す実験では、図中に示すように683Kよりも低温となってから負荷をかけた。環状切欠き、スパイラル切欠きを施した試験片の実験結果も示してあるが、切欠きの有無とは無関係に、同様の温度域で破断し、破断応力に差のないことが分かる。各溶接入熱とも、破断する場合、負荷応力が高くなると、若干高温側で破断するが、負荷開始温度に関係なく、370K前後で破断している。溶接入熱が1.8、2.1および2.4MJ/mに対し、限界破断応力はそれぞれ250、274および290MPaとなり、入熱の増加とともに若干限界破断応力が増加している。しかし、その増加量は小さい。各入熱とも応力依存性、時間依存性がほとんどなく、370K前後の一定温度で破断することは、焼割れと関係すると考えられる。

4．3．3　破断温度とＭｓ点との関係

２．３．４項で述べた鋳鉄のＭｓ点(Fig.2.7)は、上記のインプラント試験において溶接入熱2.1MJ/mの場合のボンド部の熱サイクル（$\Delta T_{8/5}$=4.5s）を再現させ、最高加熱温度を変化させて求めたものである。その結果、Ｍｓ点が最高加熱温度の上昇に対して、1314K 加熱の583Kから1356K 加熱の474Kとかなり大幅に低下していた。さらに鋳鉄のＨＡＺにおいては、熱サイクルに応じて各場所でＭｓ点が異なることも２．３．４項で述べた。Fig.4.6の各溶接入熱における破断温度は、前述のFig.2.7に示すＭｓ点より明らかに低く、ボンド部においてマルテンサイトがある程度生成した後に、破断したことを示している。

4．3．4　破断部の組織と破面

鋳鉄の溶接ボンド部の組織については、鋼よりもはるかにC含有量の高い溶融部が急冷されて、Ｆｅ－Ｃ複平衡状態図において準安定系の共晶凝固組織いわゆるレデブライトを形成することが従来から報告されている。第２章ではこのレデブライトに着目し、従来あいまいでしかも広範囲の意味に用いられてきた「ボンド部」を、Savageらの提案に従い詳細に分類し顕微鏡組織を示した。そこで第２章の分類に基づき、破断部の組織を検討する。

Fig.4.7にインプラント試験で破断した試験片の、破断部の顕微鏡組織の例を示す。溶接入熱1.8MJ/m、負荷応力404.7MPa、温度405Kで破断した平滑材について、支持板側に残った部分を切り出し、破面にニッケルメッキを施した後、放電加工機でワイヤーカットした縦断面を、研磨し

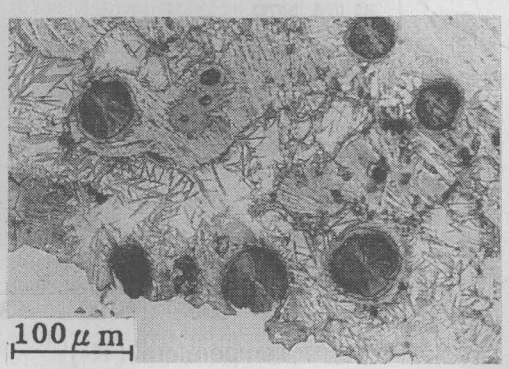


Fig.4.7　An example of microstructure of fractured region

て観察した写真である。写真上方が完全混合域側、下方ニッケルメッキの施されている部分がＨＡＺ側である。詳細に観察すると、球状黒鉛の周囲をレデブライトが取り囲んだ部分溶融域が認められ、破断は部分溶融域に隣接した真熱影響部の、マルテンサイト組織で起こっていることが分かる。他の溶接入熱の場合も破断部の組織は同様であった。

Fig.4.8に破面のＳＥＭ写真の例を示す。溶接入熱2.1MJ/m、負荷応力278.3MPa、348Kで破断した平滑材の母材側の破面である。破面中央部は粒界破壊が大部分で、ごく一部に擬へき開破壊が見られ、破面外周部は逆に擬へき開破面が多く、一部に粒界破壊が認められた。写真中の黒い粒が球状黒鉛であり、マルテンサイト組織が形成されたことによる脆性破断であることが明瞭である。破断は瞬時に起こり、破断以前に何らの徴候も示さなかったため、割れの進行状況が観察できるような試料は得られなかった。破面観察からは、割れの起点が中央部か外周部かを明確にはできず、非破断材についても試料断面を詳細に観察したが、いわゆる停留亀裂をＨＡＺに見いだすことはできなかった。割れの起点については次節の予熱実験の結果で述べる。

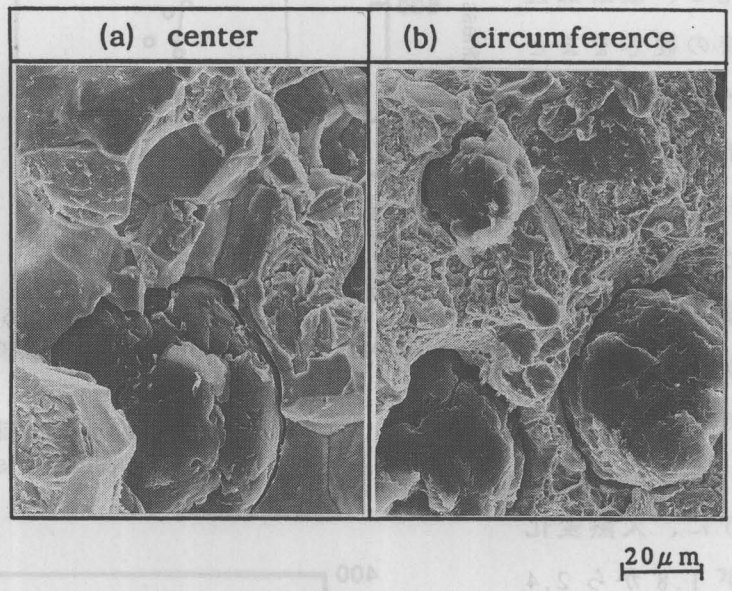


Fig.4.8 Fractographs of the specimen fractured at 384K, heat input : 2.1MJ/m , applied stress : 278MPa , (a) : center , (b) : circumference

４．３．５　破断部の硬さ

Fig.4.9(a)および(ｂ)に溶接部の硬さをマイクロビッカース硬さ試験機で測定した結果の例を示す。硬さ試験の荷重は2.94N、溶接入熱はいずれも2.1MJ/mである。(ａ)は破断しなかった試験片の硬さで、元のインプラント試験片の上端面に相当する位置を座標軸の原点としている。(ｂ)は負荷応力356.5MPa、温度354Kで破断したもので、破面をニッケルメッキした後、破断した位置を原点とし、縦断面について硬さを測定した結果である。(ａ)において元のインプラント試験片端面から２ｍｍ付近で著しく硬くなっており、この部分は前述の溶接部組織における溶融境界近傍、すなわちレデブライト晶出部およびマルテンサイト生成部であった。(ａ)、(ｂ)両図の硬さ分布はよく対応しており、破断は最高硬さ付近の組織で起こっているこ

とが分かる。

Fig.4.10 に入熱変化による限界破断応力の変化と、破断部近傍の硬さをまとめて示す。破断部の硬さは、Hv 900～950前後で入熱変化とあまり関係なく、かなり硬くなっている。Table 4.3 に示したように、入熱変化が 1.8 から 2.4 MJ/mに対し、本実験での $\Delta T_{8/5}$ は 3.9 から 4.9 s であり、この程度の冷却速度の違いでは、限界破断応力は多少増加するが、硬さに対して顕著な影響は与えないと考えられる。

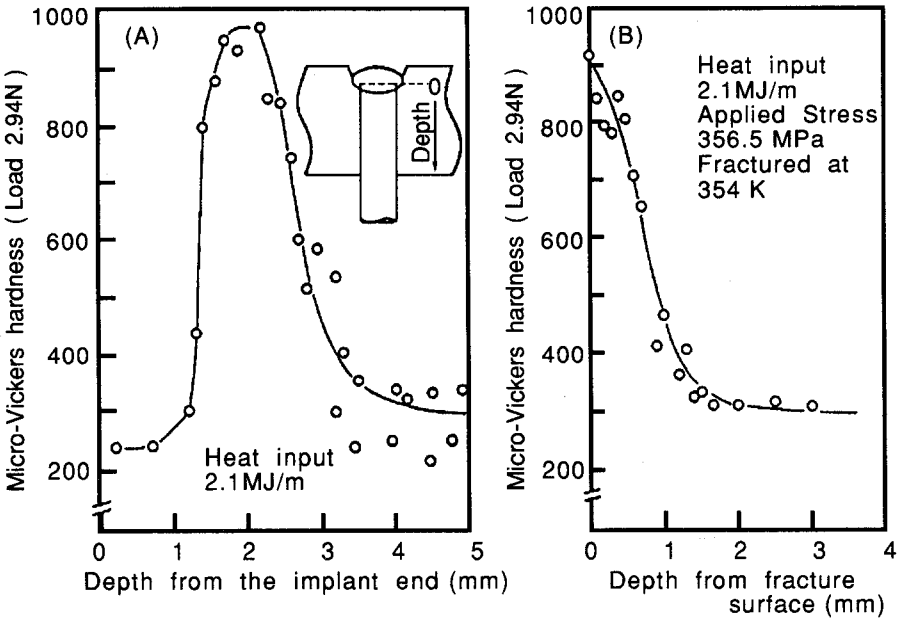


Fig.4.9 Hardness distributions of welds (left) and fractured specimen (right)

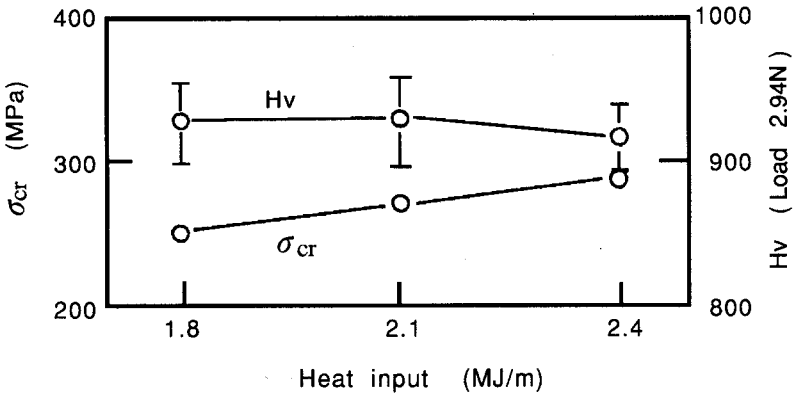


Fig.4.10 Effect of heat input on the σ_{cr} and the maximum hardness value of fractured region

4．3．6　拡散性水素

鋼材のインプラント試験は、主に拡散性水素による遅れ割れの検討に用いられており、応力集中部に拡散性水素が集まることを考慮して切欠きを設け、この切欠き部で破断するように、切欠きの形状、寸法、位置が検討されている[130]。しかし、高炭素鋼におけるインプラント試験では、拡散性水素量の影響が少なく[135]、またニッケル心線溶接棒を用いた場合、水中溶接部においても、溶接金属がγ組織となり水素の固溶量が多いため、捕集される拡散性水素量は非常に少ないことが報告されている[136]。本実験結果に対する拡散性水素の影響を調べるため、JIS Z 3113に

基づき、水素の回収液として水銀を用いて、130^{l}×25^{w}×12^{t}mmの3枚の鋳鉄板上に、DFCNiFe4mmϕ棒を用いて、それぞれ長さ100mmのビードを置き、水冷後ただちに水銀中に浸して、拡散性水素量を測定した。その結果は96時間後においても、拡散性水素はほとんど捕集されず、本実験での割れには水素は関与していないと考えられる。

4．3．7　割れ感受性の評価

球状黒鉛鋳鉄のインプラント試験結果には鋼材のそれとは異なり（ただし高温域での負荷）、応力依存性、時間依存性がほとんど見られないが、マルテンサイト変態がある程度生成した後の、特定温度域での限界破断応力が求められることが分かった。また破断がＨＡＺの高い硬さの位置で起こり、溶接入熱の増加に伴い若干限界破断応力が上昇するという結果は、溶接の影響が実験結果に現れていることを意味している。

3．4節の球状黒鉛鋳鉄のＲＲＣ試験において、DFCNiFe溶接棒を用い、溶接入熱 2.1MJ/mで溶接した場合、拘束距離に関係なく、370K以下ほぼ300MPa前後の応力ですべてボンド部で破断し、破断部は拘束距離が長い場合、部分溶融域および真熱影響部の破面率が高いが、拘束距離が短い場合およびルート部の応力集中が大きくなるレ形開先においては、真熱影響部を通る破面が少なくなり、逆に不完全混合域の破面率が増す結果となったことを述べた。破断部の組織が本節のインプラント試験結果と若干異なっているのは、ＲＲＣ試験の試験片が応力集中の起こるルート部を有していることと、亀裂発生後の破断経路を断片的に5断面で観察したことによると考えられる。また、溶接入熱はどちらも2.1MJ/mと等しくしているが、熱の流れから考えるとＲＲＣ試験は1次元的、インプラント試験は2次元的と考えられる。

そのため、$\Delta T_{8/5}$は、前者が9s、後者が3.9～4.9sとなり、インプラント試験の方が冷却が速く、これがインプラント試験の限界破断応力が、ＲＲＣ試験の破断応力より若干低くなっている原因と考えられる。これらのことを考慮すると、球状黒鉛鋳鉄のインプラント試験結果は、十分ＲＲＣ試験結果に対応している。すなわちインプラント試験によって、球状黒鉛鋳鉄の溶接割れ感受性を評価できるといえる。

4．4　球状黒鉛鋳鉄溶接部の限界破断応力に対する予熱の効果

前節で、室温における球状黒鉛鋳鉄のアーク溶接において、ＨＡＺの限界破断応力を、インプラント試験によって求め得ること、限界破断応力は250～290MPa程度であることを述べた。本節では、鋳鉄の溶接割れを防止ないし軽減させる一般的な方法として行われている予熱が、限界破断応力の上昇に与える効果を、前節と同じよ

うにインプラント試験によって調べ、さらに熱サイクル再現装置により求めた供試材のＣＣＴ図（２．４節）と対比させて、予熱条件を検討した。

４．４．１　使用材料および実験方法

Table4.4に示す500MPa級球状黒鉛鋳鉄（FCD500）を使用材料として用い、溶接棒には前節と同じDFCNiFe（４ｍｍφ）を用いた。試験片の採取方法、試験片寸法は前節

Table 4.4 Chemical compositions (mass%) and tensile strength (MPa) of nodular graphite cast iron and deposited metal

	C	Si	Mn	P	S	Mg	Ni	T.S.
FCD500	3.61	2.65	0.48	0.024	0.011	0.03	--	542.2
DFCNiFe	0.99	0.28	1.90	0.007	0.002	--	54.34	520

Table 4.5 Welding conditions used

Welding speed (mm/s)	1.67
Bead length (mm)	50
Heat input (MJ/m)	2.1
Preheating temperature (K)	Room temp., 423, 573, 723

と同様で、前節の結果から直径６ｍｍの平滑材とした。用いた支持板（SS400）の寸法、インプラント試験装置も前節と同一である。予熱温度はTable4.5に示す４段階とした。予熱熱源として、Fig.4.11に示すように、423および573K予熱には 1200Wの市販電熱器、723K予熱にはプロパンバーナを用いた。

毎回２組のＣＡ電熱対（0.3mmφ）を用いて、感熱部がインプラント試験片のボンド部に相当する位置となるよう、挿入深さを予熱温度に合わせて変え、支持板の温度を測定した。各予熱温度よりも、50K（423K 予熱）または100K（573および723K予熱）高温まで試験部を予熱した後、熱源を除き、試験部の温度が所定の予熱温度となった時点で溶接を開始した。溶接終了後、溶接部の温度が673Kとなった時点で所定の負荷をかけた。

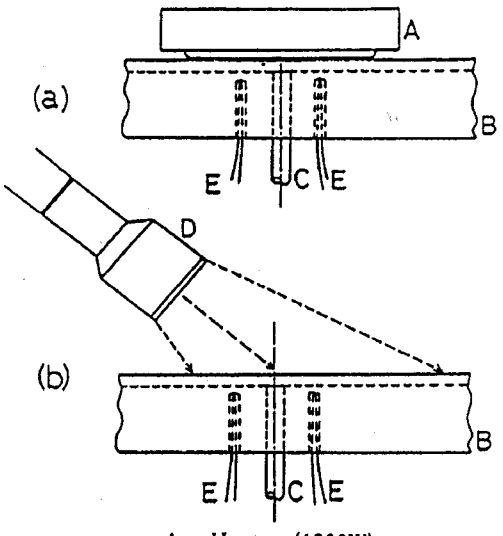


Fig.4.11 Schematics of preheating

4．4．2　予熱による限界破断応力の上昇

Fig.4.12にインプラント試験結果を示す。313Kまで温度降下しても破断しない試験片は、矢印を付して破断しないものと見なした。

破断の起こる場合の温度が370K前後であること、負荷応力が高くなると多少高温側で破断することは前節と同様である。Fig.4.12で得られた予熱温度と限界破断応力との関係を、Fig.4.13に示す。母材の引張強さに対する限界破断応力の百分率を（　）内に示している。母材の引張強さ542MPaに対して、各実験における限界破断応力は、予熱なし（室温）で275、423K予熱で304、573K予熱で454および723K予熱で482.4MPaと上昇してゆき、予熱の効果が顕著に現れている。423K予熱ではそれほど効果はないが、573K以上に予熱をすると、母材強さの80～90%程度まで限界破断応力が上昇することとなる。

予熱効果を$\Delta T_{8/5}$で整理した結果は4．4．6で述べる。

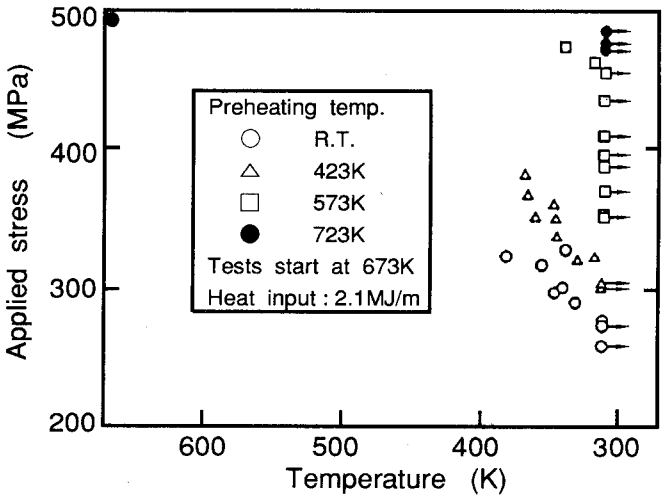


Fig.4.12　Results of the Implant test showing the effect of preheating on the increase of rupture stress

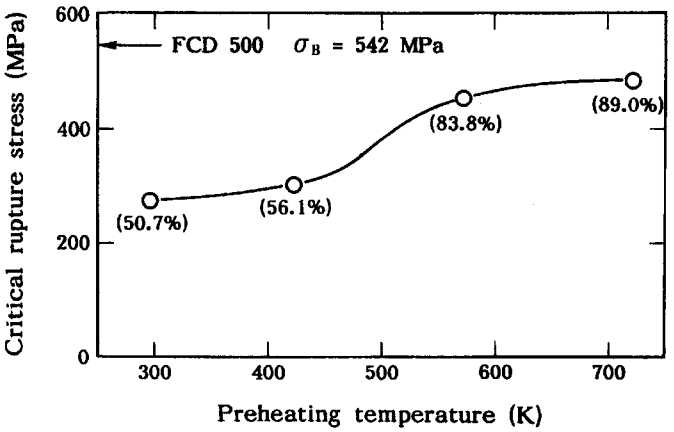


Fig.4.13　Critical rupture stress for various preheating temperature obtained from Fig.4.12

4．4．3　溶接部および破断部の顕微鏡組織

溶接部の顕微鏡組織例をFig.4.14に示す。どちらも上方が溶接金属、下方がインプラント試験片の母材側である。予熱なしの場合は、前節と同様、溶着金属（完全混合域）、レデブライト共晶層が薄く存在する不完全混合域、レデブライトとマルテンサイトが混在する部分溶融域および真熱影響部となっている。一方723K予熱では、不完全混合域にレデブライト組織が現れることは予熱なしの場合と変わらず、723K予熱ではあっても溶融部が凝固するときの冷却速度は、準安定系の共晶変態が起こるような冷却速度であることを示している。一方、不完全混合域に隣接した部

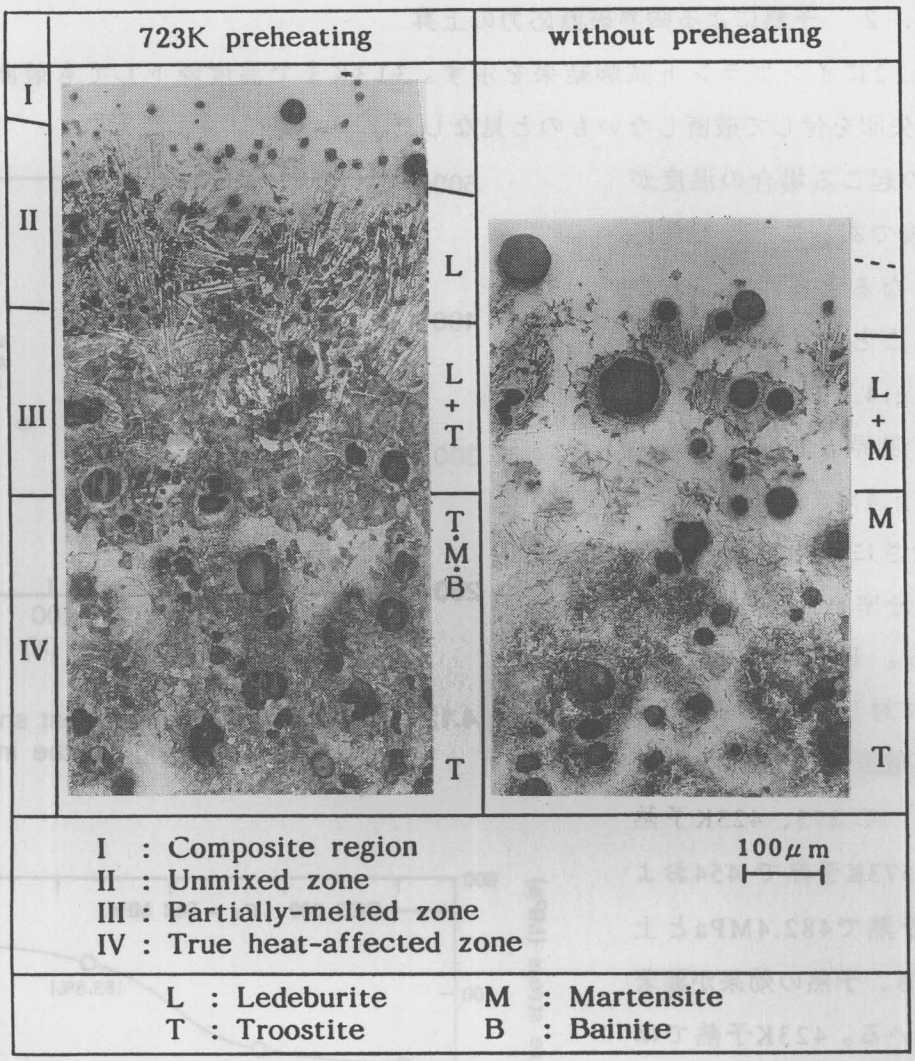


Fig.4.14 Microstructures of welds with and without preheating

分溶融域には、トルースタイト組織が現れており、その外側（真熱影響部）にマルテンサイトとベイナイトの混在した組織が認められ、明らかに予熱なしの場合とは溶接部組織は異なっている。423K予熱は、予熱なしに近い組織、573K予熱は723K予熱に似た組織となっていた。

Fig.4.15(a)および(b)に破断部の顕微鏡組織を示す。(a)は予熱なし、(b)は723K予熱の場合で、いずれも写真上方が溶接金属部側である。予熱なしの場合は前節と同様、破断は真熱影響部のマルテンサイト組織の部分で起こっている。(b)に示す試験片は、484.1MPaの負荷を673Kにてかけたところ、負荷完了後、直ちに破断したものである。破面の大部分が、レデブライトが層となって存在している不完全混合域であり、一部に部分溶融域も見られた。723K予熱で313Kまで温度降下しても破断せず、実験停止後、強制的に破断させた試験片も、同様に不完全混合域のレデブライト組織で破断し、500MPa前後の破断強度を示した。このことは、鋳鉄のレデ

ブライト組織自体の引張強さが、500MPa前後であることを意味している。

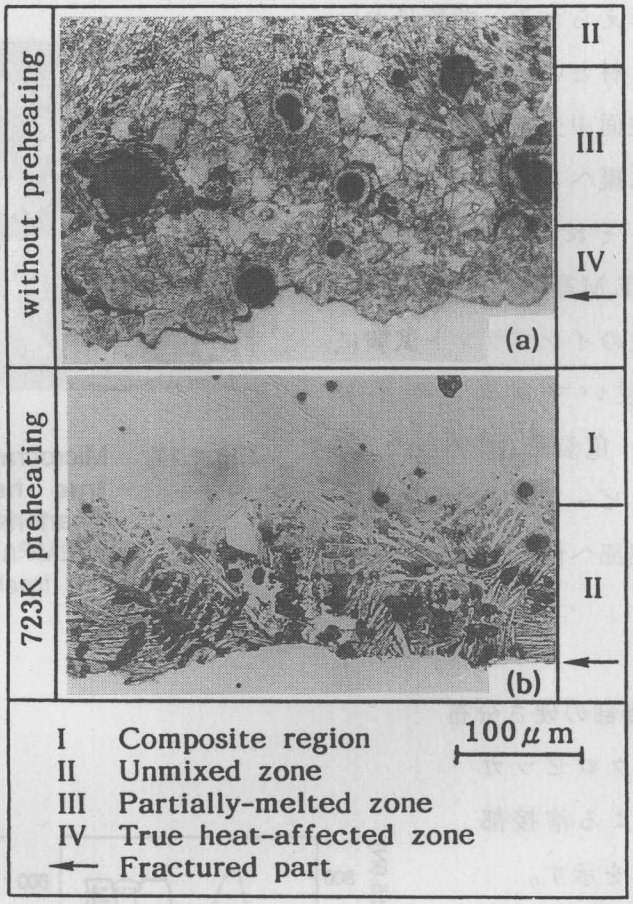


Fig.4.15 Microstructures of fractured region with and without preheating

4．4．4　破面および亀裂のＳＥＭ観察

Fig.4.15(b)に示す試験片の相手側（母材側）破面のＳＥＭ写真をFig.4.16に示す。レデブライト組織は、旧γ（室温ではパーライト）とFe_3Cの微細な層状共晶であり、この部分で破断すると、ＳＥＭ観察では、写真のように細かい平行模様の、特徴ある形態を呈する。この特徴からＳＥＭによる破面観察によって、レデブライトで破断しているか否かを判断することができる。

予熱なしの試験片の破面のＳＥＭ観察では、前節と同様に中央部は粒界脆性破壊、周辺部では擬へき開破壊が見られた。

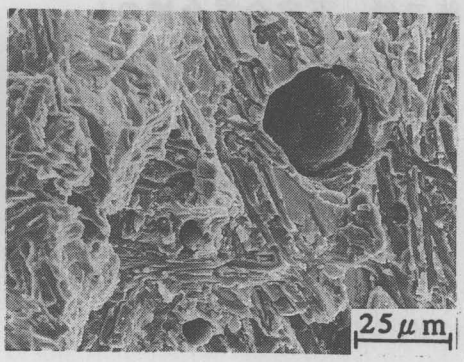


Fig.4.16 Fractograph of the Implant ruptured at the part of unmixed zone same as the specimen shown in the Fig.4.15 (b)

Fig.4.17に423K予熱、302MPaの負荷で実験終了まで破断しなかった試験片の、真熱影響部に見られた亀裂のＳＥＭ写真を示す。ビード直下に存在しており、いわゆるビード下割れと考えられる。前節において、平滑材と切欠き材との限界破断応力がほぼ等しいこと、破面中央部は粒界脆性破壊が多く、周辺部は擬へき開破壊が多いという結果を述べた。それらの結果とFig.4.17に示す亀裂のＳＥＭ写真とを考え併せると、球状黒鉛鋳鉄のインプラント試験において、破断が硬いマルテンサイト組織で起こる場合、亀裂発生はFig.4.17に見られるように、ビード直下の試験片中央部に起こり、周辺部へ伝播して破断するものと考えられる。

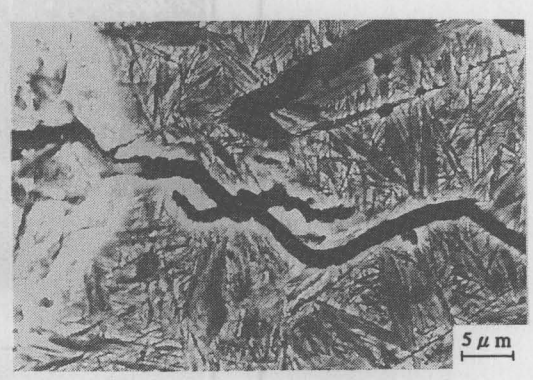


Fig.4.17 Microcrack observed at the true heat affected zone (martensite), applied stress: 302MPa, preheating at 723K, not fractured

４．４．５　溶接部の硬さ分布

Fig.4.18にマイクロビッカース硬さ試験機による溶接部基地組織の硬さ分布を示す。

インプラント試験片上端面に相当する位置を原点とした。

溶着金属部分はほぼ一定の硬さを示し、予熱なしと423K予熱では、不完全混合域のレデブライト組織で最高硬さを示した後、順次母材硬さへと低下している。一方、573 および723K予熱でも、レデブライト組織が現れていることは先に述べたが、最高硬さの数値自体は予熱温度が高くなると低下している。また予熱温度の上昇に伴い、支持板保有熱量の関係で溶込みが大きくなり、ＨＡＺも深くなってい

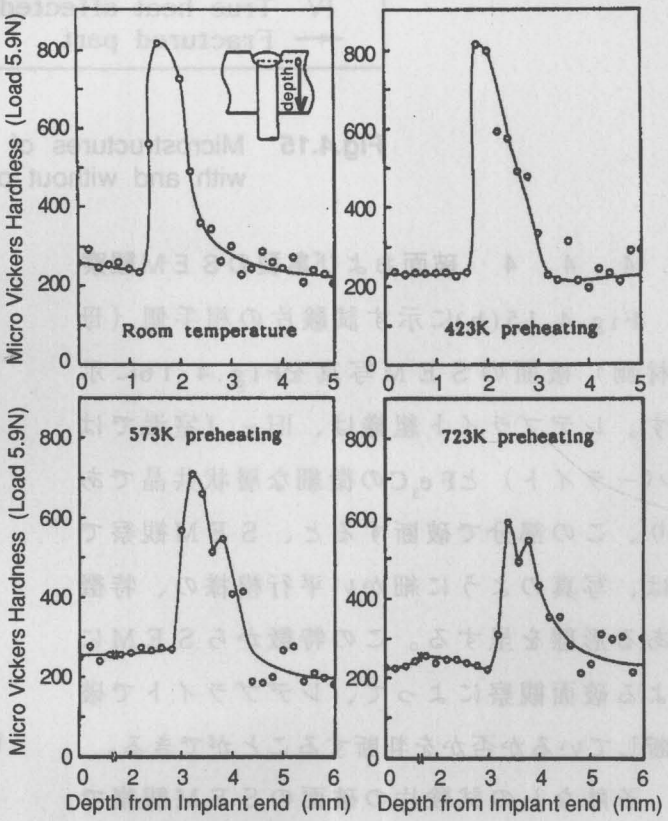


Fig.4.18 Hardness distributions of welds

ることが分かる。そのため実験方法の項でも述べたごとく、温度測定用熱電対の挿入深さを、予熱温度に合わせて変化させた。Fig.4.18 に見られる最高硬さと溶込み深さを Table 4.6 に示す。

Table 4.6 Maximum hardness and penetration at each weld shown in the Fig.4.17

Preheating temp. (K)	R.T.	423	573	723
Max. hardness (Hv)	810	815	708	590
Penetration (mm)	1.2	1.6	2.8	3.0

4．4．6 $\Delta T_{8/5}$と限界破断応力

Fig.4.19 に各予熱温度における、ボンド部近傍の冷却曲線例を示す。1323Kのときを時間軸の原点として片対数目盛りで表示してある。

図中には $\Delta T_{8/5}$ を、sで示している。予熱すると明らかに冷却は遅くなっていることが分かる。573および723K予熱では、低温になると冷却曲線が重なるが、これは前述したように予熱方法が異なるためであり、プロパンバーナによる加熱が、電熱器での加熱に比べ、局所的な加熱であることを示している。

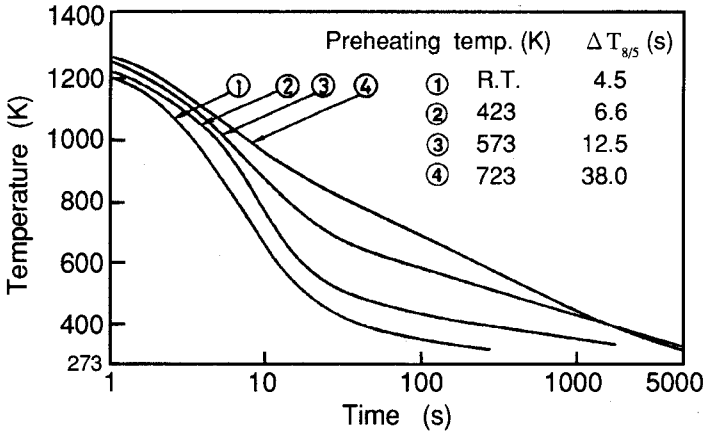


Fig.4.19 Cooling curves of the Implant tests from 1073K for various preheating temperature

Fig.4.20 にインプラント試験の結果を $\Delta T_{8/5}$ と負荷応力の関係で表す。白抜きの記号は313Kまで温度降下する間に、記号の示す温度で破断したことを示し、黒塗りの記号は313Kまで下がっても破断しなかった試験を示す。熱電対感熱部の位

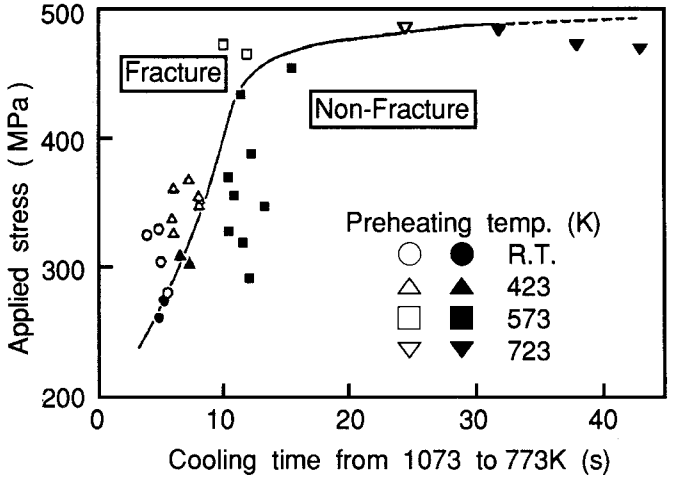


Fig.4.20 Relationship between fracture strength and cooling time from 1073 to 773K

置、予熱方法などで若干変動しているが、全体的には破断する場合と破断しない場合との境界を、図中の線のように引くことができる。室温から573K予熱までは、急速に限界破断応力の上昇が見られ、573～723K予熱の間ではほぼ一定値を示す。その限界は$\Delta T_{8/5}$が12s前後である。423K予熱では顕著な予熱効果はなく、一方、723Kに予熱温度を高めても、573K予熱の効果と大差ないことが分かる。

4．4．7　CCT図による予熱効果の検討

2．4節で示したCCT図（2．4節のCCT図作成に用いたFCD500と本節で用いたFCD500は同一溶解の材料）上に、今回行ったインプラント試験の冷却曲線を重ねた結果をFig.4.21に示す。曲線①～⑥はピーク温度を1353Kとし、冷却速度を任意に変化させた再現熱サイクルの冷却曲線であり、曲線⑦～⑩は予熱温度の高い方から順に、インプラント試験で得られた冷却曲線である。使用した実験装置の関係で曲線①～⑥の低温側では、実際の溶接熱サイクルよりも冷却が速くなっている。

図において573K予熱を行ったインプラント試験の冷却曲線⑧は、1073～773Kの間でほぼ曲線④と重なっており、パーライト変態開始点の鼻にかかっていることが分かる。

曲線④の$\Delta T_{8/5}$は12.9s、同じく曲線⑧、573K予熱の$\Delta T_{8/5}$は12.5sである。部分溶融域から真熱影響部にかけて、トルースタイト組織が現れる臨界冷却時間は2．4節で述べたごとく13s程度となる。Fig.4.20において$\Delta T_{8/5}$が12s程度までは、限界破断応力が急上昇し、12s以上ではほぼ一定となっていたことと考え併せると、予熱によるHAZの破断強度の上昇は、トルースタイトの生成に伴うマルテンサイト量の減少、ならびにマルテンサイトとベイナイトの混合組織による、脆弱さの減少に起因すると考えられる。4．4．3項で述べたごとく、573および723K予熱における破断位置が不完全混合域のレデブライト部であったこと、非破断材を実験終了後強制的に引張破断させた場合の破断位置が、同じく不完全混合域のレデブライト組織であり、500MPa前後の破断強度を示したこと、Fig.4.18に示す溶接部の硬さ分布において、573K以上の予熱では、部分溶融域に隣接した

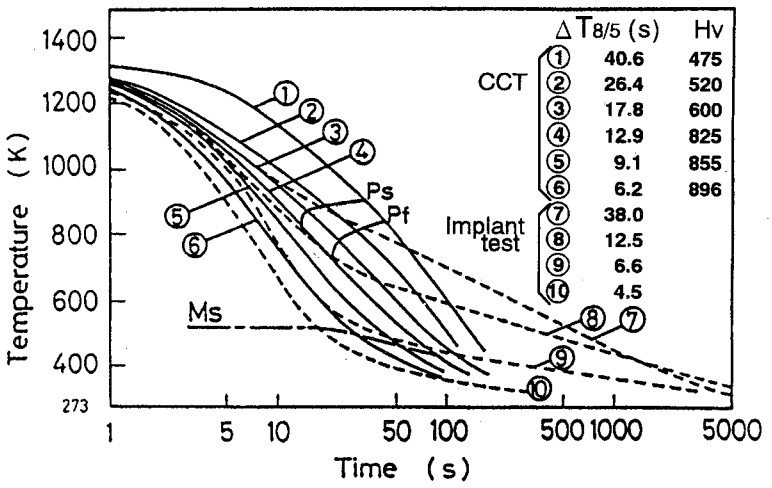


Fig.4.21 CCT diagrams of the cast iron used and the cooling curves of the Implant test

真熱影響部の硬さがHv500～550まで低下していることなどは、いずれも予熱により真熱影響部の機械的性質が向上したことを裏付けている。このことから、鋳鉄のＨＡＺの限界破断応力を高めるための予熱条件として、$\Delta T_{8/5}$を、部分溶融域にトルースタイトが現れる臨界冷却時間（本実験では13ｓ）以上にすれば、母材強度の80～90%近い強度が得られることが分かる。

４．５　球状黒鉛鋳鉄溶接部の限界破断応力に対する後熱の効果

前節において、球状黒鉛鋳鉄溶接部の限界破断応力に対する予熱の効果を検討した結果を述べた。本節では、ＨＡＺの組織改善の他の方法として、一般的に行われている後熱について検討する。鋳鉄溶接部に対して行われる後熱は、鋼材の溶接における後熱の目的、すなわち水素放出の促進による割れ防止効果を目的として、溶接終了直後に溶接部を後熱するいわゆる直後熱とは異なり、白銑化した部分の黒鉛化あるいはマルテンサイト組織の軟化を目的とした焼なましや焼もどし等の、溶接後熱処理が主となっている。しかし、予熱が冷却速度を減少させて組織を改善するのと同様に、溶接割れの起こりやすいＨＡＺでマルテンサイト変態が生ずる前に後熱を行い、冷却速度を小さくして組織を改善すれば、溶接部の強度を増加することは可能であると考えられる。

そこで本節では、予熱なしで溶接終了直後に溶接部を後熱することにより、球状黒鉛鋳鉄のＨＡＺの限界破断応力がどの程度上昇するかを、前報と同じくインプラント試験により検討した。

４．５．１　使用材料および実験方法

供試材として用いた球状黒鉛鋳鉄（FCD600)の化学組成と引張強さをTable4.7に示す。供試材は平滑材であり、用いた支持板（SS400)の寸法、インプラント試験

Table 4.7 Chemical compositions (mass %) and tensile strength (MPa) of cast iron

	C	Si	Mn	P	S	Mg	T.S.
FCD600	3.54	2.13	0.56	0.021	0.011	0.03	611.4

装置も前節と同じである。溶接条件はTable4.8に示すとおり、後熱温度を3段階に変化させ、参考のため2層溶接も行った。試験は次のような手順で行った。すなわち、溶接開始後25ｓ、インプラント試験片のボンド部近傍の温度が約673Kまで降下した時点で、まず200MPaの初期負荷を加え、初期負荷を保持したまま473Kになった時点で後熱を開始した。その後、773K後熱の場合は、昇温後再び673Kまで温度降

下したとき、また673および573K後熱の場合は、各後熱温度に達した時点で、所定の応力となるよう荷重を加えた。ただし、2層溶接の場合は、

Table 4.8 Welding conditions used

Welding current (A) Welding voltage (V) Welding speed (mm/s)	140 30 1.67	Heat input (MJ/m) 2.52
Bead length (mm)	50	
Postheating temperature (K)	Room temp., 573, 673, 773 two layer welding	
Start temp. of postheating (K)	473	

初期応力をかけた状態で2層目のビードを置くと、初層が一部再溶融して試験片が抜け落ちてしまうことが予備実験で分かったため、本節の実験では初期負荷をかけず、2層目の溶接後再び673Kまで温度降下した時点で所定の応力となるよう負荷をかけた。673Kで初期負荷をかけた理由は、3．4節のＲＲＣ試験において、673K前後で約200MPaの拘束応力が発生していたことを考慮したためである。また、後熱開始温度を473Kとした理由は、2．3節で述べたごとく鋳鉄のＭｓ点は470K程度であり、後熱開始時点の真熱影響部は大部分が未変態のγ組織と考えられること、本章の第3節で述べたように、割れの発生する温度が370K前後であること、溶接作業性の3点を考慮したためである。後熱にはプロパンバーナを用い、溶接熱サイクルの測定はこれまでの実験と同様に、支持板に挿入した2組のＣ・Ａ熱電対(0.3mmφ)により毎回測定した。各実験ごとに、所定の後熱温度まで加熱した後、直ちに炎を止めそのまま自然冷却させたが、一部の実験では後熱終了後、扇風機による強制冷却、あるいは逆にプロパンバーナの弱い炎で加熱することにより、冷却速度を変化させた。

4．5．2　各溶接条件における熱サイクル

各実験におけるボンド部近傍の熱サイクルをFig.4.22に示す。負荷を加える時期を明示するため、時間軸を対数目盛で示している。

溶接終了後約10sで後熱開始温度473Kとなる。後熱開始直後約10s温度が停滞し、その後の昇温速度は573、673および773Kまでの

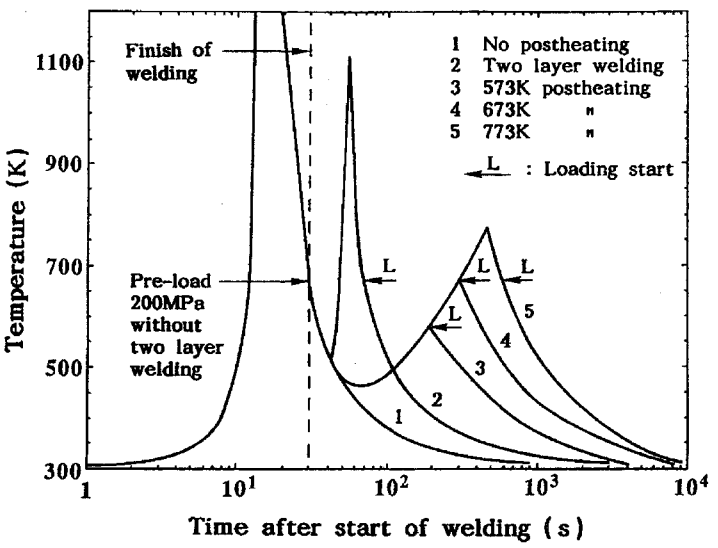


Fig.4.22 Thermal cycles and loading time for estimating postheating effect by the Implant test

各後熱温度に対し、それぞれおよそ1、0.95および0.78K/sであった。2層溶接の場合は、1層目の溶接終了後スラグを除去し、初層と同じ溶接条件で2層目のビードを置いた。熱電対感熱部の位置が初層のボンド部近傍のため、2層目の溶接入熱によるピーク温度は1110K程度であった。ピーク温度はプロパンバーナによる後熱温度より高くなっているが、アークによる短時間加熱のため急熱・急冷であることが分かる。

4．5．3　限界破断応力に対する後熱の効果

Fig.4.23にインプラント試験結果を示す。313Kまで温度降下しても破断しなかった場合は実験を停止し、図中に矢印を付けて示している。後熱なしの場合の限界破断応力は315MPaで、母材強度の約1/2となっている。573K後熱の場合の限界破断応力は330MPaで、後熱なしとほとんど変わっていない。673および773K後熱の場合は、母材強度の80%近い500MPaの負荷をかけても破断しておらず、後熱の効果が著しい。

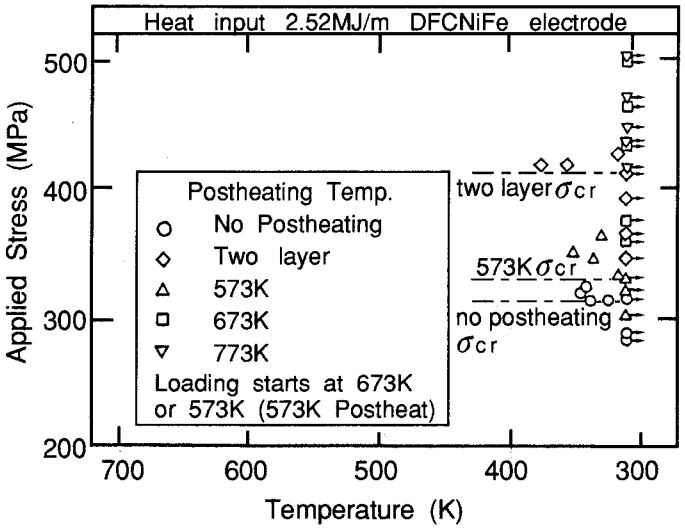


Fig.4.23 Results of the Implant tests showing the effect of postheating on the increase of rupture stress

2層溶接の場合、限界破断応力は410MPaまで上昇しているが、プロパンバーナによる、673および773K後熱ほどの効果は、ないことが分かる。後熱なし、573K後熱および2層溶接において、破断する場合の温度は、前節と同様に370K前後となっていた。

4．5．4　溶接部の組織

Fig.4.24(a)および(b)に773K後熱および2層溶接を行った場合の溶接部顕微鏡組織を示す。完全混合域（領域I）、不完全混合域（領域II）の組織は後熱なし（4．3．4項で示した組織）と同様であるが、773K後熱（Fig.4.24(a)）を行うと部分溶融域（領域III）から真熱影響部（領域IV）にかけて、マルテンサイトのほかに腐食されやすい組織が現れ、後熱なしの場合とは異なった組織となる。573K後熱は後熱なしと似ており、673K後熱は773K後熱と同様の腐食されやすい組織が現れた。

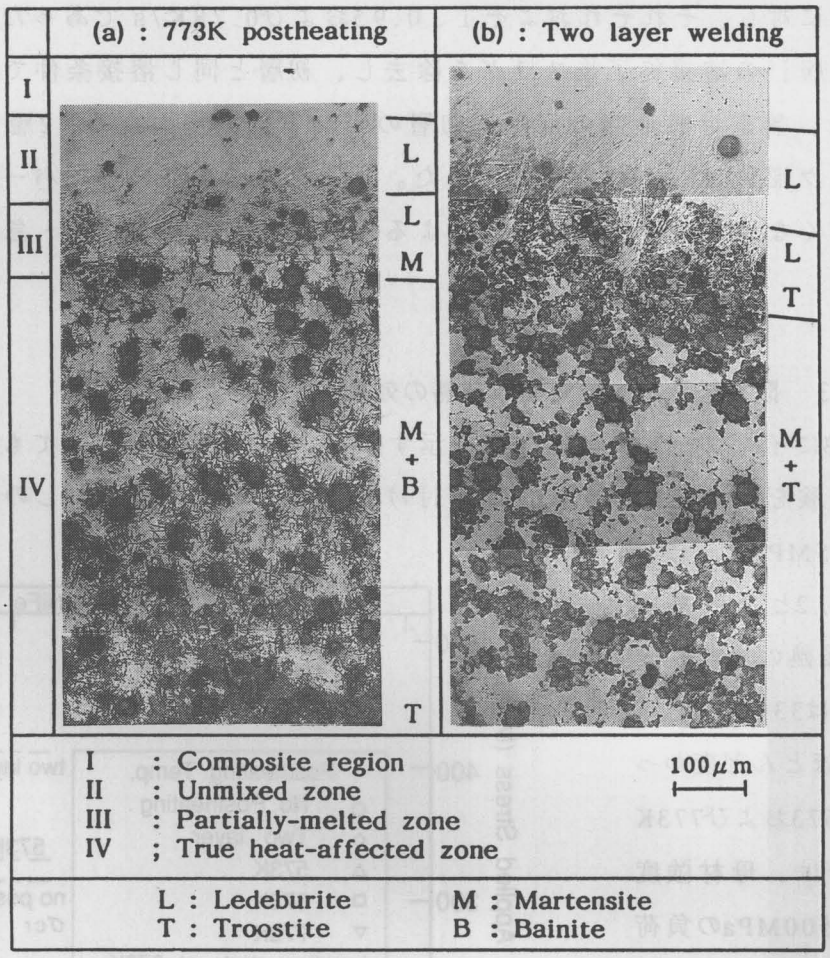


Fig.4.24 Microstructures of welds

2層溶接の場合 (Fig.4.24(b)) には、領域IIIにトルースタイトが現れ、領域IV はマルテンサイトとトルースタイの混合組織となり、プロパンバーナによる673および773K後熱の場合の組織とは異なっている。773K後熱において現れた腐食されやすい組織の光学顕微鏡組織および、2段レプリカをとって、透過型電子顕微鏡で撮影した写真を、Fig.4.25(a)および(b)にそれぞれ示す。

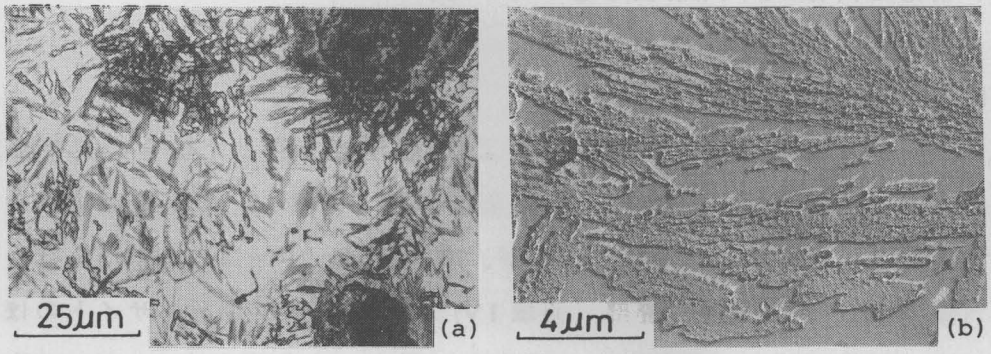


Fig.4.25 Microstructure (a) and TEM photograph (b) of bainite formed at the true heat-affected zone postheated to 773K

これらの写真からマルテンサイトと混在した腐食されやすい組織が、ベイナイトであることが分かる。本節の実験において、後熱はボンド部近傍の温度が473Kになった時点で開始している。鋳鉄のＭｓ点が470K前後であることを考慮すると、後熱を開始した時点では、熱電対感熱部が挿入されているボンド部近傍は、マルテンサイトが一部生成していたとしても、大部分は旧γのままと考えられる。したがって、Fig.4.25に見られるベイナイトは、未変態で残っていた旧γから生成したものとなる。ベイナイトとマルテンサイトの硬さを個々に、マイクロビッカース硬さ試験機（荷重0.245N）で測定したところ、それぞれHv400および700前後の値を示した。

4．5．5　破断部の組織と破面

4．5．3項で述べたごとく、573K後熱と2層溶接は後熱なしの場合と同様に、限界破断応力以上の負荷により370K前後の温度で破断した。支持板に残った部分を切り出して破断部をニッケルメッキした後、縦断面について光学顕微鏡による組織観察を行い、もう一方のインプラント側の破面をＳＥＭで観察した。後熱なしの場合は本章の3節で述べた結果と同様に、真熱影響部のマルテンサイト組織で破断しており、破面も粒界脆性破壊が主であった。Fig.4.26(a)は573K後熱、351.2MPaの負荷で、354Kで破断した試料の破断部組織を示す。レデブライトとマルテンサイトが見られ、部分溶融域で破断していることを示している。破面のＳＥＭ像をFig.4.26(b)および(c)に示すが、マルテンサイト部は擬へき開破壊の様相を呈し、レデブライト部は細かい共晶組織の破断による、平行模様の特徴ある形態である。2層溶接の場合は2箇所の位置で破断した。

すなわち、Fig.4.27(a)に示すように、不完全混合域に近い部分溶融域で

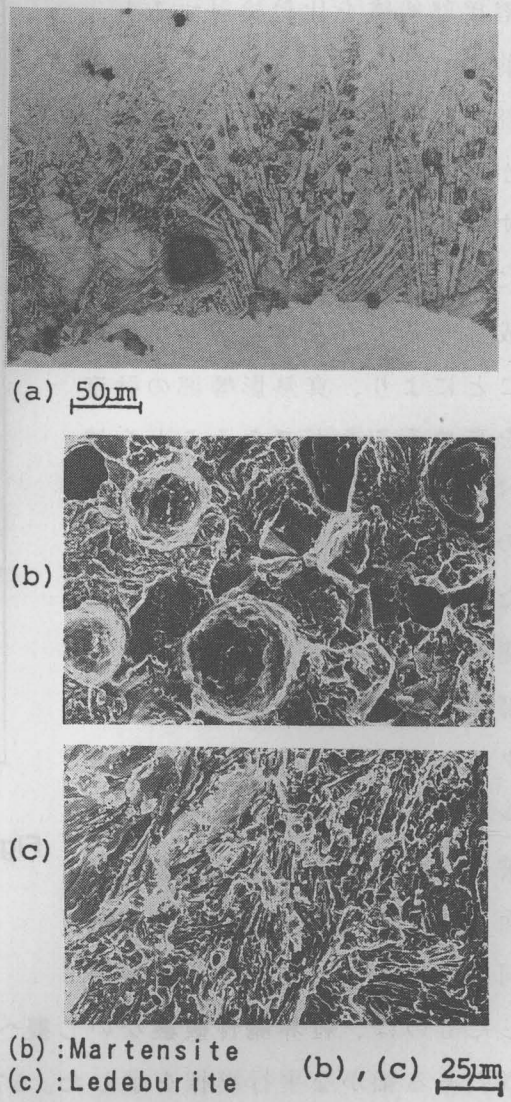


Fig.4.26 Microstructure of the fractured part (a) and SEM photographs (b), (c) postheated to 573K ; applied stress 351.2MPa, fractured at 354K

破断する場合（405MPa、373K破断）と、Fig.4.27(b)に示すように真熱影響部のマルテンサイト組織で破断する場合（410MPa、378K破断）が見られた。

2層溶接の場合、部分溶融域から真熱影響部にかけてトルースタイトが現れることは4．5．4項で述べたが、Fig.4.27(b)の破断部組織とFig.4.24(b)の溶接部組織を比較検討すると、前者ではトルースタイトの量が部分溶融域附近に多いことが分かる。限界破断応力の上昇に対する予熱の効果を報告した前節において、トルースタイトを生成させるような冷却速度にすることにより、真熱影響部の強度を高めることができることを述べた。2層溶接の場合には、このトルースタイトが多量に現れた部分の強度が増加し、その両側すなわち不完全混合域に近い部分溶融域あるいは、トルースタイトの少ない真熱影響部のマルテンサイト組織のどちらかで破断したものと考えられる。破面はFig.4.26(b)および(c)と同様、マルテンサイト部で破断したものは、粒界脆性破壊ないし擬へき開破壊の様相を呈し、レデブライト部は特徴のある細かな平行模様を示した。673および773K後熱で破断しなかった試料を、実験停止後、負荷を加えて強制的に破断させたところ、500MPa以上の破断強度を示し、不完全混合域のレデブライト組織で破断した。この結果は、723K予熱を行って破断しなかった試験片を、実験停止後強制的に破断させた4．4．3項の結果と同じである。

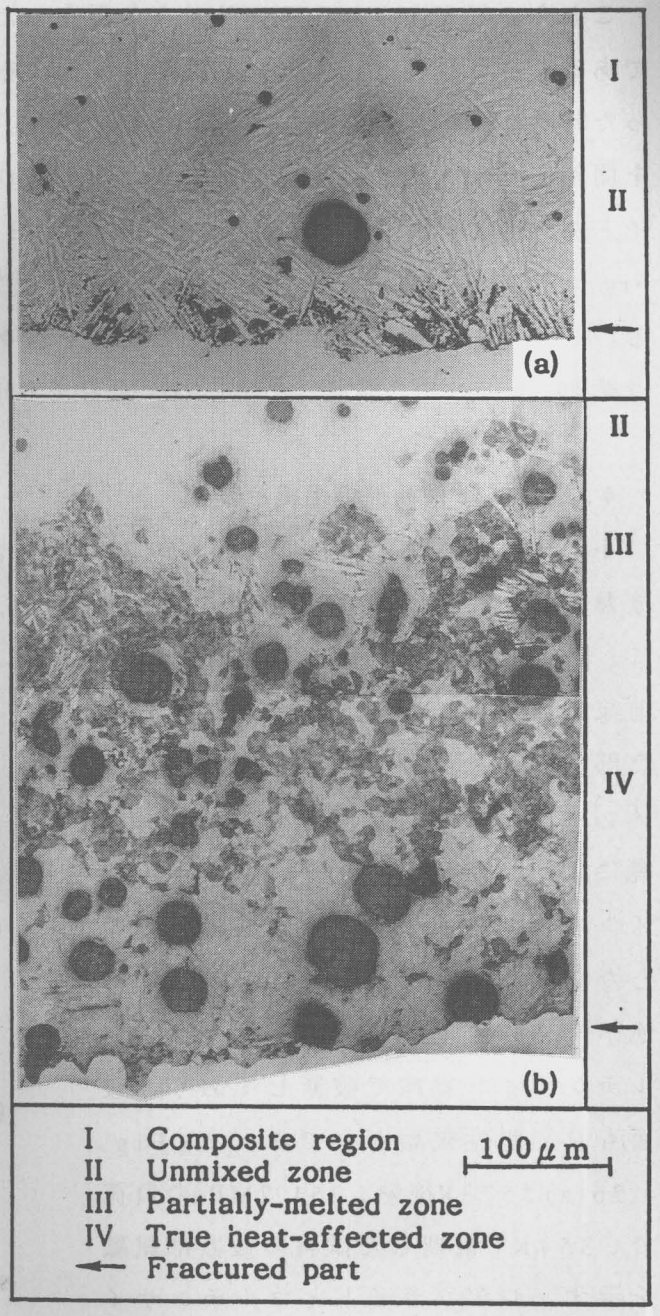


Fig.4.27 Microstructures of the fractured part in the two layer welding ; (a) applied stress 405MPa , fractured at 373K , (b) applied stress 410MPa , fractured at 378K

4．5．6　溶接部の硬さ分布

Fig.4.28(a)および(b)に各実験条件における溶接部の硬さ分布を示す。いずれも破断しなかった試料を支持板より切り出して、縦断面について測定したものである。最高硬さを示した位置をX座標の原点としているが、この部分は各試料ともレデブライト組織の不完全混合域で、部分溶融域に隣接した場所である。後熱なしの場合、最高硬さを示した場所から、約1.5mmの深さまで硬いマルテンサイト組織となっている。

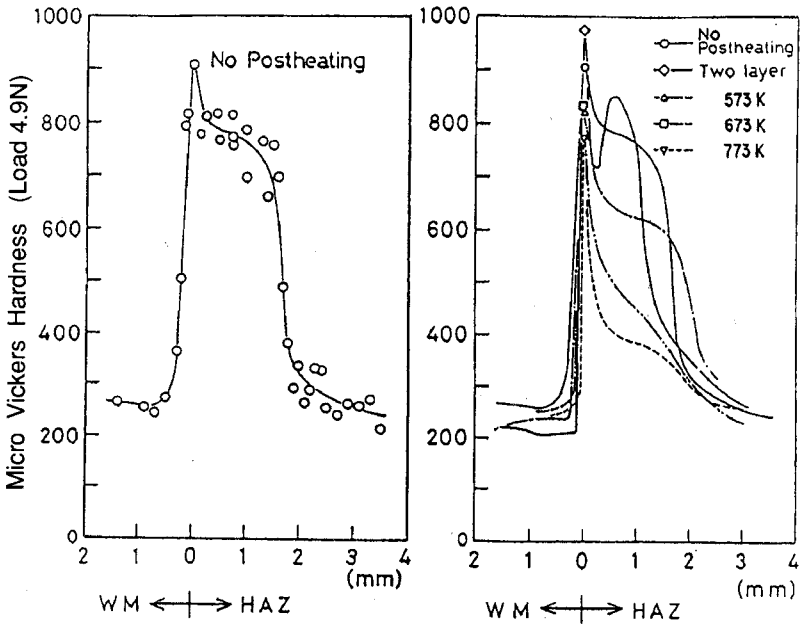


Fig.4.28　Hardness distributions of welds

4．5．4項で述べたごとく、各試料とも不完全混合域にレデブライト組織が存在するため、本実験の後熱条件では、後熱を行っても最高硬さ部はそれほど軟化していない。しかしＨＡＺの硬さは後熱温度の上昇に対して軟らかくなっており、ベイナイト組織が現れた673および773K後熱では、後熱なしの場合と比較して、ＨＡＺの硬さが大幅に軟化していることが分かる。２層溶接を行った場合、２層目のビードにより初層のボンド部近傍は約1110Kに再加熱されるものの、急速加熱であり昇温後の冷却も速いため、硬さ分布はFig.4.28(b)に見られるごとく、部分溶融域から真熱影響部にかけて、ごく狭い範囲のみが軟化しているに過ぎない。この硬さ分布は、Fig.4.24(b)およびFig.4.27(b)の２層溶接部組織とよく対応しており、２層溶接における破断が真熱影響部のマルテンサイト組織、あるいは不完全混合域に近い部分溶融域のどちらかで起こった理由が、溶接部の組織変化に起因していることを示している。

4．5．7　後熱後の冷却速度と限界破断応力

限界破断応力の上昇に対する後熱の効果を検討する場合、後熱開始温度、加熱速度、後熱温度、後熱温度での保持時間および後熱終了後の冷却速度など種々の要因が考えられる。本実験においては、これらの要因のうち後熱開始温度および加熱速度を一定とし、後熱温度のみを変化させ、所定の後熱温度に達した時点で加熱を止め、ただちに自然冷却させた。したがってFig.4.22で示された熱サイクルのうち、

後熱後の冷却過程は、後熱時の入熱量で一義的に決まることとなる。本実験の後熱条件では、プロパンバーナで673K以上に後熱すれば、母材強度の80%程度の負荷を加えても破断しないが、2層溶接の場合はボンド部近傍の再加熱温度が1110K程度であるにもかかわらず、プロパンバーナによる673K以上の後熱の場合ほどの効果は上がっていないことを4．5．2項で述べた。そこで、単に後熱温度の変化で比較するのではなく、後熱後の冷却速度で後熱効果を検討するため、各試料について後熱後573から473Kまで温度降下する間の、冷却時間と負荷応力との関係を調べた。この結果をFig.4.29に示す。所定の後熱温度までの加熱速度（入熱量）が多少変動していることが、冷却時間のばらつきとしてFig.4.29に現れているが、大別すれば後熱温度の上昇に伴って冷却時間が長くなっていることが分かる。また最高加熱温度は高いものの、2層溶接の冷却時間が短いことは、2層目のビードによって初層に加えられる熱量が、プロパンバーナによる後熱の場合の熱量より小さいことを示している。図中黒塗りの印は313Kまで温度降下する間に破断した試料であり、白抜きの印は破断しなかった試料である。また□と△にそれぞれ○印を付けた試料は、後熱後の冷却速度を変化させたものである。冷却速度を遅くした後熱の試料では若干限界破断応力が上昇しているが、逆に冷却を早めた673K後熱の試料は実験の範囲では破断していない。また、2層溶接の冷却時間は、冷却を早めた673K後熱の場合よりも短く、限界破断応力が410MPaとなっているが、両者の大きな違いは加熱時間である。すなわち後熱開始から673Kの後熱温度に達するまでに約200sを要するプロパンバーナの後熱に対し、2層溶接では15sでボンド部近傍は1110K程度に再加熱され、部分溶融域に隣接した真熱影響部も1020K前後となる。この再加熱部分がトルースタイトの多く現れる部分溶融域と、トルースタイトが少なくマルテンサイトの多い真熱影響部となるのは、4．4．6項の限界破断応力の上昇に対する予熱効果のように、CCT図上で、前者はトルースタイトの現れる臨界冷却曲線よりも遅い冷却速度、後

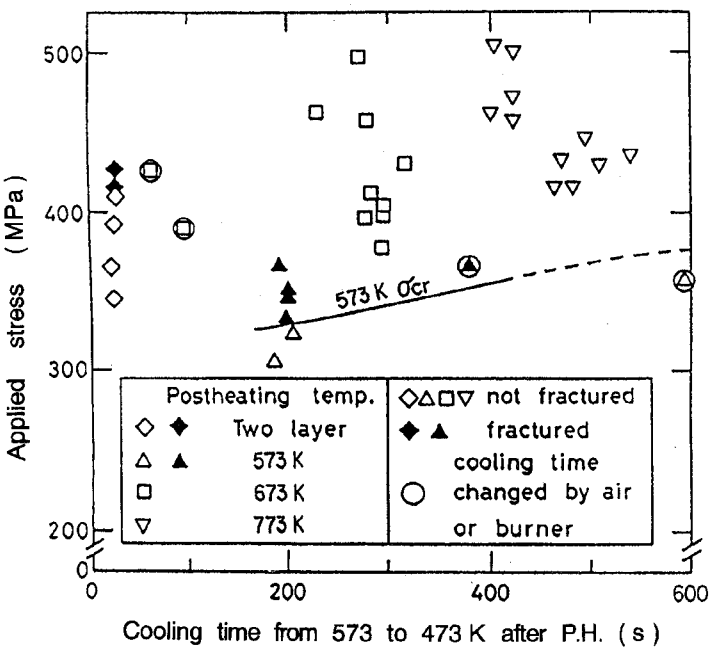


Fig.4.29 Relationship between rupture stress and cooling time from 573 to 473K after the finish of postheating

者はほぼ等しい冷却速度となったと考えるのが妥当であろう。一方、プロパンバーナによる後熱の場合の組織変化は、昇温に長時間を要するため恒温変態的な考え方が適用されるべきであると考えられる。後熱後の冷却速度を変化させた実験が少なく、後熱効果に対する他の要因も検討する必要があるが、本実験の範囲では、球状黒鉛鋳鉄溶接部の限界破断応力の上昇に対する後熱の効果は、後熱温度を673K以上としその温度までゆっくり加熱することが大きく影響し、この昇温過程が適切であれば後熱後の冷却は極端な急冷でない限り、ＨＡＺの強度にそれほど大きな影響はないと考えられる。

４．６　母材強度の異なる球状黒鉛鋳鉄のＨＡＺの強度

４．６．１　使用材料および実験方法

２．４節の実験結果において、室温における基地組織の異なる2種類の球状黒鉛鋳鉄に対し、ピーク温度が溶接点近傍の高温度であるような同一の再現熱サイクルを与えれば、ほぼ同様な組織となることを述べた。２．４節のFig.2.14に示された曲線⑦は、本章３節の、球状黒鉛鋳鉄の室温におけるインプラント試験での、ボンド部近傍の熱サイクルとほぼ同一であり、また、Fig.2.14の曲線⑦の熱サイクルを受けたFCD400およびFCD600の硬さがHv800～900の同様の値を示していること、本章３節のインプラント試験における破断部が、部分溶融域に隣接した硬いマルテンサイト組織部であることなどを考慮すると、２．４節の実験に用いた２種類の供試材のＨＡＺの強度は、母材の引張強さの相違にかかわらず、同じような値を示すであろうと考えられる。そこで、２．４節で用いた２種類の材料を用い、本章３節の方法に準じて、室温でのインプラント試験を行った。使用材料の化学組成および溶接条件を、それぞれTable 4.9およびTable 4.10に再掲する。

Table 4.9　Chemical compositions (mass%) and tensile strength (MPa) of cast iron　(C.E. = C + Si/3)

	C	Si	Mn	P	S	Mg	C.E.	T.S.
FCD400	3.61	2.65	0.48	0.024	0.01	0.03	4.49	406.7
FCD600	3.55	2.79	0.47	0.024	0.01	0.03	4.48	605.6

Table 4.10　Welding conditions used

Heat input	(MJ/m)	2.1
Welding current	(A)	140
Welding voltage	(V)	25
Welding speed	(mm/s)	1.67
Bead length	(mm)	50

4．6．2　インプラント試験結果

FCD400のインプラント試験結果を、FCD500およびFCD600の結果とともにFig.4.30にまとめて示す。FCD500については本章4節の結果、FCD600については本章3節の結果をそれぞれ再掲したものである。なお、FCD500の化学組成は本節の実験に用いたFCD400と同一で、鋳放し材のため基地はブルスアイ組織である。溶接入熱はいずれも2.1MJ/m であり直径6mmの平滑試験片、厚さ19mmの軟鋼支持板、DFCNiFe被覆アーク溶接棒、試験片中央部をアーク.が通過後、ボンド部が約673Kとなった時点で所定の負荷をかけるなどの実験方法はすべて同一である。313K（FCD600の場合は323K）まで温度降下しても破断しない場合を溶接部強度とした。破断の起こる場合のボンド部の温度が370K前後であること、負荷応力が高くなると多少高温側で破断することは各試料とも同様である。溶接部強度はFCD400、FCD500およびFCD600の順にそれぞれ290、275および274MPaとなり、FCD400がわずかに高い。この理由は実際の溶接における熱サイクルが、再現熱サイクルよりも短時間加熱となって、FCD400の基地のγ化に影響し、その結果ＨＡＺのマルテンサイトの強度が、FCD500およびFCD600に比べて若干上昇したものと考えられる。しかし各試料の溶接部強度に大きな差異はなく、ほぼ同程度の値となっていることが分かる。

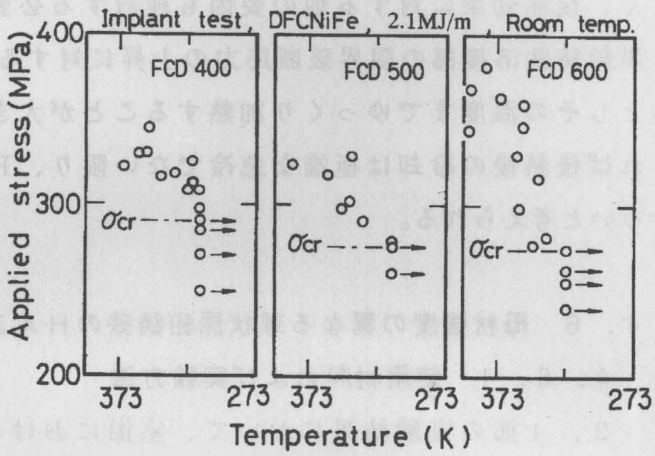


Fig.4.30　Implant test results comparing between three kinds of nodular graphite cast iron

4．6．3　破断部の顕微鏡組織およびＳＥＭ写真

Fig.4.31にFCD400の破断部顕微鏡組織およびＳＥＭ写真を示す。部分溶融域に隣

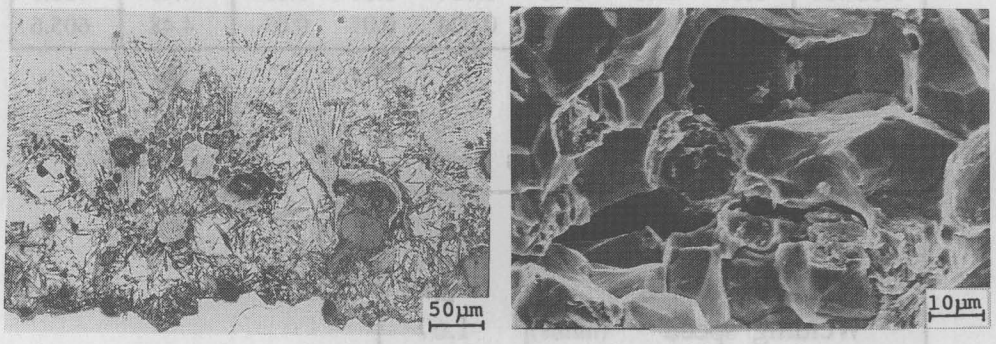


Fig.4.31　Microstructure (left) and SEM photograph (right) of the fractured part of FCD400 by the Implant test

接した真熱影響部のマルテンサイト組織で破断しており、破面は粒界破壊と擬へき開破壊の混ざった脆性破壊の様相を呈している。この状態も４．４節のFCD500の結果および４．３節のFCD600の場合と同様である。

以上のことから、球状黒鉛鋳鉄のＨＡＺの強度は、実験した範囲内では、母材の引張強さと直接結びつくものではなく、母材の化学組成と熱サイクルによって決まり、本節で用いた炭素当量(C.E.)＝4.49前後の球状黒鉛鋳鉄を、溶接入熱2.1MJ/m、室温で溶接する場合は、およそ280MPa前後の溶接部強度となることが分かる。

４．７　結　言

本章では、球状黒鉛鋳鉄のＨＡＺの割れ感受性評価を、インプラント試験によって行えることを検証し、室温溶接における溶接部の限界破断応力について検討した。

次いで、ＨＡＺの強度を高め溶接割れを低減させる方法として一般的に行われている予熱および後熱の効果を、インプラント試験によって検討した。また、母材強度の異なる３種類の球状黒鉛鋳鉄について、ＨＡＺ強度との比較検討を行った。以下、得られた結果を要約すると次のようになる。

（１）　球状黒鉛鋳鉄のＨＡＺの限界破断応力をインプラント試験で求めることができる。

（２）　インプラント試験片の破断は、負荷開始温度に関係なく、ほぼ370K前後で起こる。この破断温度は負荷応力が高いと若干高温側となるが、いずれにしても供試材のマルテンサイト変態開始温度より低く、マルテンサイト組織がある程度生成した後破断する。溶接入熱が1.8から2.4MJ/mと大きくなると、限界破断応力は多少増加するが、いずれも母材強度の1/2以下であった。

（３）　破断は部分溶融域に隣接した真熱影響部で起こり、硬いマルテンサイト組織で破断している。破面のＳＥＭ観察によれば、破面中央部は粒界破壊が大部分で、破面外周部で擬へき開破壊が主となっており、ほとんど塑性変形なしに破壊している。

（４）　鋳鉄のインプラント試験においては、基地中に微細に分散する黒鉛の切欠き効果が大きく、平滑材と切欠き材（環状切欠き、スパイラル切欠き）とで、実験結果に差がないため、試験片に切欠きを施す必要はない。

（５）　予熱を行うことにより$\Delta T_{8/5}$は長くなり、部分溶融域から真熱影響部にかけての組織が変わってくる。この場合、423K予熱は予熱なしと大差なく、573および723K予熱では不完全混合域に隣接した部分溶融域から真熱影響部にかけてトルースタイト組織が現れ、この部分の強度が上昇する。すなわち予熱なしの場合の限界破断応力は母材強度の約50%であり、423K予熱も同様であるのに対し、573および723K予熱の場合の限界破断応力はそれぞれ466.3および482.4MPaとなり、母材強度

の80から90%となる。

（6） 本実験で用いた供試材のトルースタイト組織が現れる臨界冷却時間は、$\Delta T_{8/5}$＝13s程度であり、この冷却時間を境として、限界破断応力の上昇に対する予熱効果が顕著に現れる。したがって鋳鉄の溶接割れ防止ないし軽減に対する予熱の効果を推測するには、$\Delta T_{8/5}$が重要な目安となり、トルースタイト組織が得られる臨界冷却時間以上となるような予熱を行えば、母材強度の90%近い破断強度が得られる。また予熱温度をこれ以上高めても、より以上の破断強度増は得られなかった。

（7） 破断は予熱なしおよび423K予熱では、真熱影響部のマルテンサイト組織で起こるが、573K以上に予熱すると不完全混合域のレデブライト組織の部分で破断するようになる。

（8） レデブライト組織は723K予熱においても消えておらず、この部分で最高硬さを示しているが、この最高硬さの値は、予熱温度が高くなると低下する傾向がある。

（9） 球状黒鉛鋳鉄の溶接部を溶接終了後、ボンド部近傍の温度が473K程度から後熱を開始し、1K/s程度の速度で後熱すれば、限界破断応力は上昇する。この場合573K後熱では、溶接部組織、硬さ分布とも後熱なしの場合と大きな違いはなく、限界破断応力の上昇も少ないが、673K以上に後熱すると、真熱影響部にベイナイト組織が現れ、この部分の硬さが大幅に低下し、母材強度の80%程度の負荷を加えても破断しない。この試料を実験停止後強制破断させると、500MPa以上の破断強度を示し、不完全混合域のレデブライト組織で破断する。

（10） 2層溶接を行うと、2層目のビードによる後熱効果により、限界破断応力は410MPaまで上昇する。この後熱効果は、部分溶融域から真熱影響部にかけての狭い範囲にトルースタイトが現れ、この部分のもろさが減少することにより生ずるもので、限界破断応力以上の負荷では破断は硬さ低下の少ない不完全混合域側、あるいは真熱影響部のマルテンサイト組織のどちらかで起こる。

（11） 破断強度の上昇に対する後熱の効果は、後熱温度のみではなく加熱速度の影響が大きく、後熱後の冷却速度は昇温過程に比べて、それほど大きな影響は与えない。

（12） 球状黒鉛鋳鉄のＨＡＺの強度は母材の化学組成と受ける熱サイクルによって決まり、母材の引張強さと直接結びつくものではない。本実験に用いた炭素当量(C.E.)＝4.49前後の球状黒鉛鋳鉄を、溶接入熱2.1MJ/m、室温で溶接する場合は280MPa前後の溶接部強度となる。

第５章　球状黒鉛鋳鉄の耐割れ感受性向上のための溶接金属組成の検討

５．１　緒　言

前章では、球状黒鉛鋳鉄溶接部の溶接割れ低減を、ＨＡＺの強化によって図ることを目的とし、その評価をインプラント試験によって行うことの妥当性および予熱・後熱の効果を個別に検討した。その結果、球状黒鉛鋳鉄のＨＡＺの強度をインプラント試験で評価できること、予熱あるいは後熱を行わない場合のＨＡＺの強度は、280MPa前後であること、適正な予熱あるいは後熱を行うことにより、ＨＡＺ強度は450MPa以上となることを述べた。しかし、前章で述べたような予熱あるいは後熱条件の下で、鋳鉄溶接のすべてが可能であるとは限らない。特に大型の鋳物の場合には、全体を均一に予熱することは難しく、逆に、熱応力を発生させる原因ともなる。

そこで、第３章で述べたごとく、溶接割れ低減の別の指標として、溶接棒組成を取り上げることとし、本章で組成の検討、次章で試作溶接棒による溶接割れ試験の検討結果を述べる。母材に対する溶接棒の選択が適正であるためには、溶接棒と母材とが溶融希釈してできる溶接金属が、母材に近い凝固温度と熱膨張係数を有し、高温割れが起こらず室温付近での引張強さの大きいことが望まれる。現在、９５％Ｎｉあるいは Fe-55％Ｎｉ溶接棒が鋳鉄用として多用されているのは、溶接金属が鋳鉄に近い凝固温度、熱膨張係数を有し、延性ならびに強度も大きいγ組織となり、溶接割れ防止に有効であると考えられている[137]ためである。しかし、これらの被覆溶接棒を用いても溶接部の引張強度は低く[51]、溶接部に対する信頼性は低い。そのため、一般的に鋳鉄の溶接は補修溶接が主で、積極的な構造物の組立溶接にはほとんどその例がない。

溶接作業は溶接構造物全体からみると、局部的に急速加熱・急速冷却の熱サイクルを部材に与える作業である。局部的な加熱・冷却は部材に対して熱応力を発生させ、部材内部に応力を残留させることとなる。この残留応力は、溶接物に変形あるいは割れを起こさせる原因となる。溶接部の種々の溶接割れに対する感受性を調べるため、各種の溶接割れ試験法がＪＩＳあるいはＷＥＳに規定されている。これらの試験法の大部分は、割れの総長さを試験ビード長さで除した百分率で割れ感受性を評価している。これらの方法では、割れの発生時期や応力を求められない欠点があり、この欠点を克服するため、ＲＲＣ試験[120]、計装化斜めＹ形割れ試験[138]などが提案されている。しかし、いずれの方法も溶接継手全体に対する割れ試験であ

り、溶接棒と母材とが溶融希釈した溶接金属のみの割れ感受性を検討することは不可能である。

Hull[139]が提案した Cast-pin tear 試験法は、 Cast-pin の上部および下部を拘束固定する銅鋳型に溶湯を鋳込み、凝固時の収縮ひずみによりCast-pinに凝固割れを発生させる試験法である。鋳造によってアーク溶接における凝固組織を再現できれば、溶接金属組成の合金を鋳込むことにより、溶接金属のみの割れ試験を行うことができることとなる。アーク溶接における溶接金属の凝固現象は、溶融金属を金型に鋳込んで急冷した場合と同様で、その組織は典型的な柱状晶組織を示す[140]。溶融境界部において、母材ＨＡＺの結晶粒から溶接金属の柱状晶がエピタキシャル成長すること、熱源が移動するため、溶接ビードの各位置における最大温度勾配の方向が異なり、柱状晶の成長方向が次第に熱源の移動方向に変わっていくなどの点で、完全に同一とはいえないが、溶接金属のみの機械的性質を調べるという目的に対しては、溶接金属の凝固に近い急速凝固を、金型鋳造によって再現できれば良いと考えられる。緒論でも述べたごとく、鋳鉄溶接における溶接金属の諸性質を検討したDavilaら[86]、Ishizakiら[87]およびSelfら[89]の研究は示唆に富むものである。Mnを11%含むNi－Fe－Mn系溶加材で、ＳＭＡＷ、ＧＴＡＷ、ＧＭＡＷおよびＳＡＷすべてにおいて、良好な機械的性質を有する継手が得られたとするKellyらの報告[88]も、同一線上にあると考えられるが、溶接棒組成を決定した過程が不明である。

そこで、本章では、市販されているFe-Ni系鋳鉄用溶接棒の改良を意図し、Fe-Ni-Mn-C-Si系鋳鉄用溶接棒の組成を検討することとした。初めにFe-Ni合金をベースとし、γ生成元素であること、凝固温度を低下させることを主眼として、第３元素にMnを選定し、球状黒鉛鋳鉄にFe-Ni-Mn合金溶接棒を用いて溶接した場合の、溶接金属の組成に相当する種々の組成のFe-Ni-Mn合金を溶解し、冷却途中で負荷をかけられるように考案した銅製鋳型内に鋳込んで凝固冷却させ、インプラント試験に類似した方法で、冷却途中の当該合金の強度を測定し、別に、凝固温度および凝固から室温に到る収縮量を測定することにより、鋳鉄用溶接棒として適当なNi量およびMn量の範囲を求めた。この場合、溶込率を30%として計算し、C量を１％に設定した。しかし母材である鋳鉄は、一般的にはFe-C-Si3元系合金として考えるべきである。また鋳鉄のＪＩＳが機械的性質によってクラス分けをしているために、C量およびSi量の含まれる幅が広く[141]、その分、溶接金属中のC量、Si量共に変化することになる。CおよびMnはどちらもγ生成元素であるが、他方Mnは炭化物生成傾向の強い元素でもあり、溶接金属中に炭化物が生成することが予測される。また、Siはフェライト生成傾向の大きい元素であると同時に、フェライト中に固溶して、フェライトを強化する。しかし、Fe-Ni-Mn-C-Si5元系の合金中での、CやSiの影響について調べた報告は見当たらない。そこで、本章ではNi量およびMn量について

検討した後、同一の実験方法にて、C量およびSi量の適正範囲を検討した。

5．2　Fe−Ni系合金に対するMn添加の影響

5．2．1　使用材料および目標組成

実験対象とする合金には、鋳鉄用溶接棒と鋳鉄とが、溶融希釈してできる溶接金属を取り上げた。第3章のＲＲＣ試験で述べたごとく、球状黒鉛鋳鉄の斜めＹ開先継手に、D4301　およびDFCNiFe　溶接棒を用いた場合の、初層溶接の溶込率はいずれも30%前後であった。母材となる球状黒鉛鋳鉄の含有C量は、第2章～4章に見られるごとく、3.5%程度であるので、前述の溶込率を考慮して、合金の目標C量を1％とした。Table5.1に示す素材を配合して、0～50%Ni、0～15%Mnを含む、46種類のFe-Ni-Mn系合金約800gを、高周波誘導炉で大気中溶解して実験を行った。

Table 5.1　Chemical compositions of base metals used (mass %)

	C	Si	Mn	P	S	Ni
FC	3.48	1.68	0.38	0.035	0.02	--
SK3	1.03	0.38	0.95	0.020	0.016	--
FeMn	0.97	1.36	75.50	0.19	0.006	--
Ni	0.01	--	--	--	--	99.97

5．2．2　実験用鋳型および実験方法

模擬溶接金属組成合金の冷却途中の引張強さを検討するために、実験に用いた鋳型の形状、寸法をFig.5.1　に示す。冷却速度を大きくするため銅製とし、負荷をかける時点では、離型して試験部のみに負荷がかかるよう上、中、下の3段型で、さらに各段とも左右分割型とした。試験部の直径および長さはそれぞれ6および20mmである。下段の型の空洞部に直径8mmの高張力ボルトを挿入し、ボルト頭部を溶湯に鋳ぐるませることで試験片と一体化させて負

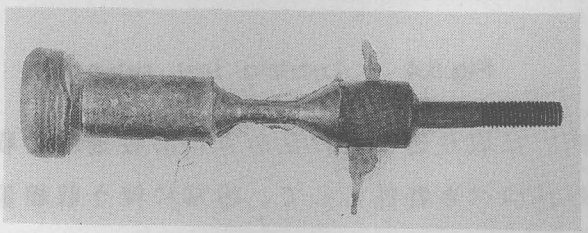


Fig.5.2　Appearance of loading test specimen

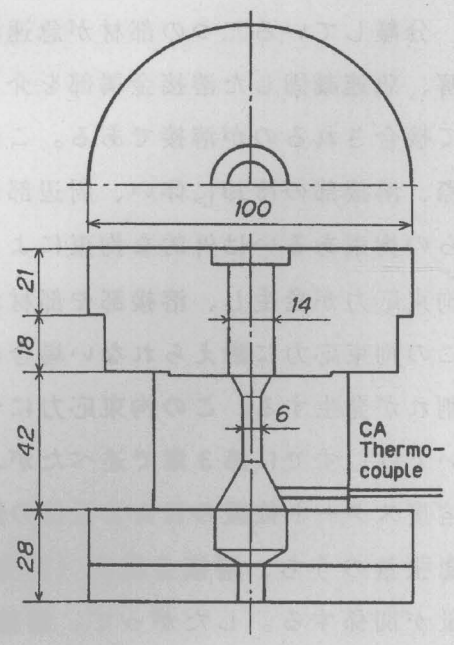


Fig.5.1　Copper mold configuration of the loading test

荷をかけた。ボルトを鋳ぐるんだ試験片の状態をFig.5.2に示す。下型には、注湯時に型内の空気が抜ける様にスリットを設けているため、溶融金属が流れ込んで鋳バリとなっている。Fig.5.3に第4章で用いたインプラント試験装置を改良した引張試験装置の概略、Fig.5.4に、銅鋳型をセットした状態を示す。鋳型に溶融金属を流し込んで30s後に下型を外し、ただちに氷100g入りの銅製容器を上型の上に置く。同時に扇風機で鋳型全体を冷却する。この時点で試験部温度は約570Kまで低下しており、ジャッキで徐々に負荷をかけ始める。本装置は、てこ式の試験装置で最大17kNの負荷（試験部直径6mmに対して約600MPaの応力）を試験片にかけることができる。負荷速度は66.7N/s程度となるようにした。鋳込み後240～270sで最大負荷となる。室温まで温度降下しても破断しなかった試料は、取り外して、万能材料試験機で引張強さを求めた。

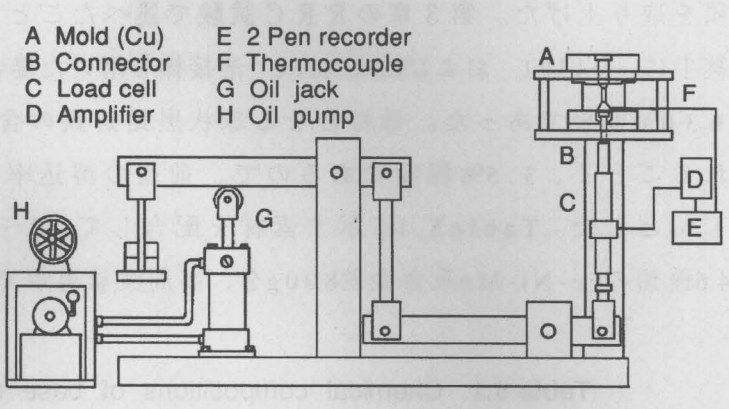


Fig.5.3 Schematic drawing of loading test apparatus

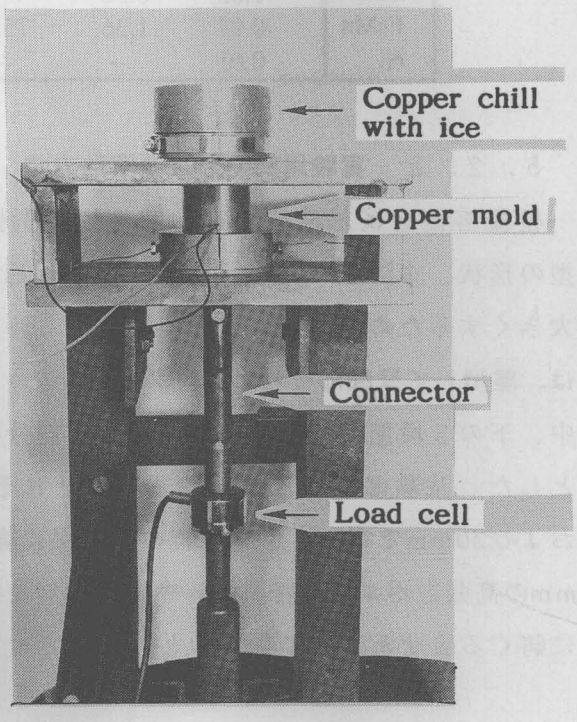


Fig.5.4 Loading test setup

分離している二つの部材が急速溶解、急速凝固した溶接金属部を介して接合されるのが溶接である。この際、溶接部の冷却に伴い、周辺部からの拘束あるいは外的な拘束により拘束応力が発生し、溶接部や部材がこの拘束応力に耐えられない場合は割れが発生する。この拘束応力については、すでに第3章で述べたが、溶接スタート位置のＨＡＺ近傍の熱膨張量のうち、溶接金属内（開先継手内）に取り込まれた量および溶接金属の収縮量が関係する。したがって、溶接金属の持つべき特性として、冷却に伴う収縮量の小さいことが望まれる。そこで本章の実験では引張試験と同時に、溶接金属の凝固から室温に至るまでの温度と収縮量の関係も調べることとした。

Fig.5.5 に収縮量測定用銅型の形状、寸法を示す。上型（A）は湯口の役割をし、湯口の部分には60度の角度を付けてあるので、湯道部が上下に収縮するにつれて、型が左右に開くように中型（B、C）に載せてあるだけで固定はしない。中型が試験部で、試験片の収縮が一方向にのみ現れるように、試験片の形状を脚の長いT形とし、Tの頭の部分を（C）側にした。下型には直径100mm 高さ150 mmの銅円柱を用い、中型をボルトで下型に固定する。

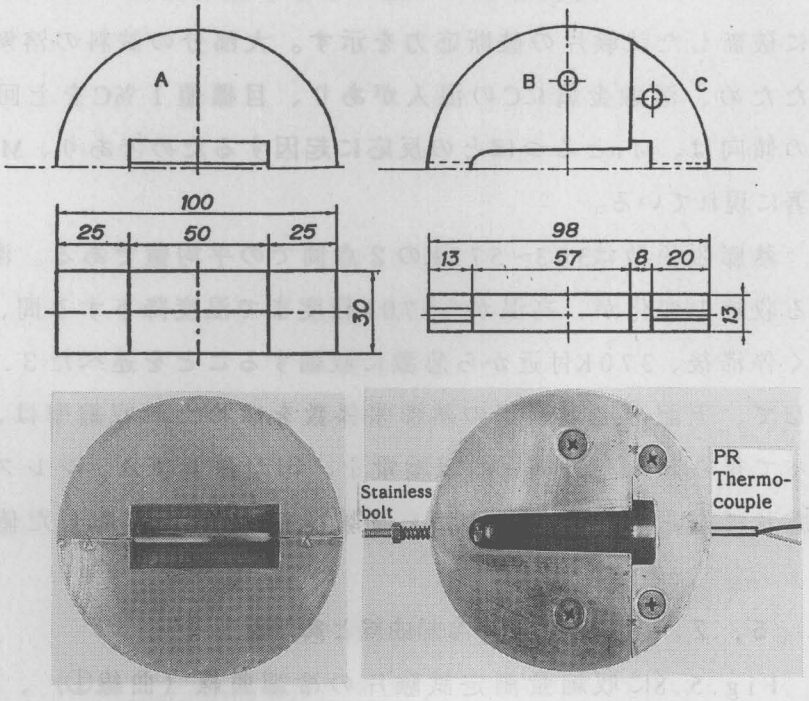


Fig.5.5 Copper mold configuration of the shrinkage test

Fig.5.6 に示す試験片外観に見られるごとく、C側からPR熱電対(0.5mmφ)を挿入して温度を測定し、他端に鋳ぐるませた直径4mmのステンレスボルトを介して、電気式ダイヤルゲージにより収縮量を検出した。

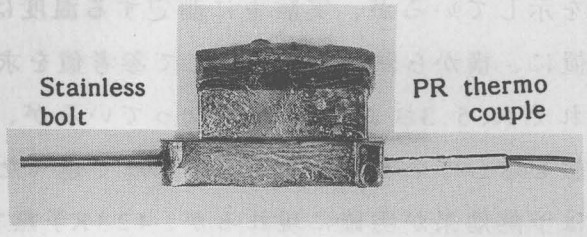


Fig.5.6 Appearance of shrinkage test specimen

測定の状況をFig.5.7 に示す。

合金組成によって溶融温度は変わるが、アーク溶接における溶融池の温度は非常に高温になることを考慮して、溶湯を1873K まで加熱した。

その後、直ちに凝固温度測定用カートリッジ、引張試験用鋳型、収縮量測定鋳型および発光分光分析用試験片鋳型にそれぞれ鋳込んだ。

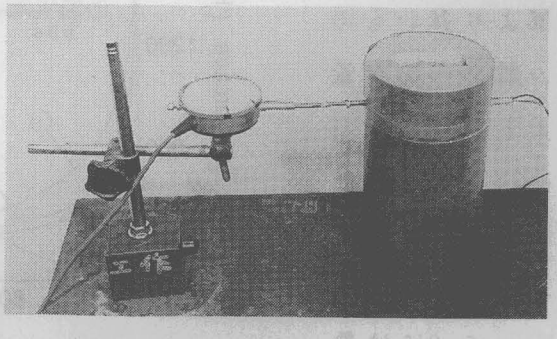


Fig.5.7 Shrinkage test setup

5．2．3　実験結果一覧

Table5.2に実験結果の一覧を示す。公称応力で＊印のついている数値は実験中に破断した試験片の破断応力を示す。大部分の試料の溶解には黒鉛るつぼを使用したため、溶融金属にCの混入があり、目標値１％Cを上回る結果となっている。この傾向は、Mnとるつぼとの反応に起因するためであり、Mn添加量が増すにつれて顕著に現れている。

熱膨張係数は303～573Kの２点間での平均値である。溶接継手の冷却過程における収縮の変化が、高温から570K程度まで温度降下する間、緩やかに収縮し、しばらく停滞後、370K付近から急激に収縮することを述べた３．３．５項の結果を参考にして、上記の温度範囲の熱膨張係数を求めた。収縮率は、Fig.5.7に示す方法によって得られる記録紙上の収縮量を、銅型およびステンレスボルトの膨張・収縮を考慮して補正し、この補正値を試験長さ(50mm)で除した値を百分率で示している。

5．2．4　鋳型中の冷却曲線と負荷曲線

Fig.5.8に収縮量測定試験片の冷却曲線（曲線①）、試験片試験部の冷却曲線（曲線②）および負荷曲線の例を示す。同図には球状黒鉛鋳鉄のインプラント試験における、423K予熱の場合のボンド部冷却曲線（曲線③）も示している。図中の引張試験部温度は、下部から試験片中心部に挿入したＰＲ熱電対(0.3mmφ)による温度を示しているが、実験中に測定する温度は試験片下部の高張力ボルトを挿入する位置に、横から熱電対を挿入して参考値を求めた。曲線②および曲線③の $\Delta T_{8/5}$ は、それぞれ、5.3および6.3sとなっているが、全体的には両曲線ともほぼ同様の冷却状態を示しているといえる。第４章で述べたインプラント試験結果によれば、573Kでは予熱効果が明確に現れるが、423K予熱では予熱なしと大差なしとなっていた。

収縮量測定試験片の冷却速度は、高温時には引張試験部より遅いものの、鋳型の熱容量が大きいため、室温に到達する時間は早くなっていることが分かる。

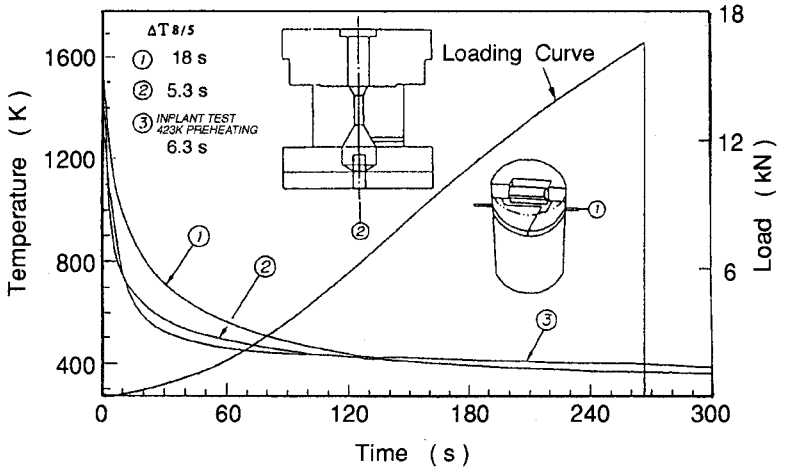


Fig.5.8　Examples of cooling curves and loading curve

Fig.5.8には負荷曲線の例も示している。鋳込み後

Table 5.2 Summary of experimental results

Test No.	Set %		Chemical composition (mass %)				Tensile strength	Thermal expansion coef.	Solid. temp.	Shrinkage rate	Hardness
	Ni	Mn	Ni	Mn	C	Si	(MPa)	$\times 10^{-6}$/K	(K)	(%)	(Hv)
1	0	0	0.10	0.92	0.96	0.48	*313	7.2	1685	2.44	564
2	0	5	0.08	5.37	1.83	0.79	*162	22.0	1583	3.20	448
3	0	10	0.10	9.63	2.04	1.04	*145	20.9	1551	3.00	484
4	0	15	0.09	13.75	2.52	0.99	* 77	16.5	1465	3.04	547
5	5	0	3.79	0.92	0.89	0.47	*304	16.8	1683	2.92	316
6	5	5	4.29	5.15	1.52	0.62	630	27.2	1618	2.88	310
7	5	10	4.44	9.44	1.85	0.92	*571	22.8	1529	3.20	357
8	5	15	4.66	13.50	2.60	1.09	* 36	19.8	1455	3.20	529
9	10	0	10.07	0.87	0.95	0.49	*489	25.7	1676	2.96	297
10	10	5	9.59	5.15	1.43	0.71	716	25.0	1618	2.94	304
11	10	10	9.88	9.37	2.21	0.82	*481	26.5	1529	3.12	364
12	10	15	10.17	13.26	2.41	1.08	*388	23.5	1484	3.18	465
13	15	0	14.90	0.83	1.01	0.53	*531	25.0	1668	2.96	256
14	15	5	13.93	5.04	1.52	1.04	646	27.2	1602	2.82	301
15	15	10	14.33	8.70	2.23	0.80	784	19.4	1524	3.09	349
16	15	15	15.17	13.53	2.04	1.20	668	27.9	1410	3.28	365
17	20	0	19.05	0.78	0.94	0.50	657	25.7	1670	2.78	245
18	20	5	18.56	4.91	1.66	0.63	778	23.1	1594	2.31	298
19	20	10	17.91	8.91	2.05	1.02	*466	22.8	1537	3.12	366
20	20	15	18.67	12.80	2.22	1.25	*588	22.6	1501	3.20	424
21	25	0	23.07	0.72	0.99	0.55	761	22.0	1662	2.70	266
22	25	5	19.88	4.79	1.78	0.83	820	27.9	1572	3.00	310
23	25	10	21.74	8.75	2.23	1.13	821	22.8	1506	2.95	396
24	25	15	21.37	12.57	2.81	1.18	*488	23.5	1431	3.04	464
25	30	0	26.45	0.68	0.98	0.53	732	20.5	1658	2.68	329
26	30	5	23.82	4.69	1.83	0.95	806	19.1	1565	2.76	338
27	30	10	23.89	8.58	2.15	1.16	*561	19.8	1520	2.90	461
28	30	15	26.15	12.36	2.66	1.27	*467	22.0	1435	2.96	419
29	35	0	29.93	0.64	1.02	0.57	713	11.6	1651	2.26	266
30	35	5	26.88	4.59	1.60	0.88	746	18.3	1587	2.32	333
31	35	10	28.16	8.45	2.56	1.40	*510	19.4	1466	2.74	395
32	35	15	29.80	12.16	2.60	1.21	*560	15.0	1454	2.72	383
33	40	0	34.48	0.60	1.18	0.60	606	6.5	1644	2.08	243
34	40	4	34.69	4.41	1.42	0.87	721	16.4	1605	2.03	255
35	40	8	41.31	7.95	2.14	1.05	783	17.5	1542	2.14	331
36	40	12	43.84	12.77	2.10	1.11	714	17.8	1526	1.88	278
37	45	0	37.20	0.56	1.08	0.63	664	7.6	1638	2.04	253
38	45	4	40.77	4.44	1.48	0.87	757	19.0	1605	2.00	277
39	45	8	41.00	8.38	1.94	1.03	673	15.3	1556	1.75	299
40	45	12	43.15	12.23	2.11	1.12	783	19.1	1525	1.90	315
41	50	0	41.77	0.52	1.03	0.60	1048	11.6	1643	2.10	248
42	50	4	43.34	4.43	1.66	0.94	661	20.5	1592	1.71	292
43	50	8	48.13	8.17	2.08	1.10	626	16.0	1543	1.52	276
44	50	12	51.47	12.22	2.61	1.26	805	19.7	1492	1.70	333
45	55	0	44.06	0.48	1.05	0.62	*631	10.5	1641	2.06	245
46	60	0	48.30	0.45	1.06	0.60	*721	16.1	1638	2.20	226

*mark shows the strength of the specimen which was fractured under loading test during cooling

30sで下型を外し、ロードセルへのコネクタと高張力ボルトとを締め付け、直ちにジャッキで徐々に負荷をかけていく。試験部を包んでいる中型は負荷開始後120s程度で離れる。負荷速度は約66.7N/s程度となるようにした。Fig.5.8に示す例では、鋳込み後267s、約360Kまで温度降下した時点で破断している。このときの負荷は16.7kN、破断応力で590MPaとなる。鋳込み後240～270sで最大負荷となり、その後室温まで温度降下しても破断しなかった試料については、取り外して万能材料試験機で引張強さを求めた。

5．2．5　供試合金の引張強さ

Fig.5.9に引張強さを示す。最大値1048MPa(41.8%Ni、0.52%Mn)はばらつきと考えられ、供試合金の引張強さは、最大820MPa程度(19.9%Ni、4.8%Mnおよび21.7%Ni、8.8%Mn)、最小36.3MPa(4.7 %Ni、13.5%Mn)といえる。全体的には、Mn添加量が増加すれば強度は低下し、逆にNi添加量が増すと強度は増加している。引張強さについては、市販の鋳鉄用溶接棒95%Niの溶接金属の強度が480MPa、Fe-55 %Niでは520MPa程度となっており[142]、両者の中間値として500MPa以上あれば良いと判断できる。本実験においては、大部分の範囲で引張強さが500MPa以上となってる。

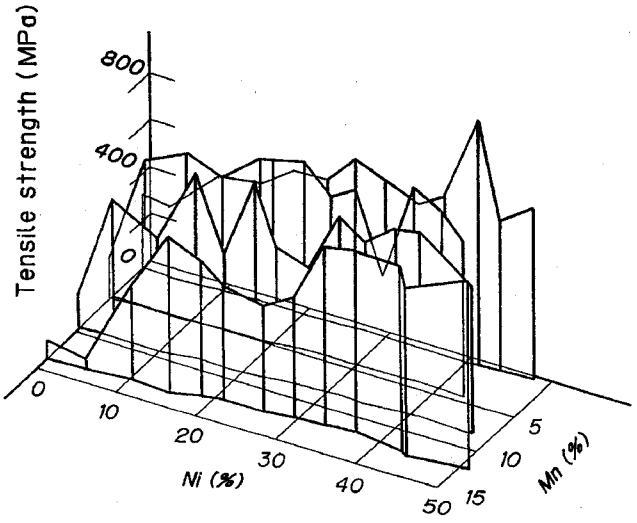


Fig.5.9　Tensile strength for various Ni and Mn contents

5．2．6　凝固温度に対するNi量およびMn量の影響

Fig.5.10は、凝固温度測定用シェルモールド製カートリッジ内に溶融金属を流し込んで求めた各試料の凝固温度を示している。鋳鉄用溶接棒として多用されているNi系溶接棒の利点の一つに、凝固温度が鋳鉄に近いことが挙げられている[137]。溶接部において母材

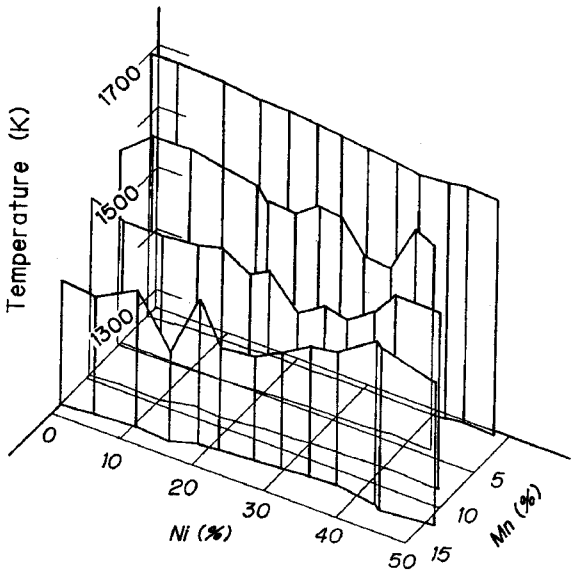


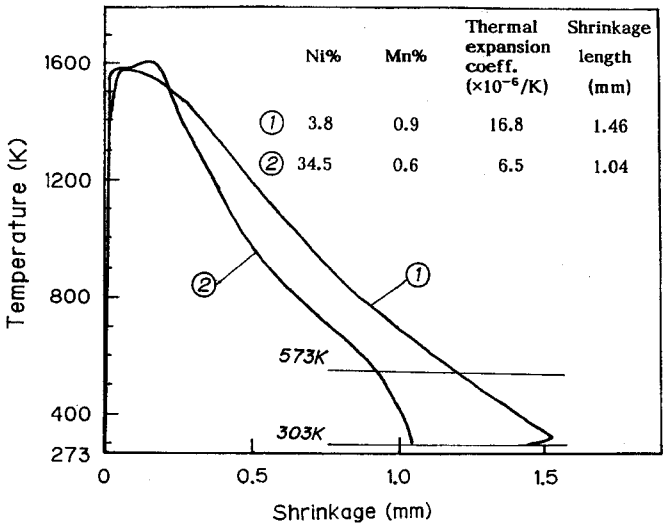
Fig.5.10　Solidification temperature for various Ni and Mn contents

よりも溶接金属の凝固温度が高いと、溶接金属と母材との間の不完全混合域が最後に凝固することになる。この場合、不完全混合域が凝固する段階で、溶接金属と母材とから引張応力を受けることとなり好ましくない。このことより、溶接金属の凝固温度は母材のそれと同等であることが望ましい。Table 5.2 Test No.1 に見られるごとく、Niを添加していないFe-1%Mn-1%C 合金の凝固温度は1685K となっており、また48.3%Ni添加(Test No.46)でも1638K となって、鋳鉄の凝固温度1426K[1]と比較すると、まだ高いと考えられる。このようにNi添加は、凝固温度の低下にはほとんど寄与していない。他方、Mnの添加量が増すと凝固温度は著しく低下することが分かる。0.08%Ni、5.37%Mn (Test No.2)で1583K、さらに0.09%Ni、13.75 %Mn (Test No.4)では1465K まで低下している。Mn添加は溶接金属の凝固温度を低下させるのに有効な元素であるといえる。

本節および次節の凝固温度の測定結果から、DFCNiFe溶接棒を用いて球状黒鉛鋳鉄を溶接した場合の、溶接金属の凝固温度は1638K程度と推察される（5．3．4項）。ここでは、この温度より約80K低い1555K 以下を適正範囲とした。

5．2．7　収縮曲線、収縮率および熱膨張係数

Fig.5.11に収縮曲線の例を示す。測定された収縮量には、銅型およびステンレスボルトの膨張・収縮が含まれるため、これらの膨張・収縮を予め個別に測定して、補正した結果を図に示してある。曲線①の収縮量は、333Kで最大値1.52mmを示し、その後、0.06mmの膨張が見られ、実験を終了した303Kでは1.46mmを示した。



この0.06mmの膨張は、本実験の測定方法から、マルテンサイト変態による単純な変態膨張を示し、相変態時に負荷がかかって伸びる変態超塑性とは異なる。

マルテンサイト変態時の膨張を利用して変態超塑性により拘束応力を緩和させ、溶接割れを防止する方法については、すでに田村、加藤ら[52]によって報告されている。曲線②では、相変態膨張は見られず、単調に温度降下とともに収縮し、303Kにおける収縮量は1.04mmと小さい値を示している。

Fig.5.12に鋳込み直後から303Kまでの、試験片長さ（試験片の段付き部から鋳ぐ

るんだステンレスボルトの頭部までの長さ）50mmに対する収縮率、Fig.5.13に303～573K間の平均熱膨張係数をそれぞれ示す。収縮率は1.52～3.28%、熱膨張係数は(6.5～27.9)×10^{-6}/Kの範囲であった。通常の球状黒鉛鋳鉄の、283～573K付近までにおける熱膨張係数[122]は、(10.5～14)×10^{-6}/Kであるのに対し、Fig.5.11に示した曲線①の303～573K間の熱膨張係数は、16.8×10^{-6}/Kと文献の値に対し大きめの値となっている。曲線①は350K以下で相変態膨張が起こっているため、熱膨張係数の数値としては、全実験試料（46種類）の中では中間的な値であるが、同試料の収縮量は、1.46mm（収縮率：2.92%）と全試料の中では大きい部類に入り、割れ防止に有効な組成とはいい難い。すなわち、特定の温度区間の熱膨張係数だけではなく、トータルの収縮量（試験片長さで除せば収縮率となる）も問題となる。曲線②の熱膨張係数は曲線①の値より小さくなっており、また収縮量も小さいので溶接割れ防止に有効な組成といえる。

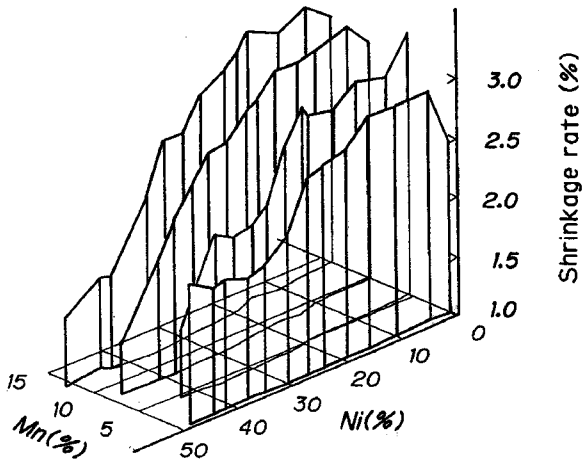


Fig.5.12 Shrinkage rate for various Ni and Mn contents

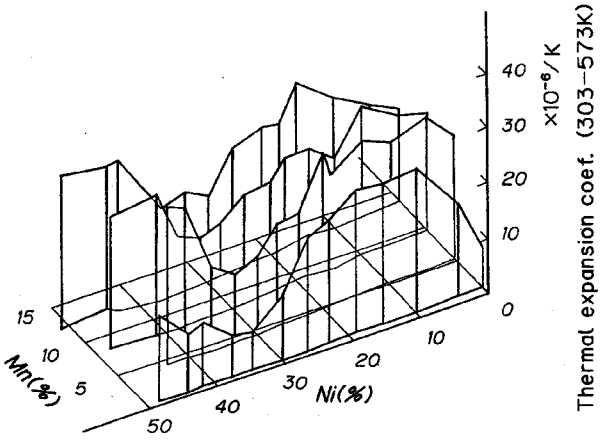


Fig.5.13 Thermal expansion coefficient from 303 to 573K for various Ni and Mn contents

Fig.5.12を見ると、Mnを添加しない場合、Ni添加量が少ないところでは、上述のように相変態膨張が起こるため、収縮率はやや小さい値を示し、Ni量が増すにつれて、値は急激に上昇し、その後減少して、Ni量が3 5%付近で最小値を示したのち再び増加している。本実験のMn添加量の範囲では、Mnを添加すると、極小値を示す傾向は見られなくなり、Ni添加量の増大に伴い収縮率は減少している。しかし、熱膨張係数の変化を示したFig.5.13からは、いずれのMn添加量においても極小値を示した後、熱膨張係数が増す傾向にあり、しかも、Mn添加量が増すほど、熱膨張係数は大きくなる。Mnは前述のように凝固温度を下げる効果を有してはいるが、むやみに増やすことは必ずしも良い溶接金属を得ることにはならないといえる。このことは、

次に述べる硬さの場合にもいえる。

5．2．8　引張試験部の硬さ

Fig.5.14は各試料のマイクロビッカース硬さ（荷重2.94N)の測定結果である。硬さは5回測定し、その中の最大、最小値を除き、残りの三つの測定値を平均した。

0.1 %Ni、0.92%Mnが Hv564であるのに対し、Niを0.1%程度含み、マルテンサイト量の多い試料および5.37～13.75%Mnを含む試料は、Hv448～547と高い値を示している。Ni3.8%添加試料にも少量マルテンサイトが認められたが、γ量が若干多いためHv316と硬さは低下している。Mnを添加せず、Niを10%以上含有する試料は、γだけの組織となり軟らかい。たとえば、19.1%Niおよび34.5%Niの試料ではそれぞれHv245 およびHv243 となっており、さらに48.3%Niの試料においてはHv226の値を示した。Mnを添加すると複炭化物が現れるため硬くなり、特に炭化物量が多くほとんど共晶組織に近い4.66%Ni、13.5%Mnの試料ではHv529 となっていた。

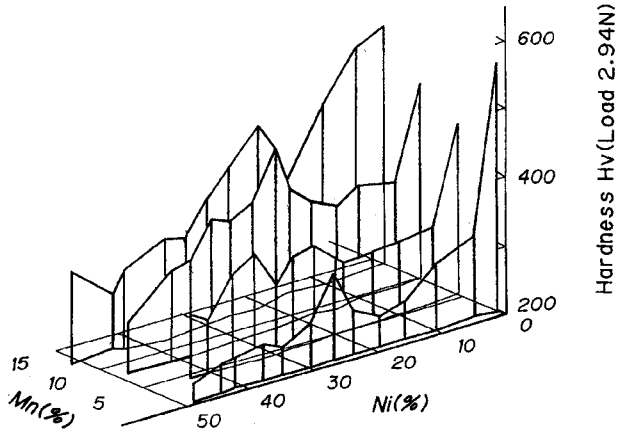


Fig.5.14　Vickers hardness for various Ni and Mn contents

5．2．9　引張試験部の光学顕微鏡組織と破面のＳＥＭ写真

Fig.5.15に引張試験部の横断面の顕微鏡組織と破面のＳＥＭ写真の典型的な3例を示す。上段が光学顕微鏡組織で、下段がＳＥＭ写真である。光学顕微鏡組織の観察は、観察面を研磨した後、研磨面を塩化第2鉄溶液（塩化第2鉄5 g+ 塩酸50cc+ 水100cc）に約20s漬けて腐食させ、脱脂綿で腐食液を拭い、水洗後乾燥して行った。

3.8%Ni、0.92%Mnを含む（a）は、マルテンサイト組織の中に残留γの混在した組織となっている。冷却速度が水焼入れ等に比べて緩やかであるにもかかわらず、A_3変態やA_1変態を遅らせる作用をするNiを1～7%添加した試料では、マルテンサイトが現れた。Ni添加量が10%を越えるとマルテンサイトは現れず、（b）に示すようなγ組織となっていた。このγは典型的な柱状晶組織で、大きく成長していた。Niに加えてMnを添加すると、γの柱状晶が樹枝状晶に変わり、樹枝状晶の間隙に炭化物が現れ、γの樹枝状晶が細かくなっている。Mnを5%以上含むと、（c）のようにγの樹枝状晶の間隙に炭化物が存在する組織となっていた。またMn添加量が

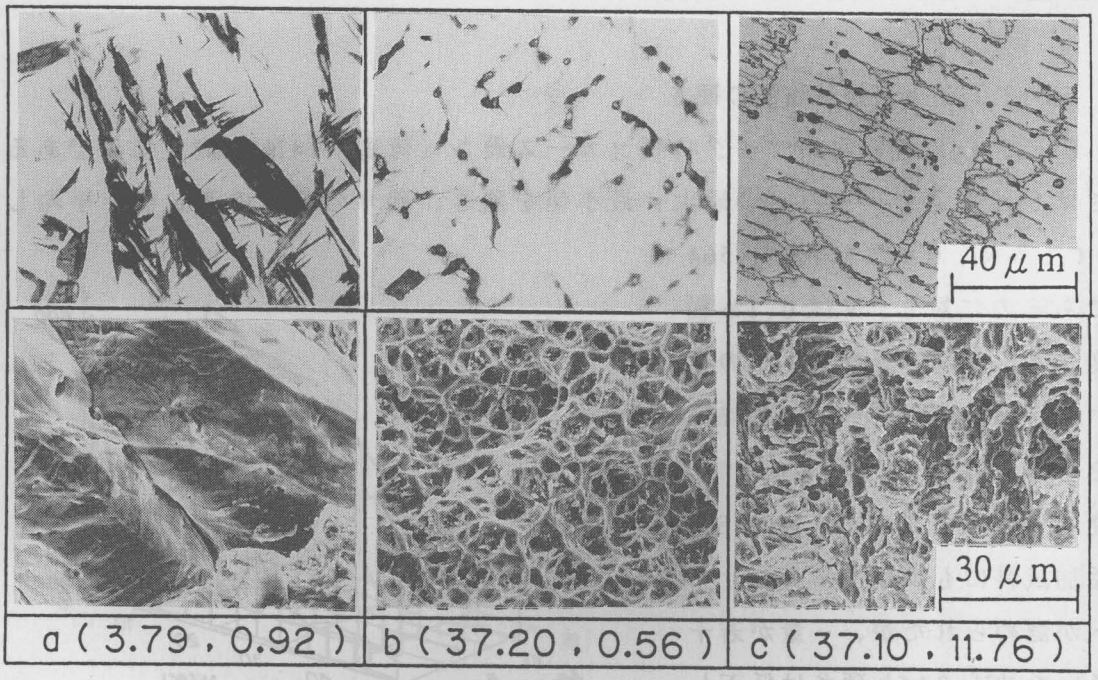


Fig.5.15 Some examples of microstructures of the specimen and SEM photographs of fractured surface

増加するにしたがって、炭化物の量が増していることが観察された。

ＳＥＭ写真において（ａ）は、凝固温度が高く、柱状晶界面で破断したことをうかがわせる粗い破面となり、高温割れの様相を呈している。Ｎiを単独に15%程度まで添加した場合は、（ａ）のような破面となっていたが、20%以上の添加では（ｂ）の写真に見られるようなディンプル模様の延性破面となっていた。Ｍnを5％以上添加すると（ｃ）の写真のような擬へき開破面となった。

5．2．10　本実験におけるNi量およびMn量の適正範囲

以上の実験結果より溶接金属に相当する合金の凝固温度、引張強さ、熱膨張係数、硬さおよび平均収縮率を総合的に検討した結果、Fig.5.16の右寄り中央部に示す適正範囲を得た。凝固温度は1555K以下の範囲を実線で示した。引張強さは、500MPa以上の範囲を１点鎖線で示してある。熱膨張係数については、15×10^{-6}/K（303～573K）以下の範囲を２点鎖線で示した。Selfら[90]は、32mm厚さのパーライト基地球状黒鉛鋳鉄に、Fe-Mn-Ni-Cu-C溶加棒を用い、ＳＡＷでビード溶接試験を行い溶接割れについて検討している。その結果によれば、溶接金属の293～823Kの平均熱膨張係数が20×10^{-6}/Kを超えなければ良いとしている。Fig.5.16の２点鎖線で示した範囲内の試料について、温度区間を303～823Kに拡大して熱膨張係数を求めると、最大17×10^{-6}/Kとなり、Selfらの温度区間との差10Kを考慮すると、適正範囲はさらに広がることが予想される。収縮量を試験片測定距離50mmで除して求めた収縮率

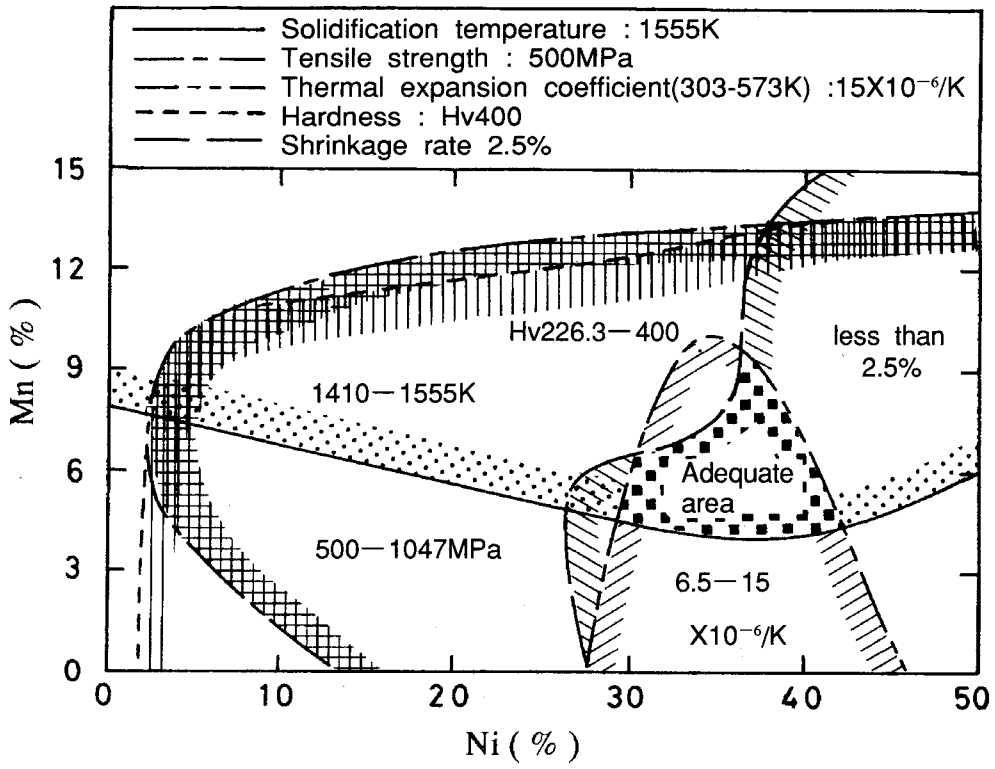


Fig.5.16 Adequate chemical composition area for cast iron weld metal obtained in this experimental work

は、2.5%以内を適正範囲とした。これは、前述の凝固温度範囲(1555K)から室温(300K)まで温度降下する間の平均熱膨張係数として、20×10⁻⁶/K（Selfら[90]の温度区間は530K）を採用すると、50mm長さの試験片が、約 1.25mm 収縮するという計算結果による。硬さについては、Hv400 以下を破線で示した。JIS G 5502によれば、球状黒鉛鋳鉄の硬さは、最大で約HB320（ビッカース硬さに換算すると約Hv350）である。他方、Ishizaki[88]らは球状黒鉛鋳鉄の溶接金属部の硬さとして、ロックウェルCスケールで HRC30～45（ビッカース硬さに換算すると、約Hv300 ～450）が適正範囲と報告している。これらを参考にして、Hv400 を選定した。

Fig.5.16の結果から、本実験の範囲では、溶接金属中の組成として、Ni量は29～42%、Mn量は4～8%が適正値ということになる。この結果を、母材との希釈率を30%として計算すると、溶接棒中のNiおよびMn量としてそれぞれ41～60%および8～12%が適正値となる。

5．3　Fe－Ni－Mn系溶接金属の諸性質に及ぼすCおよびSi添加の影響

5．3．1　使用材料および目標組成

前節で述べたごとく、Ni量については約29～42%、Mn量については約4～8%の範囲が、溶接金属中のNiおよびMnの含有量として適正であるとの結果を得た。この

場合、CおよびSi量は1％を目標値としたが、特に含有量については検討しなかった。しかし、球状黒鉛鋳鉄は引張強さを基準としており、同一強さでもC量、Si量の含有範囲が広く[141]、その分、溶接金属中のC量、Si量も変化することとなる。そこで、本節ではNi量3.8％、Mn量6％を目標値として設定し、CおよびSi量をそれぞれ1～3％の範囲で変化させた場合について検討した。

Table5.3に示す素材を上述の目標組成となるよう適宜配合して、約800～850gを高周波誘導炉で大気中溶解した。使用したるつぼは、高温度溶解用黒鉛るつぼ（高さ105mm、口径85mm）と、金属溶解用るつぼ（材質$ZrO_2$65%,$SiO_2$35%、高さ110mm、内径53mm）の2種類である。

Table 5.3 Chemical compositions of base metal used (mass %)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Fe
Cast iron	3.48	1.68	0.38	0.035	0.020	--	Bal
Pig iron	4.55	1.14	0.14	0.067	0.014	--	Bal
Pure iron	0.005	0.005	0.004	0.004	0.005	--	99.97
Pure Ni	0.01	--	--	--	--	99.97	--
Pure Mn	0.007	0.006	99.94	0.005	0.025	--	--
Fe - Mn	6.81	0.10	74.2	0.112	0.008	--	--
Pure Si	0.03	98.7	--	--	--	--	0.58

5．3．2　実験用鋳型および実験方法

用いた鋳型、溶解方法、試験方法および測定項目などはすべて前節と同一である。

5．3．3　実験結果一覧

Table5.4に実験結果の一覧を示す。炭素量の少ないほうから順に並べている。

引張強さは、50～924MPaの範囲となっている。＊印のついている数値は、実験中に破断した試験片の引張強さを示している。Ni量およびMn量はどちらも変動している。Mn量は6％を目標値としたが、4.58～6.37%となっていた。

5．3．4　凝固温度に対するC量およびSi量の影響

Fig.5.17は凝固温度とCおよびSi量との関係を、3次元的に示したものである。図に見られるごとく、C量およびSi量が多くなるほど凝固温度は低下する傾向にあるが、SiよりCが凝固温度を低下させるのに効果があることが分かる。1.92%C、3.01%Si (Table 5.4、No.19) および2.34%C 、2.92%Si（同No.35)を含む合金の凝固温度は、1438Kとなり、鋳鉄の安定系共晶温度（1426K[1]）に近い。第3章の球状黒鉛鋳鉄溶接継手の収縮量の経時変化に対する考察の項（3．2．4項）で、

Table 5.4 Summary of experimental results

Test No.	Chemical composition (mass %)				Tensile strength	Thermal expansion coef.	Solid. temp.	Shrinkage rate	Hardness
	Ni	Mn	C	Si	(MPa)	$\times 10^{-6}$/K	(K)	(%)	(Hv)
1	35.74	4.72	1.01	0.72	* 50	9.41	1606	2.08	231
2	36.53	4.58	1.05	0.67	--	9.04	1613	2.03	232
3	36.43	4.81	1.07	0.97	589	10.67	1594	2.00	242
4	38.79	5.95	1.08	2.99	*529	14.38	1528	2.28	269
5	35.31	4.86	1.11	1.00	*406	15.19	1602	2.32	244
6	35.21	4.81	1.12	0.61	*310	11.04	1594	2.19	218
7	35.64	5.51	1.19	2.31	630	14.89	1552	2.20	268
8	37.07	5.26	1.22	1.61	580	14.08	1577	2.34	257
9	36.36	4.88	1.67	1.00	727	12.52	1557	2.51	310
10	37.66	5.28	1.69	2.38	*519	14.08	1500	2.47	350
11	38.61	5.31	1.74	1.62	747	12.52	1530	2.47	310
12	37.36	5.12	1.74	1.65	705	13.12	1534	2.48	308
13	37.78	5.85	1.77	2.87	*295	16.97	1471	2.32	356
14	35.60	5.62	1.77	0.69	924	12.52	1557	2.19	348
15	37.76	6.16	1.88	2.98	*534	14.38	--	2.16	363
16	40.35	6.09	1.88	3.06	*405	9.86	1449	2.04	396
17	37.46	5.58	1.89	1.70	740	12.60	1508	2.31	329
18	38.61	5.96	1.91	2.28	830	11.71	1472	2.27	362
19	39.42	5.97	1.92	3.01	*476	13.41	1438	2.28	399
20	39.93	5.84	1.95	2.89	*521	14.52	1446	2.09	417
21	35.61	5.47	2.01	0.92	696	14.01	1516	2.42	344
22	36.78	5.66	2.06	1.03	811	13.78	1514	2.36	373
23	39.63	6.04	2.08	3.04	716	10.89	1439	1.99	409
24	37.57	6.17	2.08	2.35	757	12.01	1449	2.11	405
25	37.73	5.62	2.09	1.62	778	8.45	1488	2.43	368
26	39.58	6.03	2.11	1.65	*420	9.93	1492	2.24	358
27	38.15	5.47	2.13	1.68	794	--	1477	2.32	381
28	42.27	5.72	2.18	1.59	*408	12.38	1494	2.32	339
29	39.99	5.75	2.19	2.25	453	12.75	1454	2.34	383
30	39.85	6.16	2.22	2.92	*274	9.64	1444	2.04	423
31	36.49	5.61	2.24	1.69	818	9.27	1479	2.40	377
32	37.07	5.52	2.26	1.16	686	--	1490	2.22	378
33	37.36	5.76	2.27	1.01	508	11.78	1504	2.40	390
34	38.24	5.96	2.31	2.27	633	10.89	1458	2.24	387
35	40.80	5.45	2.34	2.92	*475	14.82	1438	2.00	401
36	36.56	5.84	2.35	1.10	834	11.56	1469	2.42	417
37	38.09	5.82	2.40	2.86	*420	12.67	1448	1.93	403
38	38.05	5.63	2.43	1.57	479	11.71	1467	2.19	399
39	40.14	5.51	2.46	0.90	*325	15.27	1489	2.34	388
40	39.63	5.76	2.48	2.15	818	12.38	1465	2.25	417
41	37.35	5.88	2.49	0.95	824	14.15	1480	2.24	459
42	39.59	5.59	2.50	1.12	532	12.23	1460	2.00	395
43	38.38	5.71	2.56	1.63	340	--	1475	--	405
44	38.20	5.63	2.61	2.25	*253	14.67	1459	1.82	377
45	40.93	6.01	2.65	2.24	*421	14.52	1460	1.91	391
46	40.91	5.52	2.74	2.24	569	15.93	1459	1.89	392
47	38.98	5.47	2.74	2.74	*188	16.45	1450	1.92	461
48	39.83	5.83	2.80	1.68	*511	14.82	1567	1.83	408
49	44.21	6.37	3.18	2.56	*238	16.82	1449	1.93	196

*mark shows the strength of the specimen which was fractured under loading test during cooling

球状黒鉛鋳鉄にDFCNiFe溶接棒を用いた場合の、溶接金属組成を求めた。その結果、Fe-37.6%Ni-1.78%C-0.85%Si-1.49%Mnとなった。

この溶接金属の凝固温度を、前節のTable 5.2 に示した実験結果、およびFig.5.17に示す実験結果と照合させて検討すると、1638K程度と推定される。

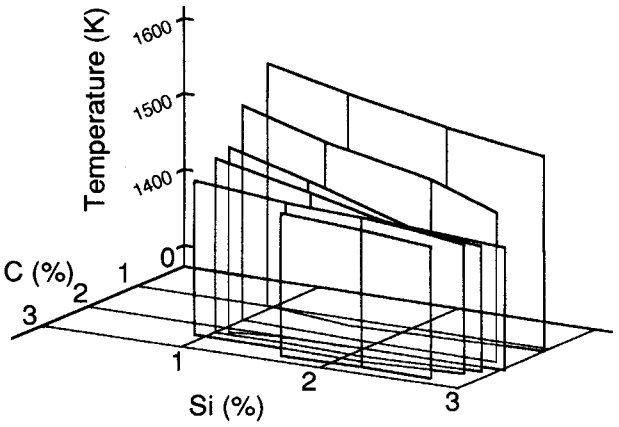


Fig.5.17 Solidification temperature for various C and Si content

Fig.5.18は、前節の結果と照合させるため、凝固温度を1555Kで区分して、C量およびSi量と凝固温度との関係を、平面的に示したものである。凝固温度は大部分の試料で、1555K以下となっていることが分かる。

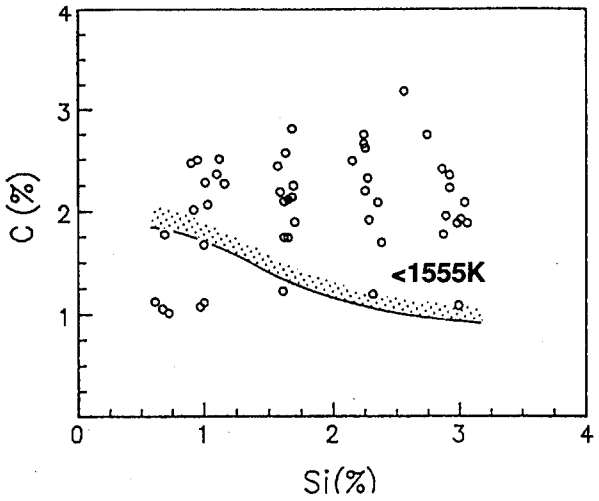


Fig.5.18 Solidification temperature for various C and Si content

溶接部において母材よりも溶接金属の凝固温度が高いと、溶接金属の最も外側の部分、つまり母材が溶けただけで溶接棒金属との機械的混合がない不完全混合域が最後に凝固することになる。この場合、不完全混合域が凝固収縮する段階で、溶接金属と母材から引張応力を受けることになり好ましくない。Fig.5.18には、1555Kのラインのみを示しているが、CおよびSiの添加量を増すと凝固温度は低下し、母材の凝固温度に近づいていく。このことは3．7．2項の「溶接金属の性質改善」の中の、「凝固温度が母材に近い」を満足させる。よってCおよびSiは、溶接金属の凝固温度を低下させるのに有効な元素といえる。以下の各項では、CおよびSi量と種々の特性との関係を、Fig.5.18のように平面的に示す。

5．3．5　供試合金の引張強さ

Fig.5.19に、前節の引張強さを参照し、供試合金の引張強さを500MPaで区分した結果を示す。最大値は1.77%C、0.69%Si(Table 5.4,No.14) の試料で924MPa、また、最小値は、1.01%C 、0.72%Si（同No.1） の試料で50MPa であった。最小値を示し

た試料は、Table5.4から分かるように、CおよびSi量が少なかったため、凝固温度が1606Kと高くなっており、破面観察からも高温割れを起こしていることが明瞭であった。Fig.5.19において、C量およびSi量が共に少ない試料、あるいは、逆にC量およびSi量が共に多い試料以外の大部分の試料が、500MPa以上の引張強さを示している。Fig.5.20に、高温割れを起こしていた部分のSEM写真を示す。

また1.74%C、1.62%Si(Table 5.4,No.11)の試料は、引張試験片湯口部の太い部分では高温割れを起こしていたが、試験部の引張強さは、747MPaを示した。したがって、高温割れを起こす溶接金属が、必ずしも低温で弱いとは限らず、耐高温割れ性と耐低温割れ性は、別々の性質として検討されなければならない。

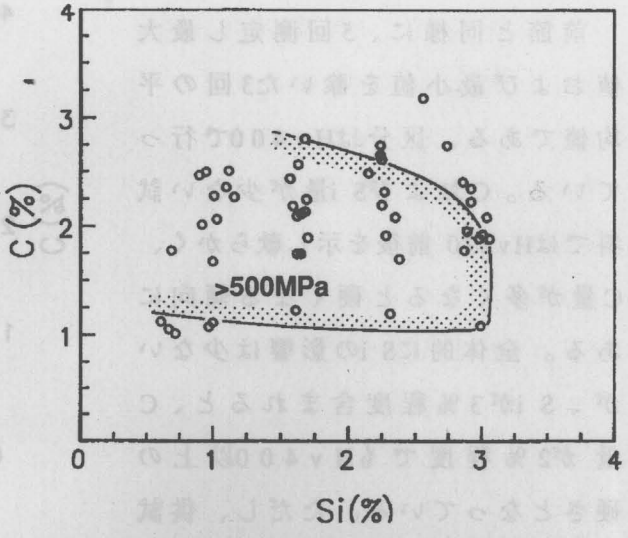


Fig.5.19 Tensile strength for various C and Si content

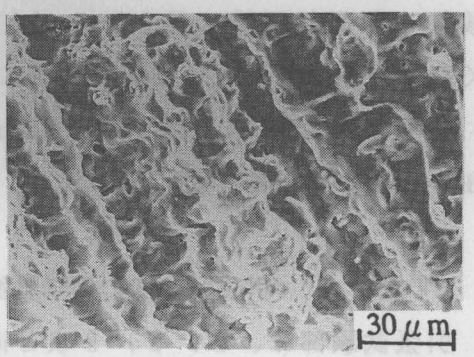


Fig.5.20 SEM photograph of hot crack

5．3．6　熱膨張係数および収縮率

Fig.5.21に 303～573K間の平均熱膨張係数について、15×10^{-6}/Kで区分した結果を示す。大部分の試料において、303～573K間の平均熱膨張係数は、15×10^{-6}/Kより小さいことが分かる。収縮率については、すべての試料で2．5%(1.25mm)以下であったため、図は描いていない。

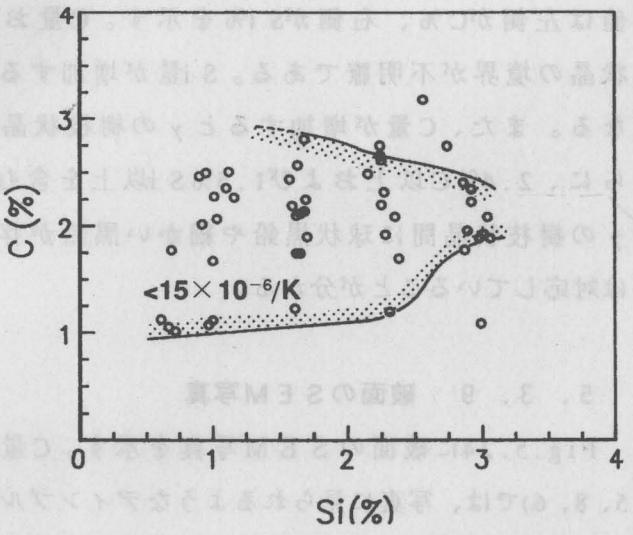


Fig.5.21 Thermal expansion coefficient from 303 to 573K for various C and Si content

5．3．7　引張試験部の硬さ

Fig.5.22に引張試験部のビッカース硬さ（荷重2.94N）を示す。

前節と同様に、5回測定し最大値および最小値を除いた3回の平均値である。区分はHv400で行っている。CおよびSi量が少ない試料ではHv230 前後を示し軟らかく、C量が多くなると硬くなる傾向にある。全体的にSiの影響は少ないが、Siが3%程度含まれると、C量が2%程度でもHv400以上の硬さとなっている。ただし、供試合金の中で最もC量の多い3.18%C、2.56%Si(No.49)の試料は、後掲の顕微鏡組織に見られるごとく微細な黒鉛が樹枝状晶間に多量に現れ、炭化物は認められずHv196となっていた。

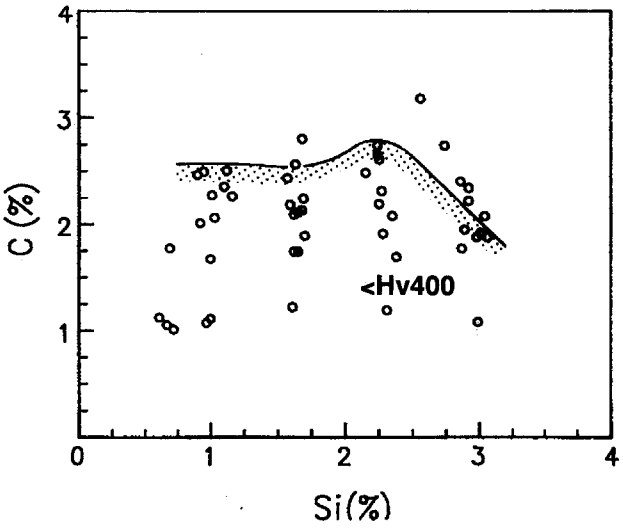


Fig.5.22 Vickers hardness for various C and Si content

最も硬い2.74%C、2.74%Si(No.47)では、樹枝状晶間に存在する炭化物のため、Hv461とかなり高い値を示した。

5．3．8　引張試験部の光学顕微鏡組織

引張試験部は、5．2．9項と同様に、研磨面を塩化第2鉄溶液に約20s漬けて腐食させ、光学顕微鏡観察に供した。顕微鏡組織の写真をFig.5.23に示す。この図は右に行くにしたがって、Si添加量が増し、上方に行くにしたがってC添加量が増加するように作成した。図中（　）の前の数値は試料番号を示し、（　）内の数値は左側がC%、右側がSi%を示す。C量およびSi量の少ない試料では、γの樹枝状晶の境界が不明瞭である。Si量が増加するにつれてγの樹枝状晶の境界が明瞭になる。また、C量が増加するとγの樹枝状晶間に炭化物が存在するようになる。さらに、2.4%C以上および1.5%Si以上を含む試料（試料番号：38、40、37）では、γの樹枝状晶間に球状黒鉛や細かい黒鉛が存在する組織となっており、硬さと組織は対応していることが分かる。

5．3．9　破面のSEM写真

Fig.5.24に破面のSEM写真を示す。C量およびSi量の少ない試料（試料番号：5、8、6)では、写真に見られるようなディンプル模様の延性破面となっていた。

1.1%C前後で2.3%以上のSiを含む試料や、CおよびSiを1.6%以上含む試料では、写真のような擬へき開破面を呈している。C量が2.7%以上の試料には、黒鉛が現れているのが観察される。

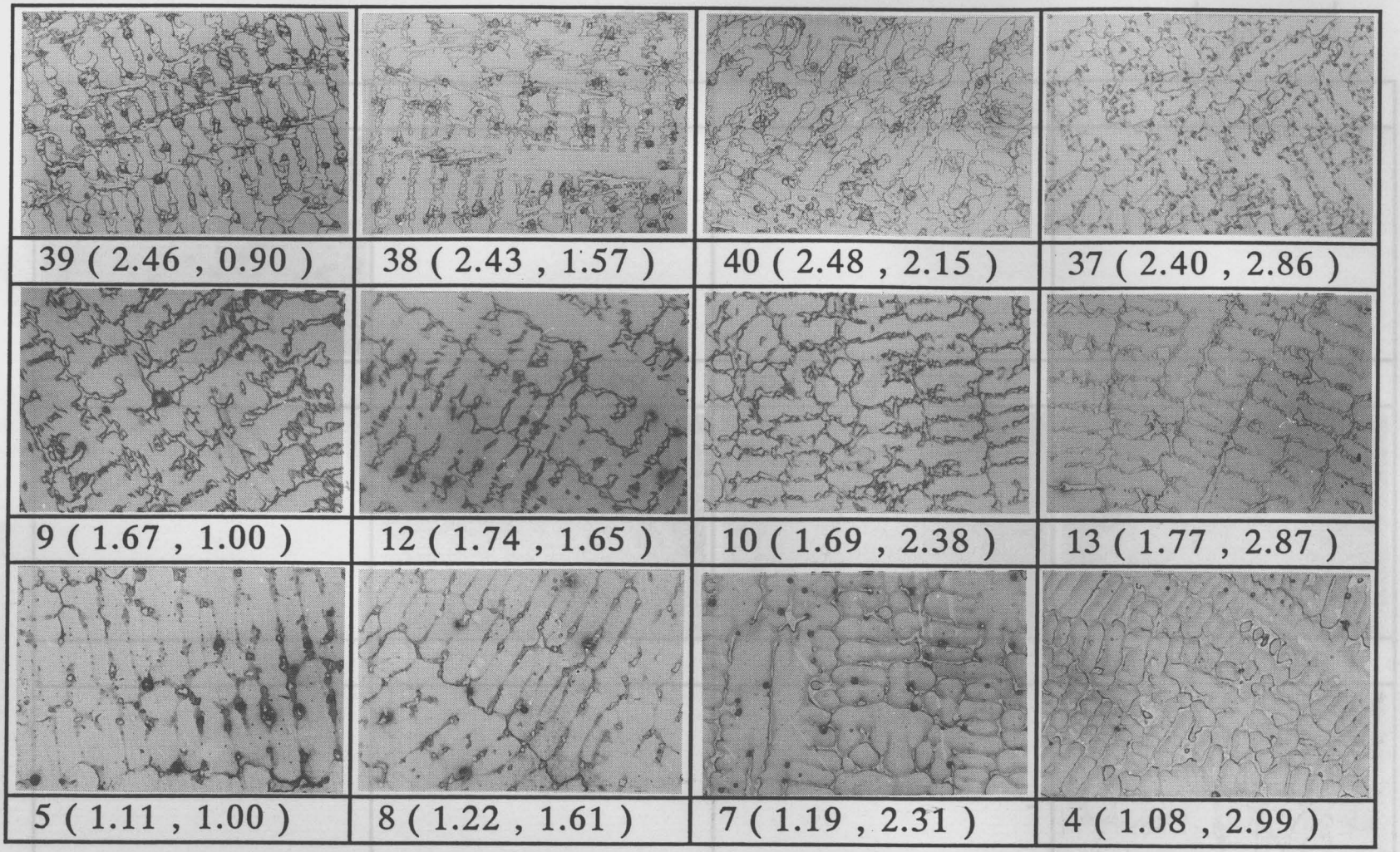


Fig.5.23 Some examples of microstructures of tensile test specimens : numbers show C mass % (left) and Si mass % (right) respectively

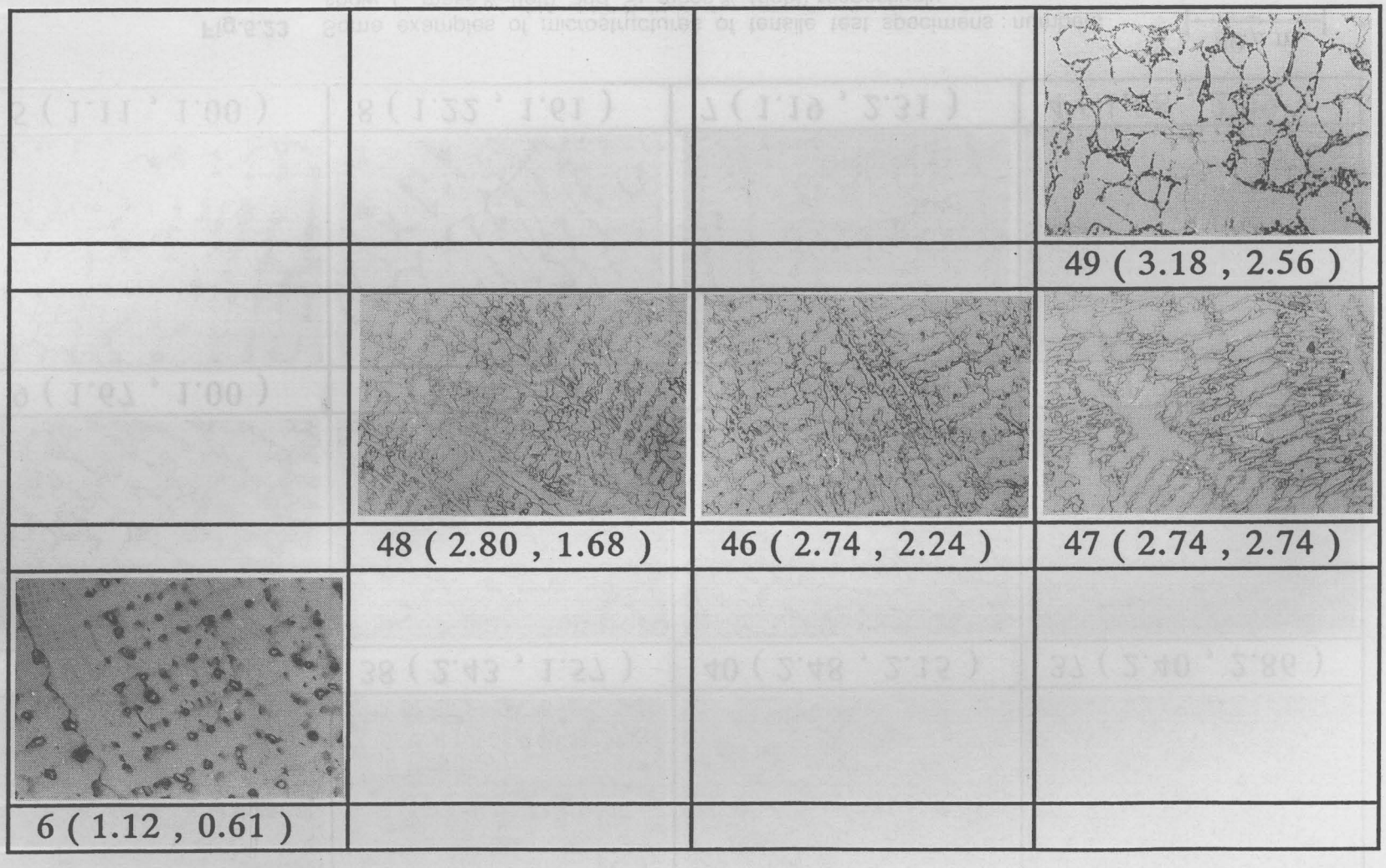


Fig.5.23 (Continued)

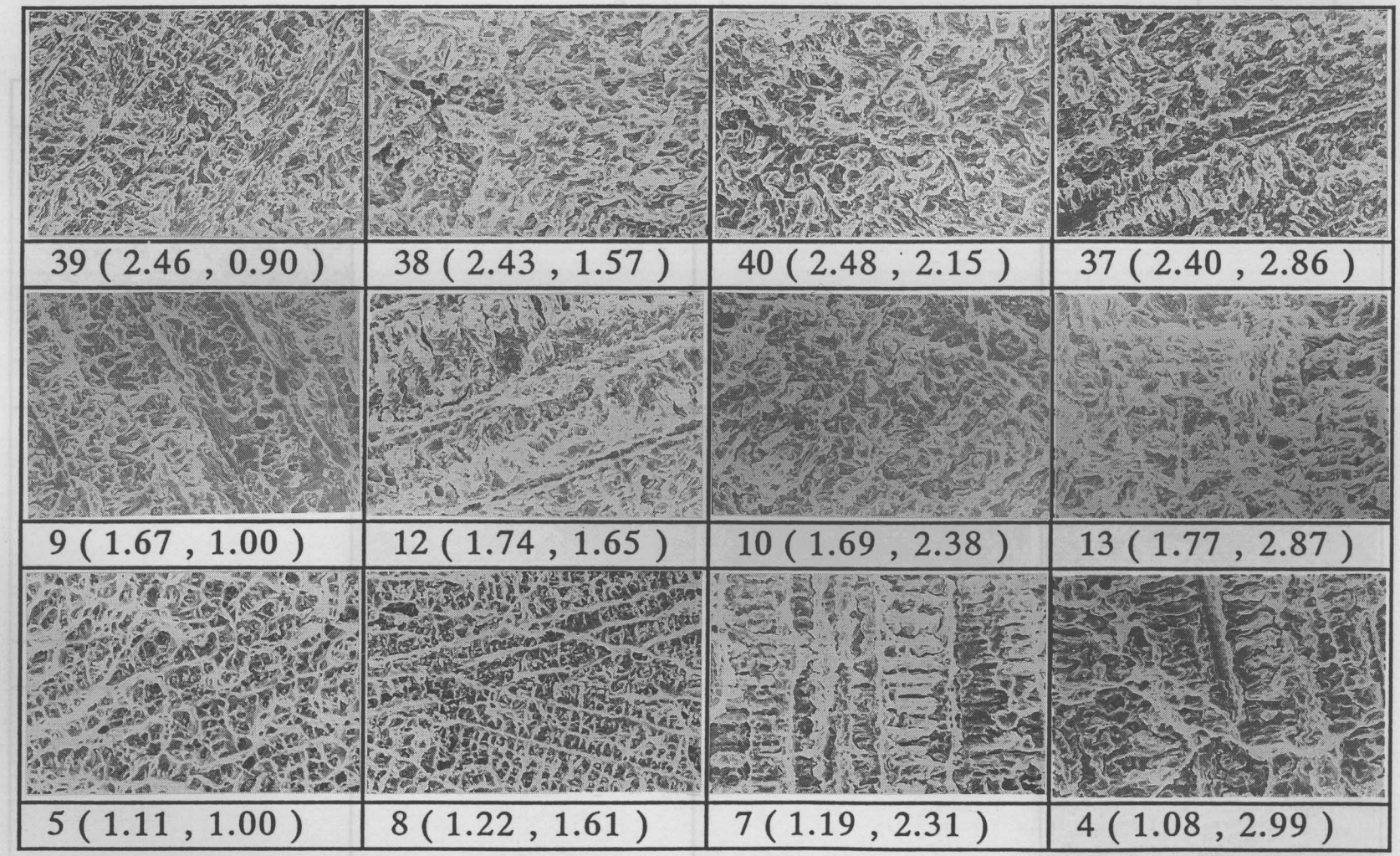


Fig.5.24 Some examples of SEM photographs : numbers show C mass % (left) and Si mass % (right) respectively

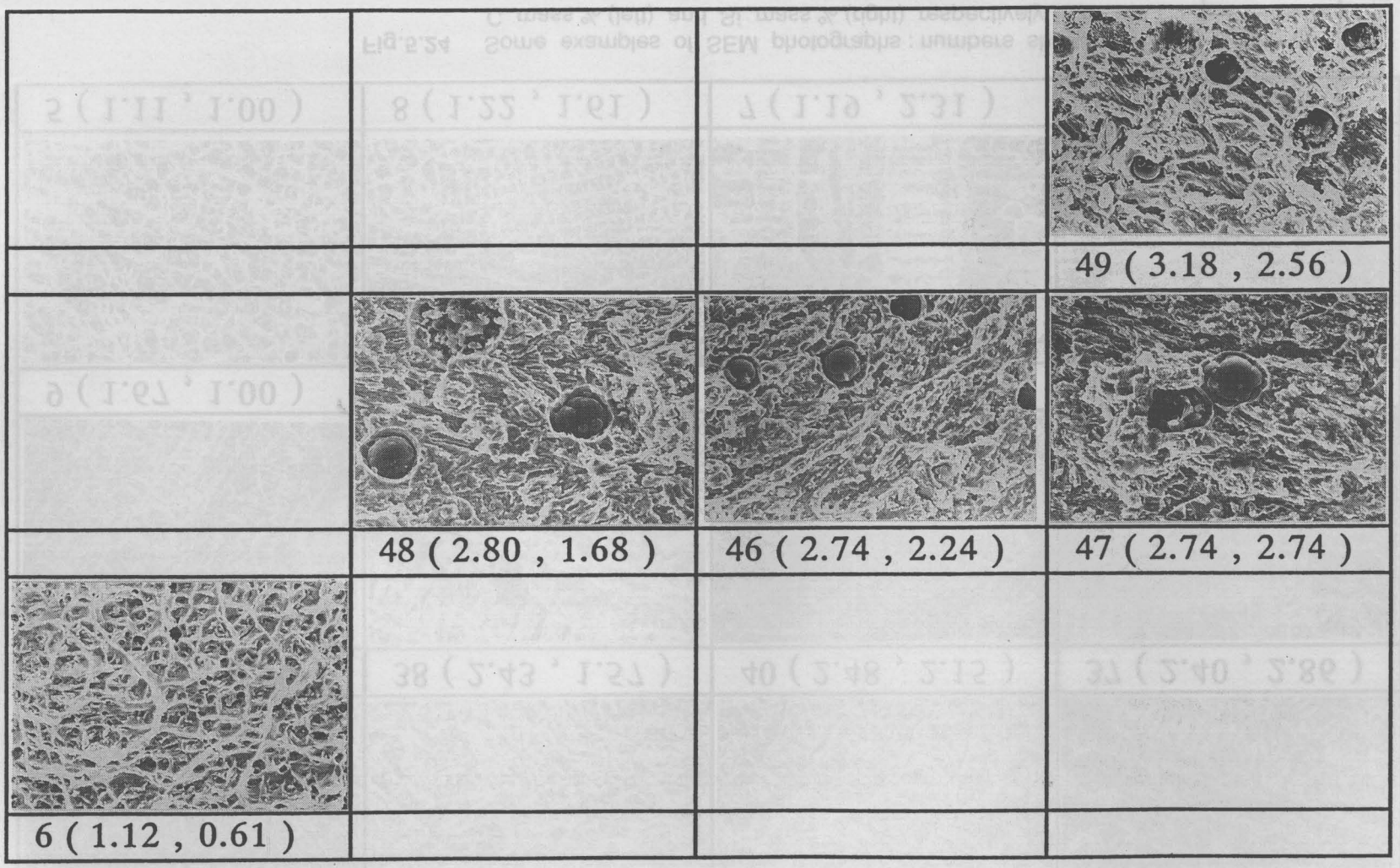


Fig.5.24 (Continued)

5．3．10　本実験におけるC 量およびSi量の適正範囲

以上の実験結果より、38%Niおよび6%Mnを目標とした場合の鋳鉄溶接金属に相当する合金の、引張強さ、凝固温度、熱膨張係数および硬さを総合的に検討した結果、Fig.5.25のドットで示すようなC 量およびSi量の適正範囲を得た。

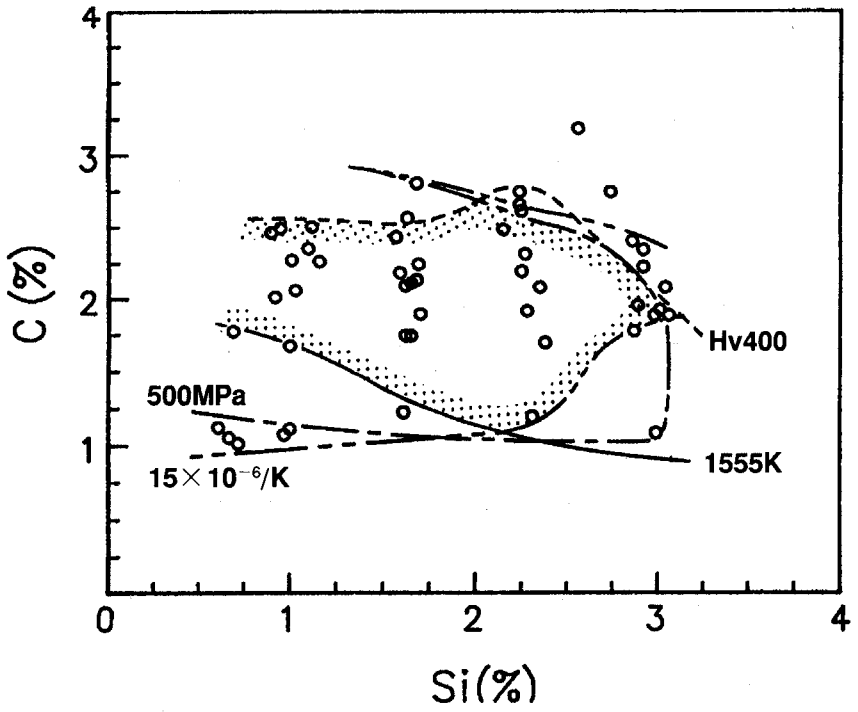


Fig.5.25　Adequate C and Si content area for cast iron weld metal with 38% Ni and 6% Mn

1555K以下とした凝固温度は、DFCNiFe溶接棒を用いた場合の凝固温度の推定値1638Kより83K低い。引張強さは500MPa以上を1点鎖線で示し、硬さはHv400以下を破線で示した。303～573K間の熱膨張係数は、15×10⁻⁶/K以下を2点鎖線で示した。同図から、Si量2 %程度では、C 量は 1.2～2.5 %の範囲、C 量2 %程度では、Si量は実験の全範囲(0.6～3.0%)で適正となる。

ところで、一般に球状黒鉛鋳鉄には、3.2～4.0% のC、2.2～3.0% のSiが含まれている[141]。したがって、母材成分との溶込率を30%とすると、溶接金属には母材から、Cは0.96～1.2%、Siは0.66～0.90%それぞれ溶込むことになる。このことを考慮すると、これまで述べた実験結果から鋳鉄用溶接棒としてNiを54%、Mnを9 %とした場合、0.4～1.85%C、0～3.0 %Siの範囲がよいことになる。

5．3．11　C量およびMn量による検討

前項までの結果から、鋳鉄用溶接棒中の成分として、Siの範囲が0～3.0%ということは、この範囲内ではSi含有量に留意しなくて良いことを意味する。そこで、Table 5.4 の結果を別の尺度、すなわちC およびMn量から検討してみることとする。

Table 5.4 を基に、C量とMn量の関係として図示した結果が、Fig.5.26である。

5.5～6.2%Mnの範囲に集中していることが分かる。図中●印のものは、引張強さが500MPa以下となっていた。数個の例外(325～476MPa)を除き、図中の曲線で囲われた部分(1.0～2.5%C、4.8～6%Mn)の引張強さが大きく、C量とMn量に適正な範囲の存在することがうかがえる。しかし、本節の実験では、CおよびSi量の影響の検討を目的とし、Mn量を意図的には変化させていないため、データ不足の部分がある。そこで、次章において、CおよびMn量を変化させた試作溶加棒を作製し、溶接割れ試験を行うことにより、C量およびMn量の適正範囲を検討した。

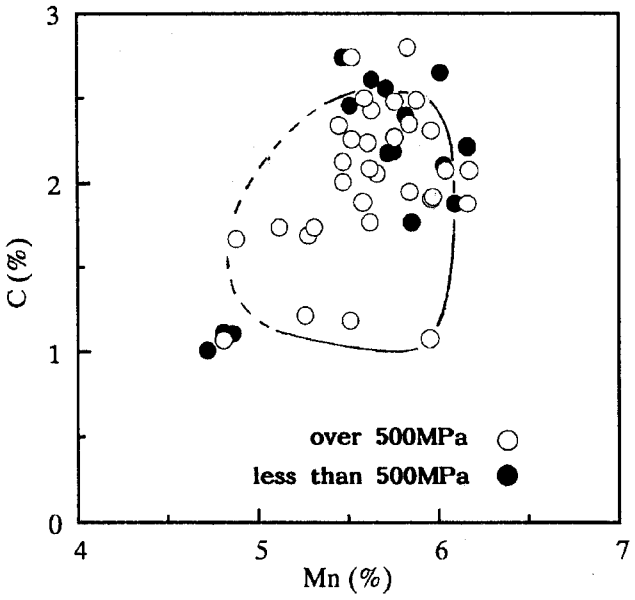


Fig.5.26 Tensile strength classified by 500MPa for various C and Mn content

5．4　結　言

本章では、球状黒鉛鋳鉄の溶接割れ低減の一つの方法として、溶接棒を取り上げ、溶接棒と母材とが溶融希釈する溶接金属の諸性質を検討した。市販されているFe－Ni系鋳鉄用溶接棒の改良を意図し、Fe-Ni-Mn-C-Si系溶接金属を想定した合金を、高周波誘導溶解炉で大気中溶解した。この合金を、冷却途中で負荷を加えられるように考案した分割型の銅製鋳型に鋳造し、570K付近から、インプラント試験に準じた方法で負荷を加え、溶接金属に相当する合金の強度ならびに諸性質を検討した。

以下、得られた結果を要約すると次のようになる。

（1）　鋳造によって溶接金属組織を代替する本実験の方法で、溶接金属の冷却途中の強度を推定することが可能であった。

（2）　Ni量が増しても溶接金属の凝固温度はあまり変化しないが、Mn量が0から

13%に増加すると、凝固温度は、1680K程度から1430k前後に低下した。

（３）　Ｎiを5％程度以下含むFe-Ni合金では370K程度以下でマルテンサイト変態による相変態膨張が起こり、多少収縮が緩和されるが、全体の収縮量が大きいためその効果はあまり期待できない。また、組織はマルテンサイトとなり硬くなる。しかし10%以上のNiが含まれると組織はγの粗い柱状晶組織となり、硬さは低下する。

（４）　Ｎiを30～40%含有すると、収縮率および熱膨張係数が小さくなり、溶接金属の収縮量を減少させるのに有効である。一方、Ｍn添加は少しではあるが、収縮量を増加させる方向に作用する。また、Ｍnを12%程度以上含有すると、硬さがHv400以上になり、Mn添加には上限がある。

（５）　Ｎiを0～50%、Ｍnを0～15%、CおよびＳiを1％程度含むFe-Ni-Mn-C-Si系溶接金属の持つ性質として、引張強さが500MPa以上、熱膨張係数が15×10^{-6}/K以下、収縮率が 2.5%以下、硬さが Hv400以下、凝固温度が 1555K以下をそれぞれ適正範囲として実験結果を判断すると、Ｎi量は29～42%、Ｍn量は4～8％の範囲がよいことになる。

（６）　Fe-Ni-Mn-C-Si 系溶接金属の凝固温度を鋳鉄に近付けるためには、C およびSiの添加量が多いほど有効である。

（７）　C量およびＳi量が1％以下の合金の組織は、γの樹枝状晶で、引張破面はディンプル模様の延性破面となり軟らかい。C量が増加するにしたがって、γの樹枝状晶間に炭化物が存在するようになる。このときの破面は、擬へき開破面となり、硬くなる傾向にある。ただし、C量を3％以上およびＳi量を2.5%以上含む試料では、樹枝状晶間に多量の微細な黒鉛が現れ、炭化物が認められず軟らかくなっており、引張強さも200MPa前後と弱くなっている。

（８）　Fe-Ni-Mn-C-Si 系溶接金属のもつ性質として、引張強さが 500MPa 以上、熱膨張係数が15×10^{-6}/K以下、硬さがHv400以下、凝固温度が1555K以下をそれぞれ適正範囲として実験結果を判断すると、溶接金属中におけるＮi量を38%、Ｍn量を6 %にした場合、C量は1.2～2.5 %Si量は 0.6～3.0%の範囲がよいことになる。

通常の球状黒鉛鋳鉄の組成を考慮し、母材成分との溶込率を30%とすると、鋳鉄用溶接棒としてＮiを54%、Ｍnを9％とした場合、0.4～1.85%C、0～3.0%Ｓiの範囲がよいことになる。

（９）　上記（８）で得られた結果をC量およびMn量で整理し、引張強さ500MPa以上の範囲を求めると、溶接金属の組成として、C量について1.0～2.5%、Mn量について4.8～6％の値が得られた。ただし、低Ｍn側についてはさらに検討が必要である。

（10）　以上のことから総合すると、本実験で得られた耐割れ性の最も良好な溶接金属組成は次のようになる。

適正溶接金属組成：Fe-29～42%Ni-4～8%Mn-1.2～2.5% C-0.6～3%Si

また、実溶接において球状黒鉛鋳鉄の組成を考慮し、溶込率を30%とすると、溶接棒の組成は次のものとなり、Siを含有させる必要はない。

適正溶接棒組成：Fe-41～60%Ni-5.7～11.2%Mn-0.4～1.85% C

第６章　試作溶加棒を用いた溶接割れ試験結果とその検討

６．１　緒　言

鋳造における凝固は、鋳型壁と接する面からチル晶が生成する。このチル晶の成長方位は任意であるのに対し、溶接では鋳型壁に相当する部分に母材金属結晶があり、溶融部分の凝固は母材金属の結晶方位に左右される、いわゆるエピタキシャル成長をする。第５章の鋳造実験における引張試験では、結晶の成長方向と直角方向に引張荷重をかけているのに対し、通常の溶接継手における拘束力は、結晶成長方向と平行な方向に作用する。このため両側から成長してきた結晶がぶつかるビード中央部が弱く、ビード縦割れの原因ともなる。このように、厳密な意味からは、前章で述べたような溶接金属の組成を模した合金の鋳造実験のみで、溶接棒の適性を評価することには問題があると考えられ、実際の溶接割れ試験が必要である。

そこで、前章の実験結果によって求められた組成を参考として、C量およびMn量を変化させた溶加棒を作製し、球状黒鉛鋳鉄に対して、新たに考案したU形ジグ拘束突合せ溶接割れ試験装置を用い、室温での溶接割れ試験を行い、溶加棒の適正組成範囲を検討した。さらに、試作溶加棒を用い予熱効果を組み合わせた実験も行った。

現在、広く行われている割れ試験法としては、CTS割れ試験法、Lehigh式割れ試験法、鉄研式割れ試験法、ビード下割れ試験法、FISCO形割れ試験法、T形すみ肉溶接割れ試験法などがある。これらの溶接割れ試験の評価は、一般に溶接終了後の割れ率を測定する定性的なものであるが、割れ試験法の定量化のためには、溶接部に生ずる拘束応力を明確にする必要があると考えられる。このような観点から考案された試験法が、佐藤らによるＲＲＣ試験[120]である。しかしＲＲＣ試験装置は大型で、試験片形状にも若干の制約があり、簡便な試験法ではない。

篠崎[143]は、斜めＹ形割れ試験片の側面にひずみゲージを貼り付け、溶接中および溶接終了後の拘束応力の変化を、簡便に得る方法を報告している。篠崎の方法を球状黒鉛鋳鉄に適用し、Ｆe系、Ｎi系、Ｃr－Ｎi系など５種類の被覆溶接棒を用いて、溶接割れ試験を行った結果では[144]、すべての実験において、溶接終了後溶接部が比較的高温の時期（５５０～４５０Ｋ）に破断してしまい、溶接棒の違いによる破断応力の相違等を明確にはできなかった。斜めＹ形割れ試験は拘束度が大きく[124]、鋳鉄のように限界破断応力の低い材質に対して、適切な割れ試験法ではないと考えられる。したがって本章においては、試験片が小さくてすみ、自拘束型となるＵ形ジグ拘束突合せ溶接割れ試験装置を製作し、ひずみゲージを用いることによって溶接部

に生ずる拘束力を測定できるようにした。本装置は小型で簡便ではあるが、試験片を加熱する実験では、荷重測定部に加熱の影響が現れるため、予熱と組み合わせた実験には、別に自拘束型の試験装置を製作した。

6．2　溶加棒の作製

6．2．1　溶加棒の目標組成

第5章においてFe-Ni-Mn-C-Si系溶接金属を想定した合金の強度、その他の諸性質を検討した結果、Ni量については29～42%、Mn量については約4～8%が適正範囲として得られた。この結果よりNiを38%、Mnを6%とした場合の溶接金属では、C量は約1.2～2.5%、Si量は約0.6～3.0%の適正範囲が得られた。したがって、通常の球状黒鉛鋳鉄に含まれるC量およびSi量が、それぞれ3.2～4.0%および2.2～3.0%である[141]ことを考慮し、母材成分との溶込率を30%とすると、被覆アーク溶接棒あるいは溶加棒の組成として、54%Ni、9%Mn、0.4～1.85%C、0～3.0%Siが適当となる。すなわち、通常の球状黒鉛鋳鉄の溶接において、被覆アーク溶接棒あるいは溶加棒のSi量は、3.0%以下であれば、特に考慮する必要はないことを意味する。本章では、前章の結果を受けて、溶加棒を試作し、GTAWによって溶接割れ試験を行うこととした。

前章において、溶接金属に相当する合金中のMn量の目標値を6%としたが、実際には4.58～6.37%となっていたことを考慮して、Mn量を変化させた溶加棒を作製することとした。すなわち、溶加棒の目標組成として、Niは54%を目標とし、Mn量を5、7、9および12%、C量については0、1および2%と変化させ、Siについては1%程度を目標とした12種類を選定した。

6．2．2　溶加棒の作製方法および分析値

Table 6.1に示す素材を適宜配合して、目標組成の合金12種類を、各々約0.6kg、高周波誘導炉で大気中溶解した。溶融後、1670～1770Kの温度で、Fig.6.1に示す

Table 6.1　Chemical compositions of base metal used (mass%)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Fe
Cast iron	3.48	1.68	0.38	0.035	0.020	--	Bal
Pig iron	4.55	1.14	0.14	0.067	0.014	--	Bal
Pure iron	0.005	0.005	0.04	0.004	0.005	--	99.97
Pure Ni	0.01	--	--	--	--	99.97	--
Pure Mn	0.07	0.006	99.94	0.005	0.025	--	--
Fe - Mn	6.81	0.10	74.2	0.112	0.008	--	--
Pure Si	0.03	98.7	--	--	--	--	0.58

ように真空ポンプに接続した石英管で吸い上げることにより、直径3.5mmの棒を作製した。Table 6.2に溶加棒12種類の分析値を示す。表中のC 2は、市販の鋳鉄用溶接棒DFC NiFeの成分を示している。

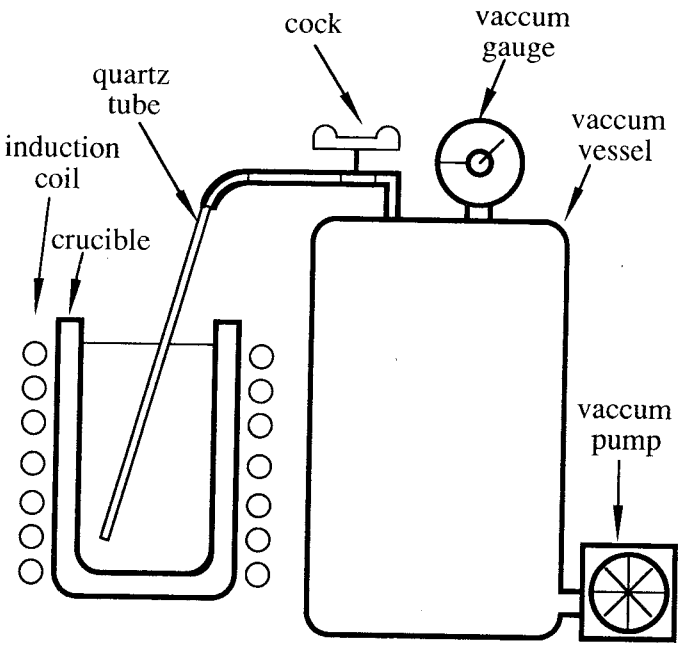


Fig.6.1 Method for making filler metal

Table 6.2 Chemical compositions of filler metals for using U-form cracking tests

mark	Chemical composition (mass %)			
	Ni	Mn	C	Si
F1	50.06	5.62	0.05	0.92
F2	52.04	5.90	1.21	1.04
F3	53.02	5.16	1.87	1.62
F4	53.02	7.47	0.06	1.05
F5	54.15	8.14	1.33	1.11
F6	55.09	7.31	1.90	2.40
F7	54.63	9.68	0.06	1.07
F8	56.04	10.05	1.28	1.22
F9	57.20	9.26	1.84	2.90
F10	53.05	11.02	0.07	1.27
F11	60.26	11.47	1.75	3.49
F12	59.80	12.03	1.92	1.27
C2	54.34	1.90	0.99	0.28

6．3　簡易拘束型溶接割れ試験装置の製作

6．3．1　U型ジグ拘束突合せ溶接割れ試験装置

張[145]は、溶接割れに対する各種溶接方向と荷重方向の組合せの影響ならびに溶接入熱および溶接雰囲気の影響を解明するために、小型で簡便な“拘束緩和式U形高温割れジグ”を考案した。このジグは、試験片を取付ける部分（拘束梁）が大き

く弾性変形でき、これを利用して試験溶接前に、あらかじめ試験片に強制的に荷重を負荷できる形式のものである。したがって、試験溶接中、試験片には引張変形が与えられ、温度上昇によって試験片の強度が低下するために割れが発生することになる。このジグを改良して、低温割れ試験用として本章の実験に用いることとした。

すなわち張の考え方とは逆に、拘束梁が容易に弾性変形できないように、拘束梁の高さを低くして剛性を高め、突合せ継手の試験片を溶接した場合に生ずる収縮を拘束することで、試験片に引張応力を与え、割れを発生させようとするものである。以下このジグを用いた試験を“U形ジグ拘束突合せ溶接割れ試験”と呼ぶ。

Fig.6.2にU型ジグの形状と寸法を示す。この試験の特徴は、拘束梁の固定端付近に貼り付けたひずみゲージによって計測されたひずみεから、試験溶接中および溶接後の溶接部にかかる荷重Fを測定でき、溶接部の断面積で除することによって拘束応力を測定できることにある。

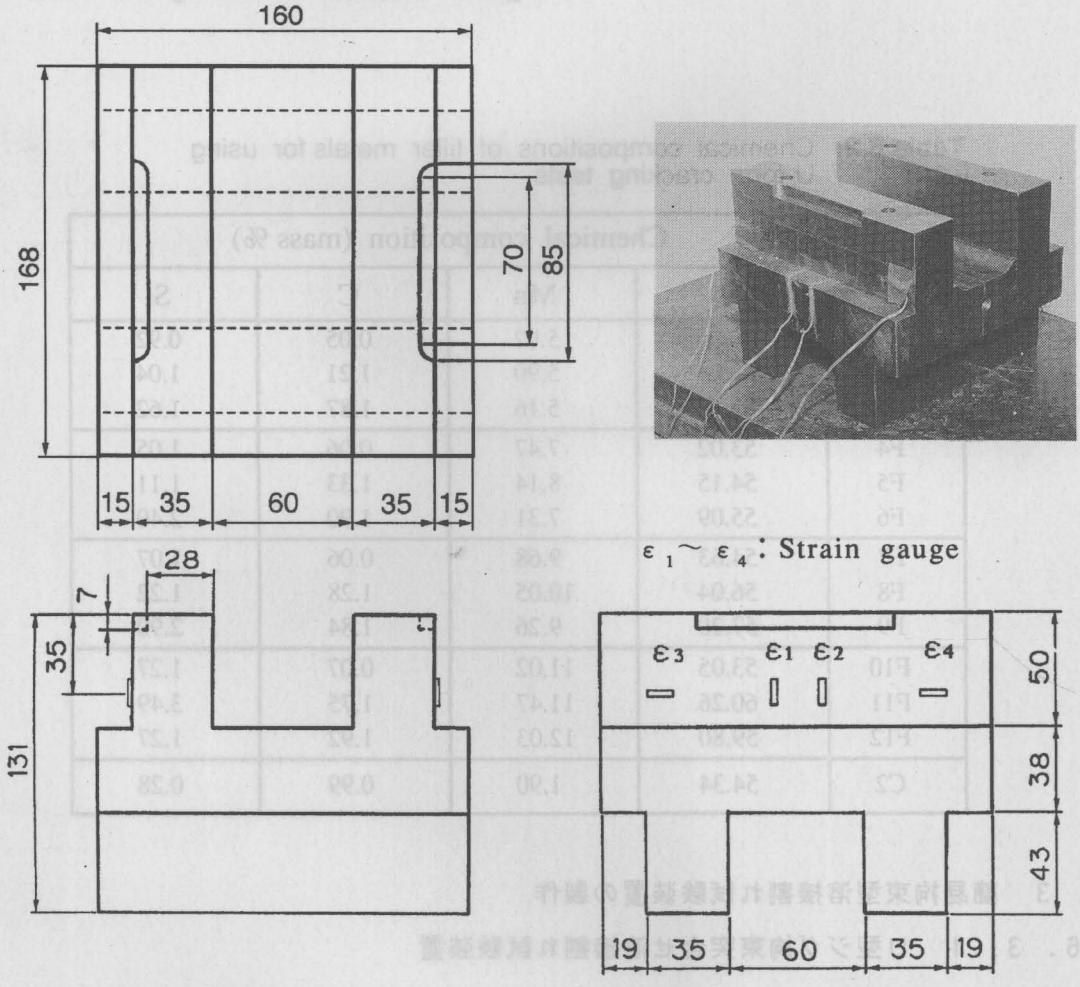


Fig.6.2 Configuration of U - form cracking test device

6．3．2　溶接割れ試験装置の計装化

試験片をジグに装着した状態をFig.6.3に示す。本試験装置は2本の拘束梁と試験片押えから構成されている。溶接部に生ずる拘束力を測定できるように、2本の拘束梁の固定端付近には、4枚のひずみゲージを貼り付けた。なお、より完全剛体に近付けるため溶接構造を取り入れず、大型鋼材から切削加工して製作した。以下に試験法を述べる。

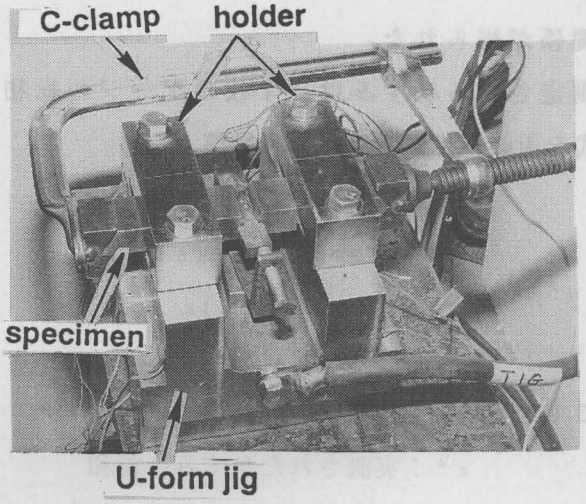


Fig.6.3　Cracking test setup

後掲のFig.6.7に示すように下面中央部を溝状に削り取った試験片を、拘束梁の上端に置き、拘束梁の外側と試験片の溝が密着するように、C形クランプで約1000N程度の荷重で締め付ける。また実験中、溶接変形により試験片が浮き上がらないように、試験片押えによって固定する。溶接により二つの試験片が一体となり、溶接部が収縮し始めると、試験装置の拘束梁に引張荷重が生ずることになる。その場合、Fig.6.2のひずみゲージε_1およびε_2には、引張ひずみが作用することとなる。すなわち、溶接部の収縮挙動は拘束梁のひずみの増減によって評価できる。

そこで、インストロン型万能材料試験機を用い、試験片の後端を開先部と垂直に機械加工し、Fig.6.4に示すように、圧子の中心が試験片の板厚中央となるようにセットして、圧縮荷重を加え、そのときの荷重と試験装置の拘束梁の部分のひずみとの関係を求めた。

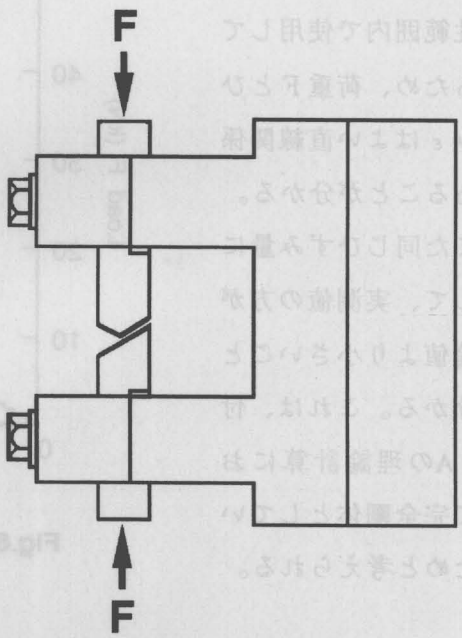


Fig.6.4　Applied compressive force for evaluating restraint force of U-form cracking test device

板厚中央線は拘束梁の上端からさらに4mm上方に離れた位置となる。この検定曲線から、実験中の拘束梁のひずみ量を求めることにより、溶接部に加わる荷重が得られる。この荷重を破断部の投影断面積で除することで平均拘束応力を求めることができる。破断しなかった場合については、平均のど厚にビード長さを乗じて断面積とする。Fig.6.5に実測した荷重Fと拘束梁の片側のひずみεとの関係

を示す。実測した荷重Fと片側のひずみεとの間には、

$$F = 162 \times 10^6 \ \varepsilon \ (N) \qquad (6\text{-}1)$$

の関係が得られた。

測定されるひずみは、4枚のゲージの総和であるが、本実験においては、次に示す式を用い、片側のひずみに換算した。

$$\varepsilon^* = \varepsilon_1 + \varepsilon_2 - (\varepsilon_3 + \varepsilon_4)$$
$$= (1 + \nu)(\varepsilon_1 + \varepsilon_2)$$
$$= 2(1 + \nu)\varepsilon \qquad (6\text{-}2)$$
$$\varepsilon = \varepsilon^* / 2.6 \qquad (6\text{-}3)$$

ここで　ε ：拘束梁の片側のひずみ

ε^*：実測されたひずみの総和

ν ：ポアソン比 (= 0.3)

ここで、付録6Aの式(6A-5)に従い、それぞれの値、E：205.8GPa、b：165mm、h：35mmを代入し、拘束荷重Fとひずみεの関係を求める。ひずみゲージは中心線を拘束梁の上端から35mmの位置に貼り付けたが、荷重－ひずみ検定曲線を求めるために行った圧縮試験における荷重点は、試験片板厚8mmの中央線上のため、χに39mm(35mm+4mm)を代入すると荷重Fは次式のように与えられる。

$$F = 181 \times 10^6 \ \varepsilon \ (N) \qquad (6\text{-}4)$$

得られた式 (6-4) をFig.6.5に破線で示す。弾性範囲内で使用しているため、荷重Fとひずみεはよい直線関係にあることが分かる。

また同じひずみ量に対して、実測値の方が理論値より小さいことが分かる。これは、付録6Aの理論計算において完全剛体としているためと考えられる。

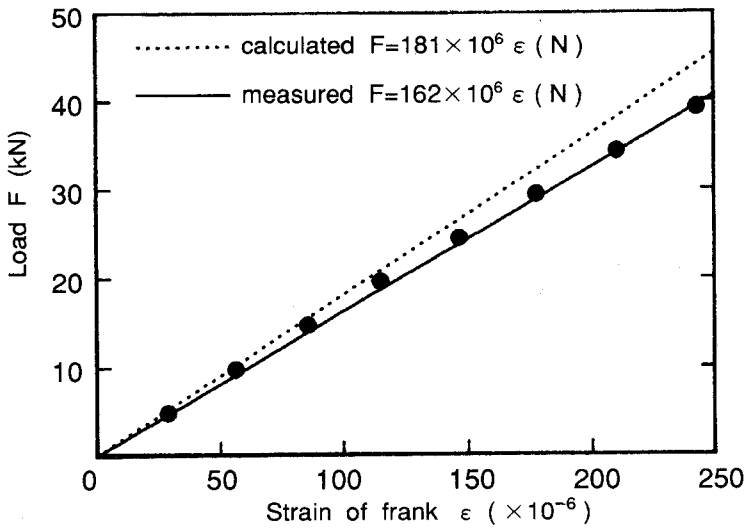


Fig.6.5 Relation between load and strain of U-form cracking test device

6．4　使用材料および実験方法

6．4．1　使用材料および試験片寸法

試験片は、消失模型鋳造法により鋳造した鋳放しのままの球状黒鉛鋳鉄板（200w

×900l×25tmm）から、機械加工して用いた。その化学組成をTable6.3に、顕微鏡組織をFig.6.6に示す。溶接割れ試験片の形状および寸法をFig.6.7に示す。

Table 6.3 Chemical compositions of base cast iron for U-form cracking test (mass%)

C	Si	Mn	P	S	Mg
3.55	2.38	0.61	0.023	0.012	0.045

溶接後、溶接部を切断し左右の試験片を入れ替えることにより、一組の試験片で2回の実験が行えるように計画した。試験片の幅は70と30mmの2種類とし、開先は共に斜めY形とした。以下、溶加棒と試験片の組合せについて、Table6.2に示した溶加棒と試験片の幅で表すこととする。例えば、F1-7は、溶加棒F1で幅70mmの試験片について実験を行った場合、またF1-3は、溶加棒F1で幅30mmの試験片について溶接をした場合を表している。

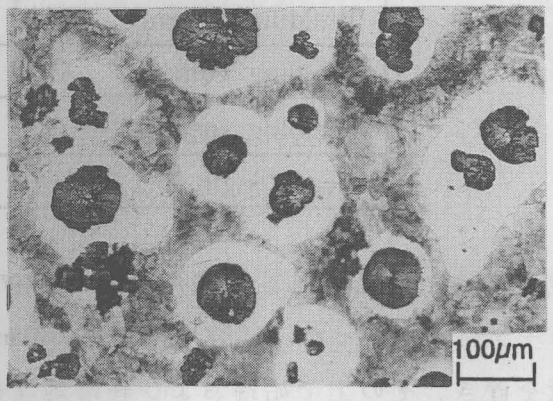


Fig.6.6 Microstructure of cast iron used

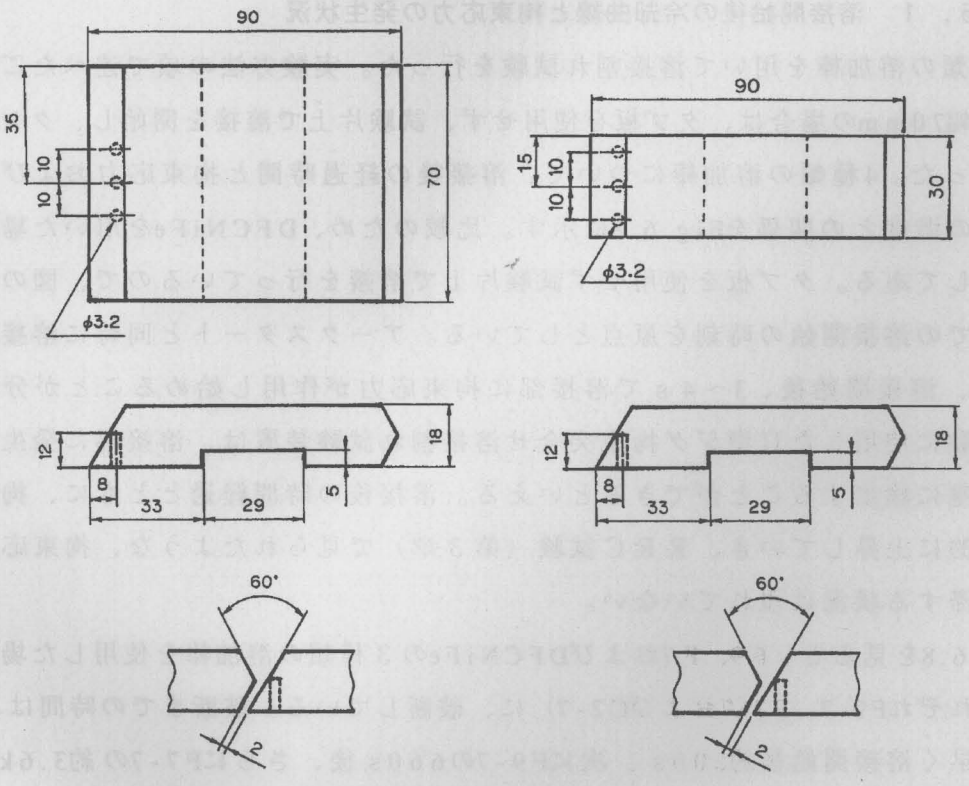


Fig.6.7 Shape and size of cracking test specimen

6．4．2　溶接条件および実験方法

試作溶加棒12種類を用いてＧＴＡＷを行った。直径4ｍｍの2％トリウム入りタングステン電極を用い、電極先端をホルダーから10ｍｍ出した。シールドガスにはアルゴンガスを用い、棒マイナス(DCEN)で手溶接で実験を行った。比較のためDFCNiFe（棒径4mm）を用いＳＭＡＷも行った。溶接条件をTable 6.4 に示す。

Table 6.4　Welding conditions used

	GTAW (DCEN)	SMAW (AC)
Welding current (A)	240～270	140～150
Welding voltage (V)	15～20	25～30
Welding speed (mm/s)	1.67	
Bead length (mm)	50	

溶接長を50ｍｍとし、試験片幅が70ｍｍの場合は、タブ板を使用せず、試験板中でクレータ処理を行った。試験片の幅が30ｍｍの場合は、開先の両端に母材と同材のタブ板を置き、その上で始端および終端処理を行った。この場合、タブ板は溶接終了後100ｓ程度で取り外した。

6．5　試験片幅７０ｍｍの場合の拘束溶接割れ試験

6．5．1　溶接開始後の冷却曲線と拘束応力の発生状況

12種類の溶加棒を用いて溶接割れ試験を行った。実験方法の項で述べたごとく、試験片幅70ｍｍの場合は、タブ板を使用せず、試験片上で溶接を開始し、クレータ処理を行った。4種類の溶加棒について、溶接後の経過時間と拘束応力およびビード中央部の温度との関係をFig.6.8に示す。比較のため、DFCNiFeを用いた場合の結果も示してある。タブ板を使用せず試験片上で溶接を行っているので、図のＸ軸は試験片での溶接開始の時刻を原点としている。アークスタートと同時に溶接を開始するが、溶接開始後、3～4ｓで溶接部に拘束応力が作用し始めることが分かる。

本実験に使用したＵ型ジグ拘束突合せ溶接割れ試験装置は、溶接部に発生する収縮を即座に検出することができるといえる。溶接後の時間経過とともに、拘束応力は連続的に上昇していき、ＲＲＣ試験（第３章）で見られたような、拘束応力が途中で停滞する状況は現れていない。

Fig.6.8を見ると、F9、F7およびDFCNiFeの３種類の溶加棒を使用した場合（記号はそれぞれF9-7、F7-7およびC2-7）に、破断している。破断までの時間は、C2-7が最も早く溶接開始後約200ｓ、次にF9-7の660ｓ後、さらにF7-7の約3.6ｋｓ後の順となっている。破断応力は、F7-7で170MPa、C2-7で200MPa、F9-7で210MPaの値

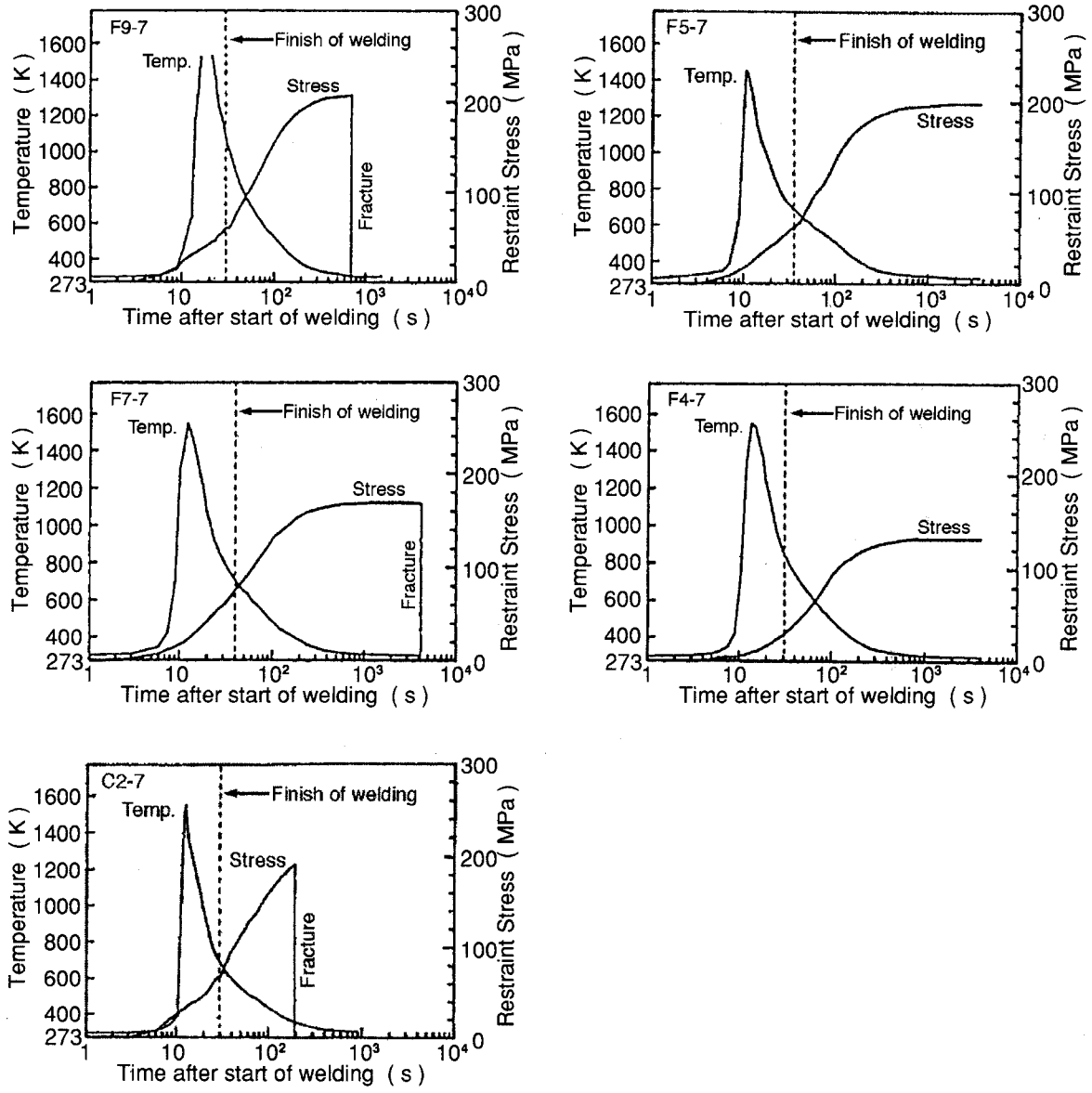


Fig.6.8 Restraint stress and cooling curve of selected filler metal used , specimen width : 70mm

となっていて、いずれも溶接終端部で割れが発生し、一気に破断している。

それに対しF4-7とF5-7では、室温まで温度降下しても割れは発生していない。F4-7は5種類中最も低い約130MPaの拘束応力しか作用せず、収縮量が小さいために、割れが発生しなかったものと考えられる。F5-7はF9-7およびF7-7とほぼ同じ拘束応力が現れているにもかかわらず、割れは起こっていない。割れが溶接金属部あるいはＨＡＺのどちらからも発生しないということは、それだけ溶接部が強いことを意味する。

6．5．2　溶接部外観、破面および顕微鏡組織

Fig.6.8に示した溶接割れ試験の溶接部外観および溶接金属の顕微鏡組織をFig.6.9に示す。塩化第２銅の混合酸溶液（塩酸30cc＋硝酸10ccに塩化第２銅を飽和させる）を染み込ませた脱脂綿で研磨面を数回拭いて腐食させた。Fig.6.9には、溶接金属の硬さを、マイクロビッカース硬さ試験機（荷重2.94N）で5回測定した平均値も示している。図中の溶込率は各試験片の５断面について求めた数値であり、溶接金属組成は、溶込率から計算した値である。タブ板を使用せず、試験板中に溶接ビードの始終端があるため、クレータ部が明瞭である。F9-7、F7-7およびC2-7は、実験中に破断したため、破面のマクロ写真も示している。F9-7およびF7-7の破面を見ると、クレータの一部が灰色になっていた。この部分でクレータ割れが起こり、破断がこの部分を起点としたことが分かる。C2-7の場合は、クレータ割れは認められず、ＨＡＺで破断していた。Fig.6.8からは、200MPa程度の拘束応力で破断しており、破断の起点や応力集中の度合などが不明であるが、ＨＡＺが弱かったことが分かる。

溶接金属部の組織は、溶込率が高くC量の多いものには、すべて炭化物が現れていた。F4-7の場合、溶込率が35%と他に比べて小さく、C量が1.24%となり、組織中の炭化物はわずかであり、ビッカース硬さもHv228と低い。この試料はFig.6.8において、拘束応力が130MPa程度で飽和しており、溶接部の収縮の少ないことがうかがえたが、顕微鏡組織、溶込率および硬さからも溶接棒組成が適当であったと考えられる。

F7-7の部分溶融域および破断部の顕微鏡組織をFig.6.10(a)および(b)に示す。(a)は不完全混合域、部分溶融域を中心にして、右側が溶接金属側であり、左側の真熱影響部に亀裂が見られる。

(b)は(a)の部分溶融域を拡大したもので、黒鉛の周囲や不完全混合域が溶融後の急冷によって、白銑化していることが分かる。また結晶粒界も溶融後の急冷により

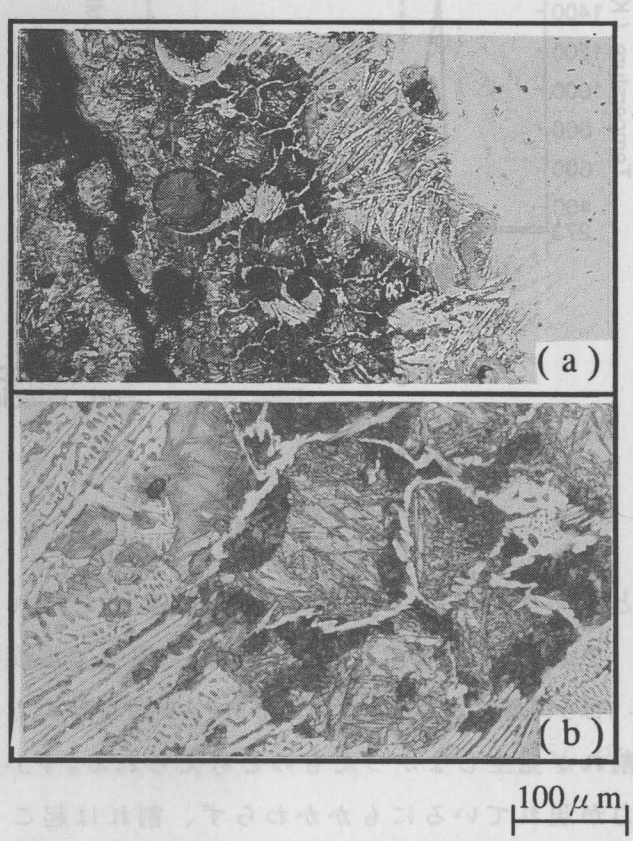


Fig.6.10　Microstructures of partially melted zone (a) and fractured part (b) in the test F7-7

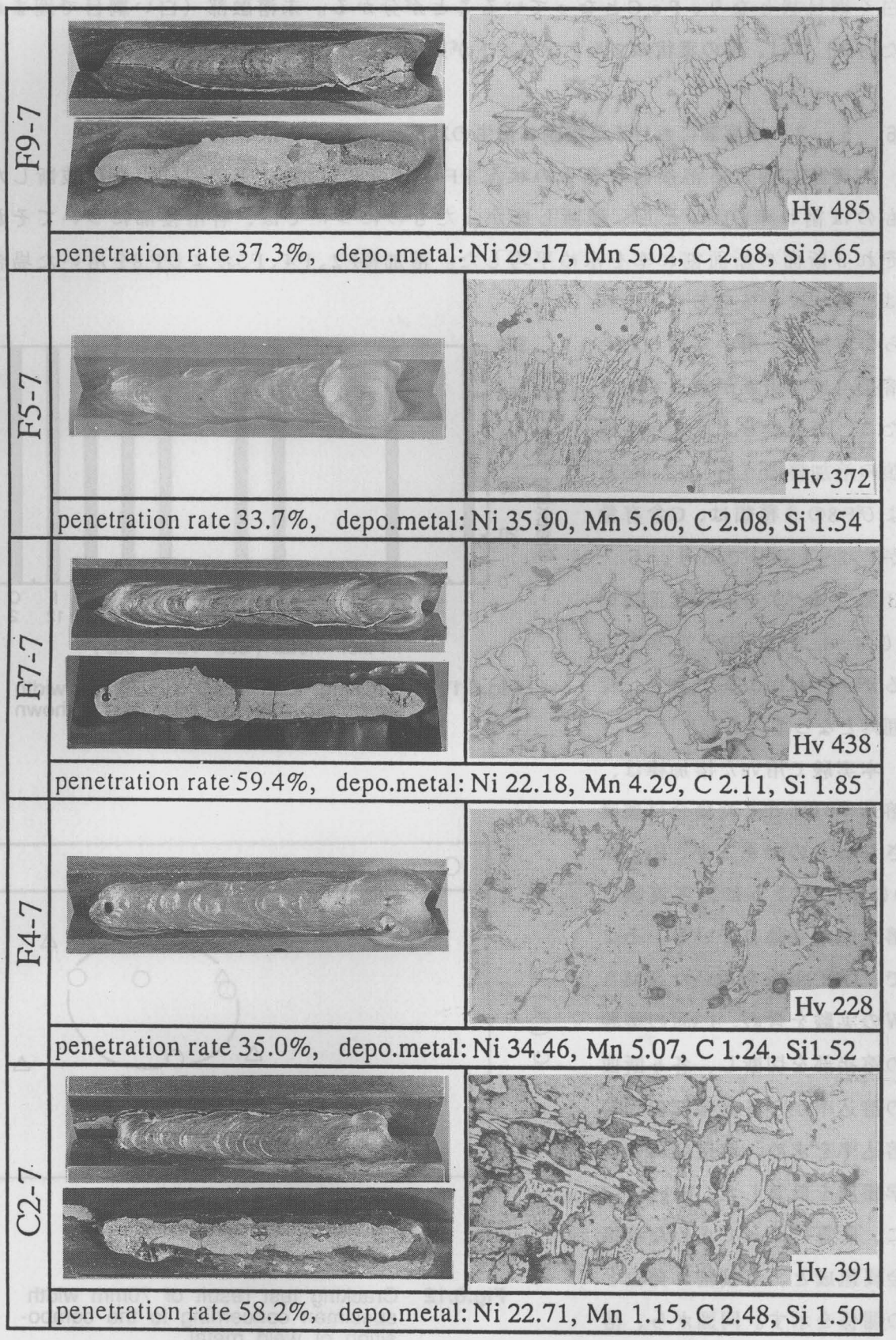


Fig.6.9 Examples of appearance and microstructure of 70mm width specimen

白く網目状となり、Fe_3Cとなっていることが分かる。未溶融部（白い網目で囲まれた内側）には、笹の葉状のマルテンサイトが見られる。

6．5．3　本実験における溶接割れ発生の状況

本実験における溶接割れ発生の状況をFig.6.11に示す。実験中に完全に破断したものは割れ率100%とし、破断しなかったものについては、各溶接部についてそれぞれ5断面の断面割れ率を求め平均した。溶加棒F2、F4、F5およびF8を用いた場合は、割れは0%であり、これらの溶加棒を用いて得られた溶接金属の組成が適正であったことが分かる。これら4種類の溶加棒のうち、F2、F5およびF8の3種類は、C含有量が1.2～1.3%であり、5．3節で述べたC量の適正範囲(0.4～1.85%)内となっているが、F4は0.06%であり、範囲外となっている。

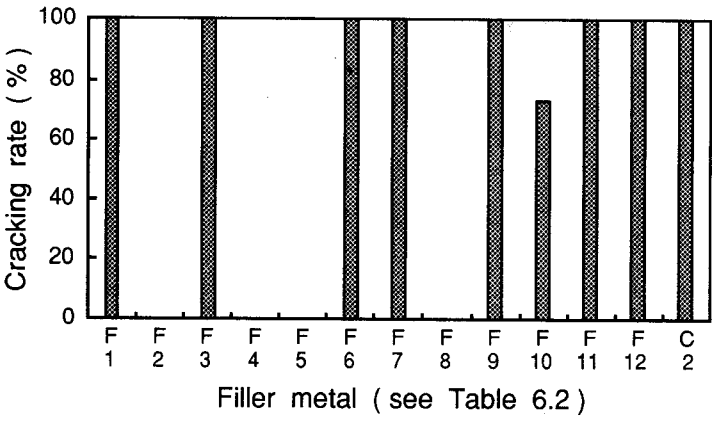


Fig.6.11　Cracking test result of 70mm width specimen with trial filler metal shown in the Table 6.2

本実験で用いた溶加棒は、溶込率30%とした場合に推奨されるものであるが、Fig.6.9に示したように、各実験で溶込率が変動している。そこで、DFCNiFeを用いたSMAWの実験を含め、13回の実験の溶接部を切断し、各5断面の溶込率から各溶接部の平均溶込率を求め、溶接金属の化学組成を計算した。Fig.6.12に、計算によって求めた溶接金属組成と、溶接割れ発生との関係を示す。同図から、溶接金属組成として、1.2～2.4%C、4.1～6.6%Mnの範囲が良いこととなる。この結果は、前章の結果とほぼよく一致している。

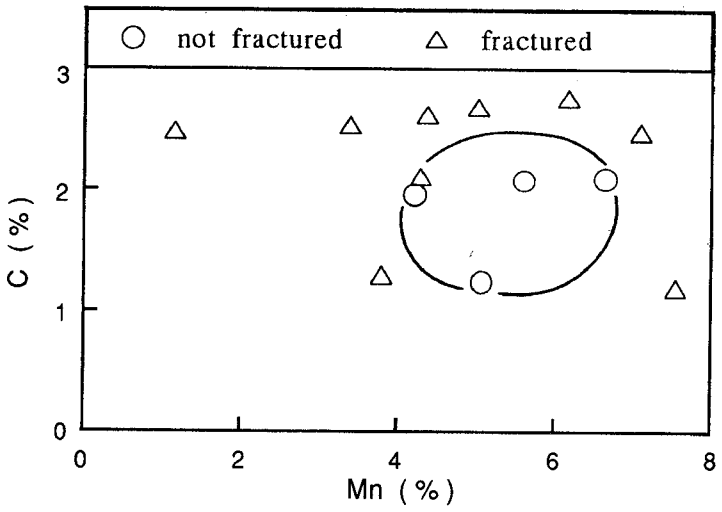


Fig.6.12　Cracking test result of 70mm width specimen concerning to the composition of weld metal

6．6　試験片幅３０ｍｍの場合の拘束溶接割れ試験

6．6．1　溶接開始後の冷却曲線と拘束応力の発生状況

タブ板を用いなかった前節の実験では、クレータ割れに起因する溶接割れが見られた。そこで、本節では試験片幅を30mmとし、溶接始終端部の影響を除くため、試験片と同材のタブ板を用いた場合の結果を述べる。試作溶加棒12種類について前節と同様の溶接割れ試験を行った。

4種類の溶加棒について、溶接後の経過時間と拘束応力およびビード中央部の温度との関係をFig.6.13に示す。比較のため、DFCNiFeを用いた場合の結果も示して

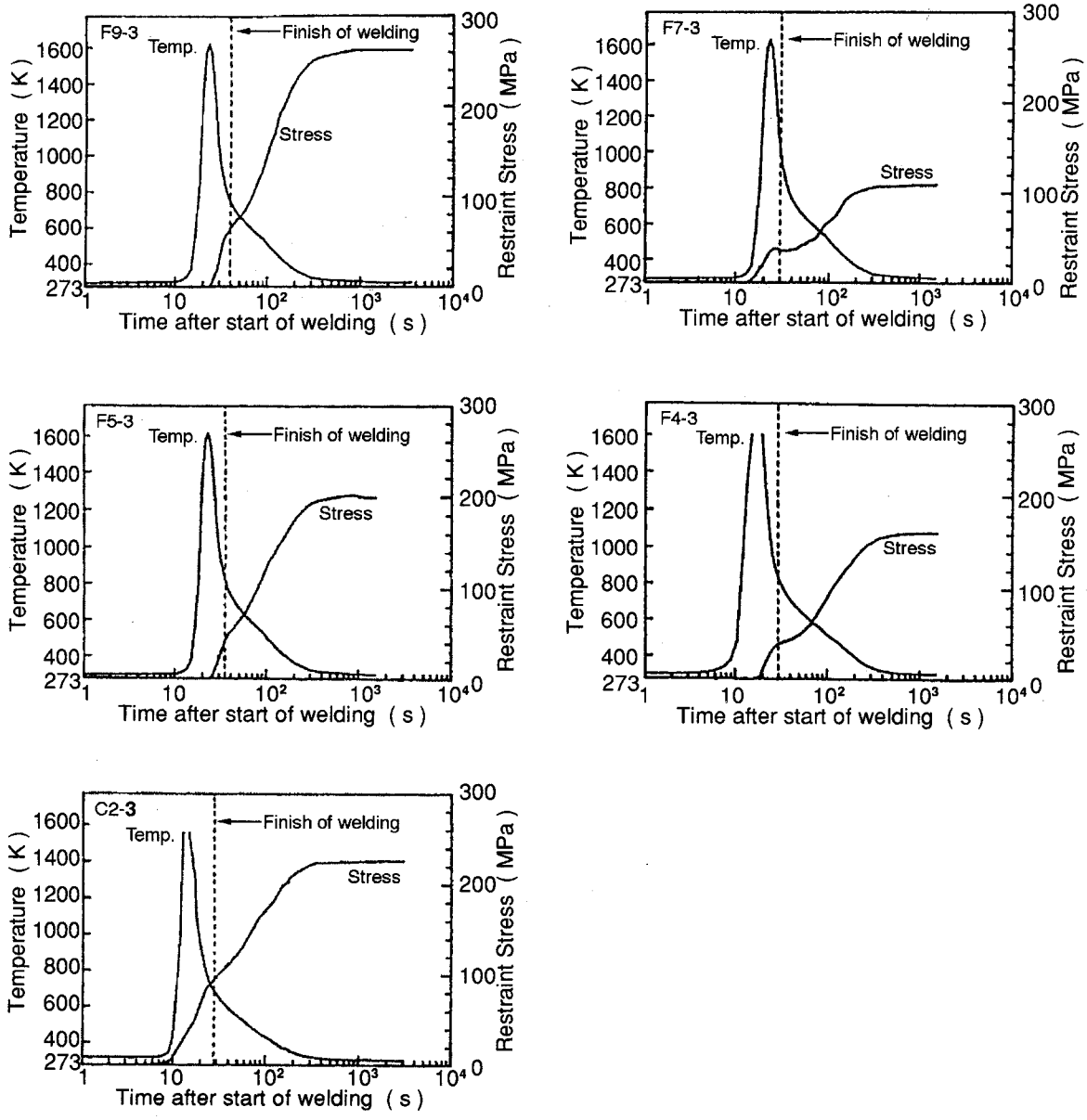


Fig.6.13　Restraint stress and cooling curve of selected filler metal used , specimen width : 30mm

ある。図のX軸は、タブ板上で溶接を開始した時刻を原点としており、図中の溶接終了時間は、タブ板上での終了時間である。

溶接を開始してしばらくすると、溶接金属部の凝固収縮と温度低下による収縮が起こり、拘束応力が次第に上昇していく区間になる。次いで、その収縮の勾配が緩やかになり、一旦停滞しているものもあり、F7-3ではそれが最も顕著に現れている。その後、温度低下とともにまた収縮が始まり、やがて飽和状態に近づいていく。しかし室温まで温度降下しても溶接割れが起こっていないことが分かる。

幅70mmの試験片を用いた前節の実験では、溶接割れが起こる場合と起こらない場合があった。しかし、幅30mmの試験片とタブ板を用いた本節の実験では、すべての溶接割れ試験で、実験終了まで割れは発生しなかった。このことは、本節で用いたU形ジグ拘束突合せ溶接割れ試験装置に対し、適当な試験片寸法があることを意味する。試験片幅70mmの場合の拘束応力の発生過程（Fig.6.8)と比較すると明らかに違いが分かる。試験片幅30mmの場合には、拘束応力が飽和する以前に、停滞ないし緩やかになる区間が生じているのに対し、試験片幅70mmの場合は、拘束応力には停滞の区間が現れていない。

ＳＭＡＷの場合、アークスタートと同時に溶接を開始するのに対し、ＧＴＡＷの場合は、アークスタート後、約3ｓ保持し、電極が温まりアークが安定し、母材が溶融し始めてから溶加棒を挿入し、溶接を開始する。タブ板を通過し試験片に溶接ビードが入るのは、溶接を開始して約５～10ｓ後である。Fig.6.13を見ると、ＳＭＡＷでは溶接開始後8ｓから拘束応力が発生しており、試験片に溶接ビードが入る時間とほぼ一致している。６．５．１でも述べたが、本実験に使用したU形ジグ拘束突合せ溶接割れ試験装置は、溶接部に発生する収縮を即座に検出することができるといえる。拘束応力の発生する時間がDFCNiFeの方が早いのは、上記のような溶接方法の違いやタブ板上での溶接時間および入熱の影響に起因すると考えられる。

第３章で述べたＲＲＣ試験における拘束応力の経時変化(Fig.3.7および3.12)では、拘束応力の一時的な停滞が200～300MPaの高い応力で明瞭に認められた。Fig.6.13においても若干の応力停滞ないし勾配の変化が見られるが、その時の応力は40～50MPa(DFCNiFeの場合は80MPa)と小さく、いずれの場合もタブ板上で溶接が終了した時間とほぼ一致している。したがって、Fig.6.13における拘束応力の停滞あるいは勾配の変化は、佐藤ら[117]が報告しているように、タブ板に与えられた熱が溶接部に入ってくるための影響と考えられる。このことは、タブ板を用いなかった前節の実験において、拘束応力の曲線に変化が見られなかったことからも明らかである。Fig.6.13において、40～50MPaの拘束応力下における応力の停滞あるいは勾配の変化がタブ板の影響と考えると、ＲＲＣ試験における200～300MPaの高い応力下での、拘束応力の一時的な停滞（Fig.3.12参照）が、U形ジグ拘束割れ試験装置を

用いた本実験では現れていないこととなる。この理由は、本実験の場合が第３章で述べたＲＲＣ試験に比べ板厚が薄く、標点距離が短いことによるもの[116]と考えられる。

６．６．２　溶接部外観および顕微鏡組織

Fig.6.13で示した5種類の溶接割れ試験の溶接部外観および溶接金属の顕微鏡組織をFig.6.14に示す。腐食方法および溶込率の求め方は前節と同一である。

溶接部外観をみると、タブ板を取り外した状態であるが、いずれの場合も溶接割れは起こっておらず、ビード状態は良好であり、溶接金属の流動性、鋳鉄に対する濡れ性に問題はないことが分かる。溶接部の顕微鏡組織は、いずれの組織も炭化物が現れている。これは溶込率が、F9-3の場合を除いていずれも40%を超え、母材鋳鉄からのCが多量に溶け込んだためと考えられる。DFCNiFeを用いたC2-3の場合、Mn量は今回試作した溶加棒に比べて少ないが、溶込率の関係でやはりCが多く、炭化物が現れていた。これらの顕微鏡組織とビッカース硬さからは、溶接金属が延性があるようには考えられず、例えばFig.6.8に示したように、F7-3の拘束応力の停滞に影響しているとは考えにくい。このことからも、拘束応力の停滞ないし勾配の変化には、他の要因（ここでは、タブ板の保有熱量の移動）が影響しているものと考えられる。F9-3の場合は、溶込率が小さいため、溶接金属のNi量が多く、炭化物はそれほど現れていない。しかし、用いた溶加棒のSi量が他の溶加棒に比べて多く、溶接金属にもその影響が現れ、Si量は計算上2.78%となっている。このSiが基地中に固溶したため、ビッカース硬さが高い値を示したと考えられる。

６．６．３　本実験における溶接割れ発生の状況

試験片幅30mmの場合には、12種類の溶加棒のすべてにおいて溶接割れが発生しなかったことはすでに述べた。６．５．３と同様の方法で平均溶込率を求め、溶込率から計算した溶接金属組成でまとめた結果を、Fig.6.15に示す。

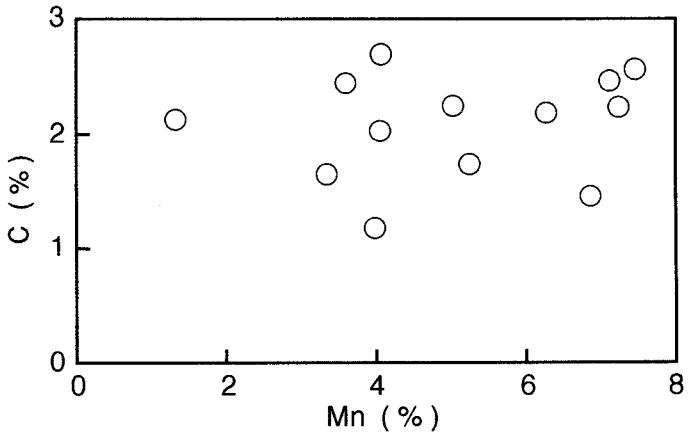


Fig.6.15　Cracking test result of 30mm width specimen concerning to the composition of weld metal

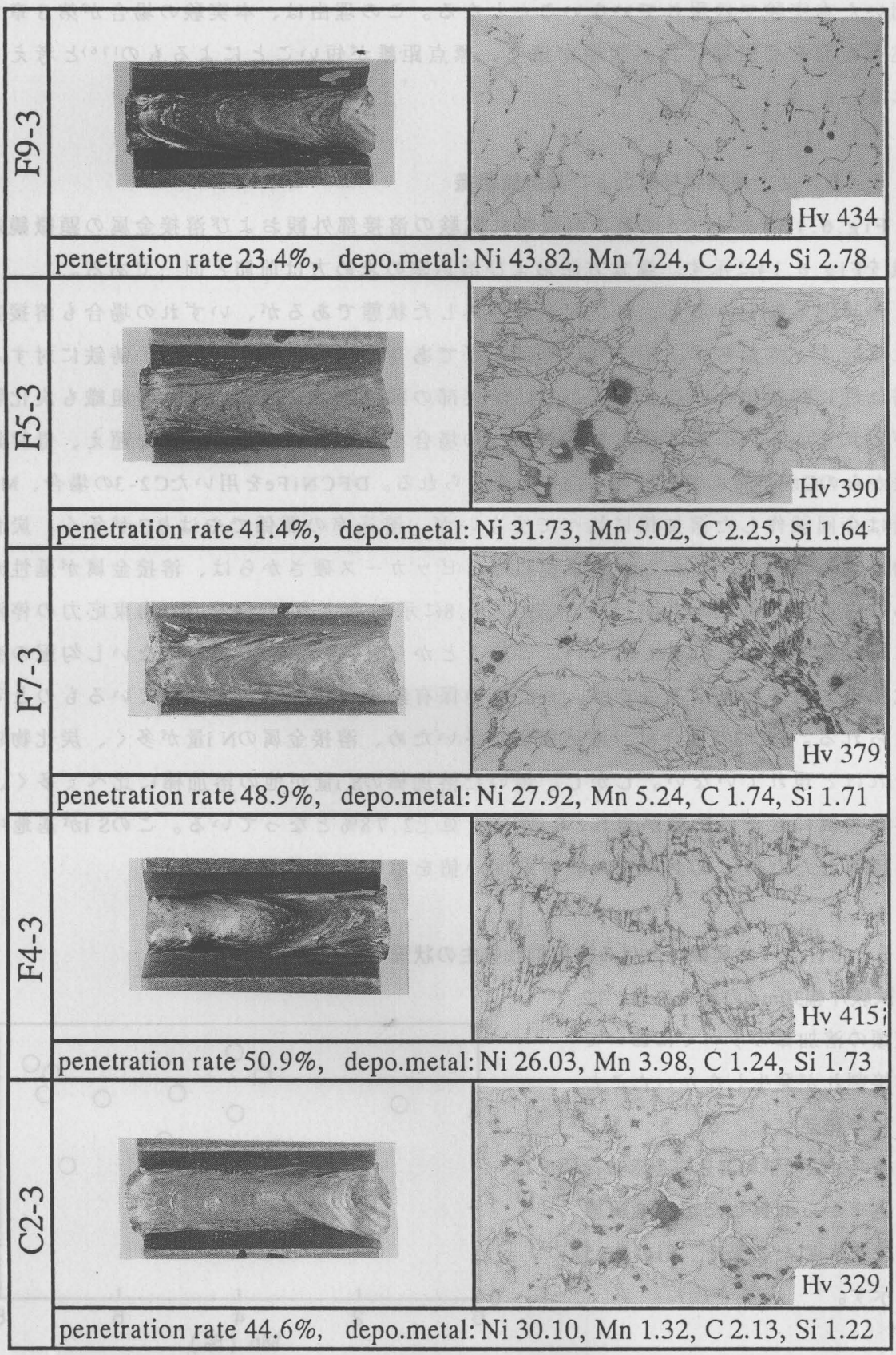


Fig.6.14 Examples of appearance and microstructure of 30mm width specimen

6．7　予熱を伴う拘束割れ試験

第４章のインプラント試験において、予熱を行うことによりＨＡＺの限界破断応力が上昇することを述べた。本節では、試作溶加棒を用い、予熱を行った場合の溶接割れ試験結果を述べる。Ｕ形ジグ拘束突合せ溶接割れ試験装置を用いて、予備的に予熱実験を行ったところ、ひずみゲージを貼り付けてある拘束梁部まで昇温して膨張するため、ひずみゲージによる正確な拘束応力の測定に無理があると判断された。そこで、別の自拘束型試験装置を製作した。

6．7．1　使用材料、試験片寸法および溶加棒の化学組成

前掲Table6.3に示した組成の球状黒鉛鋳鉄板から、Fig.6.16に示す形状および寸法の、２種類の試験片を機械加工した。実験の約８割は、幅20ｍｍの試験片を用いた。開先角度60度の斜めＹ形とした。前節で用いた溶加棒中Ｆ１～Ｆ１１の１１種および

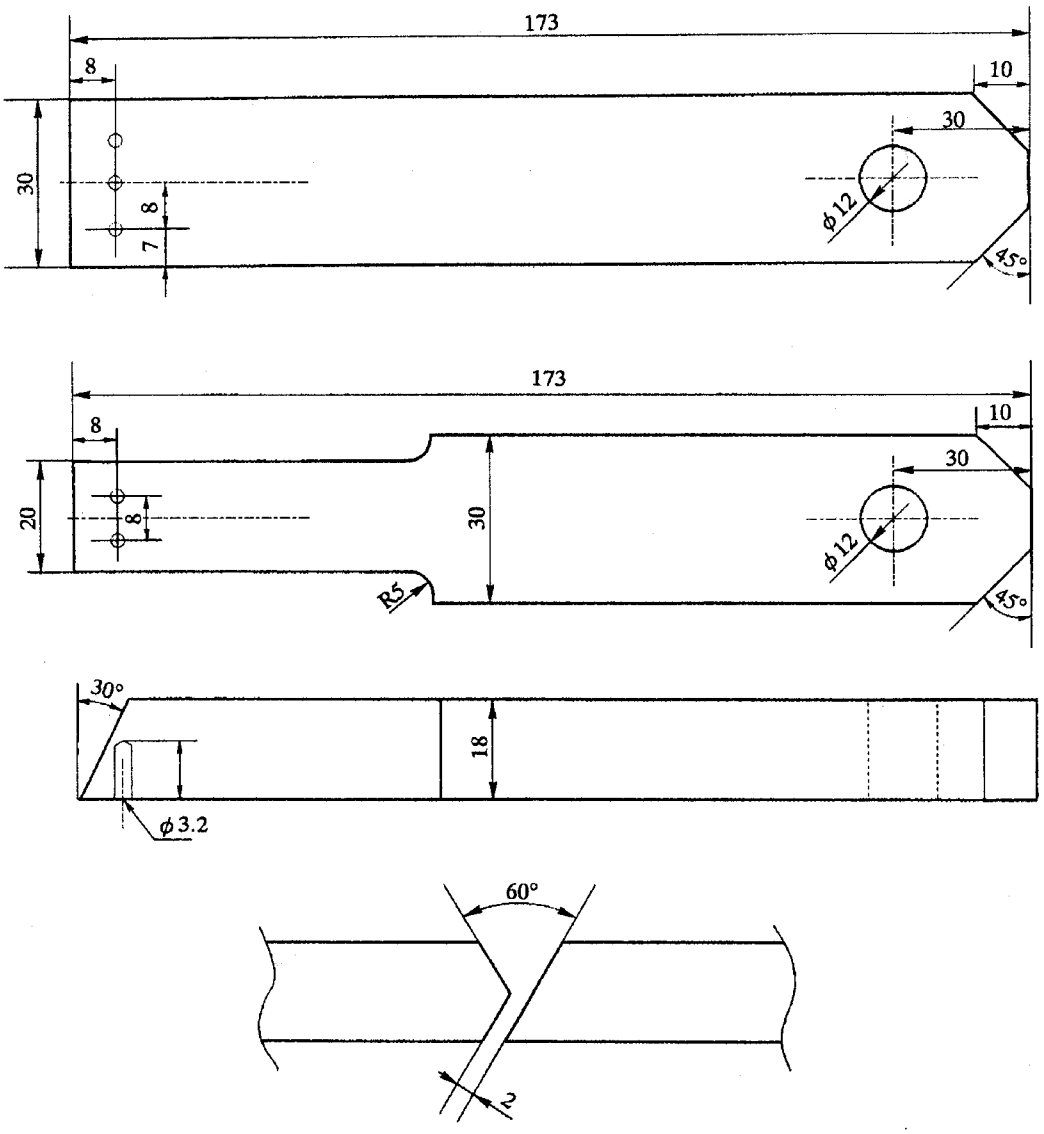


Fig.6.16　Size and shape of the two types of specimen

新たに作製した5種、計16種の溶加棒を実験に用いた。用いた溶加棒の化学組成をTable 6.5に示す。

Table 6.5 Chemical compositions of filler metals for using weld cracking test with preheating

mark	Chemical composition (mass %)			
	Ni	Mn	C	Si
F 1	50.06	5.62	0.05	0.92
F 2	52.04	5.90	1.21	1.04
F 3	53.02	5.16	1.87	1.62
F 4	53.02	7.47	0.06	1.05
F 5	54.15	8.14	1.33	1.11
F 6	55.09	7.31	1.90	2.40
F 7	54.63	9.68	0.06	1.07
F 8	56.04	10.05	1.28	1.22
F 9	57.20	9.26	1.84	2.90
F10	53.05	11.02	0.07	1.27
F11	60.26	11.47	1.75	3.49
NF 1	51.60	6.75	0.79	1.95
NF 2	51.17	7.98	0.05	1.30
NF 3	55.42	8.53	1.99	2.13
NF 4	53.10	9.44	0.05	1.63
NF 5	62.60	11.15	1.66	3.58

6．7．2 実験装置

Fig.6.17に、試験装置の形状、寸法および20mm幅試験片を装着した状態を示す。

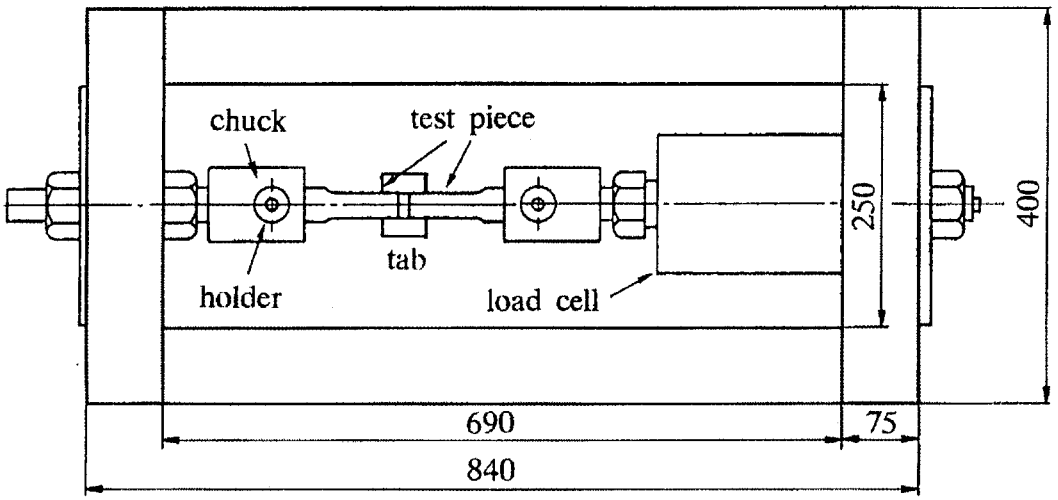


Fig.6.17 Setup of specimens for weld cracking test using trial filler metal with preheating

試験機の剛性を検討し、部材に断面寸法75^{h}×150^{w}×9^{t}mmの溝形鋼材を用いた。容量98kNのロードセル固定部、および他端のチャック締付け部には、12mm厚さの鋼板を溶接し、この部分でルート間隔(2mm)を調節できるように、ボルトで締め付け、溶接変形を極力防止するようにした。

6．7．3　実験方法

Fig.6.18に試験片装着部に試験片をセットした状態を示す。ピン穴にピンを通した後、試験片後部とチャックの間にくさびを入れてC形クランプで締め付け、さらに、試験片押えのねじを十分に締め付けることにより、溶接による回転変形および角変形を防ぐように完全に固定した。

開先の両側に母材と同材のタブ板をC形クランプで挟み、その上で溶接の始終端処理を行った。このタブ板は、溶接終了後60s以内に取り外した。Fig.6.16に示すように、試験片下部に3箇所（30mm幅試験片）または2箇所（20mm幅試験片）の熱電対挿入孔を設け、CA熱電対(0.3mmφ)を感熱部がボンド部に位置するようにセットする。Table6.6に示す温度までプロパンガスバーナを用いて加熱し、種々の予熱温度で実験を行った。

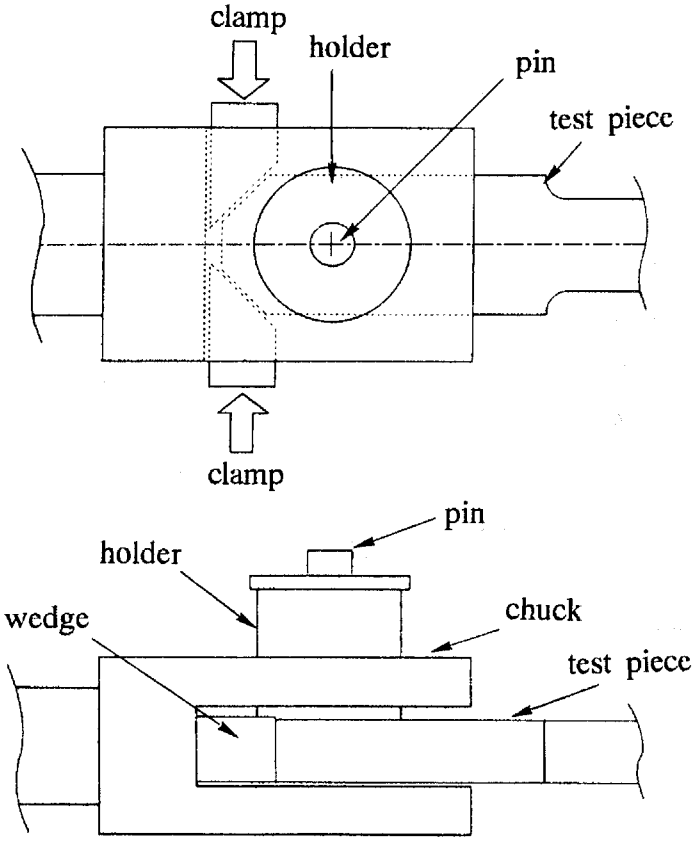


Fig.6.18 Configuration of holding specimen to prevent weld deformation

予熱時に拘束枠の部分の温度が上がらないように、試験片と枠の間に石綿板を置いた。60～150mm程度の長さの溶加棒を、GTAW用軟鋼ワイヤの先端にはんだ付けし、内径5mmのステンレスパイプをガイドとしてワイヤ自動供給装置により、溶加棒を溶接部に送給した。良好な溶接状態を得るため、Table6.7に示すように、溶接電流、溶接速度および溶加棒供給速度を種々変化させ、溶込み不良や過剰溶込みの防止に努めた。

Table 6.6 Preheating temperature

Heating temperature (K)	Start temperature for preheating weld (K)
673	623, 603, 573
623	573, 553, 523
573	473
473	423, 373

Table 6.7 Welding conditions used

Welding current	(A)	195 ～ 240
Welding voltage	(V)	13 ～ 16
Welding speed	(mm/s)	1.67 ～ 2.50
Welding time	(s)	8 ～ 18
Arc length	(mm)	4
Feeding rate of filler metal	(mm/s)	2.17 ～ 2.92

溶接部が収縮し始めると、ロードセルに引張荷重がかかることとなる。この荷重をひずみ増幅器を介して記録計に記録させ、荷重を読み取る。実験中に破断した場合は、破断部の投影断面積、破断しない場合は、溶接部を切り出して、5断面の平均のど厚とビード長さの積を溶接部断面積として、拘束応力を計算した。

6．7．4　実験結果一覧

16種類の溶加棒を用い、Table6.6に示す種々の予熱温度で計51回の実験を行った。Table 6.8 に実験結果の一覧を示す。実験No.12までは試験片幅30mmで溶接割れ試験を行ったが、得られた拘束荷重に対して溶接部断面積が大きく、結果的に低応力となった。このため、ほとんどの場合、実験中に破断しなかった。溶接部の強度を知るためには、高応力を得る必要があり、実験No.13以降は、すべて幅20mmの試験片を用いて実験を行った。「破断」の項で－印は溶接開始後10ks経過して室温まで温度降下しても、破断しなかった試験を示し、○印は実験中に破断したことを示している。$\Delta T_{8/5}$は5.5～44sの間で変化している。？印は温度測定用の熱電対が2本とも切れて、冷却曲線が得られなかった試験を示す。最大応力は149～577MPaを示し、溶接金属部の硬さはHv260～570を示した。

6．7．5　溶接開始後の冷却曲線と拘束応力の発生状況

溶接開始後の経過時間と拘束応力およびビード中央部の温度との関係について、二つの実験例をFig.6.19に示す。図のX軸は、タブ板上で溶接を開始した時刻を原点としており、図中の溶接終了時間はタブ板上での終了時間である。

Fig.6.19(A)は溶接電流195A、溶接電圧13V、溶接速度1.67mm/s(溶接入熱：1.52MJ/m)で473K予熱の場合、Fig.6.19(B)は溶接電流195A、溶接電圧14V、溶接速度2.50mm/s(溶接入熱：1.09MJ/m)で523K予熱の場合である。溶接開始時の温度が高いのは予熱を行っているためである。溶接を開始してしばらくすると、溶接金属部の凝固収縮と温度低下による収縮が起こり、拘束応力が現れる。次いで、拘束応力の増加が緩やかになり、温度降下に伴って再び増加してゆく。

Table 6.8 Summary of experimental results

No.	Mark	Weld metal composition (%)				Max. stress (MPa)	Weld metal hardness (Hv)	ΔT8/5 (s)	Fracture
		Ni	Mn	C	Si				
1	F11	25.67	5.24	2.78	2.85	292.8	424	37.0	—
2	F 2	18.37	2.48	2.72	1.91	312.6	398	43.8	—
3	F 5	21.93	3.66	2.65	1.87	264.6	374	40.5	—
4	F10	28.65	6.23	1.67	1.78	202.9	288	29.5	—
5	F 9	21.39	3.85	2.91	2.57	333.2	410	35.0	—
6	F 7	11.09	2.45	2.84	2.11	417.5	381	44.0	—
7	F 3	25.34	2.78	2.75	2.02	312.6	423	16.5	○
8	〃	17.50	2.11	3.00	2.13	291.1	473	?	—
9	F 6	25.67	3.73	2.78	2.39	267.5	418	35.5	—
10	F 1	25.03	3.12	1.80	1.65	262.6	342	25.0	○
11	F 4	17.92	2.93	2.37	1.93	325.4	403	?	—
12	〃	21.84	3.44	2.11	1.83	442.0	329	36.5	—
13	F 1	20.07	2.62	2.15	1.79	456.7	330	35.5	—
14	〃	27.03	3.32	1.66	1.59	366.5	307	20.0	—
15	F 7	25.24	4.80	1.94	1.77	543.9	332	23.0	○
16	〃	27.86	5.24	1.77	1.71	246.0	288	11.0	○
17	F 8	25.72	4.94	2.51	1.85	511.6	409	11.0	○
18	F10	36.39	7.76	1.16	1.62	383.2	318	11.0	—
19	F11	31.82	6.34	2.60	2.97	296.0	386	14.0	○
20	F 3	26.30	2.87	2.72	2.00	370.4	379	14.0	○
21	F 2	31.43	3.81	2.14	1.57	376.3	377	13.0	—
22	F 6	27.88	4.00	2.72	2.39	418.5	441	12.5	○
23	F 5	28.43	4.56	2.38	1.71	403.8	358	13.0	—
24	F 4	25.82	3.95	1.85	1.73	382.2	369	11.0	○
25	F 9	26.25	4.58	2.77	2.62	297.0	403	11.5	○
26	F 1	32.39	3.85	1.29	1.44	196.0	260	9.0	○
27	〃	29.79	3.59	1.47	1.51	228.3	267	8.0	○
28	F 8	26.51	5.08	2.48	1.83	264.6	412	9.3	○
29	〃	33.57	6.26	2.19	1.69	339.1	385	10.3	○
30	F11	39.77	7.78	2.36	3.11	302.8	367	6.0	○
31	〃	28.26	5.70	2.71	2.90	348.9	493	?	○
32	F10	29.60	6.42	1.61	1.76	149.0	352	6.0	○
33	F 8	28.08	5.34	2.41	1.80	292.0	444	7.0	○
34	F 9	28.49	4.92	2.70	2.64	287.1	559	5.8	—
35	F11	38.45	7.54	2.40	3.09	412.6	466	7.0	—
36	NF 1	29.67	4.14	1.96	2.13	567.4	370	8.0	—
37	〃	31.22	4.32	1.88	2.12	486.1	368	8.8	○
38	NF 5	43.63	7.96	2.23	3.22	307.7	388	6.0	○
39	〃	31.24	5.87	2.61	2.98	482.2	424	11.5	○
40	NF 1	33.23	3.90	1.69	2.20	577.2	457	8.3	○
41	NF 5	27.86	4.84	2.43	3.28	511.6	570	9.0	○
42	NF 1	32.70	5.17	1.88	2.01	267.5	331	10.5	○
43	〃	33.56	5.29	1.84	2.00	414.5	355	14.0	○
44	NF 5	34.22	5.80	2.18	3.48	386.1	550	11.8	○
45	〃	36.76	6.19	2.07	3.56	219.5	317	5.5	○
46	NF 3	34.30	5.51	2.58	2.23	374.4	416	?	○
47	〃	27.82	4.59	2.77	2.25	206.8	400	6.0	○
48	NF 4	29.26	5.48	1.59	1.97	175.4	299	8.0	○
49	〃	31.39	4.13	1.41	1.95	150.9	279	9.0	○
50	NF 5	40.69	7.46	2.32	3.16	356.7	346	6.0	—
51	NF 2	30.60	5.02	1.43	1.73	334.2	339	10.0	○

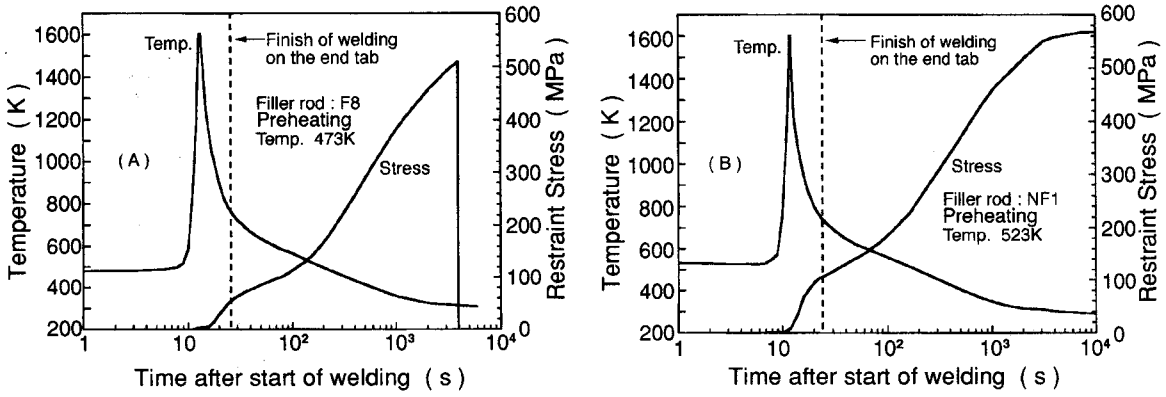


Fig. 6.19 Examples of progress of restraint stress using trial filler metal with preheating

(A)では、溶接開始後約3.9ks、311Kまで温度降下した時点で511.6MPaの応力で破断している。一方、(B)では溶接開始後10ks、室温まで温度降下し、567.4MPaの応力がビード部に加わっているにもかかわらず、溶接割れは起こっていない。$\Delta T_{8/5}$は、(a)で11s、(b)で8sとなっていた。

6．7．6　溶接金属のC量およびMn量と破断応力

51回の実験中19回の実験では、溶接割れが起こっていないため、溶接部自体の引張強さは不明である。また低応力で破断した試験では、予熱温度が低いため$\Delta T_{8/5}$が短く、HAZ割れを起こしたもの、あるいは溶接部の断面観察から、溶込み不良による結果と考えられるものがあった。良好な溶接部で予熱効果が現れれば、溶接金属組成の近いものは同様の引張強さを示すと考えられる。そこで、各成分域で得られた最大応力と、溶接金属組成中のC量およびMn量との関係をFig.6.20に3次元的に示す。図中に示す直線の足で組成を表示し、長さで応力を示している。すべてのデータを示してはいないが、山の形の稜線は、各成分域の最大応力を滑らかな曲線で結んだものである。Table 6.6から分かるように、最大応力は、1.69%C、3.90%Mnで得られ、577.2 MPaであった。Fig.6.20においても、このC量およびMn量の周囲で破断応力が高くなっていることが分かる。

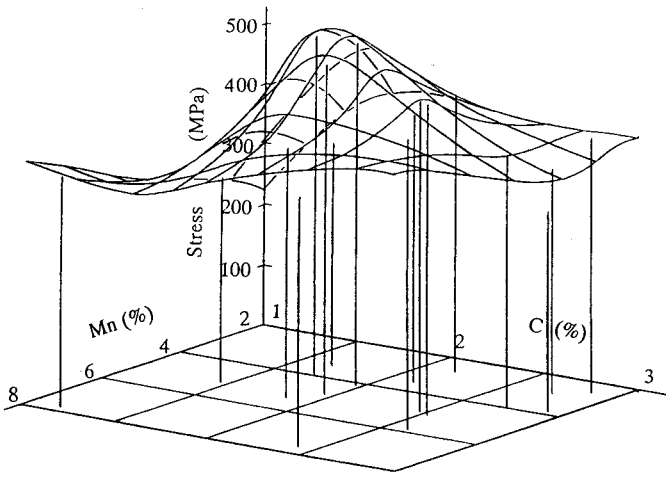


Fig.6.20 Maximum tensile strength concerning to carbon and manganese contents in the weld metal

Fig.6.21は全実験点を平面的に示し、Fig.6.20と対応させて、等応力線を描いたものである。同図から、400 MPa 以上の引張強さを示す範囲は、逆三角形状に 1.6～2.9 %C、2.4～7.5 %Mnと広範囲であり、480MPa以上の範囲は、だ円状に 1.6～2.7 %C、3.6～6.0 %Mnとなっていることが分かる。480MPa以上の範囲については、5章のFig.5.26の結果および本章のFig.6.12とほぼ一致し、しかも、Fig.5.26では不明であった低Mn側の境界が明らかとなった。

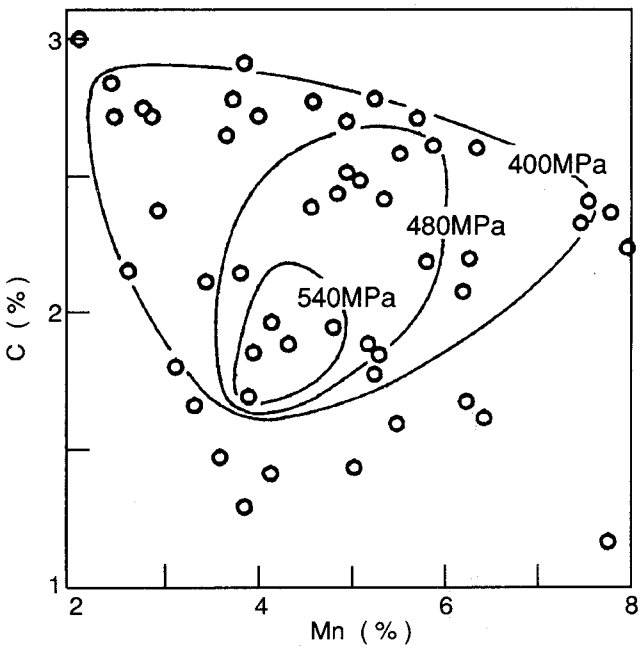


Fig.6.21 Tensile strength concerning to carbon and manganese contents in the weld metal

6．7．7　溶接金属の硬さ

溶接金属のマイクロビッカース硬さをFig.6.22に示す。溶込率を測定した溶接部各断面について、荷重2.94N、30ｓ負荷の条件で各3回測定し、全測定値の平均を求めた。溶接金属硬さは Hv260～570 を示し、C 量が増加するにつれて硬くなり、Mn量にはほとんど影響を受けていないことが分かる。5章において、溶接金属の硬さの範囲を Hv400以下とした。Fig.6.22から、Hv400 以下のものは、2.4 %C 以下となっており、溶接金属の硬さの点からは、2.4 %C 以下が望ましい。

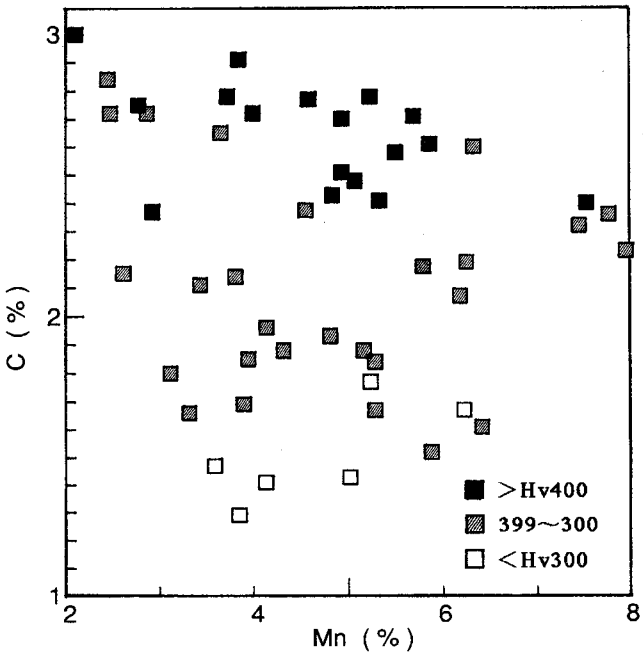


Fig.6.22 Hardness of weld metal concerning to carbon and manganese contents

6．7．8　$\Delta T_{8/5}$と破断応力の関係

Table 6.8 に示す実験No.1 ～12は、30mm幅試験片で573K予熱を行った実験である。プロパンガスバーナの炎の加減や加熱時間などの若干の違いで、$\Delta T_{8/5}$は30～40ｓ

と変化している。前述したとおり、溶接部の断面積が大きいため、破断していないものが多い。実験No.13以降の20mm幅試験片の場合、573K予熱で$\Delta T_{8/5}$は大部分が12～15sであった。

第4章において、$\Delta T_{8/5}$が13s程度以上（予熱温度573K）で予熱効果が現れることを述べた。本節では、試作溶加棒と予熱効果の組合せを検討する意味で、実験No.13以降、13s前後の$\Delta T_{8/5}$が得られるように予熱温度を変化させた。

Fig.6.21で得られた引張強さの大きいC量およびMn量の範囲から、比較的C量およびMn量の近いグループを二つ選び、これらのグループ内での、$\Delta T_{8/5}$と最大破断応力との関係をFig.6.23に示す。Fig.6.23 (A)では、$\Delta T_{8/5}$=7 sで292MPa、9 sで511.6MPaとなり、試作溶加棒と予熱の相乗効果が現れている。(B) においても、$\Delta T_{8/5}$=8.3 sで、 577.2 MPa 、23 s で 543.9MPaを示し、(A)と同様の相乗効果が現れている。

4章で述べたインプラント試験の予熱の際の冷却曲線 (Fig.4.19) を参照すると、$\Delta T_{8/5}$= 8 ～ 9 sの冷却時間を得るには520K程度の予熱でよいこととなる。すなわち、本節で用いた試作溶加棒を用いることにより、溶接金属組成が適正な範囲となれば、520K程度まで予熱温度を低めることが可能となる。

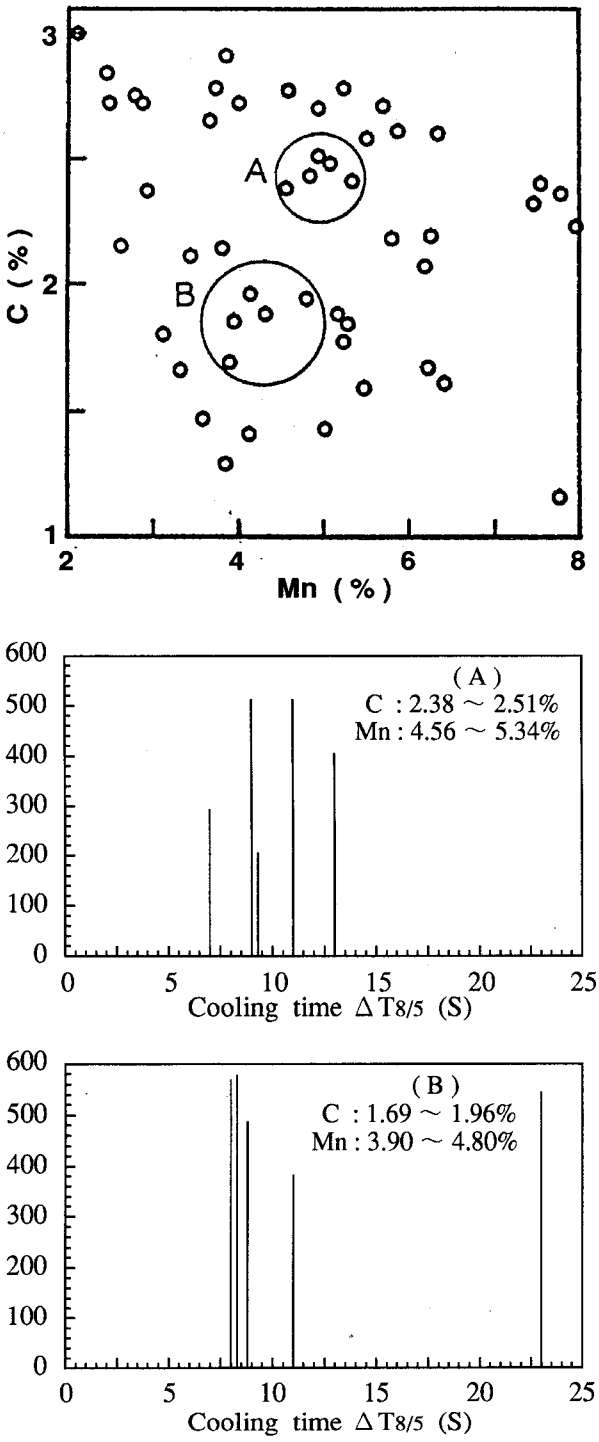


Fig.6.23 Relationship between tensile strength and $\Delta T_{8/5}$ with preheating obtained in the present work

6．7．9 鋳鉄用溶接棒の適正組成範囲

前章および本章で得られた実験結果から総合的に判断すると、Fe-Ni-Mn-C-Si系

溶接棒によって球状黒鉛鋳鉄を溶接した場合、溶接部強度：480MPa以上、ビッカース硬さ：400Hv以下が得られ、熱膨張係数が小さく、溶接割れの起こりにくい溶接金属組成として、29～42%Ni、3.6～6%Mn、1.6～2.4%C、0.4～3.2%Siが良いこととなる。通常の球状黒鉛鋳鉄に含まれるC量、Si量およびMn量が、それぞれ3.2～4.0%、2.2～3.0%および0.2～0.6%であることを考慮し、溶込率を30～40%とすると、被覆アーク溶接棒あるいは溶加棒の組成として、49～60%Ni、5.9～8.3%Mn、0.9～1.3%Cの範囲が適正となる。この場合、Siについては、母材から希釈される量が適正範囲となっており、溶加棒について特に考慮する必要はない。上記の組成範囲の溶接棒を用いれば、6．7．8項で述べたとおり、予熱温度を520K程度まで低めることも可能となる。

6．8 結言

本章では、前章の結果を基に作製した12種類のFe-Ni-Mn-C-Si系溶加棒を用いて、室温における溶接割れ試験、および追加製作した5種類の溶加棒を含む16種類の試作溶加棒と種々の予熱温度で溶接割れ試験を行い、試作溶加棒による溶接割れ低減の効果および予熱との組合せ効果を検討した。そのため、室温溶接割れ試験用に、計装化した簡易自拘束型溶接割れ試験（U形ジグ拘束突合せ溶接割れ試験）を考案した。予熱との組合せ効果の試験には、別の自拘束型溶接割れ試験装置を製作した。

500MPa級球状黒鉛鋳鉄を用い、斜めY形開先で、室温溶接では70mm幅および30mm幅の2種類の試験片、予熱との組合せでは30mm幅および20mm幅の2種類の試験片について、GTAWを行った。得られた結果を以下に要約する。

（1） 今回製作したU形ジグ拘束突合せ溶接割れ試験装置は、溶接初期から拘束による応力変化が検出され、溶接割れの発生するもの、発生しないものが区別された。したがって本試験装置は、鋳鉄用試作溶接棒の溶接性を評価する試験目的に十分合致した。

（2） 幅70mmの試験片を用い室温で溶接を行った場合、溶接割れが起こらないもの4種類、HAZまたはビードで割れの起こるもの8種類に分かれた。溶接割れが起こらなかった4種類の溶加棒の組成を検討した結果、溶接棒中に含まれるC量を0.4～1.85%とした5．3．10項の結論が、正しかったことが示された。また、溶込率から計算した溶接金属の組成も、5．3．10項で示した適正範囲とほぼ一致していた。

（3） 試験片幅が30mmの場合は、溶接始終端の影響をなくすため、母材と同種のタブ板を付けて実験を行ったが、タブ板の影響により拘束応力の停滞あるいは、勾配が変化する区間が現れた。12種類の試験すべてで、室温に至るまで溶接割れは発生しなかった。比較のために行ったDFCNiFe棒による手溶接の場合も、同様に割れ

なかった。

（４）　拘束応力の発生状況、タブ板の影響等を考慮した場合、適正な試験片の大きさがあると考えられる。本章で用いたＵ形ジグ拘束突合せ溶接割れ試験装置には、試験片幅70mmが適当であるといえる。

（５）　種々の予熱温度および溶接条件との組合せで、$\Delta T_{8/5}$を5.5～44sの間で変化させた実験において、溶接部強度が480MPa以上、溶接金属の硬さがHv400 以下を示す溶接金属中のC量およびMn量の範囲として、1.6～2.4%C、3.6～6%Mnが得られた。この結果は５．３．１１項で検討したＣ量およびMn量の適正範囲とほぼ一致し、しかも５．３．１１項では不明であった低Mn側の境界も明確となった。

（６）　前章および本章で得られた実験結果から総合的に判断すると、Fe-Ni-Mn-C-Si系球状黒鉛鋳鉄用被覆アーク溶接棒あるいは溶加棒の組成として、球状黒鉛鋳鉄の組成を考慮し溶込率を30～40%とした場合、以下の範囲が球状黒鉛鋳鉄の溶接割れ低減に有効であると結論される。

適正溶接棒組成　：Fe-49～60%Ni-5.9～8.3%Mn-0.9～1.3%C

この場合、Siについては、母材から希釈される量が適正範囲となっており、溶接棒について特に考慮する必要はない。上記の組成範囲の溶接棒を用いれば、予熱温度を520K（$\Delta T_{8/5}$=8s）程度まで低めることも可能となる。

付録 6．A　拘束力の理論計算

Ｕ形ジグ拘束突合せ溶接割れ試験装置の拘束梁をFig.6A.1に示すような片持梁と考え、片持梁ＡＢのＢ端を固定し、自由端Ａに集中荷重Ｆを作用させた場合の梁のたわみとひずみεについて考えてみる。式に用いた記号は次のとおりである。

Ｆ：荷重

Ｍ：曲げモーメント

υ：拘束梁のたわみ

ε：拘束梁のひずみ

ρ：曲率半径

ｙ：中立面からの距離

ｂ：拘束梁の幅

ｈ：拘束梁の厚さ

ι：拘束梁の高さ

Ｅ：弾性係数

Ｉ：断面二次モーメント

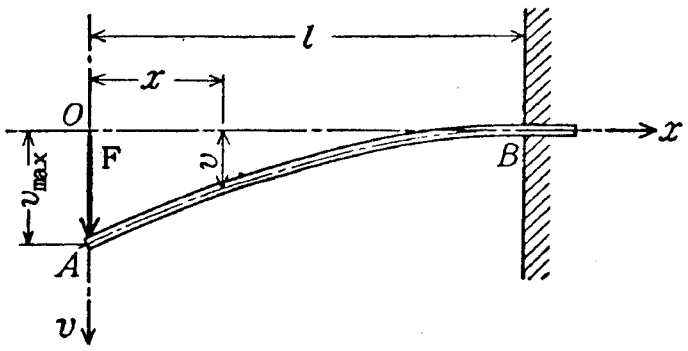


Fig.6.A1　Deflection curve of cantilever

Ａ端より右方の断面に作用する曲げモーメントＭ＝－Ｆより、たわみ曲線の方程式は、

$$d^2 \upsilon / d \chi^2 = -M / EI = F \chi / EI \qquad (6A\text{-}1)$$

ＥＩ＝一定として、これを順次積分すれば、次式が得られる。

$$\upsilon = (F / 6EI)(\chi^3 - 3\iota^2 \chi + 2\iota^3) \qquad (6A\text{-}2)$$

撓み曲線にいたる半径、すなわち曲率半径をρとすると、次式のような関係が成り立つ。

$$\varepsilon = y / \rho$$

$$1 / \rho = M / EI$$

したがって、

$$\varepsilon = (h / 2)(M / EI) = (F h \chi) / (2EI) \qquad (6A\text{-}3)$$

式(6A-2)と式(6A-3)より、たわみυとひずみεの関係が得られる。

$$\upsilon = (\chi^3 - 3\iota^2 \chi + 2\iota^3) / (3h\chi)\varepsilon \qquad (6A\text{-}4)$$

また式(6A-2)と式(6A-4)より荷重Ｆとひずみεの関係が得られる。

$$F = (2EI) / (h\chi)\varepsilon$$

ここでＩ＝ｂｈ^3／１２より

$$F = (E / 6)(b h^2 / \chi)\varepsilon \qquad (6A\text{-}5)$$

式(6A-5)から、ひずみεが分かれば拘束荷重Ｆを求めることができる。

第７章　総　　括

本研究は、球状黒鉛鋳鉄の溶接割れに対して、その発生挙動および特徴を検討し、鋳鉄の溶接割れの基礎的現象を究明し、これを明確にするとともに、溶接割れ低減に関する基礎的研究を行ったものである。その結果、ＨＡＺに対する予熱および後熱の条件について定量的な指針を与え、さらに鋳鉄用溶接棒組成についての定性的および定量的な指針を与えた。本研究で得られた結果は、各章において詳細に示したが、以下で主要な結果を総括する。

第１章は緒論であり、球状黒鉛鋳鉄の溶接割れに関する従来の研究を通覧し、本研究の必要性および目的を述べた。

第２章においては、Savageらの提案に従って、初めに球状黒鉛鋳鉄の溶接ボンド部の組織を詳細に分類した。次いで基地組織の異なる２種類の球状黒鉛鋳鉄、FCD400およびFCD600に種々の再現溶接熱サイクルを与え急熱・急冷した鋳鉄のマルテンサイト変態とＣＣＴ図について、基礎的な検討を行った。そしてこれらの再現溶接熱サイクルを受けた組織に対する検討は、第３および４章における、溶接割れ試験の破断部組織と極めて密接に関連している。得られた結果を要約すると以下のようになる。

（１）　複平衡状態を有する鋳鉄の溶接部は、高温加熱によって黒鉛粒からの炭素拡散により高炭素濃度となり、組成的液化現象を呈した部分が、その後の急冷のためレデブライト組織となり、鋼の溶接部と異なった特徴ある組織となる。このレデブライト組織に着目することにより、不完全混合域、部分溶融域および真熱影響部を明瞭に区別できることを示した。

（２）　アーク溶接を模した急速加熱、急速冷却の熱サイクルを供試球状黒鉛鋳鉄に与えると、ピーク温度における保持時間が１ｓという短時間加熱でも、黒鉛粒から周囲の基地への速やかな炭素拡散により、ピーク温度が高くなるほどＭｓ点は低下し473K以下となることを示した。同じ理由でピーク温度保持時間が長くなるほどＭｓ点は低下し、このＭｓ点は母材の基地組織の相違に影響されないことを明らかにした。例えば、1333Kでの保持時間が25.5ｓの場合、FCD400およびFCD600のどちらのＭｓ点も415K前後を示した。

（３）　ＨＡＺ組織は、室温における基地組織よりは、母材の化学組成と与えられる熱サイクルによって決まることを示した。本実験での供試材は炭素当量がほぼ等しいため、同一の熱サイクルでは同様の組織と硬さを示した。ＨＡＺにトルースタイト組織が現れる$\Delta T_{8/5}$の臨界冷却時間は約13ｓであることが分かった。

第３章においては、球状黒鉛鋳鉄の実溶接継手について、収縮挙動、破断の時期、

破断応力および破断位置など、溶接割れに関する基礎的なデータを求め、その原因を究明し、第４章以降の実験に関連する溶接割れ低減に関する指標について述べた。

一辺の長さ35mmの正方形断面を有する600MPa級球状黒鉛鋳鉄の突合せ継手に対し、D4301およびDFCNiFeを用いて、アーク溶接初層の冷却中における継手の収縮過程を調べ、この結果を理論計算値と比較検討した。次いで、ＲＲＣ試験を行い、拘束応力の発生状況と破断応力を検討し、破断部の組織を第２章の結果と対比させて検討した。得られた結果を要約すると次のとおりである。

（１）　球状黒鉛鋳鉄溶接継手の初層溶接における収縮量およびＨＡＺの冷却曲線は、理論計算の傾向と良い一致を示した。溶接金属の体積を無視した計算による最終収縮量と、実験値との差は、溶接金属の体積を考慮することによって、十分によく説明できる値であった。溶接継手の全収縮量に対して、溶接金属の収縮量は無視できず、溶接金属すなわち溶接棒の特性として、熱膨張係数の小さいことが望まれることが分かった。

（２）　球状黒鉛鋳鉄溶接継手の収縮過程は、D4301およびDFCNiFe各溶接棒の間で収縮形態に大きな差はなく、冷却途中から収縮し始め、一度ピーク値に達した後、550～370Kにかけて停滞し、その後再び収縮していくことが明らかとなった。D4301を用いた場合は、DFCNiFeの場合に比べ収縮開始時期が遅く、そのため同一温度で比べると、DFCNiFeの方が収縮量は大となっているが、温度降下に伴って、次第にその差を縮めることが明らかとなった。そして継手長さ600mmに対し、室温における最終収縮量は、どちらも0.37mm前後のほぼ同様の値を示した。

（３）　D4301を用いたＲＲＣ試験では、拘束応力は収縮量の増加に対して上昇するが、130MPa程度のピーク値を示した後、670K以上の比較的高温の時期に、ビード終端付近の中央部に縦割れが生じ、温度降下に伴ってこの割れが進展し破断する。

溶着金属の熱膨張試験による変態点測定と破断部の組織観察から、溶着金属の旧γ粒界に析出したFe_3Cとトルースタイト組織のための脆化と考えられることを示し、D4301は球状黒鉛鋳鉄のＲＲＣ試験に使用するには不適当であることが分かった。

（４）　DFCNiFeを用いた場合の拘束応力の変化は、収縮量の変化とよく対応していた。拘束距離を200、400および600mmと３段階に変えた実験からは、拘束距離が長くなると破断時期は時間的に遅くなり、破断応力は上昇していくが、370K以下でほぼ300MPa前後の応力ですべてボンド部で破断することが明らかとなった。しかし、破断に到らない拘束距離（拘束度）を明確に測定することはできなかった。

（５）　破断位置を第２章のＨＡＺ組織の分類と対比させて詳細に検討した結果、拘束距離が400および600mmの場合は、真熱影響部と部分溶融域での破断が80％程度であるのに対し、拘束距離が200mmと短い場合および拘束距離が400mmではあるがレ形開先の場合は、部分溶融域と不完全混合域での破断が80％程度となり、拘束

度やルート部の応力集中の違いにより、破断位置が異なることが分かった。

以上の結果から、球状黒鉛鋳鉄の溶接割れ低減の方法として、ＨＡＺの高靭性化および溶接棒の改良の二つに着目し、第４章および５章で、それぞれ定性的および定量的な検討を行った。

第４章においては、ＨＡＺの高靭性化に対する検討をインプラント試験によって行った。初めに、球状黒鉛鋳鉄のＨＡＺの割れ感受性評価を、インプラント試験によって行えることを検証し、室温溶接における溶接部の限界破断応力について検討した。次いで、ＨＡＺの高靭性化の方法として一般的に行われている予熱および後熱の限界破断応力上昇に対する効果を検討し、予熱・後熱の条件を定量的に示した。また、母材強度の異なる３種類の球状黒鉛鋳鉄について、室温溶接における限界破断応力と母材強度との比較検討を行った。以下、得られた結果を要約すると次のようになる。

（１）　球状黒鉛鋳鉄のＨＡＺの限界破断応力をインプラント試験で求められることを明らかにした。

（２）　インプラント試験片の破断は、負荷開始温度に関係なく、ほぼ370K前後で起こることを示した。この破断温度は負荷応力が高いと若干高温側となるが、いずれにしても供試材のマルテンサイト変態開始温度より低く、マルテンサイト組織がある程度生成した後破断することを明らかにして、鋳鉄の溶接割れが高炭素鋼の焼割れと類似のものであることを示した。溶接入熱が1.8から2.4MJ/mと大きくなると、限界破断応力は多少増加するが、いずれも母材強度の1/2以下であって、この程度の溶接入熱の違いでは、限界破断応力の上昇にそれほど効果がないことを示した。

（３）　破断は部分溶融域に隣接した真熱影響部で起こり、硬いマルテンサイト組織で破断していた。破面のＳＥＭ観察によれば、破面中央部は粒界破壊が大部分で、破面外周部で擬へき開破壊が主となっており、ほとんど塑性変形なしに破壊している状況であることを示した。

（４）　鋳鉄のインプラント試験においては、基地中に微細に分散する黒鉛の切欠き効果が大きく、平滑材と切欠き材（環状切欠きおよびスパイラル切欠き）とで、実験結果に差がないため、試験片に切欠きを施す必要がないことを明らかにした。

（５）　予熱を行うことにより$\Delta T_{8/5}$は長くなり、部分溶融域から真熱影響部にかけての組織が変わってくる。この場合、423K予熱は予熱なしと大差なく、573および723K予熱では不完全混合域に隣接した部分溶融域から真熱影響部にかけてトルースタイト組織が現れ、この部分の強度が上昇する。すなわち、423K程度の予熱では室温溶接と大差なく、限界破断応力は母材強度の約50%程度と低いのに対し、573および723K予熱の場合の限界破断応力はそれぞれ466.3および482.4MPaとなり、母

材強度の80から90%となることを示し、予熱の有効効果が明瞭に見られた。

（6） 本実験で用いた供試材のトルースタイト組織が現れる臨界冷却時間は、$\Delta T_{8/5}$＝13s程度であり、この冷却時間を境として、限界破断応力の上昇に対する予熱効果が顕著に現れることを示し、鋳鉄の溶接割れ防止ないし軽減に対する予熱の効果を推測するには、$\Delta T_{8/5}$が重要な目安となり、トルースタイト組織が得られる臨界冷却時間以上となるような予熱を行えば、母材強度の90%近い破断強度が得られることを明らかにした。また予熱温度をこれ以上高めても、破断強度の増加はほとんど得られないことも明らかにした。

（7） 破断は予熱なしおよび423K予熱では、真熱影響部のマルテンサイト組織で起こるが、573K以上に予熱すると不完全混合域のレデブライト組織の部分で破断するようになった。このレデブライト組織は723K予熱においても消えておらず、この部分で最高硬さを示していたが、この最高硬さの値は、予熱温度が高くなると低下する傾向があることを示した。

（8） 球状黒鉛鋳鉄の溶接部を溶接終了後、ボンド部近傍の温度が470K程度から後熱を開始し、1K/s程度の速度で後熱すれば、限界破断応力は上昇することを示した。この場合573K後熱では、溶接部組織、硬さ分布とも後熱なしの場合と大きな違いはなく、限界破断応力の上昇も少ないが、673K以上に後熱すると、真熱影響部にベイナイト組織が現れ、この部分の硬さが大幅に低下し、母材強度の80%程度の負荷を加えても破断しないことを明らかにした。この試料は実験停止後強制破断させると、500MPa前後の破断強度を示し、不完全混合域のレデブライト組織で破断した。すなわち、レデブライト組織の強度は500MPa程度であることを明らかにした。

（9） 2層溶接を行うと、2層目のビードによる後熱効果により、限界破断応力は410MPaまで上昇することを示した。この限界破断応力の上昇は、後熱による冷却速度の減少のため、部分溶融域から真熱影響部にかけての狭い範囲にトルースタイトが現れ、この部分の脆弱さが減少することにより生ずるものであることを明らかにした。また、上記の部分の強度が増加した結果、限界破断応力以上の負荷では、破断は硬さ低下の少ない不完全混合域側（レデブライト組織）、あるいは真熱影響部のマルテンサイト組織のいずれかの部分で起こることを示した。

（10） 破断強度の上昇に対する後熱の効果は、後熱温度のみではなく加熱速度の影響が大きく、後熱後の冷却速度は昇温過程に比べて、それほど大きな影響がないことを明らかにした。

（11） 球状黒鉛鋳鉄のHAZの強度は母材の化学組成と、受ける熱サイクルによって決まり、母材の引張強さと直接結びつくものではないことを示した。本実験に用いた炭素当量C.E.＝4.49前後の球状黒鉛鋳鉄を、溶接入熱2.1MJ/m、室温で溶接する場合は、280MPa前後の溶接部強度となることを明らかにした。

第５章においては、球状黒鉛鋳鉄の溶接割れ低減の他の方法として、溶接棒の開発を取り上げ、溶接棒と母材とが溶融希釈する溶接金属を想定した合金の諸性質を検討した。市販されているＦｅ－Ｎｉ系鋳鉄用溶接棒の改良を意図し、Ｓｉ量をそれぞれ１％を目標値とし、Fe-Ni-Mn-C-Si溶接金属を想定した合金を高周波誘導溶解炉で大気中溶解した。この合金を、冷却途中で負荷が加えられるように考案した分割型の銅製鋳型に鋳造し、573K付近から、インプラント試験に準じた方法で負荷を加え強度を検討した。さらに、凝固温度、収縮率、303～573Kの熱膨張係数および硬さを測定し、Fe－Ni－Mn系鋳鉄用溶接棒のNi、Mn、C、およびSi量の適正な含有量の範囲を検討した。以下、得られた結果を要約すると次のようになる。

（１）　鋳造によって溶接金属組織を代替する本実験の手法で、溶接金属の冷却途中の強度を推定することが可能であることが分かった。

（２）　初めに、CおよびSi量をそれぞれ１％を目標値とし、Ｎｉを0～50%、Ｍｎを0～15%に変化させたFe-Ni-Mn-C-Si合金に対する実験を行い、Ｎｉ量の増加は溶接金属の凝固温度にあまり影響を与えないが、Ｍｎ量の増加は、凝固温度を1680K程度から1430K前後に低下させ、凝固温度に大きく影響することを示した。

（３）　Ｎｉを30～40%程度含有すると、収縮率および熱膨張係数が小さくなり溶接金属の収縮量を減少させるのに有効であるが、一方、Ｍｎ添加は少しではあるが、収縮量を増加させる方向に作用することが分かった。さらに、Ｍｎを12%程度以上含有すると、硬さがHv400以上となることを示し、Ｍｎ添加量に上限があることを明らかにした。

（４）　Ｎｉを0～50%、Ｍｎを0～15%、CおよびＳｉを１％程度含むFe-Ni-Mn-C-Si系溶接金属の持つ性質として、引張強さが500MPa以上、熱膨張係数が15×10^{-6}/K以下、収縮率が2.5%以下、硬さがHv400以下、凝固温度が1555K以下をそれぞれ適正範囲として実験結果を判断すると、Ｎｉ量は29～42%、Ｍｎ量は4～8%の範囲が良いことが推定された。

（５）　（４）の結果を受けて、NiおよびＭｎ量の目標値をそれぞれ38および6%に設定し、CおよびＳｉ量をそれぞれ1～3%の範囲で変化させた合金についての実験結果から、Fe-Ni-Mn-C-Si系溶接金属の凝固温度を鋳鉄に近づけるには、CおよびＳｉの添加量が多いほど有効であることが分かった。

（６）　CおよびＳｉ量がそれぞれ1%程度以下の合金の組織は、γの樹枝状晶で、引張破面はディンプル模様の延性破面となり軟らかいが、C量が増加するにしたがって、γの樹枝状晶間に炭化物が現れ、このときの破面は、擬へき開破面となり、硬くなる傾向にあることを示し、C量は2.5%程度以下が望ましいことを明らかにした。

（７）　Fe-Ni-Mn-C-Si系溶接金属のもつ性質として、引張強さが500MPa以上、

熱膨張係数が15×10^{-6}/K以下、硬さがHv400以下、凝固温度が1555K以下をそれぞれ適正範囲として実験結果を判断すると、溶接金属中におけるNi量を38%、Mn量を6%とした場合、C量は1.2～2.5%、Si量は0.6～3.0%の範囲がよいことを示した。

（8） 球状黒鉛鋳鉄には、3.2～4.0%Cおよび2.2～3.0%のSiが含まれており、母材成分との溶込率を30%とすると溶接金属には母材から、Cは0.96～1.2%、Siは0.66～0.9%それぞれ溶込むことになる。このことを考慮すると、鋳鉄用溶接棒としてNiを54%、Mnを9%とした場合、0.4～1.85%C、0～3.0%Siの範囲がよいことを示した。

（9） 上記（8）で得られた結果をC量およびMn量で整理し、引張強さ500MPa以上の範囲を求め、溶接金属の組成として、C量について1.0～2.5%、Mn量について4.8～6%の値を示した。

（10） 以上のことを総合して、耐割れ性の最も良好な溶接金属組成としてFe-29～42%Ni-4～8%Mn-1.2～2.5%C-0.6～3%Siを示した。この溶接金属組成から、実溶接における球状黒鉛鋳鉄の組成を考慮し、溶込率を30%として、球状黒鉛鋳鉄用被覆アーク溶接棒あるいは溶加棒の適正組成がFe-41～60%Ni-5.7～11.2%Mn-0.4～1.85%Cであり、特にSiを含有させる必要がないことを示した。

第6章では、第5章の結果を基に16種類のFe-Ni-Mn-C-Si系溶加棒を作製し、これらの溶加棒を用いて室温および種々の予熱温度で溶接割れ試験を行い、試作溶加棒による溶接割れ低減の効果および予熱との組合せ効果を検討した。そのため、室温溶接用に計装化した簡易自拘束型溶接割れ試験（U形ジグ拘束突合せ溶接割れ試験）を考案し、予熱溶接用にも別の簡易自拘束型溶接割れ試験装置を製作した。FCD500級球状黒鉛鋳鉄を用い、斜めY形開先で、室温溶接では70および30mm幅の試験片、予熱との組合せでは30および20mm幅のそれぞれ2種類の試験片についてGTAWを行った。得られた結果を以下に要約する。

（1） 新たに製作したU形ジグ拘束突合せ溶接割れ試験装置は、溶接初期から拘束による応力変化が検出され、明確に溶接割れが発生するものと発生しないものに区別することができた。したがって、本試験装置は鋳鉄用試作溶接棒の溶接性を評価する試験目的に十分合致したものであった。

（2） 幅70mmの試験片を用い室温で溶接を行った場合、溶接割れが起こらないものと、熱影響部またはビードで割れの起こるものに分かれた。溶接割れが起こらなかった4種類の溶加棒の組成を検討した結果、溶接棒中に含まれるC量を、0.4～1.85%とした第5章の結論が、実際の溶接部においても実証された。また、溶込率から計算した溶接金属の組成も、第5章で示した適正範囲とほぼ一致していた。

（3） 試験片幅30mmの場合、溶接始終端の影響をなくすため、母材と同種のタブ

板を付けて実験を行ったが、タブ板の効果により拘束応力が停滞する区間が現れ、12種類の試験のすべてで、室温に至るまで溶接割れは発生しなかった。比較のために行ったDFCNiFe棒による手溶接の場合も、同様に割れなかった。

（4） 拘束応力の発生状況、タブ板の影響等を考慮した場合、適正な試験片の大きさがあることが分かった。そして、本実験で用いたU形ジグ拘束突合せ溶接割れ試験装置には、試験片幅70mmが適当であることが分かった。

（5） 種々の予熱温度および溶接条件との組合せで、$\Delta T_{8/5}$を5.5～44s間で変化させた実験において、溶接部強度が480MPa以上、溶接金属の硬さがHv400以下を示す溶接金属中のC量およびMn量の範囲が、第5章で検討したC量およびMn量の適正範囲とほぼ一致し、1.6～2.4%C、3.6～6%Mnとなることを示した。さらに第5章では不明であった低Mn側の境界も3.6%と明確にすることができた。

（6） 第5および6章で得られた実験結果から総合的に判断し、Fe-Ni-Mn-C-Si系球状黒鉛鋳鉄用被覆アーク溶接棒あるいは溶加棒の組成として、Fe-49～60%Ni-5.9～8.3%Mn-0.9～1.3%Cが適正であることを示した。この場合、Siについては、母材から希釈される量が適正範囲となっており、溶接棒について特に考慮する必要がないことを示した。上記の組成範囲の溶接棒を用いれば、520K程度まで予熱温度を低めることができ、一般の溶接では割れ発生なしの溶接が可能であることが明らかとなった。

第7章では本研究で得られた諸結果を総括した。

謝　辞

本研究は、大阪大学溶接工学研究所教授　松田福久博士の御懇篤な御指導と御鞭撻を賜って、遂行し得たものである。ここに衷心より感謝の意を表します。

本論文をとりまとめるに際しては、大阪大学工学部生産加工工学科教授　向井喜彦博士、同　中尾嘉邦博士、同　豊田政男博士および同　小林紘二郎博士より有益な御教示と御討論をいただいた。ここに深甚の謝意を表します。

また、本研究を進めるにあたり、大阪大学名誉教授　岡本　平博士、大阪大学溶接工学研究所教授　牛尾誠夫博士および同助手　中田一博博士からは有益な御討論と御激励をいただいた。さらに、大阪大学名誉教授　（故）菊田米男博士を初め、九州大学名誉教授　松田公扶博士、同教授　大城桂作博士、九州工業大学名誉教授　大和田野　利郎博士、同教授　岸武勝彦博士、広島大学名誉教授　片島三郎博士、東京大学教授　辻川茂男博士、大阪産業大学教授　松本弘司博士、久留米工業高等専門学校教授　松原安宏博士および琉球大学教授　福島敏郎博士ならびに同工学部の諸先生より、種々の御助言、御便宜および御激励をいただいた。ここにあらためて感謝の意を表します。

実験の遂行にあたっては、琉球大学技官　中山清光氏、同大城成栄氏、同与那覇敏明氏を初めとする技官の方々、ならびに当時の琉球大学学生　真喜志　一輝、宮本康二、山城安史、小須田　恵二、中野芳久、根路銘　国高、上之原　誠、江藤正一郎、伊佐常博、眞喜志　隆、神田勝幸、中尾賢三、花城秀之、門川秀之、牧　浩一、藤木大輔、内山武司、黒木道明、千手慶市、武村　聡、渡久地　政快および元琉球大学大学院院生　東　新太郎、押川　渡の諸氏の御協力をいただいた。また、球状黒鉛鋳鉄の溶製や成分分析などにあたっては沖縄鋳鉄工業株式会社、住友金属工業株式会社および沖縄県工業試験場の関係各位から御協力をいただき、本論文の校正にあたっては、押川　渡、金城健栄、渡久地政快の諸氏にご協力をいただいた。本論文を終えるにあたりこれらの方々に心から御礼を申し上げます。

なお、本研究の一部は文部省科学研究費補助金による援助を受けた。記して感謝の意を示す。

参考文献

1) M.Hansen : Constitution of Binary Alloys: 2nd Edition,McGraw Hill Book Co.,Inc. (1958), 353-365

2) H.Morrogh & W.J.Williams : Graphite Formation in Cast Irons and in Nickel-Carbon and Cobalt-Carbon Alloys, J.Iron & Steel Inst.,155(1947), 321-371

3) A.P.Gagnebin, K.D.Mills & N.B.Pilling : Ductile Cast Iron - A new engineering material,Iron Age,163-7(1949,Feb.17), 76-84

4) 井川克也 : 球状黒鉛鋳鉄の発展、日本金属学会報、27-11(1988)、913-914

5) 日本鋳物協会 関東支部 : 写真集 自動車と鋳物、日本鋳物協会、1986

6) A.R.Allard : Arc Welding of Cast Iron, Proceedings of A.W.S.,1 (1922, Jan.), 13-28

7) W.H.Namack : Arc Welding of Cast Iron, Journal of the A.W.S.,1 (1922, Aug.-Sept.), 47-71

8) W.H.Namack : Electric Arc Welding of Cast Iron, Journal of the A.W.S., 1 (1922,Nov.), 7-33

9) 栗山、本多、吉富：球状黒鉛鋳鉄の熔接性に関する研究（第1報）ガス熔接及び再溶解・鋳造実験、溶接学会誌、21-4(1952)、129-136

10) 栗山、本多、吉富：球状黒鉛鋳鉄の熔接性に関する研究（第2報）電弧熔接について、溶接学会誌、21-5、6、7合併号(1952)、167-171

11) R.V.Riley & J.Dodd : Ferrous Rod for Welding Nodular-graphite Cast Iron, Foundry Trade Journal, 93-Nov.(1952), 555-560

12) R.O.Day, J.S.Snyder & H.V.Inskeep : A New Nodular Cast-Iron Welding Rod for Foundries and Fabricators, Welding J.,36-9(1957), 410s-414s

13) R.C.Bates : Welding Nodular Cast Iron, Metal Progress,76-11(1959),95-99

14) E.E.Hucke & H.Udin : Welding Metallurgy of Nodular Cast Iron, Welding J.,32-8(1953), 378s-385s

15) T.E.Kihlgren & H.C.Waugh : Joining of Ductile Iron by Several arc Welding Methods, Welding J.,32-10(1953), 947-956

16) T.E.Kihlgren : Welding Metallurgy of Nodular Cast Iron (Discussion), Welding J.,33-5(1954), 217s and 229s

17) W.A.Schumbacker & A.L.Schaeffler : A Test Block for Welding Gray and Nodular Cast Irons,Welding J.,35-2(1956), 91s-99s

18) W.Zitzelsberger : Das Schweissen von ferritisch gegluhtem Gusseisen mit Kugelgraphit, Schweissen und Schneiden, 11-11(1959), 416-427

19) D.R.Thorneycroft : Welding of Spheroidal-graphite Iron, Foundry Trade J.,114-April 25(1963), 535-543

20) 大井、藤岡：鋳鉄のガス溶接における溶接割れとその防止について、鋳物、51

-4(1979)、206-211
21) 三吉正和：鋳鉄のアーク溶接に関する二、三の考察、神戸製鋼、9-3(1959)、179-185
22) B.Townshend & E.O.Porter : Process Welding of Nodular and Gray-Iron Castings, Welding J.,38-8(1959), 329s-334s
23) R.C.Bates & F.J.Morley,Jr. : Welding Nodular Iron Without Post-Weld Annealing, Welding J.,40-9(1961), 417s-422s
24) 星野克英：鋳鉄のアーク溶接に関する研究、大同工業大学紀要、19(1983)、39-54
25) A.Vogt : Schweissen von Gusseisen mit Kugelgraphit,Schweiss-technik,Berlin,33-12(1983), 570-572
26) M.Bowen : The welding of ductile irons,The British Foundryman,77-July (1984), 303-312
27) J.Sohn, W.Boam & H.Fisk : Arc Welding of Ferritic and Austenitic Nodular Cast Iron, Welding J.,32-9(1953), 823-833
28) 大西　杲：球状黒鉛鋳鉄の溶接部の強度、クボタ技報、5-2(1980)、100-110
29) D.J.Kotecki, N.R.Barton & C.R.Roper Jr. : Welding Ductile Iron using the GMA Short Circuiting Transfer Process-A Progress Report,Transaction of American Foundrymen's Society,75(1967), 721-726
30) D.J.Kotecki, N.R.Barton & C.R.Roper Jr. : Preheat Effects on Gas Metal-Arc Welded Ductile Cast Iron, Welding J.,48-4(1969), 161s-166s
31) 加藤、新原、中村、田村　：急熱急冷効果による鋳鉄溶接熱影響部の硬化防止、溶接学会講演概要第３５集（1984-10)、152-153
32) R.A.Bishel : Flux-Cored Electrode for Cast Iron Welding,Welding J.,52-6(1973), 372-381
33) R.A.Bishel & H.R.Conaway : Flux-Cored Aec Welding for High Quality Joints in Ductile Iron, Trans.of A.F.S., 84(1976), 487-492
34) S.D.Kiser : Production Welding of Cast Iron, Trans.of A.F.S.,85(1977), 37-42
35) 大井、藤岡：球状黒鉛鋳鉄の溶接における白銑化防止法に関する研究、鋳物、48-11(1976)、687-693
36) 鈴木克美　：スポット溶接機を用いた鋳鉄の超急速溶解過程における黒鉛の挙動、鋳物、52-4(1980)、213-217
37) 安藤、大久保　：　球状黒鉛鋳鉄の電子ビーム溶接における黒鉛の挙動について、溶接学会論文集、2-2(1984)、308-316
38) T.Ishida : A Microstructual Study of Local Melting of Gray Cast Iron with a Stationary Plasma Arc, Welding J.,64-8(1985), 232s-241s
39) E.F.Nippes,W.F.Savage & W.A.Owczarski : The Heat-Affected Zone of Arc-Welded Ductile Iron, Welding J.,39-11(1960), 465s-472s
40) 井川、新、中尾、西本：溶接熱サイクル過程における球状黒鉛鋳鋼中の黒鉛粒子の固溶現象、溶接学会誌、44-3(1975)、229-235
41) 田村、加藤、渡辺：鋳鉄溶接熱影響部の基礎的研究、溶接学会講演概要第２５

集、(1979-10)、90-91
42) 村本、菊地、佐藤：球状黒鉛鋳鉄の溶接熱影響部に関する検討、鋳物、57-3(1985)、187-192
43) G.R.Pease : The Welding of Ductile Iron, Welding J.,39-1(1960), 1s-9s
44) 田村　元：鋳鉄の溶接－鋳鉄の酸素アセチレン溶接法、鋳物、33-11(1961)、807-824
45) 田村　博：鋳鉄の溶接、溶接学会誌、38-2(1969)、117-127
46) 内平正夫：球状黒鉛鋳鉄の溶接技術、金属材料、10-12(1970)、57-63
47) 田村、加藤：鋳鉄の溶接法最近の進歩、鉄と鋼、73-6(1987)、596-608
48) E.N.Gregory : Welding the cast irons, Metal Construction,20-2(1988), 63-68
49) 日本溶接協会特殊材料溶接研究委員会鋳物小委員会：鋳鉄の溶接に関する研究（第一次共同研究報告書）JWES-SM-8001、(1980)
50) 日本溶接協会特殊材料溶接研究委員会鋳物小委員会：鋳鉄の溶接に関する研究（第二次共同研究報告書）JWES-SM-8002、(1983)
51) 日本鋳物協会：鋳鉄の溶接研究部会報告、(1977)
52) 加篠、田村、真木、鈴木、熊谷：変態超塑性による応力緩和が鋳鉄の溶接割れにおよぼす影響、溶接学会誌、47-12(1978)、821-826
53) 川原、高橋：鋳鉄のＴＩＧ溶接、岩手県工業試験場報告、1976
54) 川原、高橋、赤沢：接種効果を利用した鋳鉄の溶接、溶接学会講演概要第２３集(1978-10)、70-71
55) 芹田、野見山：球状黒鉛鋳鉄管の溶接方法（第３報）フラックス入りワイヤによる第２層溶接の検討、溶接学会講演概要第１６集(1975-4)、74-75
56) D.R.Askeland & N.Birer : Secondary Graphite Formation in Tempered Nodular Cast Iron Weldments, Welding J.,58-11(1979), 337s-342s
57) R.C.Voigt & C.R.Roper Jr.: A Study of Heat-Affected Zone Structures in Ductile cast Iron, Welding J.,62-3(1983), 82s-88s
58) 松田福久：溶接冶金学、日刊工業新聞社、(1972)、196
59) 関口、杉岡：炭素および炭化珪素を主成分とする遮蔽剤によるアーク溶接法（第１報～第３報）、溶接学会誌、33-3(1964)、295-297（溶接学会1964年度春季全国大会講演概要）
60) M.A.Davila, D.L.Olson & T.A.Freese : Submerged Arc Welding of Ductile Iron, Trans. of A.F.S.,85(1977), 79-86
61) 石井、田村、加藤、手塚、村瀬、森下：鋳鉄のエレクトロスラグ溶接（第１報）溶接学会誌、39-3(1970)、185-197
62) A.Matting u K.Seifert : Erfahrungen beim Electronenstrahl-schweissen von Gusseisen mit Kugelgrafit, Schweissen und Schneiden, 20-6(1968), 266-269
63) 安藤、大久保、府川：連続鋳造による球状黒鉛鋳鉄の電子ビーム溶接、溶接学会全国大会講演概要　第３３集(1983-10)、72-73
64) 柴田、安藤、藤崎：50kgf/mm²級球状黒鉛鋳鉄の電子ビーム溶接に関する研究、

溶接学会誌、51-9(1982)、748-754
65) 柴田文男：球状黒鉛鋳鉄の電子ビーム溶接における欠陥生成と防止に関する研究、鋳物、56-9(1984)、532-538
66) 田頭、鴨田、橋本：電子ビーム溶接された球状黒鉛鋳鉄の継手組織と強度、精密工学会誌、53-1(1987)、110-116
67) 高瀬、押田：鋳鉄の同材固相接合について、鋳物、48-5(1976)、273-279
68) 中島洋一：球状黒鉛鋳鉄のアプセット溶接について、溶接学会講演概要第２４集、(1979-3)、266-267
69) S.H.Carriere & R.V.Wolf : Solid Phase Welding of Nodular Iron to Low Carbon Steel,Welding J.,44-9(1965), 398s-401s
70) 迎、西尾、馬場、末永、石原：球状黒鉛鋳鉄の固相接合（第１報）接合性に及ぼす接合条件の影響、溶接学会論文集、4-1(1986)、66-73
71) 迎、西尾、馬場、末永、石原：球状黒鉛鋳鉄の接合部強度に及ぼす後熱処理の影響、溶接学会論文集、6-1(1988)、22-29
72) 田中、戸川：球状黒鉛鋳鉄管の摩擦圧接について、鋳物、45-2(1973)、132-144
73) 蓮井、小川、岡田：可鍛鋳鉄と炭素鋼の摩擦圧接について、溶接学会誌、46-5(1977)、258-264
74) H.Richter u A.Palzkill : Ubertragung von Mikroreibschweissversuchen auf bauteilgrosse Proben am Beispiel der Werkstoffkombination Baustahl/Gusseisen mit Kugelgrafit, Schweissen und Schneiden, 37-2(1985), 60-65
75) 井川、新、杉野、高橋、馬野、堀内：鋳鉄への溶射肉盛りについて、溶接学会講演概要第６集、(1970-4)、83-84
76) 津田、江川、古久根：銅基合金による鋳鉄の溶接、鋳物、56-5(1984)、288-294
77) 岡田、黒木：鋳鉄鋳物の溶接修理方法、特許公報　昭25-821
78) 川原、高橋：鋳鉄のTIG溶接に用いる鋳鉄製の溶接棒、特許公報　昭51-14974
79) 石井、田村、加藤：鋳鉄のエレクトロスラグ溶接ワイヤおよびエレクトロスラグ溶接方法、特許公報　昭52-17811
80) 佃、宮崎、鈴木：鋳鉄のノンガスアーク溶接用複合ワイヤ、特許公報　昭53-18447
81) ロバート　アンソニー　ビシェル：鋳鉄溶接用自己シールド性有心ワイヤ、特許公報　昭55-26957
82) ロバート　アンソニー　ビシェル：マンガンを含む改良された溶接棒、特許公報　昭58-25559
83) 藤本、三宅、緒方、市村：Ｎｉ基被覆アーク溶接棒、特許公報　昭59-1514
84) 臼井、西村、夏目：鋳鉄用被覆アーク溶接棒、特許公報　昭60-40959
85) 山下昌夫：鋳鉄用溶接棒、特許公報　昭60-54154
86) I.A.Antonov & E.V.Govorin : Scientific and Technical Investigation of Properties and Improvement of the Composition of Cast-Iron Filler Rod by the Methods of Multi-Factorial Experiment,Svar.Proiz.(English),20-1(1973)1-4

87) A.M.Davila & D.L.Olson : Welding Consumable Research for Ductile Iron, Modern Casting,70-11(1980), 70-73
88) K.Ishizaki, J.G.Mora, M.Salas & A.Davila : Simulation Study on Ductile Cast Iron Welding by Austenitic Filler Metal, Transactions of J.W.S.,15-2(1984), 3-8
89) T.J.Kelly, R.A.Bishel & R.K.Wilson : Welding of Ductile Iron with Ni-Fe-Mn Filler Metal, Welding J.,64-3(1985), 79s-85s
90) J.A.Self, S.A.Abdulgader & D.L.Olson : Fe-Mn-Ni-Cu-C Filler Metal Ductile Cast Iron for Welding, Welding J.,64-11(1985), 322s-326s
91) H.Kihara, H.Suzuki & F.Kanatani : Weld Hardening of High Strength Steel and Prediction of Optimum Welding Conditions,Transaction of National Research Institute for Metals,1(1959), 39-64
92) 伊藤、別所：高張力鋼の溶接割れ感受性指数について、溶接学会誌、37-9(1968) 983-991
93) 関口、稲垣：溶接用鋼材の連続冷却変態図とその応用について(1)、 同上、29-8(1960)、577-587　その(2) 同上、29-10(1960)、777-786
94) K.Notvest : Effect of Thermal Cycles in Welding D6AC Steel,Welding J., 45-4(1966), 173s-177s
95) 朴　和淳：中、高炭素低合金鋼の溶接熱影響部における焼割れ的低温割れ現象およびその防止に関する研究、大阪大学学位論文、1987-12
96) 鋳造技術講座編集委員会編：鋳造技術講座３　普通鋳鉄鋳物、日刊工業新聞社、(1967)、218
97) C.R.Hilliker & M.Cohen : Isothermal Transformation of Austenite in Gray Cast Iron, The Iron Age,147-Feb.13(1941), 43-46
98) 日本金属学会編：金属データブック、丸善、(1974)、352-359
99) D.W.Murphy, W.P.Wood and C.D.D'Amico : Austenite Transformation in Gray Iron, Trans. of A.F.S.,46(1938), 563-586
100) 本間、和田、山谷：鋳鉄および球状黒鉛鋳鋼の溶接（第１報）、溶接学会誌、29-10(1960)、812-818
101) 新井、伊藤、小松：鋳鉄のＣＣＴ図におけるけい素、マンガン、りん、硫黄の影響、鋳物、44-4（日本鋳物協会第81回講演概要）(1972)、277-278
102) 川原、高橋：球状黒鉛鋳鉄のＣＣＴ図について、溶接学会講演概要第１１集、(1972-10)、212-213
103) 田村、加藤、横井、石井：鋳鉄のエレクトロスラグ溶接（第３報）－変態とその超塑性を利用した溶接割れ防止に関する一考察－、溶接学会誌、43-8(1974)、794-804
104) J.Dodd : Grey and Nodular Alloyed and High-strength Irons, Foundry Trade J.,147-Nov.8(1979), 963-990
105) 上田、高木：白鋳鉄のＴＴＴ、ＣＣＴ図に及ぼすマンガンと熱間鍛造の影響、鋳物、44-4（日本鋳物協会第81回講演概要）(1972)、261-262

106) J.J.Pepe & W.F.savage : Effects of Constitutional Liquation in 18-Ni Maraging Steel Weldments,Welding J.,46-9(1967), 411s-422s
107) D.K.Bullens : Steel and Its Heat Treatment., John Wiley & Sons.Inc., (1948), 30
108) 中村　弘：鋳鉄の高周波焼入れによる硬化能に及ぼす成分元素の影響、鋳物、36-1(1964)、30-47
109) 西山善次：マルテンサイト変態　基本編、丸善、(1971)
110) 牧、田村：鉄系マルテンサイトの形態と内部組織、日本金属学会報、13-5(1974) 329-339
111) 上田、和田：球状黒鉛鋳鉄のオーステナイト化について、鉄と鋼、63-9(1977) 1572-1580
112) 土屋、泉山、今井：鉄－高窒素－および鉄－炭素２元合金のマルテンサイト変態の熱力学的考察、日本金属学会誌、29-4(1965)、427-433
113) R.W.Heine : The Carbon Equivarent Fe-C-Si Diagram and its Application to Cast Irons, AFS Cast Metals Research Journal,7-2(1971 June), 49-54
114) 上田、和田：球状黒鉛鋳鉄の連続加熱変態について、鉄と鋼、 63-14(1977)、2355-2361
115) 仲　威雄：溶接の収縮と亀裂、小峰工業出版(1952)
116) 佐藤、松井、小林：アーク溶接継手の収縮過程に関する研究(第１報）溶接熱の伝導にともなう収縮過程の理論計算、溶接学会誌、35-3(1966)、246-256
117) 佐藤、松井、小林：同上（第２報）軟鋼溶接継手の収縮過程に関する実験、溶接学会誌、35-4(1966)、345-352
118) 佐藤、松井：同上（第３報）収縮および拘束力に及ぼす相変態の影響について、溶接学会誌、35-6(1966)、413-420
119) 佐藤、松井：同上（第４報）収縮過程におよぼす溶接入熱と板厚の相互関係、溶接学会誌、36-3(1967)、229-237
120) 渡辺、佐藤、松井：溶接継手のルート割れにおよぼす外的拘束の影響、溶接学会誌、33-6(1964)、446-457
121) 佐藤、上田、藤本：現代溶接技術体系　３　溶接変形・残留応力、産報出版、(1980)、127
122) 鋳造品のエンジニアリングデータ委員会編：鋳鉄の高温特性、綜合鋳物センター、(1980)、54
123) 佐藤、松井：溶接継手の拘束応力とこれにともなう溶接割れの研究、溶接学会誌、36-10(1967)、1096-1109
124) 鈴木春義：鋼材の溶接割れ（低温割れ）、溶接学会、(1976)、 70
125) 渡辺、佐藤：溶接力学とその応用、朝倉書店、(1965)、162-229
126) 文献115)、54
127) 木原、佐藤、寺井、山田、松村：高張力鋼におけるｙ型拘束割れ試験とＴＲＣ・ＲＲＣ試験の相関性について、造船学会論文集　133(1973)、277-289
128) R.H.Gillette : Some Research Techniques for Studying Arcs in Inert

Gases, Welding J.,30-6(1951), 146s-152s
129) H.Granjon: The 'Implants' method for studying the weldability of high strength steels, Metals Const. and Brit. Welding J.,1-11(1969), 509-515
130) 大熊雄二：インプラント試験による鋼の溶接割れ感受性評価と溶接継手の熱影響部割れ防止条件選定への応用、大阪大学学位論文、1982-3
131) 日本溶接協会：インプラント形溶接割れ試験方法（ＷＥＳ１１０４-1980)
132) 野口　徹：環状切欠きを有する鋳鉄丸棒の破断強度について、材料、29-4(1980)、387-393
133) 西田正孝：応力集中、森北出版、(1967)、606
134) 松田、中川、加藤：高炭素鋼、低合金鋼の溶接熱影響部における焼入割れ性の研究、溶接学会講演概要、29(1981)、266-267
135) F.Matsuda, H.Nakagawa, T.Tsuji and M.Tsukamoto : Effect of Hydrogen Content on Cold Crack Susceptibility of Various Steels with the Implant Test, Trans. JWRI 7-2(1978), 195-201
136) 鯉淵、横田：ニッケル、鉄－ニッケル及びステンレス鋼心線溶接棒による水中溶接、溶接学会誌、50-5(1981)、489-495
137) 副島、仁熊：鋳鋼・鋳鉄のアーク溶接のかんどころ、産報出版、(1969)、141
138) 坂口、松田、中川：歪みゲージ付きＹ型溶接割れ試験法の特性（第１報）－拘束応力の推定、溶接学会講演概要第41集(1987-10)、284-285
139) F.C.Hull : Cast-Pin Tear Test for Susceptibility to Hot Cracking, Welding J., 38-4(1959), 176s-181s
140) 松田福久：溶接冶金学、日刊工業新聞社、(1972)、120-124
141) 中村幸吉：球状黒鉛鋳鉄のＪＩＳ改正について、鋳物、59-5(1987)、254-260
142) 例えば、神戸製鋼所：神鋼溶接材料、192-193
143) 篠崎賢二：ＨＹ系高張力鋼溶接金属の低温割れに関する研究、大阪大学学位論文、1984-12
144) 糸村、平敷、松田、菊田：斜めＹ形割れ試験による球状黒鉛鋳鉄の溶接割れ試験、溶接学会講演概要第３７集、(1985-10)、198-199
145) 張　月嫦：Ｆｅ－３６％Ｎｉ合金インバーの溶接における延性低下割れに関する研究、大阪大学学位論文、1986-3

本研究に関係した発表論文

1．”インプラント試験による球状黒鉛鋳鉄の割れ感受性の評価
－球状黒鉛鋳鉄の溶接割れに関する研究（第1報）－”，溶接学会論文集、Vol.3 (1985) No.4, p.789

2．”球状黒鉛鋳鉄溶接部の限界破断応力に対する予熱の効果
－球状黒鉛鋳鉄の溶接割れに関する研究（第2報）－”，溶接学会論文集、Vol.3 (1985) No.4, p.796

3．”球状黒鉛鋳鉄溶接部の限界破断応力に対する後熱の効果
－球状黒鉛鋳鉄の溶接割れに関する研究（第3報）－”，溶接学会論文集、Vol.3 (1985) No.4, p.801

4．”Estimation of Cracking Susceptibility of Nodular Graphite Cast Iron by the Implant Test－Study on the Weld Cracking of Nodular Graphite Cast Iron (Report 1) －”Trans. of Japan Welding Society, Vol.17 (1986) No.1, p.51

5．”球状黒鉛鋳鉄の再現溶接熱影響部組織と溶接部強度
－球状黒鉛鋳鉄の溶接割れに関する研究（第4報）－”，溶接学会論文集、Vol.6 (1988) No.3, p.406

6．”Preheating Effect on the Critical Rupture Stress of Nodular Graphite Cast Iron Welds－Study on the Weld Cracking of Nodular Graphite Cast Iron (Report 2) －”Trans. of Japan Welding Society, Vol.22 (1991) No.1, p.66

7．”球状黒鉛鋳鉄溶接継手の収縮過程および拘束割れ試験
－球状黒鉛鋳鉄の溶接割れに関する研究（第5報）－”，溶接学会論文集、Vol.9 (1991) No.2, p.239

8．”Loading Test of Simulated Weld Metal during Cooling －Studies on Welding Rod for Nodular Graphite Cast Iron (Report 1) －”Trans. of JWRI, 22(1993) 1, p.61

9．”Some Properties of Fe-0～50%Ni-0～15%Mn-C Alloy Simulated Cast Iron Weld Metal Composition－Studies on Welding Rod for Nodular Graphite Cast Iron (Report 2)－”Trans. of JWRI, 22(1993) 1, p.69