



室蘭工業大学

学術資源アーカイブ

Muroran Institute of Technology Academic Resources Archive



厚肉球状黒鉛鑄鉄の黒鉛形状制御と製造技術に関する研究

メタデータ	言語: jpn 出版者: 公開日: 2013-05-15 キーワード (Ja): キーワード (En): 作成者: 津村, 治 メールアドレス: 所属:
URL	http://hdl.handle.net/10258/2072

厚肉球状黒鉛鑄鉄の黒鉛形状制御と
製造技術に関する研究

津 村 治

①

厚肉球状黒鉛鑄鉄の黒鉛形状制御と 製造技術に関する研究

津 村 治

目 次

第1章 総 説

1.1	序 論	1
1.2	現状の製造プロセスと問題点	4
1.2.1	製造プロセスの現状	4
1.2.2	厚肉球状黒鉛鋳鉄に特有な問題点	6
1.3	黒鉛形状に関する既往文献と問題点	8
1.3.1	黒鉛の球状化機構	9
1.3.2	黒鉛形状の球形からのくずれ	10
1.3.3	既往文献の問題点	13
1.4	本研究の目的とその概要	14

第2章 黒鉛形状に関する基礎的研究

2.1	緒 言	19
2.2	材料の延性と黒鉛形状	21
2.2.1	球状化率と延性の関係	21
2.2.2	球状化率、フェライト面積率と延性の関係	23
2.2.3	黒鉛球状化率と凝固時間の関係	24
2.2.4	フェライト面積率向上のための熱処理条件	25
2.2.5	フェライト基地厚肉球状黒鉛鋳鉄の主要成分が 黒鉛球状化率、フェライト面積率、延性に与える影響	30
2.2.6	小 括	40
2.3	マグネシウムのフェーディング現象と黒鉛球状化率の関係	41
2.3.1	小型試験材でのフェーディング現象	41
2.3.2	中規模溶湯でのフェーディング現象	44
2.3.3	大規模溶湯でのフェーディング現象	47
2.3.4	フェーディング現象の考察	50
2.3.5	小 括	53
2.4	厚肉球状黒鉛鋳鉄の黒鉛形状の変化と異常黒鉛の発生	53
2.4.1	小型鋳塊でのシミュレーション試験方法	53

2. 4. 2	黒鉛形状に及ぼす希土類元素とアンチモンの影響に関する実験結果	57
2. 4. 3	異常黒鉛（チャンキー黒鉛、爆発状黒鉛）の発生に及ぼす希土類元素とアンチモンの影響	59
2. 4. 4	考 察	65
2. 4. 5	小 括	67
2. 5	厚肉球状黒鉛鑄鉄におけるチャンキー黒鉛発生時期	68
2. 5. 1	実験方法	68
2. 5. 2	実験結果	69
2. 5. 3	考 察	79
2. 5. 4	小 括	82
2. 6	結 言	83
第3章 工業規模試験による黒鉛形状制御方法の研究		
3. 1	緒 言	87
3. 2	厚肉（480mm）板状試験材による最適製造条件の評価	87
3. 2. 1	厚肉試材の製造方法と試験方法	87
3. 2. 2	内部性状の確認結果	91
3. 2. 3	ミクロ組織観察結果	93
3. 2. 4	機械的性質	93
3. 2. 5	製造条件の評価	98
3. 2. 6	小 括	99
3. 3	厚肉（480mm）板状試材での冷却方法とインモールド接種の評価	100
3. 3. 1	試材の製造と試験方法	100
3. 3. 2	冷却曲線と内部性状確認結果	103
3. 3. 3	化学成分とミクロ組織観察結果	107
3. 3. 4	機械的性質	115
3. 3. 5	インモールド接種の評価	120
3. 3. 6	小 括	121
3. 4	円筒状試験材（40トン）による製造条件の評価	122
3. 4. 1	試材形状と製造方法	122

3.4.2	測温結果	125
3.4.3	表面外観と内部健全性試験結果	125
3.4.4	化学成分とミクロ組織観察結果	127
3.4.5	機械的性質と材料の破壊靱性	131
3.4.6	小 括	134
3.5	考 察	134
3.6	結 言	136
第4章 機械的諸性質に及ぼす黒鉛形状の影響		
4.1	緒 言	138
4.2	実験方法	139
4.2.1	供試材	139
4.2.2	試験内容	139
4.3	実験結果	140
4.3.1	ミクロ組織観察結果	140
4.3.2	機械的性質及び破壊じん性値測定結果	141
4.4	考 察	142
4.4.1	黒鉛組織と機械的性質の関係	142
4.4.2	黒鉛組織と破壊じん性との関係	146
4.5	結 言	149
第5章 総 括		
5.1	厚肉球状黒鉛鑄鉄の黒鉛形状制御方法	153
5.2	黒鉛形状と機械的性質の関係	154
	謝 辞	156

第1章 総説

1.1 序論

我が国の経済は第二次大戦以降、昭和30年代の高度成長を大きな転機として、量、質ともに世界に類を見ない発展を遂げた。これは、電力、鉄鋼、石油化学、建設等の種々の分野での産業がお互いに連携をとりながら、進歩、発展したことに依るもので、総合力の成果といえる。

これらの諸産業は設備の大型化と使用条件の過酷化によって生産性を向上し、安価で高品質な製品を大量に生産してきたが¹⁾、これを可能にしたのは種々の設計技術ももちろんであるが、その要求に耐える高品質で信頼性の高い鑄鍛鋼品の供給によるところが大きいといえる。例えば、火力発電や原子力発電では600トンにも及ぶ超大型鋼塊から製造される一体型ロータ軸材、圧力容器などの鍛鋼品が使用され、石油化学工業では総重量1500トンにも及ぶ化学反応、精製用圧力容器が使用されるようになった。これらの製品は高温、高圧など極めて厳しい条件で使用されているため、要求品質を満足しうる材質の開発と高純度化やマイクロボロシティの低減などの製造技術の開発が行われてきた^{2) 3)}。

一方、鉄鋼材料としては安価で適度な機械的性質を有する材料が要求される場合が多く、鑄鉄はその代表的な材料といえる。一般に、鑄鉄は地鉄中に黒鉛を多量に含有する材料であり、共晶組成ゆえに低融点で流動性がよく、凝固時には膨張する性質を有するため、あらゆる分野での機械部品、実用品として小型のものから大型のものまで安価に製造するのに古くから利用されてきた⁴⁾。

これらの鑄鉄材料は安価ではあるが、伸び、絞りなどの延性や靱性がやや低いという欠点があった。しかし、1947年に球状黒鉛鑄鉄が発明され、溶融鑄鉄中にCe、Mg等を添加すると、黒鉛形状が片状から球状に変化し、延性及び靱性が著しく向上するという事実が認識され、鑄鉄材料に対する評価を一変させた⁵⁾。黒鉛の球状化機構としては、核説、過冷説、表面エネルギー説、吸着説、転位説、気泡説等、種々の考え方があり、完全には解明されてはいないが、溶鉄中で生成した微細なMg気泡を核として黒鉛が球状に生成すると考えるのが一般的といえる^{6) 7) 8)}。

この球状黒鉛鑄鉄はDCI (Ductile Cast Iron) とも呼ばれ、熱処理によって基地組織を調整することによって高強度(50~100 kgf/mm²)を得ることができるし、フェライト基地球状黒鉛鑄鉄とすれば延性・靱性も高く、従来の片状黒鉛鑄鉄の改良品のみならず新しい用途も開拓され、使用量も増大してきた^{9) 10) 11)}。

工業用材料としての鋳鉄は鋳物に使用される金属の約80%を占めており、球状黒鉛鋳鉄の比率はその約30%に及んでいる。球状黒鉛鋳鉄は従来の鋳鉄材料と同様に凝固時に膨張するので内部に引け巣が生成しにくく、信頼性の高い材料として各種設備、機械の主要な部分に使用されている¹²⁾¹³⁾。

この球状黒鉛鋳鉄の新しい使用分野としては、大型材では、例えば射出成形機用部材(5トン~90トン)(図1-1)、使用済み核燃料輸送貯蔵用キャスク(~100トン)(図1-2)、インゴットケース、プレスフレーム、ガスタービン用コンプレッサーケーシング(図1-3)等があり、今後も分野の拡大が期待されている^{14)~16)}。

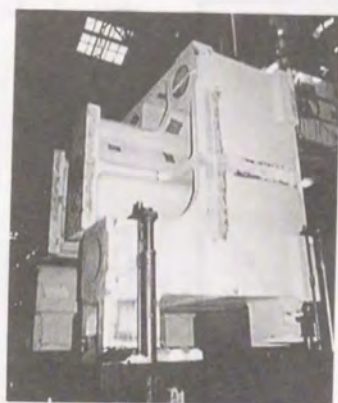


図1-1 射出成型機用DC1部材
(ハウジング 72トン)



図1-2 使用済み核燃料輸送貯蔵用
キャスク (90トン)

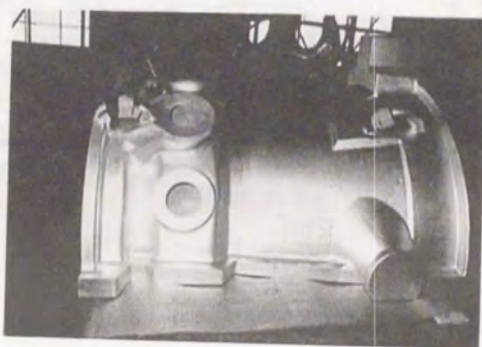


図1-3 ガスタービン用コンプレッサーケーシング
(ミッドケーシング 9.7トン)

しかし、球状黒鉛鋳鉄も大型化、厚肉化すると製造上の問題点が生じてくる。例えば、球状化処理後、鋳込みまでの時間が長く、黒鉛の球状化が不完全になる

フェーディング現象、冷却速度が遅くなると黒鉛形状が球形からくずれて延性や靱性が低下する現象¹⁷⁾、微量化学成分によって黒鉛形状が球形からくずれる現象¹⁸⁾等の問題がある。また著しい場合には、チャンキー（チャンク）と呼ばれる微細な黒鉛が発生し、従来の片状黒鉛鋳鉄と同程度かそれ以下の延性しか得られず¹⁷⁾、材料の信頼性が著しく劣化する。

チャンキー黒鉛の発生が機械的性質に及ぼす影響は、千葉らが求めた¹⁷⁾図1-4の試験片No.5~8に示されるように非常に大きく、伸びにおいては通常の1/2以下にまでその値を低下させる。

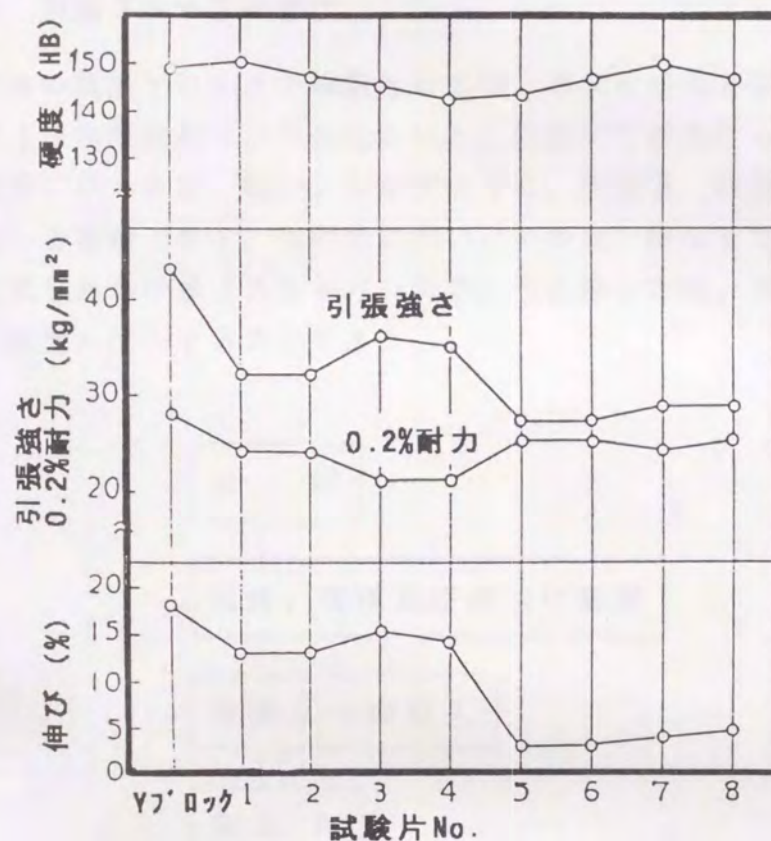


図1-4 チャンキー黒鉛を含む試材の機械的性質¹⁷⁾

黒鉛形状が球形からくずれていも虫状やチャンキー黒鉛となる機構についてはまだ不明な点が多いが、接種不良、Mgのフェーディング、凝固の長時間化に伴う晶出黒鉛形状の変化、化学成分の影響などが考えられる^{5) 8) 19) 20)}。従って、その防止のためにはこれらの原因を解明し、消滅させることが必要と考えられるが、これまでに実験室的に大型球状黒鉛鋳鉄製品の製造プロセスを再現することは困難であったため、生成条件や低減法を定量的に把握する研究はほとんど行わ

れていなかったといえる²¹⁾。

そこで、本研究では大型で厚肉のフェライト基地球状黒鉛鑄鉄製品の製造技術を確立するために、接種及び球状化の最適条件を解明する実験を行うとともに、得られた最適条件に基づいて厚肉試験材を製造し、製造技術の確立を試みた。さらに、得られた製造条件で大型厚肉製品（試験材）を製造してその品質を評価し、材料の機械的性質と黒鉛組織の関係についても考察した。

1. 2 現状の製造プロセスと問題点

1. 2. 1 製造プロセスの現状

球状黒鉛鑄鉄の製造プロセスの特徴としては、球状化処理と接種があげられる。著者の所属する日本製鋼所（以下当社という）において従来行っていた小型球状黒鉛鑄鉄の製造プロセスは、図1-5に示すように、出湯後、取鍋内で球状化処理（Mgによる）と接種（Si）を同時に行い、その後、鑄型まで取鍋を移動して、鑄型直上に設置したかけ堰（ストッパー付き）へ注湯した後、ストッパーを開くことによって鑄型へ注入する方法である。

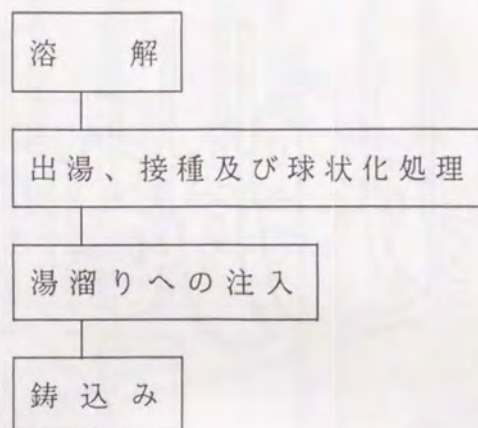


図1-5 日本製鋼所における小型球状黒鉛鑄鉄製品製造のプロセス

この方法はもっとも一般的な方法であるが、100トンにも及ぶ大型品を鑄造する場合には、それぞれの工程で時間が非常にかかることによるMgのフェーディング現象などの品質にかかわる問題や、大容量の溶湯を返し鍋などで注湯することによる安全性と設備の大型化の問題があった。設備等の問題については、当所における工場での検討、各社での使用状況²²⁾から最適な使用方法を検討し、

問題の解決を行った²³⁾。また、球状黒鉛鑄鉄はMg等の球状化処理で強制脱酸されるから湯境いが出来易い、ドロスを多く発生する、オーステナイトデンドライトが出来易く、共晶凝固での膨張が片状黒鉛鑄鉄より大きい、マッシー凝固をするので押湯がききにくい等の種々の特有な問題点がある。しかしながら、これらに起因する鑄造欠陥対策等については種々の出版物にもその対策の考え方が示されており^{5) 8) 12)}、当所においても工場での製造過程で当所なりの改善を実施し、良好な成果を得ることができるようになってきた²³⁾。例えば、鑄造方案は無押湯方案²⁴⁾を採用し、鑄込み方法、冷し金の使用方法、気抜きの使用法、鑄込み温度等を管理し、鑄型では鑄物砂、バインダーの添加量、型被せ方法、鑄込み時の張り気防止方法等、種々の項目を管理している。これらの管理内容は製品を製造しながら工場で種々の対策を実施し、一つ一つ確立されてきたものであり、その一例として、当所における鑄造方案の例を図1-6に示す。

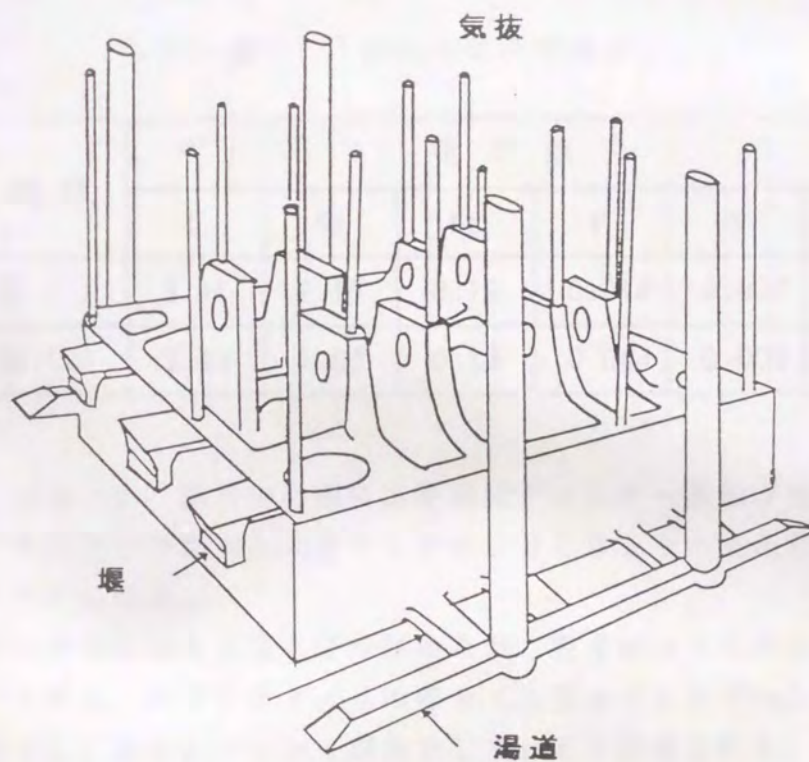


図1-6 無押湯鑄造方案の例

以上述べてきたように、大型厚肉鋳物品を当所の設備を使用して製造するために発生する製造技術、設備上の問題点については、従来から製造してきた大型鋳鋼品の製造技術^{25)~28)}を改良、又は応用することによって解決することが可能となった。従って、後述するように品質の高い厚肉球状黒鉛鋳鉄をいかに製造していくかが現状での課題といえる。

1. 2. 2 厚肉球状黒鉛鋳鉄に特有な問題点

前述のように、製造プロセスや設備に関しては、これまでの製造実績からほぼ問題点が解決されたが、厚肉球状黒鉛鋳鉄材料に特有の問題点を実際に確認する必要があった。そこで、所期の材料特性を有する厚肉球状黒鉛鋳物を作る際の技術的問題点を、実製品の調査に基づいて把握した。

調査は、600mm角立方体の鋳造ブロックを製作し、その黒鉛組織観察、機械的性質及び凝固時間の調査によって行った。

表1-1 に試験材の化学成分を、図1-7 に試材の各部位での黒鉛組織を示す。

表1-1 試験材の化学成分

(mass%)

試験材	化 学 成 分					
	C	Si	Mn	P	S	Mg
砂型 (1)	3.41	2.16	0.19	0.044	0.006	0.055
砂型 (2)	3.43	1.80	0.19	0.044	0.007	0.050

図に示されるように、試材中心部に広範囲にチャンキー黒鉛が発生しており、表層部でも黒鉛形状は球形から大きくくずれ、200 μ をこえる巨大ないも虫状となっているのがわかる。

試験材の凝固冷却曲線を測温により求めたが、完全凝固まで約9時間を要しており、肉厚中央部も、肉厚表層1/4の部分(表層から150mm)も、ほぼ同様な冷却曲線を示し、全体がマッシイ凝固をしていると推定された。

黒鉛形状の球形からのくずれには凝固時間も影響があると考えられるので、凝固時間が長いことも問題点であると考えられる。

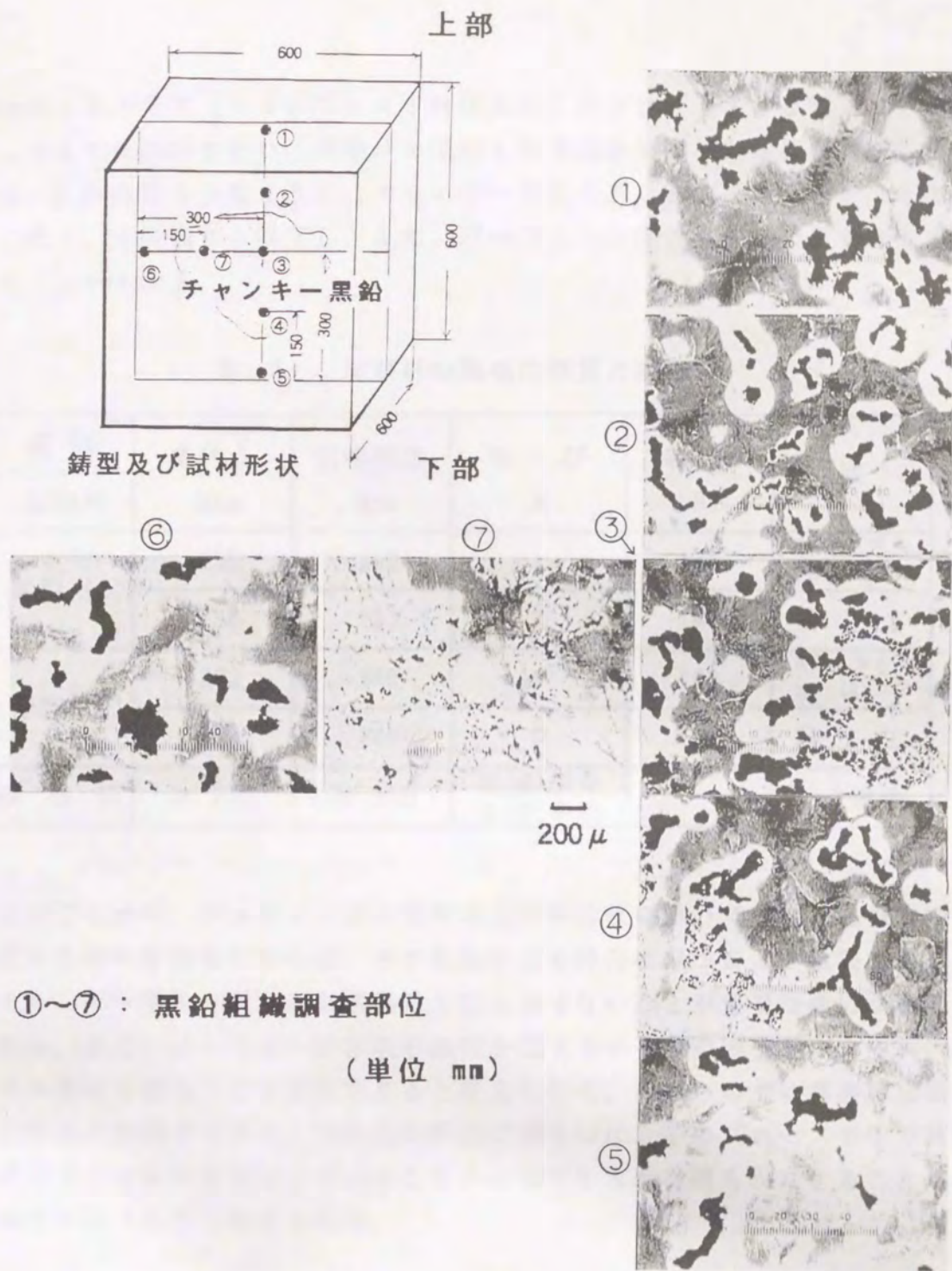


図1-7 砂型(1)試材の各部位における黒鉛組織

試材に1153K(880℃)×6時間及び1003K(730℃)×6時間のフェライト化焼鈍を行い、試験片を採取し引張試験を行った結果を表1-2に示す。表1-2から明らかなように、チャンキー黒鉛があると伸びの値が2～4%と極端に低く、引張強さも低下し、また、パーライトの存在も伸びの値を低下させていることがわかる。

表1-2 試験材の機械的性質と規格値

部 位	降伏点	引張強さ	伸 び	硬 さ	注
試験材	Mpa	Mpa	%	HB	
砂型(1)	255	292	2	143	チャンキー黒鉛有り
	238	283	3	140	同 上
砂型(2)	222	349	10	137	パーライト有り
	223	364	9	134	同 上
規 格 値	≥ 200	≥ 300	≥ 8:個々 ≥ 12:平均	—	JIS規格

以上のことから、フェライト基地厚肉球状黒鉛鋳鉄において所定の機械的性質を満足する材料を得るためには、その黒鉛形状を球形に保つことが重要であり、特にチャンキー黒鉛のような異常黒鉛を発生させないことが重要な点になると考えられる。また、パーライトの存在も延性を低下させる重要因子と考えられ、フェライト基地を得ることも重要であると考えられる。これらの点は厚肉球状黒鉛鋳鉄に特有の問題点であり、厚肉品の製造の場合には、そのプロセスの中で具体的にどのような条件を管理していくことが必要であるかを明らかにすることが最も重要なことであると考えられる。

1.3 黒鉛形状に関する既往文献と問題点

球状黒鉛鋳鉄の黒鉛形状変化に関しては従来から数多くの研究がなされ、その機構が論じられているが、統一的な考え方が得られていないのが現状である。そこで本項では、黒鉛形状に対する考え方、説を整理するとともに、黒鉛形状が球形からくずれの原因、特にチャンキー黒鉛の生成に関する既往文献とその問題点について検討する。

1. 3. 1 黒鉛の球状化機構

黒鉛の球状化機構は、黒鉛核の発生機構とその後の成長機構に分けて考えられており、序論で述べた様に種々の考え方が提案されているが、全ての現象を説明できる統一した考え方が定まっていないのが実状である。球状化機構を解明することは本論文の目的ではないので、ここでは本論文に用いた考え方の基本となった3つの考え方の要点と問題点を述べる。

(1) 界面エネルギー説

黒鉛と溶鉄との間に存在する界面エネルギーの挙動によって黒鉛が球形になるという説であり、界面エネルギーがある臨界値以上になると黒鉛は球状に成長するとする考え方である^{29)~31)}。

溶鉄-黒鉛基底面間の界面エネルギー、溶鉄-黒鉛プリズム面間の界面エネルギーがMg処理、Ce処理で異なってくるために、成長方位を基底面との関係で説明したり、多結晶体と単結晶体との安定性を説明したりしているが、球状黒鉛の構造の実際(C軸が放射状に向いた小結晶の集合体)から考えると論理的に必要な条件であるが、必ずしも十分ではないと考えられている。

(2) 核説

ある種の粒状の異物(球状化元素の化合物と考えられている)が原因で、そのまわりに黒鉛があらゆる方向に、同じ速度で成長することで球状黒鉛が形成されるとする考え方である³²⁾。

実際に多くの核となる物質が実験で確かめられているが、球状化元素を含まない場合(核となる物質がない場合)でも、球状黒鉛が現出する場合があることや、必ずしも全ての黒鉛中に介在物が見いだされたわけではないことから、この考え方だけで黒鉛球状化機構を説明できるわけではない。

(3) 気泡説

Mgなどの球状化元素が高温で気泡となり、その気泡中に凝固過程で黒鉛が晶出することにより球状黒鉛が生成するとする考え方である^{6) 8) 33)}。球状黒鉛生成のための条件として、(i) 外形が黒鉛の基底面でおおわれていること、(ii) C軸が放射状に存在すること、(iii) 非平衡(過冷することにより生成すること)、(iv) 非定常(フェーディング現象があること)の4つをあげ、この4つの条件を満たすためのものとして気泡説を提唱しているが、気泡が非常に小さいもので、その存在を確かめることが難しい点、またCV鋳鉄と球状黒鉛鋳鉄の差をMgの添加量の差だけでは説明するには困難である点に問題を残しているといえる。

1. 3. 2 黒鉛形状の球形からのくずれ

球状黒鉛鑄鉄が初めて日本に紹介されたのは1949年(昭和24年)であり、その後、特許等の関係でCaによる球状化等が研究されたが、初期には球状化処理前の溶湯の性状、球状化処理方法に問題があって、黒鉛の球状化が不完全な場合が多く、不安定な材質と見られていた。1961年(昭和36年)にJIS規格が制定され、銑鉄の品質、溶解、脱硫技術、設備等の進歩とともに材質も安定し、今日のJIS規格に発展してきている。このような背景の中で研究が進んできたので、黒鉛形状の球形からのくずれについては、初期には不純元素、微量元素との関連で研究されているものが多く、その後、その機構も含めて研究され、その防止法も提案されている。

球状黒鉛鑄鉄に含まれる微量な不純物は原料銑鉄中に含まれるものが多く、特に溶鋳炉銑ではTiがとりあげられ³⁴⁾、球形からくずれた黒鉛の生成とそれら微量元素の含有量との関係で研究されてきた^{5) 8) 18) 24)}。現在では凝固過程におけるそれら球形からくずれた黒鉛の生成時期の研究結果も含めて、球状化阻害元素、阻害作用と黒鉛形態について表1-3に示すように3つのタイプに分類、整理されている³⁵⁾。

この分類の考え方の基本は、黒鉛を球状化させる元素はMgであることを前提として考えられており、阻害元素の増加にともなって残留Mg含有量を減少させる働きのあるグループをMg消費型³⁶⁾として、鉄に対して偏析傾向が強く、最終凝固部位近傍のオーステナイト粒界に残留Mg含有量が減少しないのかかわらず、不規則形状黒鉛を発生する元素のグループを粒界偏析型として^{37) 38)}、それら両者の現象を両方有する元素のグループを混合型として、球状化阻害元素全体がまとめられている³⁹⁾。

しかしながら、Al及びTiの影響のように、黒鉛がなぜ不規則な形状になるかについて詳細に調べたものもあるが^{40)~46)}、表1-3で示した考え方では黒鉛の生成過程において黒鉛が球形からくずれる機構については十分に言及していない。

また、表1-3以外の微量元素としてレアメタル(以下REと称す)の影響も研究されているが、REと他成分の化合物が球状黒鉛の核となるとする考え方^{47)~57)}とREの主成分であるCeが放出する水素気泡が黒鉛核発生の場合となるとする考え方⁷⁾であり、黒鉛の球状化促進元素としての位置づけが多い。

一方、気泡説の立場からは、Sは溶湯中で気化するために球状化阻害元素ではないとする考え方^{58)~60)}もあり、表1-3で全てを説明することはできない。

表1-3 阻害元素の分類

阻害型	阻害作用	黒鉛形態	元素
Mg消費型	黒鉛の球状化に必要なMgを消費することにより阻害する。	擬片状黒鉛、共晶状黒鉛、片状黒鉛	O、S、Se、Te
粒界偏析型	黒鉛の球状化に必要なMgには影響を与えないが、オーステナイト粒界に偏析し、不規則形状黒鉛を晶出して阻害する。	不規則形状黒鉛（糸くず状、粒状、擬球状、擬集状など）	Sb、Sn、As、B、Al、Ti、Cu
混合型	黒鉛の球状化に必要なMgを消費し、またオーステナイト粒界に偏析し、不規則形状黒鉛を晶出することにより阻害する。	不規則形状黒鉛、擬片状黒鉛、共晶状黒鉛、片状黒鉛	Pb、Bi

以上述べてきた考え方は、各々の化学成分を中心として、化学成分と球形からくずれた黒鉛形状との関係をまとめたものであるが、これらと同様に黒鉛形状が球形からくずれていく機構についても種々の研究がなされている。

一般に、球状黒鉛は多数の黒鉛が液体中に晶出し、個々の黒鉛のまわりをオーステナイト殻が取り囲んで凝固が進行するためにマッシイ凝固をする⁶⁴⁾といわれており、凝固途中での膨張^{65) 66)}、黒鉛の成長も^{67) 68)}、その凝固過程で生じることが確かめられている。

黒鉛形状の球形からのくずれは、凝固進行中に生じる黒鉛及びオーステナイト殻の生成過程で生じると考えられている。すなわち、球状黒鉛の周囲に晶出するオーステナイト殻の粒界へ黒鉛が成長していくか、又は殻が黒鉛の成長によって破壊、変形されることによって黒鉛形状が球形からくずれていくとする考え方である^{69) ~72)}。一方、黒鉛の形状は黒鉛が晶出、成長する場所の形状によって決まるとする考え方で、気泡中に晶出したものは球状黒鉛に、デンドライト間に晶出したものはチャンキー黒鉛になるとする説もある^{33) 73)}。最近では、一方向凝固実験の結果から、溶湯と黒鉛の界面エネルギーの変化によって黒鉛形状が変化することも考えられている^{31) 74) ~81)}。

実際の製品では、黒鉛形状の変化は球状化率の変化と異常黒鉛（特にチャンキー黒鉛）の発生として現れ、その実態と防止方法が研究されているので、それらを以下に紹介する。

厚肉球状黒鉛鑄鉄においてチャンキーグラファイトが生じる事例¹⁰⁾¹⁴⁾²⁴⁾⁷¹⁾⁷²⁾⁸²⁾⁸³⁾と、その防止策が次の3点に大別されて種々説明されている。

(1) 基本成分組成をコントロールする⁷¹⁾。

例えば、Siを2%以下にする、CEを4.0~4.2とする、Si接種量を調整する²⁴⁾。

(2) 凝固速度を速める⁷¹⁾。

例えば、温度勾配を大きくする⁸⁴⁾、冷し金を使用する³³⁾、大きな押湯をさける、できるだけ低温鑄込みを行う。

(3) 微量元素の添加をコントロールする⁷¹⁾。

Caの添加量を押える⁸⁵⁾、チャンキー黒鉛抑制のためにセル間片状黒鉛促進元素を少量加える(Bi、Pb、Sb、As、Cd、Al、Sn、Cu)⁷²⁾、オーステナイトのC溶解度を向上させ、カーバイド形成傾向が小さく、球状化阻害傾向の小さいSn、SbをCeとともに加える²⁴⁾、SnとSiの比を調整する²⁴⁾、Cuを添加する、Ce量の添加を抑制する²¹⁾。

これらの防止策は、個々の場合で適用されて効果を示しているが、チャンキー黒鉛そのものの発生機構に注目して研究した例は少なく⁷²⁾、球状黒鉛の形状のくずれの一環として研究されており、最近、厚肉鑄物を想定した実験でその生成時期が明確になってきたのが^{21)73)86)~89)}現状と思われる。厚肉のフェライト基地球状黒鉛鑄鉄に関する報告では、例えば、国外においては160トンもの球状黒鉛鑄鉄製品の製造実績に関するもの¹⁴⁾等があるが、今まで述べてきたような黒鉛形状の制御に言及したものは少ない^{10)33)82)90)~92)}。

一方、材料的な見地から、厚肉球状黒鉛鑄鉄について研究した例は最近いくつか見受けられ、材料特性と組織との関連で種々報告されている^{16)90)~93)}。

鑄鉄の静的破壊(延性破壊)は黒鉛とマトリックスの境界から生じ、それは黒鉛自体の強度が鉄に比較して著しく低く(20 MPa程度)、空洞と見なされるために、その空洞部に応力集中が生じ、そこから破壊が進行するためであるといわれている⁹⁴⁾。また、破壊靱性の面から見ると、凝固時の偏析による共晶セル境界が脆性き裂の発生点となる場合が多く、それは共晶セル境界の介在物、炭化物で応力集中が生じるためといわれており、この場合、球状黒鉛は脆性き裂の伝播阻止の役目を果たすと考えられている⁹⁵⁾。これらの破壊を考慮して、化学成分、熱処理による基地の強靱化等についても研究がなされており^{11)96)~98)}、フェライト、パーライトの微細混合組織による強靱化⁹⁹⁾やオーステンパー球状黒鉛鑄鉄¹⁶⁾について数多くの知見が得られている。

黒鉛組織と球状黒鉛鑄鉄材の機械的性質との関連では、基地組織や黒鉛の大き

さ、量、分布、形状等の因子の画像解析の結果、いずれも相関がある（有意である）と報告されている¹¹¹⁾。

伸びの値については、フェライト基地球状黒鉛鑄鉄において、Si、Mn等の化学成分を加味した重回帰式も求められており¹⁰¹⁾、黒鉛組織が重要な因子であることが知られている。

また、フェライト結晶粒径や平均黒鉛粒子間距離と靱性との関係¹⁰²⁾、黒鉛形状と靱性との関係^{103)~107)}、化学成分および溶湯処理と衝撃特性との関係^{108)~109)}、微細析出黒鉛、黒鉛球状化率、基地組織等と引張強さとの関係^{110)~111)}等、組織と機械的性質の相関についての研究と厚肉材実体の機械的性質を調べたもの^{112)~116)}等がある。

1. 3. 3 既往文献の問題点

黒鉛形状の球形からのくずれについて種々の考え方を述べてきたが、全体としては次のように考えることができる。まず、化学成分が球形からのくずれに関与していることは間違いがない。そしてその考え方は球形のくずれ、又は異常黒鉛を成分との関係で静的理論から論ずる考え方と球形からくずれていく過程、機構を化学成分と関連させて動的理論として論ずる考え方の2通りでまとめられると思われる。しかしながら、これらの考え方は統一された考え方として確立されおらず、厚肉の球状黒鉛鑄鉄を製造することを前提としてその問題点をまとめると、次のように整理される。

- (1) 各々の考え方も大部分は実験事実を基礎として展開されているが、その実験に用いられた試材はいずれも小型のもの（数十グラムから数百グラム、断面にして～30mmφ程度）であること。
- (2) 厚肉試材を用いた実験（数キログラム程度、150mm×150mm程度の断面形状）は比較的データ数が少なく、系統的な考え方をまとめるほどの実験数には達していないと考えられること。
- (3) 使用設備、製品が大型となる厚肉球状黒鉛鑄鉄の実際操業を前提としたスケールでの実験結果が整理されていないこと。すなわち、球状化率の確保と異常黒鉛の発生防止の両方の観点にたった研究がほとんど見当たらないこと。

これらのことから、実製品の製造技術を確認していくためには、次の要因の定量化が重要であると考えられる。

- (1) 良好な黒鉛形状を得るための主要成分の最適条件
- (2) 長時間にわたる実操業時におけるフェーディング現象によるMgの減少

程度とその予測方法

- (3) 黒鉛形状の劣化、あるいは異常黒鉛の発生に及ぼす微量元素、特に球状化剤から混入するREの影響
- (4) 黒鉛形状のくずれ及び異常黒鉛現出と凝固時間等の凝固条件との関係
- (5) 厚肉フェライト基地球状黒鉛鑄鉄の黒鉛組織と機械的性質の関係

1. 4 本研究の目的とその概要

今後さらにその用途が増加し、材料としての信頼性が要求される厚肉の球状黒鉛鑄鉄部材について、その材料信頼性の低下の最大の原因は黒鉛形状の球形からのくずれである。そして、黒鉛形状を製造プロセスの中で制御することの困難さは、その機構が系統だって解明されておらず、具体的管理値も得られていないことであることが明確となった。そこで、実製品の製造条件において黒鉛形状のくずれ、異常黒鉛の生成を制御する因子と具体的管理値を求め、十分な延性を有する厚肉球状黒鉛鑄鉄鑄物の製造技術を確立する目的で次の内容の研究を行った。

- 1) 大容量の溶湯におけるフェーディング現象の数値化
- 2) 異常黒鉛の生成（特にチャンキー黒鉛）に及ぼすREの影響の定量化
- 3) チャンキー黒鉛の生成時期の明確化
- 4) 厚肉球状黒鉛鑄鉄の伸びの値に影響を及ぼす因子（球状化率、フェライト率、化学成分）の定量化
- 5) 十分な伸びを有する厚肉球状黒鉛鑄鉄製造条件の定量化と実製品規模でのその確証
- 6) 厚肉球状黒鉛鑄鉄における黒鉛組織と材料特性の関係の把握

これらの条件を明確にし、実製品規模での製品の確証を行うことにより、信頼性の高い厚肉球状黒鉛鑄鉄の製造技術確立につなげ、その改善、発展のための一助とすべく本研究を行った。

参考文献

- 1) 山本：鉄と鋼 78 (1992) 10, 1505
- 2) 増山：鉄と鋼 80 (1994) 8, 587
- 3) 大西、塚田、鈴木、手代木、加賀、楠橋、佐藤：鉄と鋼 69 (1983) 6, 671
- 4) 中江：金属 (1985) 3, 2
- 5) 井川、喜多、草川、新山、松本：球状黒鉛鑄鉄の基礎と応用、1992, 丸善
- 6) S. I. Karsay : Recent research on Cast Iron, 1968, Gordon and Breach, Science Publishers, (ASM Seminar, Detroit, 1964), 215
- 7) 張、山本、川野、尾崎：日本金属学会誌 41 (1977) 571
- 8) 張、明智、埴：球状黒鉛鑄鉄 (1983) アグネ
- 9) 井川、田中：鑄鍛造、'77-8, 3
- 10) 両角、石原：鑄物 48 (1976) 8, 532
- 11) 有本象治：金属臨時増刊号 (1979) 4, 62
- 12) 無押湯 (歩留り向上) 球状黒鉛鑄鉄品の製造に関する研究開発：
(1984), (社) 日本強靱鑄鉄協会、(財) 素形材センター
- 13) 上田：鑄物 58 (1986), 206
- 14) 小林：鑄鍛造と熱処理 (1985), 3, 7
- 15) 桜井、南：鑄物 64 (1992) 2, 114
- 16) 高品位球状黒鉛鑄鉄に関する研究 (高品位球状黒鉛鑄鉄研究部会報告)
：(1988) (社) 日本鑄物協会
- 17) 千葉、出原、西村：鑄鍛造と熱処理 (1984) 10, 11
- 18) 喜多：総合鑄物 (1983) 4, 51
- 19) 柳沢、丸山：日本金属学会報 (1975) 14, 29
- 20) 井ノ山、山本、川野：反応論から見た鑄鉄 (1992) (社) 日本鑄鍛造協会
- 21) 日出平、西村：鑄物 57 (1985) 4, 255
- 22) 球状黒鉛鑄鉄品の化学成分、球状化率測定法等に関する調査報告書 (1983)
(社) 日本強靱鑄鉄協会
- 23) 津村、村田、渡辺、吉本、岩渕：鑄物、第116回講演概要集 (1989), 57
- 24) Stephen I. Karsay : Ductile Iron I (1976) QST
- 25) 津村、土原、宮本、小林：第105回鑄物講演概要集 (1984), 97
- 26) 津村、宮本、小林、土原：第106回鑄物講演概要集 (1984), 76
- 27) 津村、吉本、宮本：第108回鑄物講演概要集 (1985), 81
- 28) 成田、山田、宮本、工藤、村田、津村、福田：日本製鋼所技報 (1994) 53
- 29) F. H. Buttner, H. F. Taylor and J. Wulff : Amer. Foundrym, 20

- (1951) 4, 49
- 30) 上田、滝田：鑄物 50 (1978), 617
 - 31) 中江：鑄物 67 (1995) 4, 283
 - 32) R. J. Warrik : AFS Trans. 74 (1966) 722
 - 33) 糸藤：第454回鑄物技術講演会、第433号 (1994)
 - 34) 青木、鳥取：鉄と鋼 44 (1958) 3, 361
 - 35) 堀江：鑄鍛造と熱処理 (1980) 8, 9
 - 36) 堀江、大平、井川：鑄物 41 (1969) 11, 873
 - 37) 堀江：鑄物 48 (1976) 10, 629
 - 38) 倉井、川野、山本：鑄物 47 (1975) 5, 297
 - 39) 堀江：鑄物 49 (1977) 7, 393
 - 40) 森田、尾崎：鉄と鋼 44 (1958) 3, 359
 - 41) 上田：鑄物 32 (1960) 10, 696
 - 42) 丸山：鑄物 33 (1961) 9, 103
 - 43) 堀江、井川：鑄物 43 (1971) 9, 776
 - 44) 西、上田、近藤：鑄物 44 (1972) 3, 182
 - 45) 西、上田、原：鑄物 44 (1972) 8, 653
 - 46) 倉井、川野、山本：鑄物 46 (1974) 7, 569
 - 47) 草川：総合鑄物 '80. 7. 22
 - 48) 大出、千田：鑄物 58 (1986) 2, 79
 - 49) 千田、堀江：JACT NEWS (1985) 5, 22
 - 50) 堀江、宮手、斎藤、小綿：鑄物、56 (1984) 8, 491
 - 51) 堀江、小錦、阿部、千田：鑄物 57 (1985) 12, 778
 - 52) 堀江、楊、小錦、平塚、袁、勝負沢：鑄物 63 (1991) 2, 143
 - 53) 小錦、堀江、中村、平塚、千田：鑄物 65 (1993) 3, 209
 - 54) 堀江、小錦、阿部、千田：鑄物 58 (1986) 1, 21
 - 55) 堀江、宮手、斎藤：鑄物 55 (1983) 1, 27
 - 56) 堀江、斎藤：鑄物 58 (1986) 12, 862
 - 57) 堀江、宮手、斎藤：鑄物 54 (1982) 5, 295
 - 58) 張、山本、川野、尾崎：日本金属学会誌 41 (1977) 5, 471
 - 59) 張、山本、川野、尾崎：日本金属学会誌 41 (1977) 10, 1019
 - 60) 季、川野：日本金属学会誌 45 (1981) 9, 948
 - 61) 季、川野：日本金属学会誌 44 (1980) 4, 339
 - 62) 菊地、飯高、宮田：鑄物 42 (1970) 9, 708
 - 63) 谷村、徳広、秋山：鑄物 42 (1970) 9, 707

- 64) 金、草川：鑄物 43 (1971) 9, 777
- 65) 高森、新山：鑄物 64 (1992) 5, 338
- 66) 大和田野、山田、鳥越：鑄物 48 (1976) 1, 23
- 67) 柳沢、丸山：日本金属学会報 14 (1975) 29
- 68) 張、山本、川野、尾崎：日本金属学会誌 41 (1977) 10, 1025
- 69) Z. Jiyang, W. Schnitz : AFS Trans. 90-23, 783
- 70) G. Jolley : Brit. Foundrym. 64 (1971) 230
- 71) S. I. Karsay and E. Camponanes, AFS Trans. 78, (1970) 85
- 72) P. Strizik, F. Jeglitch : AFS International Cast Metals Journal
Sept. (1976) 23
- 73) H. Itofuji, H. Uchikawa : AFS Trans. Vol.98 (1990), 429
- 74) 茨木、岡本、松本：日本金属学会誌 31 (1967), 690
- 75) 大城、松田：鑄物 43 (1971) 6, 454
- 76) 茨木、岡本、松本：日本金属学会誌 33 (1969), 214
- 77) 茨木、岡本、松本：日本金属学会誌 32 (1968), 396
- 78) 坂本、吉川、中村、森、高田：鑄物 50 (1978) 8, 491
- 79) 近藤、中江：日本金属学会誌 55 (1991), 437
- 80) 中江、金、管野：鑄物 66 (1994) 7, 495
- 81) 中江、山内：日本金属学会誌 58 (1994) 1, 30
- 82) H. メイヤー (相沢訳) : 鑄物 47 (1975) 4, 268
- 83) 国本、佐川、三浦、糸藤、岡村：第123回全国鑄物講演大会概要集 33
- 84) Buhr. R. K. : Trans. Amer. Foundrym. 76 (1968) S 497
- 85) N. L. Church, Schelleng, R.D. : Trans. Amer. Foundrym. 78 (1970)
S 5/8
- 86) 豊島：鑄物 67 (1995) 2, 133
- 87) 糸藤、榎谷、橋本、山田：第121回全国鑄物講演大会概要集 6
- 88) N. Tingyi, Z. Zhu : The Foundryman, Aug. (1988), 390
- 89) J. Zhou, W. Schmitz, S. Englar : Giesserei-Forschung, Vol.39, No.2
(1987), 55
- 90) 矢中、斉藤、桜井、荒田：鑄物 60 (1988) 1, 20
- 91) 渡辺、江島：第62回DCI技術委員会資料
- 92) 目黒、鈴木：第105回全国鑄物講演大会概要集 6
- 93) D. Sakurai, M. Minami : RATRAM '92 PROCEEDINGS Vol.3
- 94) 井川、田中：鑄鍛造 (1977) 8, 3
- 95) 小林、山本：鑄物 59 (1987) 10, 573

- 96) 小林：鑄鍛造と熱処理 (1979) 5, 1
- 97) 小林：日本金属学会報 18 (1979) 7, 512
- 98) 田中、斉藤：鑄物 58 (1986) 572
- 99) 田中、井川：鑄物 47 (1975) 847
- 100) 近藤：金属臨時増刊号 (1984) 5, 55
- 101) 岡田、前橋：鑄物 41 (1969) 4, 291
- 102) 西、小林、多賀：鑄物 48 (1976) 9
- 103) 栗林、岸、パリダット、伊藤、梅田、木村：鉄と鋼 69 (1983) 6, 663
- 104) パリダット、伊藤、梅田、木村、栗林、岸：鑄物 57 (1985) 7, 419
- 105) 永井、岸：鑄物 62 (1990) 2, 124
- 106) 前園、高橋、末永：鑄物 60 (1988) 9, 578
- 107) 山田、古屋、新山、中村：鑄物 64 (1992) 11, 773
- 108) 西、小林、多賀：鑄物 48 (1976) 3, 132
- 109) 永井、岸、大和田野：鑄物 58 (1986) 5, 350
- 110) 呂：鑄物 61 (1989) 6, 417
- 111) 張、永井、恵良、岸武：鑄物 64 (1992) 11, 801
- 112) 中村、坂本、井上、大城、松田：鑄物 59 (1987) 11, 664
- 113) 矢中、斉藤、桜井、荒田：第110回全国鑄物講演大会概要集 23
- 114) 小黒、安長、浦辺、西村、山中：第110回全国鑄物講演大会概要集 24
- 115) 花上、小林、浦辺、西村、山中：第110回全国鑄物講演大会概要集 25
- 116) 中村、坂本、井上、大城、松田：第110回全国鑄物講演大会概要集 26

第2章 黒鉛形状に関する基礎的研究

2.1 緒言

黒鉛形状の球形からのくずれや異常黒鉛の生成機構は十分には解明されていないことは第1章で述べたが、Mgのフェーディング現象、化学成分、凝固冷却速度、凝固時間等の影響があるといわれている^{1)~6)}。この章では、厚肉フェライト基地球状黒鉛鑄鉄の延性、すなわち伸びに注目し、金属組織学上の因子(フェライト率と黒鉛形状)と伸びの関係を定量化するとともに、それら因子を制御する要因について考察する。

フェライト基地球状黒鉛鑄鉄の機械的性質については、強度と化学成分の影響として種々の研究がなされており^{7)~11)}、微量元素の影響についても、黒鉛形状を劣化させることによる延性の低下¹²⁾、パーライト率を高めるためにおこる延性の低下等の研究がなされ、フェライト基地を得るための微量元素の許容量が提案されている¹³⁾。

また、黒鉛球状化率と伸びの関係においては森田ら¹⁴⁾によって広範囲の球状化率にわたって多くのデータが整理されており、黒鉛球状化率として70%以上になると急激に伸びの値が向上すると報告されている。

岡田ら¹⁶⁾によって求められたフェライト基地球状黒鉛鑄鉄の伸びの値を決定する化学成分と組織をパラメータとした回帰式は次式で表わされる。

$$\begin{aligned} \text{伸び}(\%) = & -20 - 0.59 Si^2 - 2.6 Mn^2 - 5.2 P + 0.32 N \\ & - 3.1 \times 10^{-2} g + 1.5 \times 10^{-2} (P - 25)^2 \quad \dots (2-1) \end{aligned}$$

ここで、

Si	: けい素量 (mass%)	Mn	: マンガン量 (mass%)
P	: りん量 (mass%)	N	: 球状化率 (%)
g	: 黒鉛分布密度 (個/mm ²)	P	: パーライト量 (%)

この回帰式から、フェライト基地球状黒鉛鑄鉄において延性を向上させる(高い伸びの値を得る)には、最適な化学成分(Mn、Si、P、N)を選定し、球状化率、フェライト率を向上させることが重要であることがわかる。

フェライト率を向上させるため、フェライト化焼鈍の保持時間、温度とフェライト面積率の関係を実際の厚肉品(肉厚480mm)から採取した試材を用いた実験によって求めた。また、偏析傾向の大きい元素としてMn、球状化剤から混入する元素としてNi、さらにセメンタイト化傾向が強い元素としてCrを選定し、

それらがフェライト面積率に及ぼす影響を鑄放し状態と焼鈍後の状態で求め、伸びの値との関係を実験によって求めた。

黒鉛球状化率の向上としては、球状化元素であるMgのフェーディング現象と異常黒鉛であるチャンキー黒鉛の生成条件を明らかにする実験を行いその防止対策を考察した。

黒鉛球状化元素としてはMgが最も一般的に用いられており、そのフェーディングについては、次のような研究がなされている。溶湯保持によるMgの減少はMgの硫化物形成に起因するとする考え方、酸化性の雰囲気でのみ生じるとする考え方¹⁶⁾、Mg気泡の浮上消失によるとする考え方¹⁷⁾¹⁸⁾等がその中で提案されている。しかしながら、これらの考えは実際の大容量の溶湯での実験に基づいて研究されたものではなく、実操業での経験則に従っているのが現状と考えられる¹⁹⁾²⁰⁾。そこで、実操業におけるフェーディング現象を予測するために最も簡単な推定方法と考えられる反応速度論の考え方から、フェーディング現象をとらえ、実験式を導き、実操業のデータと比較検討した²¹⁾。これらのフェーディング現象に対する考え方については、2、3項に詳しく述べる。

厚肉球状黒鉛鑄鉄の異常黒鉛としてはチャンキー黒鉛が良く知られており、その発生と防止対策については従来から種々論じられ、各製造現場でその製造条件に合った防止対策を実施しているのが現状と考えられる^{19)22)~28)}。しかしながら、チャンキー黒鉛生成機構とその防止対策は必ずしも対応しているとはいえない。

一方、チャンキー黒鉛の生成はRE等の元素の含有量に影響を受けることが知られており、RE、Mg、S、O等が最終凝固位置に濃化することによって球状黒鉛の生成を押さえ、チャンキー黒鉛が生成すると考えられている^{28)~30)}。各球状化阻害元素の球状化阻害機構についても、球状黒鉛のまわりのオーステナイト殻の生成形態によるとする考え方²⁹⁾³¹⁾とRES等の化合物が黒鉛核になるとする考え方^{32)~34)}があり、いずれも特定の化学成分の濃化、又は凝固界面での溶湯への溶解に関係があるとされている^{例えは35)}。このように微量元素が黒鉛形状に及ぼす機構については種々の考え方があり、多くの実験がなされているが、チャンキー黒鉛の生成との関係を詳細に調べた例は少なく²⁹⁾³⁰⁾³⁶⁾³⁷⁾、なぜチャンキー黒鉛になるかについての統一した考え方は得られていない。

また、厚肉品をシミュレートしているが、凝固時間も2~4時間程度と短く、用いられた試料も小型(10~32mmφ程度)であり、より厚肉品の凝固時間(約10時間)をシミュレートした例は見当たらない。

そこで、2、4項ではチャンキー黒鉛促進元素といわれているREと抑制元素といわれているSbを同時に添加し、チャンキー黒鉛生成との関係を500mmに

及ぶ厚肉鑄物の凝固時間をシミュレートした実験によって調べた。

また、2.5項では大型の試材(90mm~150mm[□])を用いて凝固時間(4~13時間)も長くとり、チャンキー黒鉛の生成時期とその生成状況を実験により調べ、それらの結果からチャンキー黒鉛の生成機構について考察を加えた。

2.2 材料の延性と黒鉛形状

2.2.1 球状化率と延性の関係

(1) 供試材

肉厚450~500mmの板状砂型(図2-1-1)に球状黒鉛鑄鉄を鑄込んで(重量約2トン)供試材とした。砂型は硅砂-フラン型または硅砂-水ガラス型で下注ぎの無押湯方案とした。これらの供試材の種々の部位から鑄放し状態またはフェライト化熱処理後に試材を採取した。採取した試材はあらかじめ調べた球状化率が54%から96%の材料とし、フェライト面積率はフェライト化熱処理時間を調節した熱処理によって変化させた。また、十分なフェライト化熱処理を施し、フェライト化率を90%以上とした試材を用いて引張試験を行い、球状化率と伸びの関係を調査した。用いた供試材の化学成分を表2-1に示す。

表2-1 供試材の化学成分

(mass)

C	Si	Mn	Mg
3.4	1.6	0.19	0.04
}	}	}	}
3.8	2.4	0.25	0.06

(2) 試験結果

フェライト面積率90%以上の試材での球状化率と伸びの値の関係を図2-1-2に示し、1インチYブロックを用いた藤田ら³⁸⁾の試験結果も合わせて図に示した。図からわかるように球状化率が75%をこえると急激に伸びの値が向上し、85%以上になるとほぼ一定の値をとることがわかる。また、1インチYブロックの結果ともほぼ一致した値を示していることから、厚肉品となっても球状化率を75%以上に保つことが高い伸びの値を得るための必要条件であることがわかる。また、伸びと球状化率の関係は直接的な比例関係ではないので、岡田ら¹¹⁾の示した多重回帰式には厳密にはあてはまらないが、球状化率が伸びの値に大きく影響を及ぼすことは明白である。

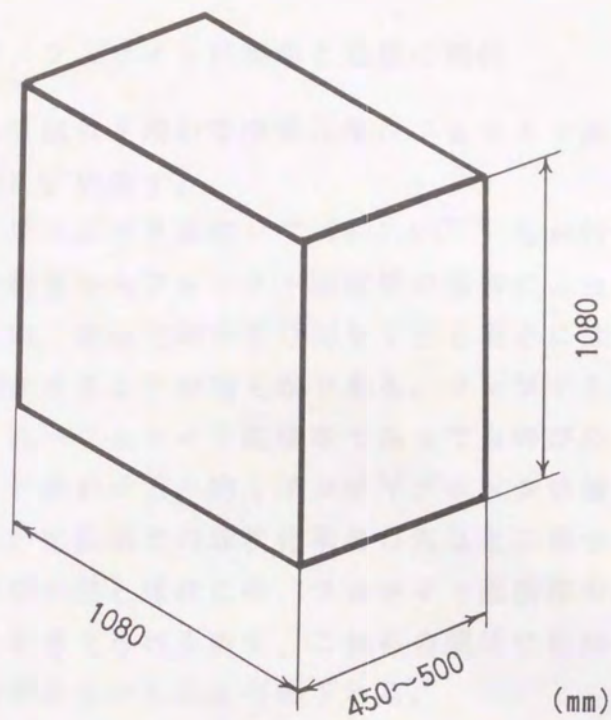


図2-1-1 供試材及び鑄型の形状

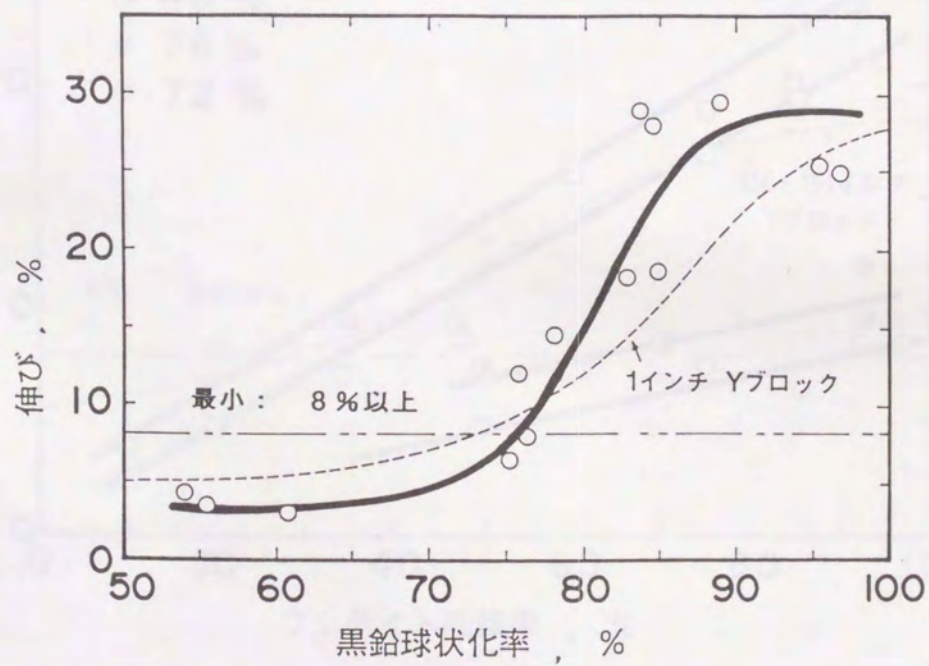


図2-1-2 黒鉛球状化率が伸びに与える影響

2. 2. 2 球状化率、フェライト面積率と延性の関係

2. 2. 1 で作成した供試材を用いて球状化率、フェライト面積率と伸びの値の関係を求めた結果を図2-2 に示す。

図2-2 には約1インチYブロックを用いて Pellini³⁹⁾ らが行った結果も合わせて示したが、これらの結果からフェライト面積率の増加によって伸びの値が向上することがわかる。また、球状化率が80%を下回る場合には、フェライト面積率の寄与が著しく阻害されることが明らかである。フェライト面積率が高くなる程その傾向は大きく、同一フェライト面積率であっても伸びの値そのものが球状化率によって異なることがわかる。約1インチYブロックの値は球状化率が80%以上のデータであり、本試験での球状化率80%以上の場合の伸びの値とほぼ一致した。従って、伸びの値と球状化率、フェライト面積率の関係は試材の肉厚によって影響されないと考えられるので、これらの関係に材料の肉厚が厚くなることによる本質的な影響はないものと判断される。

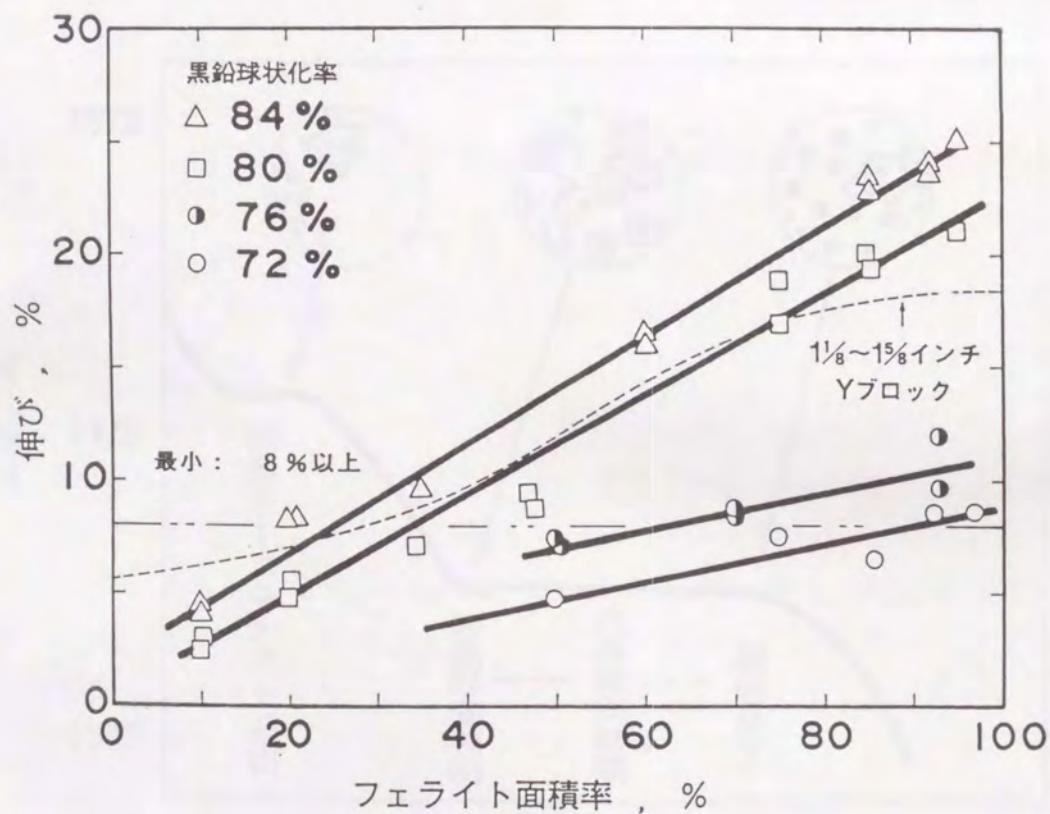


図2-2 黒鉛球状化率及びフェライト面積率が伸びに与える影響

2. 2. 3 黒鉛球状化と凝固時間の関係

鑄鉄の凝固過程において、黒鉛の形成に影響を与えるのは共晶凝固時であるので、共晶凝固時間を黒鉛球状化率の関係を調査した。亜共晶鑄鉄の凝固過程を図2-3-1に示すが、本論文では図の共晶凝固時間を共晶時間（または共晶凝固時間）とした。

また、2. 2. 1項で述べた供試材の測温結果から、供試材における種々の凝固時間の部位から試材を切り出し、黒鉛組織を観察し、共晶凝固時間と黒鉛球状化率の関係をプロットして図2-3-2に示す。

図からわかるように、共晶凝固時間が6時間程度までは凝固時間の増加に従って黒鉛球状化率は直線的に低下していくが、それ以降は球状化率が約55%程度となることわかる。先に述べたように伸びの値を確保するための70%以上の球状化率を得るためには共晶時間を4時間以内にする必要があることが図から明らかである。従って、厚肉品の製造では凝固時間を短く制御することと、凝固時間が長くなっても黒鉛形状が球形からくずれないようにし、異常黒鉛の発生を抑制することが大切であることがわかる。

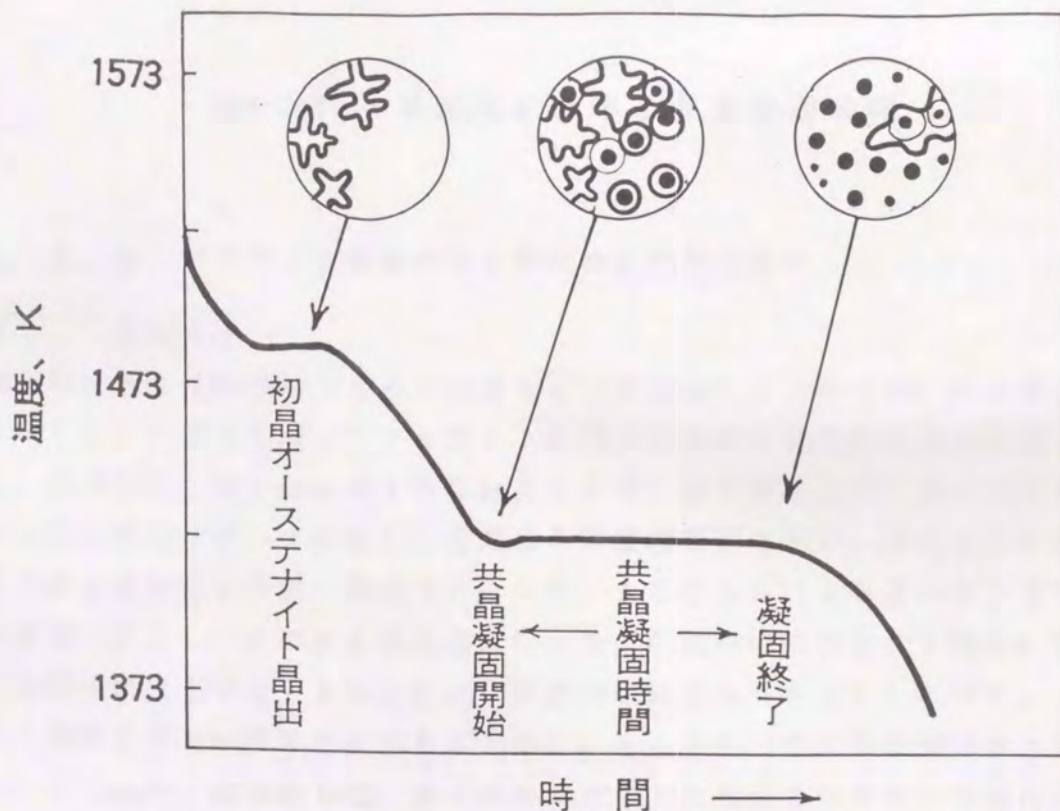


図2-3-1 亜共晶鑄鉄の凝固過程と共晶凝固時間

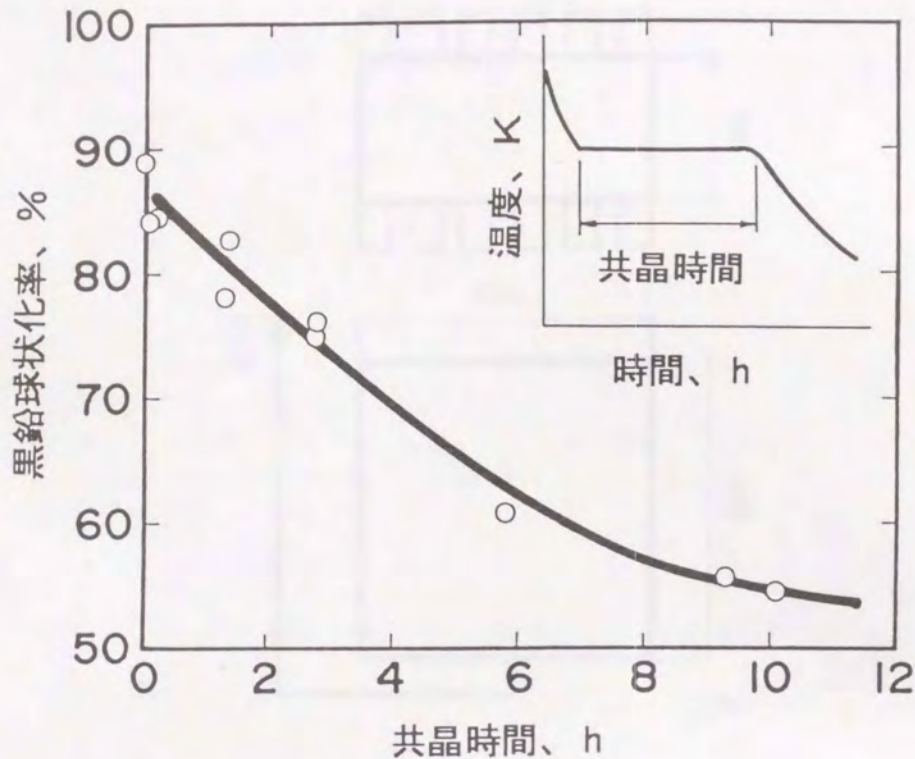


図2-3-2 黒鉛球状化率と共晶凝固時間

2. 2. 4 フェライト面積率向上のための熱処理条件

(1) 試験方法

厚肉球状黒鉛鑄鉄試材 (480mm厚×1080mm×1080mm) の肉厚中心部から切り出した試材を用いてフェライト面積率に及ぼす熱処理条件の影響を調査した。供試材は100mmφ×150mm長さの冷し金を鑄型側面に埋め込んだ珪砂フラン型の鑄型を用いて作成し、溶解は低周波溶解炉を用い、球状化と接種は置つき法により出湯と同時に取鍋で行った後、1603K (1330℃) で18分後に掛堰へ注入し、そのまま鑄込みを行った。供試材の鑄型形状を図2-4に、得られた供試材の化学成分を表2-2に、供試材の製造条件を表2-3に示す。

中心部から60mm厚さの試材を切り出し、それぞれ引張試験材が3本とれる大きさ (60mm巾) に切断して、種々のフェライト化熱処理を付与した後に引張試験材を切り出して、伸びの値、及び試験材のつかみ部分にてフェライト面積率を測定した。

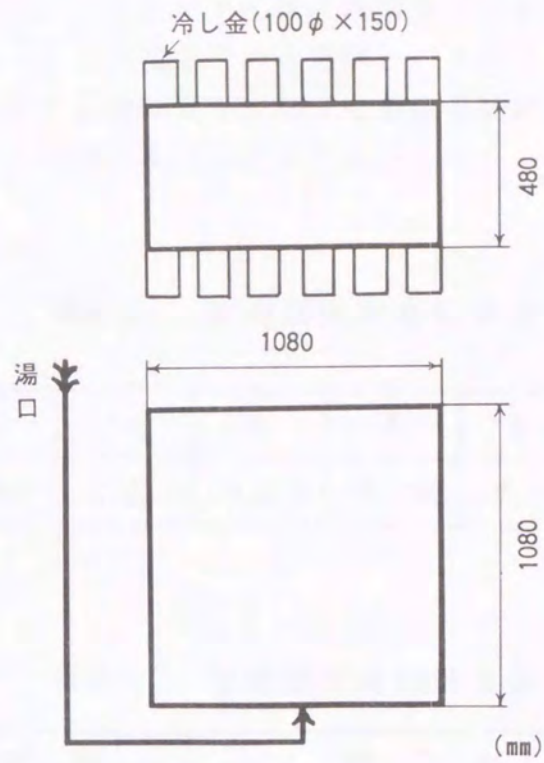
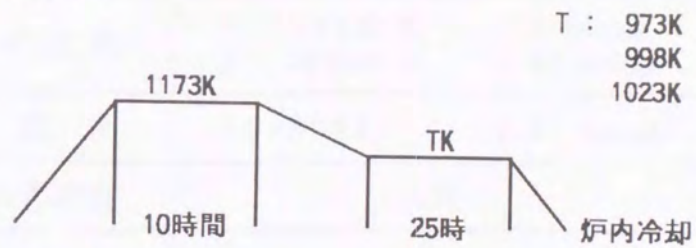


図2-4 供試材の鋳型形状

タイプ I



タイプ II

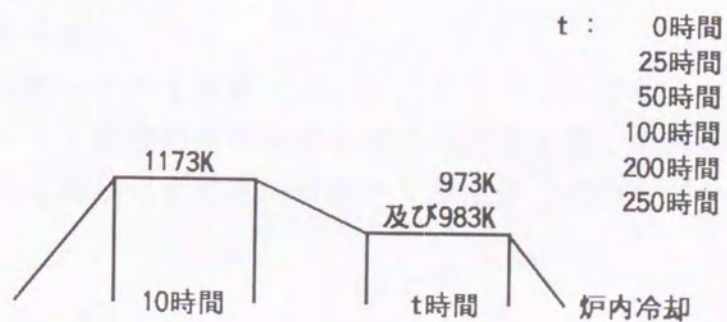


図2-5 フェライト化焼鈍試験条件

フェライト化焼鈍は、フェライト化保持時間を一定としてフェライト化温度を変化させ最適フェライト化温度を求める実験と、フェライト化温度を最適と考えられる水準に保ったまま保持時間を変化させ最適保持時間を求める実験の2種類とし、それぞれ図2-5 に示す条件で熱処理を行った。

表2-2 厚肉供試材の化学成分

(mass%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Mn	Sb
3.62	1.84	0.22	0.019	0.005	0.29	0.050	0.0047

表2-3 厚肉供試材の製造条件

項目	製造条件
原料配合	銑鉄 : 25 mass% 鋼板切断片 : 55 mass% 戻り屑 : 20 mass%
球状化剤	5.5%Mg合金 : 0.9 mass% Ni-15%Mg合金 : 0.32 mass%
接種剤	Fe-50%Si : 0.21 mass%
球状化温度	1763K
铸込温度	1603K

(2) 試験結果と考察

フェライト化温度を変化させた実験(図2-5、タイプI)で得られたフェライト化保持温度とフェライト面積率及び伸びの値との関係を図2-6に示すが、このグラフからフェライト化は983K近傍において最も速く進行していることがわかる。

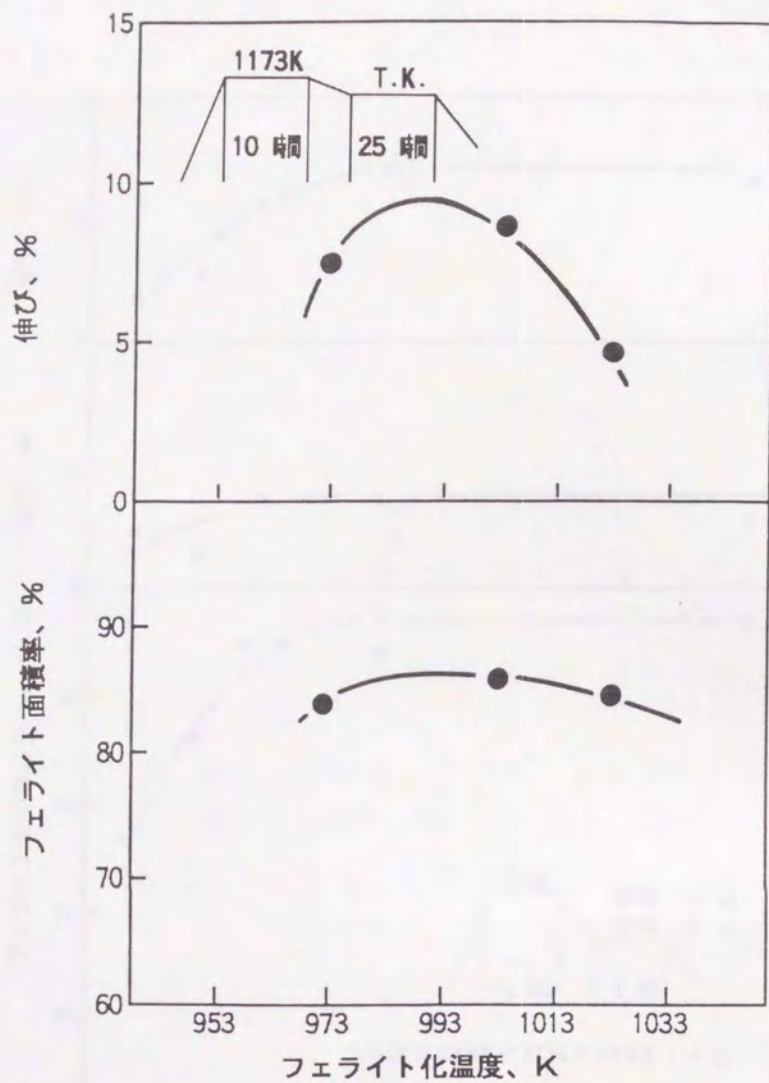


図2-6 フェライト化温度がフェライト面積率、伸びの値に及ぼす影響

また、フェライト化温度を973K及び983Kの2水準で一定に保ち、保持時間を変化させた実験（図2-5、タイプII）で得られた保持時間と、フェライト面積率及び伸びの値との関係を図2-7に示す。実験に用いた試材は球状化率が約72%であったため、伸びの値そのものは全体的に低い値となった。図2-7から明らかなように、フェライト化保持時間が長くなるほどフェライト面積率、伸びの値とも向上していることがわかるが、100時間以上になるとフェライト面積率は変化しなくなり、またその値も95%であり、パーライトが残留した。

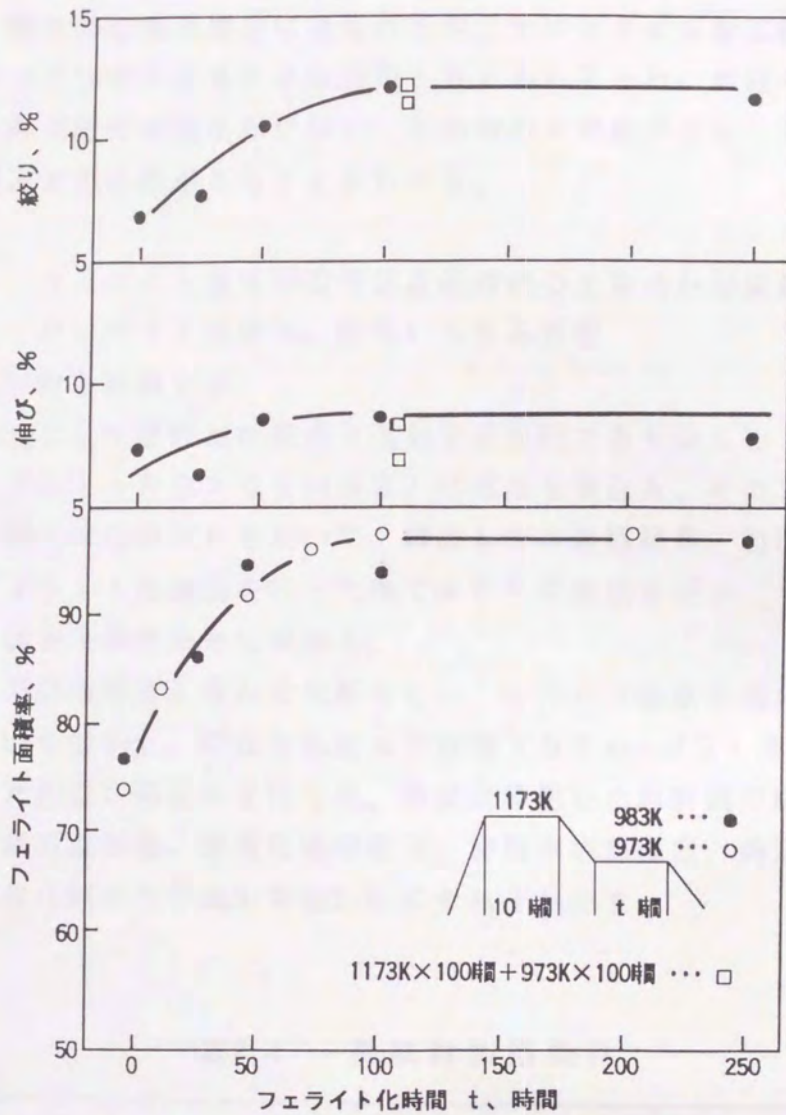


図2-7 フェライト化時間がフェライト面積率、伸び、絞りの値に及ぼす影響

これは、厚肉化により生じた各種元素の偏析のためパーライトの分解が困難になったため⁴³⁾と推定され、また、偏析部に共晶で晶出したと考えられるセメンタイトが1173Kでのオーステナイト化処理でも分解せずに、そのまま残留していたことが原因であると考えられる。そこで、共晶セメンタイトを分解するためにオーステナイト化温度(1173K)での保持時間を100時間とした後にフェライト化を973Kで100時間行った試料を作成し、引張試験を追加で行い、

その結果を図2-7に合わせて示した。図からわかるように、伸びの値、絞りの値とも向上が見られず、また共晶セメンタイトの分解も認められなかった。これらのことから、厚肉部の偏析部分に見られる共晶セメンタイトを工業的なフェライト化焼鈍によって分解させることは困難と考えられるため、共晶セメンタイトが生成しない条件（偏析の程度が少ない、不純物の含有量が少ない）で厚肉球状黒鉛鋳鉄を製造する必要があることがわかる。

2.2.5 フェライト基地厚肉球状黒鉛鋳鉄の主要成分が黒鉛球状化率、フェライト面積率、延性に与える影響

(1) 供試材と試験方法

凝固速度を遅くして厚肉品の組織を近似する目的であらかじめ1073Kに加熱した砂型（70×180×95mm高さ）に溶湯を鋳込み、そのまま放冷して供試材とした。得られた供試材を用いて、鋳放しでの組織観察、機械的試験を行うとともに、フェライト化焼鈍を行った後でそれらの試験を行い、フェライト面積率と伸びの関係を化学成分毎に求めた。

主原料は厚肉品の配合と合わせた配合とし、ケベック鋳鉄を用いてサイリスタ溶解炉で10kgを溶解し、球状化处理及び接種（50mass%Si接種剤）を行った後に加熱した砂型に鋳込みを行った。供試材に用いた原料鉄の配合、用いた球状化剤、接種剤の添加量、球状化处理温度、接種剤添加温度、鋳込温度を表2-4に、用いた球状化剤の化学成分を表2-5にそれぞれ示す。

表2-4 供試材製造条件

No.	原料配合 mass%	球状化剤 添加量 mass%	接種剤 添加量 mass%	球状化 処理温度 K	接種温度 K	鋳込温度 K
1	ケベック鋳鉄 65 電解鉄 35	A : 1.055 B : 0.387	0.3	1643	1643	1553
2		C : 3.30				
3		A : 2.03			1633	1573

表2-5 球状化剤の化学成分

(mass%)

球状化剤	Si	Mg	RE	Ca	Ni	Fe
A	45	5.5	1.5	1.5	—	bal
B	—	15	—	—	85	—
C	45	3.5	1.5	1.5	—	bal

注：RE (Ce : 約50 mass%, La : 約25~35 mass%, 残 : RE)

供試材は8種類作成し、偏析傾向の強い主要元素としてMnを0.03~0.20 mass% に、セメンタイト生成傾向の強い元素としてCrを0.04~0.28 mass% に、球状化剤から混入する元素としてNiを0.02~0.39 mass% に変化させ、微量元素としてパーライト生成傾向をもつSbを約0.008 mass%程度添加した。得られた供試材の化学成分を各々の供試材の製造条件(表2-4のNo.で示す)とともに表2-6に示す。

表2-6 供試材の化学成分と製造条件

供試材	化学成分、mass%											製造条件
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Al	Sb	Mg	
A	3.48	2.36	0.04	0.019	0.009	0.02	0.04	0.01	0.025	0.0059	0.036	3
B			0.05			0.02	0.11			0.0105	0.057	2
C			0.03			0.39	0.11			0.0086	0.050	2
D			0.15			0.02	0.11			0.0056	0.048	2
E	3.63	2.55	0.19	0.025	0.016	0.34	0.06	0.05	0.030	0.0057	0.040	1
F			0.19			0.29	0.12			0.0072	0.042	1
G			0.20			0.33	0.28			0.0064	0.046	1
H			0.17			0.29	0.12			0.048	0.0084	0.043

(2) 実験結果及び考察

表2-6 で示したA~Hの各試材の鑄放しでの球状化率、フェライト面積率と化学成分含有量との関係、及びフェライト化焼鈍を付与した後のフェライト面積率と化学成分含有量との関係を化学成分毎に各々図2-8, 9, 10に示す。図に示したように、いずれの場合もフェライト化焼鈍により90%以上のフェライト面積率が得られることがわかる。

また、A~Hの各試材の鑄放しでの組織観察結果を図2-11に、フェライト化焼鈍後の高Cr、高Al材、高Cu材(A、E、G、H)の組織観察結果を図2-12に示す。図から明らかなように、鑄放し状態ではパーライト面積率には明瞭な差が現われており、本実験では鑄型内冷却条件は各試材とも同一としているので、これらの差は化学成分の影響と考えられる。

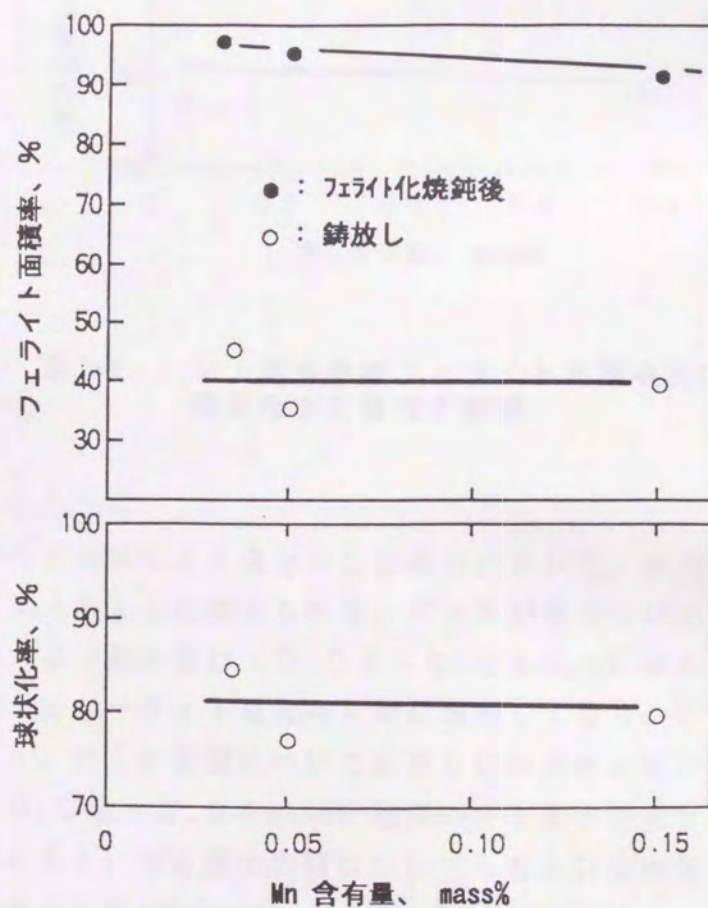


図2-8 Mn含有量がフェライト面積率及び球状化率に及ぼす影響

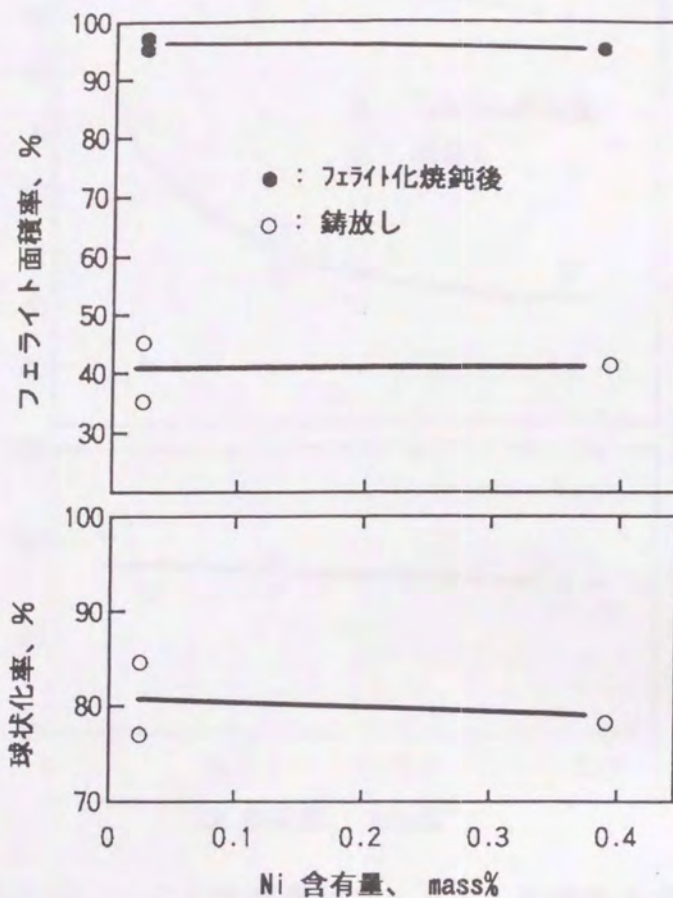


図2-9 Ni含有量がフェライト面積率及び球状化率に及ぼす影響

これらの図から本実験による成分の変動範囲において、各元素のパーライト生成傾向については次のように考えられる。Crの影響については、AとB及びEとFの比較から、Cr量の増加(0.04~0.06 mass% から0.11~0.12 mass% へ)によってパーライト量は明らかに増加しており、Crはパーライト生成傾向が強いこと、Niの影響についてはBとCの比較からパーライト量の増加は認められず、0.02~0.39 mass% 程度のNi量の増加ではパーライト生成傾向が変化しないこと、Mn量の影響についてもBとDの比較からパーライト量の増加は認められず、0.03~0.15 mass% の範囲ではパーライト生成傾向は変わらないこと、Alによるパーライト生成傾向の抑制効果が認められることがわかる。

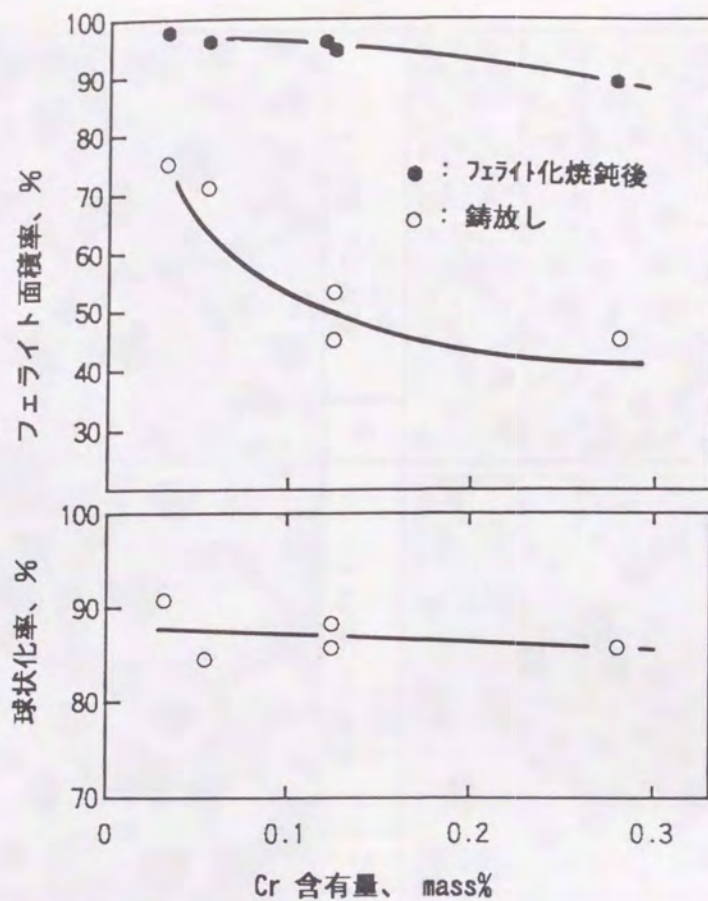


図2-10 Cr含有量がフェライト面積率及び球状化率に及ぼす影響

これらのことから、図2-11でAとB、C、Dを比較すると、明らかにパーライト量が増加しているのはCrによる影響が主体と考えることができる。このことから、Cuの影響について見てみると、DとF、AとEでは明らかにパーライト量が増加しており、成分元素としてはMnが0.15~0.19 mass%に、Cuが0.01~0.05 mass%に増加しているが、先に述べた様にMn 0.03から0.15 mass%の増加ではパーライト増加傾向が見られなかったことから、このパーライト量の増加はCuの増加が主要因となっているのではないかと考えられる。

炭化物生成についてみると、Crを0.28%含有するG試材において、球状黒鉛共晶セル間に炭化物の生成が認められ、Crの増加は共晶セメンタイトを発生させる原因となることがわかる。図2-10からも明らかなように、Cr量が0.12 mass%を超えるとフェライト面積率に変化が見られなくなり、これは炭化物が晶出するためと考えられ、Crの炭化物生成傾向が強いことがわかる。

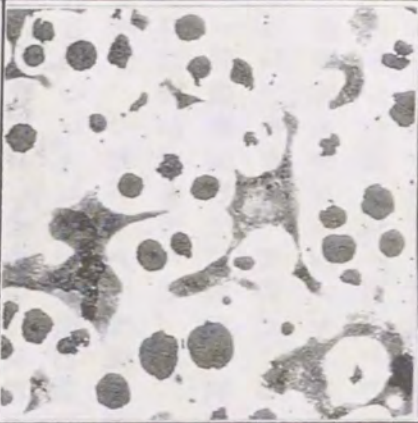
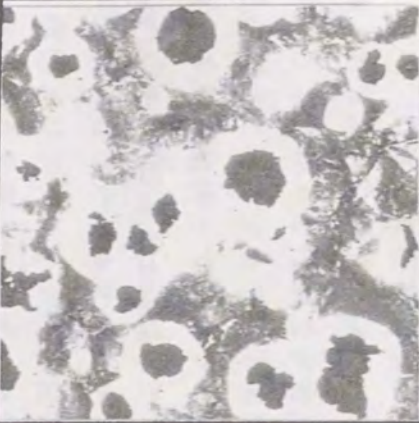
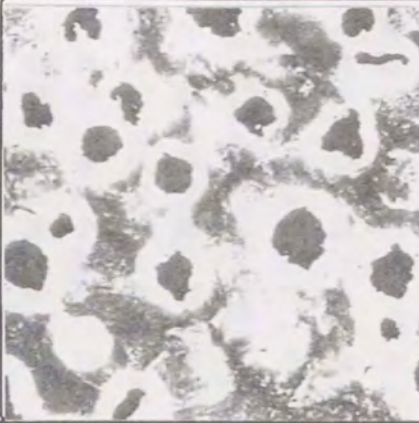
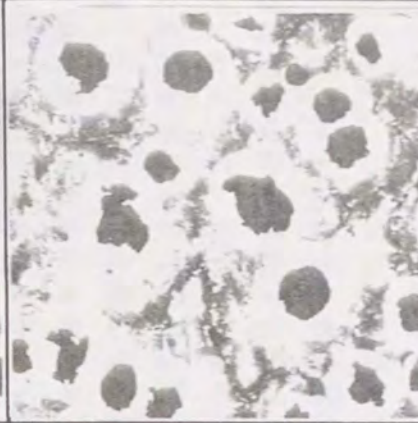
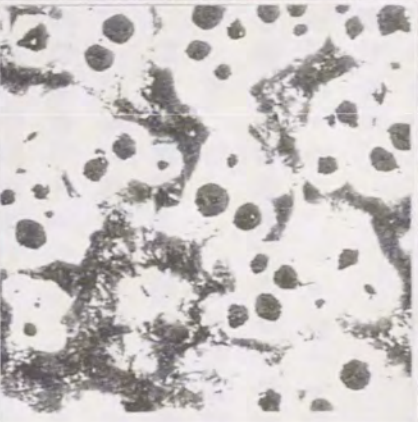
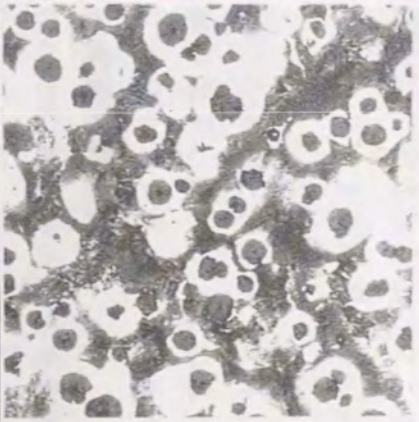
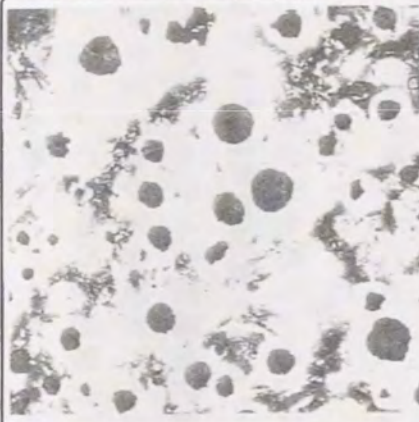
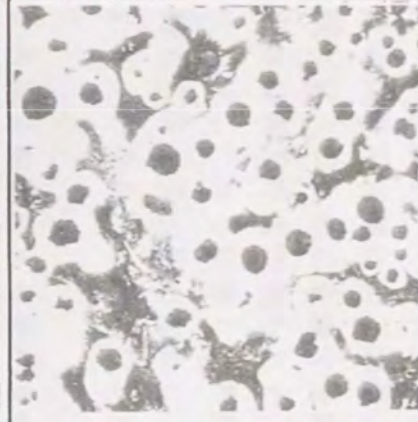
MnとNiの影響 (低Cu)								
	A	標準材、低Mn、 低Cr、低Ni	B	低Mn、低Ni、 中Cr	C	低Mn、高Ni、 中Cr	D	高Mn、低Ni、 中Cr
	Crの影響 (高Cu)							
		E	高Mn、高Ni、 低Cr	F	高Mn、高Ni、 中Cr	G	高Mn、高Ni、 高Cr	H

図2-11 Mn、Ni、Cr、Cu含有量が基地組織に及ぼす影響 (鋳放し)

200 μ

化学成分の変化に伴う黒鉛球状化率については、図2-8~10に示したが、図からわかるように、いずれの成分においてもその成分の増減による顕著な変化はみられず、Mn、Niによるそれを確認した試材群とCrによる変化を確認した試材群との間で球状化率に約10%（80%と90%）の差が見られた。表2-5、2-7に示したように、Cr含有量の変動による球状化率を調査した試料はいずれも球状化剤Aを主体として使用しており、Mn、Ni含有量の変動による球状化率を調査した試料は球状化剤Cを使用していることから、これら試材群による差は球状化剤の差によるものと考えられる。

フェライト化焼鈍後のフェライト面積率の各成分変動による変化を各図で見ると、鑄放し材と比較して明らかにパーライトが減少しており、フェライト面積率でいずれも90%以上の値が得られており、高Cr材（Cr：0.28%）を除けば、いずれも95%以上のフェライト面積率が得られている。Niについては、0.39 mass%の添加量でもほぼフェライト面積率に変化はないが、Mn、Crでは本実験の添加量の変動範囲内で明らかにフェライト面積率の減少が見られ、これは図2-12で明らかのように、セメンタイト及び未分解のパーライトの残存が原因であると考えられる。このことは、Mn、Cr等の量が増加し、しかも偏析が生じる最終凝固部では他の不純元素の濃化もあり、パーライトの分解が困難になるもの⁴⁰⁾と考えられ、このことは図2-7に示されるように、実際の厚肉中心近傍（肉厚480mm）の試材においてもフェライト面積率が95%以上に向上しなかったことから推定できる。

Cr量の変化に伴うフェライト面積率の変化をみると、フェライト化焼鈍後はCr含有量の増加に伴ってフェライト面積率が低下しており、これは先にも述べたように、Cr量0.12 mass%以上では主に共晶セメンタイトの晶出がおり、それらが分解しないで残存するためであると考えられる。

鑄放し状態及びフェライト化焼鈍後の各試材の引張試験の結果を表2-7に、伸びの値と各成分含有量との関係で図2-13、14に示すが、いずれもフェライト化焼鈍によって伸びの値が高くなっていることがわかる。

また、引張強さをフェライト化焼鈍前後で比較すると、フェライト化焼鈍によって低下しているが、これはパーライト量の変化から当然の結果と考えられる。フェライト化焼鈍後の引張強さを比較すると、A、B、C、Dの試材群とE、F、G、Hの試材群で差がみられ、E、F、G、Hの試材群が約20 Mpa強度が高くなっているが、これはいずれも高Mn、高Ni、高Cu成分の試材であり、これらの元素によりフェライトの固溶強化が生じたためと考えられる。フェライトの固溶強化については、AとBの比較からCrによる固溶強化が少ないこと、BとDからMnによる固溶強化は認められないこと、BとCからNiによる固溶強化

が認められることがわかる。従って、CとE、CとF、CとHからCuの固溶強化が認められることがわかるが、本実験の成分範囲ではいずれも顕著ではない。

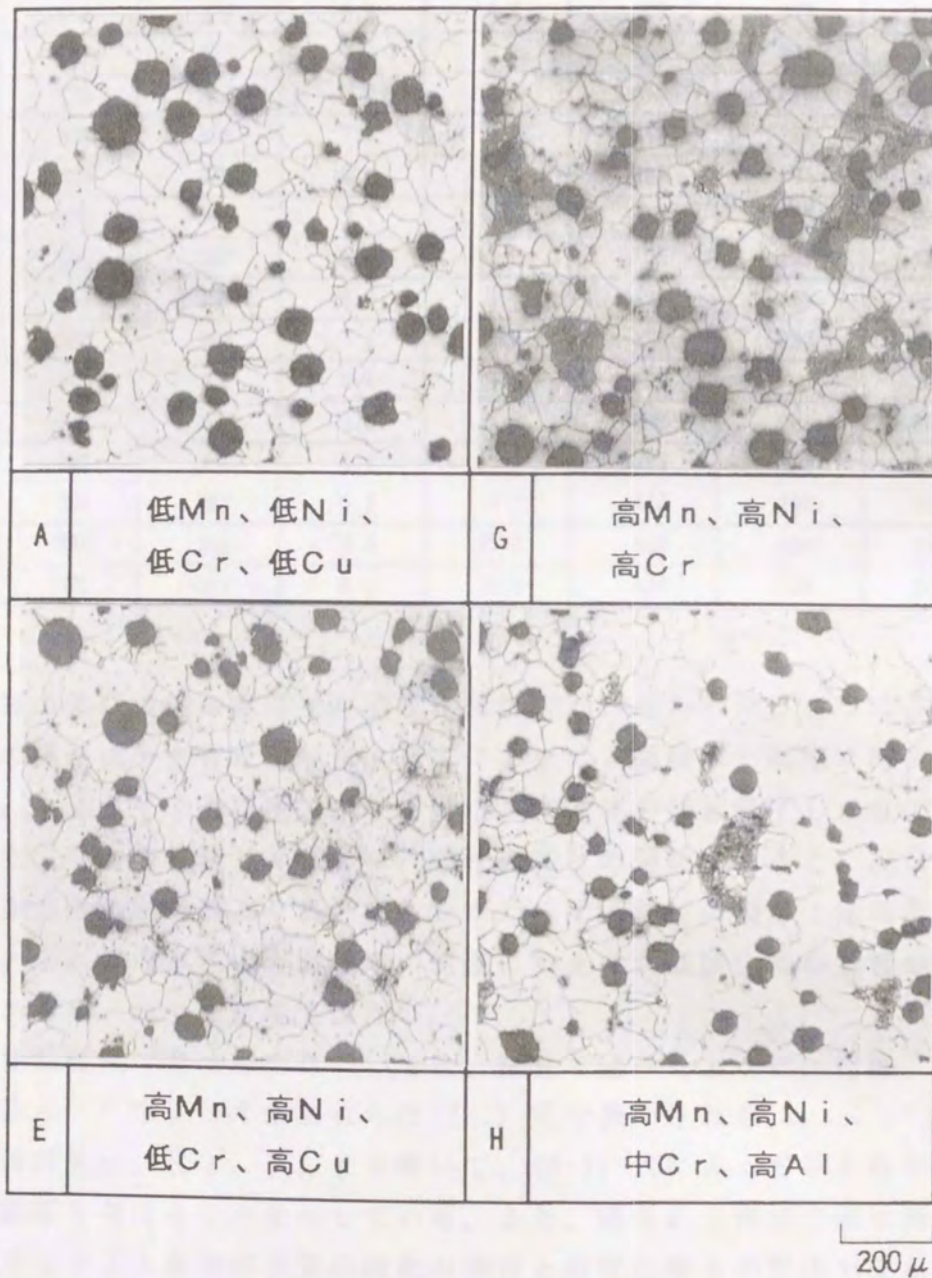


図2-12 Mn、Ni、Cr、Cu及びAl含有量がフェライト化焼鈍後の基地組織に及ぼす影響

表2-7 各試材の機械的性質

試材	鑄 放				フェライト化焼鈍後			
	引張強度 (Mpa)	降伏点 (Mpa)	伸 び (%)	絞 り (%)	引張強度 (Mpa)	降伏点 (Mpa)	伸 び (%)	絞 り (%)
A	512	300	15.4	16.1	409	271	25.0	27.8
	512	305	16.5	16.7	409	267	24.3	27.5
B	597	337	7.7	6.2	408	271	24.5	25.3
	579	344	9.9	10.8	410	274	22.4	24.6
C	608	355	7.7	9.2	419	284	13.9	16.7
	575	345	9.9	8.7	424	286	24.2	27.3
D	625	344	7.7	4.8	412	273	23.8	25.8
	590	337	9.1	7.6	405	271	12.9	20.8
E	541	334	16.8	9.1	430	299	23.7	25.3
	564	352	7.1	7.0	430	294	17.9	19.3
F	645	372	9.4	5.6	439	301	23.4	26.5
	692	388	7.5	4.2	439	306	22.7	25.8
G	628	366	8.7	5.6	446	303	21.0	23.3
	656	387	6.2	4.2	442	299	21.9	24.3
H	575	343	13.5	10.4	432	293	22.0	22.1
	620	361	8.5	5.6	430	293	22.7	24.1

各成分毎の伸びの値の変化を見ると、図2-13, 14からわかるように、Niを除くと伸びの値が成分含有量増加によってフェライト面積率と同様に減少していることから、フェライト面積率の減少に対応して伸びの値も低下したものと考えられる。また、Cr含有量と伸びの値、球状化率との関係を見ると、高Cr領域では球状化率が他の試料群より良いにもかかわらず、伸びの値が1%程度低く現われている。これはフェライト面積率の影響に加えて共晶炭化物の影響があることが考えられるが、顕著な影響ではない。

球状黒鉛鑄鉄の伸びの値については、緒言で述べたように、組織、成分との関係で岡田ら¹¹⁾によって求められた(2-1)式で表わされる。

本実験結果は、Si、P、gを除いて、(2-1)式によって示された因子が伸びの値に影響を与えることを示している。また、得られた伸びの値は森田ら¹⁴⁾の求めたフェライト基地球状黒鉛鑄鉄の伸びと球状化率との関係で見られる伸びの値とも同じ球状化率で比較すると、ほぼ同じか本実験結果の方が少し高い値を示した。従って、本実験で得られた結果と従来の研究結果から、伸びに関係する因子としては、球状化率、フェライト面積率の影響が非常に大きいことが推定される。化学成分については、本実験に用いた成分範囲内では伸びの値には直接の影響は少ないことが明らかとなったが、先にも述べたように、Cr、Mnはフェラ

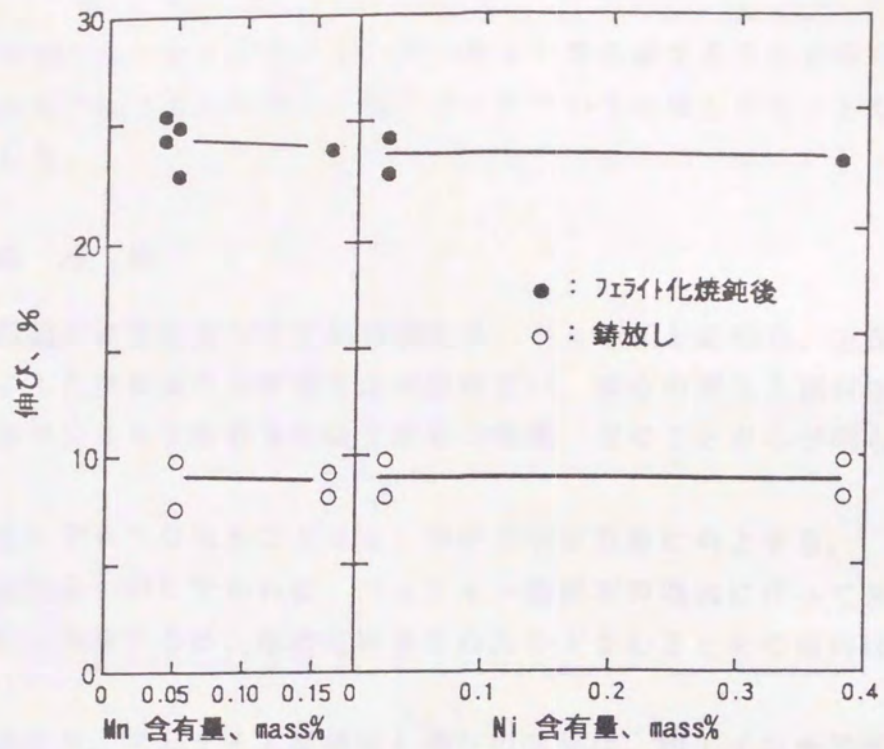


図2-13 Ni、Mn含有量と伸びの関係

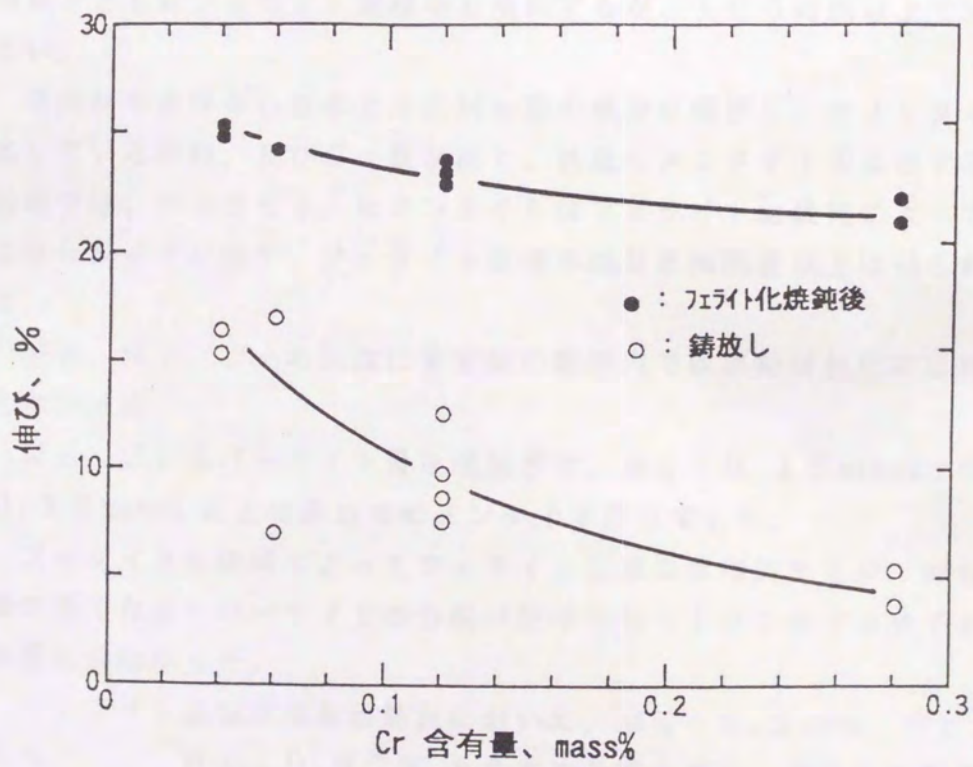


図2-14 Cr含有量と伸びの関係

イト焼鈍で分解しないセメンタイト、パーライトを生成することが明らかとなったので、厚肉材ではこれらの成分、特にCrについては低くすることが重要であると考えられる。

2.2.6 小 括

厚肉球状黒鉛の延性に及ぼす黒鉛球状化率、フェライト面積率、主要化学成分及びフェライト化焼鈍条件の影響を厚肉板状試材、成分の異なる試材を用いて各々の条件が伸びに及ぼす影響を実験で求めた結果、次のことが明らかとなった。

- (1) 球状化率が70%をこえると、伸びの値は急激に向上する。
- (2) 球状化率が同じであれば、フェライト面積率の増加に伴って伸びの値も直線的に増加するが、球状化率が80%を下まわるとその傾向は小さくなる。
- (3) 球状化率、フェライト面積率と伸びの関係は、約1インチYブロックの試材で求めたものと、480mm厚の試材で求めたものとほぼ一致しており、肉厚による本質的な差はない。
- (4) フェライト化は983K(710℃)にて最も速く進行し、保持時間の増加とともにフェライト面積率も増加するが、100時間以上では変化しない。
- (5) 厚肉材の肉厚中心部のようにMn等の成分が偏析し、セメンタイトの晶出している材料、及びCr量が高く、共晶セメンタイトの晶出するような材料では、パーライト、セメンタイトはフェライト化焼鈍によっても完全には分解せずに残り、フェライト面積率は95%程度以上は得られなかった。
- (6) Mn、Ni、Crの添加は本実験の範囲内では黒鉛球状化率に影響を与えなかった。
- (7) Mn、Crはパーライト量を増加させ、Mn:0.15mass%、Cr:0.12mass%以上の添加でセメンタイトを生成した。
- (8) フェライト化焼鈍によってフェライト面積率は増加するが、Mn、Cr量が多くなるとパーライトの分解が妨げられて100%フェライト面積率は得られなかった。
- (9) フェライト基地球状黒鉛鑄鉄において、Mn:0.20%、Cr:0.28%、Ni:0.33%を含有する場合でも、球状化率を80%、フェライト面積率を90%以上にすることにより20%以上の伸びの値を

得ることができた。

2.3 マグネシウムのフェーディング現象と黒鉛球状化率との関係

2.3.1 小型試験材でのフェーディング現象

実験室的な小型炉 (30 kg) を用いて Mg のフェーディング現象の雰囲気による差異を調査し、その考え方を整理した。

材料は 30 kg の高周波溶解炉を用いて溶解し、球状化処理後等温度 (1673 K) で保持し、所定の保持時間における Mg の含有量を調べた。尚、保持は大気中及び Ar 雰囲気中の 2 条件にて行った。実験の諸条件を以下に述べる。

- (i) 原材料：鉄鉄 (3.65% C、1.85% Si、0.2% Mn)
- (ii) 球状化剤：5.5% Mg 合金、1.055 mass% 添加、
Ni-Mg 合金、85-15 (Ni:85%、
Mg:15%) … 0.387 mass% 添加
- (iii) 接種剤：Fe-50% Si 接種剤を 0.3% 添加
- (iv) 球状化及び接種方法：球状化剤、接種剤を炉中へ同時投入して添加。
- (v) 球状化処理温度：1673 K
- (vi) 高周波炉内径：φ160 mm

球状化処理後、炉の出力調整を行ないながら 1673 K に溶湯を保持し、15 分毎に試料を採取して Mg 量を分析した。

大気中および Ar 雰囲気中での各時間における Mg の分析結果を表 2-8 に、保持時間との関係を図 2-15 に示すが、雰囲気の差に関係なく Mg 含有量が時間の経過とともに低下していることがわかる。

表 2-8 各経過時間における Mg 含有量 (mass%)

Mg 添加後の経過時間 (分)	大気中	Ar 雰囲気中
0	0.062	0.064
15	0.032	0.031
30	0.018	0.018
45	0.010	0.010
60	0.006	0.006

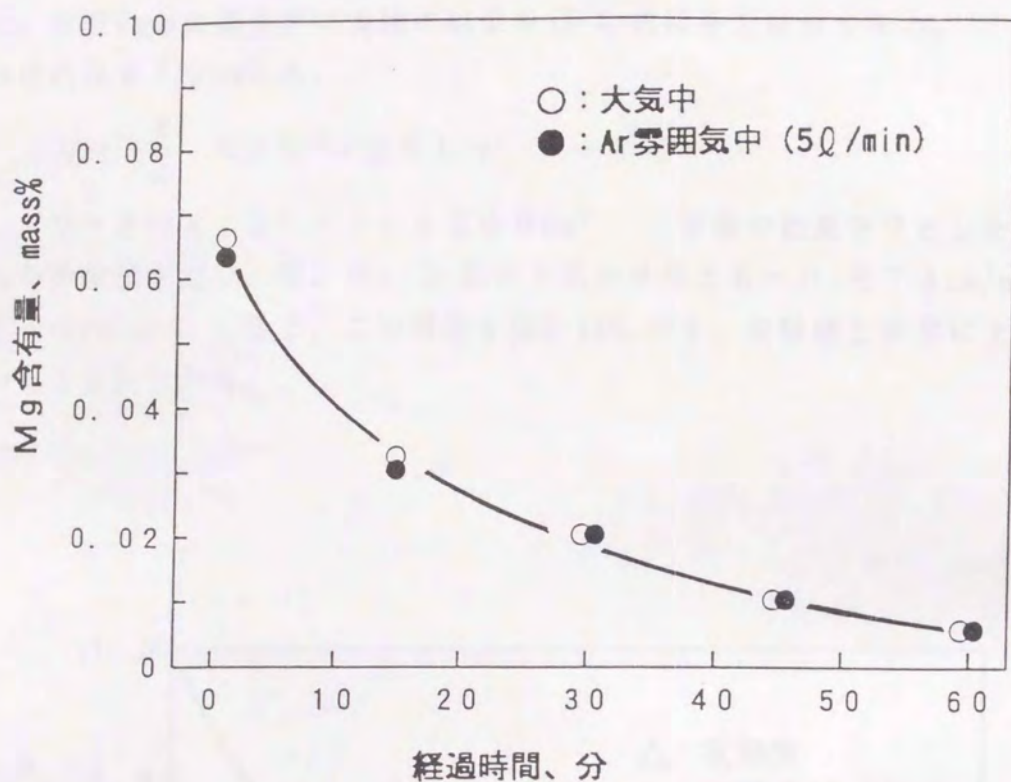


図2-15 Mg添加後の経過時間におけるMg含有量の変化

Mgのフェーディング現象については、次のように考えることができる。今、Mgの減少が溶湯中の気泡の上昇、消滅によって生じるとすると¹⁸⁾⁴¹⁾、溶湯の深さ（溶湯表面積と体積の比）をパラメータとして表わすことができると考えられる。その場合、図2-15は次式で近似できる。

$$[\%Mg]_t = [\%Mg]_0 \exp\left(-K \cdot \frac{A}{V} t\right)$$

$$\log \frac{[\%Mg]_t}{[\%Mg]_0} = -\frac{1}{2.303} K \left(\frac{A}{V} t\right) \dots\dots (2-2)$$

ここで、

- [\%Mg] t : 時間 t での Mg 濃度
- [\%Mg] 0 : 球状化処理反応終了時の Mg 濃度
- t : 球状化処理終了後からの経過時間

K : 比例定数

A : 溶湯の表面積

V : 溶湯の体積

次に、30 kgの高周波炉の実験の結果を(2-2)式にあてはめてみる。

るつぼ内径 $\phi 16$ cmから、

$$A = \frac{\pi}{4} \times 16^2 = 201 \text{ cm}^2$$

$$V = 30 \times 10^3 \div 7 = 4286 \text{ cm}^3 \quad (\text{溶湯の比重を7とした。})$$

これらの数値を用い、図2-15と(2-2)式を合わせると $K = 0.874 \text{ cm/min}$ (0.0146 cm/sec) となる。この関係を図2-16に示す。実験値と非常によく一致していることがわかる。

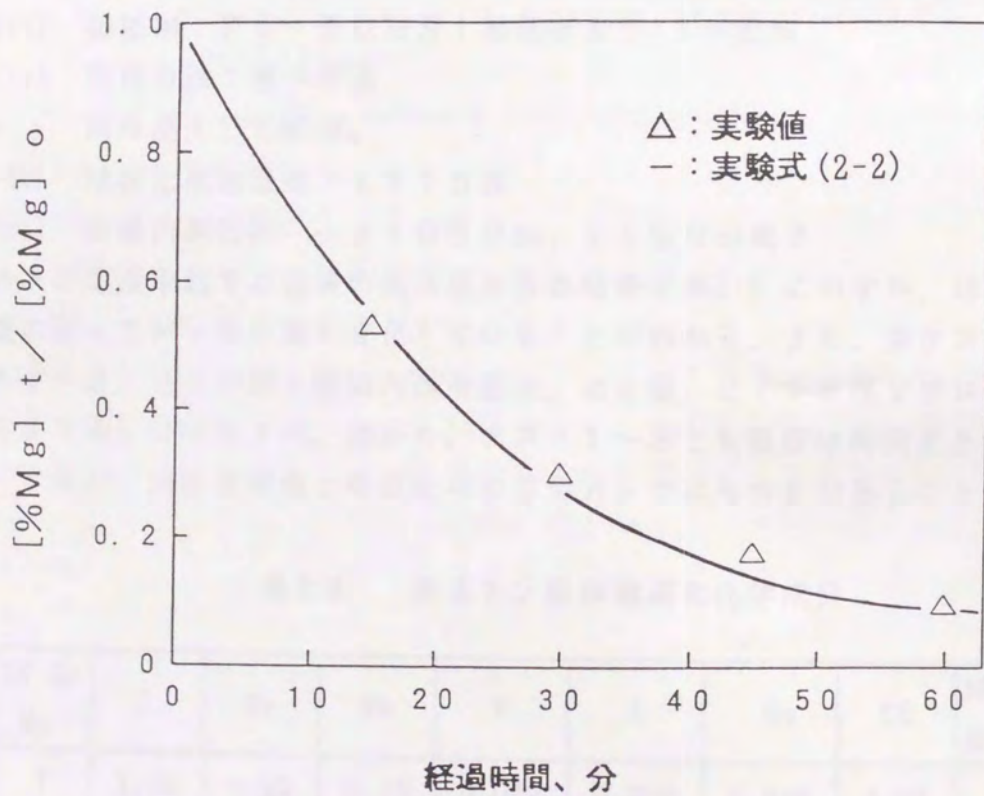


図2-16 Mg減少率と経過時間の関係における実験式と実験値の関係

これらの結果から、Mgのフェーディング現象は溶湯の体積と表面積の比をパラメータを変化させたときに同じ比例定数を用いて実測値と実験値が一致すればMgのフェーディング現象を(2-2)式で推定することが可能となると思われる。

2.3.2 中規模溶湯でのフェーディング現象

小型試験材での実験結果をもとに実製品の製造を想定し、容量の大きい場合でのMgのフェーディング現象を調査した。

溶解炉は8トン低周波溶解炉を使用し、3トンの溶湯を球状化処理した。球状化処理後5分間隔で30分まで測温、試料採取及び2インチ厚Yブロックの鋳込みを行った。Mg量によるフェーディング現象の差を調査するため、球状化剤の添加量を変化させ、3回の試験を行った。

試験条件を以下に示す。

- (i) 原材料：鉄鉄(3.6% C、1.8% Si、0.2% Mn)
- (ii) 球状化剤：3.5% Mg合金取鍋内添加(置つき法で接種剤と同時添加)
(1.65%、2.5%、1.8%の3種類の添加を行った)
- (iii) 接種剤：Fe-50% Si接種剤を0.3%添加
- (iv) 接種方法：置つき法
同時投入して添加。
- (v) 球状化処理温度：1773 K
- (vi) 取鍋内側形状：φ1030 mm、1150 mm高さ

3トン溶湯取鍋での溶湯の化学成分分析結果を表2-9に示すが、球状化剤の添加量に従ってMg含有量が変化していることがわかる。また、各テストでの(テスト1~3)経過時間と取鍋内溶湯温度、Mg量、2インチ厚Yブロックでの球状化率を表2-10に示すが、表から、テスト1~3とも温度は時間とともに同様に低下するが、Mg含有量と球状化率は各テストでばらつきがあることがわかる。

表2-9 各3トン取鍋溶湯の化学成分

(mass%)

試験 No.	C	Si	Mn	P	S	Mg	CE	球状化剤 添加量
1	3.56	1.92	0.19	0.022	0.006	0.049	4.21	2.5
2	3.58	2.62	0.29	0.021	0.008	0.046	4.46	1.8
3	3.52	1.89	0.20	0.023	0.007	0.038	4.16	1.65

表2-10 各テストの各経過時間における溶湯温度、Mg含有量及びYブロックでの黒鉛球状化率

経過時間 (分)	試験 No.1			試験 No.2			試験 No.3		
	温度 (K)	Mg (mass%)	A (%)	温度 (K)	Mg (mass%)	A (%)	温度 (K)	Mg (mass%)	A (%)
1	1708	0.049	84	1683	0.046	88	1703	0.038	78
5	1678	0.047	78	1663	0.044	91	1673	0.034	74
10	1658	0.049	79	1638	0.046	89	1653	0.034	74
15	1638	0.047	74	1623	0.044	88	1643	0.033	71
20	1628	0.046	78	1603	0.045	85	1613	0.035	70
25	1603	0.045	78	1583	0.046	90	1593	0.032	70
30	1593	0.046	72	1568	0.045	85	1583	0.030	70

注： A： Yブロックでの黒鉛球状化率

表2-10及び図2-15から保持時間とMg含有量の変化率との関係を図2-17に示す。ここで [%Mg]_o は球状化処理直後のMg量、 [%Mg]_t は球状化処理終了後t時間(分)経過後のMg量を示す。

図2-17から、小型試験と大型試験の2つの試験でMg含有量の変化に著しい差があることがわかるが、いずれの試験でも、時間の経過とともにMg含有量が低下していることがわかる。Mgのフェーディングにより球状化能力が低下する可能性があることを考慮すると、同じMg含有量であっても溶湯の保持時間の差によって球状化率に差が出るのが考えられる。そこで、長時間保持された溶湯のMgが球状化作用を有するかどうかを確認するために、3トン取鍋で試験を行った試料の各時間におけるMg量と球状化率の関係を調べた結果を図2-18に示す。

図からわかるように、試験No.1と2で球状化率とMg含有量の値が逆転している。Mg量が0.04~0.05 mass%程度の場合には、溶湯容量が多いときに球状化率にバラツキが多いこともあるが、試験No.2の方がSi量が多く、過共晶組成となっているので、Si量の影響とも考えられる。

このように、各チャージによって球状化率に差があるものの試験全体では、図2-18で示されるようにMg量が多いほど球状化率が高い傾向にあると考えられる。このことから、長時間経過したのちに残存するMgも球状化作用を有すると考えても大きな誤りはないと思われる。

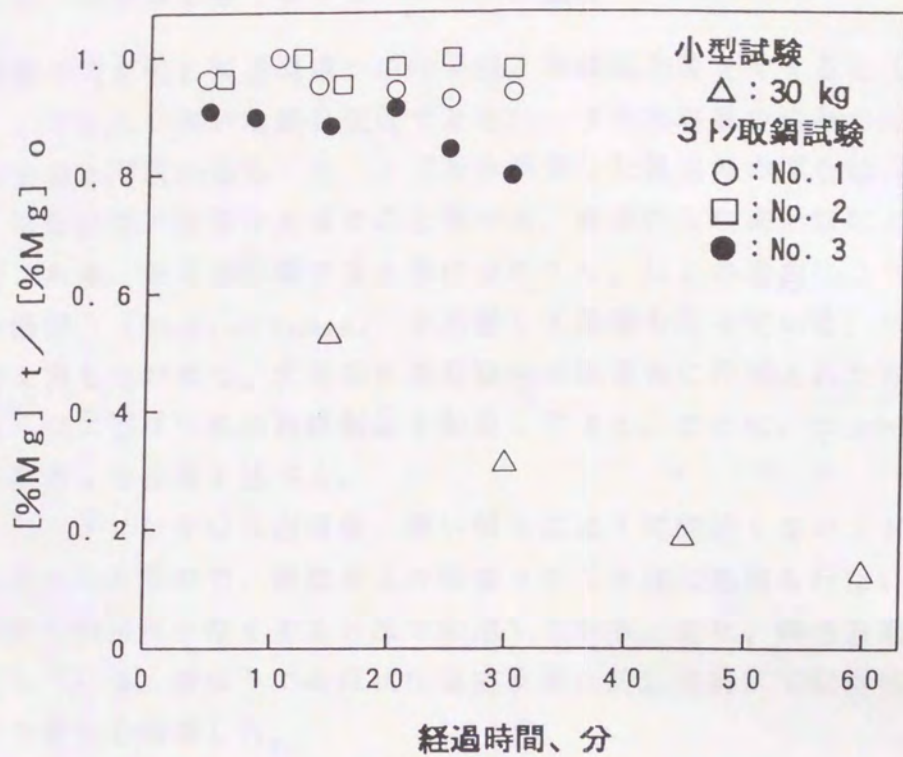


図2-17 球状化処理後の経過時間によるMg残存率の変化

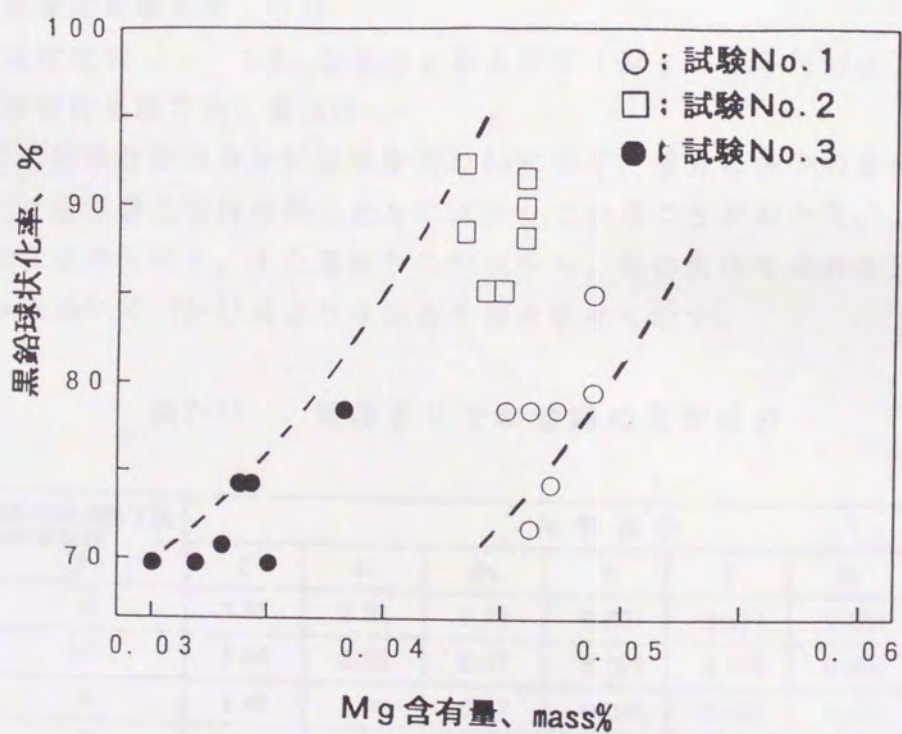


図2-18 各試験におけるMg含有量と黒鉛球状化率の関係

2.3.3 大規模溶湯でのフェーディング現象

実際の操業の安全性と製造現場での作業性、設備能力等を考えると（特に工場の高さ等）、それほど深い取鍋を使用できない。また大容量の溶湯の返し鍋による鑄込みは安全上問題がある一方、ノズルを利用した鑄込みの場合は、ドロスの発生が多くなり品質に影響を及ぼすこと等から、理想的な取鍋形状による操業は困難が予測される。筆者の所属する工場においても、以上の理由により鑄型の直上に大型の湯溜り（Pouring basin）を設置して操業を行っている。これらは先に述べた考え方も合わせて、大型球状黒鉛鑄鉄の製造用に作成されたもので、現在までに多くの大型球状黒鉛鑄鉄製品を製造してきた。ここに、フェーディングに注目して調査した結果を述べる。

大型品のハンドリングには出湯後、長い場合には1時間近くのハンドリングになることも考えられるので、鑄型直上の湯溜りにて球状化処理を行ない、フェーディング時間を確実に少なくする方法で製造している。また、鑄造方案は無押湯方案を採用している。湯溜りでの球状化反応直後と鑄込直前にて試料採取を行い、Mg含有率の変化を調査した。

湯溜りの注湯条件を以下に示す。

- (1) 注湯量 : 22トン
- (2) 球状化処理温度 : 1653K
- (3) 球状化処理時間 : 6分
- (4) 球状化剤 : 5.5%MgおよびNiMg(15%Mg)
- (5) 球状化処理方法 : 置注法

湯溜りでの材料の化学成分分析結果を表2-11に示す。成分に多少の変化は認められるが、Mg含有量は保持時間とともに減少していることがわかる。この測定結果を図2-19に合せて示す。また湯溜りの形状から、先の実験で求めた $K = 0.874 \text{ cm/min}$ を用いて(2-2)式より求めた予測を合せて示す。

表2-11 湯溜まりでの溶湯の化学成分

湯溜り	球状化処理終了後の経過時間(分)	化学成分 (mass%)						
		C	Si	Mn	P	S	Mg	CE
A	0	3.63	2.59	0.17	0.037	0.017	0.083	4.49
	10	3.64	2.55	0.17	0.029	0.015	0.070	4.49
B	0	3.48	2.46	0.17	0.038	0.005	0.075	4.30
	6	3.56	2.49	0.18	0.033	0.006	0.070	4.39

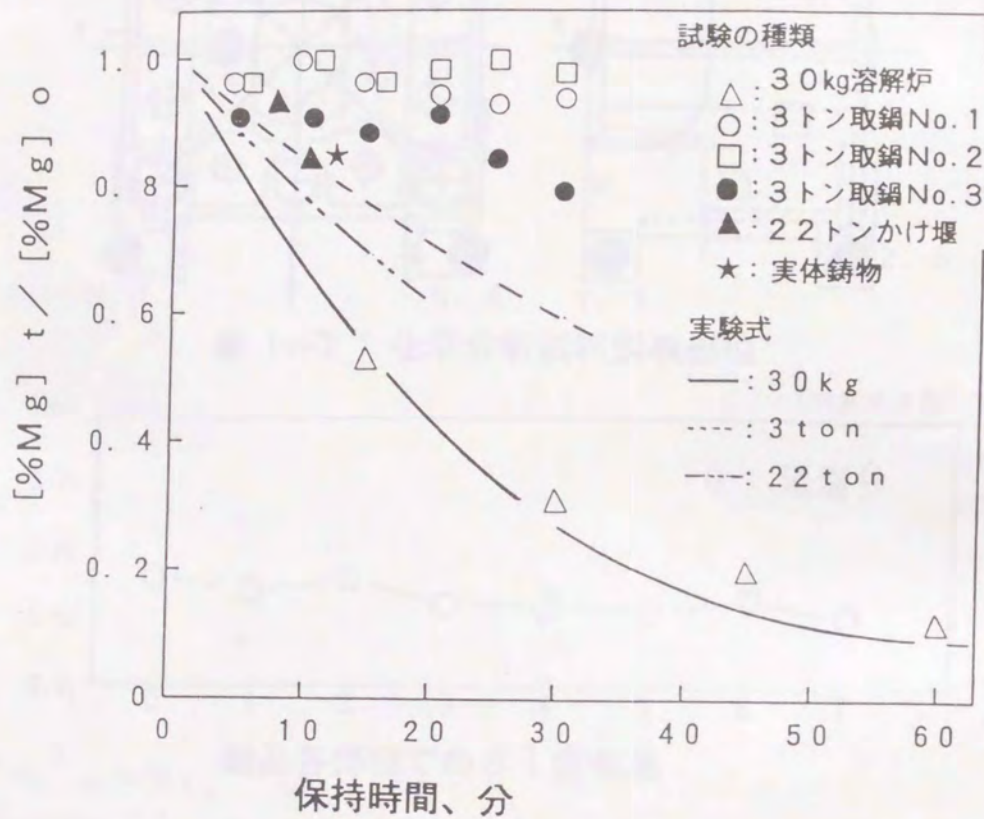
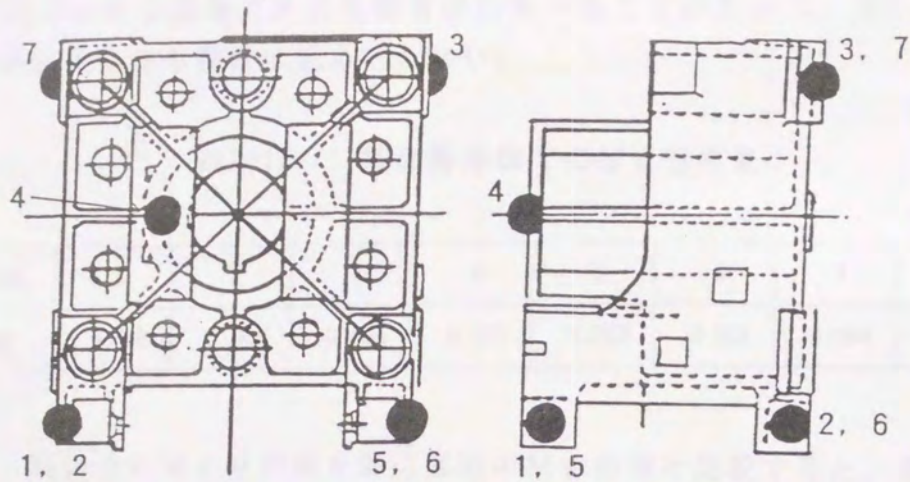


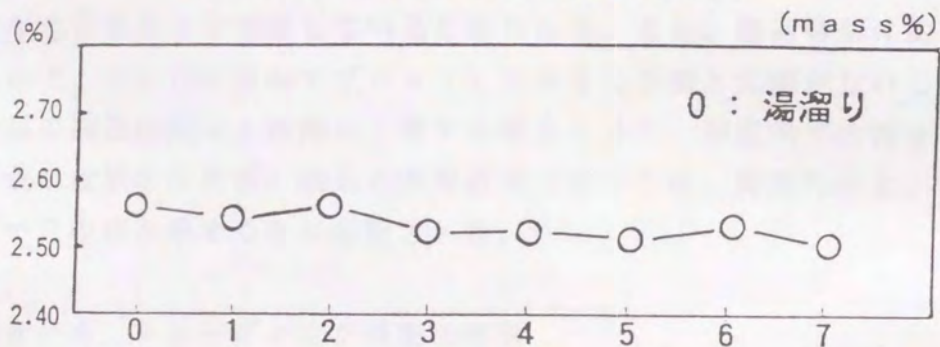
図2-19 各実験結果及び実験式

長時間測定の実測値が無いので何とも言えないが、予測値と比較的近い値となっているのがわかる。

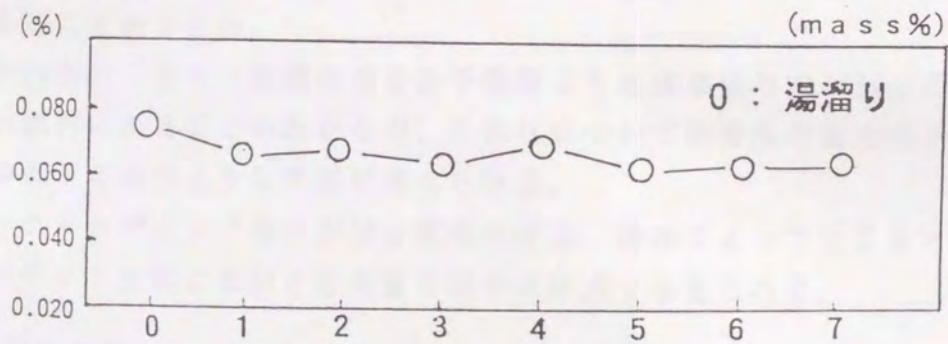
また、念のため、製品の各部分においてMg含有量とSi含有量を機械加工の削り屑を利用して分析した。Siについては、鋳型内での溶湯の混合状態に異常がないかを確認するために、Mgと合わせて分析を行った。製品の形状と分析結果図2-20に示す。



● 1~7 : 化学分析試料採取部位



製品各部位でのSi含有量



製品各部位でのMg含有量

図2-20 実製品でのSi及びMgの化学分析結果

図2-20から比較的均一にMg及びSiが分布していることがわかる。このことから、鋳型内における溶湯の異常な混合はなかったことがわかり、表2-12に示すMgの分析結果からも異常は認められない。

表2-12 製品各部位でのMg含有量

								(mass%)
部位	1	2	3	4	5	6	7	平均
Mg	0.066	0.068	0.064	0.070	0.063	0.064	0.064	0.066

ここで、製品でのMg分析値を鋳込直前のMgの値と比較すると、低い値を示している。このことは、大型品の鋳込においては鋳込中にもMgのフェーディング現象が生じることを示唆していると思われる。また、鋳込時間は約2分を要しているので、図2-19に重ねてプロットしてみると予測と大差がないことがわかる。

大型品の凝固時間は1時間以上要する場合もあり、鋳型内でのMgフェーディング現象が危惧されたが、製品の表層近傍においては、鋳型内の上、下に関係なくほぼ一定の値を示すことが確認された。

2.3.4 フェーディング現象の考察

2.3.1項で述べた様に、Mgのフェーディング現象をMg気泡の上昇、消滅によって生じると考えると、溶湯の深さをパラメータとして(2-2)式で表わすことができ、実験結果と実験式は非常によく一致することがわかり、比例定数Kを定めることができた。

図2-19から、3トン取鍋の場合は予測値よりも実測値の方がMgの減少割合が少ない傾向にあることがわかるが、これらについては溶湯の温度低下による反応速度の低下と次のような原因が考えられる。

今、フェーディング現象がMg気泡の浮上、消滅によって生じると仮定すると、フェーディングによるMg含有量の減少は次式で与えられる。

$$N_t = N_0 \exp\left(-k_0 \frac{u}{h} t\right) \dots\dots\dots (2-3)$$

- No : 初期気泡数
- Nt : 時間 t での気泡数
- t : 保持時間
- u : 気泡の上昇速度

h : 溶湯の深さ

k₀ : 比例定数

ここで、気泡の大きさを皆同じと仮定すると、溶湯中での気泡の平均滞留時間 τ は $\tau = h / u$ となり、1個の気泡が浮上消滅する確率は $1 / \tau$ で表わされる。従ってN個の気泡が dt 間に失われる量 dN は次式で与えられる。

$$-dN = \left(\frac{1}{\tau} \right) \cdot N \cdot dt$$

この関係を積分すると、

$$Nt = N_0 \exp \left(- \frac{u}{h} t \right)$$

となり、k₀ = 1 と考えることができる。従って、上式は次式と同等と見なせる。

$$Nt = N_0 \exp \left(- ut / h \right)$$

すなわち、

$$\log \frac{Nt}{N_0} = - \frac{1}{2.303} \cdot \frac{u}{h} \cdot t \dots\dots\dots (2-4)$$

(2-2)式を(2-4)式と比較して、N は [%Mg] に相当すると考えると (A/V) = 1/h となるので、K = u と見なすことができる。

今、液体中の気泡の上昇をストークスの式から考えると、定常状態における上昇速度は次の様に考えられる。

球のまわりの変形抵抗Dは、

$$D = 6 \mu \pi r u$$

D : 遅い流れでの変形抵抗

μ : 液体の粘性

r : 球の半径

u : 流れの速度 (上昇速度)

浮力Pは、

$$P = \frac{4}{3} \pi r^3 (\rho_0 - \rho) g$$

ρ_0 : 液体の密度

ρ : 気泡の密度

定常状態では P = D となるので、上昇速度 u は次式で表わされる。

$$u = \frac{2r}{9\mu} (\rho_0 - \rho) g \dots\dots\dots (2-5)$$

r : 気泡の半径 g : 重力加速度

今、鑄鉄の粘性係数 μ を 0.10 poise⁴²⁾、 $\rho_0 = 6.9$ 、 $\rho = 0$ とし、球状

黒鉛の径から気泡の直径を $10 \sim 100 \mu\text{m}$ とすると、 $u = 0.2 \sim 23 \text{ cm/min}$ となる。

この値を当実験で得られた K の値、 $K = 0.874 \text{ cm/min}$ と比較すると u の方が大きい値となる。

今、仮に気泡の大きさを球状黒鉛サイズと同じく $20 \mu\text{m}$ 程度と考えると、 30 kg るつぼの場合はだいたい実測値に合うようになるが、 3 トン 取鍋での測定値を説明できない。このことから、 3 トン 取鍋の場合も含めたフェーディング現象については次のように推定することができる。

Mg のフェーディング現象が主に球状黒鉛より小さな Mg 気泡の浮上に支配されると仮定する。

溶湯の容量が大きい場合には溶湯による圧力もあり、球状黒鉛の大きさより小さい比較的小さな気泡の浮上現象が主体で、 Mg のフェーディングが生じると考えて、 Mg 量の低下を予測しても大きな誤りはないと考えられる。しかし、本実験結果では、溶湯の容量が小さい場合にはそのような球状黒鉛の大きさより小さな気泡の上昇だけで、フェーディングを予測するより速い速度で Mg 含有量の減少が生じた。これについては次のように考えることができる。 Mg による球状化処理反応は今回の場合かなり激しかったので、反応中に容器内では対流、溶湯の混合が生じていると推定される。この混合中の溶湯の流速と、小さな Mg 気泡の上昇速度の差を考えると、溶湯の流速の方がはるかに速いので、溶湯の混合によって表面に移動した溶湯から浮上消滅する Mg は、その表面近傍に存在するものに限られると推定される。溶湯の量が少ないと、全体の体積のわりに混合によって表面近傍に移動する溶湯量の比が大きくなるが、溶湯量が多いとその比は小さくなる。従って、溶湯の容量が小さい場合に減少速度が速くなるのは、結果的には見かけの表面積が大きくなることにより深さが浅い場合か、または気泡の大きさが大きいと仮定した場合と同様になる。

球状化処理反応が終了して溶湯が沈静しても、それは溶湯表面の大きな波打ちがなくなっただけで、容器内では溶湯の流動、混合現象が数分以上は続いていると考えられる。従って、小容量の溶湯の場合には反応終了後短時間での Mg 減少量が多くなることが考えられ、その結果、全体としての減少量が多くなることが推定される。また、容器の形状によってもこの現象の程度は異なると考えられるが、今回の実験ではそこまでは論じることができない。また、 Mg の減少が気泡の上昇だけでなく、耐火物との反応、硫黄等不純物との反応、溶湯表面からの蒸発等、種々の要因が重なって生じるとする考え方を否定することもできない。 Mg の反応によって生じる気泡の大きさと分布については不明であるが、本実験結果から球状黒鉛粒より小さい気泡が残留 Mg 量に対応すると仮定すると、気泡

説の考え方に従って大容量の溶湯のMgフェーディング現象をある程度予測できると考えられる。

従って、より容量の大きい溶湯のフェーディング現象を予測するには、本実験で得られたKの値を用いて(2-2)式を用いることにより、安全サイドに予測できると考えられる。

2.3.5 小 括

球状黒鉛鋳鉄の製造時に生じるMgのフェーディング現象について、小型試験材(30kg溶湯)、大型試験材(3トン溶湯)、実操業溶湯(22トン)を用いて調査した結果、次の事柄が明らかになった。

- (1) Mg含有量は時間と共に減少するが、その傾向は大容量の溶湯の方が小さい。
- (2) Mgのフェーディング現象は、溶湯保持容器の溶湯の表面積/溶湯体積(1/溶湯深さ)をパラメータとした実験式で概略推定することができた。
- (3) 実験式の比例定数は、10~20 μ m以下程度の黒鉛粒径に相当する気泡の上昇速度とオーダー的には一致を示した。
- (4) 大型品の場合には、鋳込中にもフェーディングが生じることが推測された。

2.4 厚肉球状黒鉛鋳鉄の黒鉛形状の変化と異常黒鉛の発生

厚肉品の黒鉛形状と合金組成との関係を検討するため、鋳型を加熱しながら凝固させ、肉厚約500mmの板状鋳物の凝固時間をシミュレートした試験により黒鉛形状に及ぼすREとSbの影響を調査した。

2.4.1 小型鋳塊でのシミュレーション試験方法

溶解は30kgの高周波大気溶解炉にて行なった。原料鋳鉄はケベック鋳鉄と純鉄を65:35の割合で混合したものを使用した。鋳型はあらかじめ加熱炉内で共晶温度直下に加熱しておき、鋳込後も炉内で所定時間共晶温度直下に加熱保持した後、冷却した。保持温度は1403~1423Kで7~10時間保持後、炉中で冷却した。鋳型は硅砂の水ガラス-ケムレツ硬化型を使用し、試材は150×150×150mmの図2-21に示す形状とし、凝固時間を確認するため鋳型中央に熱電対を挿入し、測温を行なった。球状化処理は溶解炉から取鍋に出鉄した後、取鍋に球状化剤と接種剤を添加して行なった。

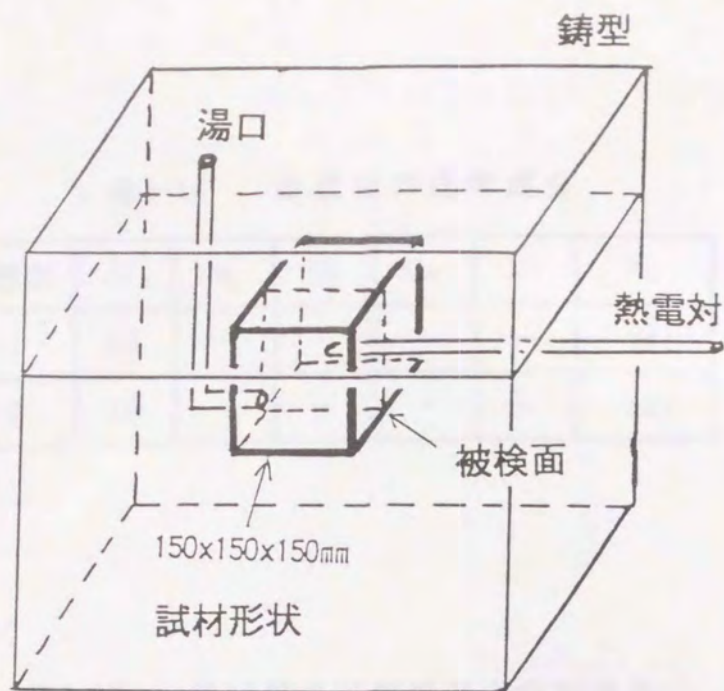


図2-21 試験材鑄型形状

用いた球状化剤と接種剤を表2-13, 14に示す。これらの球状化剤の組合せと添加量を調整することでREの添加量を調整した。取鍋内温度は取鍋内にシリカチューブで保護した白金-白金・ロジウム熱電対を挿入して連続測温を行ない、所定の温度で鑄込みを行なった。実験は15チャージ行ない、球状化处理温度、鑄込温度も変化させた。これらのチャージNo. (テストNo. : 以下T. No. と記す) と条件を表2-15に示す。

表2-13 球状化剤の化学成分

(mass%)

球状化剤	Si	Mg	RE	Ca	Ni	Fe
A	45	3.5	1.5	1.5	—	bal
B	45	5.5	1.5	1.5	—	bal
C	—	15	—	—	85	—

注記 : RE (Ce : 約50%, La : 約25~35%, 残 : RE)

表2-14 接種剤の化学成分

接種剤	Si	Mg	RE	Ca	Ni	Fe
I-1	50	—	—	—	—	bal
I-2	75	—	—	—	—	bal

表2-15 各試験の試験番号と試験条件

試験 No.	球状化剤添加量 (mass%)			接種剤添加量 (mass%)		出湯温度 (K)	球状化 処理温度 (K)	接種温度 (K)	鑄込温度 (K)	鑄込後保持 温度と時間 (K) x (h)
	A	B	C	I-1	I-2					
1	2.2	—	—	0.3	—	1773	1673	1673	1573	1423K x 10h
2	2.2	—	—	—	0.8	1773	1673	1673	1573	1403K x 10h
3	2.2	—	—	0.3	—	1773	1673	1673	1573	
4	2.2	—	—	0.3	—	1773	1673	1673	1573	
5	—	1.4	—	0.3	—	1773	1673	1673	1573	
6	—	—	0.51	2.28	—	1773	1673	1673	1573	
7	—	—	0.51	2.28	—	1773	1673	1673	1573	
8	—	—	0.51	2.28	—	1773	1673	1673	1573	
9	—	1.4	—	0.3	—	1773	1673	1673	1573	
10	—	—	0.51	2.28	—	1743	1643	1643	1543	
11	—	0.7	0.26	0.3	—	1743	1643	1593	1543	1403K x 7h
12	—	—	0.51	1.0	—	1743	1643	1593	1543	
13	—	1.4	0.26	0.3	—	1743	1643	1583	1543	
14	—	1.4	0.26	0.3	—	1743	1643	1583	1543	
15	—	1.055	0.387	0.3	—	1743	1643	1583	1543	

T. No. 1 ~ 9 はやや高温で、球状化剤と接種剤を同時に添加した。T. No. 10 ~ 15 は処理温度を低目にし、球状化剤と接種剤を別々に添加した。また、T. No. 13 以降は Mg の添加量を 50% 増加した。黒鉛形状は試材の中心部で観察した。

本実験では極厚肉材を想定して、凝固時間の調整を行なった。本実験で得られた鑄塊の凝固中の測温結果を厚肉鑄物（550×550×550mm）での測定結果と合わせて図2-22に示す。

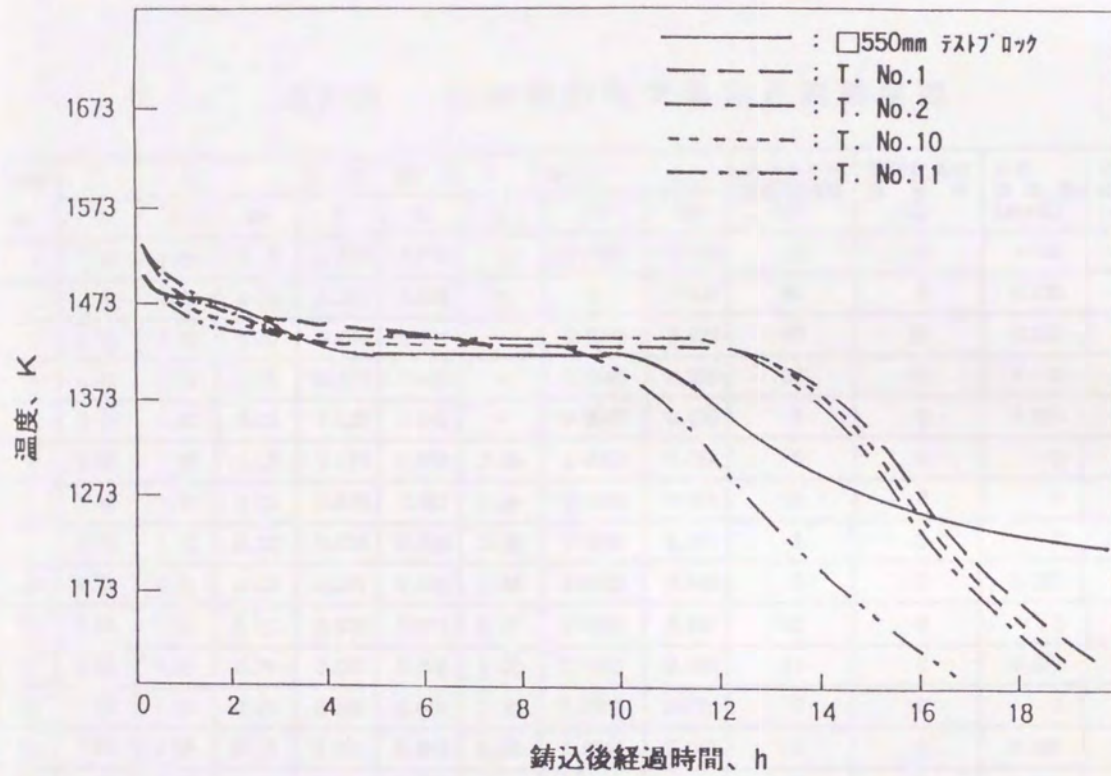


図2-22 試材中心での冷却曲線

凝固後の冷却速度は厚肉鑄物の方が遅いが、凝固中の冷却条件全体については本実験は厚肉品の凝固時における冷却状況を再現していると考えられる。

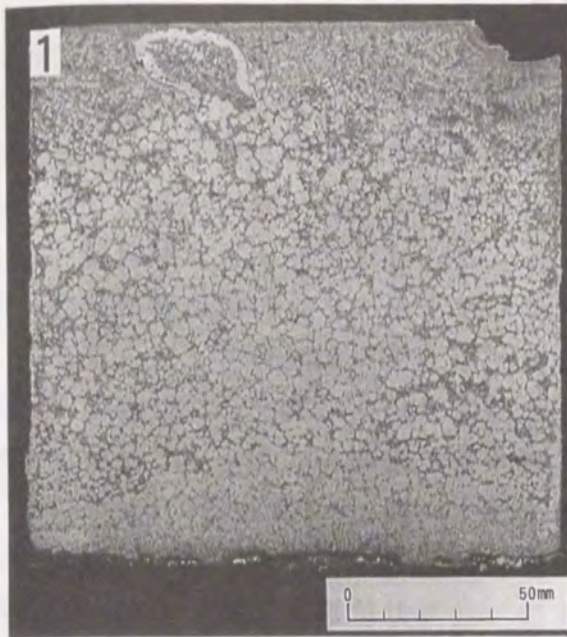
2. 4. 2 黒鉛形状に及ぼす希土類元素とアンチモンの影響に関する実験結果

各T. No.で得られた化学成分及びチャンキー黒鉛の割合を表2-16に示す。

表2-16 試験材の化学成分と黒鉛組織

試験 No.	化 学 成 分 (mass%)								チャンキー 黒鉛面積率 (%)	爆発状黒鉛 面積率 (%)	RE 添加量 (mass%)	Ca 添加量 (mass%)
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Sb	Mg				
1	3.52	1.59	0.29	0.020	0.010	—	<0.0003	0.038	55	0	0.033	0.033
2	3.69	2.88	0.19	0.021	0.005	—	—	0.039	80	0	0.033	0.033
3	3.70	1.65	0.20	0.020	0.011	—	0.0040	0.039	40	20	0.033	0.033
4	3.70	1.78	0.23	0.019	0.009	—	0.0045	0.038	50	25	0.033	0.033
5	3.79	1.80	0.23	0.020	0.010	—	0.0040	0.036	5	0	0.021	0.021
6	3.67	1.82	0.23	0.019	0.004	0.46	0.0052	0.054	0	0	0	0
7	3.80	1.73	0.23	0.019	0.007	0.54	0.0005	0.054	55	0	0	0
8	3.76	1.73	0.23	0.019	0.006	0.79	0.0022	0.057	5	0	0	0
9	3.74	1.71	0.23	0.021	0.009	0.04	0.0020	0.029	5	0	0.021	0.021
10	3.60	1.74	0.23	0.020	0.013	0.47	0.0024	0.061	10	0	0	0
11	3.69	1.64	0.24	0.021	0.008	0.25	0.0029	0.029	10	0	0.011	0.011
12	3.53	1.92	0.23	0.020	0.010	0.50	0.0038	0.036	0	0	0	0
13	3.59	1.69	0.23	0.021	0.010	0.26	0.0044	0.048	10	15	0.021	0.021
14	3.57	2.26	0.23	0.018	0.007	0.26	0.0073	0.044	5	10	0.021	0.021
15	3.37	2.10	0.23	0.017	0.011	0.33	0.0085	0.050	0	0	0.016	0.016

T. No. 1と2は球状化剤Aを使用してREとCaの量を多く添加した試験であり、T. No. 1のマクロ組織及びサルファープリントを図2-23に、黒鉛組織を図2-24に示す。写真でわかるように共晶組織がみられ、チャンキー黒鉛が生成しており、その状況は極厚肉材のそれに類似している。

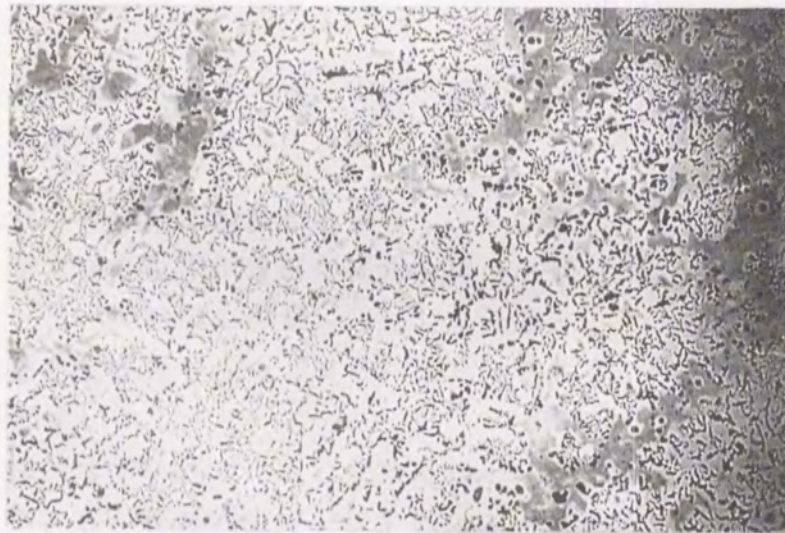


マクロ組織



サルファープリント

図2-23 マクロ組織及びサルファープリント
(T. No.1)



500 μ

図2-24 T. No. 1 の黒鉛組織

T. No. 3、5、6はS bの量を一定にしてRE、Caの添加量を変化させたもので、その黒鉛組織を図2-25に示すが、球状化率についてみると、T. No. 3、5、6の比較からわかるようにチャンキー黒鉛の発生とは別にREを含有する球状化材A、Bを使った方(T. No. 3、5)が黒鉛形状が良好な傾向にあることがわかる。また、表2-16からわかるように、Mg量としてはT. No. 6が最も多いが、黒鉛球状化率はT. No. 3、5よりは明らかに悪く、RE、Caが黒鉛球状化率に影響を及ぼしていることは明らかである。

しかし、Mg含有量は球状化率に影響することはよく知られているので、RE、S bを添加したうえでMg量を変化させた試験(T. No. 11、14)及びMg量を十分にしたうえでRE添加量を調整した試験(T. No. 15)を行なった。これらの試材の黒鉛組織を図2-26に示すが、図からわかるようにMg量の異なるT. No. 11と14ではNo. 14の方が黒鉛球状化率が良いが、No. 14には少量のチャンキー黒鉛と爆発状黒鉛が発生している。RE添加量の少ないT. No. 15と多いNo. 14を比較すると、T. No. 15の方が黒鉛形状が良いことがわかる。これらから、適量のMgを添加したうえでRE、Ca添加量を調節し、S bを添加することによってチャンキー黒鉛が発生しない球状黒鉛が得られることがわかる。

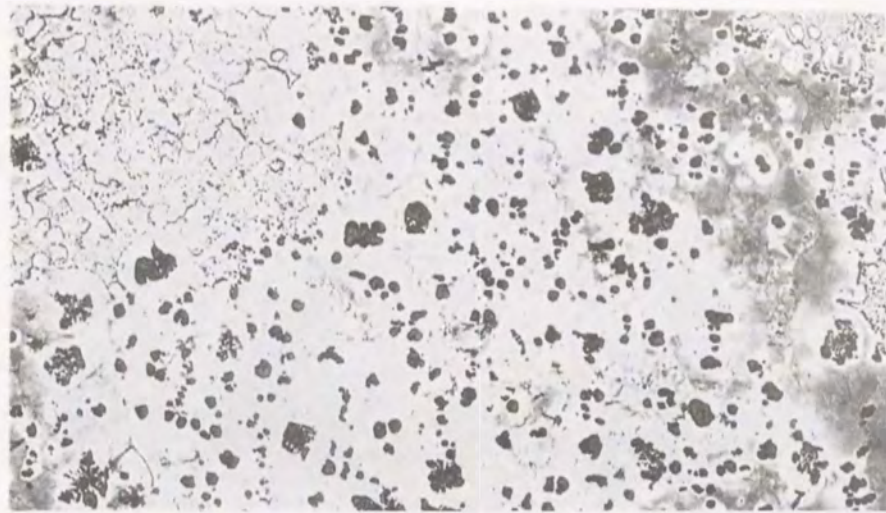
これらの結果から、Mg、RE、Caの添加量及びS bの添加量は黒鉛形状に影響を与えることが明らかであり、黒鉛形状の制御にはこれらの元素が重要な要因であると考えられる。

2. 4. 3 異常黒鉛(チャンキー黒鉛、爆発状黒鉛)の発生に及ぼす希土類元素とアンチモンの影響

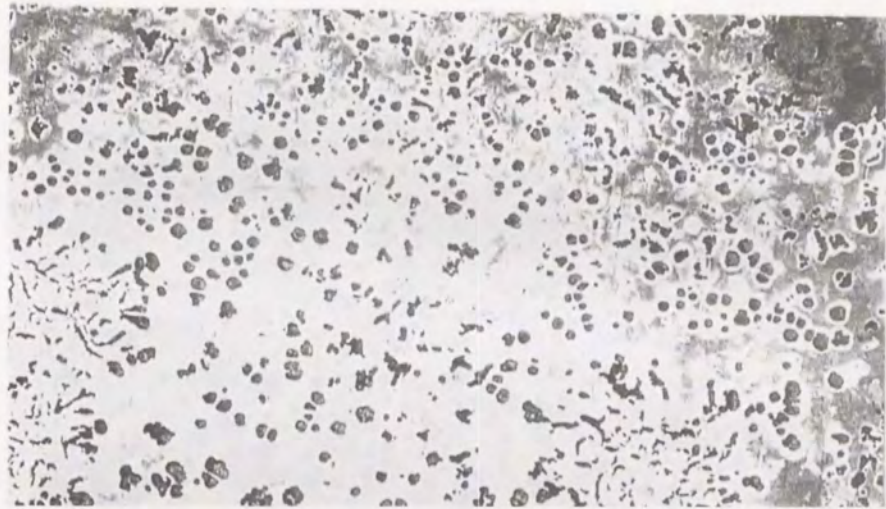
T. No. 3、5、6はS bの量を一定にして球状化剤の種類と量をかえてRE、Cの量を変化させた場合の黒鉛組織の変化を調べたもので、その組織を図2-25に示した。チャンキー黒鉛の生成量に注目してみると、RE、Caの量が多いほどチャンキー黒鉛の生成量も多い。また、RE、Ca量の最も多いT. No. 3では爆発状黒鉛が生成した。

RE、Caを添加せずに球状化剤Cだけを用い、S b添加量を変化させた場合(T. No. 6、7、8)の黒鉛組織を図2-27に示す。チャンキー黒鉛の生成量に注目してみると、S bの添加量が増えるとチャンキー黒鉛の生成がほとんどないことがわかる。

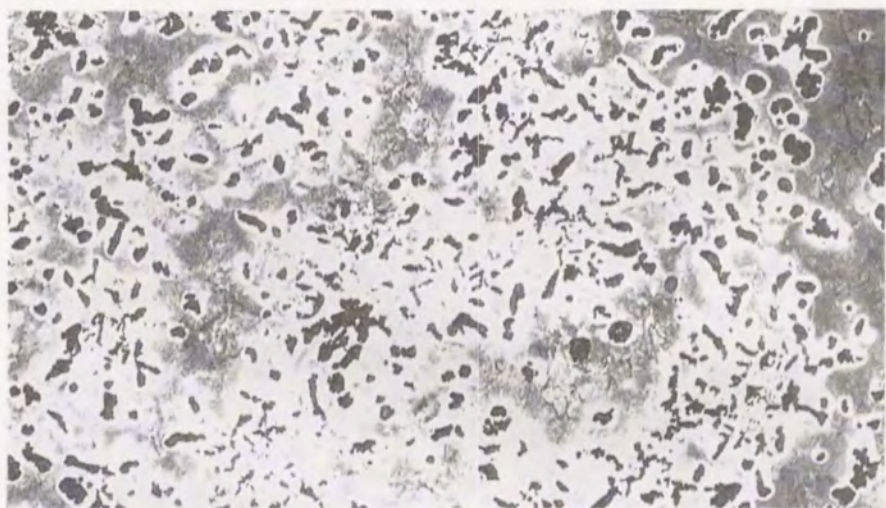
T. No.3
RE : 0.033mass%
球状化剤 A



T. No.5
RE : 0.021mass%
球状化剤 B



T. No.6
RE : 0.00mass%
球状化剤 C



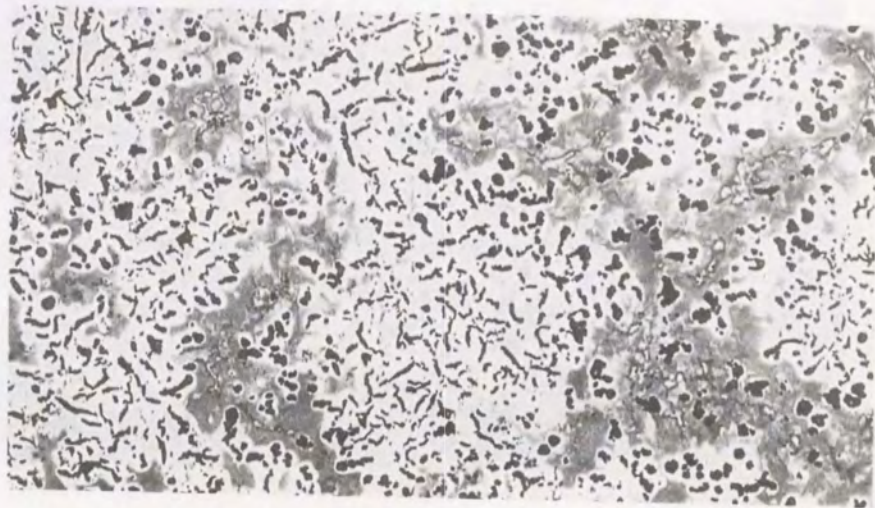
2mm

図2-25 黒鉛形状に及ぼすRE添加量の影響
(T. No.3、5、6)

T. No.11

Mg : 0.029mass%

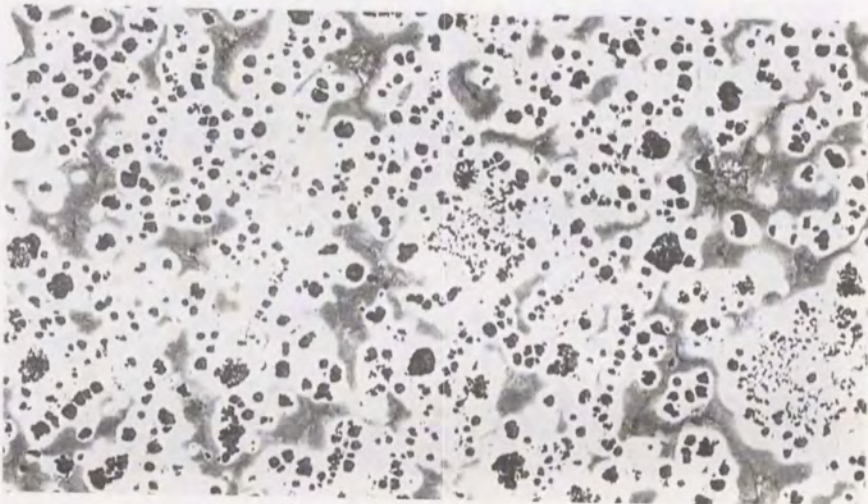
Sb : 0.0029mass%



T. No.14

Mg : 0.044mass%

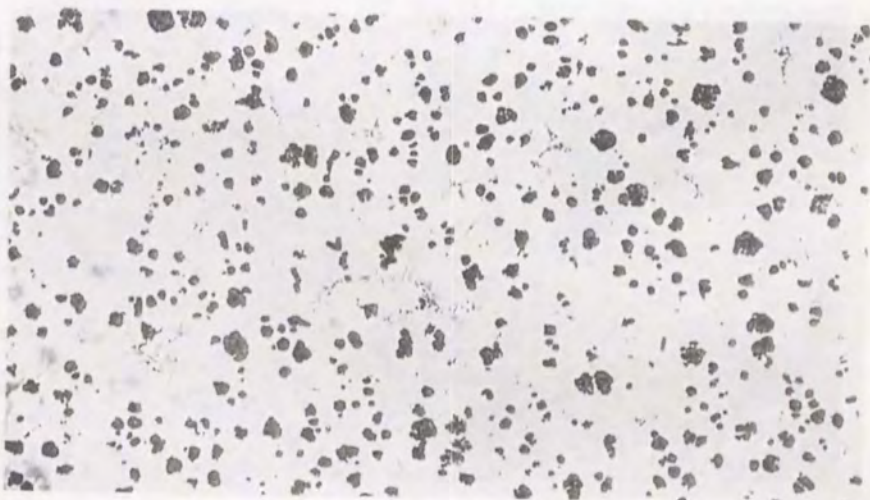
Sb : 0.0073mass%



T. No.15

Mg : 0.050mass%

Sb : 0.0085mass%



2mm

図2-26 黒鉛球状化率に及ぼすMg及びSb添加量の影響

T. No.6

Sb : 0.005mass%

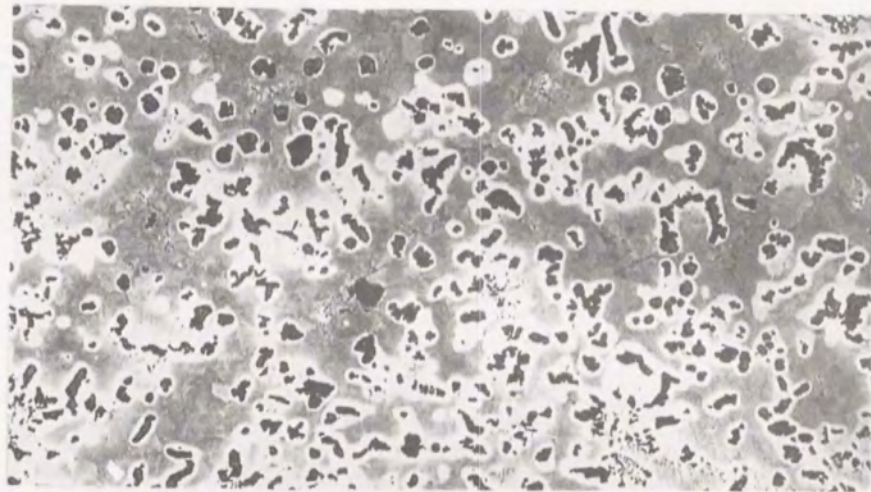
Mg : 0.054mass%



T. No.8

Sb : 0.002mass%

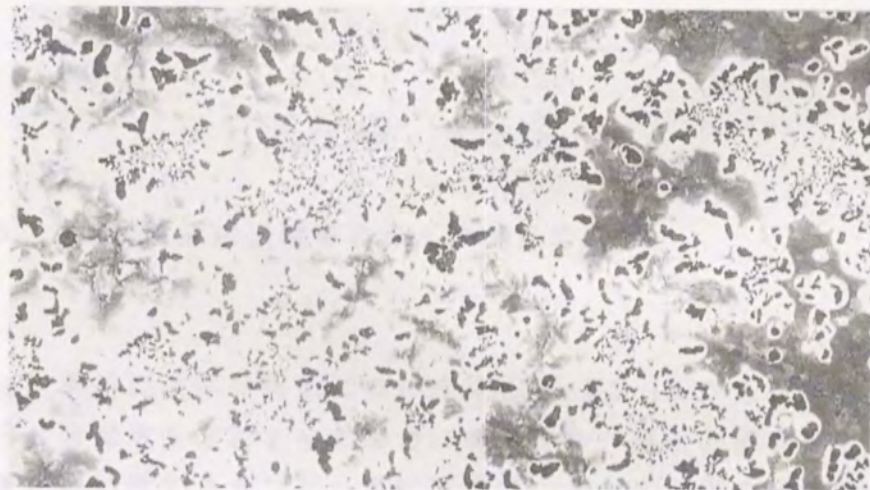
Mg : 0.057mass%



T. No.7

Sb : 0.0005mass%

Mg : 0.054mass%



2mm

図2-27 黒鉛球状化率に及ぼすSb添加量の影響

S b が添加されない場合の R E 添加量の有無がチャンキー黒鉛生成に及ぼす影響については、T. No. 1 と T. No. 7 の比較で見ることができる。両者とも同様にチャンキー黒鉛が発生しており、S b が添加されない場合は、R E の多少にかかわらずチャンキー黒鉛が発生すると考えられる。また、R E 添加量と黒鉛形状の関係を見ると、T. No. 3 に見られるように R E 及び C a の添加量の多い試験材には爆発状黒鉛が生成している。R E 添加量と爆発状黒鉛の発生量（面積率）の関係を図2-28に示すが、図からわかるように、R E 量が添加量で 0.02 mass% をこえると爆発状黒鉛が生成することがわかる。

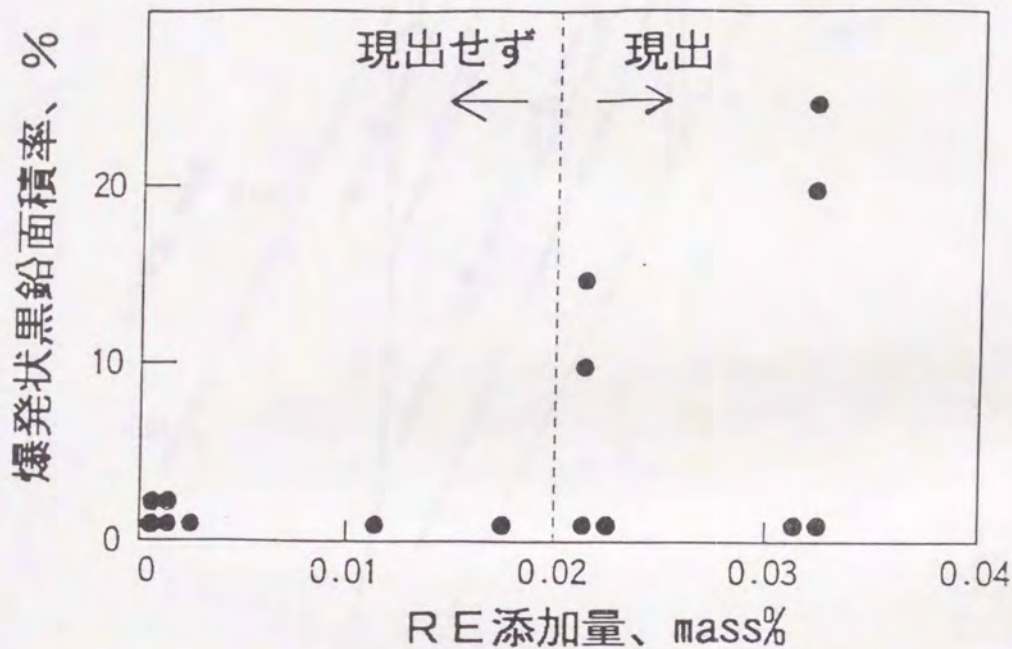


図2-28 爆発状黒鉛面積率と R E 添加量の関係

R E 添加量とチャンキー黒鉛面積率の関係について見ると、表2-16 から R E 添加量の増加に合わせて S b 添加量を増加させた場合にチャンキー黒鉛面積率が減少する傾向がわかる。R E 添加量とチャンキー黒鉛面積率、S b 添加量の間関係を図2-29に示すが、図から明らかなように、S b を添加しても R E 添加量が多くなればチャンキー黒鉛が生成していることがわかる。ここで、R E 無添加の試材においても R E 量が 0.005 mass% 含まれていたことから、R E 無添加のもの R E 添加量を 0.005 mass% として整理した。

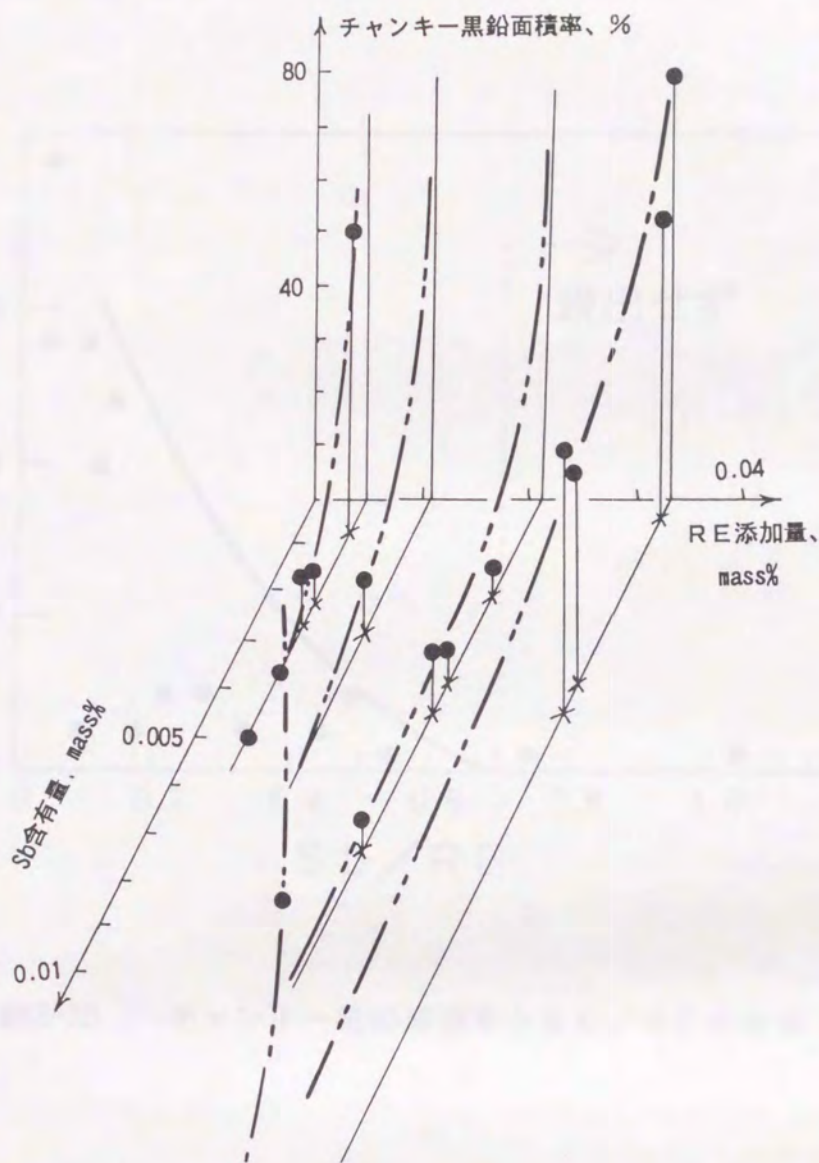


図2-29 RE、Sb添加量とチャンキー黒鉛面積率の関係

図2-29の結果から、Sb添加量とRE添加量の比をパラメータとしてチャンキー黒鉛面積率との関係を調べた結果を図2-30に示す。図から、Sb/REの比の増加につれてチャンキー黒鉛面積率が減少し、0.7以上の場合にチャンキー黒鉛が発生していないことがわかる。この関係は、図2-25、27で確認された黒鉛形状との関係と一致した傾向を示し、RE、Sbがチャンキー黒鉛の生成に関与していることが明らかである。

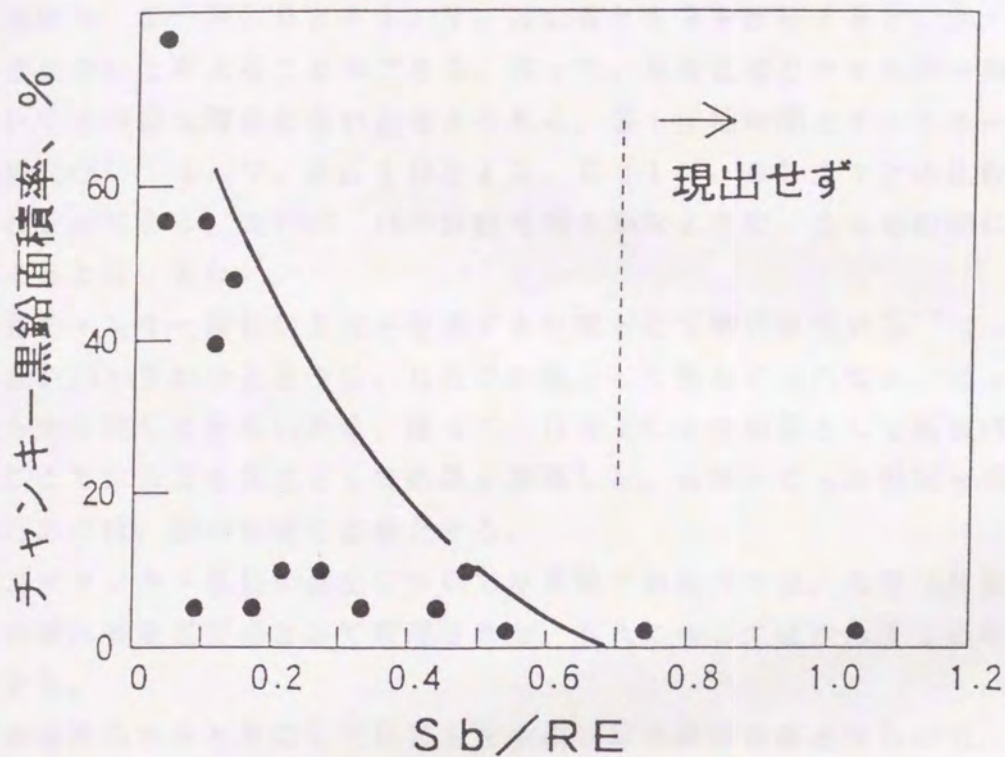


図2-30 チャンキー黒鉛面積率とSb/REの関係

2.4.4 考察

チャンキー黒鉛の発生については、Si、Si+Ni量、Ce量¹⁹⁾⁴³⁾等が影響するといわれている。そこで、本実験の範囲内で種々の考察を行なった。

Si量とチャンキー黒鉛面積率の関係を表2-16からみると、Si量約2.9%のT.No2を除けば、明瞭な相関があるとはいえない。T.No.2はSb無添加の試料であり、その影響とも考えらるため、チャンキー黒鉛発生とSi含有量との間に相関関係があるとはいえない。

Ni+Si量とチャンキー量については、表2-16のT.No.1~5とそれ以降のチャンキー黒鉛面積率から明瞭な関係が見出せないことは明らかである。

出鋼温度、球状化処理温度、接種温度、鑄込温度についても、チャンキー黒鉛の生成に影響を与えるかどうかを確認した。T. No. 1~9までは上記温度が高目、他は低目と設定している。表2-15, 16から、Sb添加、RE添加の条件が類似した試験で、T. No. 9と11、T. No. 5と13を比較すると、各々両者の間には差はないと考えることができる。従って、処理温度とチャンキー黒鉛の生成については明瞭な関係はないと考えられる。Si接種時期とチャンキー黒鉛生成の関係については、T. No. 10と12、5と13、9と11との比較によって見ることができる。表2-15, 16の比較で明らかのように、これらの間に明瞭な関係があるとはいえない。

Caもチャンキー黒鉛の生成を促進する元素として知られている⁴³⁾。本実験では、表2-13からわかるように、RE添加量として整理した内容は、Ca添加量としても全く同じことがいえる。従って、RE+Caの効果として見るべきであるが、ここではREを代表として結果を整理した。REとCaの効果を明確に分離するためには、別の実験を必要とする。

以上、チャンキー黒鉛の発生について本実験の範囲内では、RE (RE+Ca) とSbの添加量を主要因として整理された。これについては次のように考えることができる。

REは溶鉄中のSと反応してRESを生成し球状黒鉛の核となるので、球状化促進元素として位置付けられている^{44)~47)}。また、REはBi、Pb、Sn等の球状化阻害元素とCe₃Bi、Ce₂Sn等の金属間化合物を形成し、阻害元素の溶解量を減じるか、または生成した化合物が球状黒鉛の核となるために球状化率を向上させると考えられている^{32)~34)}。

一方、Sbは電気的には半金属であり、Sbよりも電気的に陽性な元素、アルカリ土金属等との化合物を作る性質を持つ。また、実際にCa₃Sb、Mg₃Sb、SbCe等が知られており、REとの化合物を作ると考えられる³²⁾。従って、Sbはチャンキー黒鉛生成促進元素であるCa、REと化合物を生成し、その溶解量を減じるためにチャンキー黒鉛生成促進傾向を弱めるのではないかと考えられる。

一方、黒鉛化阻害元素として、Ti、Cr、V等炭化物形成傾向の非常に強い元素と、Sb、Sn、Bi、N等周期率表のVb族を中心とする元素⁴⁾があり、これらVb族を中心とする元素は先に述べた球状化阻害元素と一致するものが多い。同様に、Ca、RE等はIa族を中心とする黒鉛化促進元素の一部でもある。

これらのことから、RE、Ca、Sbの作用については次のように考えることができる。鑄鉄中には微量の球状化阻害元素が含まれており、それを化合物として除去するにはREが有効に作用すると考えられる。従って、そのためには過剰

のREが必要である。しかし、過剰のREはチャンキー黒鉛促進元素となる。これらの過剰REを化合物として除去する元素として、Sbが有効に作用するものと考えられる。このように考えると、REとSbを同時に添加することによって球状化率を向上し、チャンキー黒鉛の生成を防止するという作用を説明できる。また、この考え方はチャンキー黒鉛の生成がこれら微量元素の影響を受けるが、これらの元素が化合物となった場合にはその影響を受けにくいことを示唆すると考えられる^{32) 33)}。

本実験の組織観察結果でも、同一Sb量でRE添加量の異なる図2-25のT. No. 3とT. No. 5の試材間でRE添加量と黒鉛粒数増加は対応しないので、一概にRE化合物が黒鉛の核となるとは考えにくく、REの溶解量がチャンキー黒鉛生成に影響すると考えられる。

REの偏析とチャンキー黒鉛の生成に関係があるとする報告³⁷⁾と関係がないとする報告^{29) 30)}と両方の考え方がある。関係がないとする報告はチャンキー黒鉛近傍のXMAによる分析によるものであり、あるとする報告はREの添加量を変化させてチャンキー黒鉛の発生を調べたうえで、チャンキー黒鉛近傍部のXMA分析を行った結果であることから、REの偏析だけでなく添加量そのものが影響すると考えるのが妥当と思われる。チャンキー黒鉛の生成機構そのものには種々の異論があるが、本実験結果から次のように考えることもできる。

チャンキー黒鉛の生成が共晶凝固時であるとする、その生成にはこれら溶解した微量元素が共晶凝固時の黒鉛オーステナイト間、あるいは各々の固液界面エネルギーに影響を与えることによって共晶組織が変化するためにチャンキー黒鉛となると考えられる。

以上述べてきたように、本実験結果から、チャンキー黒鉛の生成には微量元素(RE、Sb)が影響し、特にSbはその抑制効果が大きいことが明らかになった。

2. 4. 5 小 括

30kgの高周波溶解炉を用いて厚肉球状黒鉛鑄鉄における凝固をシミュレートした実験を行い、チャンキー黒鉛、及び爆発状黒鉛の発生条件を微量元素との関係で調べた。得られた結果を以下に示す。

- (1) 加熱炉中で鑄型を高温に保持したまま、鑄込、冷却を行うことで厚肉品の凝固冷却条件をシミュレートすることができた。
- (2) 爆発状黒鉛はREを多く添加すると発生し、 $RE \leq 0.02 \text{ mass\%}$ 以下では発生しなかった。

- (3) チャンキー黒鉛の発生は、Sb、REの添加量に主に支配され、Si量、Mg処理温度、铸込温度による明瞭な影響はみられなかった。
- (4) チャンキー黒鉛はREを多く添加すると発生するが、 $(Sb/RE) > 0.7$ の場合に発生しなかった。

2.5 厚肉球状黒鉛铸铁におけるチャンキー黒鉛発生時期

厚肉品の凝固時間をシミュレートするため、铸型を炉内で加熱しながら铸塊を凝固させ、凝固途中で空冷することにより、凝固過程のどの時点でチャンキー黒鉛が生成するかを調べる実験を行った。

2.5.1 実験方法

溶解は30kgサイリスタ溶解炉にて大気中で行い、原材料はケベック鉄と純鉄を65:35の割合で混合したものを使用した。铸型はあらかじめ加熱炉内で共晶温度直下(1303K~1423K)に加熱しておき、铸込後も炉内で所定時間共晶温度直下に加熱保持した後、冷却した。溶解温度は1773Kとし、取鍋に注入後、球状化剤、接種剤を1673Kで同時添加し、1573Kで铸込みを行った。砂型は硅砂水ガラス型とし、铸塊のサイズは90×90×90mmとした。砂型は1つの実験で4個作成し、4個同時に铸込みを行い、4個とも炉中で加熱保持した。1つの砂型で溶鉄の測温を行いながら各砂型を所定の温度条件のときに炉から出して凝固させることにより凝固時間をコントロールした。共晶直前、共晶温度保持10分、60分、120分でそれぞれ大型炉から出して冷却後、型ばらしを行った。

铸塊は铸込姿勢で上(T)、下(B)方向(縦断面)で、中心から切断、研磨し、マクロ腐食後、黒鉛組織を観察した。用いた球状化剤、接種剤の化学成分を表2-17に示す。

表2-17 球状化剤及び接種剤の化学成分 (mass%)

化学成分	Si	Mg	RE [*])	Ca	Fe
球状化剤	45	3.5	1.5	1.5	bal
接種剤	50	—	—	—	bal

*) Ce : 約 50 mass%, La : 25~35 mass%, 残 : RE

実験は5チャージ行い（各チャージをテストNo.とし、以下T. No. と記す）、そのうち3チャージについて共晶凝固保持時間を変化させた試料で組織観察を行い、残りの2チャージ（T. No. 4、5）については150×150×150mmの鑄型とし、長時間保持後（12時間以上）の組織観察を行った。

2.5.2 実験結果

各実験での鑄塊の化学成分分析結果及び共晶凝固保持温度を表2-18に、試験No.（以下T. No.）毎に示す。

表2-18 各試験の試材形状、保持温度、化学成分

試験 No.	化 学 成 分 (mass%)							保持温度 (K)	試材形状 (mm)
	C	Si	Mn	P	S	Sb	Mg		
1	3.76	1.76	0.22	0.024	0.009	0.0038	0.077	1303	90 x 90 x 90
2	3.85	1.78	0.24	0.027	0.007	0.0040	0.031	1403	
3	3.58	1.79	0.20	0.018	0.016	0.0029	0.036	1403	
4	3.79	1.80	0.23	0.020	0.010	0.0040	0.036	1403	150x150x150
5	3.74	1.71	0.23	0.021	0.009	0.0020	0.029	1403	

厚肉材を想定して共晶組成近傍の化学組織とし、Sbを少量ずつ添加し、Si添加量も低めとした。

T. No. 1～3の実験の冷却曲線と鑄込後の炉からの砂型引き出し時間を共晶凝固保持時間とともに図2-31に示す。また、T. No. 5の冷却曲線を550mm厚の厚肉鑄物での測定結果と合わせて図2-32に示すが、十分厚肉材の凝固時間を模擬していることがわかる。T. No. 1～3の各共晶保持時間でのマクロ組織を図2-33～35に示すが、各試材でのマクロ組織観察結果も厚肉品での組織に類似しており、本試験は厚肉鑄物の長時間凝固条件をほぼ再現していると考えられる。

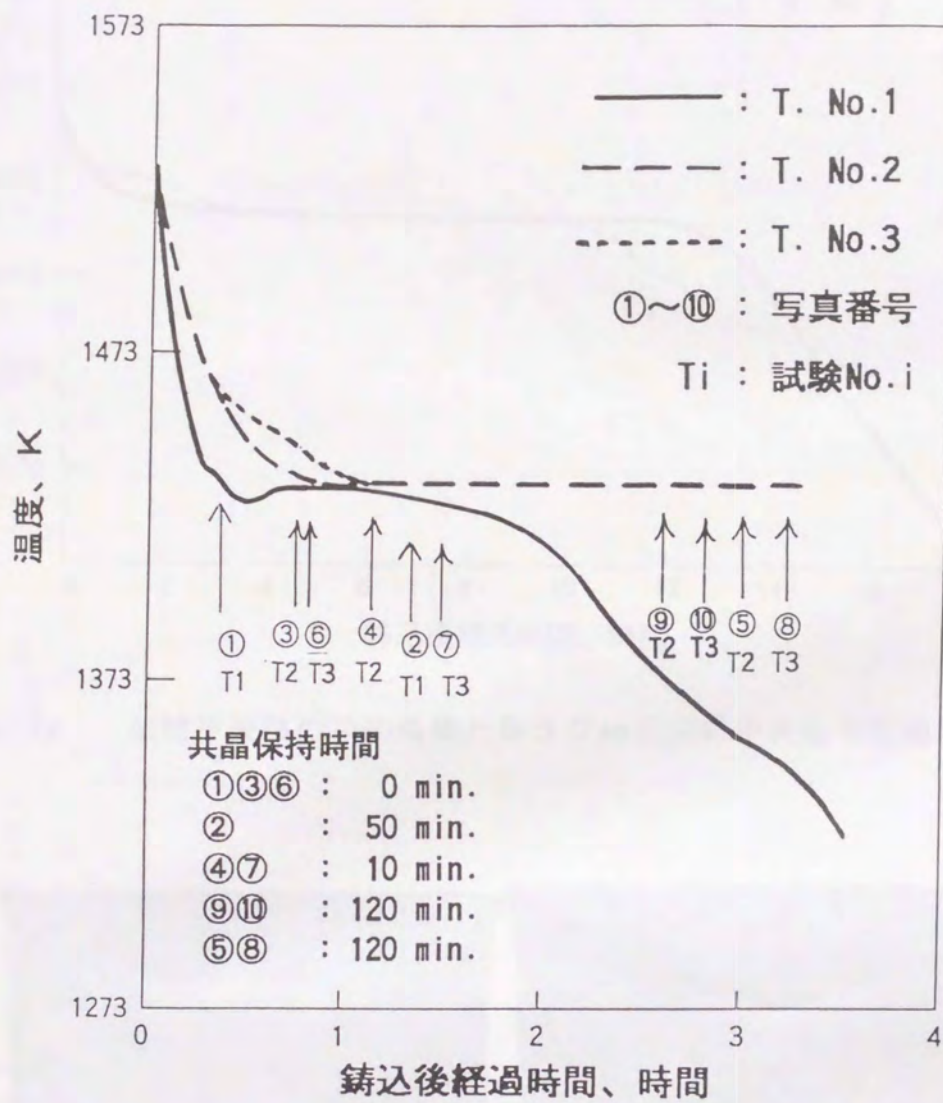


図2-31 各試験の保持時間と冷却曲線

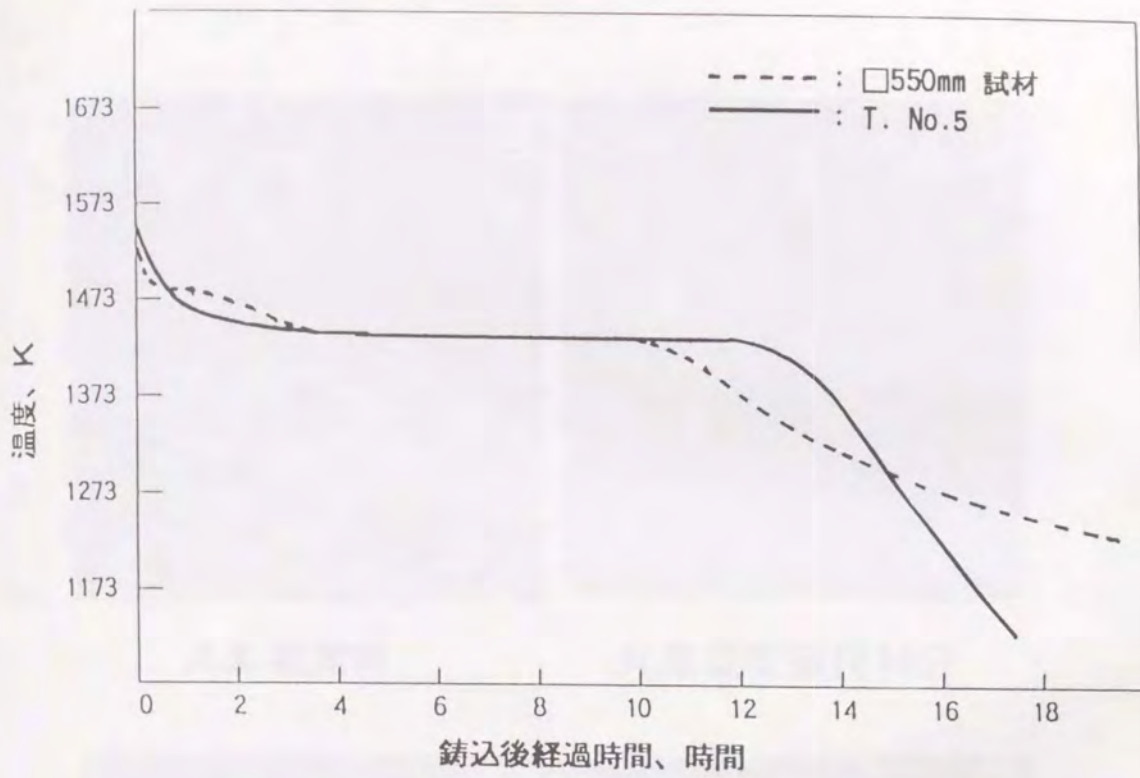
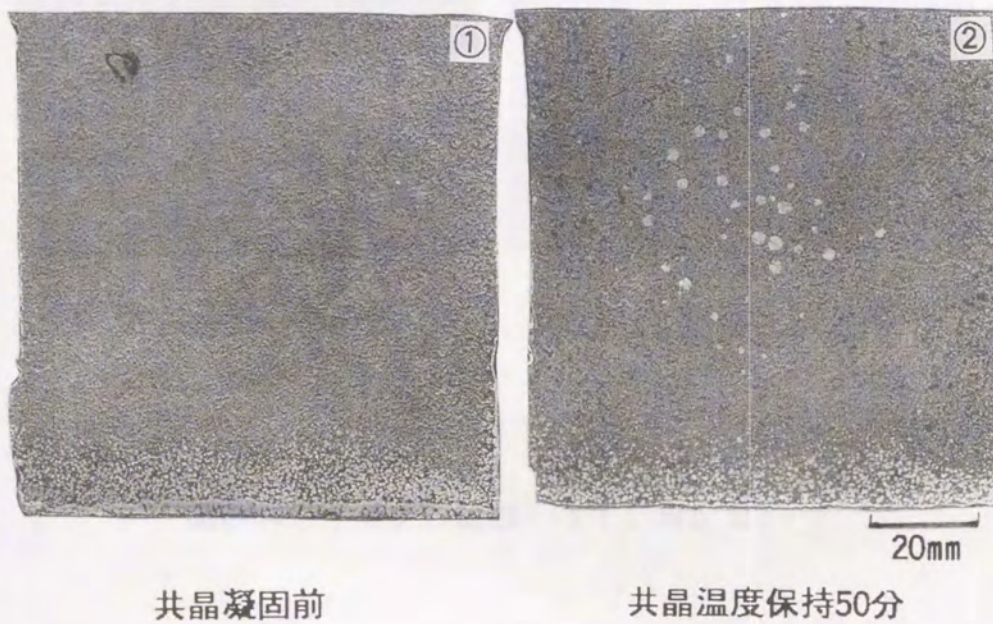


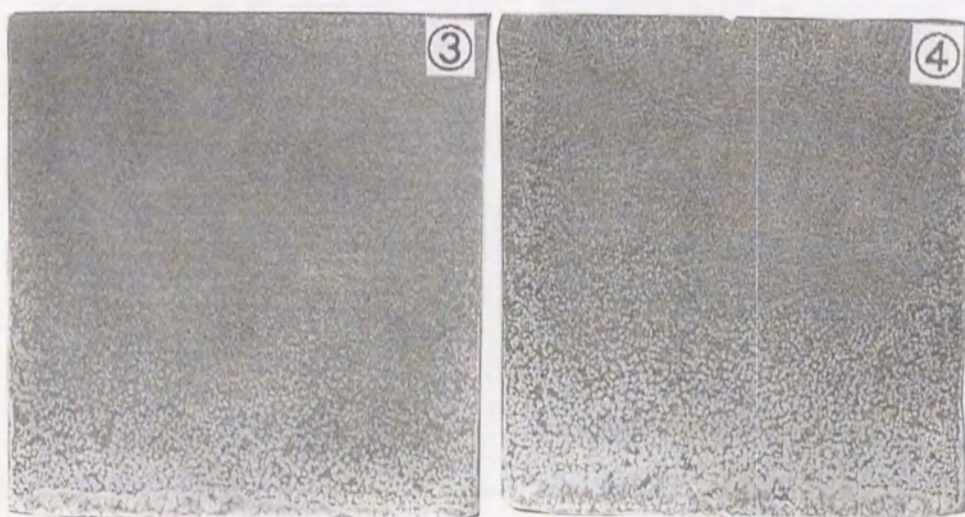
図2-32 試材中央部の冷却曲線と550mm厚試材中央の冷却曲線の比較



共晶凝固前

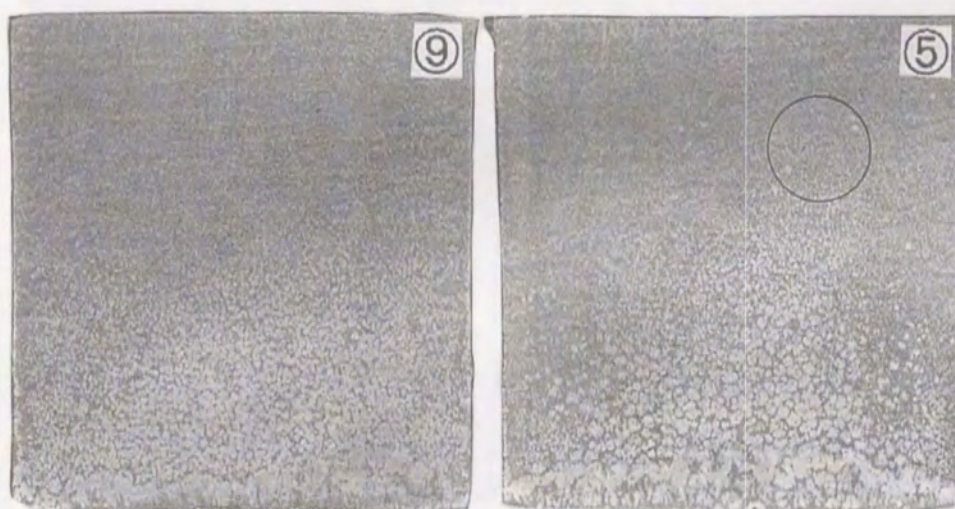
共晶温度保持50分

図2-33 マクロ組織 (T. No. 1)



共晶凝固前

共晶温度保持10分



共晶温度保持60分

共晶温度保持120分

—
20mm

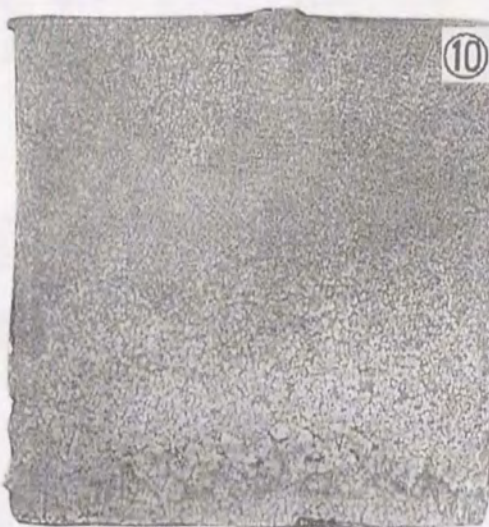
図2-34 マクロ組織 (T. No. 2)



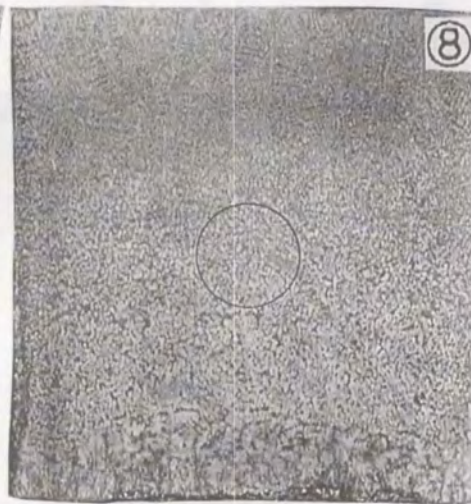
共晶凝固前



共晶温度保持10分



共晶温度保持60分



共晶温度保持120分

20mm

図2-35 マクロ組織 (T. No. 3)

T. No. 1 は砂型の保持温度を 1303 K と低くして、比較的早く凝固させた試験であり、共晶凝固時間も約 2 時間と短くなっている。その共晶凝固前と共晶凝固保持 50 分で炉から引き出して凝固させた試料の黒鉛組織を図 2-36 に示す。

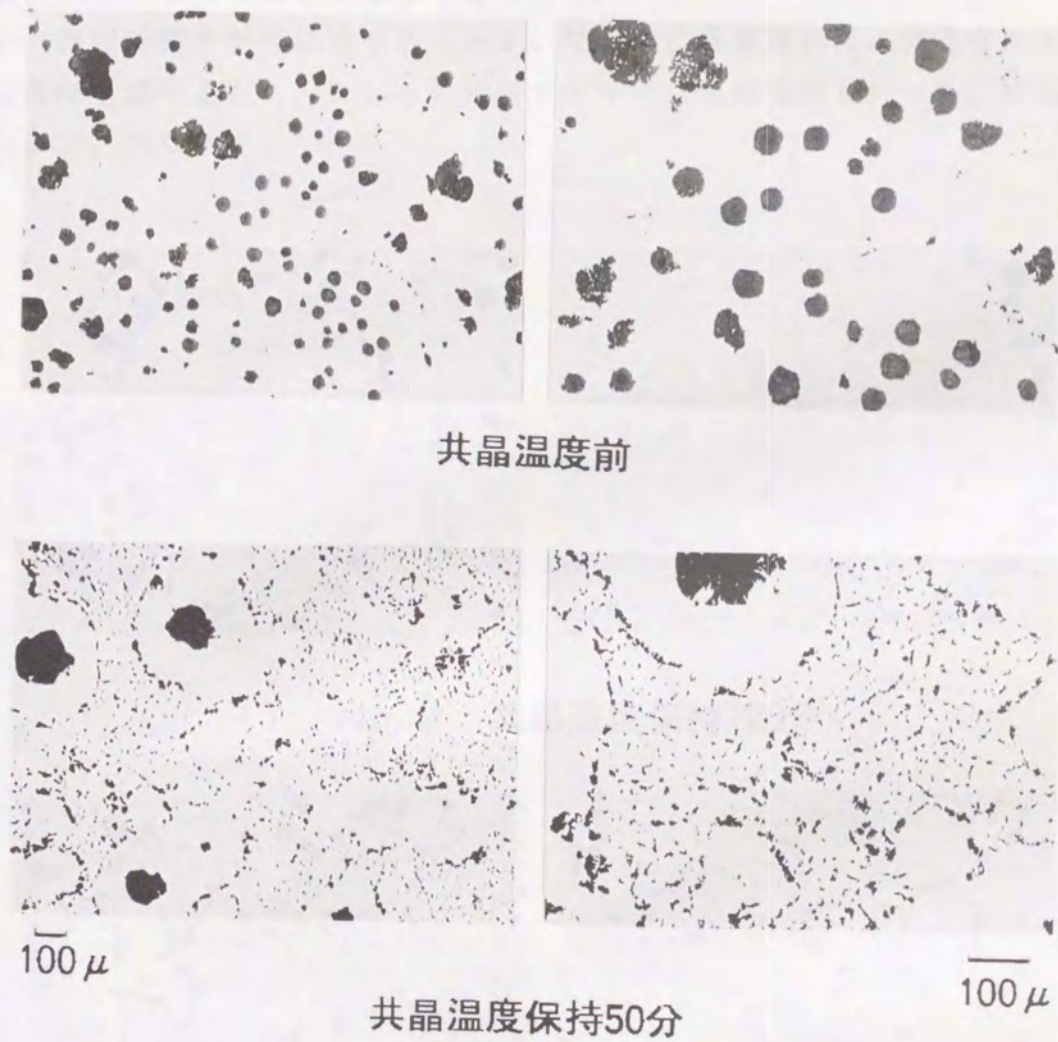
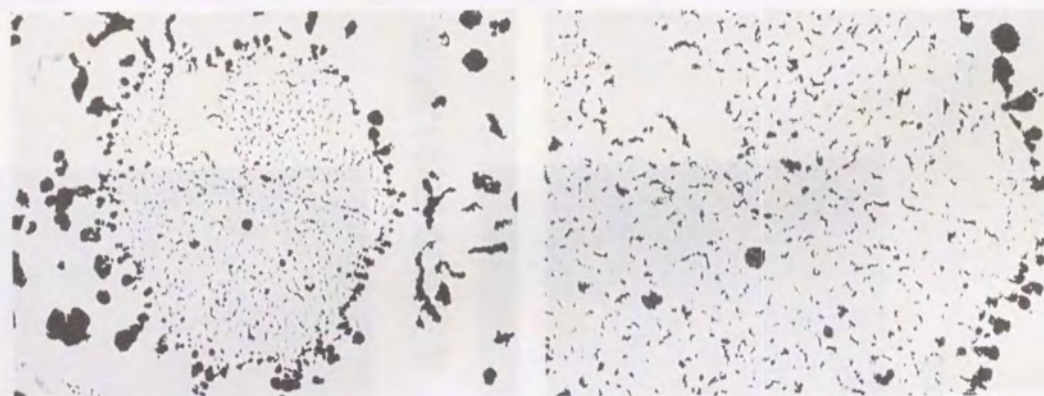


図 2-36 T. No. 1 での黒鉛組織

図から明らかなように、共晶温度前に炉から取り出して凝固させた試料にはチャンキー黒鉛は全く観察されなかったが、共晶温度で50分保持後、凝固させた試料ではチャンキー黒鉛が観察された。同様にT. No. 2、3においても、各々の共晶保持時間の試料で黒鉛組織の観察を行った。図2-34、35からわかるように、共晶セルは観察されたが、共晶保持時間120分の試料以外はチャンキー黒鉛は観察されなかった。このため、T. No. 2、3での共晶保持120分の試料で観察されたチャンキー黒鉛組織を図2-37に示す。これらの結果から、チャンキー黒鉛は共晶凝固の末期で発生すると考えられる。

次に、凝固時間を十分に長くとしたT. No. 4、5を用いて、共晶セルと凝固組織の関係を調べるため、これらの試料でのマクロ組織観察を行った。結果は、各々図2-38、39に示す。



T. No. 2 共晶温度保持120分

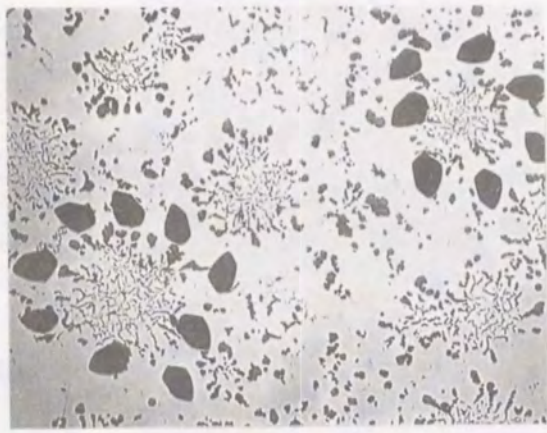
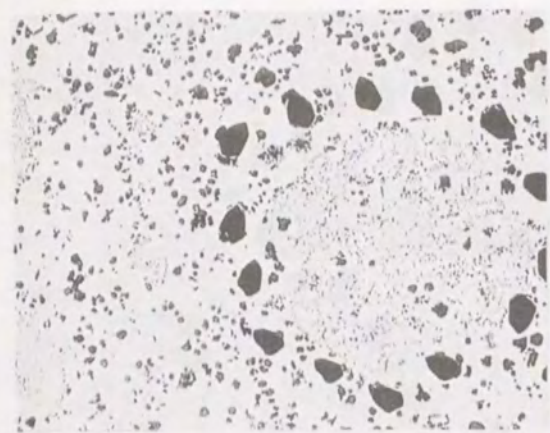


100 μ

100 μ

T. No. 3 共晶温度保持120分

図2-37 長時間共晶温度保持試料の黒鉛組織



共晶温度保持12時間

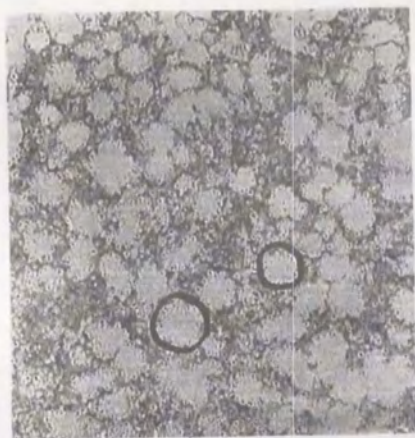


図2-38 マクロ組織とミクロ組織の関係 (T. No.4)

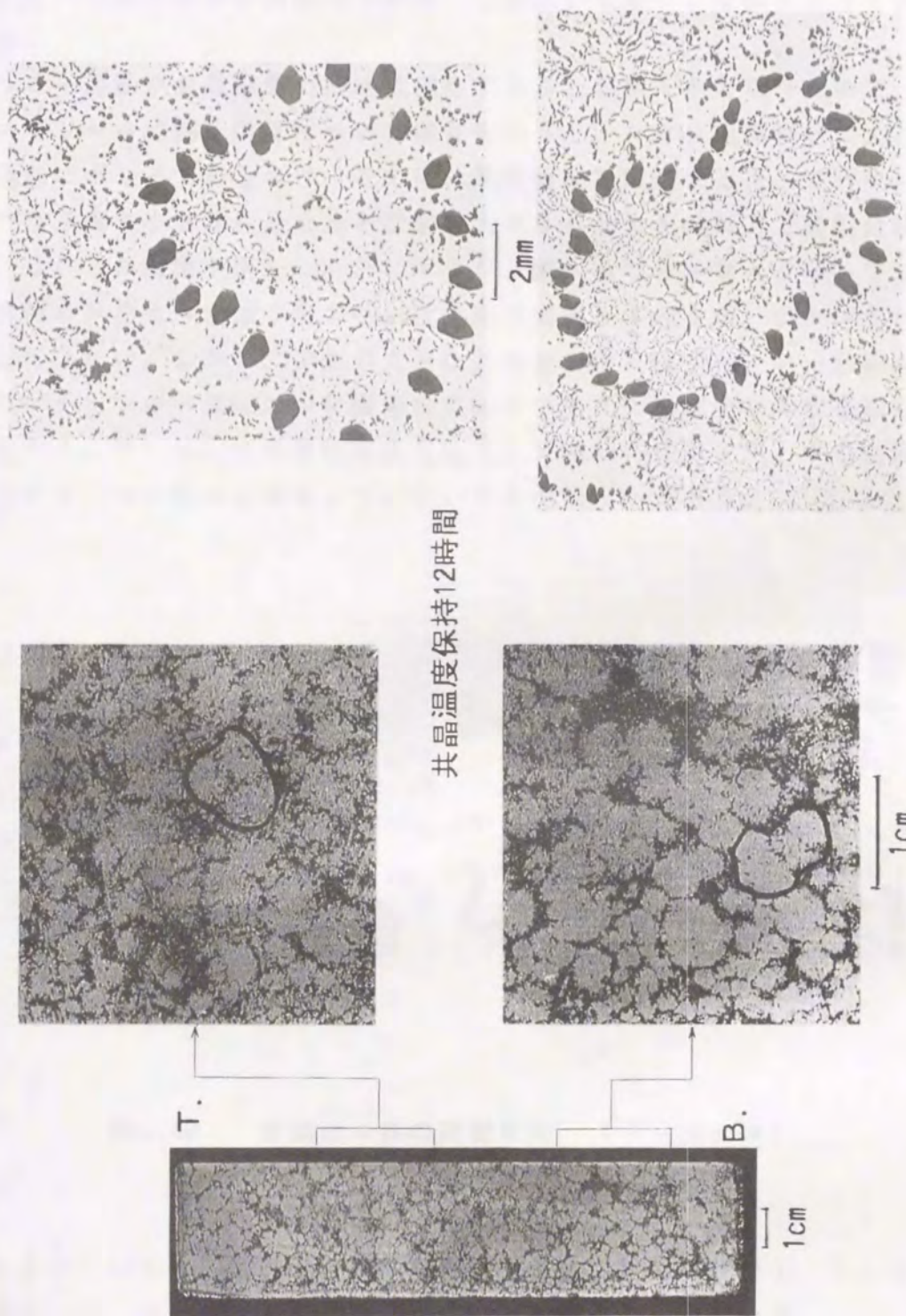


図2-39 マクロ組織とミクロ組織の関係 (T, No. 5)

いずれも共晶セルが明瞭に観察されるが、その形態は異なっている。T. No. 4ではB側に小さな共晶セルがあり、T側に大きな共晶セルが発生しているが、T. No. 5では試料全体に共晶セルが均一に発生しており、その大きさもほぼ同じである。

チャンキー黒鉛が共晶凝固の終期に発生することが明らかとなったので、共晶セルとチャンキー黒鉛の関係について調査を行った。マクロ組織観察により共晶セル外周部にポンチで印をつけ、その後、黒鉛組織を観察する方法で行い、T. No. 4ではB側の小さな共晶セルとT側の大きな共晶セルの両方で黒鉛組織を観察した。これらの結果を図2-38, 39に示すが、図から明らかなように、T. No. 4ではB側の共晶セルには小型の芋虫状黒鉛が密集しているが、チャンキー黒鉛は発生していない。しかし、T側の大きな共晶セル内にはチャンキー黒鉛が発生しており、チャンキー黒鉛の中に爆発状黒鉛及び小さく不完全な球状黒鉛も同時に観察される。T. No. 4の黒鉛組織を拡大して図2-40に示すが、芋虫状黒鉛組織中にはチャンキー黒鉛は発生していないことが明らかである。

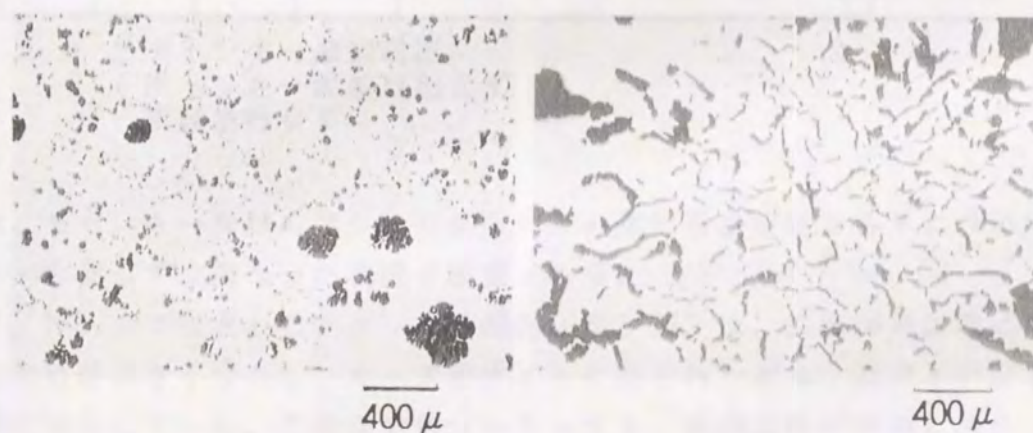


図2-40 共晶セル内の黒鉛組織 (T. No. 4)

T. No. 5についても、図2-38から明らかなように、黒鉛形状はT、Bのセルも同様であり、T. No. 4より少し細かい芋虫状黒鉛が発生している。

以上の結果から、チャンキー黒鉛は共晶凝固時の終期に共晶セル内、共晶セル間、又はアデンドライト間に発生することがわかる。しかし、共晶凝固保持時間が長い場合に必ず発生するわけではないことがわかった。

2.5.3 考察

以上の実験結果から、チャンキー黒鉛の生成した条件をまとめて表2-19に示す。表から明らかなように、チャンキー黒鉛の発生場所は共晶セル内または共晶セル間等の最終凝固域に限られており、最も共晶保持時間が長かった場合にのみチャンキー黒鉛が発生している。

表2-19 チャンキー黒鉛発生時期

試験 No.	共晶凝固温度保持時間 (分)					チャンキー黒鉛 発生場所	推定共晶凝固 時間 (時間)
	10	50	60	120	600		
1	—	Y	—	—	—	共晶セル間	2
2	N	—	N	Y	—	共晶セル	3
3	N	—	N	Y	—	最終凝固位置	3
4	—	—	—	—	Y	大型共晶セル	12
5	—	—	—	—	N	—	12

Y : チャンキー黒鉛現出
 N : チャンキー黒鉛現出せず
 — : 実験施行せず

また、チャンキー黒鉛の発生した共晶セルの黒鉛発生状況を各々について見ると、それぞれ少しずつ異なった状況が観察される。

T. No. 1で現出したチャンキー黒鉛(図2-36)は、共晶保持以前に晶出した球状黒鉛が大きく成長し、オーステナイトに囲まれたセル、及びγデンドライトの間に発生している。この発生状況からみても、凝固の最終時期に発生していることがわかる。T. No. 2、3で現出したチャンキー黒鉛(図2-37)についてみると、その状態がT. No. 1と全く同じではなく、T. No. 2のチャンキーはT. No. 1と同様に共晶セル内に限って発生しているが、その共晶セルの中に不完全ではあるが小径の球状(10μ程度)の黒鉛及び塊状黒鉛も含んでいる。T. No. 3ではチャンキー黒鉛は芋虫状黒鉛とともに発生しており、完全な共晶セル内ではなく、マクロ組織と合わせると、芋虫状黒鉛による共晶凝固の最終凝固または既凝固部と既凝固部の間に発生していると考えられる。また、T. No. 2と同様に小径(10μ程度)の塊状の黒鉛がチャンキー黒鉛に混ざって晶出している。T. No. 4では、チャンキー黒鉛が共晶セル内に発生しているのはT. No.

1、2と同じであるが、全ての共晶セルに発生しているわけではなく、鑄塊上部の比較的大きな、輪殻の不明瞭な共晶セルに発生している(図2-38)。チャンキー黒鉛の発生している共晶セルは初晶の成長した球状黒鉛を含み、チャンキー黒鉛に混ざってT. No. 2と同じく20~40 μ 程度の小粒の塊状黒鉛を多く含み、その周囲にはオーステナイト殻を有さないように見える。T. No. 5はチャンキー黒鉛を含まず、芋虫状の黒鉛(粗い共晶黒鉛)で共晶セルができており、鑄塊中の共晶セルの発生状況もT. No. 4とは異なり、全体にほぼ均一に発生している(図2-39)。これらの観察結果から、爆発状黒鉛、チャンキー黒鉛等の異常黒鉛は球状黒鉛の成長過程で球状黒鉛が膨張の圧力で破壊されて生じるとする説⁴⁸⁾や浮上した球状黒鉛のまわりに黒鉛が析出して雪状(爆発状)黒鉛となるという考え方⁴⁹⁾は本実験結果を説明できないことは明らかである。

本実験の冷却方法は、凝固途中で試料を空冷させる方法であるため、試料で観察される組織は凝固途中のそれではなく、空冷後のそれを示すものであるが、これらのチャンキー黒鉛の生成状況、チャンキー黒鉛の発生時期から、チャンキー黒鉛の発生機構として次のようなことが考えられる。

球状黒鉛鑄鉄に発生する異常黒鉛の発生時期、発生原因と微量元素の影響については、例えば、堀江らによる一連の実験により、阻害元素とその阻害機構が3タイプに分類され⁵⁰⁾⁵¹⁾、凝固冷却曲線と合わせて詳細に研究されている^{32)~35)52)}。そこでは、球状黒鉛を晶出した後の凝固中、終期になって異常黒鉛が晶出することが確認されている。また普通鑄鉄においても、冷却曲線の変化と黒鉛形態の変化に関連がある⁵³⁾とされている。図2-31, 32から明らかのように、共晶保持後、徐々に凝固が進行し、その後、最終凝固部が比較的速い冷却速度で凝固しており、チャンキー黒鉛の観察された共晶セル、最終凝固部もこの時期に凝固したものと考えられる。球状黒鉛鑄鉄の凝固では、外殻が膨張しても内部が膨張しているとは限らないが⁵⁴⁾⁵⁵⁾、本実験では試料の切断結果から引け巣もなく、内部においても凝固層の膨張があったと考えられる。その場合、初晶球状黒鉛を含むオーステナイトシェル間の融液はシェルの成長とともに未凝固部に凝縮し、微量元素を含む濃化傾向をもつ成分の濃化が生じると考えられる。これら濃化した領域では、当然、多元系組成となっているので黒鉛とオーステナイトの2元共晶凝固はある温度範囲を持つはずであり、共晶組成も変化すると考えられる⁵⁶⁾。2元系のラメラ共晶凝固においては、その層間距離は凝固速度が速くなれば狭くなることが知られており、Fe-C系においてもS等界面活性元素の影響、Ca接種の影響等で凝固組織、黒鉛間隔が変化することが研究されている^{57)~59)}。これらのことから、チャンキー黒鉛は最終凝固部が比較的速い速度で共晶凝固し、微量元素等が濃化し、ある特定の成分系となったときに、細かく枝わかれした不

規則な共晶黒鉛が晶出することによって生じると考えることができる。Al-Si合金系においても、Naの微量添加で共晶組織が大きく変化することが知られており⁶⁰⁾、Fe-C系においても凝固速度変化によって黒鉛間隔組織が変化することや⁶¹⁾、コロニー、共晶セル組織が現出することが知られている⁶²⁾。従って、黒鉛形状の変化が、ある成分系、凝固速度で生じることが十分考えられるし、先に述べたよう、厚肉球状黒鉛鋳鉄に生じるチャンキー黒鉛とRE、Sbの関連が実験で確認されている。T. No. 1~5ではMg、Sbを除けば他の成分には大きな差はなく、T. No. 5においてチャンキー黒鉛が生成しなかったことは、これらを含む微量元素の影響があった可能性があると考えられる。微量元素の中には、CeS、Al₂O₃等の化合物を作るものがあり、これらが片状黒鉛を作る核となることも知られている^{33) 35) 40) 63)}。共晶凝固保持時間が短い場合には濃化も不十分であり、これらの化合物が浮上しきらずに黒鉛核として存在し、片状等の黒鉛を生成すると考えれば、チャンキー黒鉛が生成しなかったT. No. 2、3の結果の説明の1つとなり得ると考えられる。

チャンキー黒鉛に混在する塊状に見える黒鉛の生成原因については明らかではないが、ここでは次のように考えられる。晶出する黒鉛が微量元素の影響で片状から塊状へ変化する可能性があるとする、速い凝固速度の共晶凝固で黒鉛が晶出する場合にチャンキー黒鉛とともに小さな塊状の黒鉛が生成することもあり得るとも考えられる。また、球状黒鉛の核となり易いといわれているRE化合物のような液体の介在物が存在すれば、その可能性は高くなると思われる^{32)~34) 64)~68)}。

REを多く添加すればチャンキー黒鉛が生成することは2.4節の結果でも明らかであるし、N. Tingyi³⁵⁾らも凝固途中の試料を急冷することで確認している。また、共晶凝固中にチャンキー黒鉛が生成することは糸藤^{29) 30)}ら、T. Tingyi³⁶⁾、J. Zhou³⁷⁾らによってもそれぞれ確かめられており、本実験においても確認された。糸藤らは、共晶時の γ デンドライト間の融液部に介在物またはデンドライト壁そのものに黒鉛が晶出することにより、不規則なチャンキー黒鉛となるとしているが、J. Zhou²⁸⁾、N. Tingyi²⁷⁾らの結果からは、共晶凝固により黒鉛と γ が生成していく（晶出の初期は糸藤らの指摘通りと考えられるが）と考えた方が実験結果を全体的に説明できると考えられる。坂本⁶²⁾らの一方向凝固による実験結果では、凝固速度が増加すると黒鉛が湾曲化し、コロニーから共晶セルへと移行し、 G/V （温度勾配/凝固速度）のパラメータで組織変化が整理できるとしている。また、中江⁵⁹⁾らの一方向凝固による実験結果では、成分の変化によって黒鉛- γ 界面形態が変化していることを考えると、チャンキー黒鉛は共晶凝固によって生成し、凝固条件と化学成分によって決定されると考えること

ができる。J. Zhou³⁷⁾らが実験に用いた試材が過共晶成分系であり、容易にチャンキー黒鉛が生成していること、他の発生例は成分濃化部（熱中心部）以外に報告されていないこと、Si接種を少なくすると（亜共晶系の成分にすると）チャンキー生成を抑止できる²²⁾という報告もあること、パーライト生成傾向の強いSbをREと同時に添加することによって、その生成を抑止できること、等から、チャンキー黒鉛は過共晶に近い特定の成分系で、凝固速度が加速されるような場合に発生しやすいと考えられる。

細かく枝わかれした複雑なチャンキー黒鉛の形態についても、共晶凝固組織が固液界面エネルギーの影響をうけるので黒鉛がファセット成長を行い⁶⁹⁾、 γ -液相の界面エネルギーの影響をより強く受けるであろうと考えられることから説明できる。また、化学成分の影響が凝固温度だけでなく当然、固液界面エネルギーにも及ぶことが明らかであることから、界面エネルギーが影響していると考えられることができるし、チャンキー黒鉛とより粗い芋虫状共晶黒鉛の共存についても説明できる。

以上の考察により、チャンキー黒鉛の生成機構を最終凝固部での微量元素を含む成分濃化した溶液からの凝固速度の速い共晶凝固と推定したが、その実証は今後のより詳細な研究によらねばならないと考えられる。また、実操業では冷却を速くし、共晶凝固時間を短くするとともに微量元素をコントロールすると、チャンキー黒鉛の生成を防止できる⁷⁰⁾⁷¹⁾と言える。

2.5.4 小 括

厚肉球状黒鉛鋳鉄の凝固時間をシミュレートした試験結果から、チャンキー黒鉛の発生機構を検討し、次のことが明らかになった。

- (1) チャンキー黒鉛は共晶凝固終期に発生した。
- (2) チャンキー黒鉛発生場所は凝固終期に発生したと考えられる共晶セル内、または共晶セル間や γ デンドライト間の最終凝固部であった。
- (3) チャンキー黒鉛に混ざって10～40 μ 程度の小粒の塊状黒鉛が観察された。
- (4) チャンキー黒鉛は最終凝固部に微量元素等が濃化した場合のような特定の化学成分で、凝固速度が加速される条件の場合に発生しやすいと推定された。

2.6 結 言

厚肉フェライト基地球状黒鉛鑄鉄の延性に及ぼす金属組織学上の因子、化学成分、および延性低下の最大の要因である異常黒鉛の生成とその生成機構についての研究を行った結果、次のことが明らかとなった。

- (1) 伸びに影響を与える金属組織学上の因子では、フェライト面積率と黒鉛球状化率の影響が大きく、フェライト面積率を90%以上にし、黒鉛球状化率が70%以上でなければ高い伸びの値は得られない。
- (2) 金属組織学上の因子が伸びに及ぼす影響については、肉厚の影響による本質的な差はない。
- (3) 厚肉フェライト基地球状黒鉛鑄鉄の適正成分範囲内では、化学成分が伸びに及ぼす影響はほとんどない。
- (4) 厚肉品ではセメントタイトが生成するため、100%のフェライト面積率は得られず、95%程度が最大と予測された。
- (5) Mgのフェーディングは反応速度論による考え方で推定できることが確かめられ、大容量(25トン)の溶湯ではその程度は少なく、15分で初期値の20%程度の減少であった。
- (6) 異常黒鉛の発生は化学成分の影響を受け、チャンキー黒鉛はSb/REが0.7以上になると発生せず、爆発状黒鉛はREが0.02%以上で発生した。
- (7) チャンキー黒鉛は共晶凝固終期に生成することが確認され、その生成は化学成分と凝固条件によって決定されることが考察された。

これらの研究結果から、厚肉フェライト基地球状黒鉛鑄鉄においては、主要化学成分を適切に設定したうえで、Mg、RE、Sbを添加し、フェーディングを考慮して鑄造条件を設定し、短い凝固時間(4時間以内)で凝固させることによって十分に延性を有する材料を製造することが可能であると考えられる。

参 考 文 献

- 1) 千葉、出原、西村：鑄鍛造と熱処理 (1984) 10, 11
- 2) 喜多：総合鑄物 (1983) 4, 51
- 3) 柳沢、丸山：日本金属学会報 (1975) 14, 27
- 4) 井ノ山、山本、川野：反応論から見た鑄鉄 (1992) (社)日本鑄鍛造協会
- 5) 日出平、西村：鑄物 57 (1985) 4, 255
- 6) 糸藤：第434回鑄物技術講演会 第433号 (1994)
- 7) 丸山、佐藤：鑄物 39 (1967) 2, 151
- 8) 森田：総合鑄物 9 (1968) 5, 44
- 9) 山本、目黒、真田、高村、木村：第16回鑄物協会シンポジウムテキスト (1987) 32
- 10) 鑄鉄の特性と黒鉛化現象に関する基礎 研究報告 3 (社)日本鑄鍛造協会
- 11) 岡田、前橋：鑄物 43 (1971) 8, 649
- 12) 森、岩成：鑄物 41 (1969) 4, 58
- 13) 球状黒鉛鑄鉄：アグネ P.198
- 14) 森田、尾崎：鑄物 40 (1968) 296
- 15) 岡田、前橋：鑄物 49 (1969) 4, 59
- 16) 阿部：鑄物 39 (1967) 803
- 17) 張、山本、川野、尾崎：日本金属学会誌 41 (1977) 1019
- 18) 張、山本、川野、尾崎：日本金属学会誌 41 (1977) 479
- 19) Stephen I Karsay：Ductile Iron I (1976) QST
- 20) 小竹、西尾、山田：鑄物講演概要集 119回 (1991) 42
- 21) 津村、一宮、成田、竹之内：鑄物 67 (1995) 8, 527
- 22) 豊島：鑄物 67 (1955) 2, 133
- 23) 国本、佐川、三浦、糸藤、岡村：第123回鑄物講演大会概要集 33
- 24) 日出平、西村：鑄物 37 (1985) 4, 255
- 25) 千葉、出原、西村：鑄鍛造と熱処理 (1984) 10, 11
- 26) H. メヤー (相沢訳)：鑄物 47 (1975) 4, 2
- 27) 糸藤、榎谷、橋本、山田：第121回鑄物講演大会概要集 6
- 28) E. Campomanes：Giesserei 65 (1978) Nr. 20, 28 Sept. 535
- 29) 糸藤：技術情報；日本強靱鑄鉄協会 Vol. 30, No.2, 1
- 30) H. Itofuji and H. Uchikawa：AFS Trans., Vol. 98 (1990), P.429
- 31) Z. Jiyang, W. Shmitz, S. Engler：AFS Trans. 90-23, 763
- 32) 堀江、宮手、斉藤：鑄物 54 (1982) 5, 295

- 33) 堀江、齊藤：鑄物 58 (1986) 12, 862
- 34) 堀江、宮手、齊藤：鑄物 55 (1983) 1, 27
- 35) 堀江：鑄物 49 (1977) 7, 393
- 36) N. Tingyi, Z. Zhu. : The Foundryman, Aug. (1988) P.390
- 37) J. Zhou, W. Schmitz, S. Englar : Giesserei - Forshung Vol. 39, No. 2 (1987) P.55
- 38) 藤田：鑄物 40 (1966) 3, 300
- 39) W. S. Pellini, G. Sandoz, H. F. Bishop : Trans. ASM 45 (1954) 418
- 40) 奥本、岡田、前橋：鑄物 38 (1966) 276
- 41) 張、山本、川野、尾崎：日本金属学会誌 41 (1977) 471
- 42) 金属便覧 P.1145 図9.4 丸善
- 43) E. Campomanes : Giesserei 65 (1978) Nr. 20, 535
- 44) 千田、堀江：JACT NEWS (1985) 5, 22
- 45) 堀江、宮手、齊藤、小綿：鑄物 56 (1984) 8, 491
- 46) 堀江、小綿、阿部、千田：鑄物 57 (1985) 12, 778
- 47) 井川、喜多、草川、新山、松本：球状黒鉛鑄鉄の基礎と応用、丸善
- 48) P. Strizik, F. Jeglitch : AFS International Cast Metals Jarnal Sept. (1976) 23
- 49) 季、川野：日本金属学会誌 44 (1980) 4, 339
- 50) 堀江：鑄鍛造と熱処理 8 (1980) 9
- 51) 堀江、大平、井川：鑄物 41 (1969) 11, 873
- 52) 堀江：鑄物 47 (1975) 836
- 53) 大出、千田：鑄物 58 (1986) 79
- 54) 高森、新山：鑄物 64 (1992) 338
- 55) 高森、新山：鑄物 65 (1993) 39
- 56) 小野、清水、村井、大城：鑄物 63 (1991) 4, 340
- 57) 中江、金、管野：鑄物 66 (1994) 7, 495
- 58) 近藤、中江：日本金属学会誌 55 (1991) 4, 437
- 59) 中江、山内：日本金属学会誌 58 (1994) 1, 30
- 60) 岡本、鈴木：金属の凝固、丸善
- 61) 茨木、岡本、橋本：日本金属学会誌 31 (1967) 690
- 62) 坂本、吉川、中村、森、高田：鑄物 50 (1978) 8, 491
- 63) 西、上田、原：鑄物 44 (1972) 8, 653
- 64) 堀江、小綿、阿部、千田：鑄物 65 (1993) 3, 209

- 65) 小錦、堀江、中村、平塚、千田：鑄物 65 (1993) 3, 209
- 66) 堀江、小錦、阿部、千田：鑄物 58 (1986) 1, 21
- 67) 堀江、楊、小錦、平塚、袁、勝負沢：鑄物 63 (1991) 2, 143
- 68) Fang Keming, Shen Anxin and Yuan Guilian, Giesserei Forshung
Vol.38 No.2 (1988), P.55
- 69) 糸藤：鑄物講演概要集 第119回 (1991) 41
- 70) 岩渕、成田、村田、清水、津村：鑄物 60 (1988) 3, 167
- 71) 津村、村田、渡辺、吉本、岩渕：鑄物講演概要集 第116回 (1989) 57

第3章 工業規模試験による黒鉛形状 制御方法の研究

3.1 緒言

厚肉フェライト地球状黒鉛鑄鉄の延性に影響を及ぼす因子として黒鉛形状が重要であり、その黒鉛形状を制御する基本的要因について第2章で詳しく述べた。

第2章で述べた黒鉛形状の制御の基本的要因は、厚肉品の凝固を想定し、シミュレーション実験を行って求めたものである。実際の大型厚肉品を製造するためにはそれらの実験結果の有効性を確認する必要がある。実験室規模の試験では、種々の要因のコントロールについてほぼ理想的に行うことが可能であるが、工業規模での実操業では限られた工場設備での要因のコントロールが必要となる。

そこで、第2章で求めた黒鉛形状制御の基本的要因を工業規模試験によって再現し、基礎研究で求めた結果の妥当性を検証するとともに、実機の製造技術を確認することを目的に試験を行った。

480mm厚の試材を用いて化学成分、球状化処理条件を第2章で得た結果に基づいて設定し、鑄型を急冷して共晶凝固時間を制御する試験を行った。鑄型の冷却方法としては、水冷冷し金法、ミスト（空気と水の混合流）冷却法、冷し金法を採用し、最適な冷却法を検討した。

また、得られた試材の組織観察、成分分布および機械的性質を調査し、厚肉フェライト地球状黒鉛鑄鉄の材料特性を調査した。

これらの結果から、第2章で求めた結果の妥当性を検証し、厚肉品の最適製造条件を決定した。さらに、大型厚肉品の製造技術を確認するために500mm厚円筒形の大型試験材（40トン）を製造し、その組織観察、成分分布および機械的性質の調査結果から実機の製造条件を検討した。

本章では、それら製造条件を明らかにするとともに、得られた厚肉フェライト地球状黒鉛鑄鉄の組織と機械的性質の特徴及び黒鉛形状制御の基本的要因の評価について述べる。

3.2 厚肉（480mm）板状試験材による最適製造条件の評価

3.2.1 大型試験材の製造方法と試験方法

原材料は、第2章の実験に用いたものと同じケベック鉄鉄であり、C濃度の調整は鋼屑を用いて調整しながら、10トン塩基性アーク炉によって溶解した。球

球状化処理剤及び接種剤は、第2章で実験に用いたものと同じのものを使用し、球状化処理は取鍋内で行い、球状化処理後そのまま鋳型内へ鋳込んだ。

球状化剤及び接種剤はそれぞれ第2章、表2-13のB及びC、表2-14の1-1に示したとおりである。鋳込まれた試験材の製造条件を表3-1に、化学成分を表3-2に示す。

表3-1 厚肉板状試験材の製造条件

項 目	製 造 条 件
原 材 料	ケベック銑鉄 : 97.0 mass% 鋼 屑 : 3.0 mass%
球 状 化 剤	球状化剤B : 1.03 mass% 球状化剤C : 0.29 mass%
球 状 化 処 理 方 法	置 つ ぎ 法
接 種 剤	1-1 : 0.90 mass%
球 状 化 処 理 温 度	1663K (1390℃)
鋳 込 み 温 度	1553K (1280℃)
球状化処理後鋳込みまでの経過時間	14分

表3-2 厚肉板状試験材の化学成分

(mass%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Sb	Mg	CE
3.66	1.94	0.11	0.033	0.0034	0.30	0.08	0.0043	0.078	4.32

鋳型は硅砂フラン型を用い、480mm厚の板の両側は水冷冷し金を用いて冷却し、図3-1に示す無押湯方案にて図3-2に示す形状の試験材を製作した。

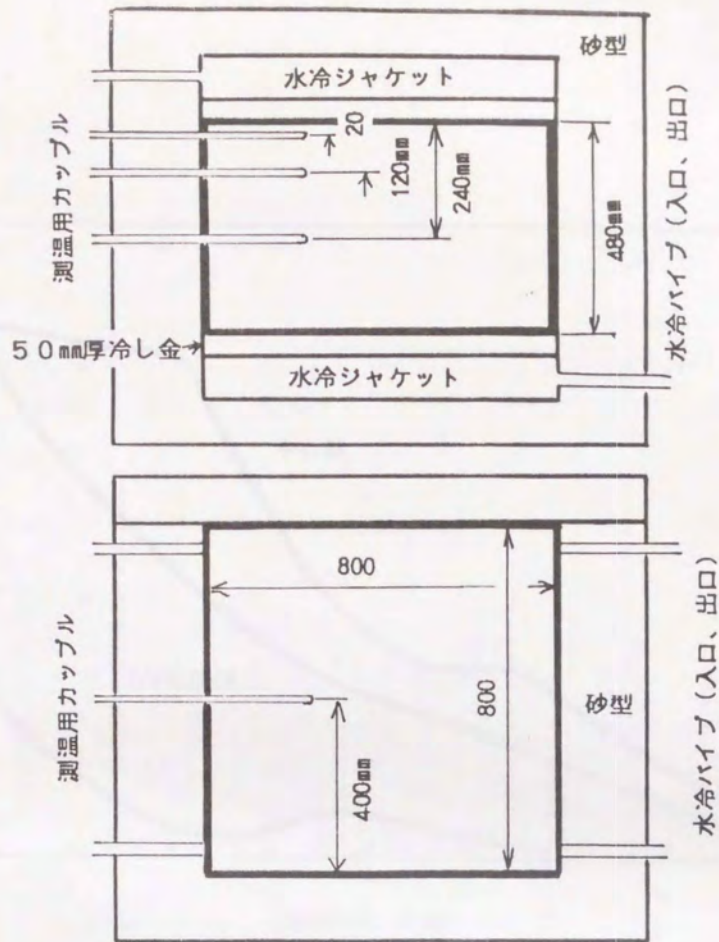


図3-1 厚肉試材の鋳造方案

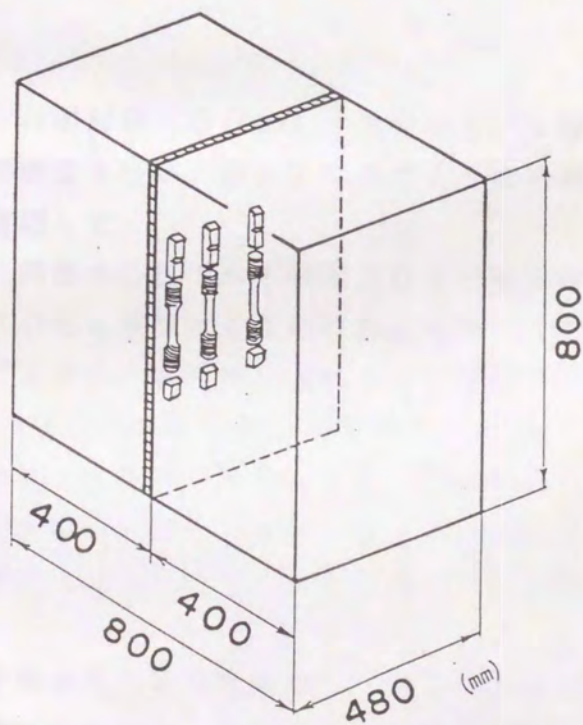


図3-2 試験材形状及び試料採取位置

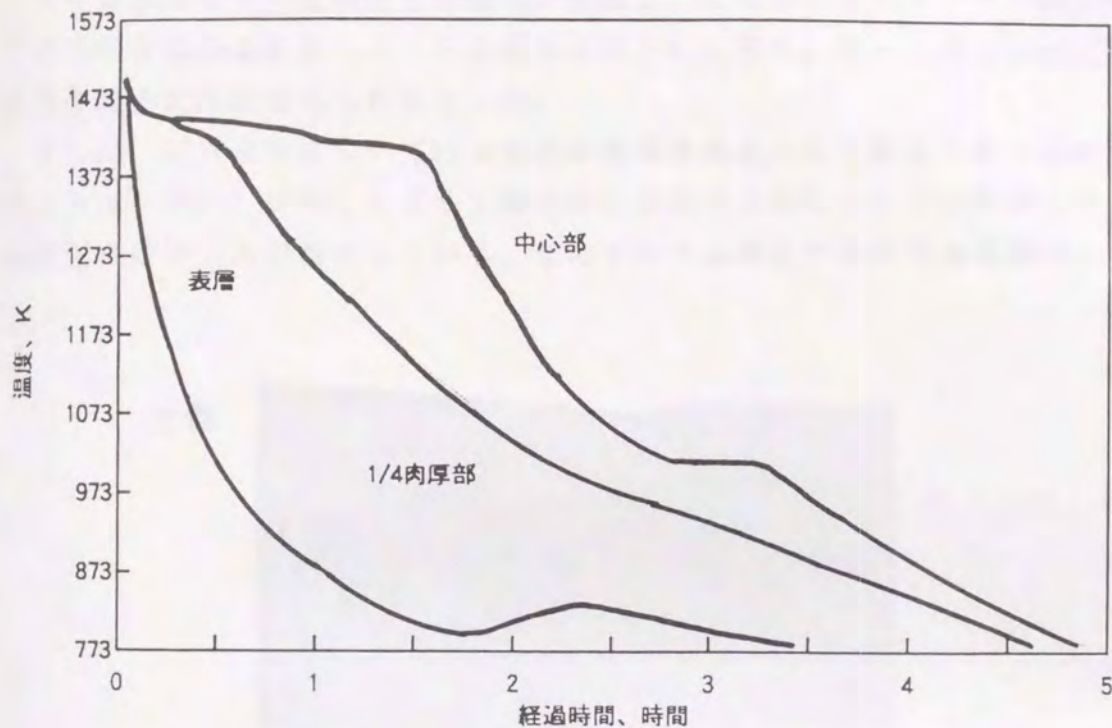


図3-3 厚肉試材（480 mm厚）の凝固冷却曲線

試験材は表層からそれぞれ表層部（20 mm）、肉厚の1/4厚さ部（120 mm）、肉厚中央部（240 mm）で測温を行い、図3-3 に示すように冷却曲線を求め、各部位における凝固時間を確認した。

図3-3 からわかるように、肉厚中心部でも1時間30分で凝固を完了しており、第2章で求めた球状化率70%を確保するための凝固時間、4時間以内で試材の凝固が完了している。このように、水冷冷し金によって凝固時間の制御が確実にできることがわかる。凝固後の試材は砂型中で徐冷し、砂落とし後900℃で100時間保持するフェライト化熱処理を施した後、試験片を切り出して種々の試験に供した。これらの試料採取は図3-2 に示したように試材中心部での肉厚方向を含み縦断した板状試材から肉厚方向の種々の位置、又は全断面を用いて行われた。

行った試験は、全肉厚でのマクロ腐食組織観察、肉厚方向での化学成分分析、ミクロ組織観察、機械試験（引張強さ、衝撃値）、動的破壊靱性試験であり、各々の試験の方法と結果については以下の各項で述べる。

3.2.2 内部性状の確認結果

巾800mmの中央縦断面を機械加工研磨し、10%硝酸アルコール腐食によりマクロ腐食組織観察を行い、その結果を図3-4に示す。図から明らかなように鑄巣等の鑄造欠陥は認められなかった。

さらに、試材全体について行った超音波探傷検査からも鑄造欠陥は認められなかったが、図3-4に示したように鑄込時に試材の上側にあたる部分約40~50mm範囲にはドロスが存在している。このドロスは鑄込方法が取鍋底部のノズルか

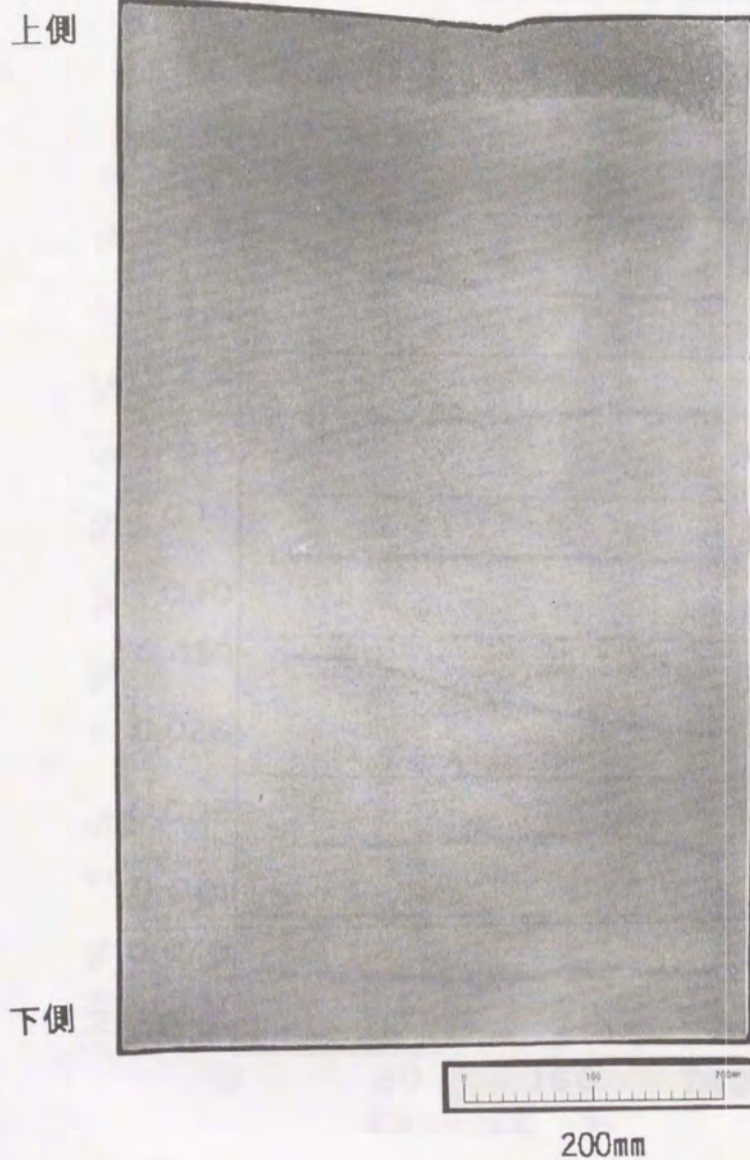


図3-4 試材縦断面のマクロ腐食組織

ら直接湯口に注入する方法のため、酸化皮膜等が鑄込流にまき込まれたものが鑄型内上部にたまったものと考えられる。ドロスの部分を除くと、図3-4 からわかるように肉厚方向および上下方向でのマクロ凝固組織の不良及びマクロ偏析は観察されず、均質で健全な鑄物であることがわかる。

図3-5 は肉厚に沿う各位置での化学成分の分析結果を示す。このように、C、Si、Pが表層において多少増減しているが、いずれの元素も各位置における分析値の変動は少なく、内部におけるMgの減少も認められず、全体的には均一な材料であるといえる。

表層におけるCの増加、Siの低下、Pの増加については、表層急冷部で鑄放しで少量のセメンタイトが見られたので、急冷凝固の影響によると考えられる。

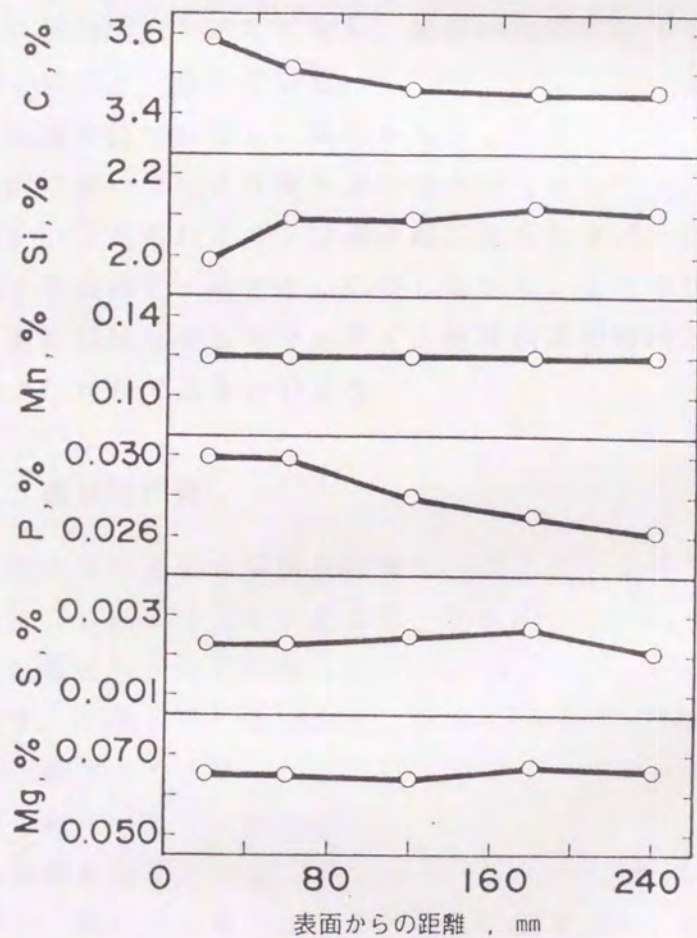


図3-5 肉厚に沿う化学成分分析

3. 2. 3 ミクロ組織観察結果

試材の肉厚に沿う各位置から試料を採取し、ミクロ組織観察（ナイトール腐食）、球状化率（日本鋳物協会法による）、フェライト面積率及び黒鉛分布密度の測定を行った。

図3-6 は肉厚に沿うミクロ組織を示すが、異常黒鉛は見られず、黒鉛形状の球状からのくずれも非常に少なく、良好な黒鉛形状であることがわかる。しかしながら、黒鉛粒径は表層より肉厚中心部の方が大きくなっていることが明らかである。また、中心部ではミクロ偏析部が表層より増える傾向にあると考えられる。

図3-7 に肉厚に沿うフェライト面積率、黒鉛球状化率及び黒鉛分布密度を示すが、ミクロ組織観察結果（図3-6）で見られた傾向と同様の傾向が見られる。

黒鉛球状化率は肉厚中心部に近づくほど低下するが、中心部においても80%が確保されており、良好な黒鉛形状であることが明らかである。黒鉛分布密度は表層から肉厚1/4程度の部分までで急激に低下し、それから肉厚中心部までは同様の値（50個/mm²）を示しており、肉厚中心部に近づくにつれて黒鉛粒径が粗大化していく傾向と一致している。

フェライト面積率についても、表層から中心に近づくにつれて低下する傾向を示すが、中心部においても95%以上の値が得られている。このフェライト面積率の低下は図3-6で見られたミクロ偏析部に見られるパーライトが中心部の方が表層より増加する傾向と一致する。しかしながら、これらフェライト面積率、黒鉛分布密度、黒鉛球状化率ともフェライト地球状黒鉛鋳鉄としては十分に良好な値であり、健全な材料であるといえる。

3. 2. 4 機械的性質

480mm肉厚の各位置から試料を採取し、JIS 4号引張試験片及びJIS 4号衝撃試験片（2mmVノッチ）により、それぞれの試験を行った。

肉厚方向各位置における引張強さ及び降伏強さを図3-8に、伸びおよび衝撃値を図3-9に示す。引張強さで表層が多少高め、伸び及び衝撃値で表層が低めになっているが、引張強さで37kgf/mm²（363MPa）以上、伸びの値で20%以上が全肉厚で得られていることがわかる。

降伏強さは肉厚を通してほぼ一定の値で、23kgf/mm²（226MPa）以上の値が得られており、降伏比も60%前後の良好な値を示し、肉厚を通してほぼ均一な強度を示しているといえる。

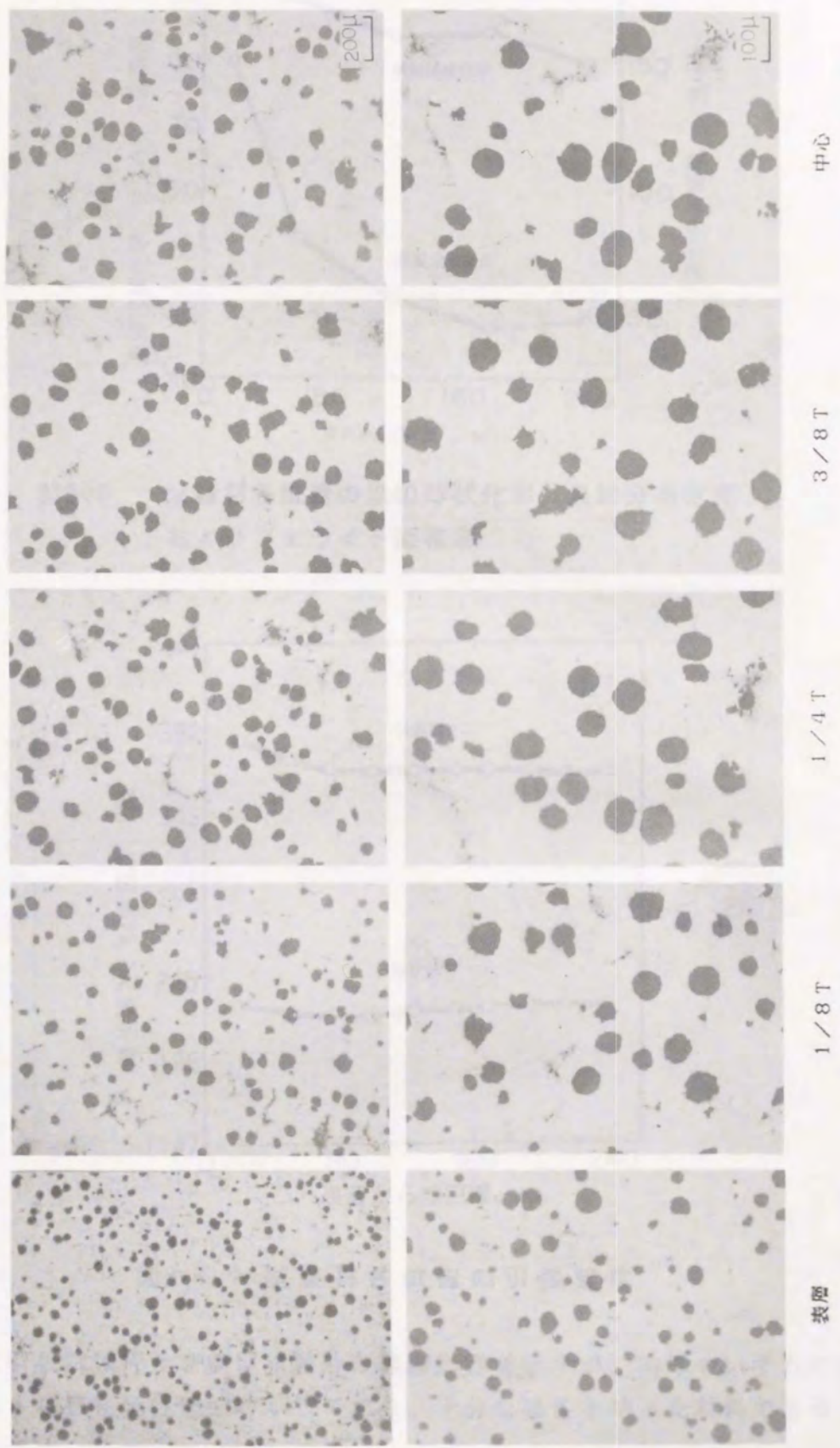


図3-6 肉厚に沿うミクロ組織

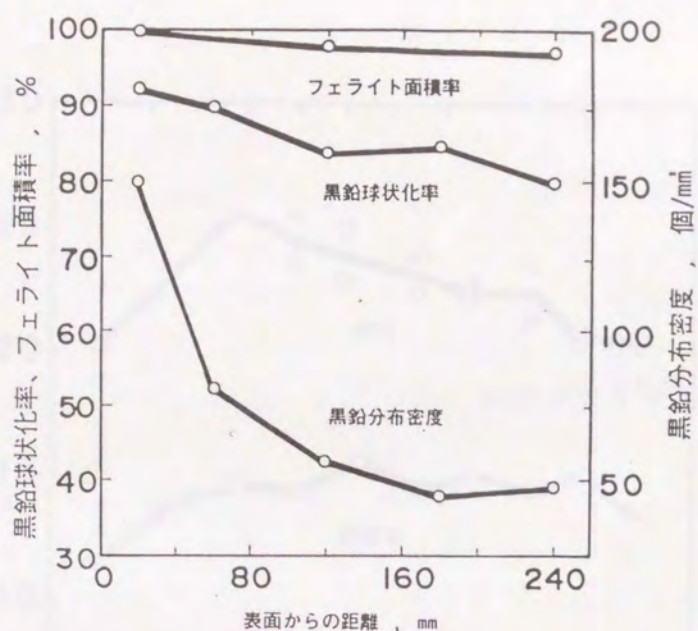


図3-7 試験材各位置の黒鉛球状化率、黒鉛分布密度およびフェライト面積率

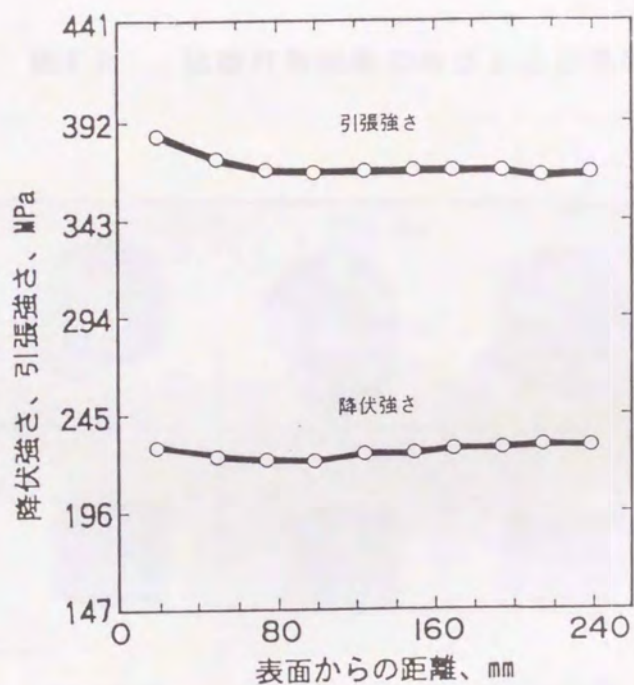


図3-8 試験材各位置の引張強度

図3-10に引張試験片及び衝撃試験片の破面形態を示すが、肉厚のいずれの位置においても100%延性破面を示しており、十分な延性を持った材料であることがわかる。

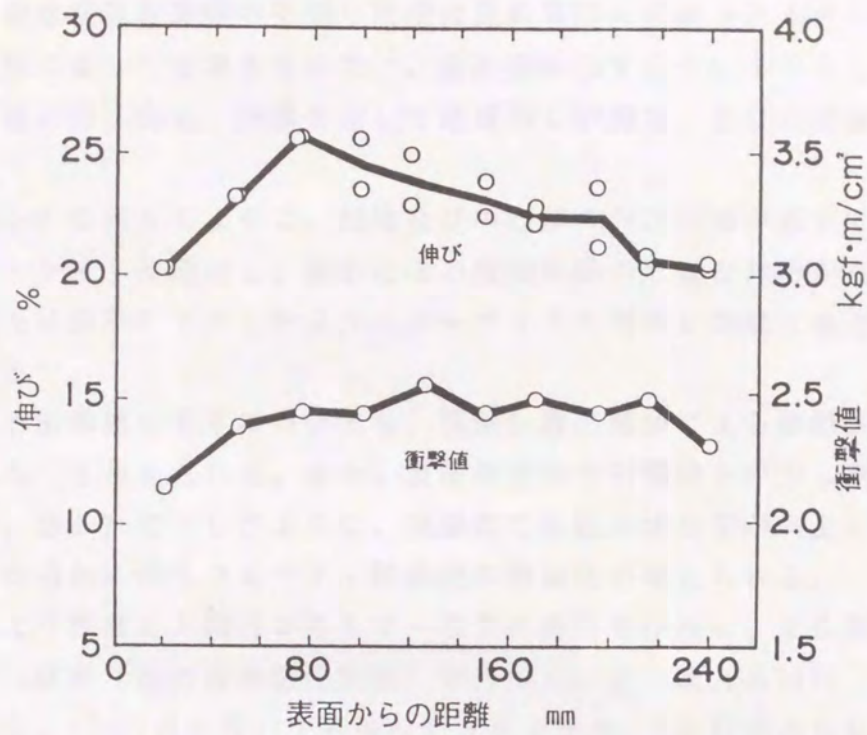


図3-9 試験材各位置の伸びおよび衝撃値



図3-10 引張試験片および衝撃試験片の破面形態

フェライト基地球状黒鉛鑄鉄の引張り破壊は黒鉛周囲に形成されるボイドの成長とそれらの合体によって進展するので¹⁾、図3-10に示すように100%延性破面であれば、組織が同じ場合、肉厚を通してほぼ等しい伸び、及び引張強さとなるはずである。

従って、図3-9に示したように、表層及び中心部で伸びの値が低下するのは表層部ではセメントイトが発生し、黒鉛化後の微細黒鉛の形状が球形からくずれたこと、中心部では図3-7で示したようにパーライトの増加と球状化率の低下が原因と考えられる²⁾。

表層における衝撃値の低下についても、黒鉛粒数の増加による黒鉛間距離の減少が原因である³⁾と考えられる。また、表層部近傍で引張強さが少し高い値を示しているのは、図3-7に示したように、表層部で黒鉛球状化率が向上していることと黒鉛粒数の増加に伴うフェライト結晶粒の微細化が考えられる。

肉厚各位置より採取した試材から1T-C T試験片を作成し、変位制御式試験機を用いて J_{1d} 試験（動的破壊靱性試験）を行った。 J_{1d} はASME E813-81に準拠し、(3-1)式を用いて破壊時のJ値を求め、(3-2)式から $K_{1d}(J)$ 値に換算した。

$$J = \frac{A}{Bb} f(a/w) \dots\dots\dots (3-1)$$

$$K_{1d}(J) = \left(\frac{J_1 E}{1 - \nu^2} \right)^{1/2} \dots\dots\dots (3-2)$$

A：荷重－荷重点変位曲線下の面積

B：試験片厚さ

b：リガメント巾

E：ヤング率：17000 kgf/mm²を用いた

ν ：ポアソン比：0.3を用いた

f(a/w)：軸力補正項

荷重速度は、 $K = 1.5 \sim 3.0 \times 10^3 \text{ kgf}\cdot\text{mm}^{-3/2}/\text{s}$

図3-11に表層、1/4 T及び中心位置で得られた $K_{1d}(J)$ の値を試験温度との関係で示すように、いずれの位置でも253 K (-20℃)以上の温度でアパーシェルフ領域となっていることがわかる。

$K_{1d}(J)$ の値は203 K (-70℃)においても200 kgf \cdot mm^{-3/2}と高い値を、また、常温(293 K、20℃)では約400 kgf \cdot mm^{-3/2}と非常に高い値を示しており、各温度での試料間のバラツキは非常に少なく、均一な値が得られている。

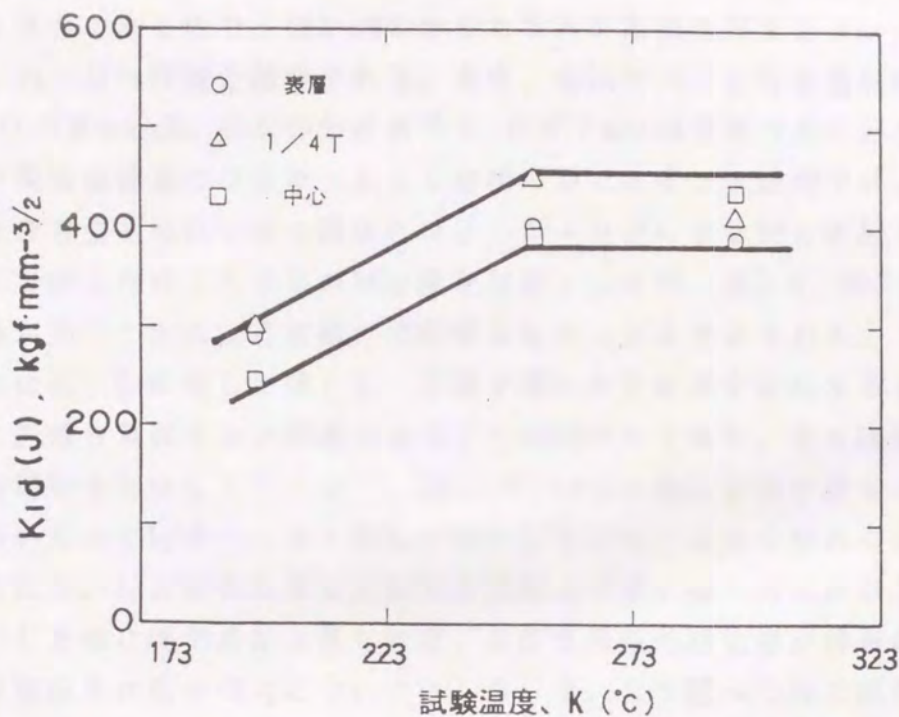


図3-11 試験材各位置の破壊靱性値

最も高い値は、1/4Tの試料の253Kでの値であり、図3-9で示した伸びの値の傾向と一致した傾向を示す。これは K_{1d} (J)の値は黒鉛粒数の減少、球状化率の向上により上昇する⁴⁾ことから、黒鉛粒数の減少によるものと考えられるが、大きな変化ではない。

以上述べてきたように、480mm板状試材の各肉厚部の機械的性質は伸び、引張強さ、衝撃値で微小な変化はあるものの、いずれも引張強さで363MPa以上、伸びで20%以上、衝撃値で2kgf/mm²以上、 K_{1d} (J)で約400kgf·mm^{-3/2}とほぼ均一な値が得られ、十分に高延性、高靱性を有した厚肉フェライト地球状黒鉛鑄鉄の製造が可能であることがわかった。

3.2.5 製造条件の評価

3.2.2~3.2.4で示したように、十分に延性を有する厚肉フェライト地球状黒鉛が製造できることが示されたので、今回の製造条件と第2章で求めた基礎実験結果から、製造条件について考察する。

フェーディングによるMg量の低下は、本試験での球状化処理後、鑄込みまでの時間が14分であるので、図2-19に示した3トン取鍋及び22トンかけぜきの結果から、約10%程度と推定される。また、本試材のMg含有量が取鍋での分析値で0.068mass%、試材の分析値で0.067mass%であったことからフェーディング現象は顕著ではなかったことが明らかである。本試材では、図2-18で示したMg含有量と球状化率の関係とフェーディングによるMgの減少を加味して、表2-6で示した値より多めのMg量を目標としたが、図3-6、図3-7で示した様にMg量が多いことによる組織への影響はなかったと考えられる。

化学成分は図3-5に示した値と2.2項で得られた結果を比較することにより球状化率に影響を及ぼさない範囲であることが明らかである。Sbは厚肉であることによる偏析を加味したこと⁵⁾、図2-29で示した様にREとSbの両方とも添加量が多いものではチャンキー黒鉛が発生していることから低めの添加量とした。この値は図2-30で求めたSb/REの比率より低い値であったが、図3-6、図3-7で示した様に異常黒鉛は見られず、良好な黒鉛球状化率が得られた。

また、主要成分の偏析傾向については、3.2.2で述べた様に顕著なマクロ偏析は見られず、本試材に適用した化学成分の値は厚肉球状黒鉛鑄鉄の成分として適切であったといえる。図3-7に示した黒鉛球状化率の値は、図3-3に示した測温結果から求められる共晶凝固時間で、図2-3の関係を用いて予測される値と非常に良い一致を示した。このことから、第2章で求めたように、共晶凝固時間を短く制御することにより、厚肉品でも高い球状化率を確保できることがわかる。

以上の考察から、本実験での製造結果は第2章で求めた黒鉛形状制御の基本要因を管理することにより、実際の厚肉試材においても黒鉛形状を制御できることを示すものである。しかしながら、3.2.2、3.2.3及び3.2.4で述べた様に、表層部での伸びの低下は急冷によるセメンタイトの生成が原因と考えられるので、冷却速度の調整、インモールド接種（鑄型内2次接種）の適用等によりセメンタイトの生成を防止することが必要であると考えられる。

3.2.6 小括

480mm厚肉試材を用いて種々の材料特性を調査した結果をまとめると、次のようになる。

- (1) 内部性状は良好であり、鑄造欠陥ならびにマクロ偏析は認められなかった。黒鉛球状化率とフェライト面積率は凝固の遅い中心部で低下する傾向があるが、それぞれ80%以上、95%以上の良好な値が得られた。
- (2) 引張強さは、肉厚方向を通して均一な値が得られ、伸びは幾分変動が認

められるが、いずれの位置でも20%以上の値が確保された。他方、衝撃値も約 $2 \text{ kgf}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$ 以上と高く、また動的破壊靱性値、 K_{Ic} (J)も約 $400 \text{ kgf}\cdot\text{mm}^{-3/2}$ と優れた値が得られた。

- (3) 黒鉛形状制御の基礎要因であるフェーディング現象、化学成分、凝固時間を第2章で求めた結果に従って管理することにより480mmの厚肉材においても良好な黒鉛組織が得られることが明確になった。
- (4) 水冷冷し金を用いて急冷すると、表層部の伸びの値が低下することが判明し、それは表層部に生成するセメンタイトの影響であると考えられた。

3.3 厚肉(480mm)板状試材での冷却方法とインモールド接種の評価

3.3.1 試材の製造と試験方法

3.2項で述べたように、表層部のセメンタイト発生防止には黒鉛化を促進することが必要であり、インモールド接種(鋳型内2次接種)による黒鉛粒の増加が有効と考えられた⁶⁾。

そこで、インモールド接種が表層の黒鉛組織に及ぼす影響を調べるため、冷却速度を変えた鋳型にインモールド接種を行った。

試験材は3種類とし、ミスト(空気と水の混合流)冷却、ミスト冷却+インモールド接種、冷し金冷却+インモールド接種の3条件で試験を行った。なお、試験材の大きさはいずれも3.2項と同じ480mm厚×800mm×800mmの板状試験材とした。

原材料はケベック鉄および鋼屑を10トン塩基性アーク炉を用いて溶解した後、3.2.1項と同じく第2章、表2-13のB及びC、表2-14の1-1の球状化剤と接種剤で処理し、図3-12に示す鋳型3ヶにそれぞれ鋳込んだ。

鋳込んだ試材の化学成分を表3-3に、鋳込みまでの試材の製造条件を表3-4にそれぞれ示す。このように、インモールドの適用と冷し金の調整以外は3.2項の厚肉試材製作と同じ考え方、同じ条件にて試験を行った。

表3-3 インモールド接種試験用厚肉板状試験材の化学成分 (mass%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Sb	Mg	CE
3.71	1.73	0.19	0.033	0.005	0.26	0.08	0.0031	0.070	4.30

表3-4 インモールド接種試験用厚肉板状試験材の製造条件

項目	製造条件
原材料	ケベック銑鉄 : 93 mass% 鋼 屑 : 7 mass%
球状化剤	球状化剤B : 1.03 mass% 球状化剤C : 0.29 mass%
球状化処理方法	置つき法
接種剤 インモールド接種剤	1-1 : 0.90 mass% Fe-50 : 0.20 mass%
球状化処理温度	1653K (1380℃)
鑄込み温度	1603K (1330℃)
球状化処理後鑄込みまでの経過時間	10分

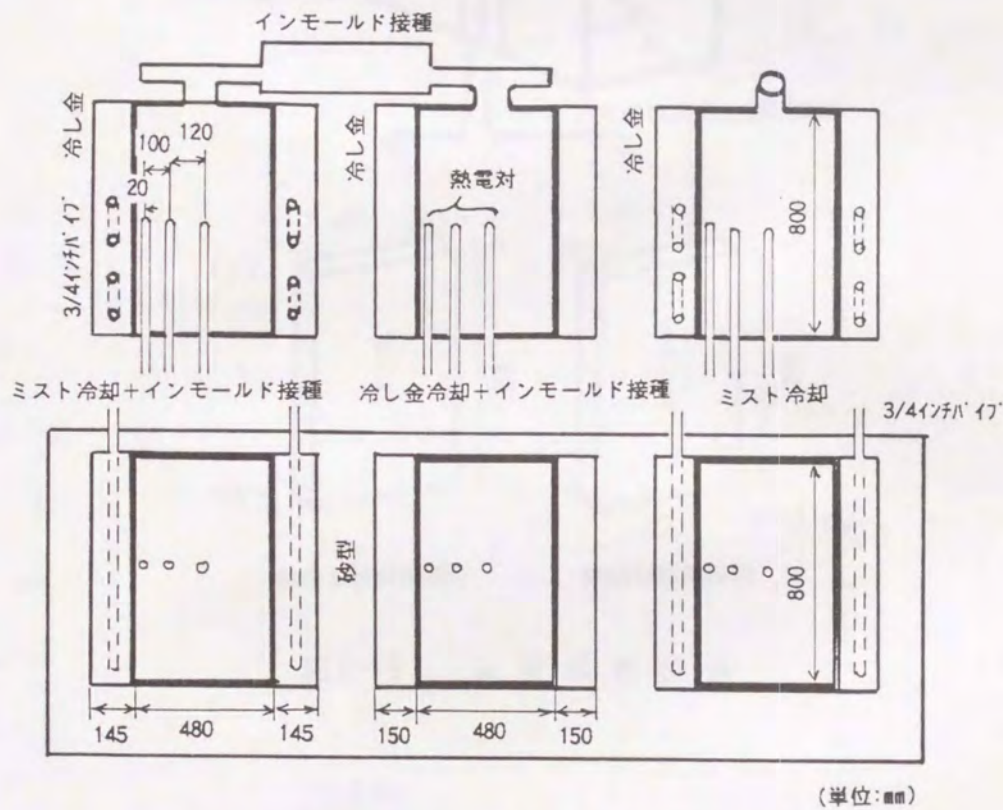


図3-12 鑄型形状および測温位置

図3-12に示したように、各鑄型には共晶凝固時間を2時間以内にコントロールするために、480mm肉厚の両側面に冷し金を埋め込み、ミスト冷却を行うものは冷し金の中に鉄パイプを鑄包んだ冷し金を用いた。

各鑄型の砂型は珪砂フラン型とし、凝固時間を確認するため、各鑄型とも表層、1/4肉厚部、肉厚中心部にサーモカップルを設置し、測温を行うとともに測温結果を見ながらミスト冷却時間を調整した。

鑄込まれた板状鑄物は砂落とし後、図3-13に示すように板状中央部から縦断面を含む試材を切り出し、鑄放し及び図3-14に示すフェライト化焼鈍後にそれぞれ試験片を採取して各々の試験に供した。

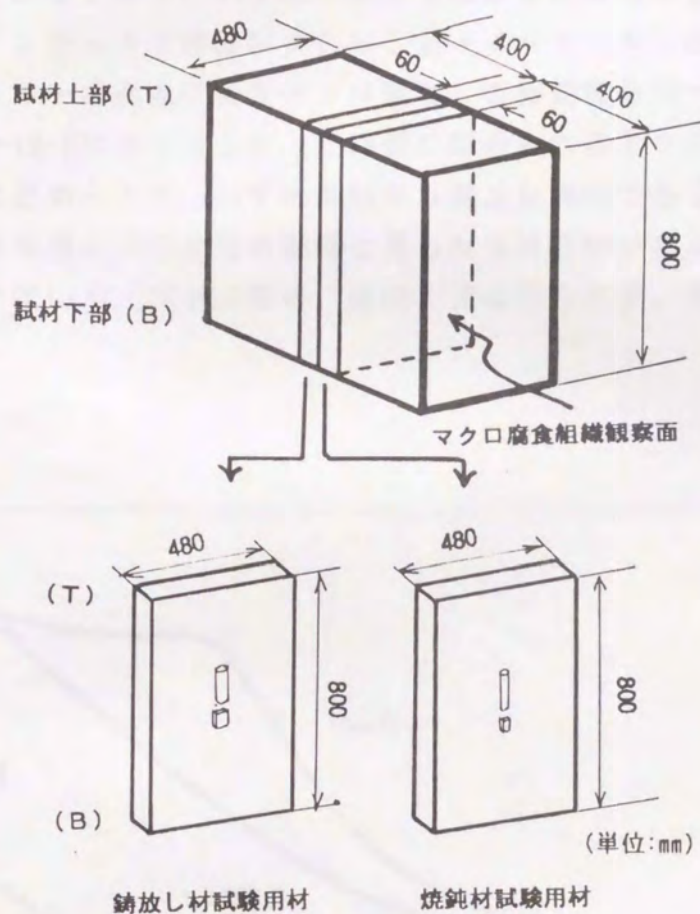


図3-13 試材採取位置

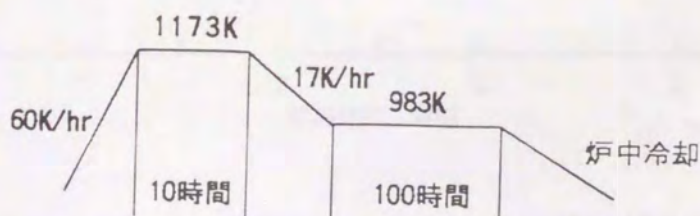


図3-14 フェライト化焼鈍条件

3.3.2 冷却曲線と内部性状確認結果

3種の試験における冷却曲線を各々、図3-15~17に示す。図から明らかなように、ミスト冷却を行ったものは約1時間半で試材中心部まで凝固が完了しており、冷し金冷却によるものは約2時間半かかっている。凝固完了の順は早い方から、(ミスト冷却)材、(ミスト冷却+インモールド接種)材、(冷し金+インモールド接種)材となっている。これらの結果からミスト冷却による冷却効果は3.2項の水冷却試材と同等であり、いずれの試材もほぼ目標の冷却速度が得られた。

ミスト冷却+インモールド接種試材と冷し金+インモールド接種材の中央断面を10%硝酸アルコール腐食によりマクロ腐食し組織観察を行った。その結果は図3-18-1及び図3-18-2に示すように、T端面に認められるドロス欠陥を除けば鑄巣等の鑄造欠陥は認められず、いずれの試材も健全な鑄物であることがわかる。ミスト冷却材では表層に冷却速度の影響と見られる境界線が現れており、肉厚中心部の組織がやや粗いが、マクロ偏析、組織不良は見られず、異常のない均質な鑄物である。

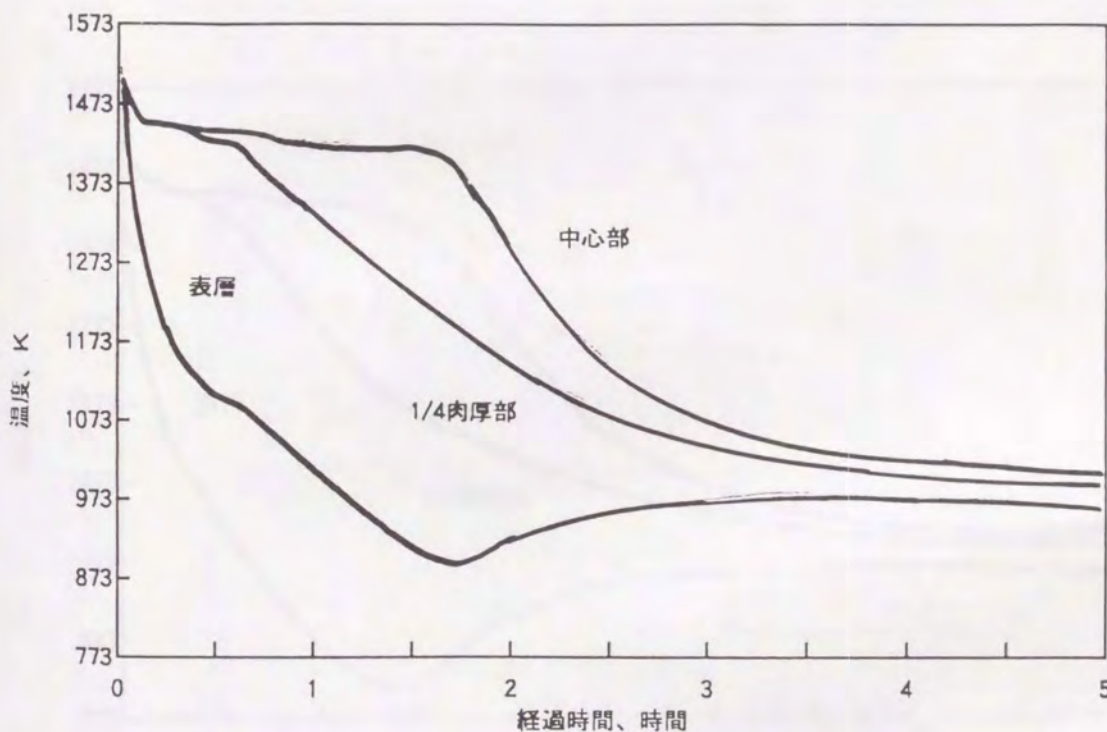


図3-15 (ミスト冷却+インモールド接種)材の冷却曲線

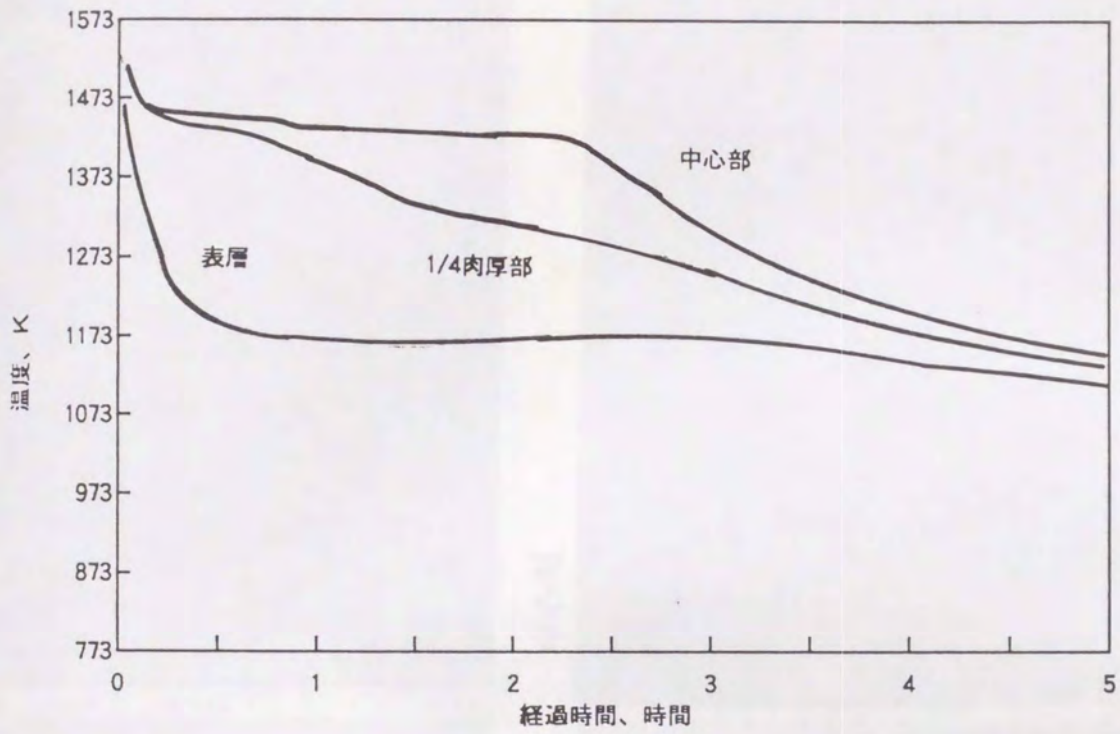


図3-16 (冷し金+インモールド接種)材の冷却曲線

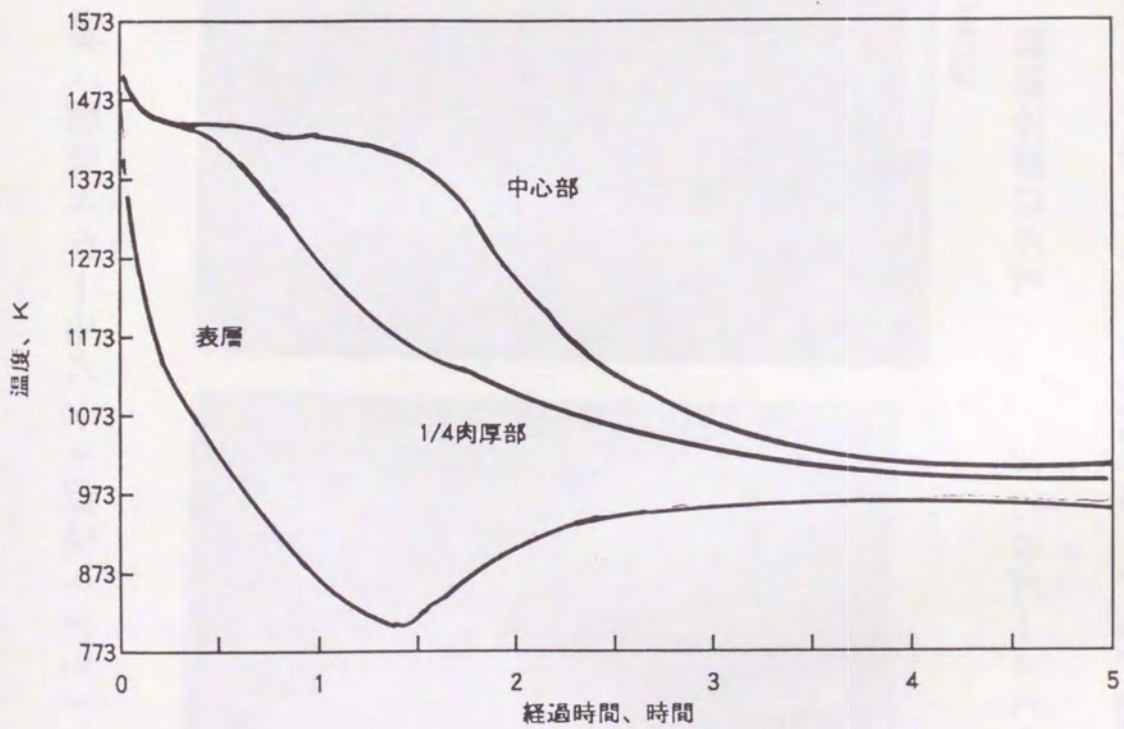
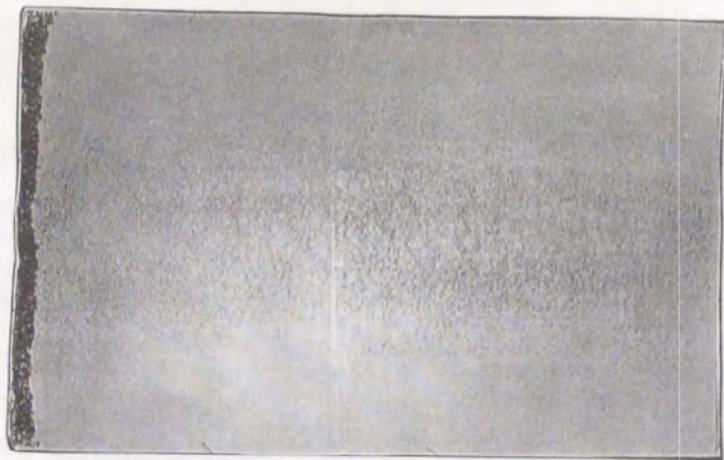
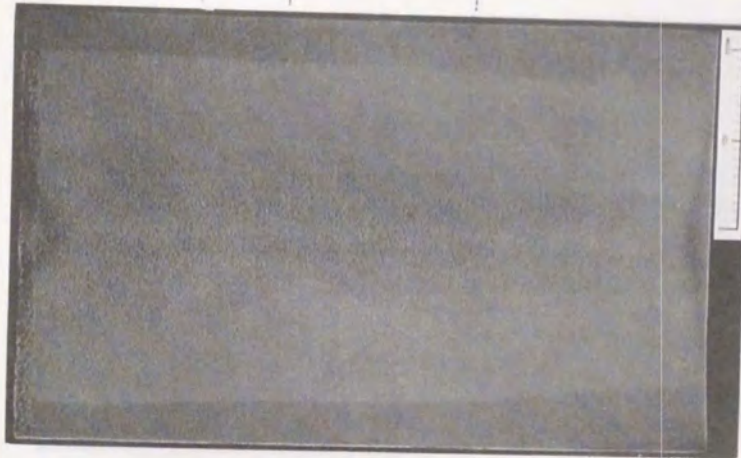


図3-17 ミスト冷却材の冷却曲線

(ミスト冷却+インモールド接種) 材

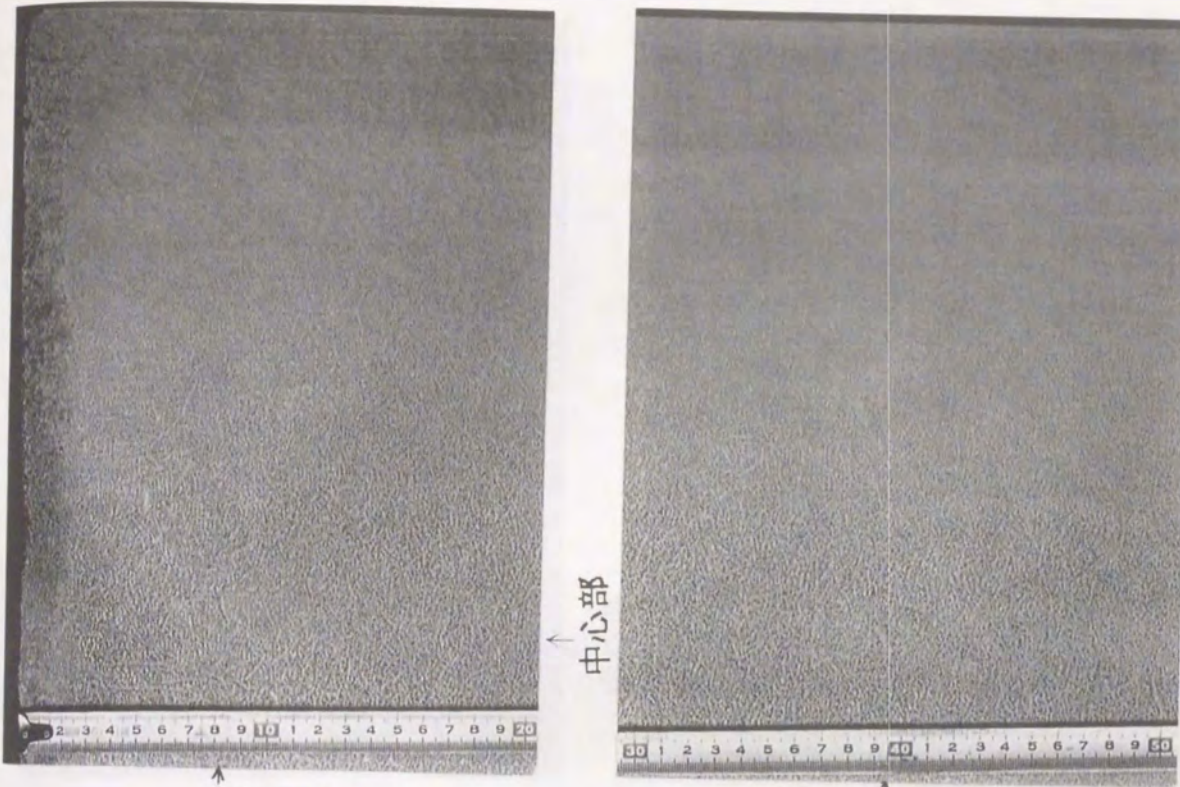


サルファープリント



マクロ腐食組織

200mm



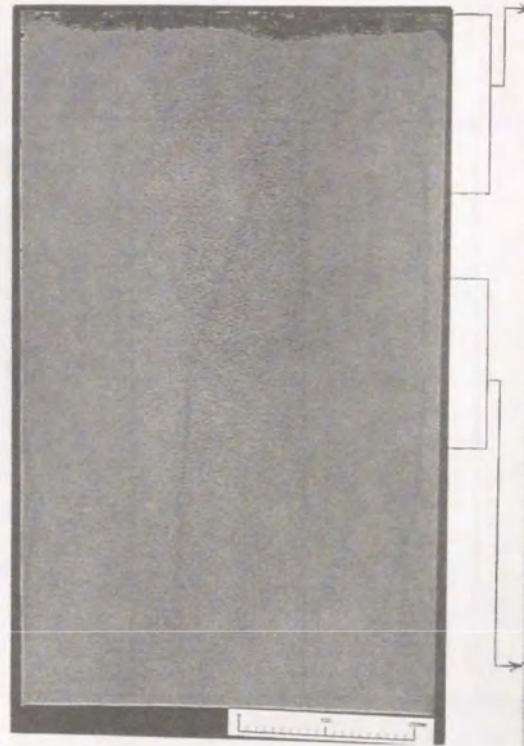
中心部

図3-18-1 各試材のマクロ腐食組織

(冷し金+インモールド接種) 材



サルファープリント



200mm

マクロ腐食組織

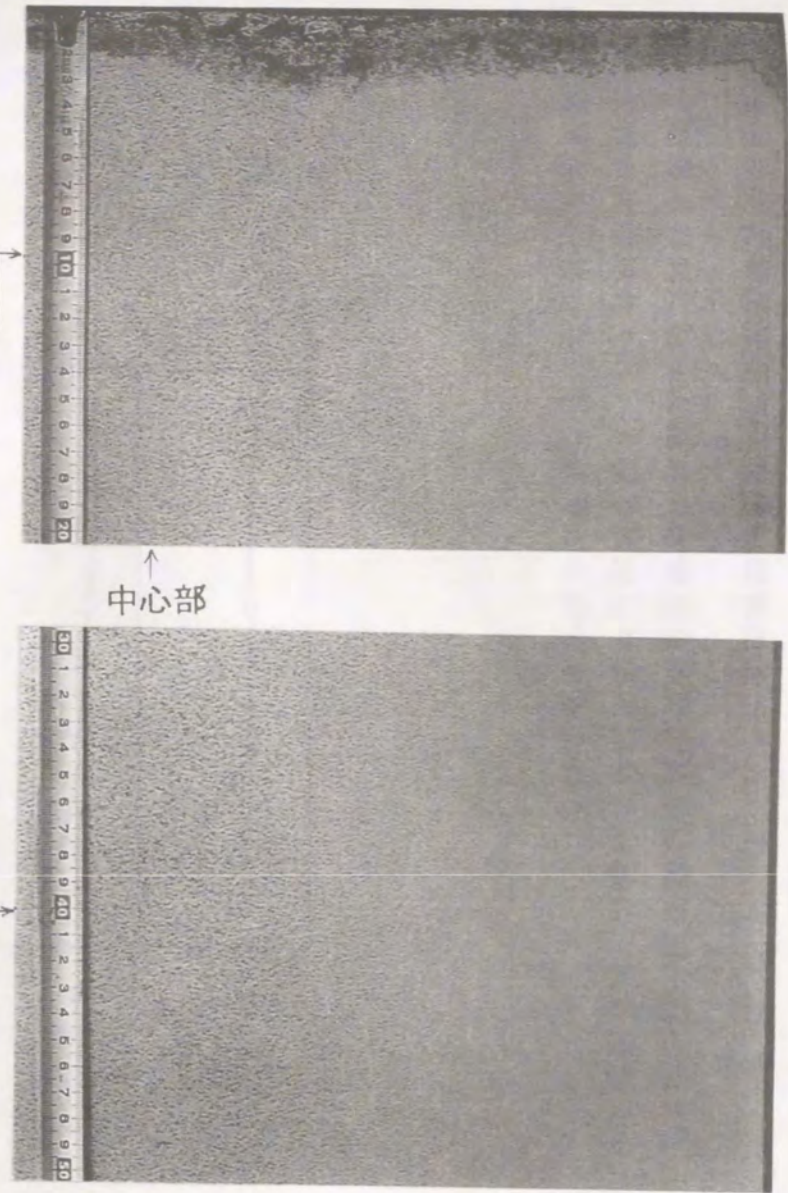


図3-18-2 各試材のマクロ腐食組織

3.3.3 化学成分とマイクロ組織観察結果

各試材の肉厚方向に沿った種々の化学成分の分析結果は図3-19～21に示すように、いずれの化学成分も3.2項で調査した厚肉試材と同様に、肉厚内部での大きな変動はなく、均一な材料と見ることができる。

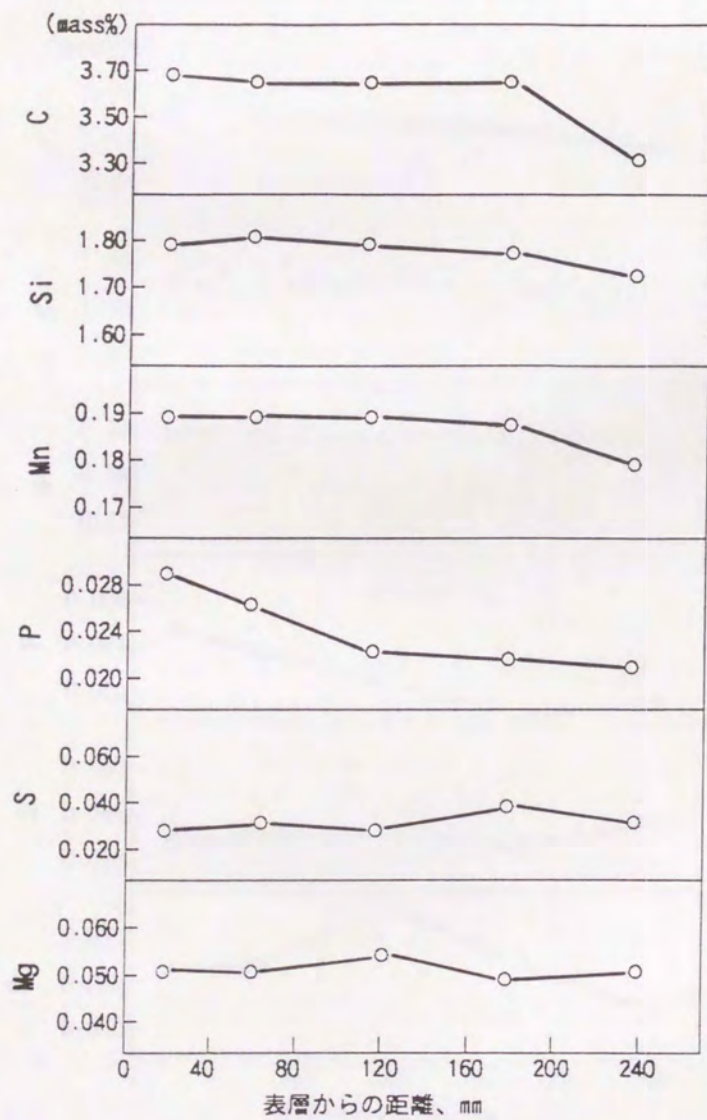


図3-19 (ミスト冷却+インモールド接種)材の化学成分分布

しかしながら、各成分について詳細に見てみると、3. 2項の厚肉試材も今回の試材もCについては中心部の方が表層部よりやや低い値を示し、Pについては表層側が高めの値を示した。また、Siについてはインモールド接種を行った試材では肉厚方向の分布はほぼ均一であったが、インモールド接種を行わなかった試材では表層で低下する傾向が見られた。

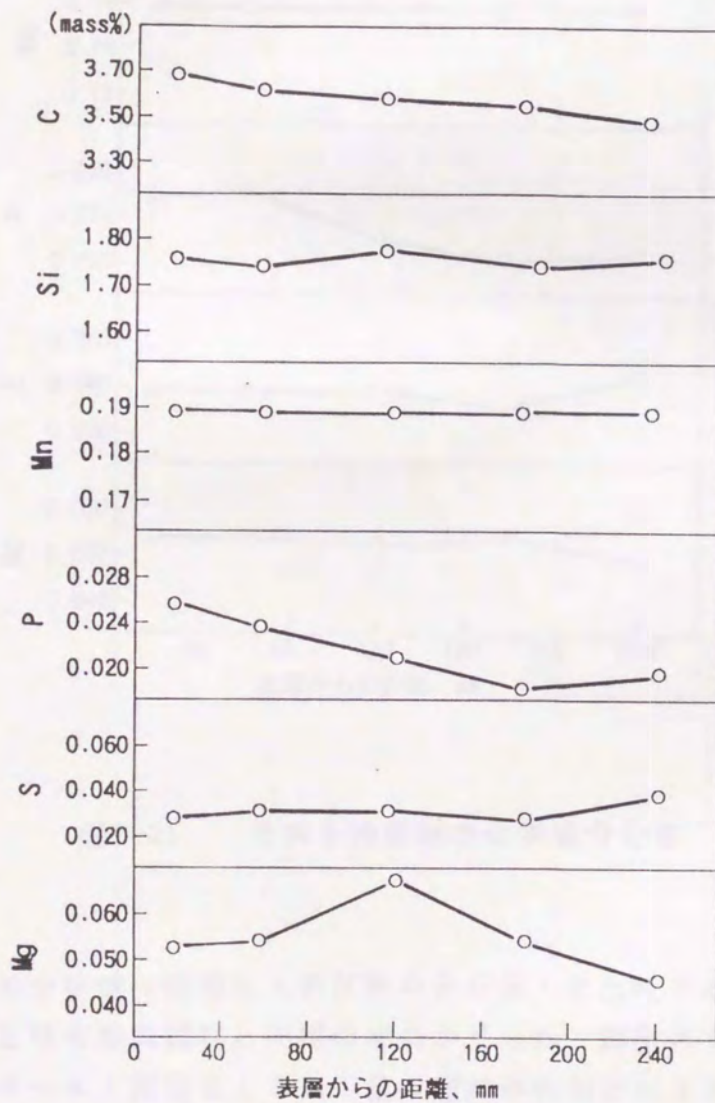


図3-20 (冷し金+インモールド接種) 材の化学成分分布

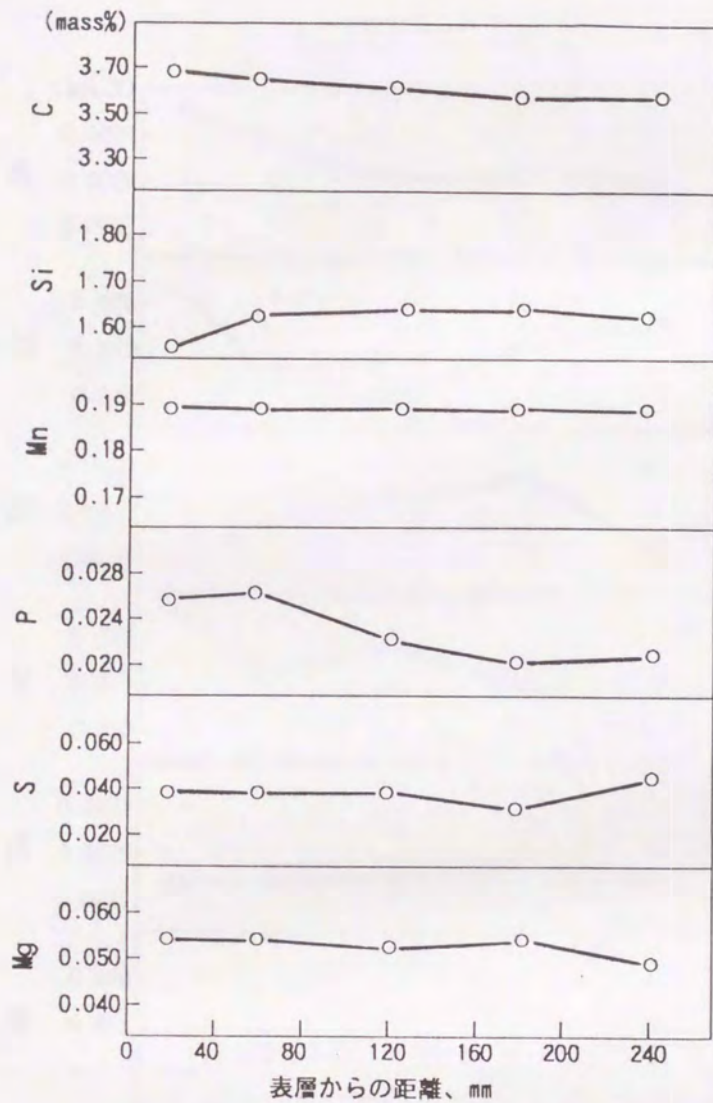


図3-21 ミスト冷却材の化学成分分布

一方、取鍋での分析値（鋳型注入前試料の分析値）と比較すると、Siを除けばいずれも3.2項の厚肉試材と同様の傾向が見られ、鋳型内でMgの量が減少することとインモールド接種によるSi量の増加が特徴と考えることができる。

図3-22にSbとREの各試材での肉厚に沿った分析結果を示すが、多少のバラツキはあるものの特徴的偏析傾向は見られず、どの試材においてもほぼ同様と考えられる。

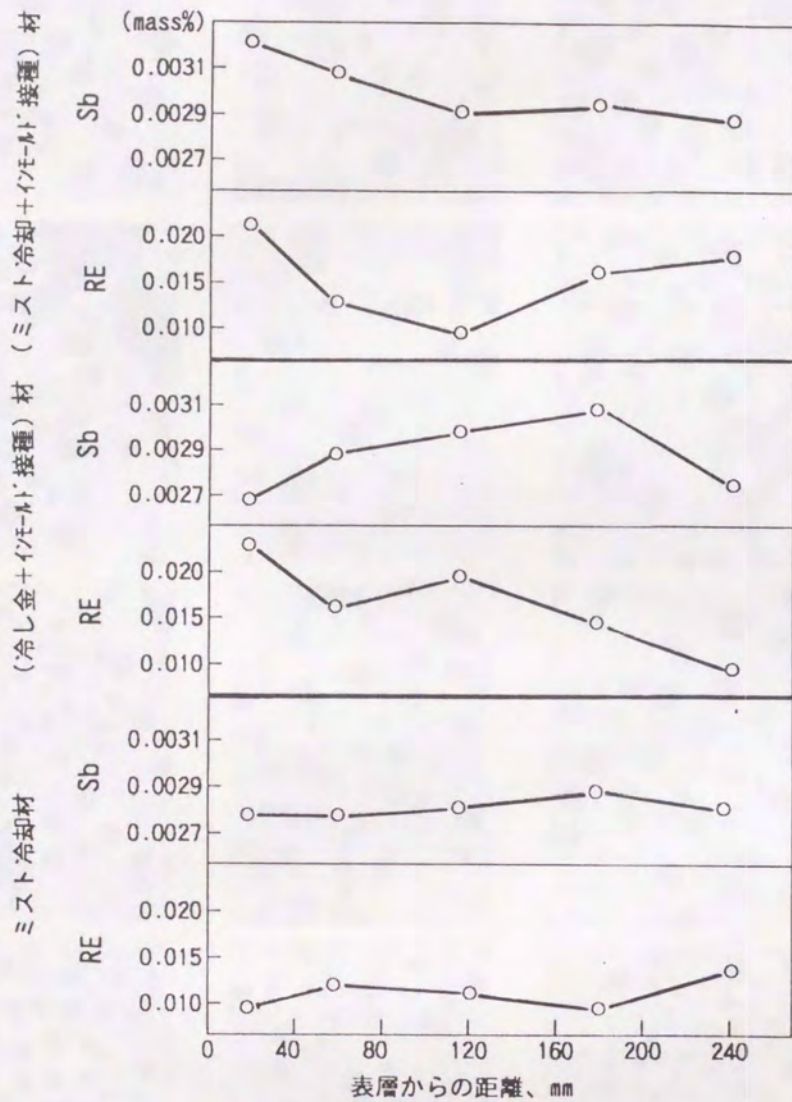


図3-22 各試材でのSb、REの分析結果

次に、肉厚に沿った各位置でマイクロ組織観察（ナイトール腐食）、黒鉛球状化率（日本鋳物協会法）、黒鉛分布密度およびフェライト面積率の判定を行った。図3-23、24にそれぞれ鋳放し及びフェライト焼鈍後の肉厚各位置におけるマイクロ組織を示すように、3.2項の水冷材と同じく肉厚中心部において黒鉛粒径が大きくなり（直径約120 μ 程度）、黒鉛の形状がくずれる傾向が見られた。

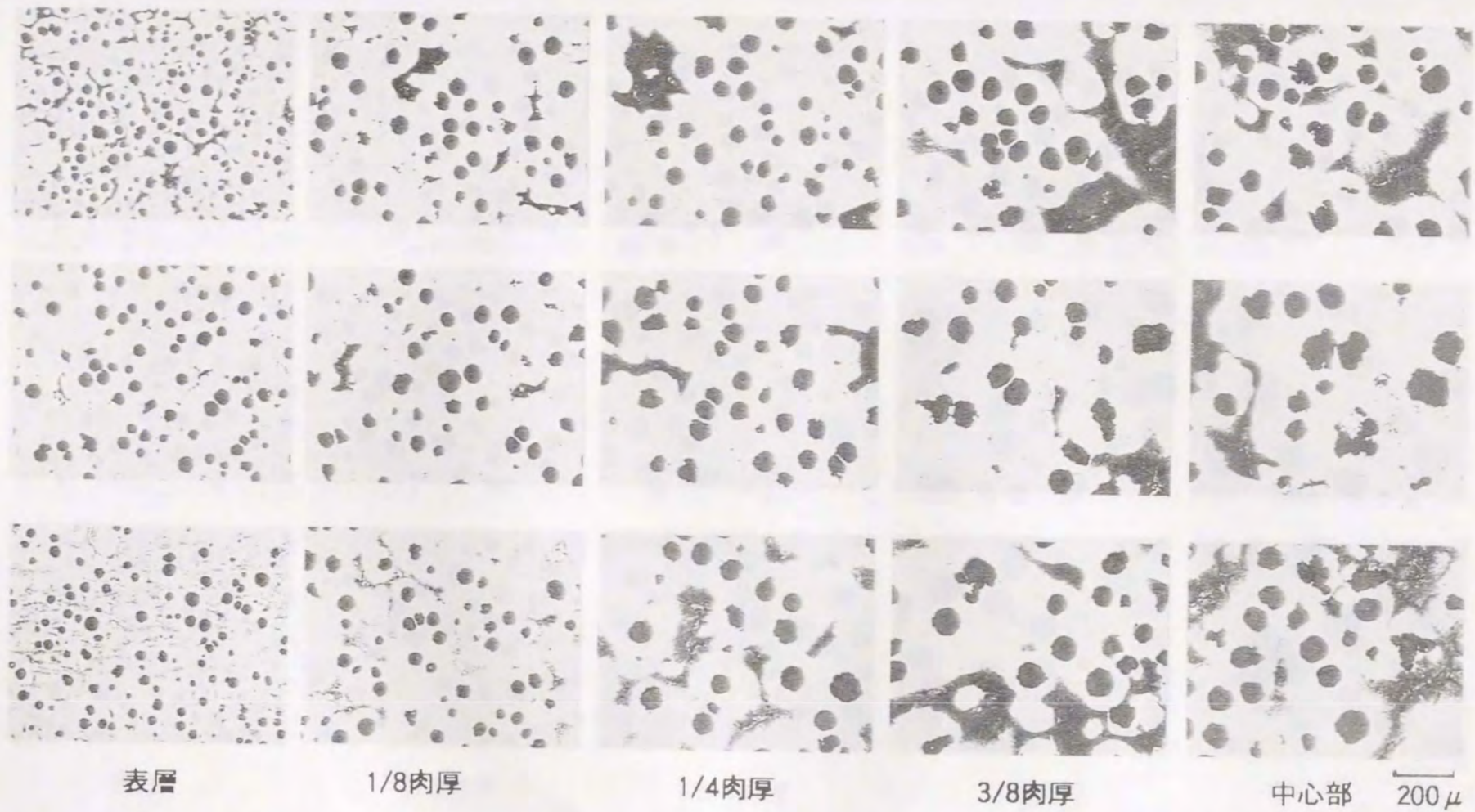


図3-23 鑄放し材の肉厚に沿ったミクロ組織

上段：（ミスト冷却+インモールド接種）材
中段：（冷し金+インモールド接種）材
下段： ミスト冷却材

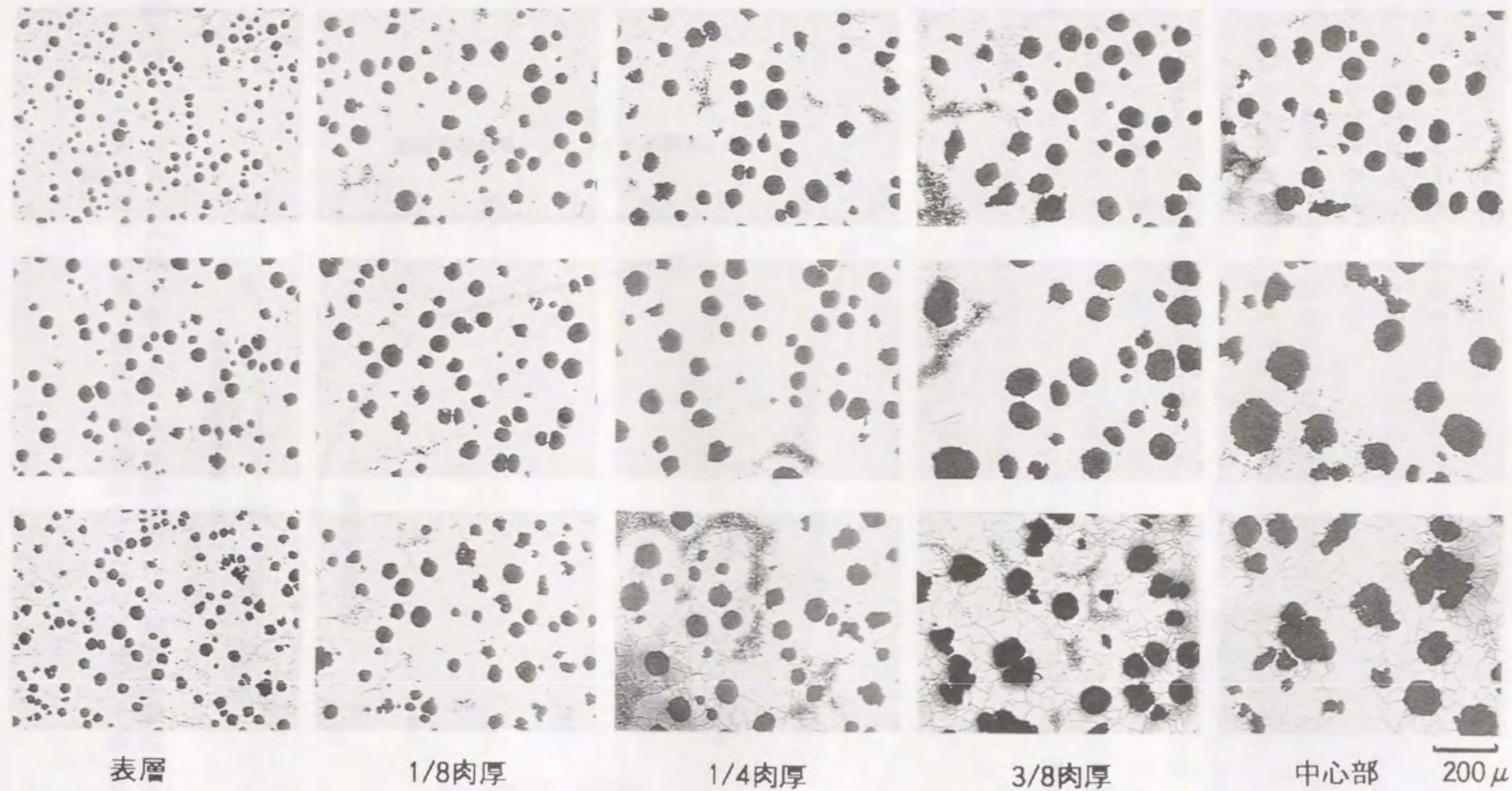


図3-24 フェライト化焼鈍材の肉厚に沿ったマイクロ組織

上段：（ミスト冷却＋インモールド接種）材
中段：（冷し金＋インモールド接種）材
下段： ミスト冷却材

鑄放しにおいて、ミスト冷却材では水冷材と同じく表層にセメンタイトが晶出しているが、インモールド接種を行ったものではセメンタイトが見られず、また他の部位においてもパーライト量が少なく、インモールド接種によるチル化防止の効果が明らかである。

図3-25～27はそれぞれ各試材における黒鉛球状化率、フェライト面積率（鑄放し）、黒鉛分布密度を示し、ミクロ組織観察結果で見られた傾向と同じ傾向が観察される。しかしながら、インモールド接種適用材と非適用材を比較すると、明らかにインモールド適用材の方が球状化率、フェライト面積率が高く、これらはインモールド接種によるチル化防止の効果と考えられる。ミスト冷却材同志で黒鉛分布密度を比較するとインモールド接種材の方が高く、特に表層においてその差が著しいことから、インモールド接種は黒鉛粒数を増加させ、黒鉛分布密度を高める結果、フェライト面積率を高めると考えられる。

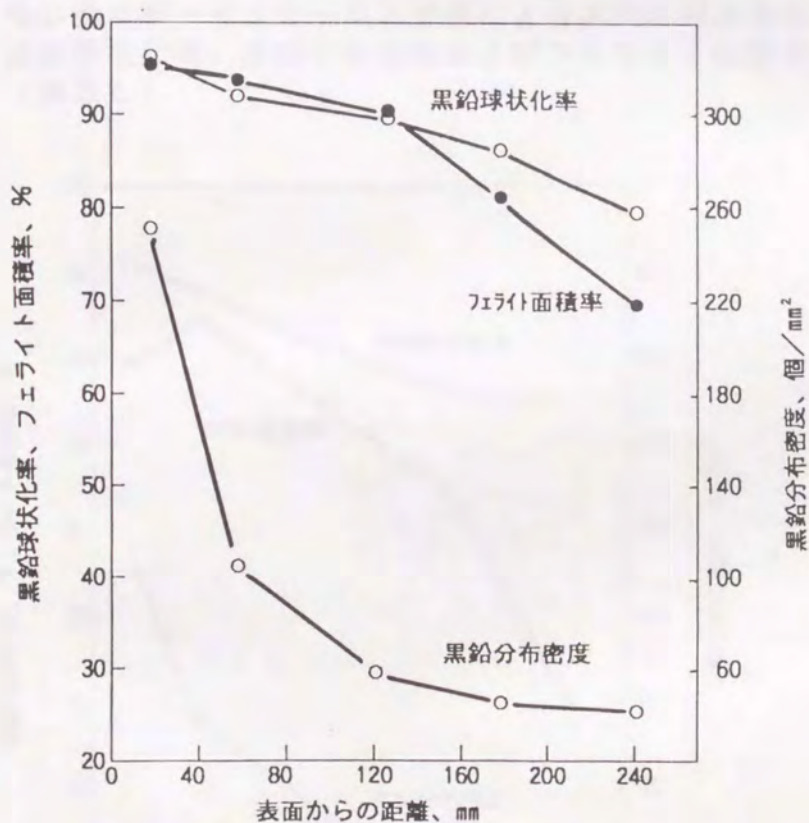


図3-25 ミスト冷却+インモールド接種による厚肉試験材各位置の黒鉛球状化率、黒鉛分布密度およびフェライト面積率（鑄放し）

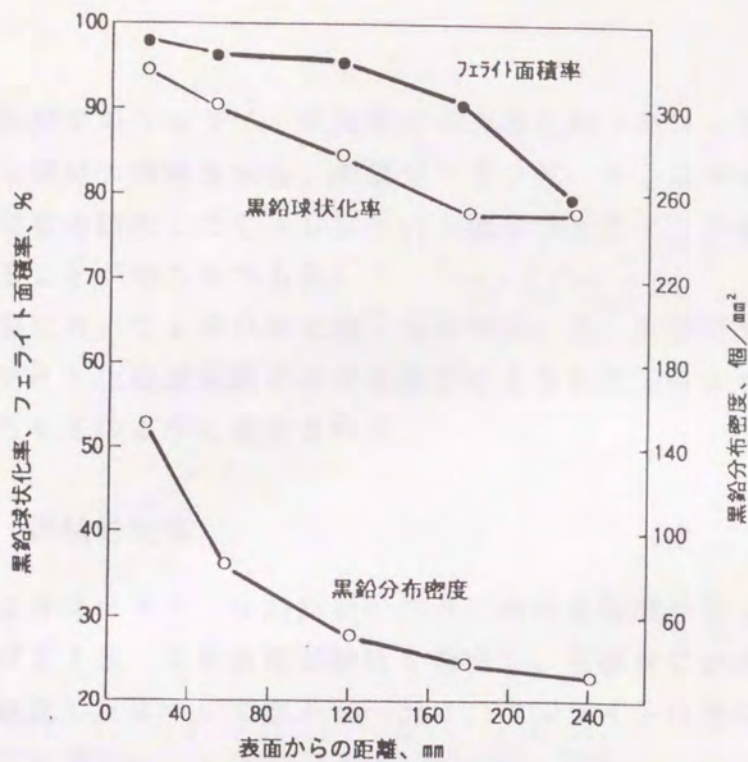


図3-26 冷し金冷却+インモールド接種による厚肉試験材各位置の黒鉛球状化率、黒鉛分布密度およびフェライト面積率（鑄放し）

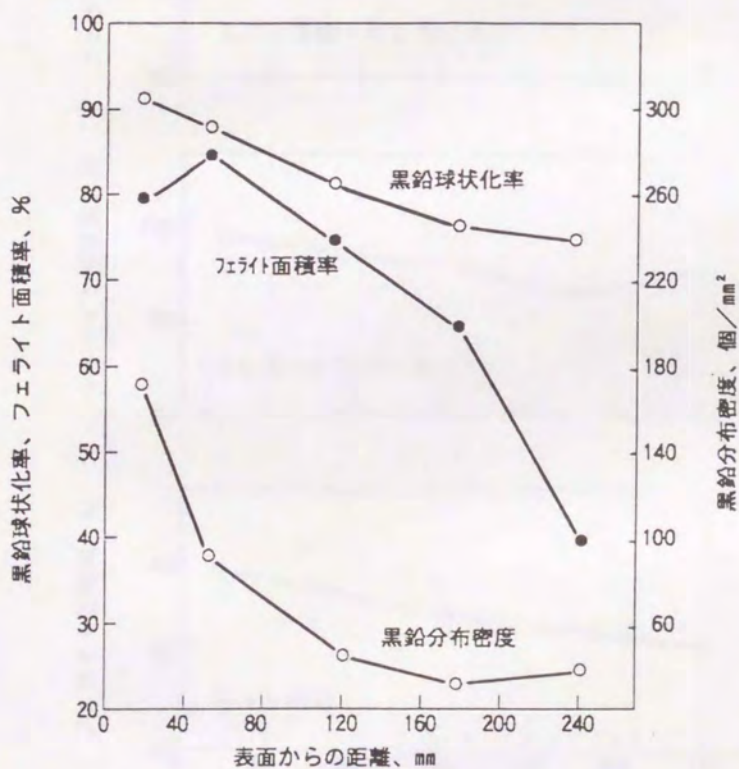


図3-27 ミスト冷却による厚肉試験材各位置の黒鉛球状化率、黒鉛分布密度およびフェライト面積率（鑄放し）

図3-28に各試材でのフェライト化焼鈍後の肉厚に沿ったフェライト面積率を示すが、いずれも同様の傾向を示し、表層で100%、中心部でも90%以上となり、ミスト冷却材の铸放しでの40%という値もフェライト化焼鈍によって十分改善されていることが明らかである。

ここで、中心部において100%に達しないのは、3.2項でも述べたように、Mn等のパーライト化促進元素のミクロ偏析によるものと考えられ、図3-24の組織観察結果からもそのように推定される。

3.3.4 機械的性質

铸放し材およびフェライト化焼鈍材の肉厚方向の各位置からJIS 4号引張試験片、およびJIS 4号衝撃試験片を製作し、各試材における機械的性質を調べた結果を铸放し材について図3-29~31に、フェライト化焼鈍材について図3-32~34にそれぞれ示す。

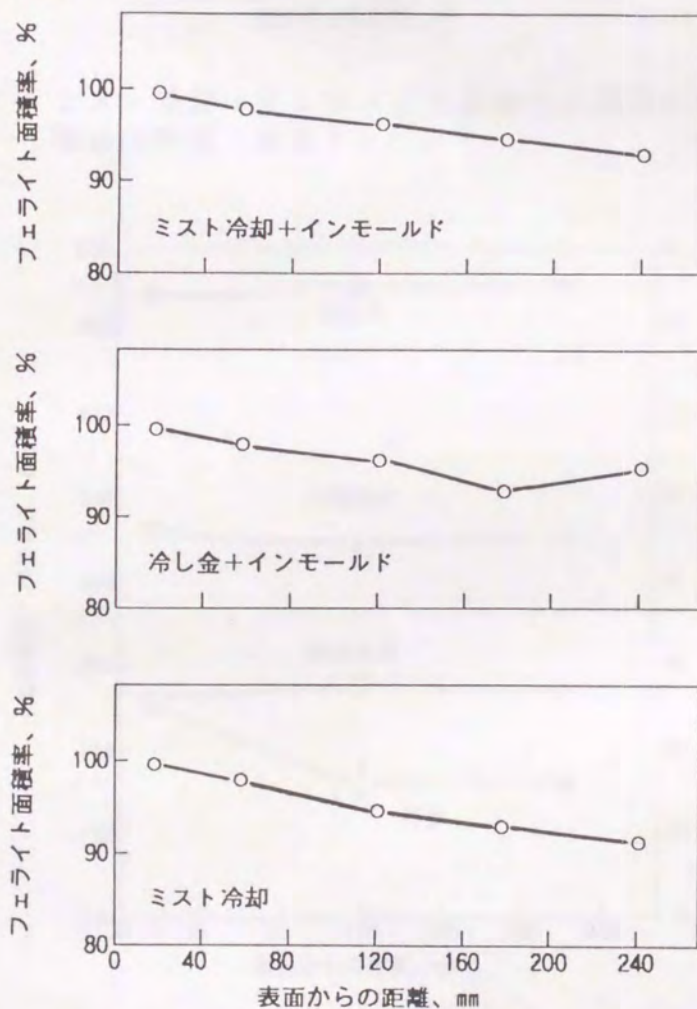


図3-28 厚肉試験材各位置の熱処理後のフェライト面積率

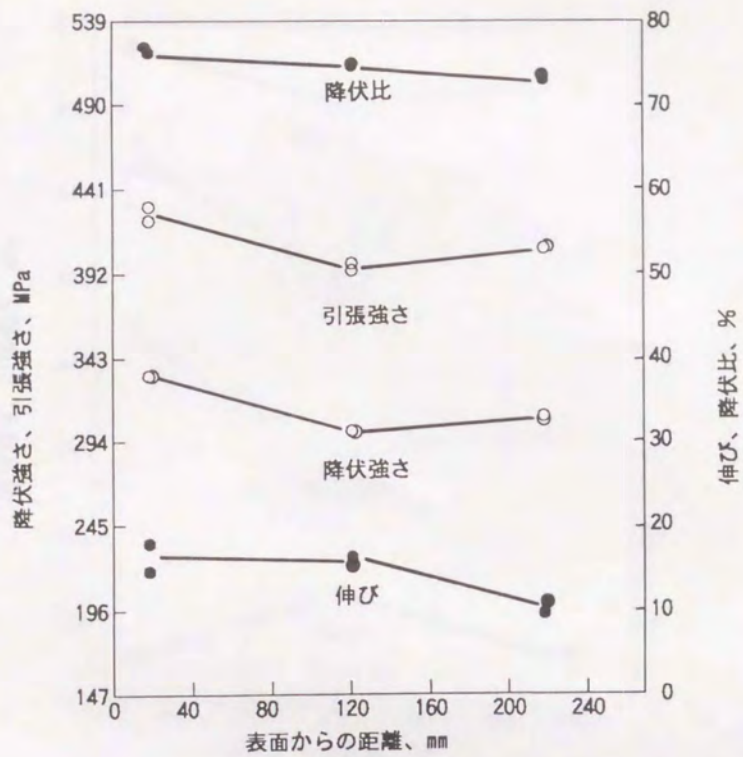


図3-29 ミスト冷却+インモールド接種による厚肉試験材の機械的性質（鑄放し）

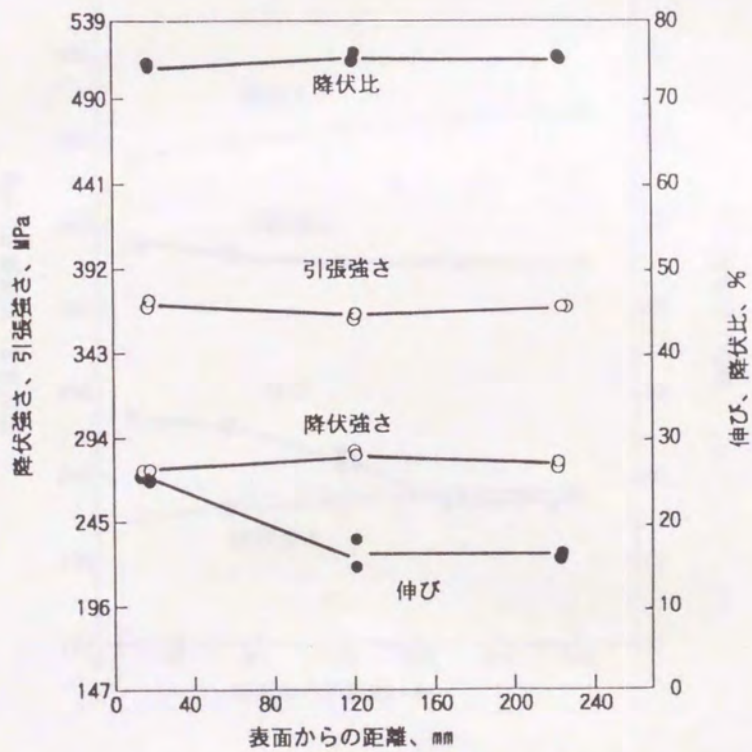


図3-30 冷し金冷却+インモールド接種による厚肉試験材の機械的性質（鑄放し）

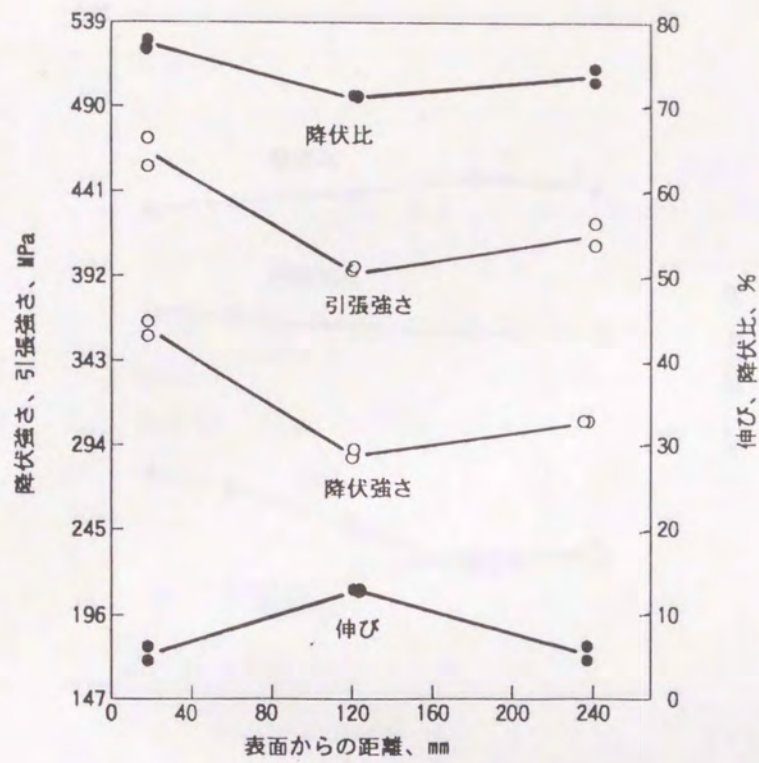


図3-31 ミスト冷却による厚肉試験材の機械的性質（鋳放し）

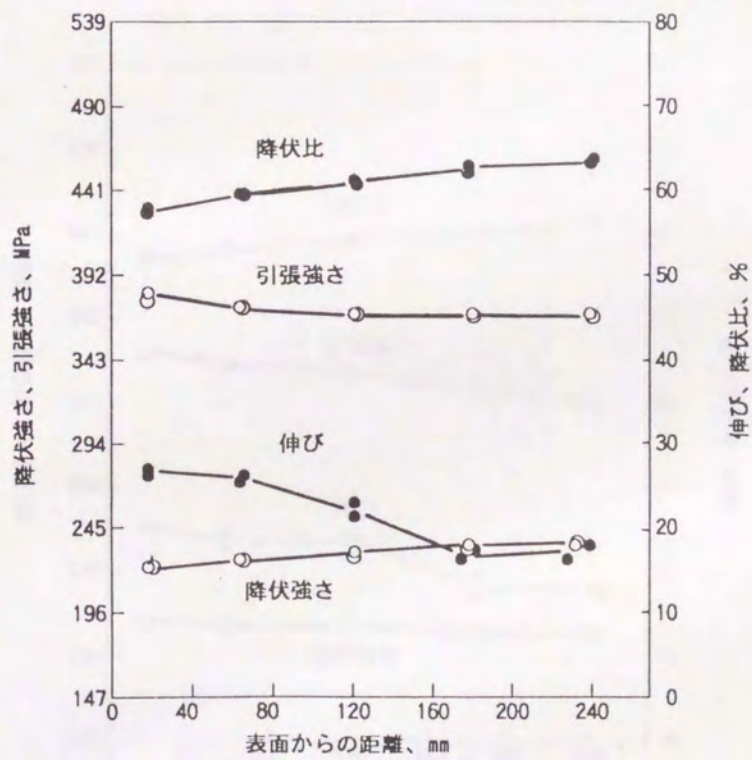


図3-32 ミスト冷却+インモールド接種による厚肉試験材の機械的性質（フェライト化焼鈍し後）

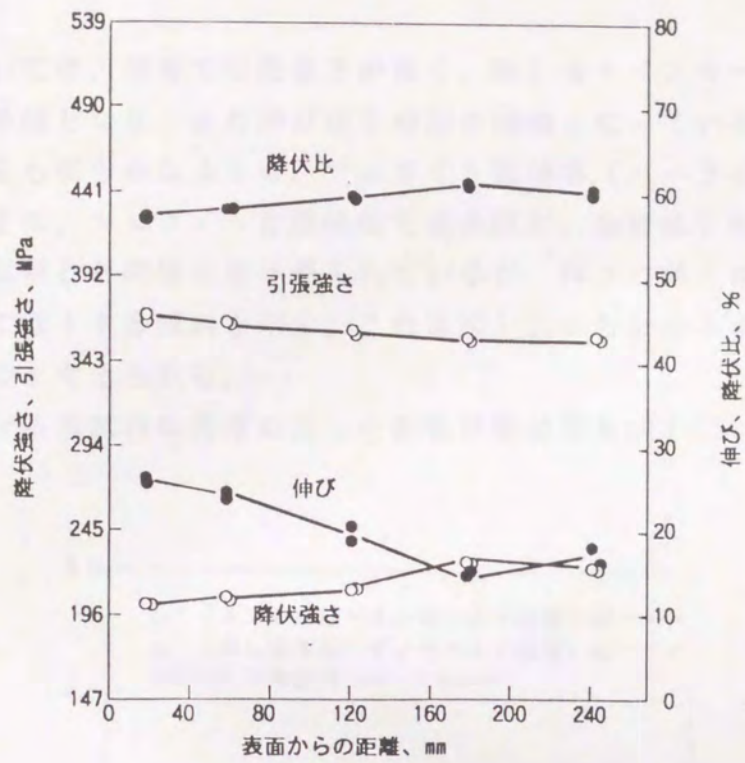


図3-33 冷し金冷却+インモールド接種による厚肉試験材の機械的性質 (フェライト化焼鈍し後)

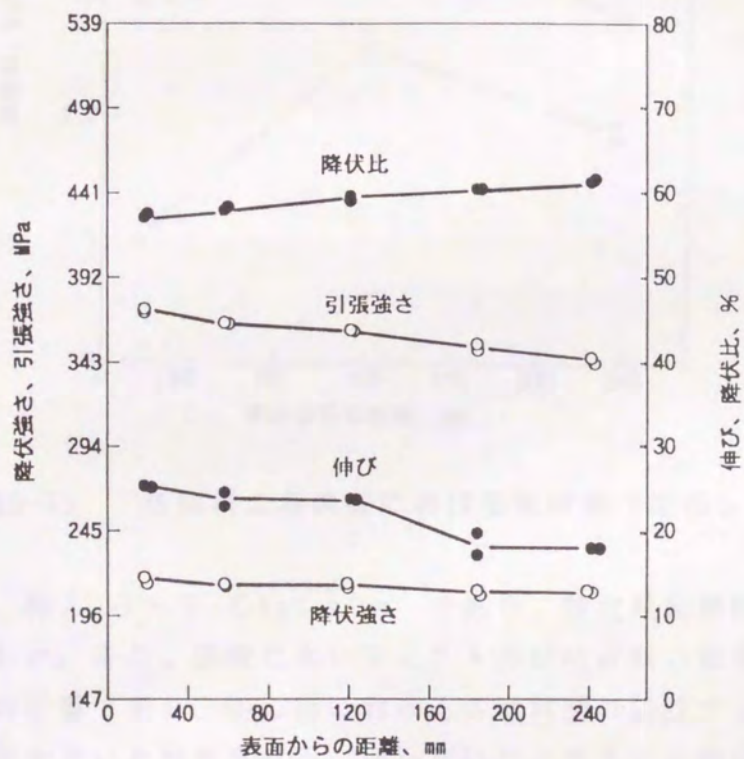


図3-34 ミスト冷却による厚肉試験材の機械的性質 (フェライト化焼鈍し後)

鑄放し材においては、表層で引張強さが高く、冷し金+インモールド材以外は430MPa以上の値となり、また伸びはその逆の傾向となっている。これらはミクロ組織観察からも明らかのように、フェライト面積率（パーライト量）の影響と考えられる。また、フェライト化焼鈍後では各試材、各部位ともほぼ均一な値を示し、3つの試材とも同様の値が得られているが、伸びの値だけが肉厚中心部に近づくに従って低下する傾向を示す。これは図3-24からわかるように球状化率の変化によるものと考えられる。

鑄放し材における各試材の肉厚に沿った衝撃試験結果を図3-35に示す。

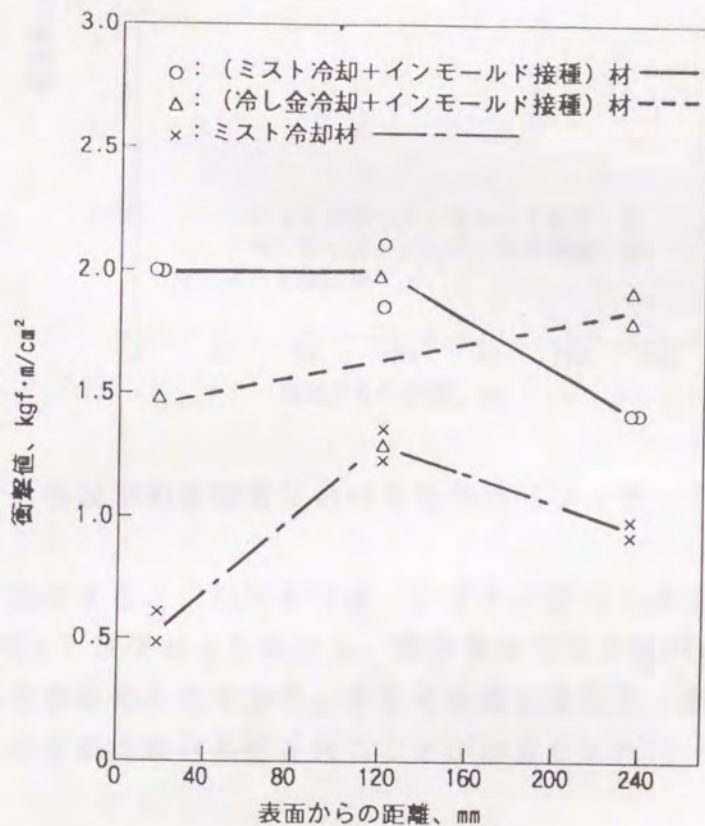


図3-35 各試材の各位置における衝撃値（鑄放し）

表層部を除けば、約1.0～2.0 kgf·m/cm²であり、球状黒鉛鑄鉄としては必ずしも低い値ではない。また、表層においてミスト冷却材が低い値を示したのはセメントイト晶出の影響であり、中心部における各試材間の差はフェライト面積率の差による影響が大きいと考えられる。図3-36はフェライト化焼鈍後の各試材の各位置における衝撃値を示し、表層部がやや低い傾向を示すが、いずれも2.0 kgf·m/cm²以上の均一な値が得られている。

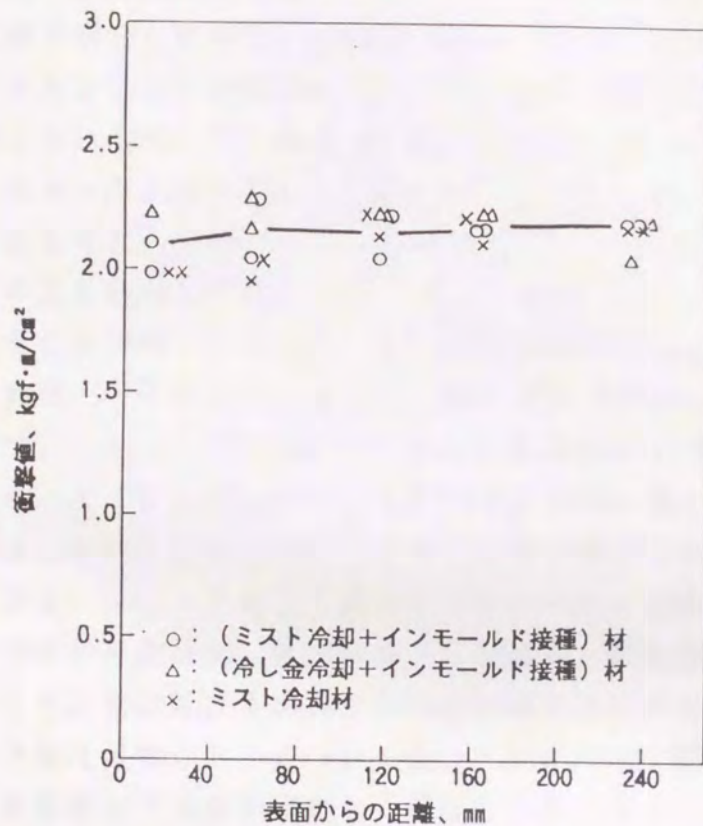


図3-36 各試材の各位置における衝撃値（フェライト化焼鈍した後）

以上の結果を要約すると、焼鈍材では、いずれの試材、部位においても引張強さで343 MPa以上、伸びが15%以上、降伏強さで210 MPa以上、衝撃値が2 kgf·m/cm²以上の値が得られており、十分な強度と高延性、高靱性を有する厚肉フェライト地球状黒鉛鑄鉄材が得られることが確認された。

3.3.5 インモールド接種の評価

インモールド接種の影響についての試験結果を、化学成分、マイクロ組織、機械的性質について整理してみると、各々次のように考えられる。

化学成分分布ではSi量がインモールド接種によって増加する傾向があることは図3-14-21から明らかであるが、その添加量が本試験の量であれば、チャンキー黒鉛の発生⁷⁾にも影響がないこと、他の元素の分布およびMgの歩留りにも影響を与えないことが判明した。また、Sb添加量を基礎試験で求めたSb/REの比よりも低くしたが、3.2項の結果と同じく、いずれの試材においてもチャ

ンキー黒鉛等の異常黒鉛の発生は認められなかった。

ミクロ組織では、図3-25~27で明らかなように、インモールド接種によって黒鉛粒数が表層近傍で増加しており、表層部の鋳放しでのチル化現象がなくなっている。鋳放しでのフェライト面積率は、インモールド接種によって試材の全肉厚にわたって増加しているが、中心部近傍では黒鉛粒数のインモールド接種による増加は顕著ではなかった。従って、中心部でのフェライト面積率の向上は黒鉛化の向上以外の原因も考えられる。ミスト冷却材でインモールド接種の有無による表層の鋳放しでの黒鉛組織を比較すると、小径の黒鉛粒がインモールド接種によって増加していることが明らかであり、この傾向は肉厚の1/4の位置まで見られた。従って、表層での黒鉛粒数の増加は小粒の黒鉛の生成によるものといえる。

機械的性質のフェライト化焼鈍後の試材間による差はほとんど見られなかったが、引張強さはインモールド接種材の方が肉厚内部で高い値を示した。

材料の引張強さは有効断面積とマトリックス強度で決まるので、ダクタイル鋳鉄では黒鉛面積率とフェライト強化元素の多少が引張強さに影響を与えると考えられる。各試材の黒鉛分布密度、黒鉛粒径、CE値から黒鉛面積率は同等と見なすことができるので、本試験の各試材の有効断面積には差がないと考えられる。また、マトリックス強化元素のSiについては、インモールド接種材の方がやや高い値を示すが、非接種材では分布傾向と引張強さの変化傾向が合致せず（表層でSiが低下するにもかかわらず、強度が上昇する）、Si含有量が上述の強度差の主要因とは考えづらい。

一方、黒鉛球状化率は、肉厚中央部でインモールド接種材の方が非接種材より高い値を示している。従って、本試験での肉厚中心部での引張強さの差は黒鉛球状化率の差が主要因と考えられる。

以上の結果を要約すると、インモールド接種を行うことにより、表層急冷部のチル化が防止され、肉厚中心部での球状化率が向上し、引張強さが上がる傾向があるといえる。

また、本試験の添加量ではMgのフェーディング、異常黒鉛の発生にもつながらないので、実操業でのインモールド接種の適用はその添加量を考慮すれば、材料特性改善に有効であるといえる。

3.3.6 小 括

480mm厚の板状試材を用い、急冷凝固させた場合にインモールド接種がミクロ組織、材料特性に与える影響を検討した結果、次のことが明らかとなった。

1) インモールド接種によって急冷部のセメンタイト生成を防止できたが、

これは急冷部（表層部）での黒鉛粒数の増加によると推定された。

- 2) 化学成分分布では、Si量が平均的にインモールド接種分だけ増加する以外は、インモールド接種の影響はないと考えられた。
- 3) Mg含有量にも明瞭な差はなく、フェーディング、Mg歩留りへのインモールド接種の影響は見られなかった。
- 4) 鑄放し材では、インモールド接種材の方がフェライト面積率が中心部では70%と非接種材の40%に比して1.75倍と高い値を示したが、フェライト化焼鈍後は両者とも90%と同等の値を示した。
- 5) 黒鉛球状化率はインモールド接種材の方が、中心部で非接種材の75%に対して80%と高く、肉厚を通して平均値でも5%高い値を示した。
- 6) 機械的性質では、インモールド接種材の方が肉厚内部で引張強さで約20MPa高い値を示したが、これは黒鉛球状化率の差がその主要因であると考えられた。
- 7) 急冷材では、インモールド接種の適用により材料の機械的性質、黒鉛球状化率の向上が見られることから、実操業においてインモールド接種の適用を行う方が望ましいと評価された。

3.4 円筒状試験材（40トン）による製造条件の評価

3.4.1 試材形状と製造方法

3.2及び3.3項の厚肉板状試材の製造結果から、肉厚全体にわたって健全なフェライト地球状黒鉛鑄鉄を実際に製造する条件を確認できたので、本節ではそれらの条件に従って大型（40トン）厚肉の底付円筒鑄物を製造し、その材料特性の調査と製造条件の評価を行った。製造した供試体は肉厚500mm、外径2m、高さ2mの大きさであり、その形状を図3-37に、製造条件を表3-5に示す。鑄型は全面金型とし、中子の中心部では抜熱を強化するため、金型の裏からミストによる冷却を行い、底部を鑄型の上部とする姿勢で無押湯とし、気抜きパイプ（35～80mmφ）を上型に30cm間隔で取り付けられた形状で鑄込みを行った。溶解は100トン塩基性アーク炉によって行い、取鍋に受湯後、鑄型直上に設置した湯溜り内で置注ぎ法にて球状化处理、接種処理を行い、さらに湯口底にてインモールド接種を行った。

供試体を代表する鑄込み溶湯の化学成分は鑄型直上のかけぜきから球状化处理、接種後に採取したサンプルを分析した値とし、その結果を表3-6に示す。なお、Siについては製品の一部からサンプルを採取して分析した値を表3-6に示した。

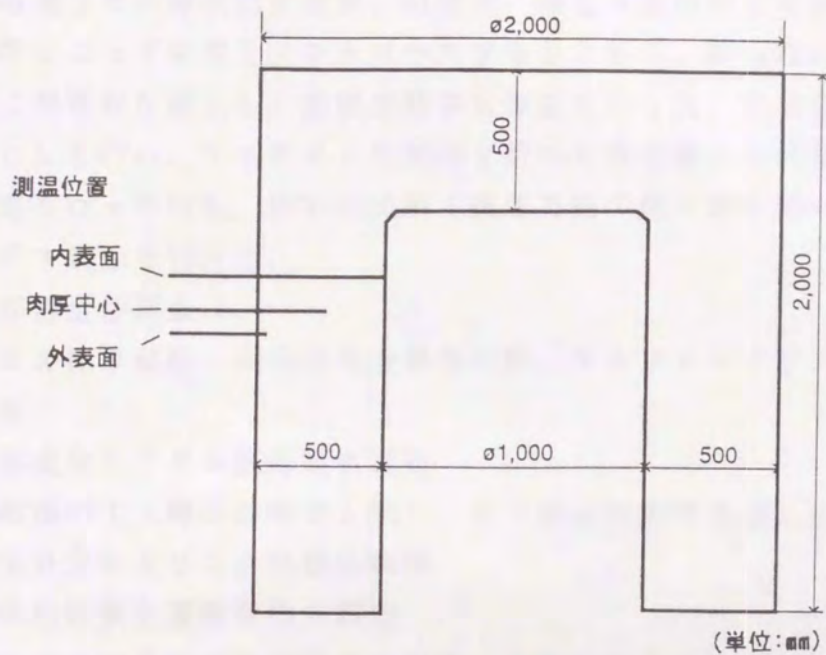


図3-37 供試体形状

表3-5 供試体の製造条件

項目	製造条件
原料配合	ケベック銑鉄 94 mass% 鋼 屑 6 mass%
球状化処理剤	B : 1.03 mass% C : 0.29 mass%
接種剤	1-1 : 0.90 mass%
インモールド接種剤	Fe-50%Si、0.1 mass%
球状化処理温度	1385℃
鑄込温度	1300℃
溶解炉	塩基性アーク式電気炉

表3-6 供試体の化学成分

(mass%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Sb	Mg	CE
3.65	1.80	0.12	0.031	0.0028	0.30	0.0049	0.083	4.26

受湯時、湯溜りでの球状化処理前、処理後、鋳込み開始時にそれぞれ測温を行い、時間調整によって温度をコントロールするとともに、鋳型内の内・外表層部、肉厚中央部に熱電対を挿入し、凝固冷却中も測温を行った。供試体は鋳型内で徐冷後、砂落としを行い、フェライト化焼鈍を行った後に種々の試験を行った。外観、目視検査を行ったのち、図3-38に示す肉厚方向の種々の位置から試材を採取し、下記に示す調査を行った。

(1) 内部健全性調査

超音波探傷試験、縦断面浸透探傷試験、サルファープリント、マクロ腐食調査

(2) 化学成分とミクロ組織観察調査

縦断面のT（鋳込姿勢で上部）、B（鋳込姿勢で下部）、肉厚方向での化学成分分析及びミクロ組織観察

(3) 機械的性質と破壊靱性の調査

縦断面の肉厚方向各位置での引張、衝撃試験及び破壊靱性試験

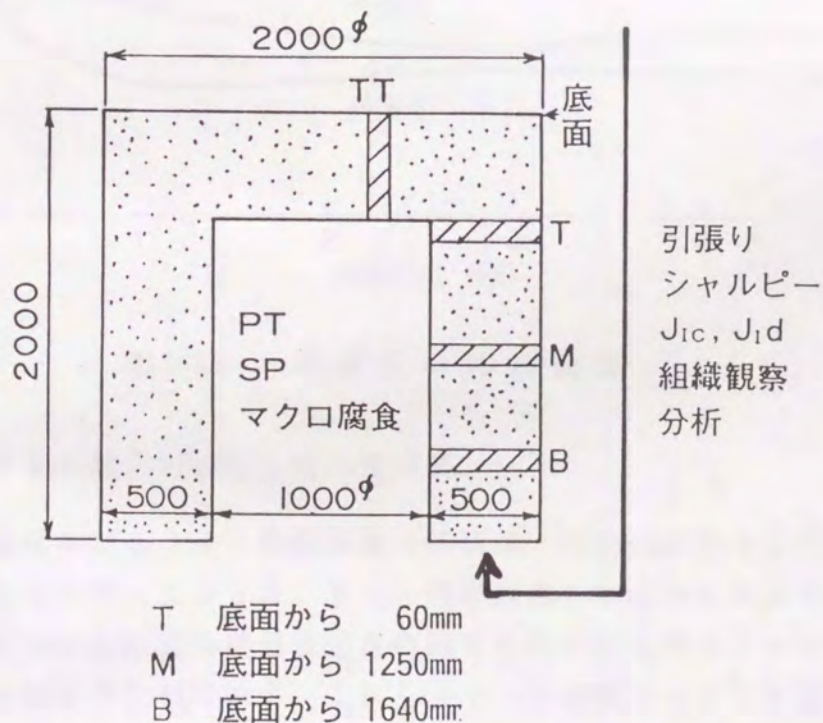


図3-38 供試体形状および試料採取位置

3.4.2 測温結果

図3-39に示した肉厚各位置での凝固冷却曲線から、480mm板状試材の結果と同様に、肉厚中心部は2時間30分で凝固が完了していることがわかる。

また、内表面側は熱がこもるため外表面よりは冷却がおくれているが、表面近傍の凝固時間は内外ともほぼ同様であることがわかる。

また、凝固計算による肉厚中心部での冷却曲線を点線で図3-39に示したが、実際の冷却曲線とほぼ一致しており、所期の共晶凝固時間とも合致しているため、冷し金による強制冷却の予測は十分可能であることが確認できた。

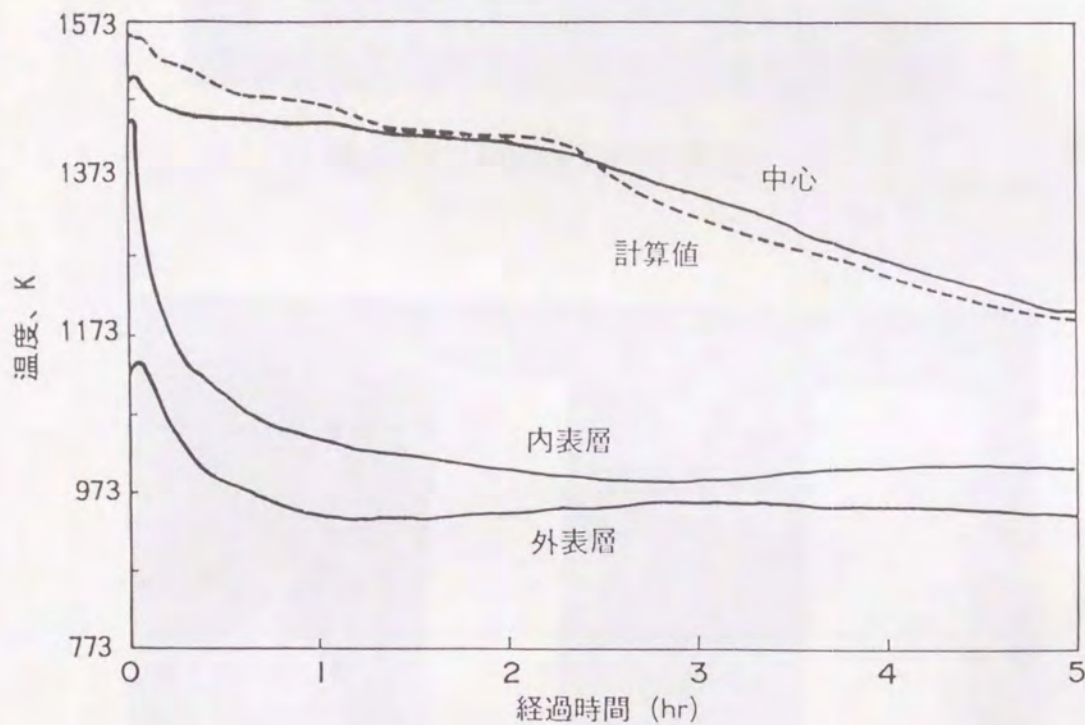


図3-39 供試体の冷却曲線

3.4.3 表面外観と内部健全性試験結果

鑄込まれた鑄造体のフェライト化焼鈍後の外観は、図3-40に示すように湯じわが多少みられるだけで健全であった。また、円形断面の中心からほぼ90°を扇形に除去した形状での縦断面の染色浸透探傷結果を図3-41にサルファープリント及びマクロ腐食組織を図3-42に示す。これらより、T端側のドロスを除けば、V、逆V偏析等のマクロ偏析もなく、健全な鑄物であることがわかる。また、切断前の全体積の超音波探傷検査においても欠陥は検出されず、健全な鑄物であることが確認された。

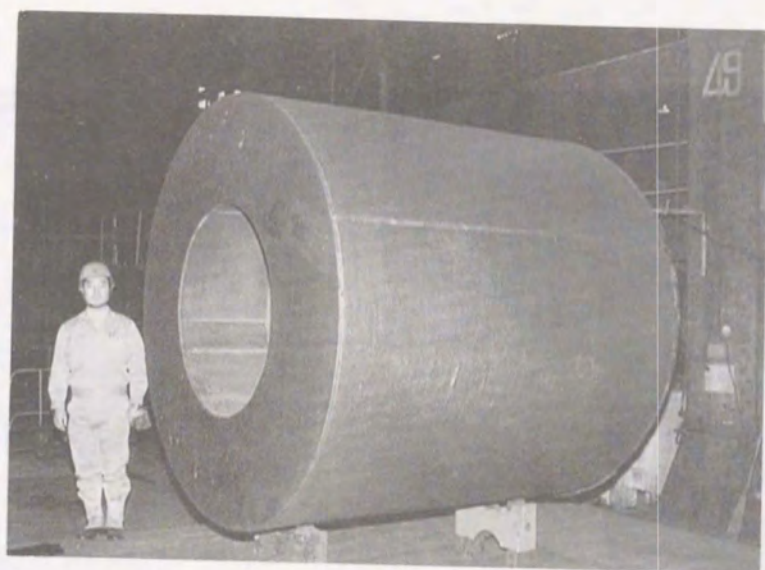


図3-40 供試体の外観

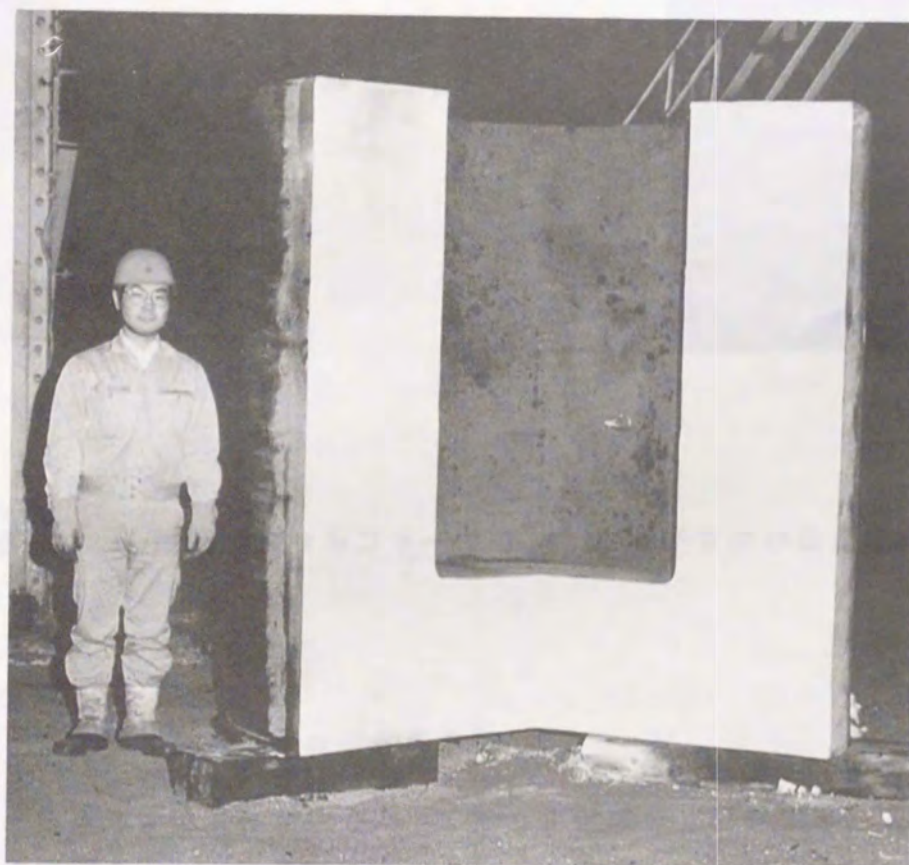


図3-41 縦断面の浸透探傷検査結果

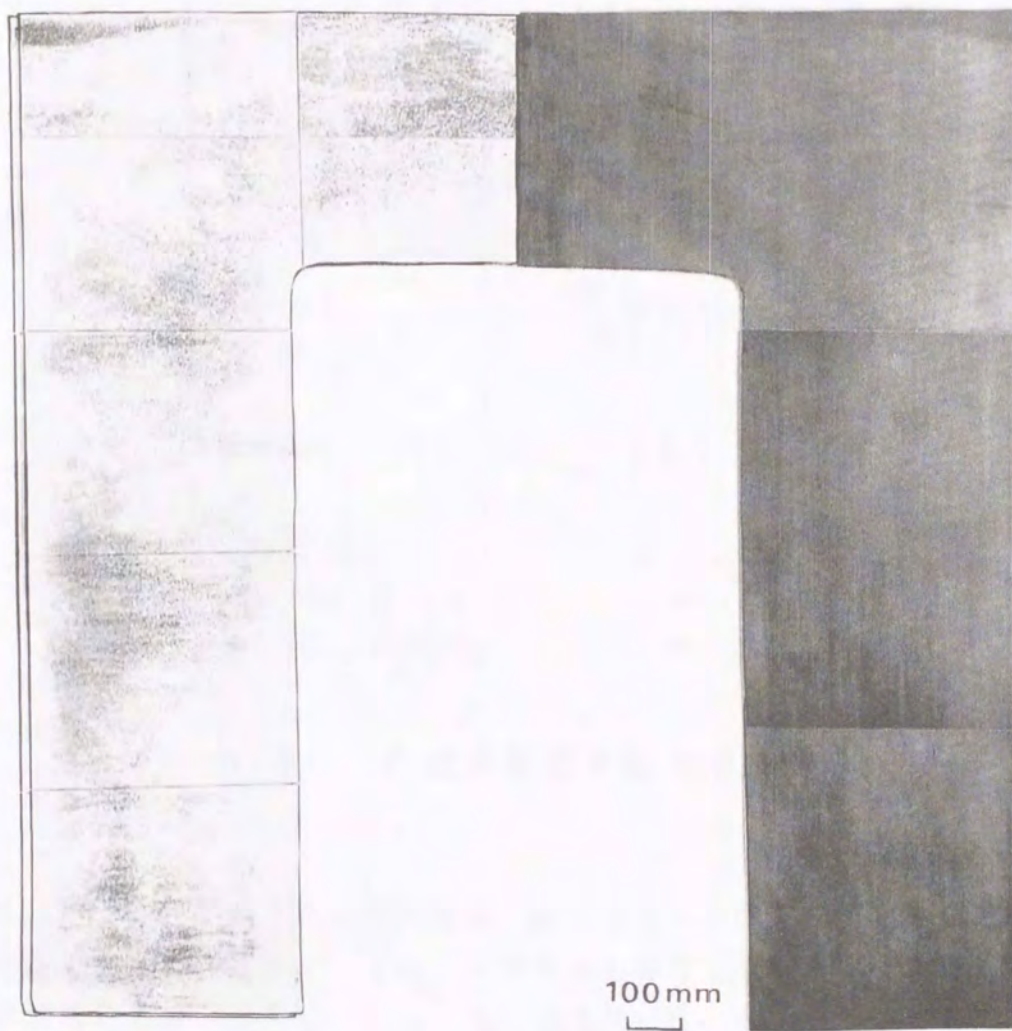


図3-42 縦断面のサルファープリントおよびマクロ腐食組織

3.4.4 化学成分とミクロ組織観察結果

図3-43は、鑄造体各位置における肉厚に沿う化学成分分析結果を、表3-6 に示す分析結果との差で示したものである。

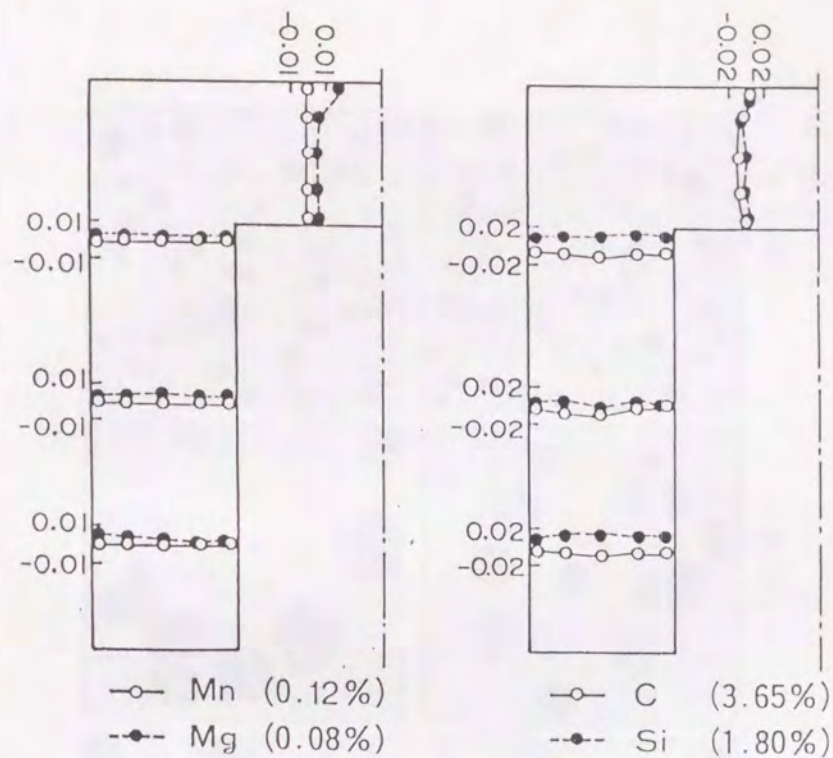


図3-43 供試体各位置の化学成分

これより、Mg、C、Siは底面外表層（鑄込姿勢で上型近傍）においてドロスの影響で高くなっているが、いずれの元素も各位置での成分変化は少なく、均質な鑄造体であることがわかる。また、他の元素P、S、Sbについても同様にマクロ偏析は見られず、均質であるとともに、Mgのフェーディング現象とそれに伴う微量元素のマクロ変動もなかったことが確認できた。

次に、図3-44にT、B側での肉厚に沿うミクロ組織を、図3-45に各位置でのフェライト面積率、黒鉛球状化率、黒鉛粒径を示す。いずれも厚肉板状試材と同様の傾向を示し、異常黒鉛の発生がないことがわかる。

黒鉛球状化率は内外表面から肉厚中心に近づくに従って低下し、また、T-B方向でもT側が幾分低下する傾向を示す。しかし、最も球状化率の低いT側中心部でも75%以上の値が得られ、図3-44からも良好な黒鉛形状であることがわかる。

黒鉛粒径は表面から中心部に近づくほど大きくなり、表層では40 μ m程度のものが中心部では130 μ m程度と粗大化している。そして、B側からT側になるほど粗大化する傾向が見られたが、黒鉛分布密度はT側中心部で27個/mm²であり、冷し金+インモールド接種を行った厚肉板状試材と同等の値であった。

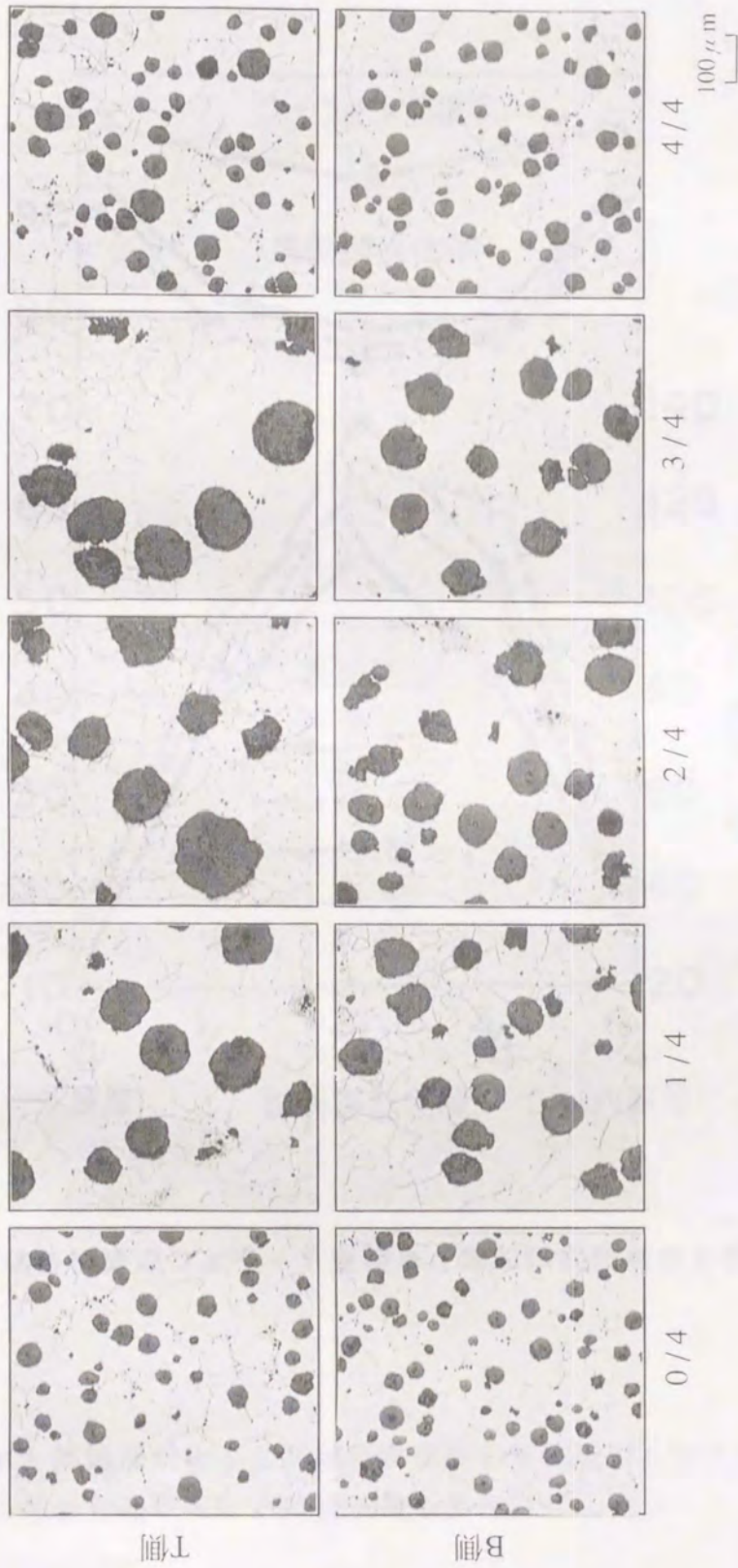


図3-44 供試体各位置のミクロ組織

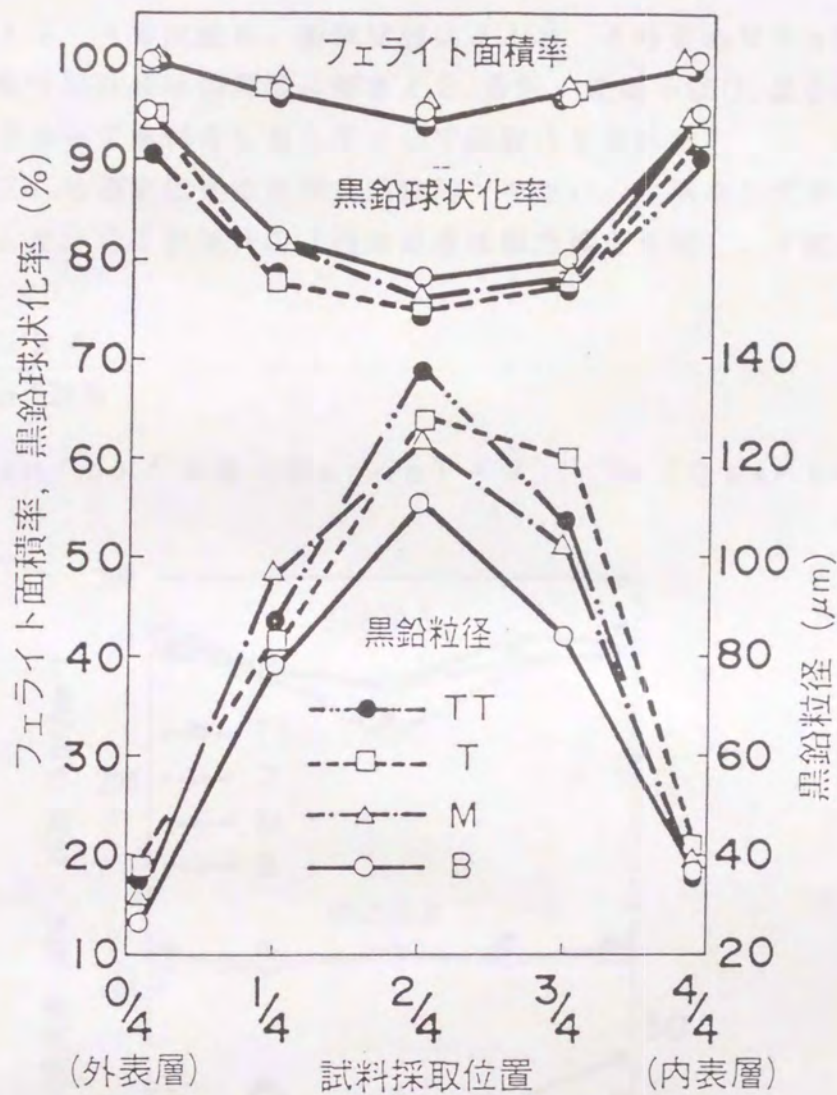


図3-45 供試体各位置のフェライト面積率、黒鉛球状化率および黒鉛粒径

フェライト面積率も黒鉛球状化率と同様に肉厚中心部に近づくほど低下する傾向を示したが、中心部でも95%以上の値が得られた。

3.4.5 機械的性質と材料の破壊靱性

供試体の各位置における引張性質を図3-46に、衝撃値を図3-47に、破壊靱性値を図3-48に示す。

引張試験はJIS 4号試験片、衝撃試験はJIS 4号2mmVノッチの試験片を用い、破壊靱性試験片は両側面に深さ12.5%、先端半径0.25mm、角度45°のサイドグループを付与した1T-CT試験片を用いた。

静的破壊靱性 K_{I0} の測定は変位制御式試験機^{B)}を用い、除荷コンプライアンス法^{B)}により測定した。CT試験片のJ値の計算は軸力補正を施し、下記式にて行った。

$$J = \frac{1 + \alpha 2 A}{1 + \alpha^2 B b} \dots\dots\dots (3-3)$$

$$\alpha = [(2 a o / b)^2 + 2 (2 a o / b) + 2]^{1/2} - (2 a o / b + 1)$$

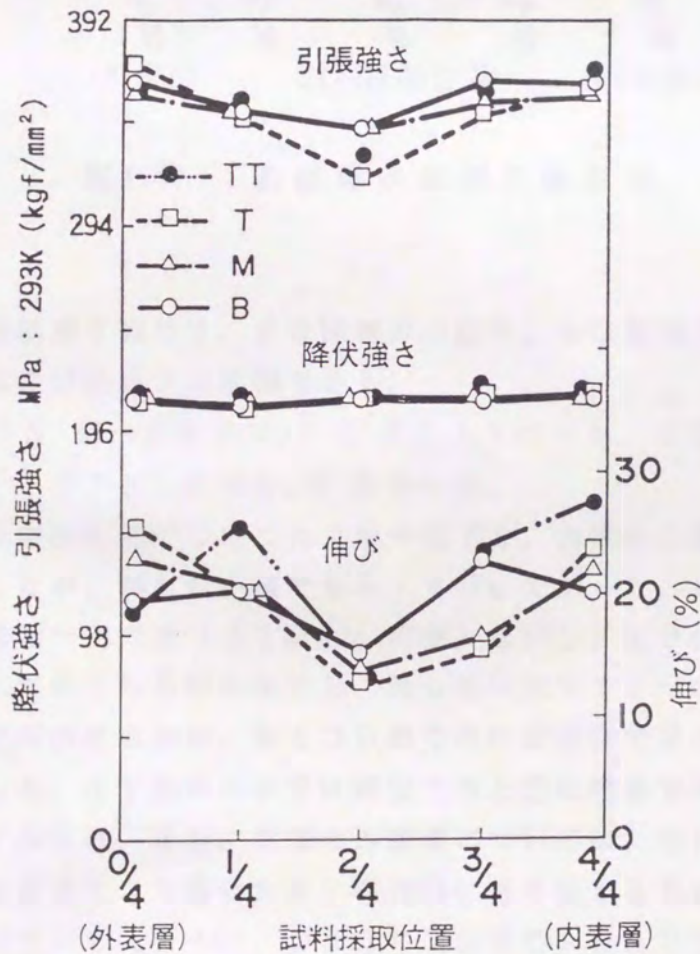


図3-46 供試体各位置の引張性質

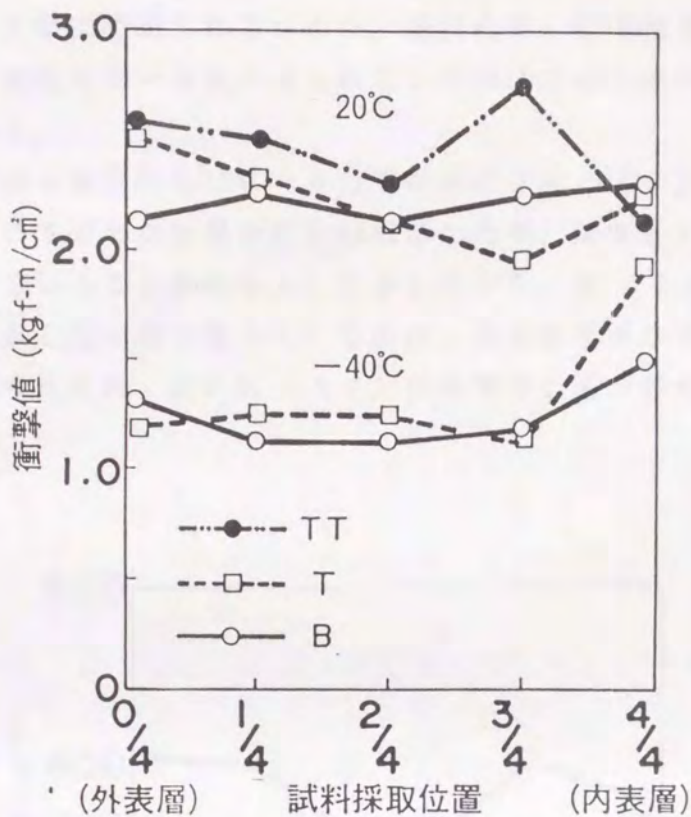


図3-47 供試体各位置の衝撃値

ここで、 a_0 は初期き裂長さ、 B は試験片の厚さ、 b は初期リガメント長さ、 A は荷重-荷重点変位曲線下の面積である。

また、 J 値から K 値への変換は (3-2) 式により行った。ここで、ヤング率は 16500 kg/mm^2 、ポアソン比は 0.3 を用いた。

引張強さは肉厚中心に近づくにつれてやや低下し、肉厚中心部では T 側の方がやや低い値を示したが、最も低い値でも 314 MPa であった。また、降伏強さは全部位を通してほぼ一定の値 (216 MPa 前後) を示し、伸びは表層から肉厚中心に近づくにつれて低くなる傾向を示し、最も低い値で 12% であった。

伸びの値は TT 部の外表層側、および B 部での内表層側で低くなる傾向を示した。その原因として、 TT 部の外表層は鋳型での上型に相当するため、浮上黒鉛、ドロス等が存在すること、また、 B 部の外表層については、むしろ B 部の肉厚 $3/4$ 位置の値が他部位より高いために相対的に低く見えるためと考えられた。

衝撃値は図3-47で示したように、 293 K (20°C) と 233 K (-40°C) での値を求めたが、いずれの部位においても 293 K で $2 \sim 3 \text{ kgf-m/cm}^2$ 、 233 K で $1.0 \sim 2.0 \text{ kgf-m/cm}^2$ であり、球状黒鉛鋳鉄としては優れた値を示した。

また、部位による変動は認められるものの、球状化率、引張強さのような明瞭な傾向は見られず、比較的均一な値が得られているのは球状化率の影響を受けないことを示唆している。

供試体M位置試料の常温ならびに -40°C における K_{Ic} (J) および K_{Id} (J) を各肉厚部位について求めた結果を図3-48に示したが、両者とも肉厚に沿ってほぼ等しい値を示していることがわかる。しかしながら、 K_{Ic} (J) の値がいずれの温度でも表層が少し低い値となっているのは、黒鉛粒径が小さく、粒数が多くなることによると考えられ、逆に K_{Id} (J) は肉厚中心部が最も低い値となった。

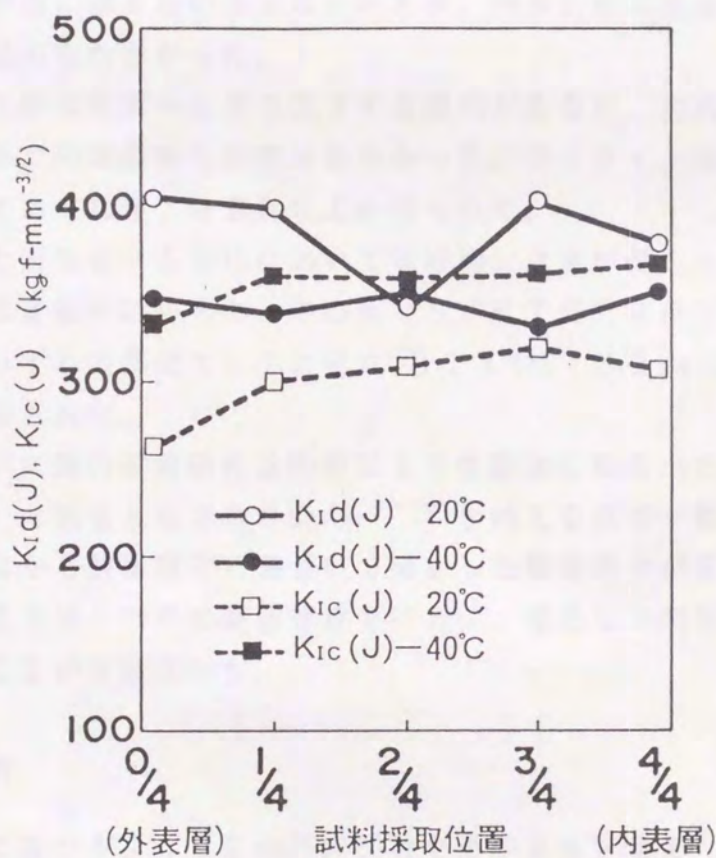


図3-48 供試体各位置の破壊靱性値

静的破壊靱性と動的破壊靱性との関係を試験温度との関係で見ると、常温では K_{Ic} よりも K_{Ic} が高く、 -40°C (233K) では K_{Ic} が高い値を示している。

鉄鋼材料の脆性-延性挙動⁸⁾から、 -40°C の試験温度は K_{Ic} の場合、Upper Shelf 領域にあり、 K_{Ic} は遷移領域と推測されるので、常温における K_{Ic} が低くなるのは材料の流動応力の低下に基づくストレッチゾーン幅の発達抵抗の低下によると考えられる。

3.4.6 小 括

肉厚500mm、外径2m、内径1m、高さ2mの底付円筒鋳物(40トン)を製造し、切断して種々の材料特性を調査した結果、次のことが明らかとなった。

- 1) 供試体は表面に湯じわが多少みられたが、内外ともに健全でマクロ偏析、成分変動は認められなかった。
- 2) 黒鉛球状化率は肉厚中心部で低下する傾向があるが、全肉厚を通じて75%以上であり、異常黒鉛も観察されなかった。フェライト面積率も中心で低下する傾向であったが、95%以上が得られた。
- 3) 降伏強さと衝撃値は各部位においてほぼ均一な値が得られた。また、引張強さと伸びは変動が認められ、中心部ならびにT側方向ほど低くなる傾向を示したが、いずれの部位でもそれぞれ 314MPa (32kg/mm^2) 以上、12%以上が確保された。
- 4) 動的ならびに静的破壊靱性は肉厚による変動は比較的小さく、 233K (-40°C) で両者とも $300\text{kg/mm}^{-3/2}$ を越えるほぼ一様な値が得られた。
- 5) 上記の内容から基礎研究に基づいて確立した製造方法が妥当と評価され、供試体の製造方法と同様の製造管理を行えば、健全な厚肉球状黒鉛鋳鉄鋳物が得られることが実証された。

3.5 考 察

基礎試験結果に基づき、480mm厚肉試材を冷却速度を変えた条件(水冷、ミスト冷却、冷し金冷却)で、インモールド接種の影響を含めて製造調査した。また、その結果を参考にして肉厚500mmの底付円筒の厚肉供試体(40トン)を製造し、種々の材料特性を調査した。そして、以上の厚肉材の調査結果から製造条件の評価を行った。

各試材、供試体で得られたミクロ組織と引張性質、衝撃値はいずれもフェライト基地球状黒鉛鋳鉄としては優れた値であり、これまでに報告されている厚肉材のそれらと比較しても^{9)~14)}同等以上である。

また、供試体各位置での伸びの値を基礎試験で求めた値も含めて、黒鉛球状化率との関係で図3-49に示したように、幾分バラツキはあるが両者はよく一致している。しかしながら、水冷、ミスト冷却試材では表層部に鑄放しでセメンタイトが晶出し、機械的性質、特に伸びの値を低下させるので、インモールド接種を適用し、セメンタイトの晶出を防止することが必要であった。接種の効果については種々の考え方があり、溶鉄中のN分とする考え方¹⁵⁾もあるが、一般的には核説が有力と考えられている。今回の結果からはその説に言及することは困難であるが、黒鉛粒数増加によるチル防止効果は明らかであり、また、大容量の溶湯を取り扱う時間の増大から生じるフェーディング¹⁶⁾防止の補助としても、少量(0.1%)のインモールド接種を行うことが組織改善に有効であった。

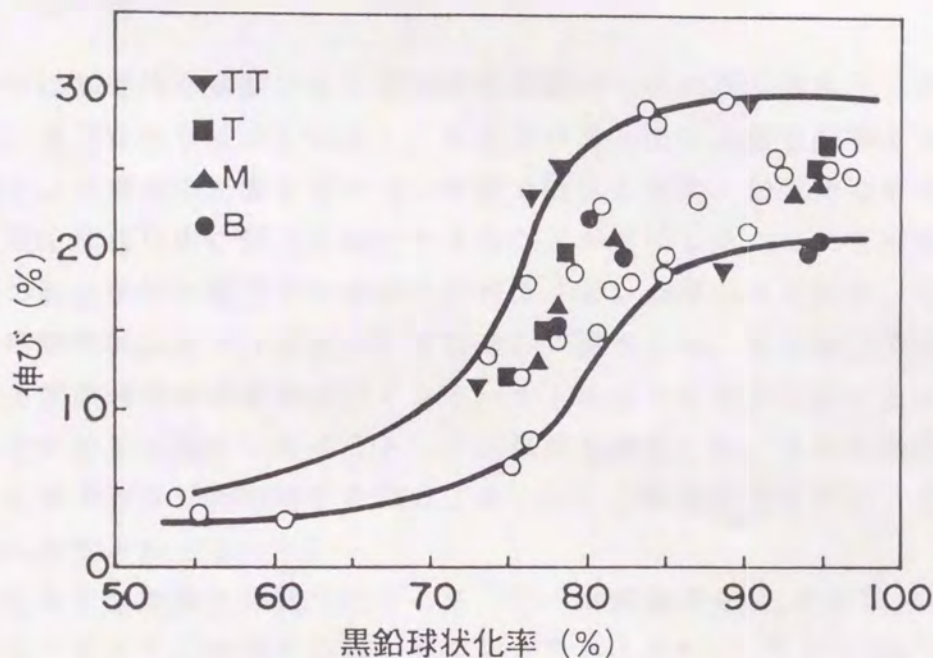


図3-49 黒鉛球状化率と伸びの関係

化学成分についてみると、所定の機械的性質を得るためにはこれらの試材で選定した成分で問題はなく、球状化剤、接種剤に関してもRE添加量から本条件が適切と考えられる。

厚肉フェライト地球状黒鉛鑄鉄では、最終凝固部に漢字状組織と呼ばれる糸状析出物が晶出するという報告¹⁰⁾や共晶セル界面に糸くず条黒鉛が晶出したという報告¹¹⁾があるが、本試験ではそれらの晶出物は見らず、最終凝固部に少量の

パーライトが見られた。これらの晶出物は疲れ強さに影響する¹⁷⁾¹⁸⁾とともに黒鉛の切り欠き作用¹⁹⁾を増大させると考えられるので、極力少なくすべきである。そのためには、パーライト生成元素であるMn、Cr等の添加量を低減するとともに²⁰⁾、共晶セル境界に偏析し、糸状析出物の生成に影響するといわれているMg、Ti等の不純元素⁹⁾を低減することが必要と考えられている。

鑄込み温度と球状化処理温度は、引け巣の発生やドロス量に影響があることが知られており²¹⁾、鑄込み温度を低めに設定すべきであるが、供試体表面に湯じわが見られたことから、本試験条件が適切と考えられる。

以上の結果を総合すると、本実験で得た製造条件が最適と考えられ、実操業のパラッキ範囲を極力少なく管理することによって健全な厚肉フェライト地球状黒鉛鑄鉄を製造することが十分可能であることが実証できた。

3.6 結 言

第2章では基礎的な実験により黒鉛形状制御のための基本的条件を見出した。その結果、適正な化学成分を選定し、RE及びSbの添加量を制御するとともにフェーディング現象の影響を受けない時間で鑄込んだ後、凝固時間を早めることによって黒鉛球状化率の低下を防止できることが判明した。これらの結果に基づいて実際の製造条件を確立するための目的で480mm厚の板状試材、500mm厚の底付き円筒形供試体(40トン)を製造して調査した。板状試材では冷却条件の差による凝固時間の差異およびインモールド接種の有無が組織に及ぼす影響を調査し、その結果に基づいて40トンの供試体を製造した。これらの試材でマクロ組織、化学成分及び材料特性を調査するとともに製造条件を評価した結果、次のことが明らかとなった。

- 1) 適切な化学成分と球状化処理を施行し、冷却条件を2.5時間以内に制御することにより、肉厚中心部で引張強さが314MPa(32kg/mm²)以上、伸び12%以上を有する鑄物の製造が可能である。
- 2) 厚肉球状黒鉛鑄鉄において、肉厚内部で十分な伸びを得るための製造条件は、適正な化学成分の選定、異常黒鉛の発生を防止するためにRE、Sbの添加量を制御し、インモールド接種により黒鉛球状化率、フェライト面積率を改善し、さらに共晶凝固温度域の冷却を加速(冷し金またはミスト冷却)することが必要である。

参 考 文 献

- 1) 黒田、高田：鑄物 40 (1968) 2, 86
- 2) 岡田、前橋：鑄物 41 (1969) 4, 297
- 3) 西、小林、多賀：鑄物 48 (1976) 9
- 4) 栗林、岸、バリタッド、伊藤、梅田、木村：鉄と鋼 60 (1983), 163
- 5) 堀江：鑄物 48 (1976) 10, 629
- 6) 堀江、宮手、斎藤、小錦：鑄物 56 (1984) 8, 491
- 7) 豊島：鑄物 67 (1995) 2, 133
- 8) 岩館、田中、小野、塚田：鉄と鋼 69 (1983) 2, 308
- 9) 旗手、中村、炭本：鑄物 58 (1986) 12, 831
- 10) 中村、坂本、井上、大城、松田：鑄物 59 (1987) 11, 664
- 11) 矢中、斎藤、桜井、荒田：鑄物 60 (1988) 1, 20
- 12) D. Sakurai, M. Minami : PATRAM '92 PROCEEDINGS Vol.3, 42-1
- 13) 渡辺、内田、上田：高品位球状黒鉛鑄鉄に関する研究 48 (1988)
- 14) 桜井、南：鑄物 64 (1992) 2, 114
- 15) Yong Ha Lee, Y. Kawano, N. Inoyama, S. Yamamoto : 高品位球状黒鉛鑄鉄に関する研究 48 (1988) 195
- 16) 小寺：第46回DCI技術委員会資料 (1972) 9月 No.1
- 17) 祖父江：鑄物 48 (1976) 1, 29
- 18) 田中、井川：鑄物 50 (1978) 12, 745
- 19) 井川、田中：鑄鍛造 (1977) 8, 3
- 20) 奥本、岡田、前橋：鑄物 38 (1966) 276
- 21) 桜井、南：鑄物 64 (1992) 2, 114

第4章 機械的諸性質に及ぼす黒鉛形状の影響

4.1 緒言

フェライト地球状黒鉛鑄鉄は、厚肉材になると材料特性が劣化することは良く知られており^{1) 2)}、その主原因である異常黒鉛の生成原因と防止法について第2章で述べた。また、実際の厚肉品の材料特性と黒鉛組織については第3章で述べ、十分な伸びを有する厚肉球状黒鉛鑄鉄の製造方法を実証した。一方、フェライト地球状黒鉛鑄鉄は、ガスタービン部材や射出機部材等の信頼性を要求される大型部材にも使用されており^{3) 4)}、厚肉品も対象にして靱性を含めた機械的性質が黒鉛、基地組織との関係で評価されている^{5) ~ 16)}。

球状黒鉛鑄鉄で製造された厚肉品では、製品の表層部と肉厚中心では凝固時間が著しく異なり、製品内の部位により機械的性質が異なる。特に凝固時間の永い肉厚中心部では、球状黒鉛の粗大化や劣化及び諸元素の偏析が生じて、靱性が低下する傾向がある¹¹⁾ことが知られている。従って、厚肉の場合には組織の違いによってその材料特性値にどのような差が生じるかを知った上で材料製造計画を立案することが、材料の信頼性を保証するためには重要であると考えられる。

一般に、球状黒鉛鑄鉄では黒鉛粒が内在するため、その靱性値は一般の鋼材に比較して劣る。フェライト地球状黒鉛鑄鉄の内部を伝播するき裂は黒鉛のまわりのボイドの生成、合体により進展していくと報告されており¹⁷⁾、また破壊機構に対して黒鉛が非常に大きな役割を持っていることが報告されている^{18) 19)}。

疲労強度との関係では、疲労クラックの進展と黒鉛粒の形状、粒子間距離、基地組織の関係でその特性が調べられた例が多く^{20) 21)}等、また、靱性を強めるためにマトリックスの組織改善の点から非常に多くの研究が行われている^{22) ~ 24)}等。

しかしながら、黒鉛組織、基地組織と破壊靱性との関連を系統だてて行った研究は比較的少なく、特に肉厚が300mmをこえる鑄造体を用いた研究は余りなされていない^{12) ~ 14) 25)}。

黒鉛組織との関係において種々調べられている機械的性質は、黒鉛粒径が比較的小さい70 μ m以下のものが多く^{5) 25) 26)}、また、試材の製造条件から黒鉛粒径に差が少ないと考えられる²⁷⁾。肉厚感受性の観点から研究しているもの²⁸⁾も見受けられるが、黒鉛粒径の小さな範囲($\sim 70\mu$ m程度)であり、大径の黒鉛との関連で機械的性質を調査した研究は比較的少ない¹³⁾。そこで本章では、

今までに製造した厚肉試材からミクロ組織のパラメータとして黒鉛球状化率と黒鉛の大きさを変えた試材を取り出し、機械的性質に及ぼす影響について検討を行った。

4.2 実験方法

4.2.1 供試材

第3章で製作した肉厚480mmの板状試材及び冷し金を砂型に交互に埋め込んで冷却速度を第3章の試材よりやや遅くし、900℃でフェライト化焼鈍を行った。試材の種々の部位から材料を切り出し、試験に供した。用いた供試材の化学成分を表4-1に示すが、いずれも工業的には同一種類の材料と見なせる。

表4-1 供試材の化学成分 (mass%)

供試材	C	Si	Mn	P	S	Mg
A	3.62	1.74	0.22	0.019	0.004	0.050
B	3.63	1.75	0.19	0.025	0.003	0.055
C	3.64	1.65	0.19	0.023	0.004	0.053

4.2.2 試験方法

引張試験はJIS4号試験片を、またシャルピー衝撃試験片はJIS4号2mm Vノッチ試験片を用い、それぞれ室温で行った。静的破壊靱性の測定はASTME813-81に基づく J_{10} 試験により行った。使用した J_{10} 試験片は1T-C T試験片で、両側面に片側深さ12.5%、先端半径0.25mm、角度45°のサイドグループを付与した。疲労き裂は、 $K_{max} \leq 80 \text{ kg} \cdot \text{mm}^{-3/2}$ の条件で $a/w = 0.6$ まで挿入し、 J_{10} の測定は除荷コンプライアンス法（1個の試験片を用いて所定の変位で荷重の10%の除荷を行い、そのときのコンプライアンスからコンピュータ処理によってき裂進展量を求める方法）²⁷⁾を用い、 J_{10} 値から K_{10} (J)値への変換は(3-2)式を用いた。

ここで、ヤング率“E”は本試験供試材で測定された値の平均、 $E = 17,500 \text{ kg/mm}^2$ 、ポアソン比 ν は1/3を用いた。

4.3 実験結果

4.3.1 ミクロ組織

ミクロ組織の変化因子として、40、60、90、130 μm の4段階の黒鉛の大きさを選定し、各々について球状化率が高いものと低いものが得られるように各供試材の任意の位置から合計8種類の試料を採取した。

図4-1に各試料のミクロ組織を、表4-2にミクロ組織に関する特性値測定結果を示す。得られた平均黒鉛球径は41~37、64~69、84~93、126~130 μm で、黒鉛球状化率は74~94%であった。

フェライト面積率は低いもので96%であり、いずれの試験もパーライトによる影響はないものと考えられる。また点算法で求めた黒鉛面積率は14.1~16.0で、平均14.9%と試料間の差は小さく、黒鉛を除く有効断面積は試料間でほぼ類似していると考えられる。

表4-2 各試料のミクロ組織に関する特性値

試料 No.	黒鉛球状化率 (%)	平均黒鉛粒径 (μm)	黒鉛粒数 (mm^{-2})	黒鉛面積率 (%)	フェライト面積率 (%)
C1	88	41	86	14.8	98
B2	94	37	156	16.0	99
B3	79	64	42	14.1	97
A4	89	64	43	15.4	99
C5	74	84	38	15.9	96
A6	84	83	29	14.3	98
A7	76	126	22	14.1	97
A8	82	130	17	14.5	97

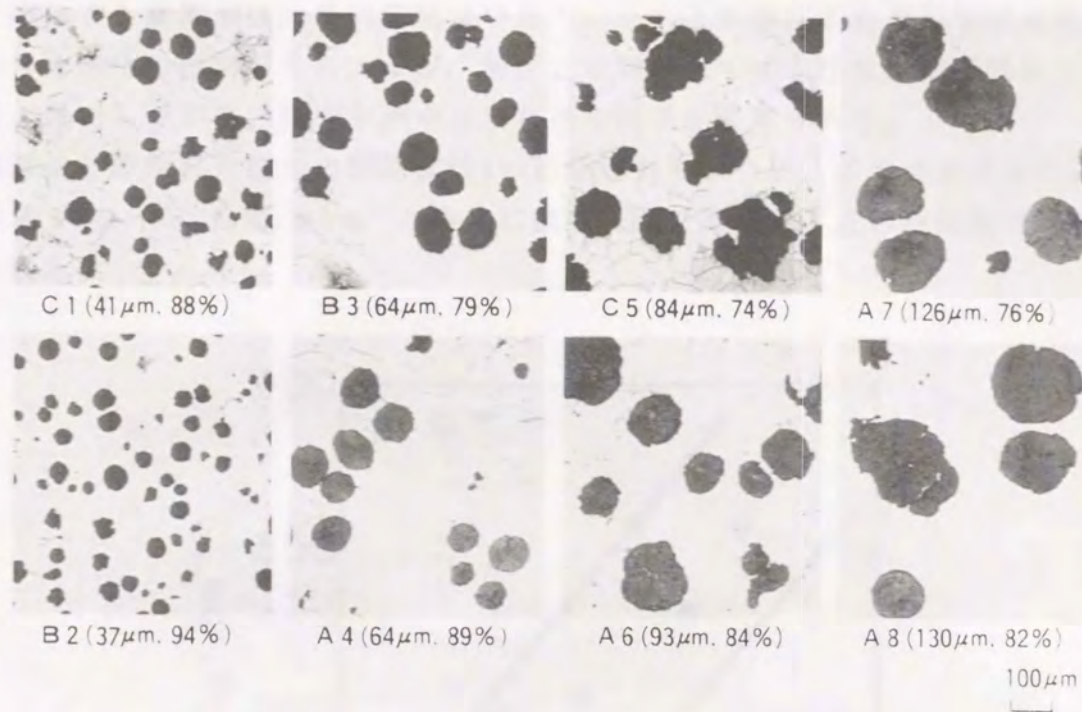


図4-1 各試料の黒鉛形状、分布

4.3.2 機械的性質および破壊靱性値の測定結果

各試料について行った引張試験、ブリネル硬さ試験、衝撃試験の結果および J_{Ic} 測定値から換算した K_{Ic} (J) を表4-3に示す。降伏強さは約220MPa前後と各試料ともほぼ同じ値であるが、伸びの値、破壊靱性値はかなりの変動があり、それぞれ8.1~30.0%、261~357 $\text{kg}/\text{mm}^{3/2}$ と広範囲にわたっている。

表4-3 各試料の機械的性質および破壊靱性

試料 No.	σ_y (MPa)	σ_B (MPa)	δ (%)	HB	$2vE$ ($\text{kg}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$)	K_{Ic} (J) ($\text{kg}/\text{mm}^{3/2}$)
C1	208	357	22.9	121	1.9	250
B2	210	365	27.0	121	2.1	252
B3	225	360	16.5	128	2.1	300
A4	221	364	30.0	114	2.4	305
C5	210	344	16.9	129	2.4	261
A6	221	363	27.8	121	2.8	331
A7	229	333	8.1	128	3.0	357
A8	223	368	17.3	126	2.6	357

引張強さと衝撃値は比較的変動は小さく、それぞれ伸びと破壊靱性値の変化に対応した変化の傾向が見られるが、伸びと破壊靱性では良好な対応が見られず、伸びの低いものが高い靱性を示すような逆の関係が観察される。

衝撃値と破壊靱性値との関係は図4-2に示されるように、衝撃値そのものの変動範囲は1.9~3.0 kg-m/cm² と非常に狭い範囲であるが、正の相関関係が明瞭に見られる。

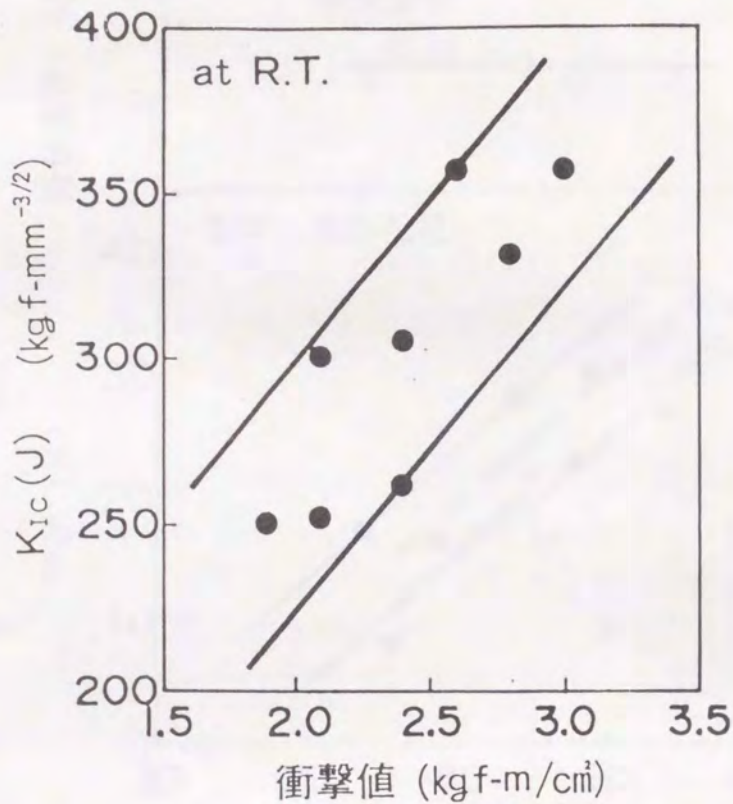


図4-2 K_{1c} (J) と衝撃値の関係

4.4 考察

4.4.1 黒鉛組織と機械的性質の関係

黒鉛の大きさが37~130 μmの範囲で変化し、球状化率がそれぞれ高い試材と低い試材で得られた諸性質のうち、伸び、衝撃値ならびに破壊靱性値とミクロ組織の関係について以下に考察を行う。

図4-3は引張性質と黒鉛球状化率の関係を示し、降伏強さはほぼ一定であるが、引張強さは球状化率が80%以下になると低下する傾向が認められる。

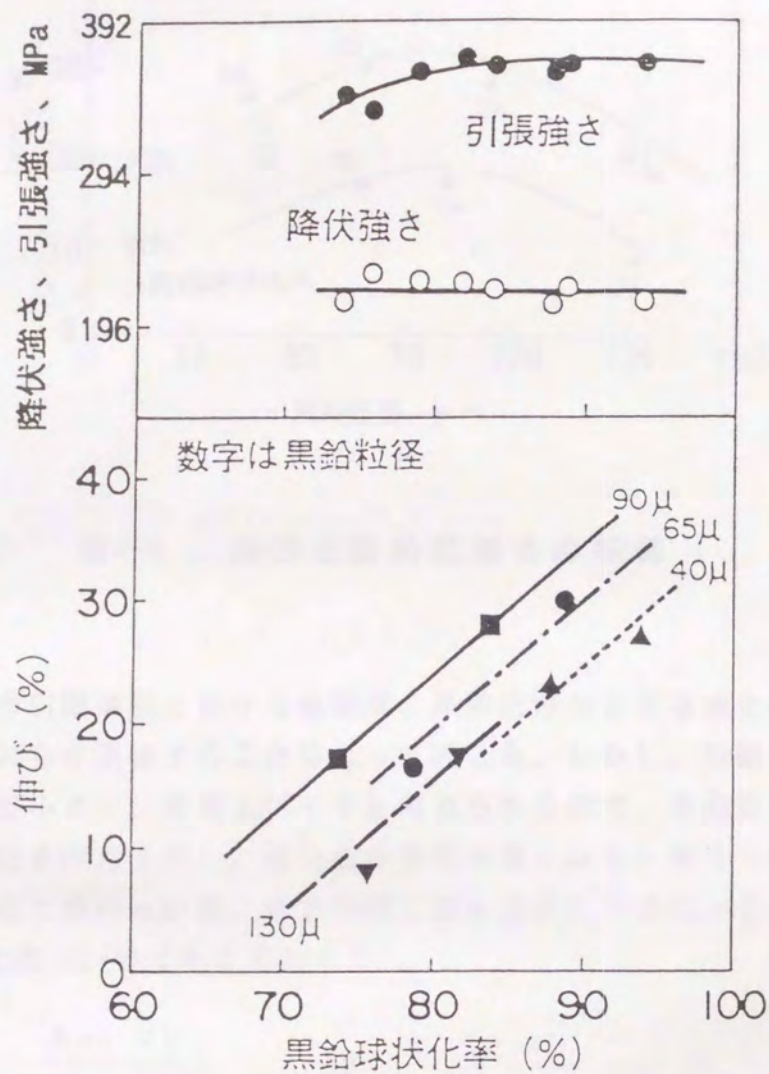


図4-3 降伏強さ、引張強さならびに伸びと黒鉛球状化率の関係

一方、伸びは、黒鉛球状化率とともに直線的に上昇する関係が得られ、黒鉛粒径とも関係することがわかる。

図4-4 に伸びと黒鉛粒径との関係を示すように、本試材の球状化率の範囲では粒径が大きくなると伸びの値が向上し、75 μm前後の値を超えると再び低下する傾向にある。

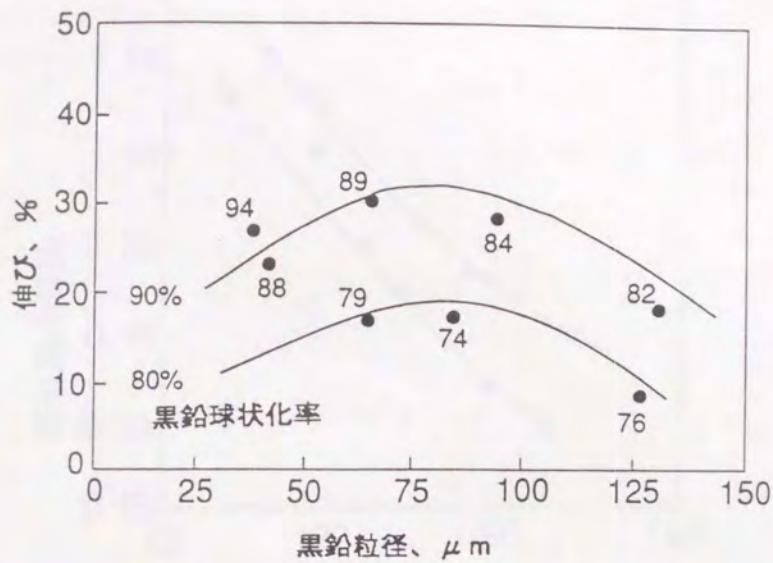


図4-4 伸びと黒鉛粒径との関係

球状黒鉛鑄鉄の引張過程における破壊は、黒鉛内部および基地との境界にポイドを形成し、それらが連結することによって起こる。しかし、黒鉛の引張強さは約20MPa程度と小さく、実質上ポイドと考えられるので、黒鉛形状が球形からくずれると切り欠き作用を示し、応力集中係数が高くなると考えられる⁴⁾。黒鉛によるみかけの応力集中 α_k は、硬さの同じ鋼と鑄鉄の引張強さをそれぞれ σ_s 、 σ_c とすれば、次式(3-4)で与えられる³⁰⁾。

$$\alpha_k = \left(\frac{A_{ef} \cdot \sigma_s}{\sigma_c} \right) \dots\dots\dots (3-4)$$

ここで、 A_{ef} はき裂の伝播した有効断面積率で、伝播方向で黒鉛の重なりがないと考えると、黒鉛面積率 NA との関係は(3-5)式で近似できる³¹⁾。

$$A_{ef} = 1 - NA \dots\dots\dots (3-5)$$

ここで、 σ_s は各試材のブリネル硬さ測定値からSAE J 417 b硬さ換算表を用いて引張強さに換算して求めた。このようにして求めた α_k と黒鉛球状化率の関係を図4-5に示すが、球状化率の低下とともに α_k が大きくなることが明らかである。

阿部ら³¹⁾がFCD 45を用い引張強さから計算した $\alpha_k = 0.93$ と比較すると、球状化率が90%以上のものではほぼ等しくなるが、球状化率が低くなる

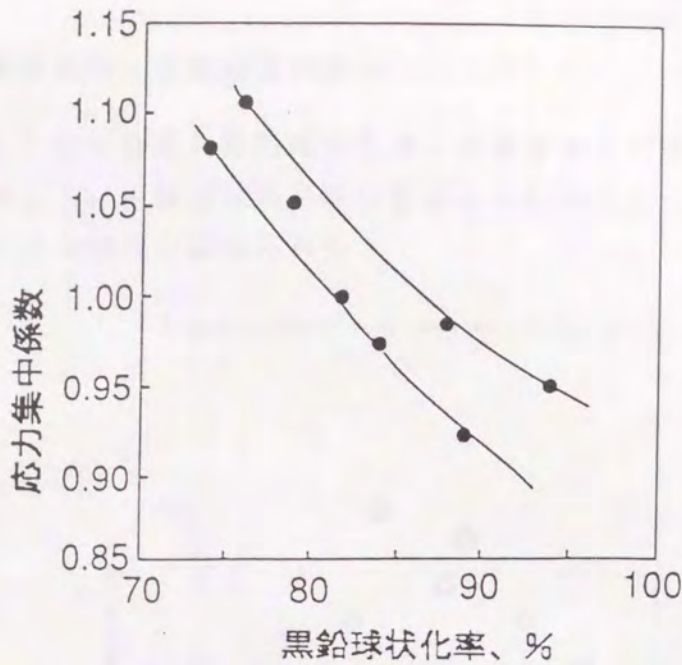


図4-5 黒鉛球状化率による応力集中係数の変化

と α_k はそれより増大することがわかる。従って、球状化率が低くなると黒鉛の切り欠き作用が大きくなって応力集中を生じ、基地との境界に生じたボイドからのき裂の伝播が速く、低負荷によって破断に至るために伸びが低下するものと考えられる。

本実験では、図4-3 からわかるように、同じ球状化率でも黒鉛粒径が 90μ より小さい側と大きい側で伸びの値が低下した。

切り欠き深さを a 、切り欠き先端の曲率を ρ とすると、切り欠きによる応力集中係数は次式で表わされる⁴⁾。

$$\alpha_k = 1 + 2\sqrt{a/\rho} \dots\dots\dots (3-6)$$

図4-1 から、C5、A6 (黒鉛粒径約 $90\mu m$) の黒鉛と A7、A8 (黒鉛粒径約 $130\mu m$) の黒鉛の凹凸部先端の曲率 ρ はほとんど差がないように見えるが、C1、B2 (黒鉛粒径約 $40\mu m$) の黒鉛のそれは明らかに小さく (とがっている) 見える。従って、 a を黒鉛粒径と考えるならば、大径では a/ρ の a が大きくなることにより、また、小径では ρ が小さくなることによって切り欠きによる応力集中係数が C5、A6 試材のそれより大きくなったことが考えられる。

以上のことから、黒鉛球状化率により応力集中係数が変化し、同じ球状化率であっても、その試材の黒鉛形状の特徴によって、その程度は異なると考えられる。

4.4.2 黒鉛組織と破壊靱性の関係

図4-6 および4-7 にそれぞれ黒鉛球状化率と衝撃値および黒鉛粒径と衝撃値の関係を示す。このように衝撃値は黒鉛球状化率との相関は見られず、黒鉛粒径が大きくなれば向上する傾向が認められる。

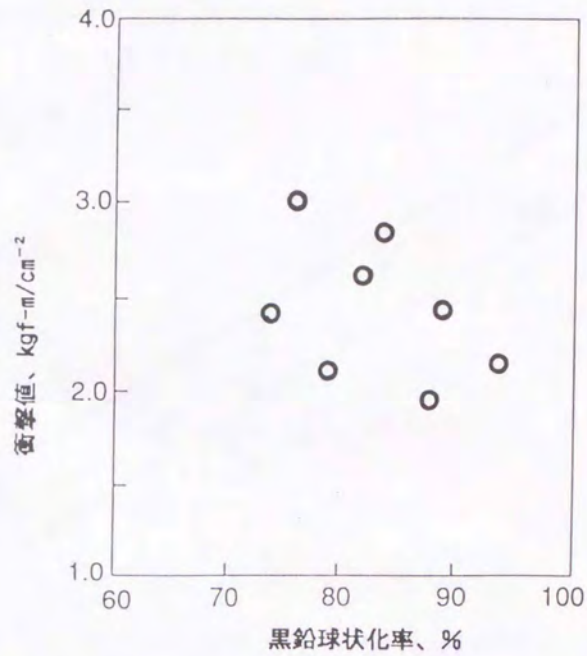


図4-6 衝撃値と黒鉛球状化率の関係

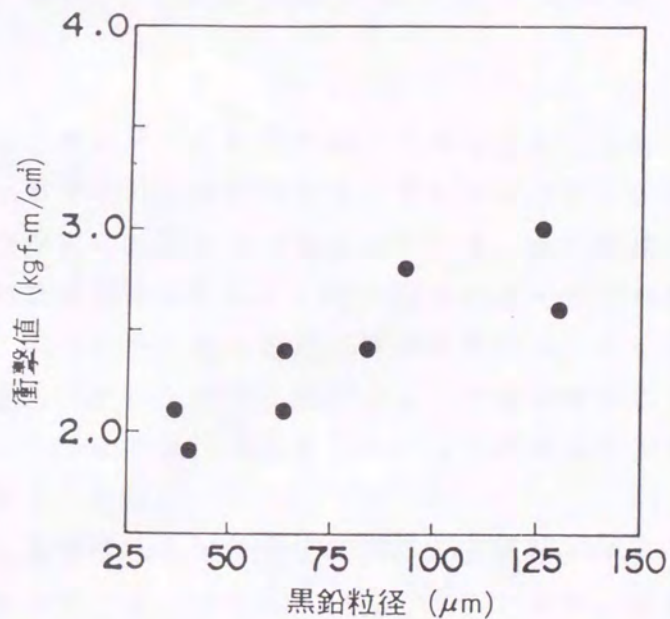


図4-7 衝撃値と黒鉛粒径の関係

図4-8 に黒鉛粒径および黒鉛球状化率と破壊靱性の関係を示す。このように破壊靱性値は黒鉛粒径が大きくなると向上する傾向が明瞭に見られる。これらから、衝撃値、破壊靱性値とも本実験範囲では球状化率が70%以上の場合、球状化率にはあまり依存せず、黒鉛粒径に依存することがわかった。

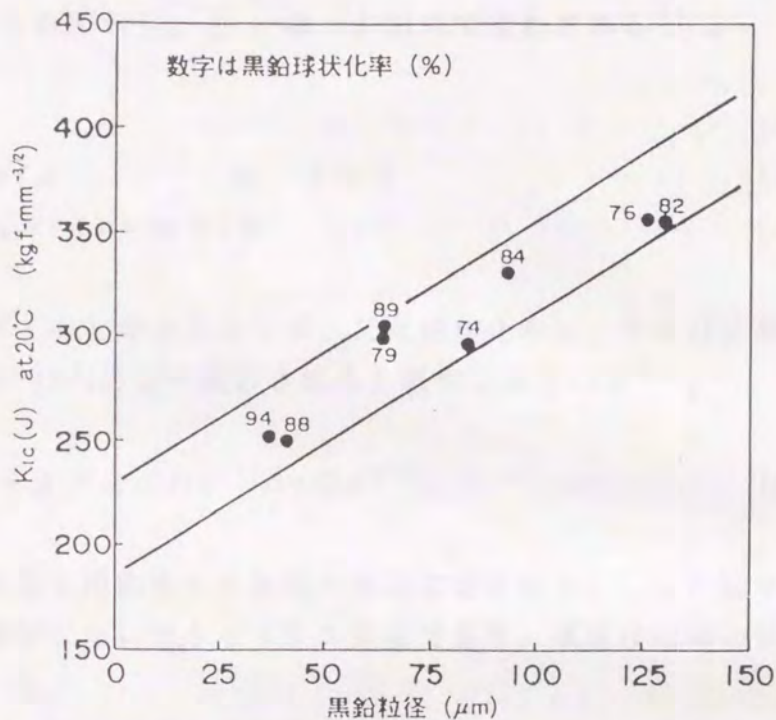


図4-8 破壊靱性と黒鉛粒径の関係

衝撃値については、フェライト粒径が細くなるほど、また、黒鉛粒径が小さいほど高エネルギーが得られる傾向があるとされているが⁵⁾、同時に黒鉛間距離が大きいほど高い値が得られることが知られている。延性破壊の場合、球状黒鉛と基地との界面で剝離破壊が進行し、一種の微視的デンプルが形成されると言われている³²⁾。このことから考えると、球状黒鉛粒が小さくなり、その数を増すことは延性き裂発生(ボイド形成)箇所としての核が増すことになり、そのために正味原断面積の減少につながる結果となって、吸収エネルギー値の絶対値が減少を示すものと考えられる。

また、フェライト基地球状黒鉛鑄鉄のV切り欠き試験片による衝撃値は主にき裂伝播エネルギーを測定するといわれている³²⁾ことから、黒鉛粒径が大きくなると黒鉛の距離も大きくなるので、き裂伝播エネルギーも高くなり、高い値が得られたものと考えられる。

本試験における J_{I_0} 試験の破壊は典型的な延性破壊であるので、黒鉛粒径より小さな微小き裂の進展は意味がなく、むしろ試験片全体にわたって黒鉛の分布に対応したき裂進展を評価することが妥当と考えられる。従って、き裂開口変位 δ が平均ボイド間距離 X に一致する (3-7) 式が破壊のクライテリオンと仮定することができる。この場合、 δ と J 積分の間には小規模降伏の近似の範囲において (3-8) 式が認められており、 J_{I_0} は (3-9) 式で表わされる²⁵⁾。

$$\delta c = X \quad \dots\dots\dots (3-7)$$

$$J = m \sigma f \delta \quad m : 1 \sim 3 \quad \dots\dots\dots (3-8)$$

$$J_{I_0} = m \sigma f \delta c = m \delta f X \quad \dots\dots\dots (3-9)$$

また、黒鉛をボイドと考えるならば、 X は球状化率 n 、ならびに平均黒鉛間距離 X_0 との関係で (3-10) 式で表わされると報告されている²⁵⁾。

$$X = X_0 - 1/2 (Dn^{-1/2} - Dn^{3/2}) \quad \dots\dots\dots (3-10)$$

ここで、 D は黒鉛の円換算平均粒径で黒鉛粒径に相当し、 σf は平均流動応力で黒鉛の形状に依存しないマトリックス強度であり、高球状化率の試材の引張強さの平均値を用いた。

図4-9 は (3-9) 式に (3-10) 式を代入して得られた種々の黒鉛粒径の場合の J_{I_0} を (3-2) 式で $K_{I_0}(J)$ に換算し、球状化率との関係で示したもので、本試験で求めた K_{I_0} を重ねてプロットした。

図4-9 から、粒径の大きいところでは (3-9) 式から求められた K_{I_0} に比較して測定値は低い傾向を示すが、 $60 \mu m$ までの黒鉛粒径の部分では比較的良い一致を示していることがわかる。粒径の大きい部分での測定値 (換算値) と推定値の違いは、推定方法では黒鉛形状を円換算しているもので、大粒径の場合には図4-1の写真でもわかるように形状が真円からずれる程度が大きいためと考えられる。また、破面に表われた黒鉛寸法は、径の大きいところでそのバラツキが大きかったこと、黒鉛粒が大きい場合ほど黒鉛間距離のバラツキが大きく、特に密接した黒鉛がよく見受けられたりしたことによると考えられる。

以上述べたように、基本的には破壊靱性は黒鉛間でき裂が連結する距離に支配されるから黒鉛面積率ならびにフェライト基地組織に差がない場合、黒鉛粒径に依存することになる。

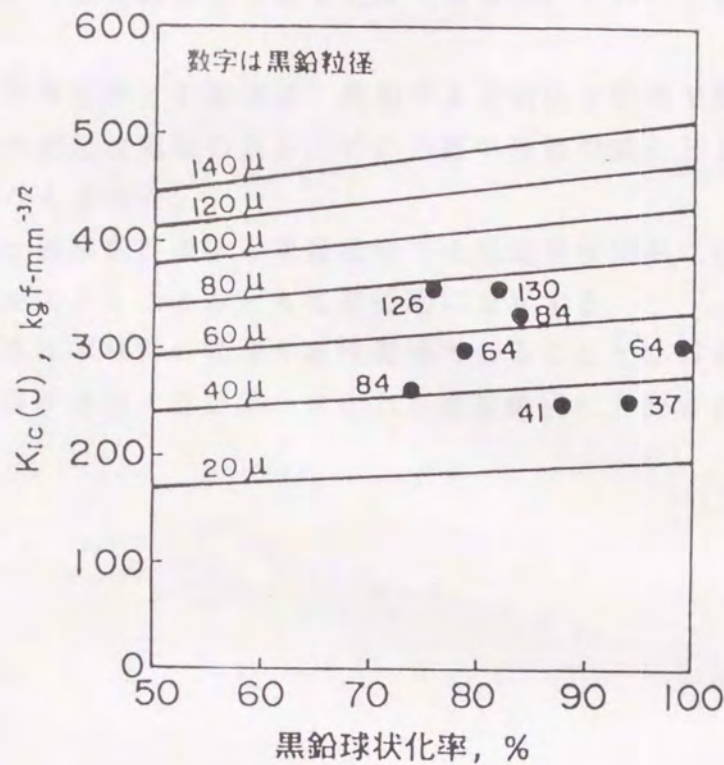


図4-9 破壊靱性と黒鉛パラメータの関係

4.5 結 言

厚肉フェライト基地球状黒鉛鑄鉄では、表層部から肉厚中心に近づくにつれて黒鉛球状化率が低下し、黒鉛粒径が大きくなり、伸びの値が低下する傾向があることが第3章で判明した。

従って、これらの材料の使用に際してはその特性およびそれらが機械的性質に与える影響を把握しておくことが必要である。

そこで、本章では肉厚480mmのフェライト基地球状黒鉛鑄鉄材を用いて、黒鉛球状化率および黒鉛粒径が材料の機械的性質に与える影響を調査し考察を行った。黒鉛球状化率が74~94%、黒鉛粒径が37~137 μ mの材料でそれぞれ引張試験、衝撃試験、破壊靱性試験を行った結果、次のことが明らかになった。

- (1) 破壊靱性は伸びの値と明瞭な対応はなかった。
- (2) 降伏強さは黒鉛形状によらずほぼ一定であるが、引張強さならびに伸び

は球状化率とともに向上する傾向がある。また、伸びは黒鉛粒径によっても依存し、75 μm 程度で最も良好であるが、それ以上または以下では低下する。

- (3) 伸びと球状化率との関係は、黒鉛による切欠き作用で説明された。また球状化率の変化は黒鉛のみかけの応力集中係数の変化として表わすことができると考えられた。
- (4) 衝撃値と破壊靱性値は本実験範囲では黒鉛球状化率には依存しないが、黒鉛粒径が大きくなるとともに直線的に上昇する。
- (5) 破壊靱性は本材料の破壊が延性破壊であることとJ値の測定値から、黒鉛間をき裂が連結する距離、すなわち黒鉛粒径に支配されると考察された。

参 考 文 献

- 1) 喜多：総合鋳物 4 (1983) 51
- 2) 両角、石原：鋳物 48 (1976) 8, 532
- 3) 成田、山田、宮本、工藤、村田、津村、福田：日本製鋼所技報 No.50 (1994, 5) 1
- 4) 井川、田中：鋳鍛造 77 (1977) 8, 3
- 5) 西、小林、多賀：鋳物 48 (1976) 1, 9
- 6) 小林：日本金属学会会報 18, 7 (1979) 512
- 7) 小林、山本：鋳物 39 (1987) 10, 573
- 8) 岩渕、成田、津村：鋳物 60 (1988) 4, 215
- 9) 渡辺、内田、上田：高品位球状黒鉛鋳鉄に関する研究 (1988) No.3-7, 155
- 10) 小林、山本、松尾：鋳物 60 (1988) 2, 110
- 11) 中村、坂本、井上、大城、松田：鋳物 59 (1987) 11, 664
- 12) 桜井、南：鋳物 64 (1992) 2, 114
- 13) 矢中、斎藤、桜井、荒田：鋳物 60 (1988) 1, 20
- 14) D. Sakurai, M. Minami : PATRAM '92 PROCEEDINGS Vol.3, 42-1
- 15) 鶴井、糸藤、橋本、山田：第121回、鋳物講演概要集 50
- 16) 佐藤、YANG Z.、宮本、田中：鋳物 66 (1994) 11, 846
- 17) パンチョパン、伊藤、梅田：鋳物 57 (1985) 7, 419
- 18) 田中、斎藤、井川：鋳物 33 (1981) 4, 187
- 19) 草川、中田：鋳物 36 (1964) 2, 54
- 20) 田中、河村、加藤、井川：鋳物 53 (1981) 9, 500
- 21) 田中、石井：鋳物 36 (1991) 8, 699
- 22) 田中、長船：鋳物 64 (1992) 5, 325
- 23) 揚、宮本、田中：日本鋳物協会講演概要集 126 (1995), 48
- 24) 田中、斎藤：日本鋳物協会講演概要集 111 (1987), 49
- 25) 栗林、岸、パンチョパン、伊藤、梅田、木村：鉄と鋼 69 (1983) 6, 663
- 26) 前園、高橋、末永：鋳物 60 (1988) 578
- 27) 山田、古屋、新山、中村：鋳物 64 (1992) 773
- 28) 岡田、前橋：鋳物 41 (1969) 4, 291
- 29) 岩館、田中、小野、渡辺、和田：日本機械学会論文集 (1981) 810-10,

- 30) 阿部、井川：日本鋳物協会北海道支部会報 No.78 (1981), 3
- 31) 阿部、井川：鋳物 58 (1986) 7, 479
- 32) 西、小林、多賀：鋳物 47 (1975) 12, 816

第5章 総括

5.1 厚肉球状黒鉛鑄鉄の黒鉛制御方法

フェライト基地球状黒鉛鑄鉄は厚肉になると、その黒鉛形状が球形からくずれ、また、チャンキー黒鉛、爆発状黒鉛等の異常黒鉛を生成することが知られている。これらの異常黒鉛は、球状化率を低下させるとともに材料の機械的性質、特に伸びの値を低下させることが知られており、材料の信頼性を低下させる主原因となっている。

球状化率については、フェーディング現象、肉厚感受性、化学成分等が影響を及ぼすことが知られており、信頼できる厚肉品の製造ではそれらとの関係を明確にするとともに、その制御方法が確立されなければならない。

本研究では、フェーディング現象、凝固現象、化学成分に着目し、実験室規模の基礎実験によりそれらの因子が球状化率、異常黒鉛の生成に及ぼす影響を求めるとともに、その生成条件を明確にした。

さらに、これらの基礎試験結果に基づき500mm厚の実体鑄物を製造し、高球状化率(75%以上)を有し、十分な延性を持ったフェライト基地球状黒鉛鑄鉄の製造技術を実証できた。また、冷却速度を遅めた小型試材を用いて、厚肉フェライト基地球状黒鉛鑄鉄に適切な化学成分範囲内において主要成分が黒鉛球状化率に与える影響を確認した。

異常黒鉛の生成にはRE、Ca添加量が影響し、爆発状黒鉛はそれらの添加量が0.02%をこえると発生することが確認された。また、チャンキー黒鉛はSb/REの比に影響を受け、生成を防止するためにはSb/REを0.7以上とすることが必要であること、共晶凝固の終期に発生することが確認された。それらから、不純元素の濃化した残溶湯が黒鉛とオーステナイトの共晶凝固をすることによってチャンキー黒鉛が生成することが考察された。

これらの研究結果から、大型厚肉フェライト基地球状黒鉛鑄鉄において黒鉛形状を制御し、材料の十分な延性を確保するには次のことがらが必要である。

- 1) フェーディング現象によるMg含有量の低下を防止するには、できるだけ深い形状の取鍋または湯溜まりに溶湯を保持し、球状化処理後、鑄込みまでの時間をできるだけ短くすることが必要で、球状化処理後30分以内に鑄込むことが必要と考えられ、15分以内が望ましい。
- 2) 黒鉛球状化率は共晶凝固時間と相関があり、共晶凝固時間を2時間半以内にすれば、75%以上の黒鉛球状化率を得ることができる。また、500mm厚の鑄物においてこの条件を満足するためには、直接冷し金を用いることが

必要であり、実際にその鑄型条件にて全肉厚にわたって球状化率75%以上の鑄物を製造できることを実証できた。

- 3) チャンキー黒鉛、爆発状黒鉛の生成を防止することが大切であり、そのためにSbを適量($Sb/RE = 0.7$ を目標として、濃化を加味してSbの最適値を求めることが必要)添加し、共晶凝固時間を短くすることが必要である。
- 4) 球状黒鉛粒数を増し、球状化率を向上させるにはインモールド接種によってSiを0.1%添加することが有効である。
- 5) 化学成分は一般に厚肉フェライト基地球状黒鉛鑄鉄に適するとされている主要化学成分範囲であれば、黒鉛球状化率に影響を及ぼさないことが確認された。Crはフェライト面積率を低め、最終凝固部のセメンタイトの現出を助長するので、低い値が望ましい。

以上の制御方法はチャンキー黒鉛生成が基本的に黒鉛とオーステナイトの共晶凝固であると考えることにより得られたものであり、本研究によって実証することができた。

5.2 黒鉛形状と機械的性質の関係

500mmにも及ぶ厚肉フェライト地球状黒鉛鑄鉄では、肉厚の内、外部で黒鉛形状(球状化率、粒数、粒径)が肉厚にそって変化することが明確になり、それらの黒鉛形状と機械的性質の関係を把握したうえで、材料を使用することが必要と考えられる。本研究では実際に約500mm厚さの種々の冷却条件の鑄造体を製造したので、それらから代表的黒鉛形状の試材を採取し、黒鉛形状と機械的性質の関係を明確にし、その原因を考察した。

フェライト面積率が95%以上でパーライト組織の影響がない範囲でのフェライト基地球状黒鉛鑄鉄において、黒鉛形状と機械的性質の関係について次のことが確認された。

- 1) 伸びの値は主に黒鉛球状化率に支配されるが、黒鉛粒径が $80\mu m$ をこえる範囲では同一球状化率でも黒鉛粒径が大きくなるに伴って伸びの値が低下する傾向が見られた。
- 2) 引張強さは黒鉛面積率がほぼ同一の材料においては、黒鉛球状化率の影響を受け、黒鉛球状化率が80%以下になると強度が低下した。それは黒鉛形状の球状からのくずれにより黒鉛外周での切り欠き効果によるものと考えられた。
- 3) 衝撃値、静的破壊靱性については両者とも黒鉛形状の影響を受けずに(本

研究範囲内球状化率74~94%)、黒鉛粒径の影響を受けることが確認され、黒鉛間距離が破壊現象に関係すると結論づけられた。

4) 降伏点については、黒鉛組織に全く影響を受けずにほぼ一定の値を有することが判明した。

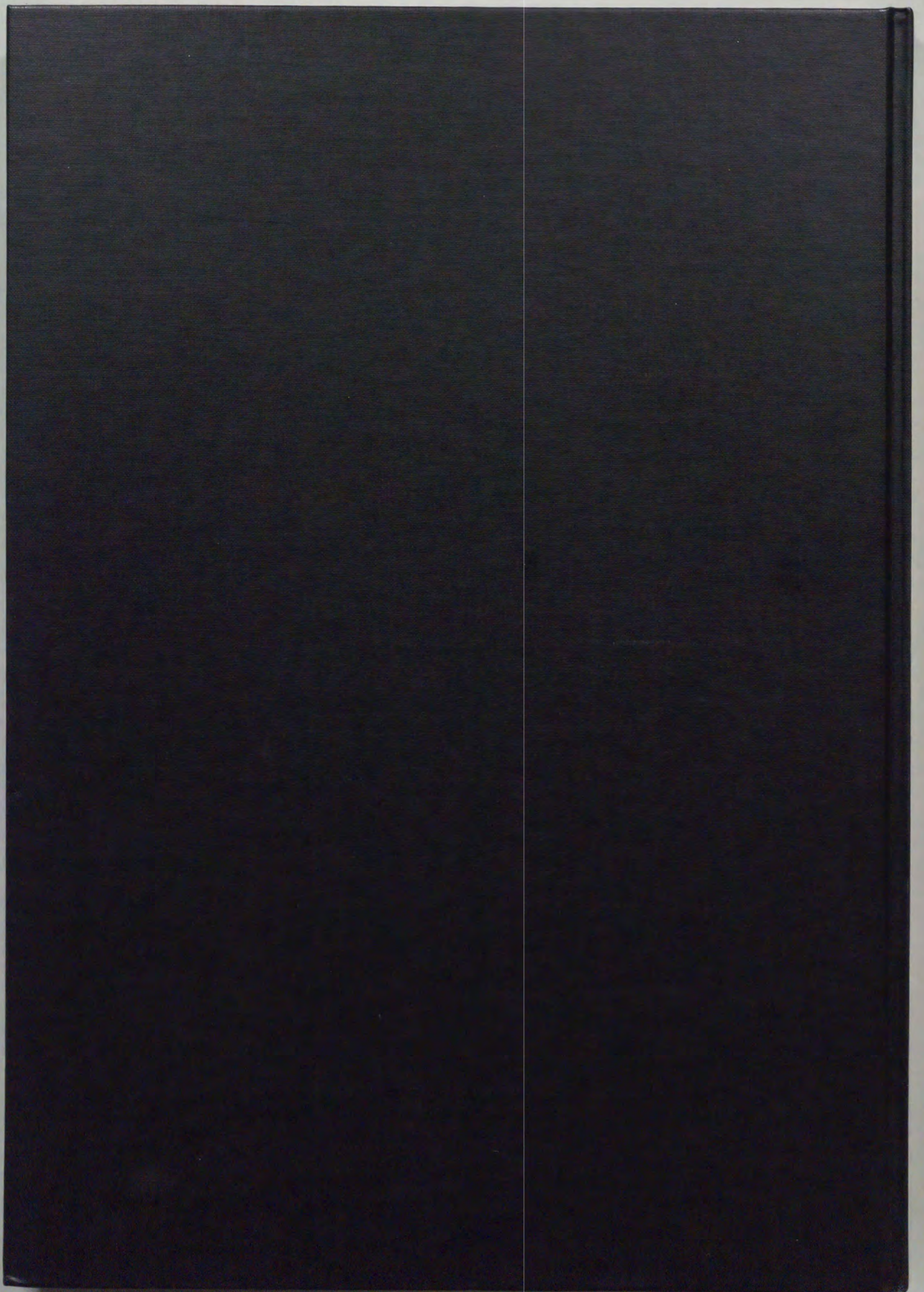
従って厚肉フェライト基地球状黒鉛鑄鉄部材の設計、製造は、これらの材料特性を十分考慮して計画されることが大切であり、鑄造方案立案にあたってこれらの材料特性を理解したうえで方案が決定されるべきと考える。一方、基本的条件として、本研究で提案した黒鉛形状制御方法が適用されることが必要であり、本研究では確認しなかった微量成分の影響についても本研究で提案された考え方によってその対策を確立していくことは有効であると考えられる。

謝 辞

終わりに、本研究は株式会社日本製鋼所室蘭製作所において行ったもので、格別の好意により本研究の発表を許可された株式会社日本製鋼所代表取締役社長大西敬三工学博士、同社研究開発本部本部長塚田尚史工学博士のほか、上司の方々に深く感謝する。

また、研究の遂行ならびにとりまとめにあたり、種々有益なる御指導と御助言を賜った室蘭工業大学教授田中雄一工学博士ならびに同大学教授片山博工学博士、田頭孝介工学博士、壹丸谷政志工学博士、同大学助教授上出英彦工学博士に深甚なる深謝を申し上げます。

さらに、実験の遂行上終始御懇篤なる御指導を賜った株式会社日本製鋼所鉄鋼事業部取締役室蘭製作所長山下勲氏、同副所長谷口晃造工学博士、研究開発本部技術研究所長岩館忠雄工学博士、前同本部室蘭研究所長竹之内朋夫工学博士、同室蘭研究所長福田隆工学博士、同鉄鋼研究部主幹研究員宮本剛汎工学博士、前同主任研究員村田政司氏、国立釧路工業専門学校岩淵義孝工学博士、及び実験を実施するにあたり御協力下された同研究所員一宮義昭氏、成田英記氏、前同研究所員畔越喜代治氏、さらには工業規模試験を実施するに当たって技術的な指導と暖かい御支援を賜った故土原峰夫氏、鑄造品部長清水節夫氏、同部鑄造課長風間日出男氏、同部中村昭夫氏、吉本一夫主事、山畔茂主事、前同部渡辺豊氏、前製鋼部長舟崎光則氏、前同部田村英運氏、原子力部丸岡正信主事の諸氏をはじめ同研究所、鑄造品部の方々、また本論文のタイプアップに御協力頂いたNDC石崎課長補佐に感謝の意を表する。



Inches 1 2 3 4 5 6 7 8
cm 1 2 3 4 5 6 7 8 9 10 11 12 13 14 15 16 17 18 19

Kodak Color Control Patches

© Kodak, 2007 TM: Kodak



Kodak Gray Scale



© Kodak, 2007 TM: Kodak

A 1 2 3 4 5 6 **M** 8 9 10 11 12 13 14 15 **B** 17 18 19

