



Title	鋳造を利用した異種部材複合化における接合条件に関する研究
Author(s)	堀川, 紀孝
Degree Grantor	北海道大学
Degree Name	博士(工学)
Dissertation Number	甲第5937号
Issue Date	2002-03-25
DOI	https://doi.org/10.14943/doctoral.k5937
Doc URL	https://hdl.handle.net/2115/28110
Type	doctoral thesis
File Information	thesis2002.pdf



鑄造を利用した異種部材複合化における
接合条件に関する研究

2002年 2月

北海道大学大学院 工学研究科
機械科学専攻 設計機能工学講座 材料機能学分野

堀川 紀孝

目次

第1章 緒論	
1.1 緒言	1
1.2 材料複合化の手法	3
1.3 鋳鉄の複合化と鋳ぐるみ接合	4
1.4 これまでの研究	6
1.5 鋳ぐるみ接合のプロセス	8
1.6 本研究の目的	10
第1章の参考文献	13
第2章 鋳鉄溶湯による鋳ぐるみにおける軟鋼心材の溶融	
2.1 緒言	14
2.2 鋳鉄溶湯への浸せき実験	16
2.2.1 供試材および実験方法	16
2.2.2 直径計測と組織観察	20
2.3 鋳鉄溶湯による鋳ぐるみ実験	28
2.3.1 実験方法	28
2.3.2 心材の溶融状態と接合界面の組織観察	30
2.4 溶融凝固解析による考察	34
2.4.1 解析手法	34
2.4.2 浸せき実験についての解析結果	40
2.4.3 注湯鋳ぐるみ実験の解析	44
2.5 鋳鉄溶湯による軟鋼心材の溶融	48
2.6 結言	53
第2章の参考文献	54

第3章 複合化鑄造による鑄造品端面への接合

3.1	緒言	56
3.2	球状黒鉛鑄鉄鑄造品の端面への軟鋼心材の接合	59
3.2.1	実験方法	59
3.2.2	実験結果	62
3.3	温度経過および界面溶湯の凝固挙動の解析	69
3.3.1	解析手法	69
3.3.2	界面における熱伝達係数の決定	72
3.3.3	解析結果	76
3.4	複合化鑄造における心材設置位置の効果	85
3.5	結言	89
	第3章の参考文献	91

第4章 複合化鑄造法による WC-Co 系超硬合金の接合

4.1	緒言	92
4.2	球状黒鉛鑄鉄による WC-Co 系超硬合金の鑄ぐるみ実験	94
4.2.1	実験方法	94
4.2.2	実験結果	97
4.2.3	WC-Co 合金と鑄鉄の接合因子	104
4.3	超硬合金心材と鑄鉄溶湯の温度経過 および溶湯の凝固挙動の解析	107
4.3.1	計算モデルおよび計算上の仮定	107
4.3.2	解析結果	109
4.4	鑄鉄溶湯による超硬合金の接合についての考察	114
4.5	結言	117
	第4章の参考文献	119

第5章	接合界面における熱的条件におよぼす心材形状および寸法の効果	
5.1	緒言	120
5.2	端面への接合と寸法・形状が接合に及ぼす効果	121
5.2.1	界面の熱的条件に対する心材および鑄鉄部形状の効果	121
5.2.2	複合化鑄造における寸法効果	123
5.3	結言	129
第6章	総括	
6.1	本研究の成果	131
6.2	今後の展望	135
	謝辞	137

第 1 章

緒論

1.1 緒言

近年の機械製品および構造物の高性能化にともない、材料に対する要求は高まる一方である。材料は機械製品および部品の性能においてもっとも基本となるものであり、材料の特性によって性能が大きく左右される。特に熱や衝撃、摩耗などの厳しい環境では材料の性能向上が製品の性能向上に直接結びつくため、材料の進歩への期待は大きい。材料に求められる特性は、引張強度、靱性、延性、硬さ、耐熱性、耐食性、耐摩耗性など多岐にわたる。機械材料としては、これらの複数の特性を満たすことが必要であり、硬さと靱性など相反する性能が求められることも多い。このような機械的性質のほか、最近では各製造分野における競争に対応するためコスト削減の努力がなされており、材料についてもその素材から加工に至るまで低コスト化への要求が強い。さらに、環境 ISO に代表される環境保全の立場から、材料とその生産工程の環境攻撃性が低いこと、およびリサイクル性の高いものが求められている。こうした要求性能の多様化に対し、もはや単一の材料で達成することは困難である場合が多い。

そこで性質の異なる材料を組み合わせる複合化によって、より高性能な材料が開発されてきた。例えば、軽量で成形加工が容易なプラスチック材料と高強度で剛性の高いガラス繊維などを組み合わせた FRP は、その比強度の高さと成形性から家庭用品から船舶まで広く利用されている。このように、荷重、高温、摩耗、腐食などの複合した材料周囲の環境に対し、複数の材料の特徴を活かして対応できることが複合材料の利点である。すなわち複合化は、材料選定における「適材適所」の考え方を単一の部材で実現するものであると言える。

鑄造を利用して異種材料を一体化する鑄ぐるみ接合は、従来から知られている技術であり種々の応用例がある。この手法は溶湯の熱を利用して鑄造と同時に異種材料を接合することが可能であり、鑄造のもつ成形性を活かしつつ複合

化を実現し、製造工程の簡略化と加工コストの削減にきわめて有効である。本論文では、この鑄ぐるみ法を鑄造による複合化技術、すなわち複合化鑄造法と位置づけ、その接合の機構および接合の条件を明らかにすることにより、より広範囲な用途、条件における工業的利用の可能性について論じる。

1.2 材料複合化の手法

材料を複合化する方法として、部材を結合する巨視的な複合化と、複数の材料を混合して部材を製造する比較的微視的な複合化が挙げられる。部材同士の接合では、主に接合面における熱エネルギーを利用する。接合機構の違いから、部材の接触面、すなわち接合面を介した分子の相互拡散を伴う拡散接合と、部材の溶融を伴う溶融接合に大別される。鑄ぐるみ接合および摩擦圧接は一般に拡散接合に分類されるが、その界面において部材が溶融する場合がある。Fig.1-1に種々の複合法の簡単な分類を示す。一般的に接合法は、電気、火炎、爆発など、接合工程に用いるエネルギーで分類されることが多いけれども、ここでは接合機構により整理した。

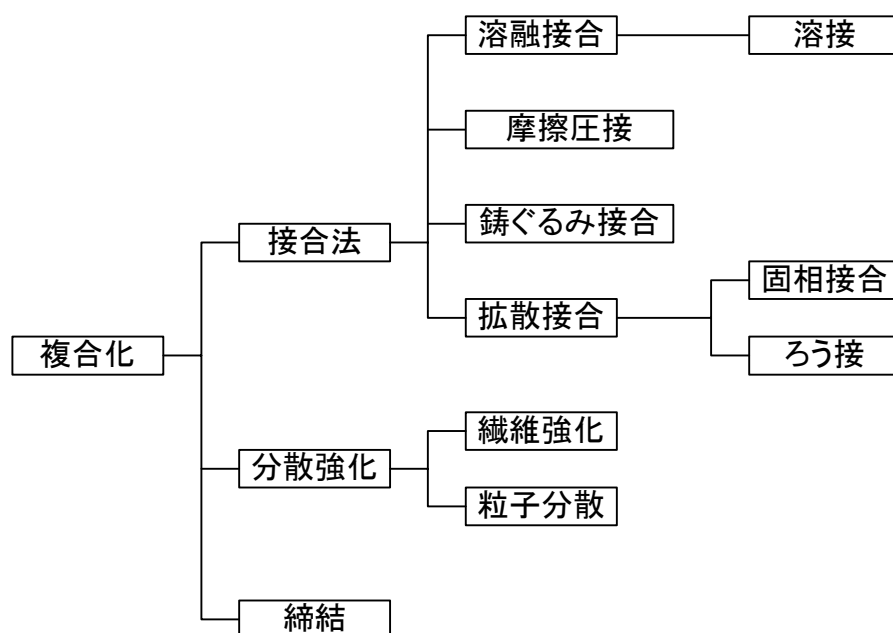


Fig. 1-1 Various methods of composite making

1.3 鋳鉄の複合化と鋳ぐるみ接合

鋳鉄は成形性・加工性に優れることなどから、小型部品から大型部品まで幅広く利用されている。また、生産コストが低く、リサイクル性も良好である。さらに、使用目的に応じて、靱性、耐摩耗性、制振性に優れる様々な種類の鋳鉄があり、選択の幅が広い。このような特徴を持つ鋳鉄と他部材、他材料を接合・複合化する要求は多く、種々の方法が用いられている。

鋳鉄との接合には鋼材と同様に溶接も行われている。しかし鋳鉄の場合、溶接の際の加熱・溶融と急冷により溶融部が白銹化しやすく、さらに熱影響部がマルテンサイト化するなど、溶接部における組織変化が大きい。このような溶接部の局所的な組織変化は、ひずみや靱性の低下を引き起こす。そのため、溶接の際には予熱、後熱が必要であり、溶接方法も限られる⁽¹⁾⁽²⁾。このような理由から、鋳鉄は一般に難溶接材とされ、溶接の適用範囲が限られている。

ろう接の場合、ろう材の融点は接合させる部材の融点よりも低いため、熱による溶融などの問題は少ないものの、接合強度はろう材の強度に大きく依存する。そのため、高強度のものでは材料の特徴を十分に活かさない。

摩擦圧接は接合する部材同士を回転、あるいは振動させながら押しつけることで、界面に発生する摩擦熱を利用して接合する方法である。作業が比較的簡単であり、形状・寸法精度も良い利点がある。ただし、接合面同士が平面であり、摩擦熱を発生させる運動ができなければならないなど、適用できる形状が限られている。

鋳ぐるみ接合は、鋳造時に固体の心材を鋳型内に設置し、鋳造による成型と同時に溶湯の熱を利用して接合させる手法である。成型と接合が同時に完了するため、製造工程の簡略化にきわめて有効である。鋳ぐるみによる接合では、鋳造と同時に接合させるため溶接のような急冷による組織変化は生じにくい。

また、線状に接合する溶接と異なり、両部材の接触面全体での接合が可能であり、強力な接合が得られ、母材と同等の接合強度が期待できる。接合面の形状の自由度も高く、平面・曲面の他、冷却用のパイプなど複雑な形状のものを心材として、鋳鉄内部に設置、接合させることが可能である。

溶融金属と固体の部材を結合させるこの手法は、その効率の高さから従来から用いられている。古くは大仏等の大型の鋳造品を分割鋳造する際の“鋳がらくり”による結合、現在では炉壁・シリンダなど高温で使用される部材に必要な冷却用の穴を、鋳造後の穿孔加工によらずパイプの鋳ぐるみを用いて作成する加工法等に応用されている。しかしながら、これまでの鋳ぐるみ法は、その接合の成否を現場的な経験に依るところが大きい。また、その接合状態は拡散を伴わない機械的な結合であったり、逆に心材が溶融するなど、必ずしも確実に制御されたものではなかった。これは、鋳ぐるみ接合において良好な金属的接合を達成する条件の範囲が狭く、そのコントロールが困難であることによるものである。

1.4 これまでの研究

鑄ぐるみにより確実な接合を得るために、これまでも良好な接合が得られる条件を明らかにする試みがなされてきた。

高橋、萩原ら⁽³⁾は数種類の寸法の鑄型・心材および異なる形状の心材を用い、鑄鉄による鋼の鑄ぐるみ実験を行い、接合状態に及ぼす影響を調べている。また、溶湯の凝固過程の図式的な解法⁽⁴⁾を試みており、体積比のみならず心材の表面積を考慮する必要があるとしている。製品への適用としては、伊藤ら⁽⁵⁾が船舶用フィンチューブを、Ni-P メッキを用いた炭素鋼管の球状黒鉛鑄鉄による鑄ぐるみにより作成し、接合部の強度・組織が良好であることを報告している。片山ら⁽⁶⁾は黒鉛鋼外装材の内部に遠心鑄造によりボロン鑄鉄を鑄造・接合させ、船用大型ディーゼルエンジンのシリンダライナを作成しており、実機による検証も行っている。

また、心材として鉄鋼以外の材料についての検討も進められている。特に耐摩耗性に優れるけれども加工が困難な超硬合金は、ろう付けや圧入により鋼や鑄鉄と組み合わせて利用されており、鑄ぐるみを応用することによる生産性の向上が期待されている。麻生らは⁽⁷⁾⁽⁸⁾WC 粉末を鑄ぐるみ、鑄鉄部品の表面に耐摩耗層を形成する実験を行っており、健全な硬化層を得ている。企業による実用化も始まっており、出津は⁽⁹⁾圧入していたカッターコーンの超硬チップを、鑄ぐるみにより接合した製品を開発し、生産性の向上を実現している。

さらにコストおよび環境への配慮から、鑄ぐるみを利用したリサイクルの試みも始まっている。麻生らはリサイクル困難なスローアウェイチップを鑄ぐるみによりクロム白鑄鉄と接合させ、リサイクルと鑄鉄の高機能化を目指している⁽¹⁰⁾。

これらの研究および固相拡散接合の研究により、接合の良否が、心材と鑄ぐ

るみ材溶湯の体積比および表面積，注湯温度，両金属のぬれ性，酸化膜などにより左右されることが明らかとなっている。しかし，いずれも実験的な手法によるものであり，それぞれの実験における材料，鑄造法案，注湯温度などに対する接合状態を論じるにとどまっている。

本研究室では数年前より，鑄ぐるみにおける接合を，界面における溶湯の温度および凝固挙動，すなわち熱的条件に注目し整理している。鑄ぐるみでは心材の温度変化および溶湯の凝固過程，特に界面における溶湯と心材の状態が接合に大きく関与する。そこで，鑄ぐるみ実験と同時にコンピューターを用いた凝固解析を行い，接合の過程および詳細な熱的条件について検討している。心材として軟鋼を用いた管⁽¹¹⁾，棒⁽¹²⁾の鑄ぐるみおよび管内への鑄込み接合⁽¹³⁾を行い接合可能な体積比を見だし，また，心材表面への溶射処理が効果的であることを明らかにした。同時に差分法を用いた凝固解析の結果から，接合には高温の心材と液相の溶湯が約 100 秒間接触する必要があることを示した⁽¹⁴⁾。

1.5 鑄ぐるみ接合のプロセス

鑄ぐるみにより溶湯と心材を金属的に接合させるためには、両者の界面において以下のようなプロセスがすべて達成されることが必要である⁽¹⁵⁾。

- ①界面において液相の溶湯と高温の心材が接触する
- ②心材表面の酸化膜や汚染層などが破壊され、双方の材料が直接接触する
- ③心材と溶湯がぬれ合う
- ④界面を介して双方の元素が相互拡散する

前節で触れているように、①の液相接触が 100 秒間維持すると良好な接合が期待できる。これは①の状態が 100 秒間続くことで②→③→④という接合のプロセスが進行するからである。①の液相接触の時間に応じて②～④のプロセスがどの程度進行するかが決まり、それにより心材と溶湯の接合状態が異なる。

Fig.1-2 に心材と溶湯の接合状態をまとめた。

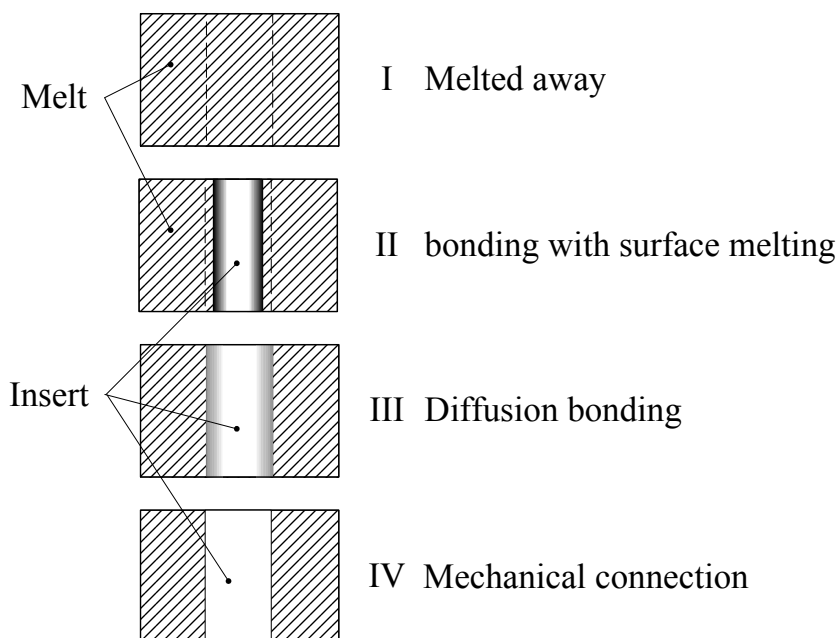


Fig. 1-2 Bonding states in cast-in insertion process

- I) 心材が完全に融けて鑄ぐるみ材と一体化すると、心材の特性が失われることとなるため、鑄ぐるみ接合としては望ましくない。中子押さえ（ケレン）は心材の特性が製品に残る必要がないが、溶湯が凝固を完了するまでの間、形状と強度を保つことが要求され、完全に溶融消失することは危険である。
- II) 心材の表面部のみが溶融し、鑄ぐるみ材と接合している。この場合、心材と鑄ぐるみ材が接触面全体で溶接状態になっており、強力な接合が期待できる。
- III) 心材の溶融はなく、接合面を介した心材と溶湯の元素の相互拡散により合金化して接合する拡散接合である。鑄ぐるみ接合において、良好な接合とはこの拡散接合を指す場合が多い。心材へのメッキ、溶射などの表面処理により接合状態を向上させることができる⁽⁵⁾⁽¹¹⁾。
- IV) 溶融あるいは拡散がない場合であり、両者の間の金属的な接合もない。すなわち、表面の凹凸により機械的に結合しているのみである。この結合で目的を果たす場合もあるが接合強度は弱い。

1.6 本研究の目的

鑄ぐるみによる接合は、鑄造と接合の同時性が利点である一方で、これら異なる2つのプロセスを同時に達成させなければならないため、その達成条件は狭くならざるを得ない。これまでの鑄ぐるみ接合の研究は、その条件を見いだすことに重点が置かれており、幅広く応用するための検討は未だ十分とは言い難い。例えば、形状については円柱状の鑄造品の中央に心材を設置した形態が多い。また、接合状態については、心材と鑄ぐるみ材の拡散接合の成否が中心である。そのため、鑄ぐるみが応用されている製品の形状や寸法、心材材料の種類や位置などは未だ限られている。鑄ぐるみを特殊な接合法としてではなく、複合化技術として広く利用するには、接合のための条件に製品形状や製造条件が束縛されることは望ましくない。

実際、工業的には大小様々な形状の部材を様々な位置関係にて接合する必要がある。これらを鑄ぐるみ、すなわち鑄造を利用した複合法にて実現するためには、心材の設置位置および形状、さらには材料の組み合わせの自由度が高いことが求められる。溶融も視野に入れた接合状態、鑄物内部のみならず表面への接合、さらには同系材料同士ではなく、異種材料間の接合など、多様な形状や材料における条件とそれらの関連性を明らかにできるならば、複合化鑄造技術としての利用範囲を大きく広げることができる。

以上のことをふまえ、本研究では鑄ぐるみを複合化鑄造と位置づけ、より広範囲な利用のために種々の条件における有効性を確認することを目的とする。そのために、心材の位置や形状、接合形態、さらには材料について、心材と溶湯の温度や溶湯の凝固の追跡をもとに理論的に解明する。同時に、その現象や接合条件について関連性を見いだすことができれば、個々の接合条件のみならず複合化鑄造における接合現象の理解につながり、これを広く応用することが

可能となるであろう。

本研究では、まず、接合する熱的条件の範囲を溶融にまで拡張することを考え、心材の溶損防止および溶融による接合という2つの観点から、鑄鉄による鑄ぐるみにおける軟鋼心材の溶融について検討した。鑄鉄溶湯中において溶湯温度よりも融点の高い鋼が溶融することは、スクラップを溶解する製鋼分野などではよく知られている。ところが、鑄造、特に鑄ぐるみにおいてはこれがしばしば問題となる。心材として鋼を用いた鑄ぐるみの際に、心材が溶融してその形状および機能が損なわれたならば、目的とする製品が得られなくなってしまふ。また、通常の鑄造においても、中子の位置を固定するケレンの溶融は同様の理由から防がねばならない。その一方で、心材表面のみ溶融させて接合することも考えられる。そこで本論文の第2章では、鑄ぐるみにおける心材の溶融について、鑄鉄溶湯中にて軟鋼棒および鑄鉄棒を溶融させる実験と鑄造接合実験、さらには温度および溶湯の凝固過程についての数値解析をもとに、その機構と熱的条件を明らかにする。

また、心材の設置法に目を向けると、鑄ぐるみ接合では鑄造品内部に心材を接合させる形態が主である。しかしながら、心材の持つ特性、例えば硬さ、耐摩耗性、耐食性、溶接性などを活かすためには、心材を外部に露出した状態で接合させる必要がある。このような鑄造品の表面への接合に鑄ぐるみ接合法を適用できるならば、これまでと異なる製品への応用が可能となる。鑄造品端面への接合は、通常の鑄ぐるみ接合よりも接合の条件が厳しいことが予想されるものの、これを応用できる利点はきわめて大きい。そこで、鑄鉄鑄造品の端面に軟鋼部材を鑄造接合させる実験を行い、凝固解析の結果と合わせて、この形態での接合条件および心材を鑄造品内部へ設置する場合との違いについて論じる。

さらに、異種材料の接合、および表面への接合の応用として、WC-Co系超硬

合金の鑄造品表面への接合を試みた。WC-Co系に代表される超硬合金は、きわめて硬く耐摩耗性や耐食性に優れるため、切削機械の刃先、土木機械の爪など、温度、摩耗環境の厳しい場所で使用されている。超硬合金は加工が困難であり、また、高価であることから、圧入やろう付けにより鋼や鑄鉄と複合化して使用されることが多い。切削機械の刃先などでは、1製品あたりの接合部品数が増えることも多いため、加工コストの上昇につながる。ここに複合化鑄造法を適用することができれば、製造工程の大幅な簡略化と共に、接合強度の向上が期待できることから、工業的にきわめて有効である。さらに、このような異種材料の接合機構は、他の材料の組み合わせにも拡張できる可能性がある。

これら異なる条件での成果からそれぞれの関連性を明らかにすることは、さらに別の条件における接合条件を見積もる際の指標となり、複合化鑄造の応用範囲を拡大する大きなステップになるであろう。

第1章の参考文献

1. 平塚貞人, 堀江皓, 中村満, 小綿利憲, 青沼昌幸, 小林竜彦, 鑄造工学, **70**, 1998, 860-865
2. 竹本光弘, 縄田英次, 山田昌史, 長宗範明, 素形材, **38**, 1997, 13-17
3. 高橋忠義, 萩原巖, 鑄物, **32**, 1960, 178-185
4. 萩原巖, 高橋忠義, 鑄物, **32**, 1960, 233-240
5. 伊藤晋, 田口幸二, 竹下武志, 鑄物, **49**, 1976, 157-161
6. 片山博彰, 春名康博, 瀬戸良登, 友野裕, 八尾正夫, 鑄造工学, **73**, 2001, 68-73
7. 麻生節夫, 中西誠, 後藤正治, 池浩之, 勝負澤善行, 鑄造工学, **73**, 2001, 155-160
8. 岡田和彦, 出津新也, 後藤正治, 麻生節夫, 小松芳成, 鑄造工学, **73**, 2001, 493-498
9. 出津新也, 素形材, 1996, 8-11
10. 麻生節夫, 後藤正治, 池浩之, 勝負澤善行, 小西英二, 小西信夫, 鑄造工学, **70**, 1998, 878-883
11. 野口徹, 鴨田秀一, 佐藤司, 簗谷一典, 機械学会論文集C編, **556**, 1992, 3761-3766
12. 野口徹, 阿部克哉, 鴨田秀一, 名雪東彦, 鑄物, **66**, 1994, 567-572
13. 野口徹, 鴨田秀一, 佐々木健二, 酒井昌宏, 鑄物, **65**, 1993, 765-770
14. 野口徹, 星川明, 阿部克哉, 鴨田秀一, 機械学会論文集C編, **61**, 1995, 2128-2133
15. 野口徹, 鴨田秀一, 素形材, 1993, 32-38

第2章

鑄鉄溶湯による鑄ぐるみにおける 軟鋼心材の溶融

2.1 緒言

前章で述べたように、鑄ぐるみは鑄造を利用した部材複合化、すなわち複合化鑄造の手法としてきわめて有効である。これまでの研究の成果によれば、鑄ぐるみによって溶湯と心材が接合する際の主要な機構は、高温の心材と液相状態の溶湯の接触による拡散合金化である。しかし、溶湯温度が高い場合、あるいは溶湯／心材の体積比が大きい場合は心材の一部が溶融することがある。この場合には、心材の形状や機能が失われ、したがって複合化鑄造の本来の目的が損なわれる。例えば、軟鋼管を心材として鑄造接合した場合に、軟鋼管の一部が溶融し溶湯が管の内部に流れ込む現象が見られた⁽¹⁾。このように、心材の一部が融けることにより、意図した複合化製品が得られない恐れがある。したがって複合化鑄造の際には、熱的条件の不足による接合不良を防ぐ必要がある一方で、過大な熱供給による心材の溶融も同様に考慮する必要がある。大型の鑄物の内部に空気などを貫流させて冷却するために複雑な形状の管を鑄ぐるむような場合には、界面の位置によって熱的条件に差ができることが十分に考えられる。このような状況で界面全体を接合させるためには、管の一部の溶融を考慮することが必要であろう。溶湯中に埋設される中子押さえも複合化鑄造における心材と同様に考えることができる。これが融けて中子を支持する機能を失えば、中子が移動し意図した製品が得られなくなるため、溶融を考慮した形状および寸法の決定や、溶融防止のための表面処理などの対策が必要となる。このように、意図しない溶融、過度の溶融を防ぐことは、複合化鑄造における大きな問題の一つである。

一方、溶融を積極的に利用することも考えられる。心材表面の一部のみが溶融した状態で接合させることができるならば、拡散接合よりも高い接合強度を得ることができる。表面部の溶融状態を制御することができるならば、それは複合化鑄造の強度上の信頼性を高め、また、この接合法の可能性を大きく広げ

ることができるであろう。

以上のように心材の溶融は鑄造による複合化技術の中で重要な問題である。これを考える上では、まず、複合化鑄造において心材がどのようなプロセスを経て溶融するのかを把握することが必要である。本章では鋼の心材を鑄鉄溶湯により複合化する場合における心材の溶融について取り扱う。

鑄鉄溶湯中における鋼の溶融についてはこれまでも報告⁽²⁾⁻⁽⁴⁾がある。しかし、いずれも製鉄工程におけるスクラップの溶融を背景としており、一定温度に保持された溶湯中での溶融である。ところが複合化鑄造では、注湯直後から溶湯の温度が低下し凝固が進行するために、溶融過程は一定温度の溶鋼あるいは溶鉄中での溶融に比べてより複雑である。また、スクラップ溶融では溶融速度が主たる関心事であるのに対し、複合化鑄造では最終的に心材のどの部分がどの程度溶融するかが問題である。

本章では、鑄鉄溶湯中での軟鋼の溶融の進行状態を把握するために、まず一定温度溶湯中での軟鋼棒および鑄鉄棒の溶融実験を行った。さらに、鑄造実験により溶湯温度が低下する場合について、同じく軟鋼棒および鑄鉄棒の溶融について調べた。同時に、熱の移動および炭素の拡散を考慮した計算により、溶湯と心材の溶融・凝固挙動を求め、その結果と実験結果により心材の溶融機構とそれが生ずる条件を考察した。

2.2 鑄鉄溶湯中への心材の浸せき実験

心材をモデル化した軟鋼および球状黒鉛鑄鉄の棒を，一定温度に保持した片状黒鉛鑄鉄溶湯中で所定の時間保持し溶融させる実験を行った．一般に軟鋼の融点は鑄鉄の融点よりもかなり高いため，鑄造時の溶湯温度程度では軟鋼の融点を超えることはない．そのような温度においても溶融するのは，鑄鉄から軟鋼へ炭素が拡散し軟鋼表面の融点が低下するためである．すなわち，軟鋼の溶融には，前段階として炭素の拡散が必要である．これに対し，球状黒鉛鑄鉄の融点は溶湯とほぼ同じであり，熱的な条件のみで溶融が進行すると考えられる．溶融に必要な条件が異なるこれらの材料の結果を比較することにより，軟鋼の溶融機構の理解が容易になると考える．実験では，保持時間を種々に変えた試料について寸法変化ならびに組織を観察することにより溶融のプロセスを追跡し，溶融が進行する機構を考察した．

2.2.1 供試材および実験方法

本実験では心材のモデルとして，球状黒鉛鑄鉄 FCD400(以下 FCD と表記する)と一般構造用圧延鋼材 SS400(以下軟鋼と表記する)を用いた．溶湯には片状黒鉛鑄鉄(以下鑄鉄とする)を 50kg 用い，高周波溶解炉にて溶解および温度保持した．心材のモデルとして，Fig. 2-1 に示すような直径 5mm の FCD 棒と軟鋼棒を軟鋼製のジョイントで接続したものを使用した．これは，FCD の棒材を直径 5mm 長さ 300mm に加工する困難を避けるためである．上部軟鋼棒の長さを 230mm，下部の FCD 部の長さを 70mm とし，試料の全長を 300mm にした．心材とする FCD 棒は 55x55mm の連続鑄造鑄鉄角棒(デンスバー)より削り出して製作した．FCD と軟鋼の化学成分を Table 2-1 に，実験前の組織を Fig.2-2 に示す．

実験では，浸せきー引き上げの動作を一定に，かつすばやく行うために Fig.2-3

に示すようなジグを利用した。このジグを使用し、試料を先端から 140mm の位置まで鑄鉄溶湯中に浸けた。所定の時間保持した後、すばやく引き上げジグから試料をはずし、水槽中に投入し冷却した。水冷したのは、溶融の進行と炭素の拡散を速やかに止めるためである。試料の引き上げから水中に投入するまでに要した時間は 3~4 秒であった。

各温度における一連の実験を行う前に、溶湯の温度調整と炭素および Si の調整を行った。溶湯温度は 1623K(1350°C), 1573K(1300°C), 1523K(1250°C)の 3 水準とした。いずれの温度も軟鋼の融点より 100K 以上低い。湯の温度は熱電対で計測しながら高周波炉の出力を変えることで調節した。実験中は湯の温度をできるだけ一定に保持するために低出力で加熱を続けた。一連の実験中の温度変動は約 10K であった。また、CE メーターを用いて C と Si の値を計測し、目標値(C:3.4, Si:2.7 程度)になるように成分を調整した。浸せき・冷却後、心材を切断し断面を鏡面に仕上げ、ナイタールにより腐食して実体顕微鏡および光学顕微鏡を用いて観察を行った。同時に、断面観察により心材直径を計測した。

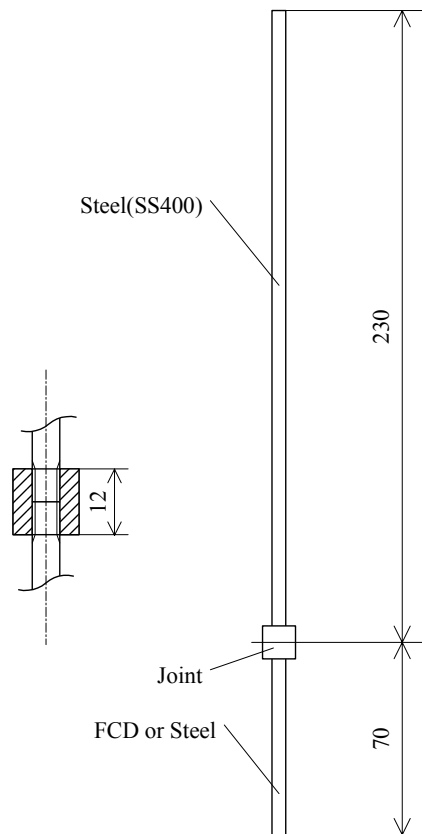
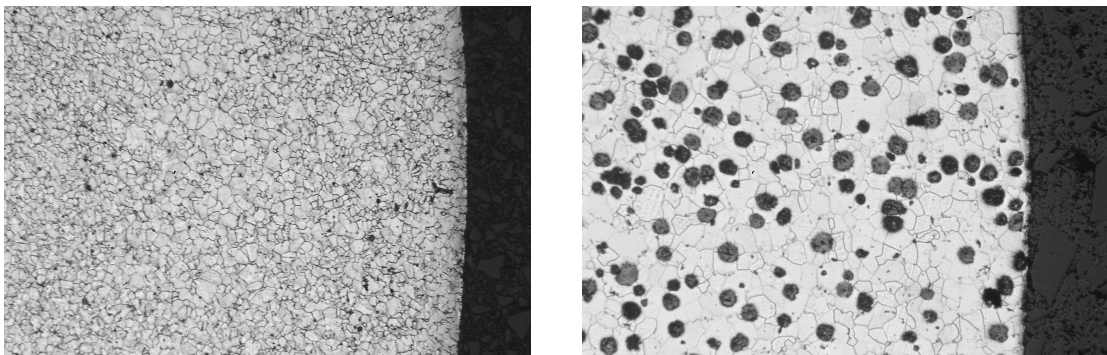


Fig. 2-1 Configuration of the specimen



(a) Mild steel (SS400)

(b) Ductile cast iron (FCD400)

Fig. 2-2 Microstructures of the specimens

┌
└ 100μm

Table 2-1 Chemical composition of the specimens

	C	Si	Mn	P	S
FCD	3.44	2.91	0.16	0.55	0.0021
SS400	0.04	0.03	0.31	0.024	0.017

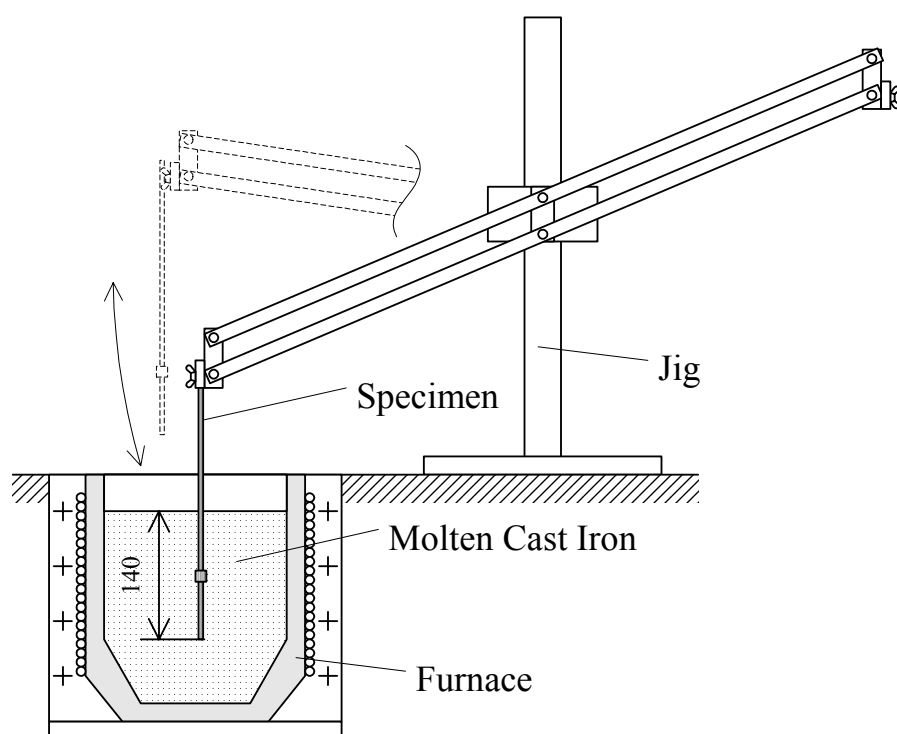


Fig. 2-3 Schematic sketch of the dipping experiment

2.2.2 直径計測と組織観察

実体顕微鏡により断面を観察し、FCD 試料について Fig.2-4 に、軟鋼試料について Fig.2-5 に示す。FCD 試料は浸せき後、数秒で融け始め、すべての温度で 10 秒以内に溶融消失した。一方、軟鋼試料は融け落ちるまでに数十秒を要した。また、軟鋼は鑄鉄試料に比較して断面形状の変化が少ない。

それぞれの試料について直径を計測し、Fig.2-6 に示す。ただし、Fig.2-4 に示すように、心材表面に溶湯鑄鉄が付着しているものがある。断面の観察による溶湯鑄鉄と心材の判別が容易であったため、溶湯鑄鉄の付着分を除いたものを直径として計測した。また、断面形状が崩れ、楕円形や卵形となっている試料があるため、中心から 45° ずつ回転させた 4 方向の直径を計測して平均値を取り、その値を試料の直径とした。

FCD 棒は浸せき後、1623K は 1-1.5 秒、1573K は 1.5-2 秒、1523K は 3-4 秒の間に溶融を開始した。溶融による心材の消失は 3 秒(1623K)、5 秒(1573K)、10 秒(1523K)で確認された。軟鋼棒の溶融開始は FCD とほぼ同じで 5 秒後には溶融を開始している。溶融の進行は FCD より遅く、実験を行った 80 秒以内に消失が確認できたものは 50 秒後の 1623K の試料のみである。

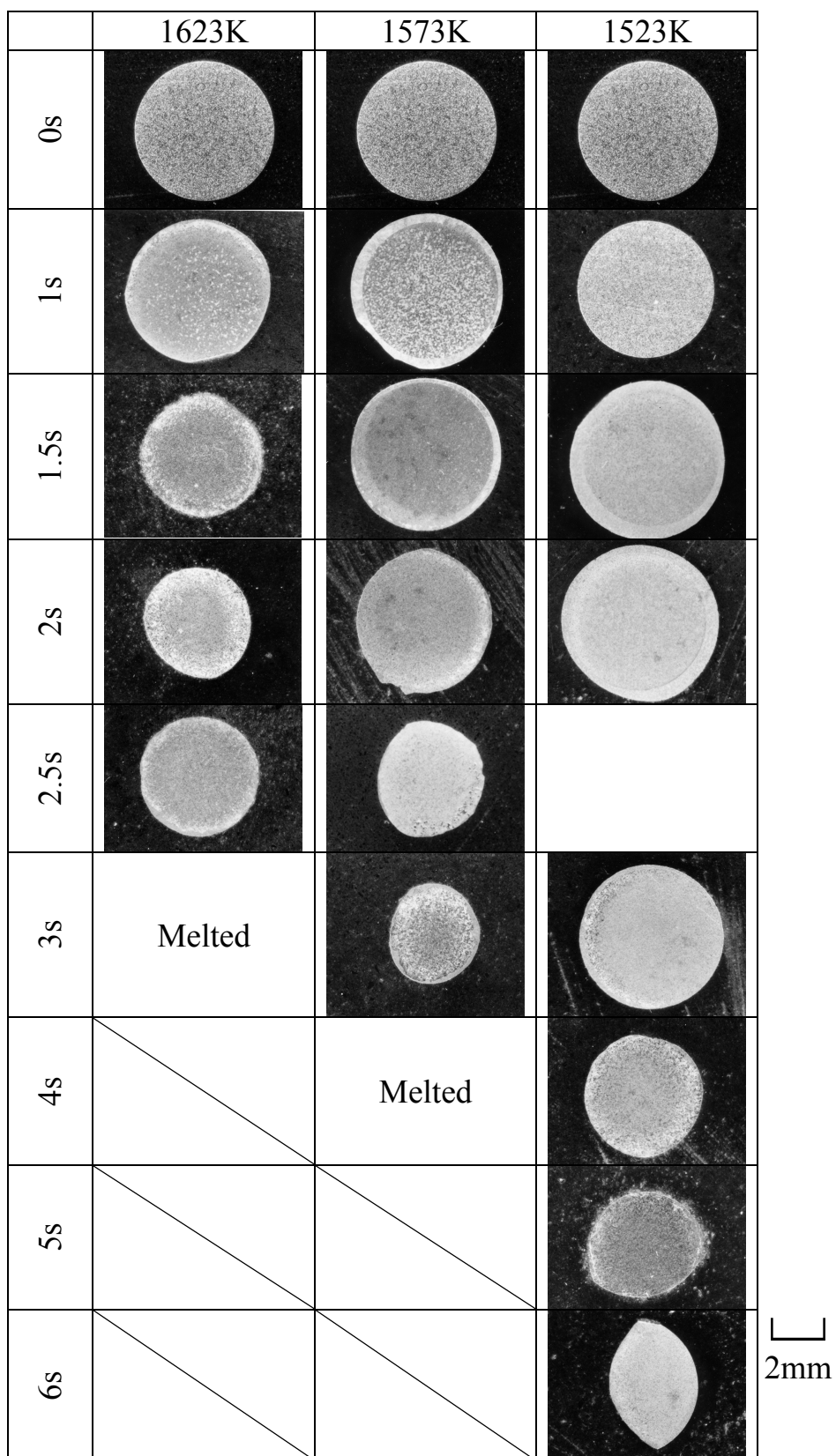


Fig. 2-4 Macroscopic view of the FCD rod section

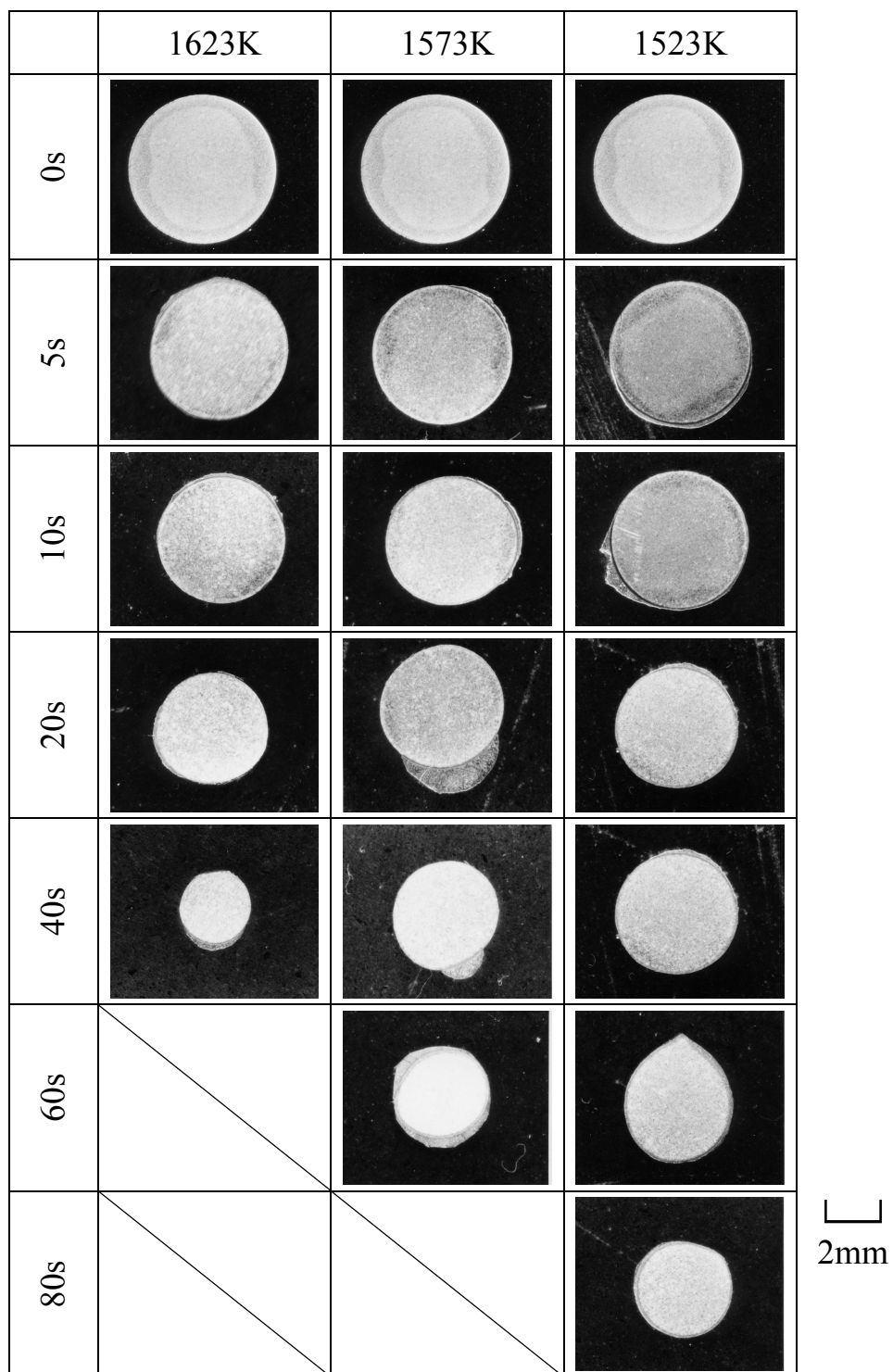
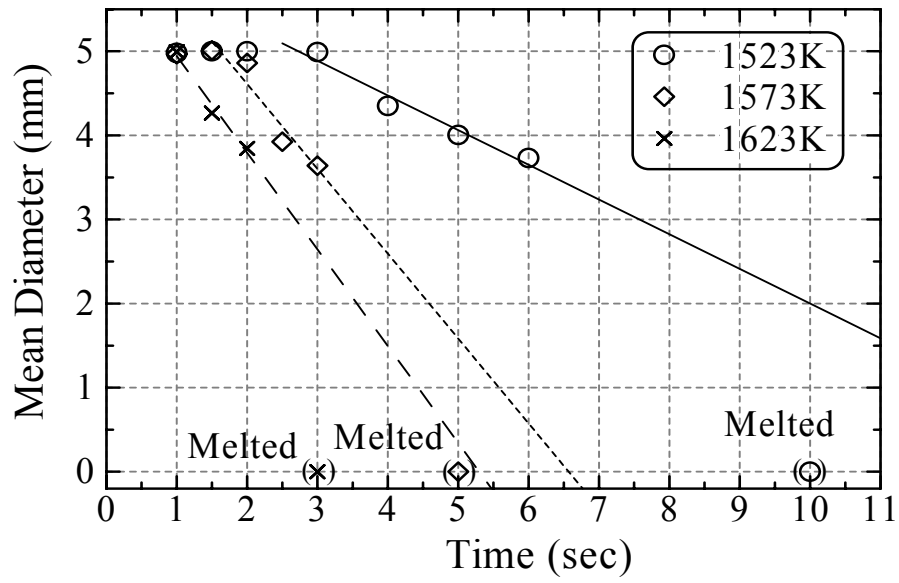
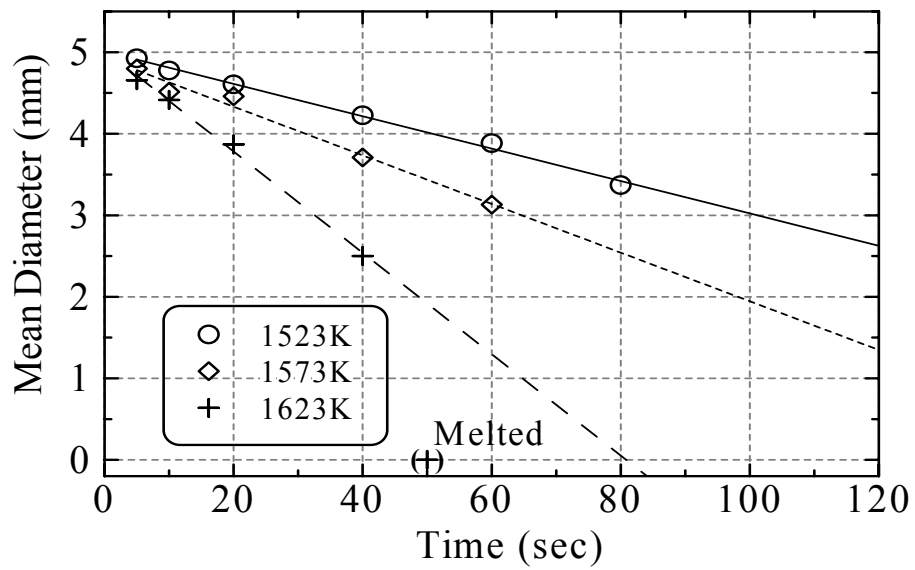


Fig. 2-5 Macroscopic view of the mild steel rod section



(a) FCD



(b) Mild Steel

Fig. 2-6 Diameter decrease with immersing time

直径計測の結果を最小二乗法で直線近似し，その傾きから溶融速度 $-dr/dt$ を求め Table2-2 に示す．なお，溶融前の値と，溶融で消失した試料の値は溶融速度の算出に使用していない．ここで観察された溶融消失は，実際に心材がすべて融けたのではなく，直径減少と強度低下によって流失，あるいは取り出し時に脱落したと考えられるからである．また，温度 1623K の FCD の測定値のうち，2.5s の値は除外した．

Table2-2 によれば，FCD の溶融速度は 0.21~0.57mm/s，これに対し軟鋼の溶融速度は 0.01~0.02mm/s である．すなわち，軟鋼の溶融速度は FCD の値の 1/20 以下である．鑄鉄溶湯の温度が軟鋼の融点よりも低い場合，高炭素の溶湯から軟鋼側への浸炭により，表面部分の融点が低下することによって溶融すると考えられ，一方，FCD は炭素の拡散がなくても温度条件のみで溶融が進行する．したがって，FCD よりも溶融速度が遅いのは，心材への炭素の拡散に時間を要しているためである．

Table 2-2 Melting Rate ($-dr/dt$)

	FCD			SS		
Temperature(K)	1623	1573	1523	1623	1573	1523
$-dr/dt(\text{mm/sec})$	0.57	0.50	0.21	2.0×10^{-2}	1.4×10^{-2}	1.0×10^{-2}

溶融した FCD 棒の外周付近の断面組織を Fig.2-7 に示す. 保持温度 1623K, 浸せき時間 2sec の試料である. 試料の表面は浸せき前の Fig.2-1 に比べて凹凸があり, 表面部が溶融したことを示している. また心材の元の組織には見られなかったセメンタイトの急冷凝固組織が分布しており, 表面に近いほどその割合が大きい. この組織は, 急冷, すなわち取り出し後水冷によるものである. したがって, これらの組織は水冷の直前までは融けていた部分であり, 心材が, その表面だけでなく内部まで溶融したことがわかる.

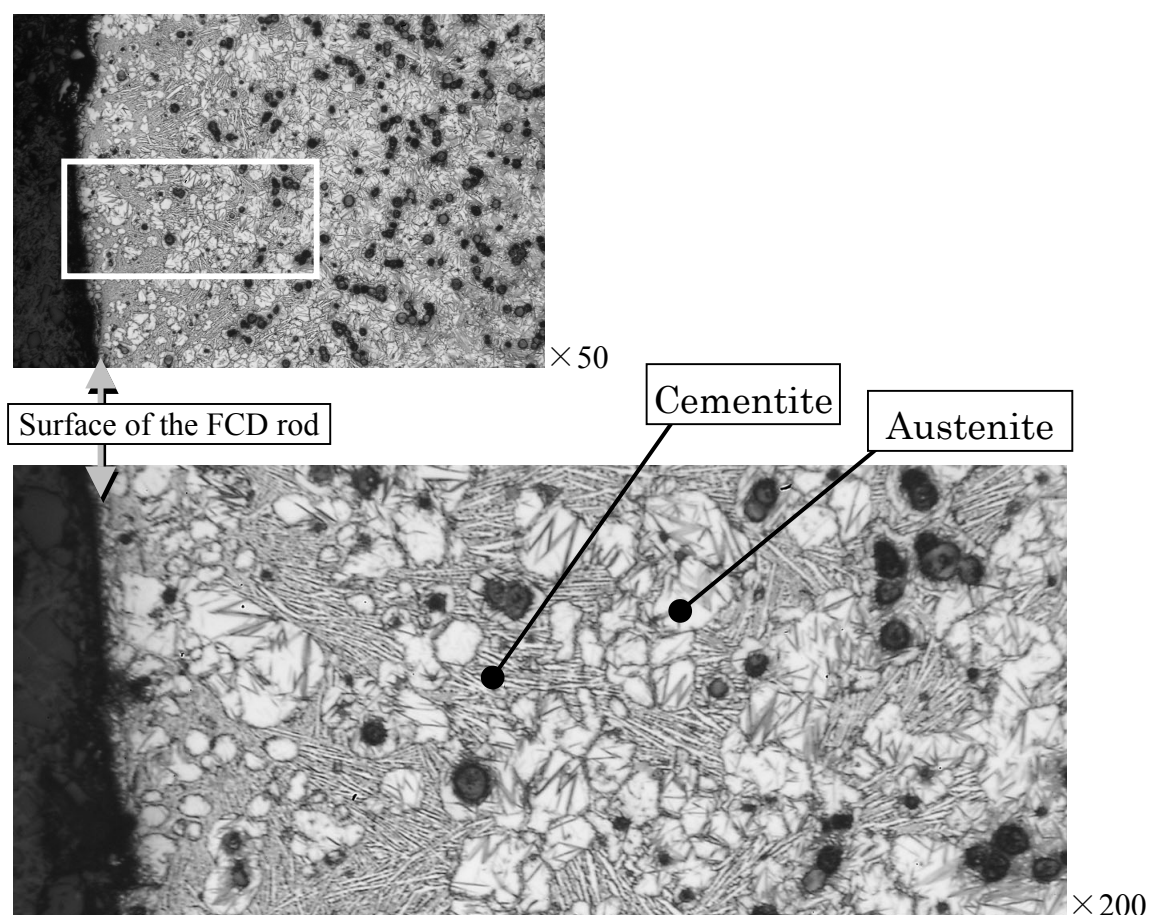


Fig. 2-7 Microstructure around the surface of the FCD rod

一方、軟鋼試料の断面を Fig.2-8 に示す。保持温度は 1523K で浸せき時間 5sec である。Fig.2-8 の左側が心材、右側が付着鑄鉄であり、付着している溶湯鑄鉄と心材の界面は明瞭に判別できる。FCD の場合の Fig.2-7 と比較すれば、界面の凹凸が著しく少ないことがわかる。Fig.2-4 の実体顕微鏡の観察結果とあわせて、心材の溶融が全体的にほぼ均一であったことを示している。試料の表面部にはマルテンサイト層が形成されており、この部分の炭素濃度が高い、すなわち、溶湯鑄鉄から心材への炭素拡散があったことを示している。浸炭層と心材の通常組織の境界は明瞭である。

Fig.2-9 に実験を行った 3 種類の温度で 5 秒間保持した試料と、1523K で 20 秒間保持した試料を示す。浸炭層の厚さはいずれの温度でも約 100 μm で、また浸せき時間によらずほぼ一定である。表面部以外には溶融の形跡がないことから、軟鋼では溶融が表面部に限られることがわかる。

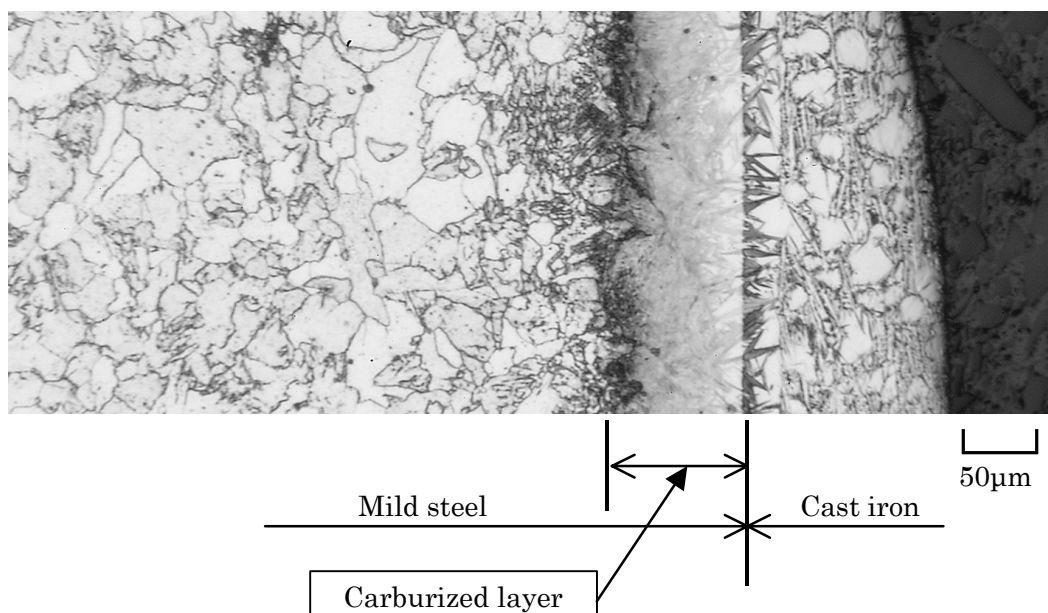


Fig. 2-8 Microstructure around the surface of the steel rod

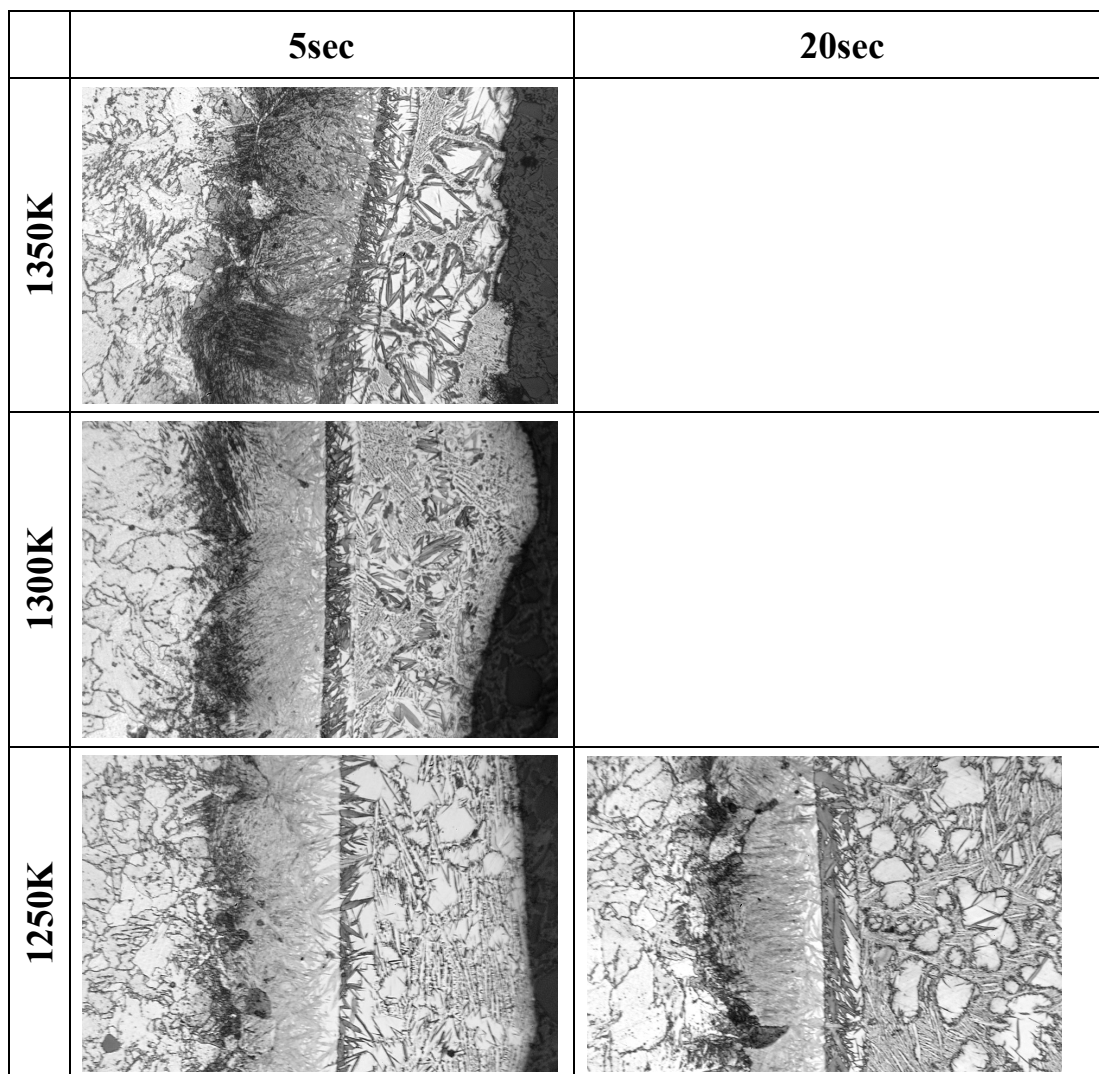



Fig. 2-9 Comparison in the thickness of the carburized layer  50 μ m

2.3 鑄鉄溶湯による鑄ぐるみ実験

前節の実験と同じ軟鋼と球状黒鉛鑄鉄を心材とし，これを片状黒鉛鑄鉄溶湯で鑄ぐるみ，心材の熔融状態を調べた。

2.3.1 実験方法

心材の直径を軟鋼では 2~5mm，FCD では 20~30mm に変えることにより，溶湯／心材の体積比(Volume Ratio：以下 VR と表記) を変化させた。鑄型はけい砂を用いた有機自硬性鑄型である。これを Fig.2-10 に示した。鑄鉄部は直径 100mm，高さ 100mm である。これにより体積比は，軟鋼心材では約 400~2500，FCD 心材では 10~24 である。

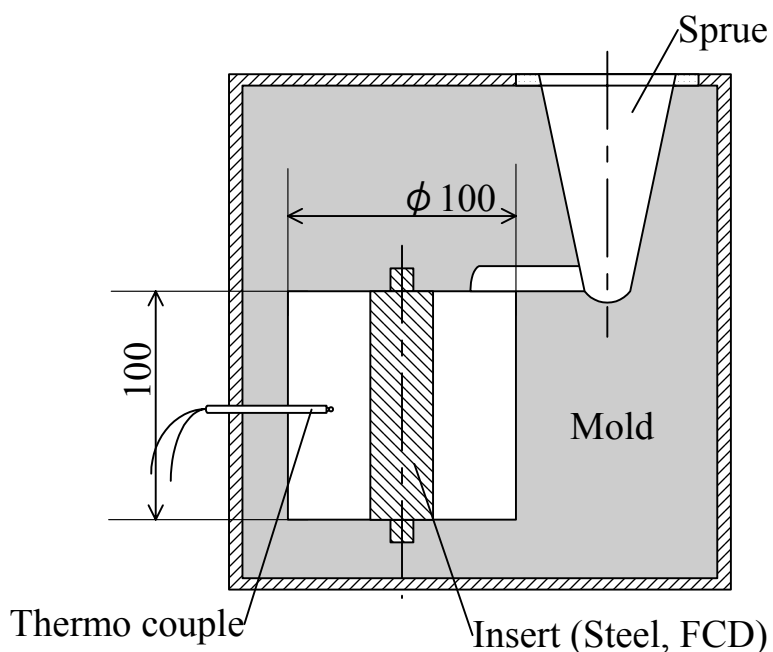


Fig. 2-10 Mold for cast-in insertion

鑄型の鑄鉄部中心に心材を設置し、片状黒鉛鑄鉄溶湯を 1623K にて注湯した。上注ぎとしたのは湯口付近での心材の局所的な溶融⁽¹⁾を避けるためである。溶湯の成分は C 3.7~3.8%, Si 1.2~1.5%, 炭素当量(C.E.)は 4.1~4.4 であった。なお、心材には特別の表面処理を施していない。また後述の解析のために、鑄鉄部の肉厚中心の温度を直径 0.1mm の R 熱電対で測定した。その熱電対の配置を Fig.2-11 に示す。実験後、試料を中央で切断し、肉眼および光学顕微鏡を用いて接合状態を観察した。

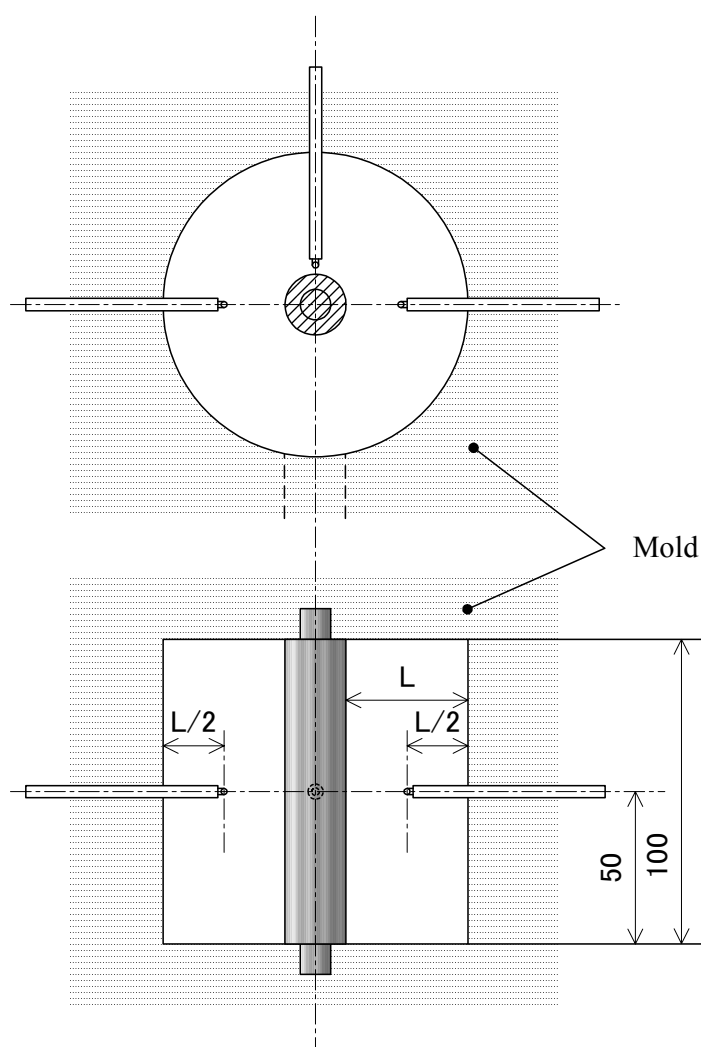


Fig. 2-11 Locations of the thermocouples

2.3.2 心材の熔融状態と接合界面の組織観察

心材中央部の断面全体の写真を Fig.2-12 に示す. 第1章で触れたように, 鑄ぐるみにおける心材と溶湯の接合状態は, 接合なし, 拡散接合, 熔融接合, 熔融消失の4段階に整理することができる⁽⁵⁾. これによって実験の結果をまとめて Table2-3 に示す. FCD を心材とした場合, 直径 23mm 以下(VR17.9 以上)は熔融し, 溶湯鑄鉄と区別がつかなくなった. 24mm(VR16.4) ~ 26mm(VR13.8)は心材の形状を残したまま表面部が熔融して接合状態になった. 本実験の範囲内では, 拡散接合と明確に判断できるものはなかった. 28mm 以上では界面に空隙が見られ, 接合は不完全であった.

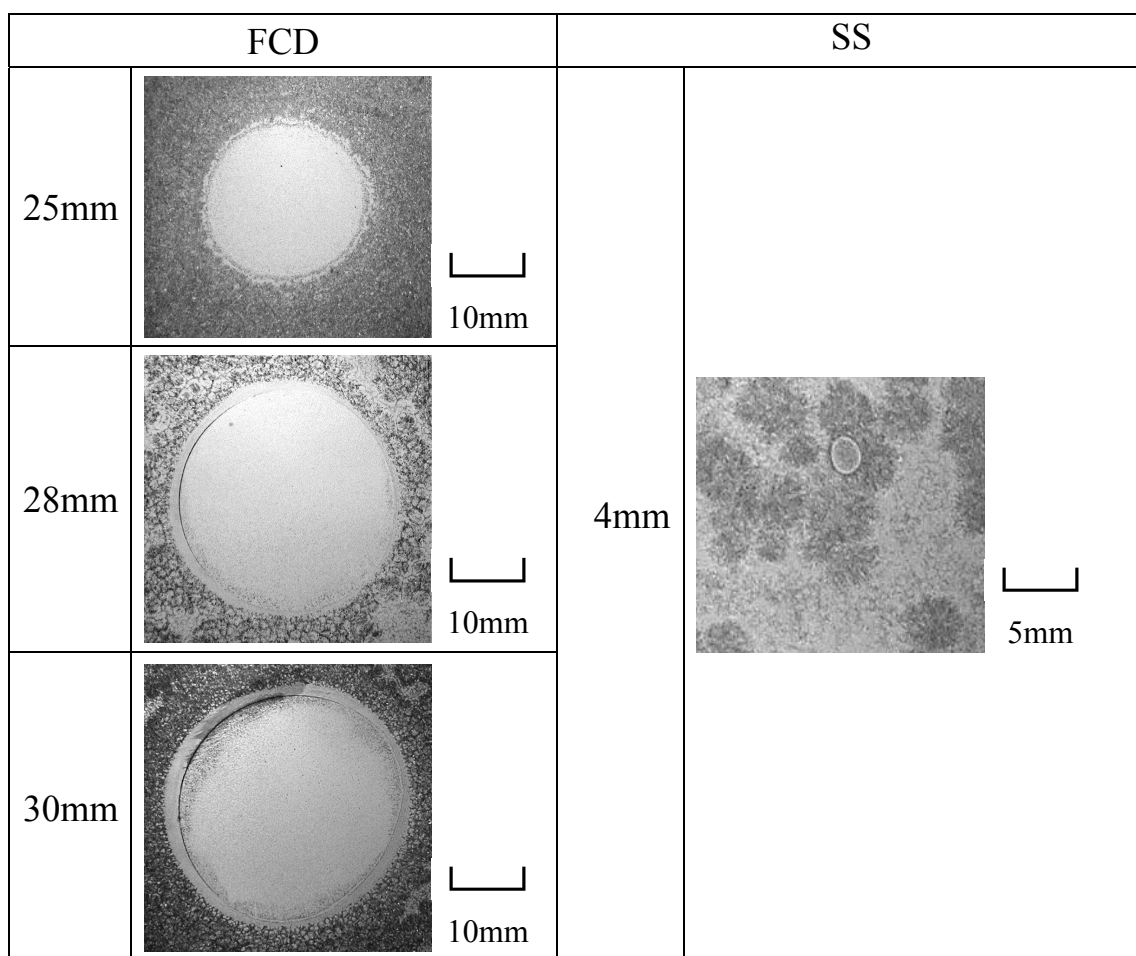


Fig. 2-12 Macroscopic view of the section

の厚さはいずれの直径の試料でも約 1mm で、浸せき実験の場合に比べて約 10 倍である。浸炭層にはパーライトと網目状のセメンタイトがみられ、約 1%以上の炭素濃度であることがわかる。これは Fig.2-8 の浸せき実験による組織と大きく異なり、鑄ぐるみでは浸炭量が多いことを示している。これは、水冷により溶融と拡散の進行を止めた浸せき実験と異なり、鑄造実験では、溶湯が凝固した後も拡散の停止する温度まで冷却されるのに時間を要するため、その間に周囲の鑄鉄から心材への浸炭が進行したためである。

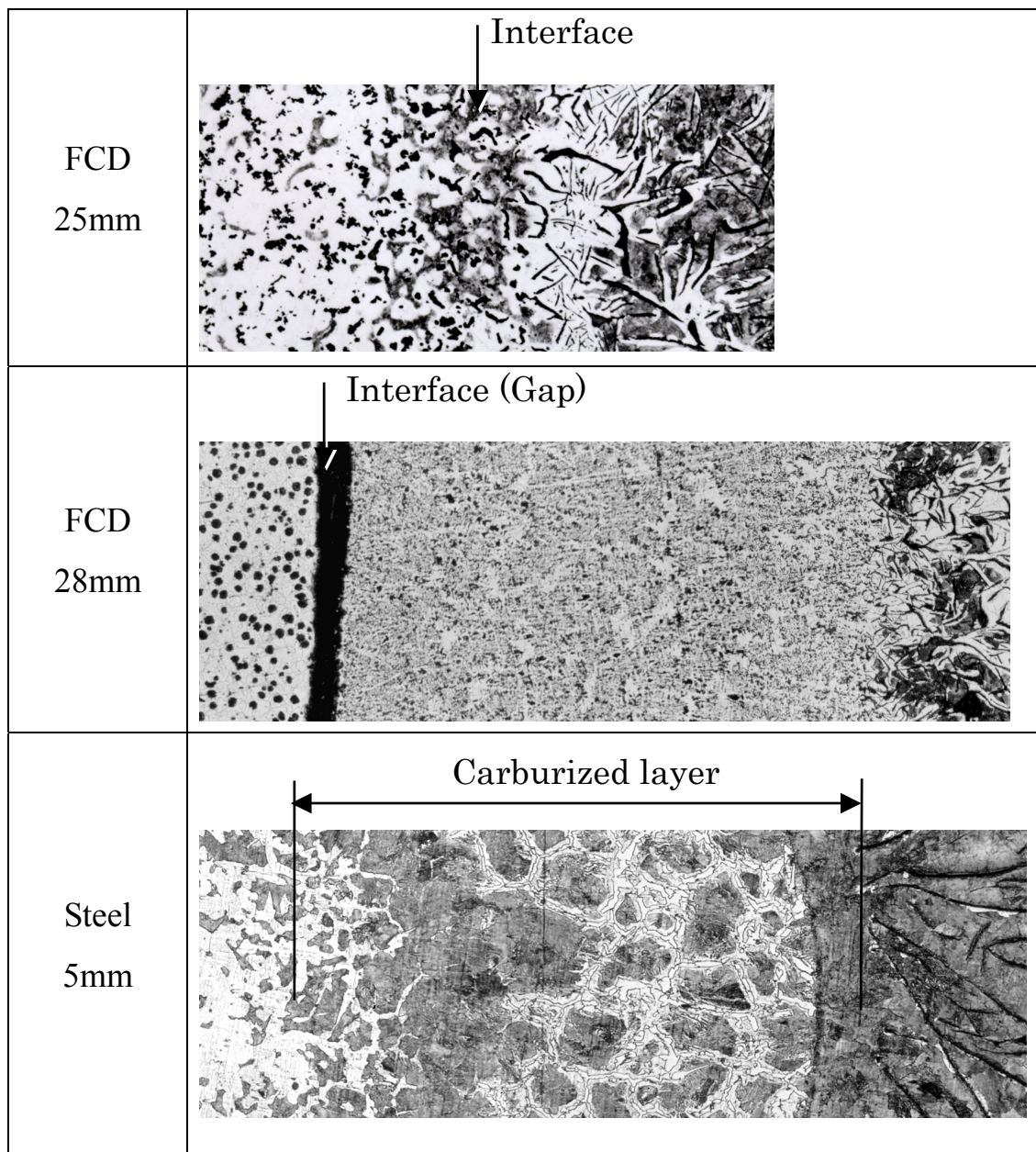


Fig. 2-13 Microstructures around the interface

50 μ m

2.4 溶融凝固解析による考察

前節までの、一定温度溶湯中への心材の浸せきおよび注湯鑄ぐるみによる心材の溶融現象を、差分法による温度および炭素濃度変化の解析によって理解することを試みる。

2.4.1 解析手法

心材と溶湯を Fig.2-14 に示すような軸方向無限長の 2 層円柱に近似し、半径方向のみ熱および炭素の移動を考える。鑄鉄は C のほかに Si を含むが、これを炭素当量で取り扱い、Fe-C の 2 元系とみなす。解析の基本的な手法は大中らによる伝熱凝固解析手法⁽⁶⁾を用いた。

一定温度溶湯への心材の浸せき実験についての解析では、周囲溶湯の寸法は誘導炉の寸法であり、心材に対してきわめて大きいため、界面から 10mm の位置で溶湯温度および炭素濃度を一定とおいた。注湯鑄ぐるみ実験の解析では、鑄鉄溶湯肉厚中心における実測温度を境界条件として代入した。この場合、溶湯は瞬時に鑄型内を満たすものとする。

心材が鑄鉄の場合は、心材と溶湯の炭素量が等しいものとして、炭素の移動を考慮しない。一方、心材が軟鋼の場合は表面から炭素の拡散がある。この計算では、拡散係数 D を各要素および時刻における温度解析の結果をもとに、拡散係数を算出する次式を用いて求めた。

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \dots\dots\dots (2-1)$$

ここで、 D_0 : 振動数因子(m^2/s), Q : 活性化エネルギー(kJ/mol), R : ガス定数,

T : 温度(K)である。この式から各時刻、各要素拡散係数が決まり、熱移動の計算と同様に炭素濃度が求められる。

状態図の液相線と固相線の直線近似により溶融・凝固を判定し、固相率 f_s が 0.3 を超えている計算要素と、それ以下の要素の境界を界面とした。界面における熱伝達係数⁽⁷⁾⁽⁸⁾は、心材に接している溶湯部の液相・固相の判断、および心材の温度が Fe-C 系の A_1 変態点(1000K)より高温側か低温側かの判断により Table2-4 のように変えた。これは、心材の温度が上昇し組織がオーステナイト化することで、溶湯との濡れ性あるいは凝固層との密着性が向上すると考えられるからである。物質伝達率は、心材が液相の溶湯と接触している場合の値として、浸せき実験の溶融速度をもとに Olsson らの以下の式⁽⁹⁾より求めた 0.05mm/s を使用した。

$$-\frac{dr}{dt} = h_m \left[1 - \frac{C_l - C_b}{C_0 - C_l} \right] \dots\dots\dots (2-2)$$

ここで、 $-dr/dt$: 溶融速度(mm/s), h_m : 物質伝達率 mm/s, C_l : 溶湯温度に対応する液相線濃度, C_b : 溶湯炭素濃度, C_0 : 心材炭素濃度である。固相同士の接触では界面における物質の移動がほとんどないため、液相と接触している場合のみ上式の値を適用した。本解析では溶湯の流動を考えないけれども、実際の浸せき実験では誘導炉の攪はん作用、注湯鑄ぐるみでは溶湯の流入により心材のまわりの流れがある。このような流れを計算することは困難であるので、これによる効果は、計算上の熱伝導率と炭素の拡散係数を大きく見積もることによって考慮することとする⁽¹⁰⁾。要素分割幅は素材の結晶粒径程度とし、FCD の解析では 50 μ m, 軟鋼の解析では 20 μ m とした。タイムステップはそれぞれ 0.05msec, 0.02msec とした。計算に用いた値を Table2-5 に示す。

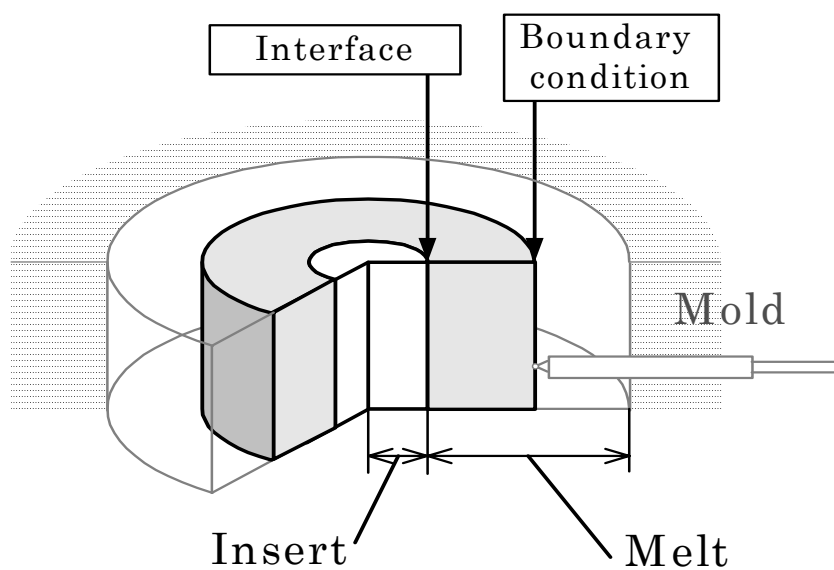


Fig. 2-14 Calculation modeling

Table 2-4 Heat transfer coefficients in each condition

Heat transfer coefficient [W/m ² /K]			
	Insert	Melt	Value
1.	Low temp. solid (fs=1)	Solid (fs>0.3)	5000
2.	High temp. solid (fs=1)	Solid (fs>0.3)	8000
3.	High temp. solid (fs=1)	Liquid (fs≤0.3)	12000
4.	Solid-liquid coexist (fs<1)	Liquid (fs≤0.3)	20000

High temp. : >1000K Low temp. : ≤1000K

Table 2-5 Constants and parameters used in the calculation

	FCD	SS	Cast iron	
			Solid	Liquid
Density [kg/m ³]	7100	7800	7000	6800
Specific heat [J/(kg·K)]	720	660	720	920
Thermal conductivity [W/(m·K)]	17	30	15	15
Frequent factor [m ² /sec]	1.5×10^{-5}			1.27×10^{-7}
Potential energy [kJ/mol]	134.4			45.14
Gas constant	8.31×10^{-3}			
Latent heat [KJ/kg]	220			

2.4.2 浸せき実験についての解析結果

FCD 心材を 1623K の溶湯に浸せきした場合の、心材の温度分布の変化を Fig.2-15 に示した。横軸は心材中心からの距離である。心材直径は 5mm であるから、2.5mm の位置が心材表面にあたる。ここで液相の熱伝導率は、心材の溶融開始が実験値とほぼ一致するように 1623K で固相の値の 10 倍、1573K で 8 倍、1523K で 5 倍とした。

Fig.2-15 によれば、心材の温度は浸せき直後から急激に上昇し、約 2 秒で心材表面が融点に達する。そこから心材中心の温度が融点に達するまでに要する時間は約 1sec である。この計算結果から、浸せき後 2~3sec で心材全体が融点に達し、その後の心材内部の温度差はほとんどないことがわかる。心材全体の温度がほぼ等しいため、溶融は融点の低い結晶粒界および黒鉛の周囲から優先的に生ずるであろう。これによって Fig.2-7 のように内部まで溶融していることが理解できる。

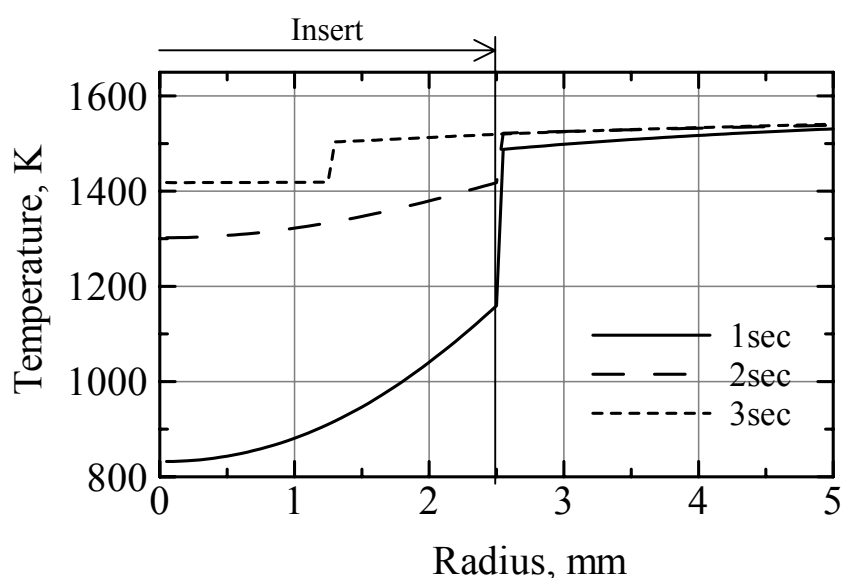


Fig. 2-15 Calculated temperature distributions of FCD insert

ここで、心材の溶融開始時間を基準として熱伝導率を決定した理由は次の通りである。計算による溶融速度が実験と一致するように値を決定すると、溶融開始時刻が実験に比べて 50%以上遅くなる。本解析で用いたように溶融開始時刻を基準にすると、計算上の溶融速度は実験値よりも大きい。この食い違いは鑄鉄の炭素濃度分布の特徴によって生じると考えられる。まず解析における仮定として、心材内の炭素濃度は溶湯の値に等しく、かつ心材全体が同一濃度である、というものがある。ところが、実際の組織は Fig2-1 のように、フェライト基地の中に黒鉛が分散している。すなわち、心材内部の炭素のほとんどが黒鉛に集中しており均一ではない。基地のフェライトの融点は高いため、これが溶融するには、心材表面および黒鉛から炭素が拡散する必要がある。

Fig.2-16 に浸せき時間ごとの心材組織の変化を示す。試料の基地には浸せき時間 1 秒でマルテンサイト、2 秒で残留オーステナイトが見られ、黒鉛から基地組織への炭素の拡散が進んでいることを示している。基地の炭素量はこの基地への炭素拡散に時間を要するため、炭素量均一の仮定で計算した結果よりも溶融速度が遅くなると考えられる。一方で心材表面は溶湯に接しているため、基地への炭素の拡散が速く、心材内部に比べて短時間で溶融に必要な炭素量に達する。以上のことから、溶融開始時間は炭素濃度の影響を受けにくいと考え、これを基準に計算を行った。

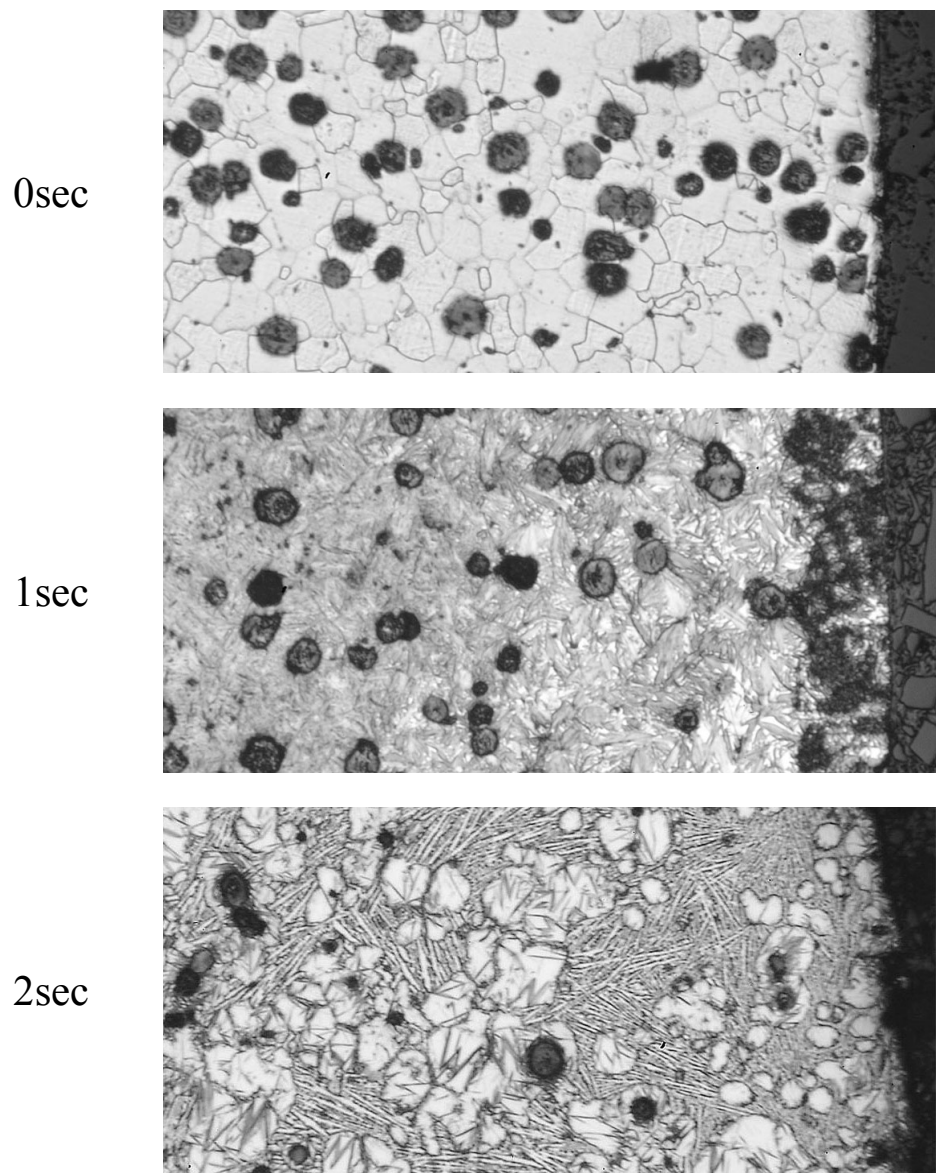


Fig. 2-16 Melting process of FCD insert

50μm

軟鋼を心材とした場合の温度変化は FCD の場合とほぼ同じである。ただし軟鋼の場合、溶湯よりも融点が高い。そのため、心材の溶融には炭素濃度の上昇による融点の低下が必要である。心材界面の炭素濃度分布の計算結果を Fig.2-17 に示した。図中の矢印がそれぞれの時間ごとの界面位置を示しており、これより左側が固相、右側が液相とみなすことができる。ここで液相内の炭素の拡散係数は、流動の効果を簡易的に見積もり、溶融の進行速度が各温度における溶融速度の実験値とほぼ一致するようにとった。静止溶湯中の拡散係数⁽¹¹⁾を基準に、溶湯温度 1623K では 100 倍、1573K で 40 倍、1523K で 30 倍とした。温度により値が異なるのは、液相の流動による物質移動、すなわち炭素の拡散を促進する効果に差があることを示唆している。溶湯温度が低い場合は、保温のための炉の出力を抑えているために溶湯の攪はん作用が少ないこと、および液相の粘性が増加し流動が抑制されることにより、流動による物質移動も小さくなるためと考えられる。

Fig.2-17 によれば、心材の溶融は実験と同様にほぼ一定速度で進行する。いずれの溶湯温度においても、心材側への浸炭深さは約 100 μm で、温度および時間による変化がほとんどない。これは 2.2.2 で述べた実験結果とよく一致する。温度にかかわらず浸炭層厚さの時間変化が小さい理由は、次のように考えられる。まず、状態図から求められる溶融に必要な炭素濃度および炭素の拡散係数の温度による変化を Fig.2-18 に示す。温度が高いほど表面の炭素濃度が低くても溶融する。そのため浸炭層は薄くなる。逆に温度が低いほど、溶融するには心材表面において高い炭素濃度が必要であり、表面の高炭素化に伴い心材内部まで拡散が進み、浸炭層が厚くなる。一方、高温では炭素の拡散速度が大きいため浸炭層は厚くなりやすく、低温では浸炭層は薄くなる傾向になる。このように、浸炭層幅を左右する因子の温度による変化が相殺されるため、Fig.2-19 に図示するように浸炭層幅に差が現れないと考えることができる。

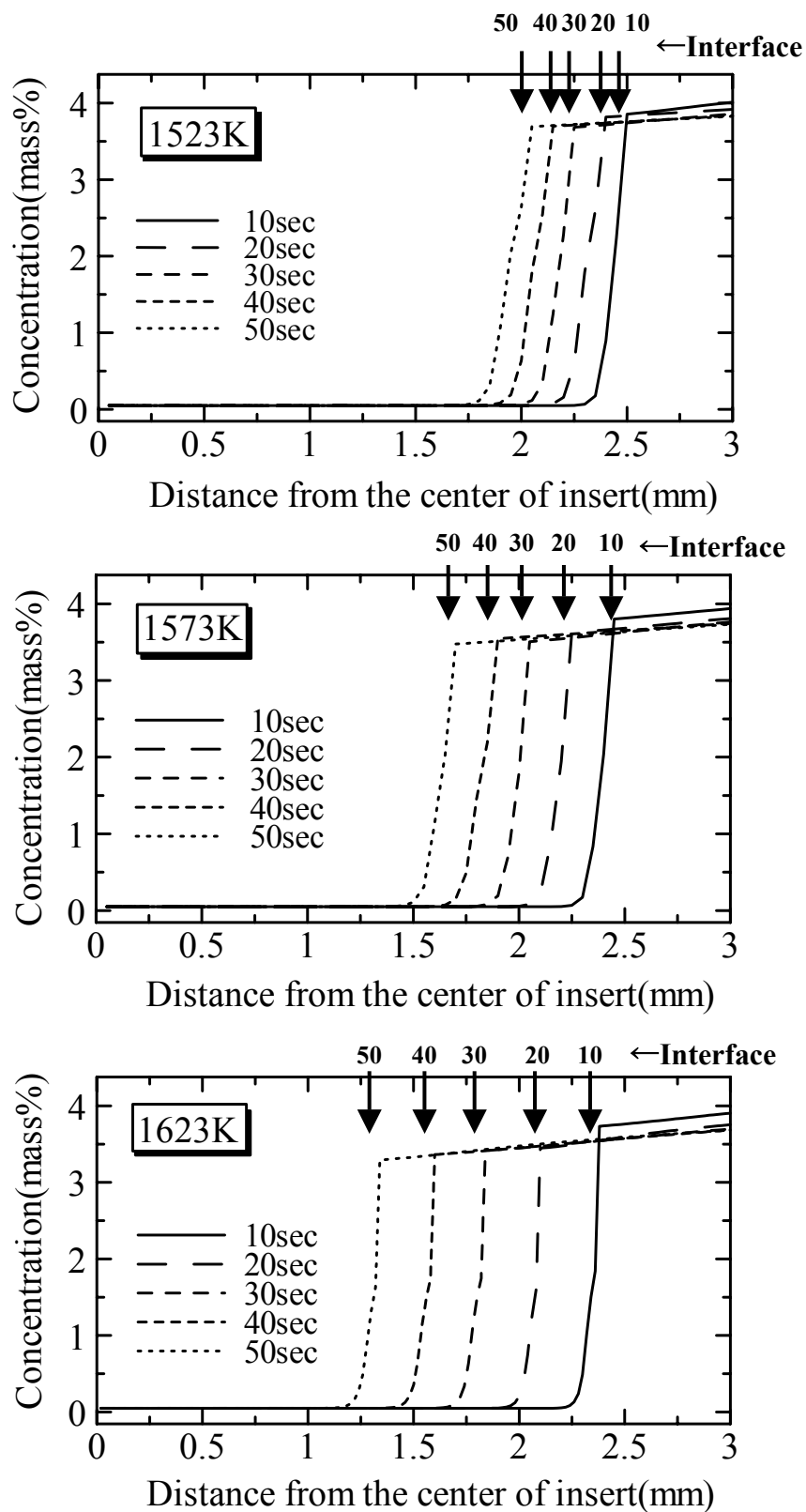


Fig. 2-17 Calculated carbon distributions in the inserts and the melt

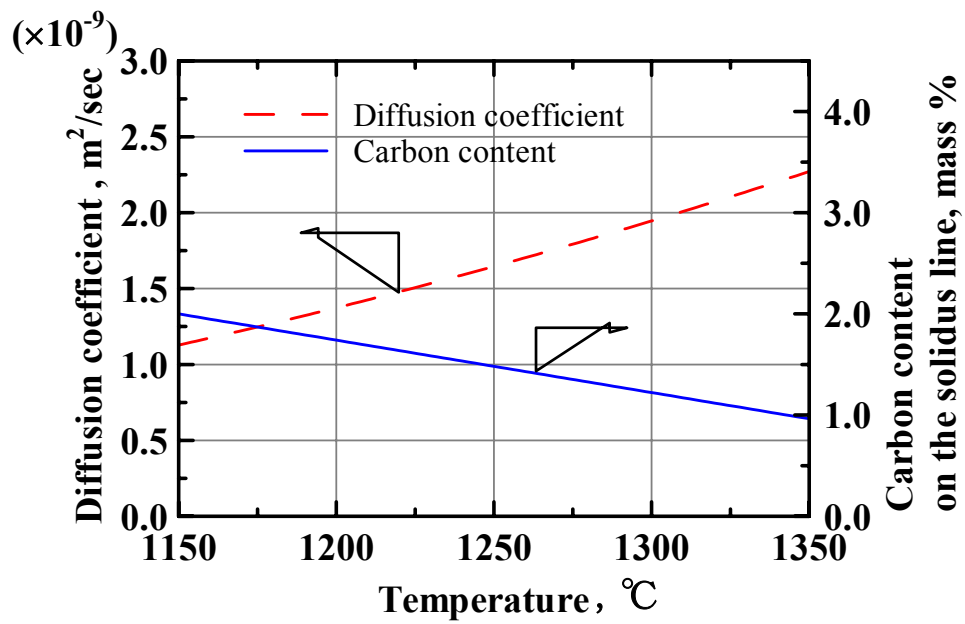


Fig. 2-18 Temperature dependences of diffusion coefficient and carbon content

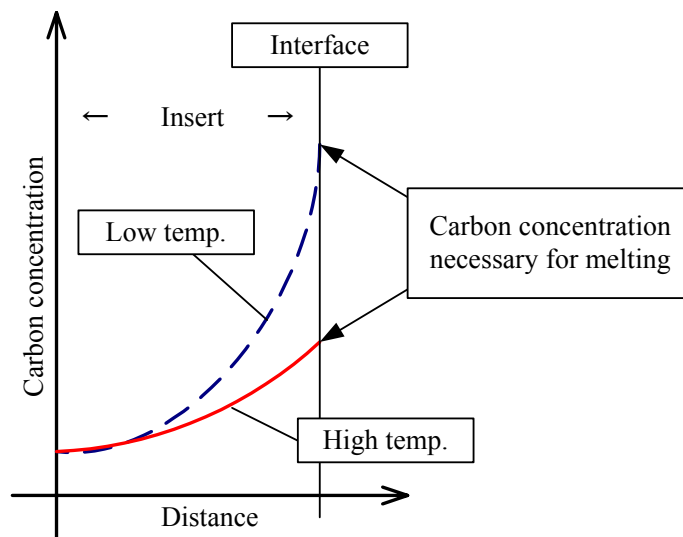


Fig. 2-19 Summarized illustration of the difference in carbon distributions with temperature

2.4.3 注湯鑄ぐるみ実験の解析

鑄ぐるみ実験についても前節と同様に計算を行った。鑄ぐるみの場合の流動は、高周波誘導炉内の溶湯の攪はん流動よりも小さいと考えられることから、液相における熱伝導率を浸せきの場合より小さくとり固相の値の3倍とした。

計算による直径 23mm, 24mm および 28mm の FCD 棒心材表面の温度変化を Fig.2-20 に示した。実験では、これらの直径はそれぞれ溶融消失、溶融接合、および拡散接合を伴わない非接合であった。いずれの直径の試料でも 100sec 後にはほぼ融点に達している。心材が融点に達した後は、溶融潜熱に相当する熱が溶湯から供給されることによって溶融する。心材全体が融点に達した時点における、心材と溶湯の温度分布を Fig.2-21 に示す。溶失した直径 23mm の場合、溶湯温度が心材融点より 5~15K 高く、これによって溶融に必要な熱が十分に供給されたと考えられる。溶融接合状態であった直径 24mm と接合しなかった 28mm では溶湯温度に数 K の差があるのみである。この解析結果より、心材の溶融状態は溶湯温度のわずかな差によって大きく変化することがわかる。

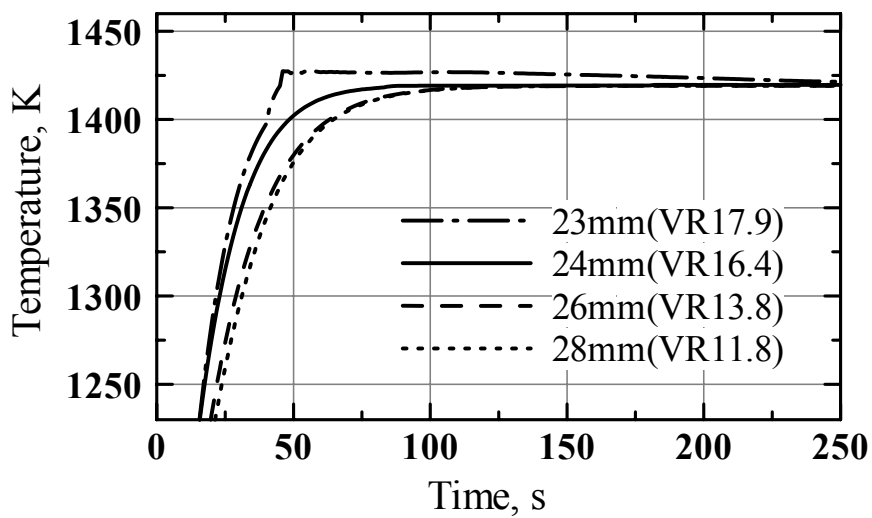


Fig. 2-20 Temperature at the surface of the inserts

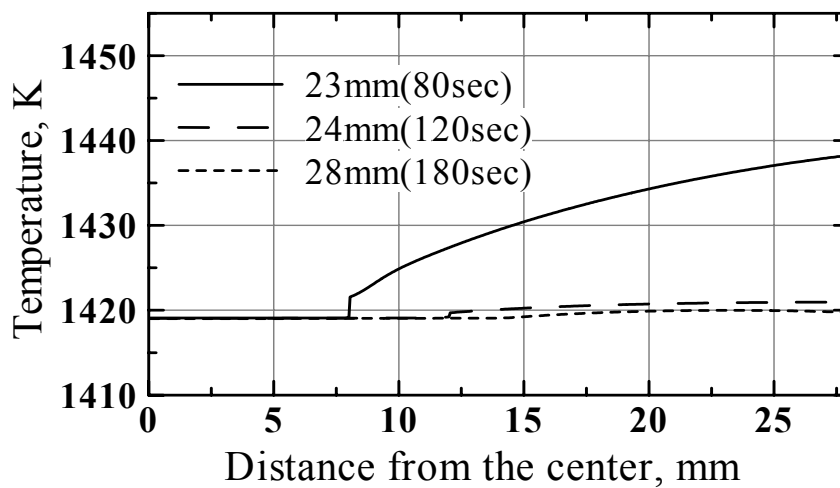


Fig. 2-21 Temperature distribution of the insert and the melt

軟鋼心材の場合について、心材表面の温度変化の計算値を Fig.2-22 に示す。心材が軟鋼の場合、心材直径が小さく体積比が大きいため、温度変化は前項の浸せき実験の計算結果に近く、数秒で溶湯温度とほぼ等しくなる。液相における炭素の拡散係数は、熱伝導率と同様に浸せきの場合より小さくとり、静止状態における値の 20 倍とした。Fig.2-23 は直径 5mm の場合について計算された直径の時間変化である。心材の溶融は注湯後約 5sec からはじまるが、一旦溶融が停止し、その後約 300sec 経過した後に再度溶融が生じる。すなわち、軟鋼心材の溶融は、注湯直後の速い溶融（前期溶融）と、その後の一定時間後の遅い溶融（後期溶融）の 2 つに分けることができる。そのような 2 段階の溶融が生じる理由は次のように理解される。前期溶融は、前節の一定温度の溶湯中における心材の溶融と同様の、溶湯温度の高い状態での定常的な溶融に近い現象が生じたと考えられる。前期溶融が比較的短時間で終了するのは、温度の低下に伴って溶融に必要な炭素量が増え、さらに拡散速度が低下することで溶融速度が遅くなるためである。また、心材への炭素の拡散とそれによる溶融に伴い、界面付近の溶湯の炭素濃度が低下し、心材に対する炭素の拡散が遅くなる効果も考えられる。ただし、流動の効果により溶湯内の炭素濃度の差は生じにくいいため、実際には炭素濃度の低下による影響は小さいと考える。一方、後期溶融は拡散接合の場合と同様に融点付近の溶湯との接触が長時間続くことにより、心材の炭素濃度が溶湯と同程度まで上昇して溶融すると理解できる。

また、浸せき実験では、心材を溶湯から取り出した後に水で急冷したのに対し、鑄ぐるみでは、溶融が停止した後も高温が続く。このため、溶湯が完全に凝固し、温度がおそらく A_1 変態点以下に低下するまで炭素の拡散は進む。その結果、Fig.2-13 に見られるように浸炭層が大きく発展し厚くなり、層内の炭素濃度も高くなったものと考えられることができる。

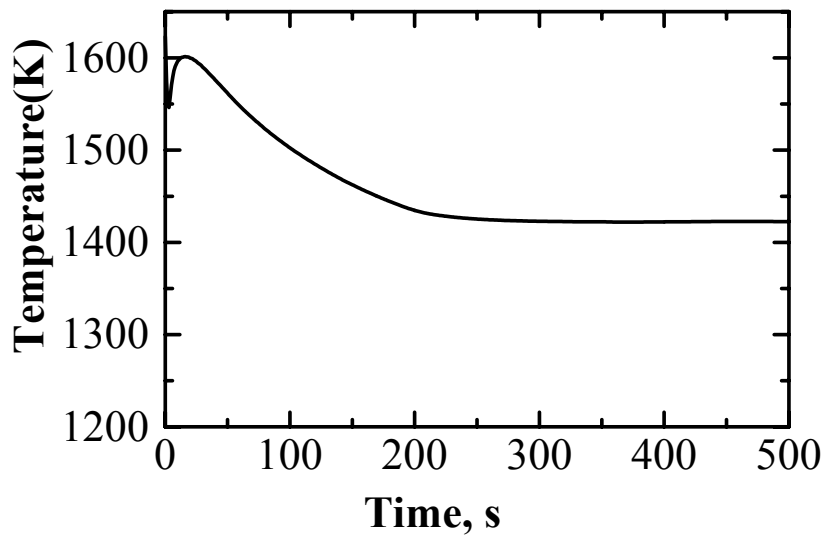


Fig 2-22 Calculated temperature history at the surface of the mild steel insert with 5mm diameter

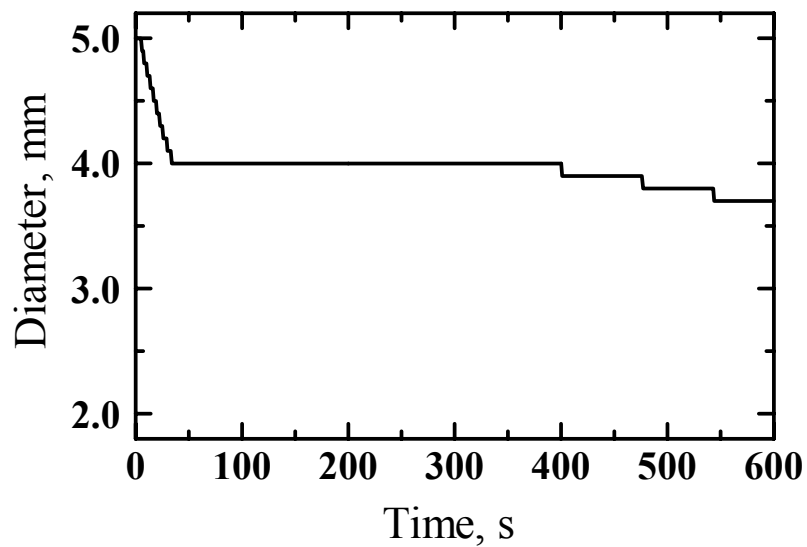


Fig 2-23 Calculated diameter of the mild steel insert with 5mm diameter

2.5 鑄鉄溶湯による軟鋼心材の溶融

一般的に、溶湯中で心材が融ける現象は以下のいずれかの要因により生じる。

- 1, 溶湯の温度が心材の融点を超えている場合.
- 2, 心材の融点は溶湯温度よりも高いけれども、溶湯と心材の成分の相互拡散による合金化によって心材表面の融点が下がる場合.

1の溶湯の温度が心材の融点よりも高い場合は、本研究における心材FCDの場合に相当する。温度条件のみで融けるため溶融速度がきわめて大きく、これを制御することは難しい。一方、2の合金化による溶融の場合は、本実験で用いた軟鋼のように、溶融速度が合金を形成する元素の拡散速度に依存し、拡散速度は熱に比べて遅いため、溶融速度も遅い。また、2.3節の浸せき実験では温度が高いほど溶融速度が大きかった。温度経過と炭素拡散の解析により、温度が高いほど軟鋼中の炭素の拡散速度が速く、溶融に必要な炭素量も少ないために、溶融速度が大きくなることが確かめられた。このように、心材の溶融速度は、温度により変化する。さらに界面における炭素の拡散は、炭素濃度の差にもよるため、溶融速度は心材や溶湯の炭素量によっても変化する。

この変化を炭素量で整理し、Fig.2-24に示す。図中の溶融に必要な炭素量(C)とは、溶湯温度における状態図の固相線上の炭素濃度を意味する。Fig.2-24から、心材の炭素量(B)が多いほど溶融に必要な炭素量(C)との差が小さくなり、浸炭量が少なくても溶融する。心材と溶湯の炭素量の差(A-B)は、溶湯から炭素が拡散するための駆動力となり、差が大きいほど単位時間当たりの拡散量が大きくなる。すなわち心材への浸炭が促進される。このことから、溶湯の炭素量(A)が多いほど溶融が速くなる(Fig.2-25(c))。ただし、心材の炭素量が小さくても拡散駆動力は大きくなるが、この場合は上述した溶融に必要な炭素量、すなわち必要な浸炭量との差(C-B)が大きくなるため、それぞれの溶融に対する効果が相殺され影響は小さい。逆に心材の炭素量(B)が多ければ、少ない浸炭量でも溶融する

(Fig.2-25(d)). Fig.2-25(a)は、溶湯の炭素量が溶融に必要な量に達していない場合で、合金化によっても溶融は不可能である。Fig.2-25(b)は、溶湯の炭素量が少なく、溶融に必要な炭素量をわずかに上回る程度の場合である。この条件では溶湯からの浸炭速度が遅い。Fig.2-25(e)では、心材の炭素量が溶融に必要な量を上回っている、すなわち、溶湯温度が融点を超えている場合であり、溶融の有無は拡散および合金化に依存しない。

また、Fig.2-25における溶融に必要な炭素量(C)は、Fig.2-26に示すように状態図上の固相線に相当し、温度により変化し、温度が高いほど炭素量が少なくても溶融を始める。また、温度が高いことで拡散速度も大きくなる。浸せき実験で溶湯温度が高いほど溶融が速いのはこのような理由によるものである。

以上のことから、鑄鉄溶湯中における軟鋼心材の溶融は、温度のほか、心材と溶湯の炭素濃度、およびそれらの相互関係に大きく依存すると言える。

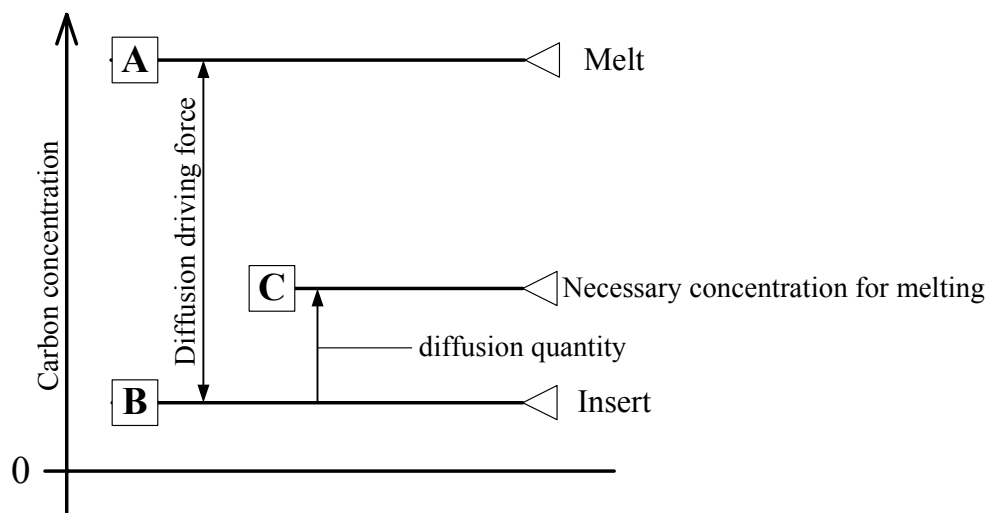


Fig 2-24 Schematic diagram of the carbon concentration related to diffusion and melting

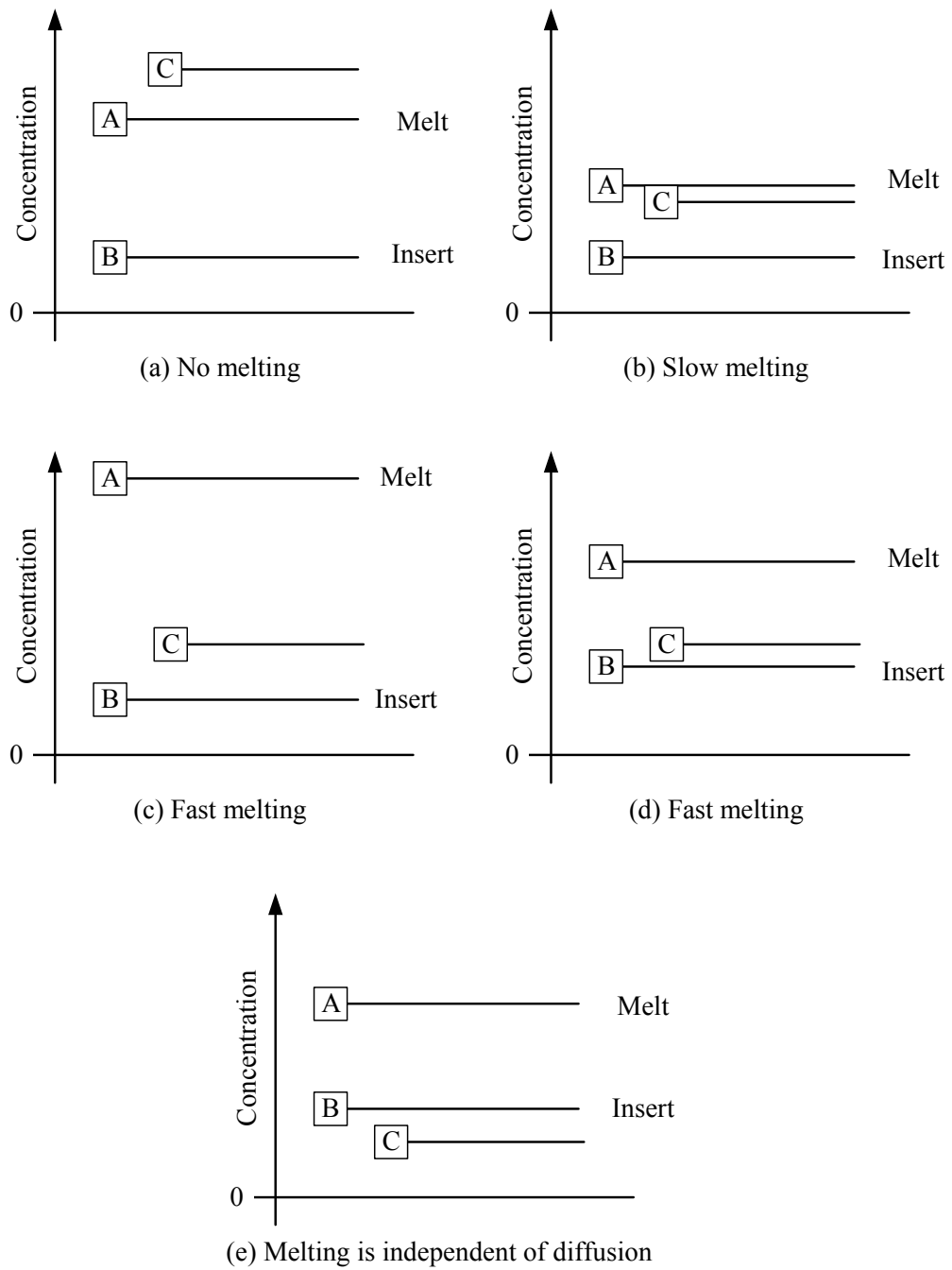


Fig 2-25 Schematic diagram of the carbon concentration
in various conditions

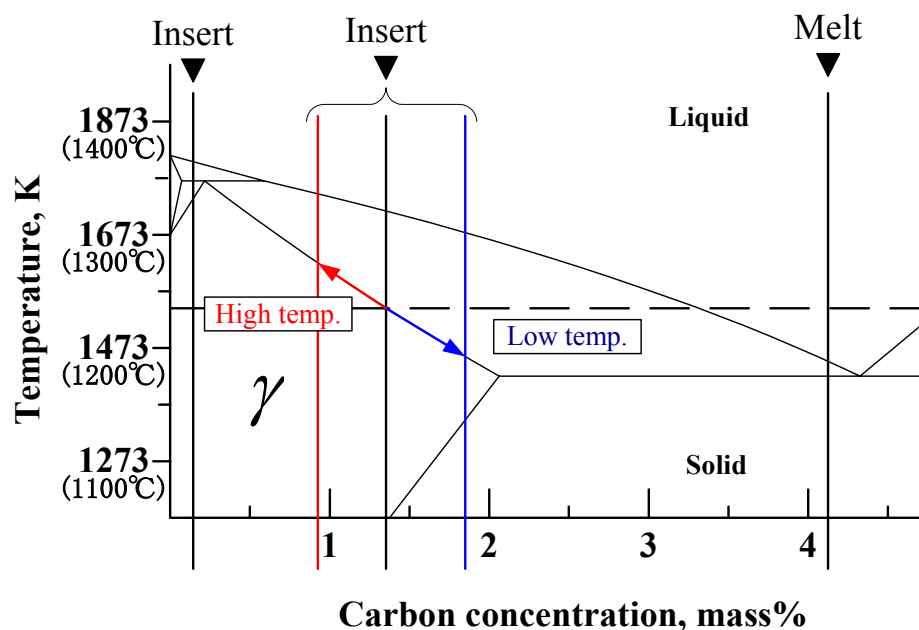


Fig 2-26 Fe-C phase diagram and necessary condition for melting dependent on temperature

以上のような溶融過程の考察は、心材の組織が均一であるとの仮定の下でのものである。しかしながら、FCDで顕著なように心材の組織によって濃度分布が存在し、拡散と溶融の進行に影響を及ぼす。したがって、心材の組織を考慮することで、溶融および接合プロセスの進行をより正確に把握することが可能であると考える。

铸ぐるみでは、心材、铸型の冷却により溶湯の温度が注湯直後から低下し、様々な温度経過をたどる。溶湯温度が変化するため、前節の Fig.2-23 のような一定ではない心材の溶融挙動を示す。すなわち、溶湯が高温である段階の速い溶融と、溶湯温度が低下し、心材周りの炭素量も減少したことによる遅い溶融である。したがって溶損を防止するという観点では、特に初期の速い溶融を防ぐことが重要である。一方、溶融により接合させる場合は、速度の遅い後期溶融により心材の表面のみを溶融させることが比較的容易である。

心材の溶融を全面的に防止する方法としては、心材表面に浸炭を抑えるコー

ティングを施すことが挙げられる。Al₂O₃などのセラミックスコーティング、Cu、AlなどCの拡散を妨げるような金属メッキが考えられる。これにより心材表面の炭素濃度上昇が抑えられ、融点の低下、すなわち心材の溶融を防ぐことができる。ただし、このように拡散を妨げることは、同時に金属的な接合を困難にする。

鑄ぐるみ接合における溶損を防止し、かつ良好な接合を得るためには、心材に対する過度の熱の供給、および過度の浸炭がないようにすることが必要である。熱の点では、まず、全体的には注湯温度および体積比を拡散接合に必要な程度に抑えることで心材の溶失を防げるであろう。また、形状、寸法、肉厚などで局部的に高温になることを避ける設計、および注湯時に湯口、堰で高温の溶湯が直接心材に接触することを避けるような鑄造法案の選択が望ましい。浸炭量の点では、溶湯と心材の炭素量の選択、および、液相状態の溶湯と心材の接触を拡散接合に必要な100～200s程度に抑えることなどが溶損対策として考えられる。

2.6 結言

心材が溶融し、その形状と機能が失われることは、心材と鑄造材が接合しないこととともに、複合化鑄造において防がなくてはならない重要な問題である。一方、これを接合に活かすことができるならば、拡散接合とは異なる強力な接合が得られる。複合化鑄造における溶融を制御できるならば、そのメリットは大きく、複合化鑄造の応用範囲を広げることにつながる。そのため本章では、溶融を防止する、あるいは溶融を利用するという 2 つの観点から、複合化鑄造における心材の溶融について、その機構と生じる条件を実験および心材周りの温度、凝固進行の解析により明らかにした。

溶融が生じる前提条件として、溶湯温度より心材の融点が低いこと、あるいは、溶湯と心材間の元素の相互拡散による合金化で心材表面の融点が低下し、溶湯温度を下回ることのいずれかを満たすことが必要である。溶湯と同じ融点である球状黒鉛鑄鉄棒を用いた実験により、溶湯温度より心材融点が著しく低い場合には心材の溶融速度はきわめて速く、これを制御することは困難であることが明らかになった。一方、融点が高く溶湯から心材への浸炭により溶融する軟鋼心材の場合、実験結果より溶融速度が軟鋼の場合の 1/20 以下であることから、溶融を制御することが比較的容易であることが示唆された。さらに、心材の溶融の進行を計算した結果より、複合化鑄造における心材の溶融は 2 段階で進行し、溶湯温度が高い状態での速い溶融と、溶湯の融点付近での長時間の浸炭による溶融に分けられることが明らかとなった。

以上の結果から、溶湯からの炭素の拡散と合金化によって溶融する軟鋼心材の場合には、溶融速度が比較的遅いため、これを体積比の選択によって制御することは可能である。また、その溶融機構は、他の材料の組み合わせにおいても合金化により溶融するものであれば適用可能と考える。

溶融を全面的に防止するには、合金化による心材融点の低下の原因となる元

素の拡散を防止することが必要である。界面における元素拡散を妨げるセラミックコーティングや金属メッキが有効であると考えられる。また、接合させつつ溶損を防止するには、高温での速い溶融を防ぐために、局所的な過熱が生じないような心材および鋳物形状、あるいは注湯時の高温の溶湯が直接接触しない鋳造法案の選択が必要となる。

心材表面を溶融させて接合する場合も、制御の容易さの点から、高温での速い溶融を防ぎ、融点付近での長時間保持により拡散、溶融させることが望ましい。心材の溶融のしやすさは、心材炭素濃度と溶湯炭素濃度および両者の関係に依存し、界面における熱的条件が同じ場合でも、炭素量の選択、すなわち材料の選択によって溶融速度や溶融量をコントロールできると考える。

以上のように、体積比、鋳造法案などによる熱的条件の管理と材料の選択、表面被膜による拡散のコントロールにより、複合化鋳造における溶融を制御することは可能である。心材の溶融の制御により拡散接合とともに溶融接合が可能となることで、複合化鋳造の応用範囲の拡大、およびより確実な複合化が実現できるであろう。

第2章の参考文献

1. 野口徹, 鴨田秀一, 鋳物, **64**, 1992, 26-31
2. J.M.Lommel, B. Chalmers, Trans. Met. Soc, **215**, 1959, 601-608
3. R.D.Pehlke, P.D.Goodell, R.W.Dunlap, Transactions of the Metallurgical Society of AIME, **233**, 1965, 1420-1427
4. 小坂岑雄, 蓑輪晋, 鉄と鋼, **53**, 1967, 983
5. 野口徹, 鴨田秀一, 素形材, 1993, 32-38
6. 大中逸雄, コンピューター伝熱凝固解析入門, 丸善, 1985
7. 磯部浩一, 前出弘文, 小沢浩作, 梅沢一誠, 斉藤力, 鉄と鋼, 1990, 2033-2040
8. コマツソフトウェア, SOLDIA FX 取扱説明書, 1988,
9. R.G. Olsson, V. Koump, and T. F. Perzak, Trans. Of the Metallurgical Society of AIME, **233**, 1965, 1654-1657
10. 高橋忠義, 大笹憲一, 片山教幸, 鉄と鋼, **May-76**, 1990, 728-734
11. 金属データブック, 日本金属学会, 丸善, 1974

第3章

複合化鑄造による 鑄造品端面への接合

3.1 緒言

2章では鋳鉄溶湯による複合化鋳造において軟鋼心材が浸炭・溶融する現象について、これが生じる条件およびその溶融プロセスを明らかにした。これまでの鋳造による接合についての研究では、2章のように鋳造品の中心部に心材を設置して接合する心材埋設型が主である。複合化鋳造法の実用例においてもこの形態が多い。このような配置での接合は複合化鋳造の特徴であり、他の接合法で実現するのは困難である。

埋設型では、配置上の特徴が利用される一方で、材料複合化という点では接合された異種材の特性が十分に活用されるとは言い難い。材料を複合化することの利点は、特性の異なる種々の材料を組み合わせることで、それぞれの特性を活かすことにある。心材を鋳造品内部に埋設する形の鋳造接合法は、前述のように鋳造の成形性や心材形状の自由度という点で利用されることが多いけれども、2重管のような場合を除いて心材の特性を積極的に利用することにはならない。これは心材が文字通り鋳物の中心部にあるためである。

近年、耐摩耗性、耐食性、耐熱性、溶接性など優れた特性を持つ材料が次々に開発されている。これらは粉末冶金など、比較的新しい製法で作られる物も多く、形状、寸法、コストなど制約があることも多い。そのため、従来の材料との複合化により利用範囲を広げる努力がなされている。このような材料と複合化する場合、その優れた特性を活かすためにはその材料が表面に露出した状態にする必要があり、ベースとなる部材の表面や先端に取り付けられる。そうすることで、ベース材のバックアップの元にそれぞれの材料の特性を発揮することができる。

ベース材としては、鋼や鋳鉄、アルミなど様々な材料が用いられており、中でも鋳鉄は成形性と生産性および製造コスト、またリサイクル性の面で優れており、他の材料と組み合わせることでさらに広い利用が期待できる。ベース材

との接合には、多くの場合、溶接やろう接が用いられ、スローアウェイチップなど部品交換が前提となる場面では機械的な締結も利用されている。しかし鑄鉄の溶接は、溶融と急冷によるチル化で溶接部の性質が大きく変わりやすいため難しく、ろう接は耐熱性や接合強度の面で鑄鉄の特性を活かしにくい。また、いずれの方法も部材の成型と接合という 2 つ以上の工程が必要となり、鑄鉄の生産性の高さを十分に活かすことができない。複合化鑄造により異種材料の表面同士を接合できれば、工程を繁雑にすることなく複合化ができる。そのため、接合する部材の数あるいは製造する部品点数が多い場合でも、効率的な複合化が可能であり、コストの面できわめて有利である。また、表面への接合は、鑄鉄に軟鋼など溶接性の良い材料を接合し、その材料を介してさらに他の部材を溶接するという利用も考えられる。

そこで本章では、複合化鑄造の手法により他部材を鑄造品の表面に接合させることを目的とし、球状黒鉛鑄鉄鑄造品の表面に軟鋼を接合させる実験および凝固解析を行い、その熱的条件および心材が鑄造品内部にある従来型の鑄ぐるみ接合との違いについて論じた。本章では、このような鑄ぐるみ法を用いて Fig.3-1(b)に示すように鑄造品表面へ接合する手法を、「鑄ぐるみ端面接合」あるいは単に「端面接合」と呼ぶ。また、Fig.3-1(a)に示すような、従来の鑄ぐるみ形態を「心材埋設型」と呼ぶことにする。

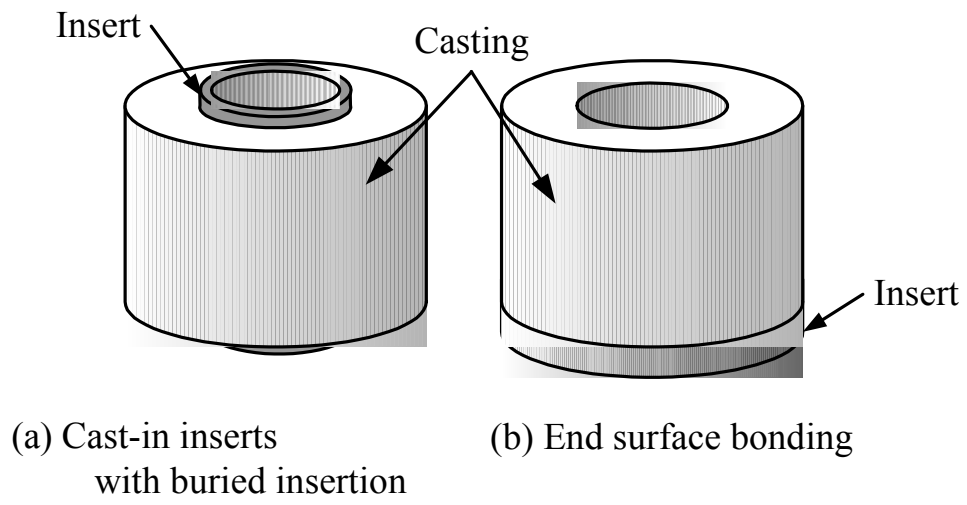


Fig.3-1 Location of inserts

3.2 球状黒鉛鑄鉄鑄造品の端面への軟鋼心材の接合

中空円筒形状の鑄造品の一端面に、心材としてリング形状の軟鋼を複合化鑄造法により接合させた。軟鋼を心材としたのは、鑄鉄による複合化鑄造における接合条件が明らかであり、その結果は炭素鋼など他の鋼材の場合に拡張することができ、さらに、鑄造品表面へ溶接性の良い軟鋼を接合することで、他部材を溶接するための継ぎ手として利用することもできるからである。

3.2.1 実験方法

鑄型の形状および心材の配置を Fig.3-2 に示す。鑄鉄部の寸法は最大外径 82mm, 内径 42mm であり、ここの下端にリング形状の軟鋼を設置した。鑄鉄部の高さを 85mm で一定とし、リングの高さを 1.7mm から 17mm まで変えることにより、溶湯/心材の体積比を 50 から 5 まで変化させた。リングの高さとそれに対応する体積比(Volume Ratio 以下 VR)を Fig.3-3 に示す。軟鋼リングは S25C の棒材から旋削により作成し、表面を研削にて仕上げた。軟鋼リングおよび溶湯鑄鉄の化学成分を Table3-1 に示した。軟鋼リングはそれぞれの厚さについて 2 個ずつ作成し、一方は研削のみで特に表面処理を施さない無処理試料とした。他方は接合面となる表面に Ni 基自溶合金による溶射処理を施した。軟鋼リング試料の上面をスチールグリットブラストで粗面化した後、アセチレンガスフレーム法により溶射した。溶射被膜の厚さは約 200 μ m である。溶射合金は Ni のほか 3.2% の B および 4.5% の Si を含む。融点は 1253K, 液相線温度は 1323K であり、いずれも鑄鉄の融点より低い。鑄型は 6 号けい砂を用いた有機自硬性鑄型である。湯口の反対側には湯口と同形状の揚がり設けた。これに球状黒鉛鑄鉄溶湯を 1643K にて注湯した。

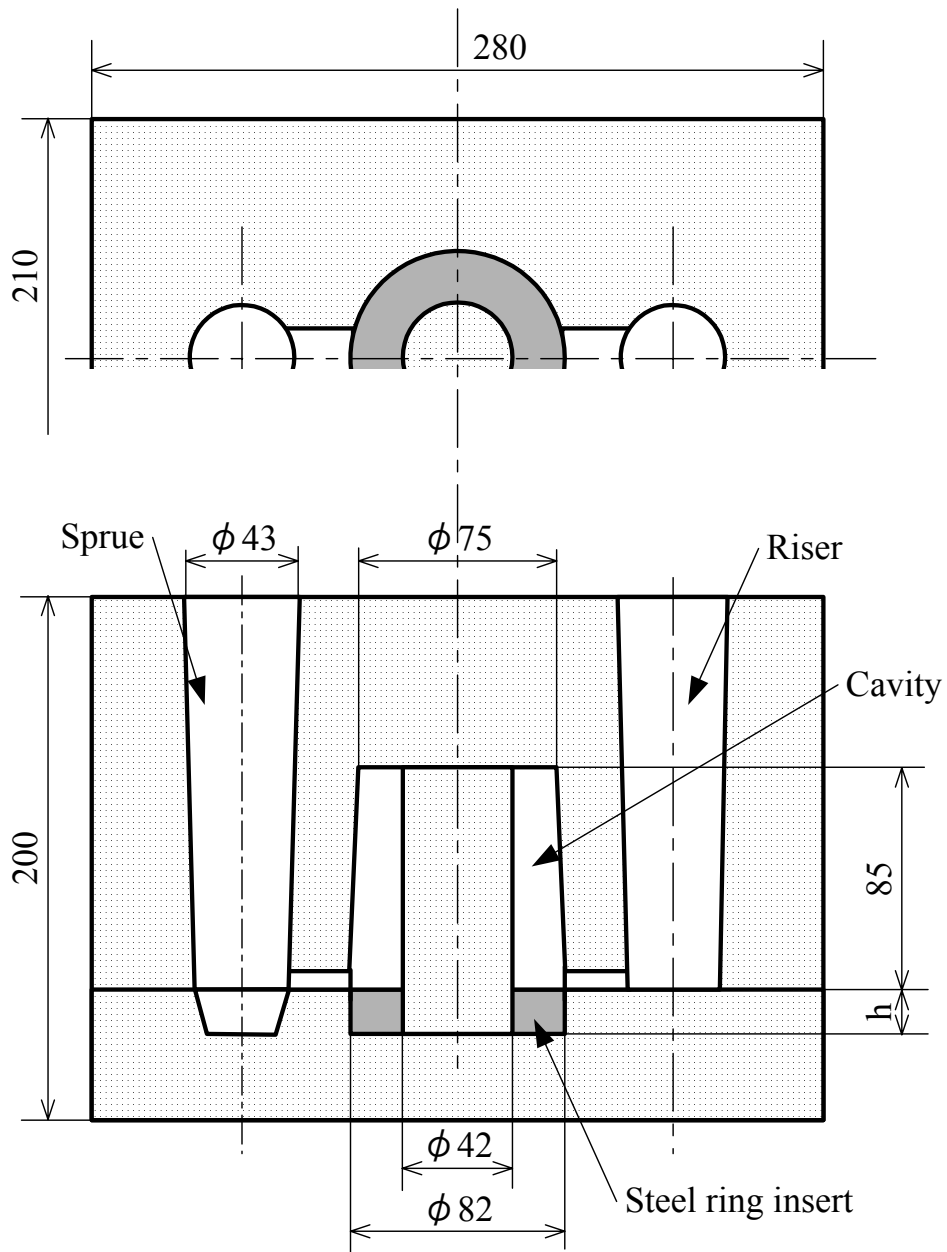


Fig.3-2 Casting mold and insert setting

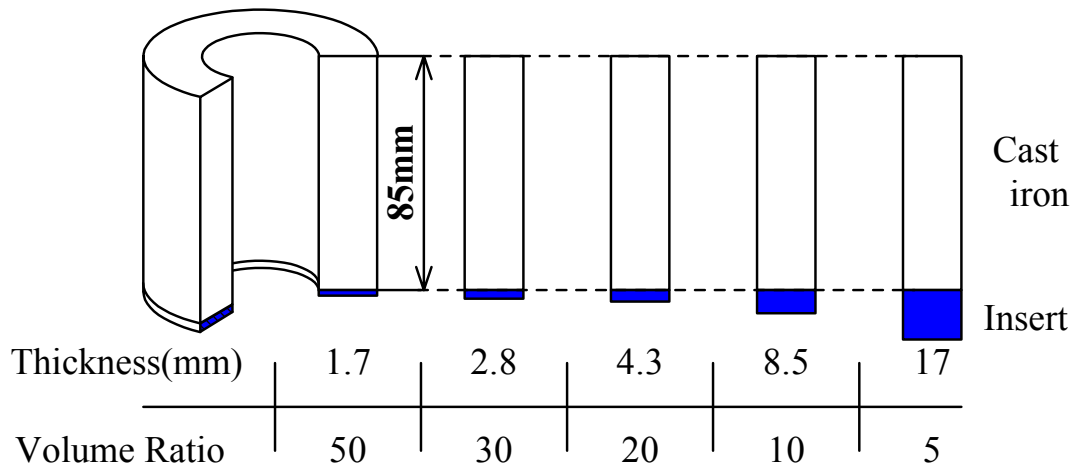


Fig.3-3 Insert thickness and volume ratios

Table 3-1 Chemical composition of inserts and cast iron.

	C	Si	Mn	Mg	P	S
S25C	0.24	0.18	0.40	—	0.013	0.020
FCD	3.59	2.34	0.44	0.041	0.03	0.01

3.2.2 実験結果

実験後，試料を切断し光学顕微鏡により接合状態を観察した．観察面は湯口および揚がりの方向に対して直角の断面とし，これを Fig.3-4 に示す．断面をバフ研磨にて仕上げた後にナイタールで腐食して観察した．

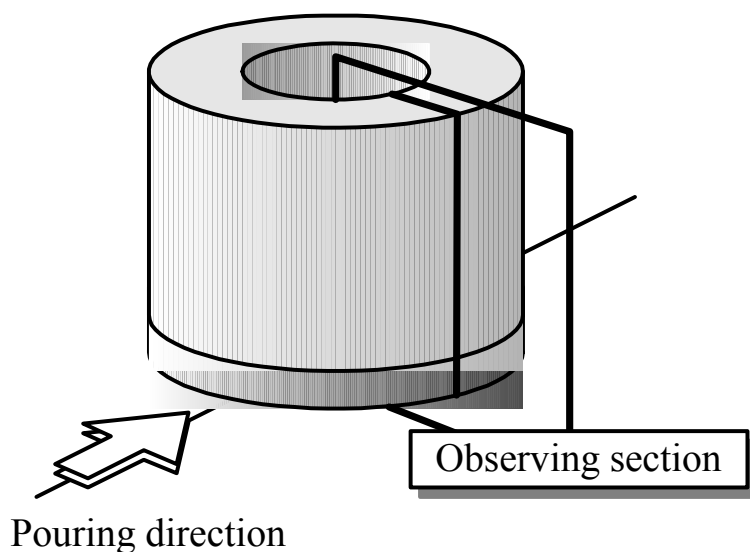


Fig.3-4 Observing section

接合面の中央付近の顕微鏡写真を，無処理試料については Fig.3-5 に，溶射試料は Fig.3-6 に示す．無処理試料では，VR50 において軟鋼と鋳鉄の界面の金属組織が連続しており，軟鋼側には溶湯からの炭素の拡散を示す 350~400 μm のパーライト層が形成されていることから，接合したと判断できる．また，界面が直線ではないことから表面が溶融したと判断できる．VR30 の試料でも軟鋼側に浸炭層が形成されており，良好な拡散接合である．浸炭層厚さは VR50 とほぼ同じである．ただし，VR50 と異なり，界面に溶融した形跡はほとんど見られない．VR20 では界面に明瞭な空隙があり，軟鋼側には浸炭層もなく接合していない．VR10 も同様に空隙があり，接合していない．VR5 は観察のため切断した時点で

心材が分離脱落したため、全く接合していないと判断した。

鑄ぐるみ材である球状黒鉛鑄鉄の組織に注目すると、体積比が小さくなるにつれて黒鉛球の直径が小さくなりその数が増えていることから、冷却速度が大きいことがわかる。さらに、VR50の基地組織はフェライトが多いのに対し、体積比が小さいほどセメンタイトの面積が増え、VR10やVR5ではセメンタイトがほとんどを占める急冷凝固組織である。このことから、体積比が小さいほど界面付近の冷却速度が速く、急冷後の回復もないなど、温度条件が厳しいことが確認できる。

一方、Ni基自溶合金を溶射した試料では、VR50、VR30のいずれも軟鋼側への浸炭が見られ、界面全体が良く接合している。浸炭層の厚さはいずれも350~400 μm であり、無処理の場合とほぼ同じである。ただし、無処理で接合していた場合でも、一部にFig.3-7のような酸化物の痕跡が見られたが、溶射試料にはこれが見られなかった。したがって、体積比が十分大きい場合、接合の成否は溶射に依存しないけれども、心材の表面状態の影響、特に酸化膜の生成を溶射により回避することができると思う。また、無処理で接合しない体積比では、溶射を施すことで拡散接合が得られた。VR20では一部に空隙が見られるものの、軟鋼側に約150 μm の浸炭層があり接合している。VR10の浸炭層厚さは約100 μm で、界面には薄く溶射層の痕跡が見られる。さらにVR5の試料でも界面の空隙が少ないことから、部分的にはあるが接合したと判断できる。ただし界面には溶射層が明瞭に残っており、また軟鋼側の浸炭が十分でないことから、VR10~50のような拡散接合ではなく、溶射合金が接合界面で熔融し、これによって一種のろう接状態になったものと推定する。

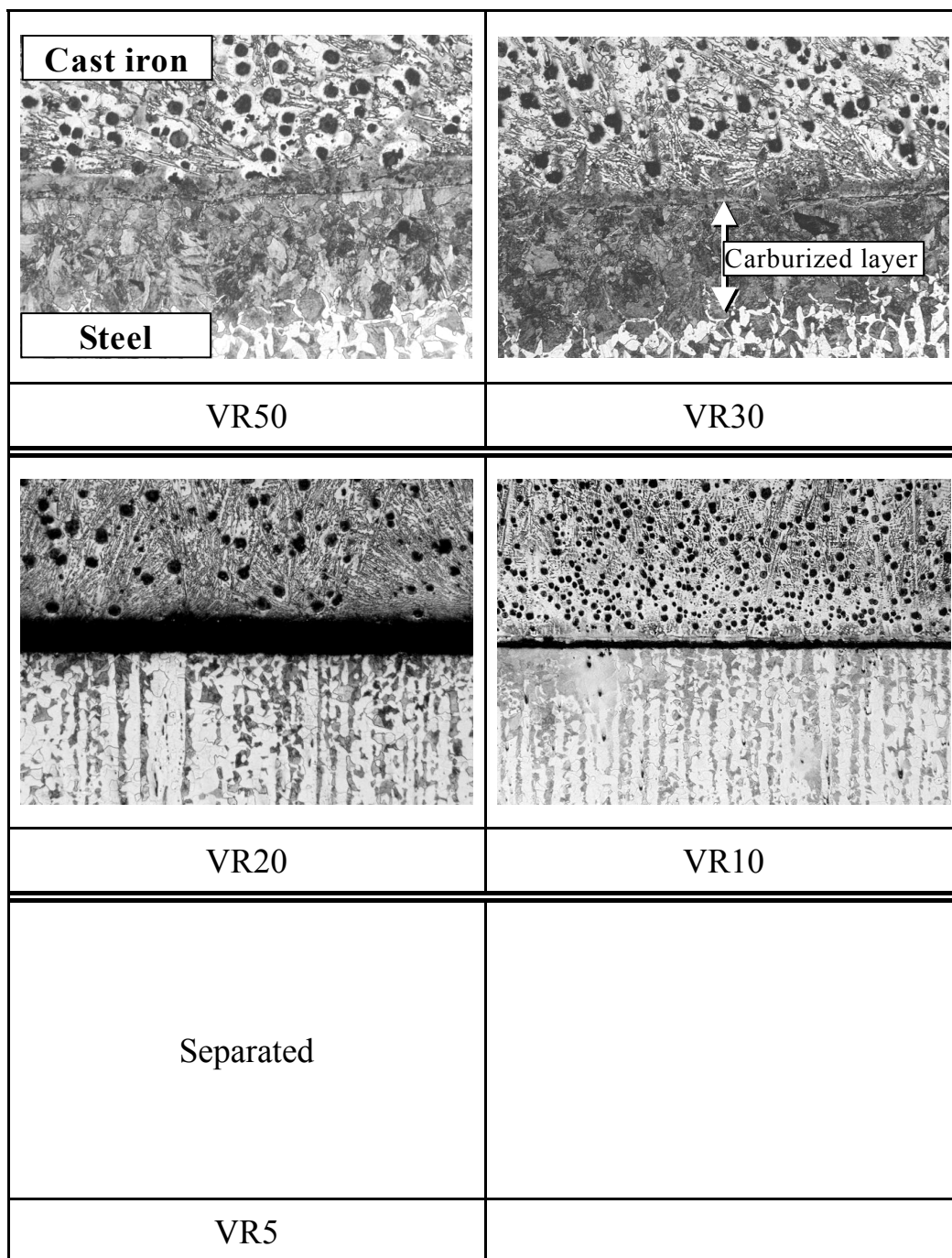


Fig.3-5 Microstructure at the interface without spraying

200 μ m

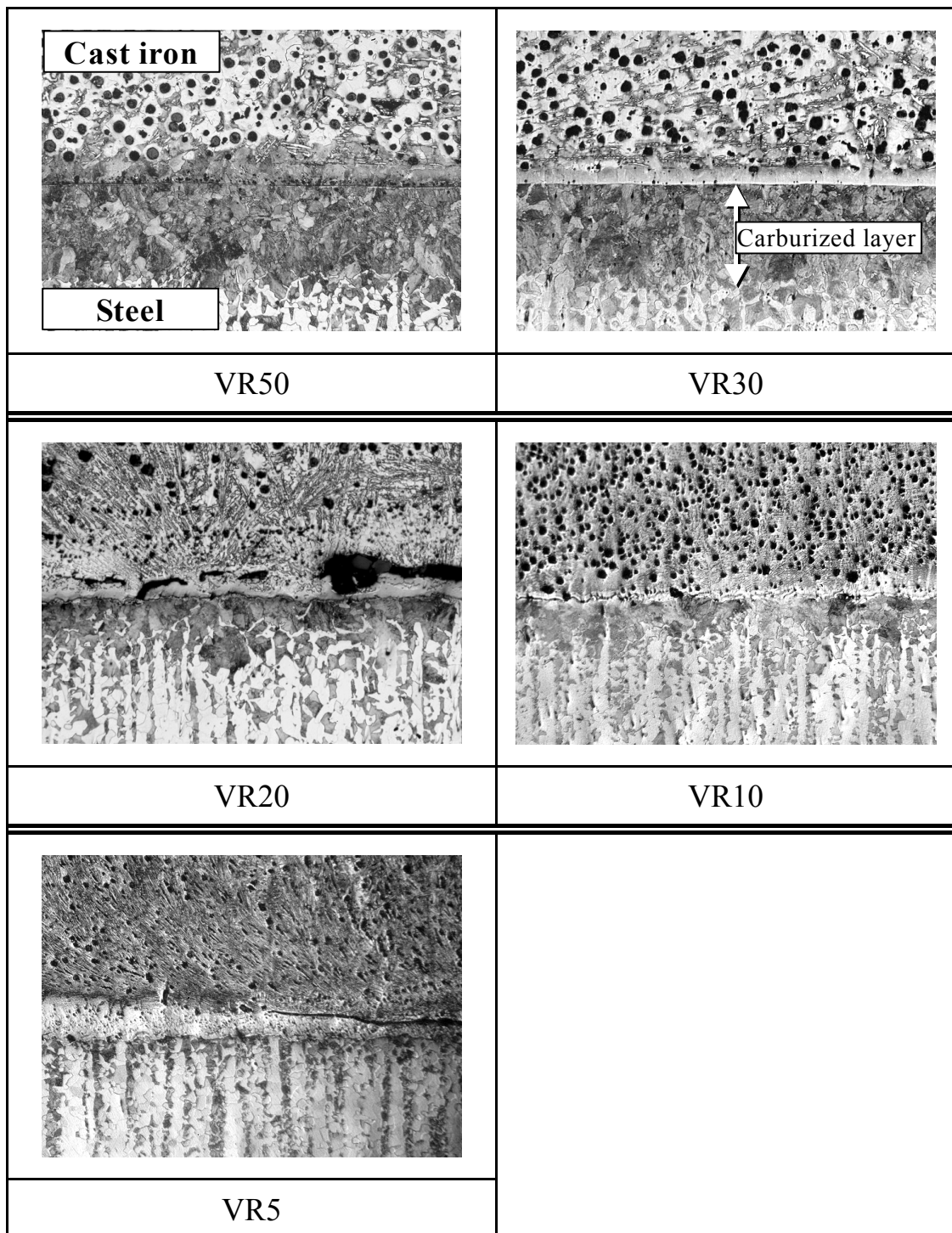


Fig.3-6 Microstructure at the interface with thermal spraying

200 μ m

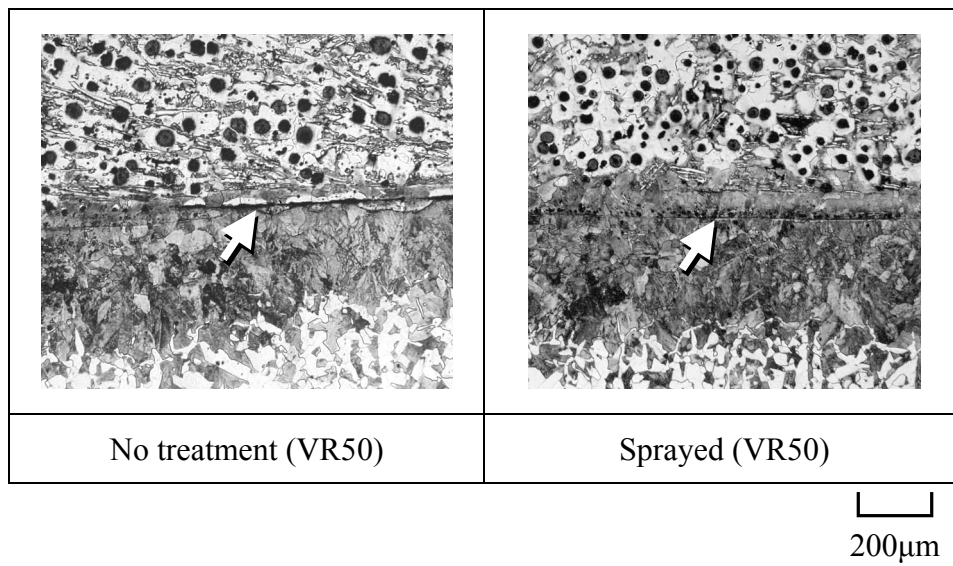


Fig.3-7 The effect of thermal spraying in large volume ratio

以上は接合界面の中央付近における評価であるが、いずれの試料においても半径方向の位置によって接合状態が異なる。Fig.3-8 に無処理試料と溶射試料の管内周側、中央、外周側の組織を示す。無処理試料の VR30 について接合状態を比較すると、浸炭層の厚さから内周側が最も良好で、中央はこれとほぼ同程度、外周側では接合が完全ではない。この差は鑄型の形状に伴う熱的な要因によって生じたものとする。すなわち、内周側は熱容量の小さな中子に接している一方で、外周側は鑄型に接しており、さらに外周側の面積が広いことから溶湯の温度が下がりやすい。

また、溶射試料の VR5~20 の外周部には空隙があり、その間に溶射材が一部残っているのが観察された。

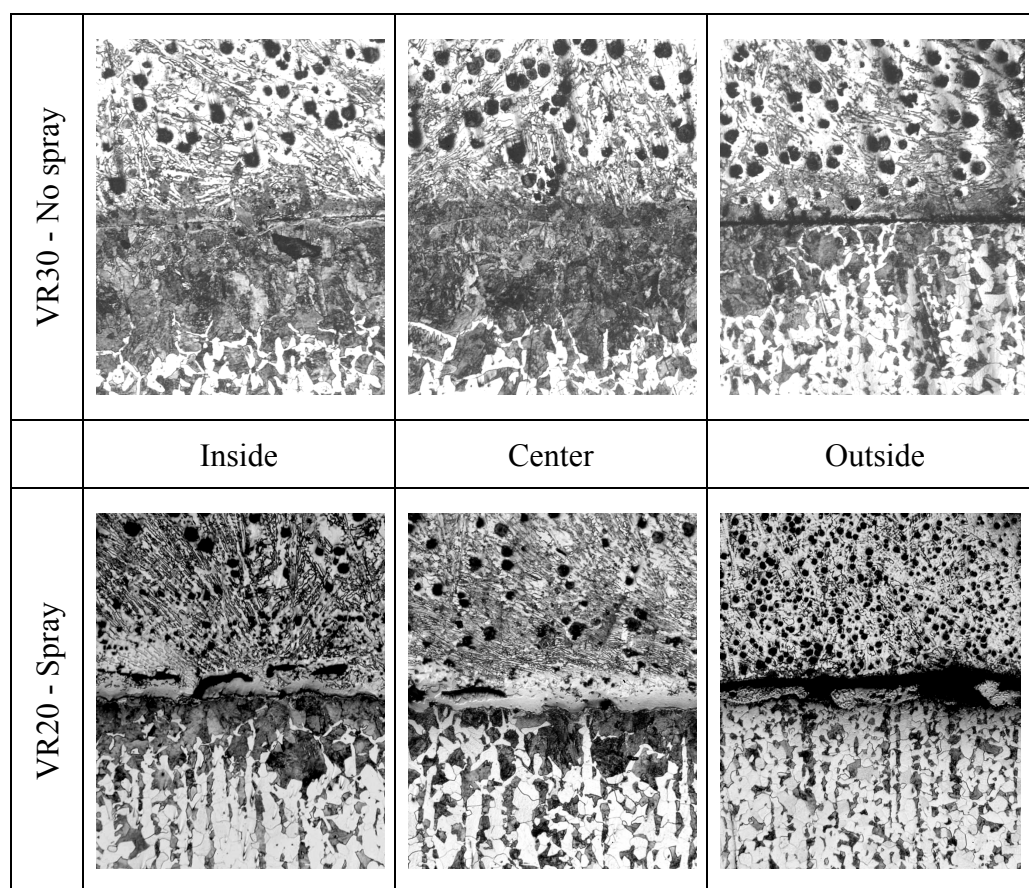
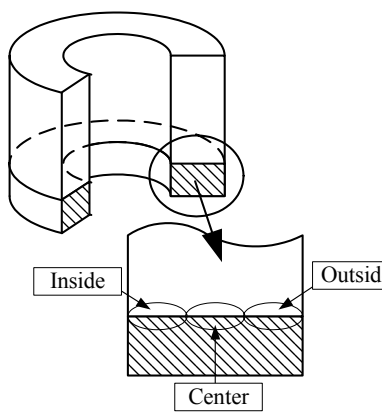


Fig.3-8 Difference in bonding state at the interface

200 μ m

以上の観察による接合状態の判断を、体積比、位置について整理し Table 3-2 に示した。図中の○は 80%以上が接合したとみなされる良好な接合を表し、△は 20%以上 80%未満の部分的な接合、×は接合部の割合が 20%以下で接合しなかったと判断されたことを表す。表中の Inside, Center, Outside はそれぞれ接合面の内周側、中央、外周側の 1/3 の範囲を表す。Table 3-2 より、無処理で接合できる最小の体積比は約 30 である。心材埋設型の棒の鑄ぐるみ⁽¹⁾では、体積比約 10 が接合の限界であったから、これに比べて約 3 倍の値である。端面での接合はより厳しい寸法条件を満足することが必要であることがわかる。溶射により、接合可能な体積比の範囲が大幅に広がる。ただし、体積比が小さい場合、外周部で溶射層の流失が見られるなど、その接合状態は完全ではない。

Table 3-2 Evaluation of bonding state



VR	No treatment			Sprayed		
	Inside	Center	Outside	Inside	Center	Outside
50	○	○	○	○	○	○
30	○	○	△	○	○	○
20	×	×	×	○	△	×
10	×	×	×	△	×	×
5	×	×	×	○	△	×

3.3 温度経過および界面溶湯の凝固挙動の解析

差分法による伝熱凝固解析により，端面接合の場合の界面における溶湯および心材の熱的条件を明らかにし，実験の結果と接合機構を理解することを試みた．

3.3.1 解析手法

中空円筒鑄鉄の端面におけるリング形状心材の鑄ぐるみを，Fig. 3-9 に示す 2 次元軸対称モデルに近似し，軸方向および半径方向の熱移動について差分法⁽²⁾による計算を行った．前章の計算，およびこれまでの心材埋設型鑄ぐるみの解析⁽¹⁾⁽³⁾では，計算モデルが 1 次元である．そのため，実験にて温度を計測した結果を境界条件として設定し，また，他の点での測定温度と計算値を比較することにより解析の妥当性を検証することができた．しかし，本解析の 2 次元モデルでは境界条件を代入する計算要素がきわめて多く，計測点数の問題により実測値の使用には困難を伴う．そこで本解析では，鑄型全体の放熱を考え，溶湯，心材，鑄型の初期温度を与えて計算した．

鑄型寸法は幅の小さい方で 210mm であるが，この寸法における予備的解析の結果によれば，接合の判断に必要な注湯後 300s 以内では鑄型表面の温度変化はない．そこで，鑄型を溶湯および心材からの肉厚で約 40mm の範囲，すなわち鑄型外径 160mm として扱い，計算時間の短縮を図った．この場合でも計算領域の最外周の温度変化ほとんどない．溶湯，心材，鑄型それぞれの間の界面における熱伝達係数は，実験による値をもとに定めた．実験では心材あるいは溶射層の溶融が一部観察されているが，その溶融量はわずかであり熱的な影響はほとんどないため，これを考慮しない．心材・溶湯・鑄型の熱物性値は温度によらず一定とし，その値を Table3-3 に示す．溶湯の潜熱の取り扱いには温度回復

法を用いた。初期温度は注湯温度と同じとした。1 計算要素の幅は半径方向が $500\mu\text{m}$ ，軸方向が $250\mu\text{m}$ とした。タイムステップは 0.5msec である。そのほかの計算における仮定は前章とほぼ同じであり，鋳型内の溶湯の流れを直接計算せずに，液相の熱伝導率を固相の値の 3 倍として流動の効果を検討した。また，溶湯は注湯直後に瞬時に鋳型を充満するものとし，湯口・揚がりの影響は考慮しない。

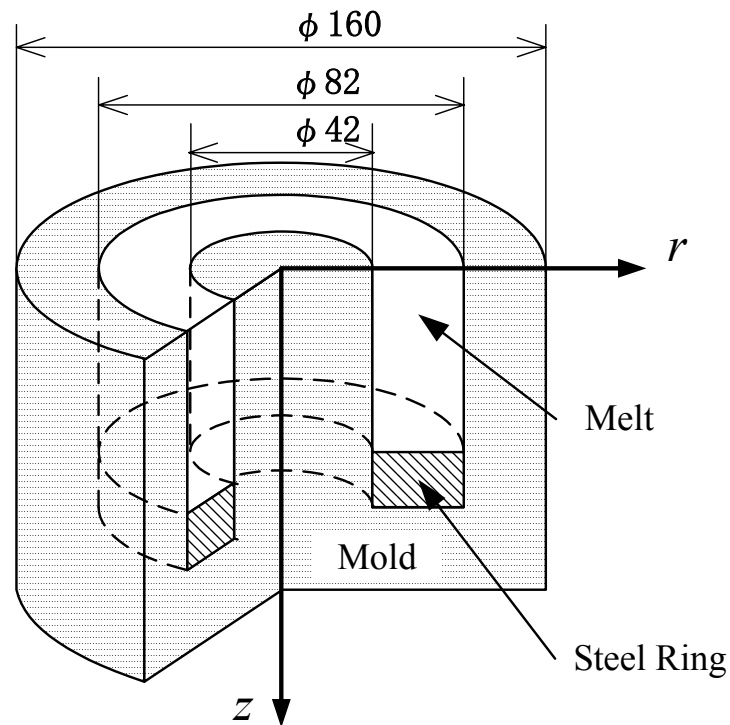


Fig.3-9 Calculation model

Table 3-3 Constants and parameters used in the calculation

	Mold	Steel	Cast iron	
			Liquid	Solid
Density (kg/m^3)	1550	7800	6800	7200
Specific heat ($\text{KJ/kg}\cdot\text{K}$)	800	500	920	720
Thermal conductivity ($\text{W/m}\cdot\text{K}$)	1	40	60	20
Heat transfer coefficient ($\text{W/m}^2\cdot\text{K}$)	Melt – Steel		5000	
	Melt – Mold		300	
	Steel – Mold		100	

3.3.2 界面における熱伝達係数の決定

鑄造シミュレーションにおいて、種々の熱物性値、特に溶湯や鑄型の界面における熱伝達係数は、解析の妥当性を左右する重要な値である。そのため、これまでに多くの研究者により金型、砂型と溶湯の間の熱伝達係数を求める努力がなされてきた⁽⁴⁾⁻⁽¹⁰⁾。それらの値は鑄造材料や鑄型の材料、鑄型形状や寸法により差がある。そこで、本実験の材料および寸法条件における熱伝達係数を実測温度から見積もることを試み、その結果をもとに凝固解析で使用する値を決定した。なお、本研究で用いている熱伝達係数は、流体と固体間のほか、固体同士の接触による熱移動も含めた広い範囲で物体間の熱移動を表す値であり、一般に固体と流体間の熱移動で使われる熱伝達率とは異なる。

まず、Fig.3-10 に示す鑄型を使用し、本計算に関わる3箇所の界面、すなわち溶湯－鑄型、鑄型－心材、心材－溶湯、それぞれの近辺の温度を計測した。心材には軟鋼を使用した。計測点は各界面の両側に3点ずつ、界面に垂直な直線上に配置した。

計算は簡易的に熱の流れを一方向と仮定し、Fig.3-11 に示す1次元モデルを使用した。計算領域の両端に境界条件として実測温度を代入し、その間の1点の実測温度を検定用の値として使用した。熱伝達係数の導出には熱伝導逆問題の手法を用いた。熱伝達係数を仮定して計算を行い、検定用温度との差が小さくなるように熱伝達係数の値を新たに仮定して再度計算を行い、これを検定用の実測温度と計算結果が2K以内に収まるまで繰り返した。

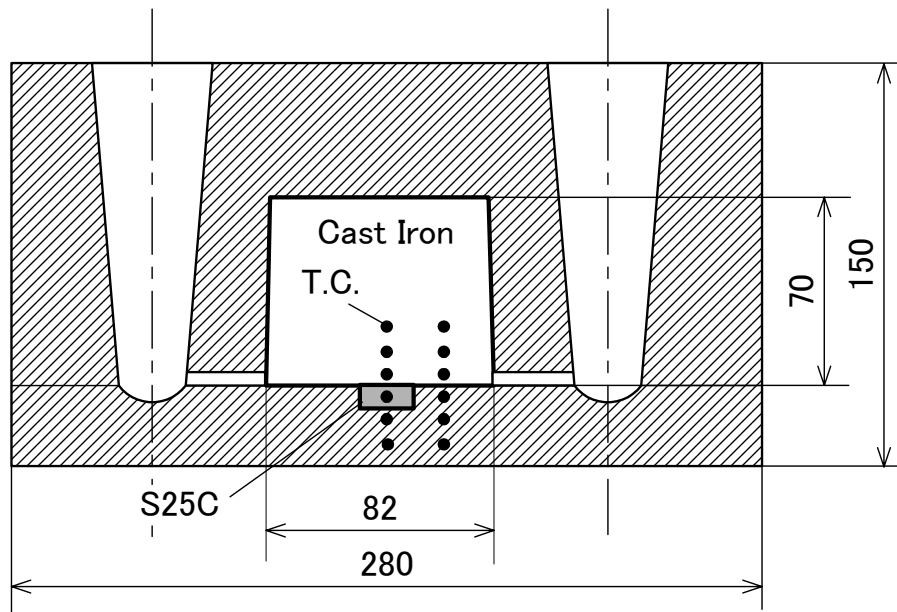


Fig.3-10 Casting mold and temperature measurement points

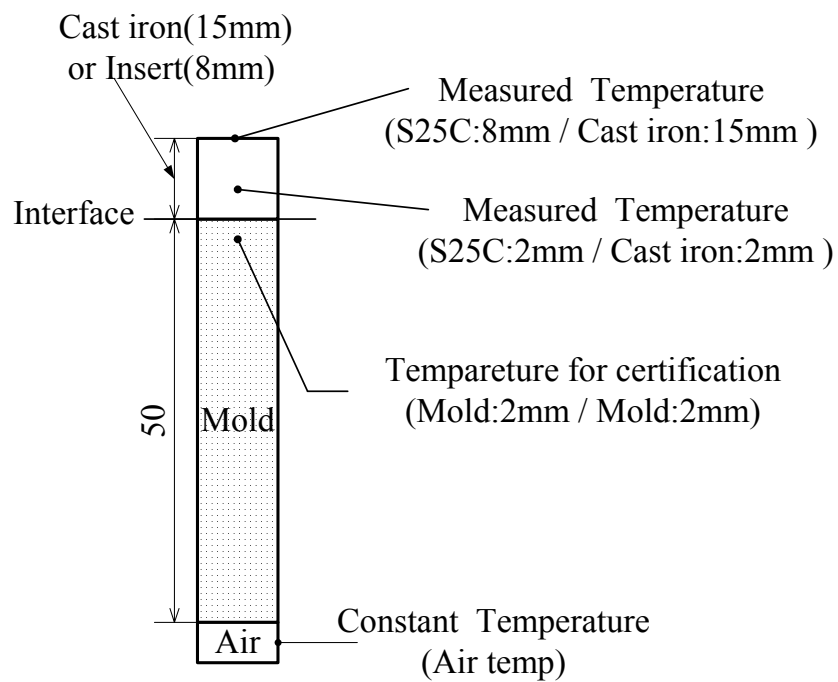


Fig.3-11 Model for calculating heat transfer coefficient

この計算により得られた熱伝達係数のうち、溶湯と鑄型間の結果を Fig.3-12 に、心材と鑄型間の結果を Fig.3-13 に示す。溶湯－鑄型間の熱伝達係数は注湯直後から急速に大きくなり、約 $350\text{W/m}^2\text{K}$ に達した後はしだいに低下する。この傾向は、Narayan Prabhu らの砂型を用いた実験結果に⁽¹⁰⁾よく似ている。心材－鑄型間の値の傾向は逆に注湯直後は約 $80\text{W/m}^2\text{K}$ と低い値で、約 100sec 程度で約 $150\text{W/m}^2\text{K}$ まで上昇する。なお、心材－溶湯間については、本実験で得られた実測温度では発散してしまい、結果が得られなかった。そこで、この値を $5000\sim 12000\text{W/m}^2\text{K}$ の間で変化させて計算し結果を比較したところ、いずれの結果も差は小さかった。これは、心材と溶湯間の界面、すなわち接触面積がほかに比べて小さく、それによる影響も小さいためであると考えられる。

以上の結果を元に、凝固解析で使用する熱伝達係数の値を決定した。

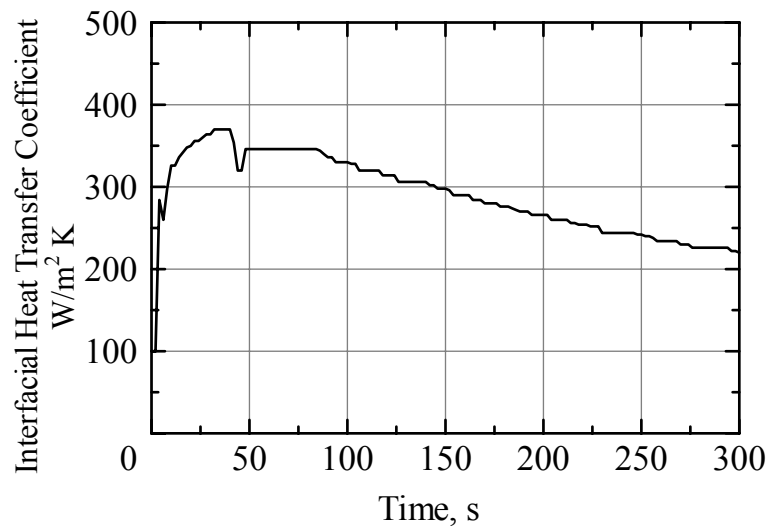


Fig.3-12 Calculated interfacial heat transfer coefficient
at the melt-mold interface

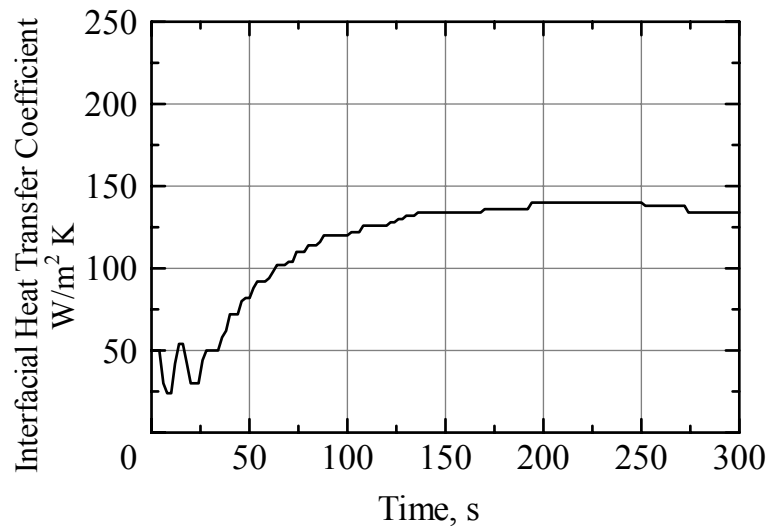


Fig.3-13 Calculated interfacial heat transfer coefficient
at the insert-mold interface

3.3.3 解析結果

接合界面の溶湯の肉厚中心における、心材と溶湯の温度および溶湯固相率の変化を Fig.3-14 から Fig.3-18 に示す。図中の 0mm および 1mm は界面からの距離を示す。0mm, すなわち心材に接している溶湯の固相率から、溶湯がどのような状態で心材と接しているかを知ることができる。

VR50 では心材の温度上昇が速く、注湯後約 10sec で心材温度と溶湯温度の差がほとんどなくなる。溶湯温度の低下が小さいため固相率の変化はほとんどない、すなわち注湯直後の溶湯の凝固はない。VR30 もほぼ同様である。心材が液相状態の溶湯と接触する時間、すなわち液相接触時間は、VR50 で約 100sec, VR30 で約 80sec である。これまでの研究⁽¹⁾⁽³⁾⁽¹¹⁾によれば、鋼を鋳鉄で鑄ぐるみ良好な接合を得るためには、界面において液相状態の溶湯とほぼ同じ温度の心材が約 100sec 間接触する必要がある。接合現象は界面における微視的な現象であるから、界面における「接合を達成する熱的条件」は鑄ぐるみの形態によらない。したがって、VR50 および 30 では拡散接合が得られる可能性がある。実験においてもこれらの体積比では良好な接合であった。

VR20 以下では、心材による冷却が大きいいため、接合界面の溶湯が注湯直後に凝固する。VR20 ではその後再溶融し、最終的に凝固するまでの約 50sec 間液相状態を維持するけれども、これは良好な接合に必要な時間、約 100sec のおよそ 1/2 である。したがって VR20 では接合する可能性が低い。実験では、無処理の VR20 は接合しなかった。VR10 および VR5 では注湯直後に凝固した溶湯が再び溶融することはない。したがって、注湯直後から固相同士の接触となっており、無処理で接合する可能性はない。

VR5~20 について、Fig.3-16~Fig.3-18 より心材表面の温度を比較する。実験によれば、これらの体積比では無処理で接合しなかった。溶射試料の場合は、心材表面の温度が溶射合金の融点である 1253K より高くなれば、溶射層が液相

となり、これを介して接合する可能性がある⁽¹²⁾。VR10 および 20 については、溶射層の融点を超えている時間が 200sec 以上である。このことから、これらの体積比では液相の溶射層を介して接合したと判断できる。一方、VR5 では心材表面の温度が溶射層の融点に達していない。しかし、Fig.3-6 に見られるように、実験では溶射層が明瞭に残った状態で接合している。この原因は次のように考えられる。計算要素の軸方向の幅が 250 μm であり、これは溶射層の厚さとほぼ同じである。界面に隣接する心材側の計算単位要素の温度を、計算上の心材の表面温度としているため、注湯時の流動による溶射層のごく表面の温度上昇が計算結果に現れてこなかったものと考えられる。

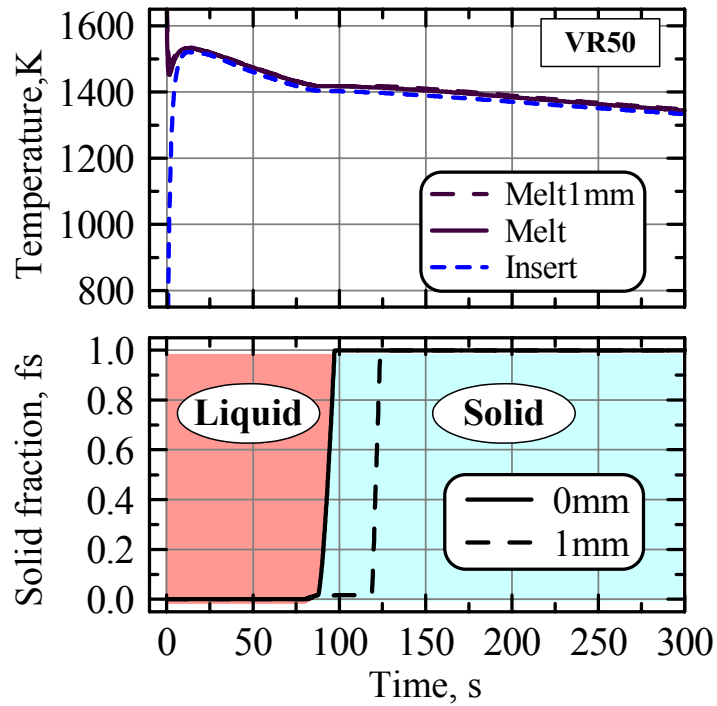


Fig.3-14 Temperature and Solidification progress at the interface in VR50

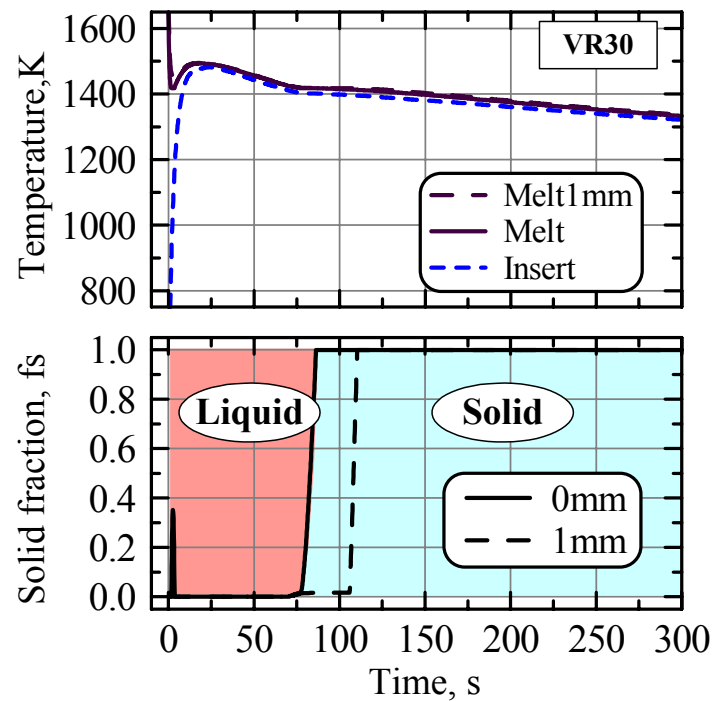


Fig.3-15 Temperature and Solidification progress at the interface in VR30

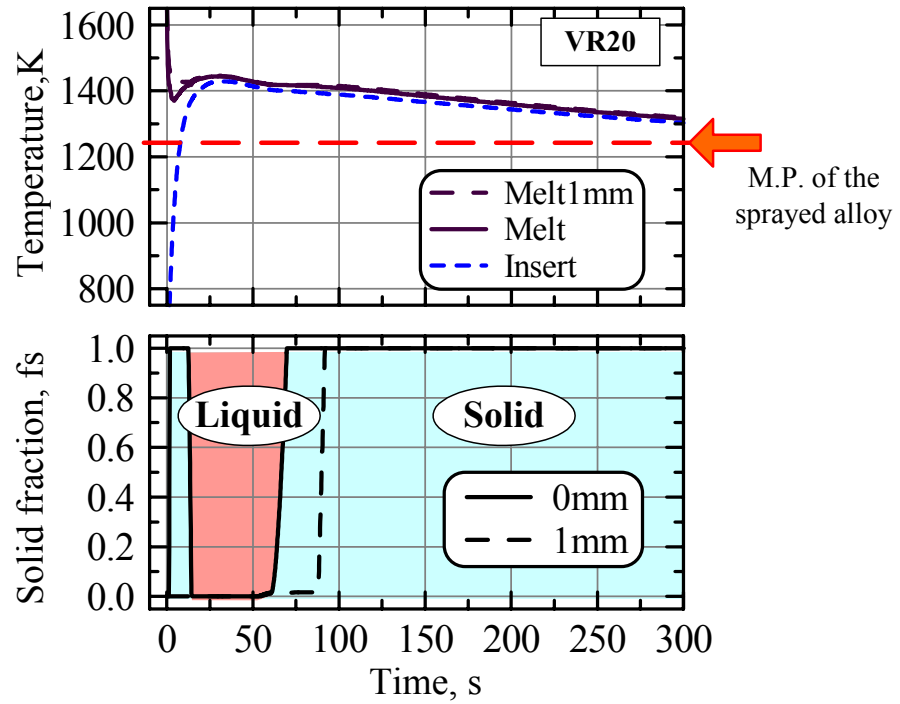


Fig.3-16 Temperature and Solidification progress at the interface in VR20

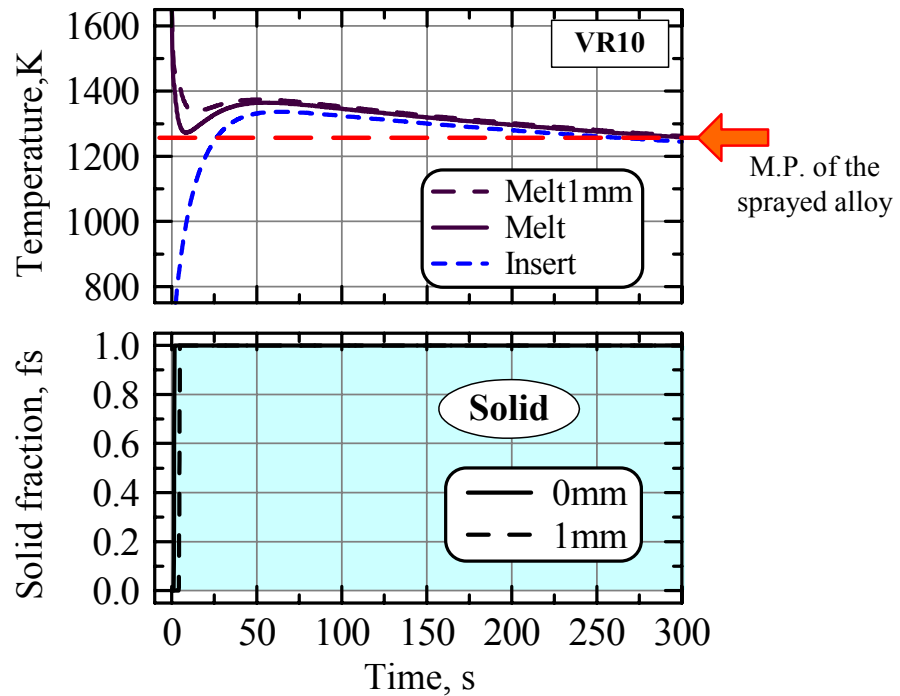


Fig.3-17 Temperature and Solidification progress at the interface in VR10

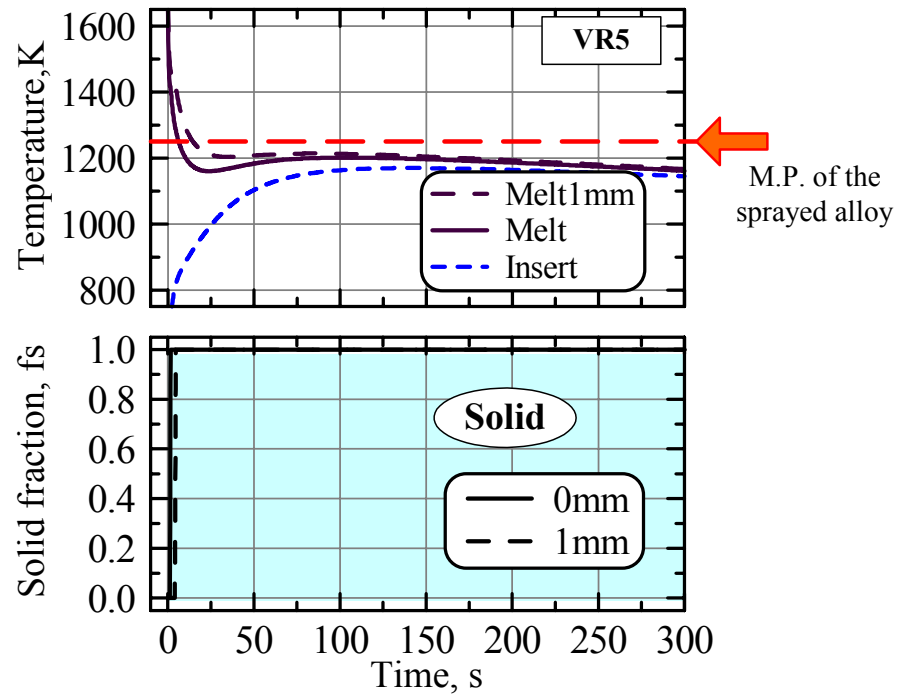


Fig.3-18 Temperature and Solidification progress at the interface in VR5

次に半径方向の位置による接合状態の差について考察する。Fig.3-19 に界面上の各位置における溶湯の固相率変化を示す。熱的条件を表す指標として、心材が液相状態の溶湯と接触する時間、すなわち液相接触時間で比較すると、中央が最も良好で、次いで内周、外周の順である。内周と外周を比較すると、内周側は中子との接触面積が小さく、また、中子の熱容量は主型に比べて小さい。一方、外周側は主たる冷却面である鋳型との接触面積が大きく、内側より熱的条件が悪くなる。Fig.3-20 に界面に沿った溶湯側の位置における半径方向の温度分布を示す。中子の温度は主型よりも上昇しており、中子に接する内周側の溶湯の温度は外周側ほど低下しないことがわかる。中央部は冷却面から離れているため、周辺部よりも熱的条件がよい、すなわち、より高温で長時間経過している。しかし、実験では内側の接合状態は中央部分と比較して同等あるいはむしろ良好であった。これは計算上考慮していない要因によるものと推定され、注湯時の溶湯の充填挙動の影響がもっとも大きいと考える。注湯時の数秒間、溶湯は激しく流動しており、その際、心材表面を加熱する。心材表面の場所によって溶湯の流れの状態が異なれば、心材に対する加熱効果にも差が現れる。内周側の接合状態が良好であったことから、本実験では内周側がより加熱されたと理解できる。

溶射試料の体積比 20 以下の範囲では、外周側の溶射層が流失しており、接合していない。体積比の大小、すなわち巨視的な熱的条件の良否によらずにほぼ同じ位置で生じていることから、熱的な条件よりもむしろ位置的な条件が問題と考えられる。Fig.3-21 に VR10 と 20 について、内周・外周側の温度および固相率履歴を示す。VR10 と 20 では内周、外周のいずれも VR20 の条件が接合には有利であり、計算上の熱的条件と溶射層の溶融流失は直接結びつかない。また、界面に気泡状の空隙や鋳砂と見られるものがあり、鋳型あるいは巻き込んだ鋳砂からのガスの発生により、溶融した溶射層が押し出された可能性があると考えられる。VR30 以上で生じていないのは無処理でも接合する条件であり、接合

の成否が溶射の有無に依存しないためと考える

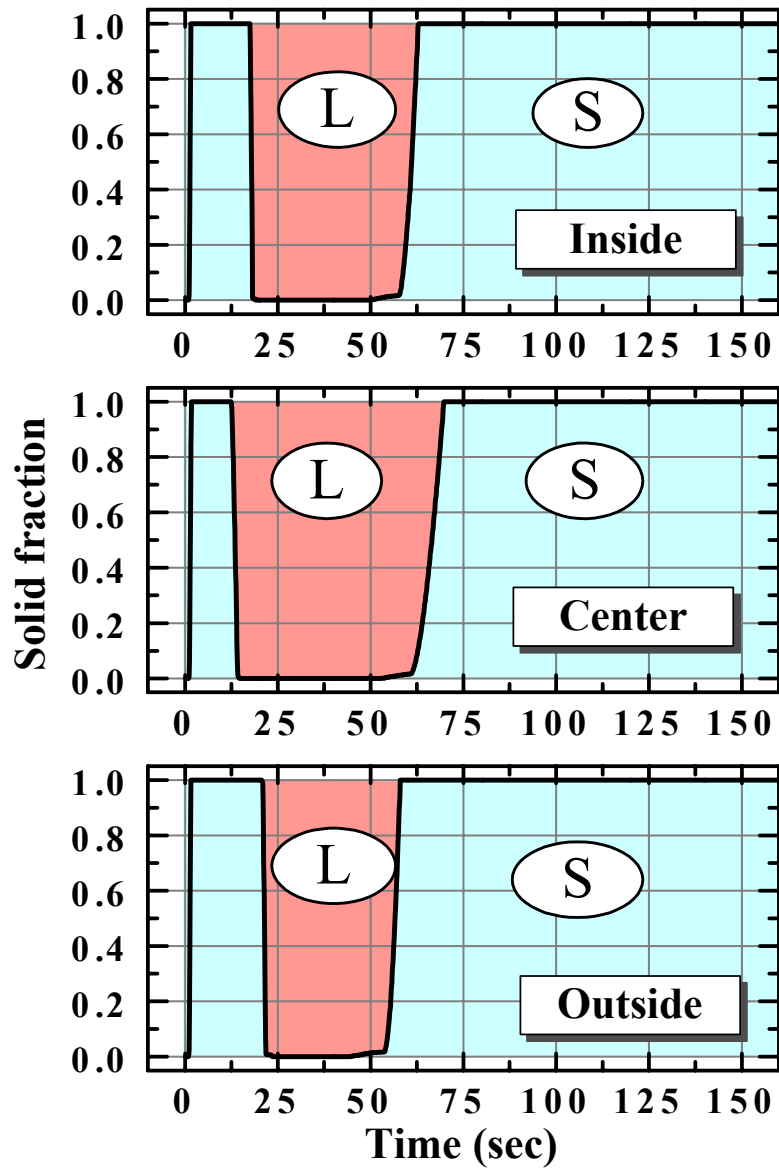


Fig.3-19 Difference in solidification progress along the interface
(VR20,Center)

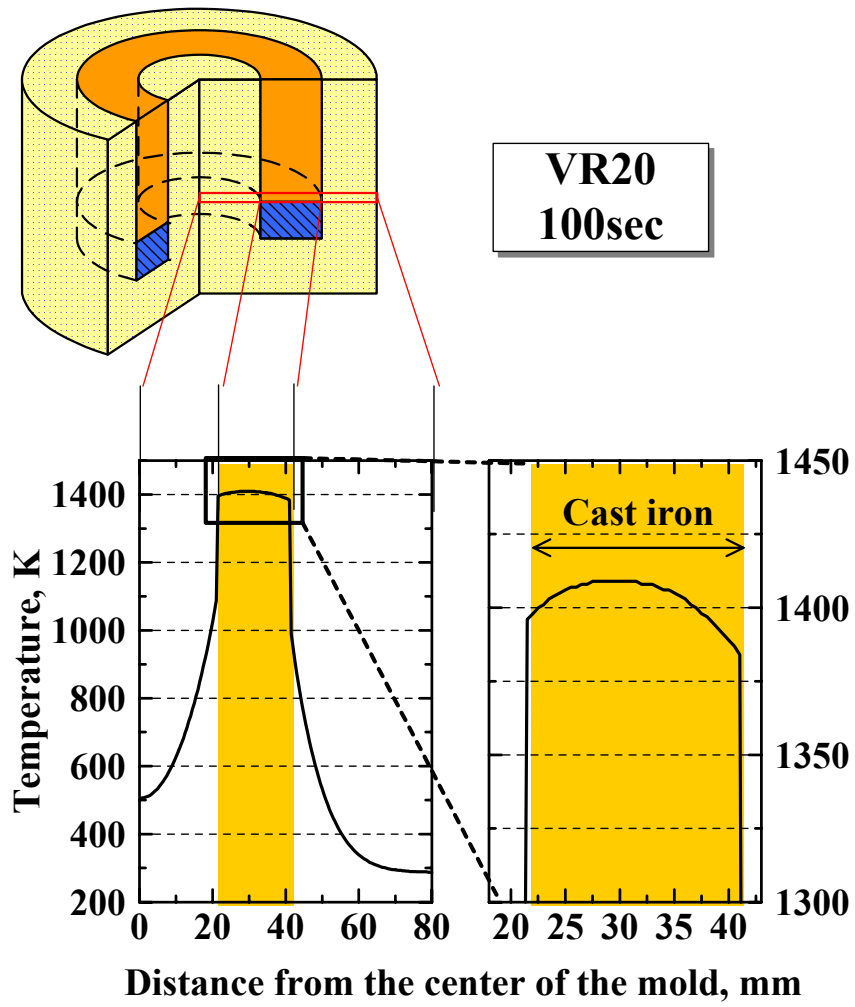


Fig.3-20 Temperature distribution along the interface

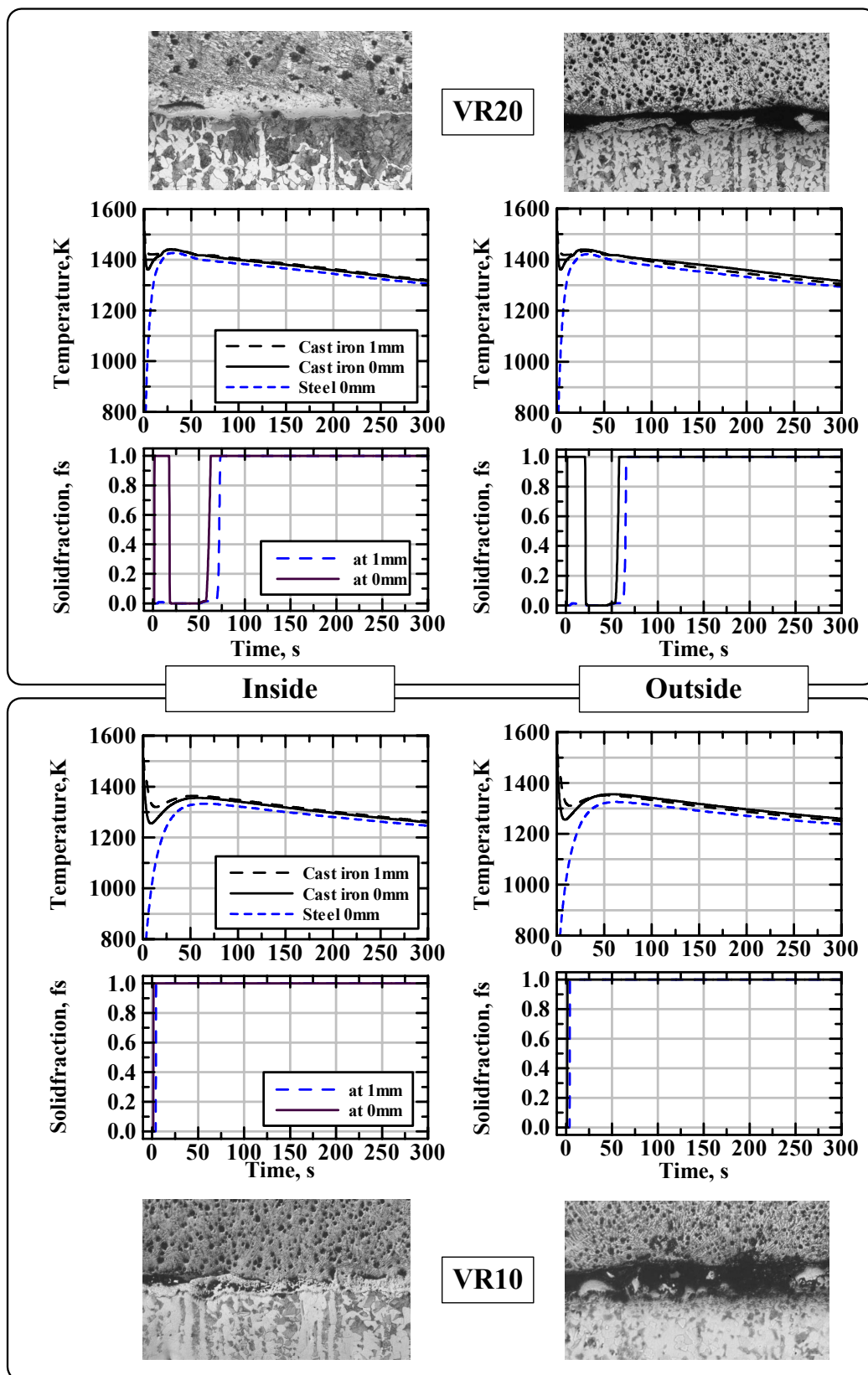


Fig.3-21 Thermal condition and bonding state of sprayed specimens

3.4 複合化鑄造における心材設置位置の効果

本章の、鑄鉄による軟鋼心材の鑄ぐるみ端面接合の実験では、接合させるために VR30, すなわち心材体積の約 30 倍の溶湯を必要とした。心材埋設型では管の場合で VR10, 棒で VR16 が接合の限界であることと比較すると 2~3 倍である。計算によれば、良好な接合のために必要な、界面近傍の温度、溶湯の凝固挙動といった熱的条件は、心材埋設型と端面接合で違いはない。すなわち、心材が液相状態の溶湯と 100sec 程度接触する必要がある。これは接合が、基本的には界面近傍における酸化膜の破壊、両材の密着、元素の拡散といったミクロな現象によるものであることから理解できる。約 100sec の時間はこれらの現象が生じるために必要な時間と考えられる。したがって、大きな体積比が必要であるということは、鑄ぐるみにより鑄造品表面に接合させるために、より厳しい寸法条件を満たさなければならないことを意味する。この差は、心材と溶湯、鑄型の位置関係に起因する。

心材埋設型では、Fig.3-22(a)に示すように心材の周囲を高温の溶湯が取り囲む。心材が鑄型と接触する表面積、すなわち心材の冷却に寄与する表面積は、心材を加熱する溶湯との接触面積に比べて小さい。したがって、心材は溶湯によって加熱されるけれども冷えにくく、高温を維持するのが容易である。一方、Fig.3-22(b)のような端面接合の場合、高温の溶湯に接するものの、その面積は小さく、むしろ鑄型との接触面積のほうが大きい。そのため、心材は溶湯の熱で温度が上がる一方で鑄型により冷却される。例として、棒の鑄ぐるみと本実験のリング端面接合について、溶湯と鑄型に対する心材の接触面積、およびその比を Table3-4 に示す。棒鑄ぐるみでは加熱面積が冷却面積の 10 倍程度あるのに対し、端面接合では冷却面積のほうが大きく、加熱面積の 1.2~2.5 倍である。

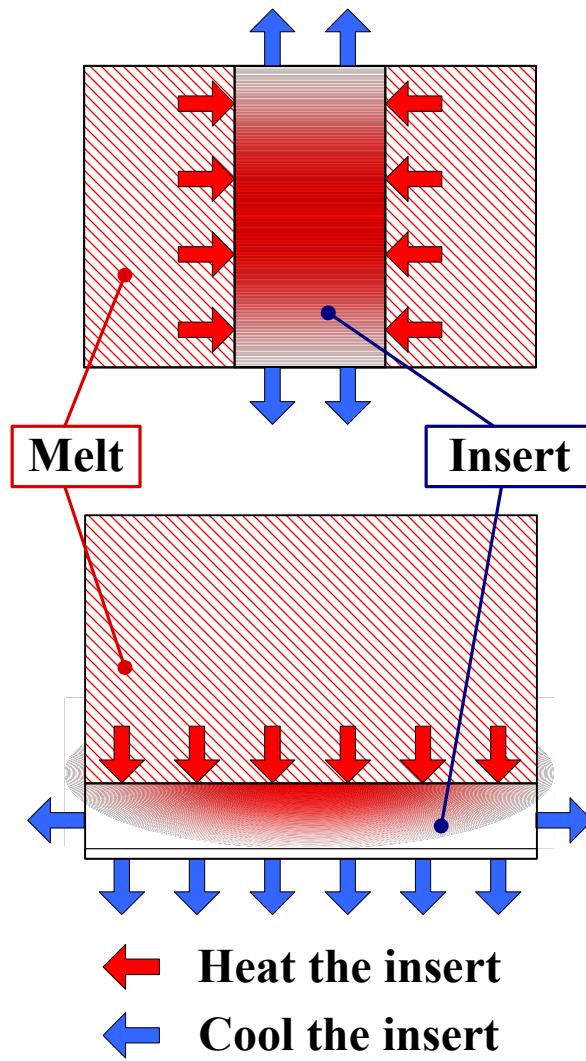
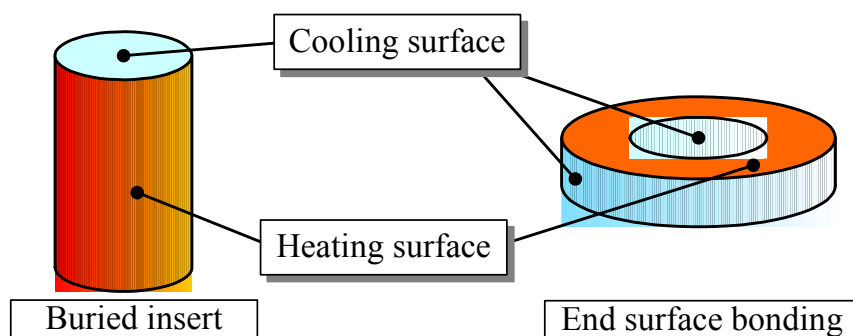


Fig.3-22 Schematic illustration of difference in heating and cooling area of each insert setting.

Table 3-4 Some examples of the ratio of heating and cooling area

Buried insert	Casting diameter			Insert diameter	Volume ratio	Heating area/ Cooling area
	56			13.6	16.0	14.7
				18.7	8.0	10.7
				22.8	5.0	8.8
End surface bonding	Outer diameter	Inner diameter	Casting height	Insert thickness	Volume ratio	Heating area/ Cooling area
	82 42 85			1.7	50	0.85
				3.5	24	0.74
				4.3	20	0.70
				8.5	10	0.54
				17	5	0.37



それぞれの接合形態における温度分布の変化を Fig.3-23 に示す. 心材埋設型の例として体積比 16 の棒の鑄ぐるみ⁽³⁾の計算結果を, 端面接合の例として本実験の体積比 20 の計算結果を示す. いずれも初期の数十秒間は心材より溶湯の温度が高く, 心材が溶湯によって加熱されている状態である. その後, 心材埋設型の場合, 心材の温度は溶湯とほぼ等しい温度まで上昇し, それ以降は心材による冷却はほとんどない. 溶湯の凝固は鑄造品表面, すなわち心材から遠い位置から始まり, 鑄造品内部の接合界面まで凝固が進むには時間を要する. ところが端面接合の場合は, 心材から鑄型への熱の放出が多いために, その温度は溶

湯温度まで達しない。心材温度は常に溶湯より低く、溶湯の熱は心材を介して鑄型に逃げることになる。したがって溶湯は心材との接触面、すなわち接合界面から凝固を始める。その結果、心材埋設型では界面に接する溶湯が凝固する時間は鑄造品の凝固時間とほぼ同じであるのに対し、端面接合では最初に凝固を始めるのが接合界面の溶湯である。界面溶湯が凝固すると、密着、拡散の接合プロセスの進行が著しく妨げられる。そのため、心材埋設型と端面接合では、溶湯の寸法が同じであっても接合プロセスが進む時間が異なり、端面接合で接合させるほうが大幅に困難であることがわかる。

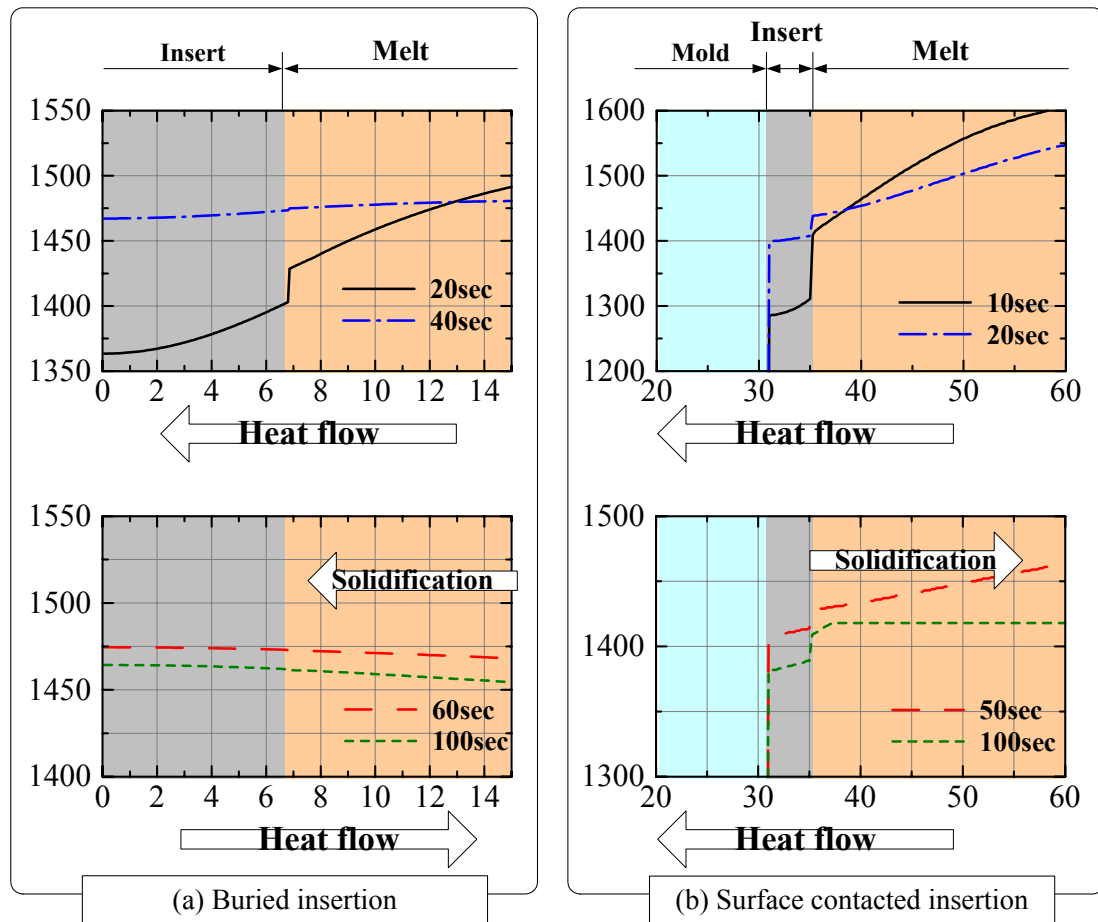


Fig.3-23 Difference in cooling and solidification process
in buried and surface contacted insertions

3.5 結言

本章では、成型と接合を同時に達成する複合化鑄造の手法を、特に鑄造品表面への接合に応用する場合について検討した。心材を露出した状態で鑄物表面へ接合させることにより、心材特性の積極的な利用と鑄ぐるみによる高い生産性を同時に実現することができる。本論文ではこのような接合形態を鑄ぐるみ端面接合と定義した。実験では球状黒鉛鑄鉄鑄物の表面に軟鋼を接合させた。また、心材および溶湯の温度経過と凝固過程を数値計算により求めた。実験および解析の結果から、鑄ぐるみ端面接合について以下の結論を得ることができた。

本実験の形状・寸法において、心材表面に特別な処理を施さない場合、鑄鉄と軟鋼心材が良好に接合するためには約 30 の体積比が必要である。心材を溶湯で取り囲む心材埋設型では無処理で接合する限界の体積比が、棒を鑄ぐるむ場合で 16、管の場合で 10 であったから、これらと比較して 2~3 倍である。この差は、心材埋設型の鑄ぐるみと端面接合で、心材が加熱される表面積と冷却される表面積の割合が異なり、その結果、心材に接する溶湯の凝固挙動に大きな違いが現れることによるものである。心材埋設型では、心材の表面の大半が溶湯に覆われるため心材から鑄型への放熱は少なく、鑄物全体の凝固がほぼ完了するまで接合界面において溶湯は液相のままである。一方、端面接合では溶湯による心材の加熱と同時に心材から鑄型への放熱があり、心材温度の上昇が遅く、かつ、低下が早い。その結果、鑄物の凝固開始とほぼ同時に接合界面の溶湯が凝固してしまい、その後の再溶融も困難である、このため、心材埋設型に比べ、溶湯が接合に必要な時間だけ液相を保つことが困難になる。

一方、表面に Ni 基合金を溶射した試料による実験では、体積比 5 の試料でも接合させることができた。すなわち、溶射処理によって接合可能な体積比を小さくすることができた。溶射は、高体積比における心材表面の酸化膜の生成防

止と密着性向上による拡散の促進，および低体積比における固相同士のろう接材としての働きという 2 つの効果を持つ．ただし，体積比の小さい範囲において，溶融流失により溶射層の効果が十分に発揮されない場合がある．

加熱・冷却過程で整理すると，端面接合の接合条件は心材埋設型の鑄ぐるみと比較して厳しいけれども，予熱や溶射のような接合性を向上させる種々の手法を利用することで端面の接合範囲を広げることができる．特に端面での接合では，接合面が平面であることが多く，接合面への溶射，機械加工による表面形状の付与などの前処理が容易である．また，注湯時の溶湯の流れによる加熱効果を期待し，注湯時に溶湯が心材表面を流れるような鑄造法案を採用することにより，接合状態を向上させることも可能である．ただし，心材に対して過度に高温の溶湯を供給し続けることは，2章で述べたような心材の溶融を生じる可能性があり，注意が必要である．

以上の結果をもとに，体積比の選択と接合状態を向上させる前処理を適切に行うことによって，端面への鑄ぐるみ接合が十分に可能である．

心材の設置位置によって，接合可能な体積比が大きく異なるとの実験および解析の結果は，接合の可否を体積比のみで判断することはできないことを明瞭に示している．接合状態には，心材を加熱する心材と溶湯の接触面だけでなく，心材と鑄型の接触面積，すなわち冷却面積の影響が大きいことから，これまでの体積比による評価に加えて，これらを考慮し，種々の心材の設置形態に適用可能な評価法を検討する必要があると言える．

第3章の参考文献

1. 野口徹, 鴨田秀一, 佐藤司, 簗谷一典, 機械学会論文集 C 編, 556, 1992, 3761-3766
2. 大中逸雄, 丸善, 1985, 43
3. 野口徹, 阿部克哉, 鴨田秀一, 名雪東彦, 鋳物, 66, 1994, 567-572
4. S.W.Hao, Z.Q.Zhang, etc, Metall. Trans., 1994, 877-883
5. Y.Nishida, W. Droste etc, Metall. Trans., 1994, 877-883
6. K.Ho, R.D.Pehlke, AFS Transactions, 1983, 689-698
7. K.Narayan Prabhu, John Campbell, Int. J. Cast Metals Res., 1999, 137-143
8. S. Cho, C. P. Hong, Int. J. Cast Metals Res., 9, 1996, 227-232
9. Liangyi Zhao, V. Sahajwalla, R. D. Pehlke, Int. J. Cast Metals Res., 11, 1998, 63-69
10. K.Narayan Praphu, W.D.Griffiths, Int. J. Cast Metals Res., 14, 2001, 147-155
11. 野口徹, 鴨田秀一, 佐々木健二, 酒井昌宏, 鋳物, 65, 1993, 765-770
12. 鴨田秀一, 酒井昌宏, 田頭孝介, 五十嵐正, 赤沼正信, 日本金属学会誌, 52, 1988, 348-354

第4章

複合化鑄造法による WC-Co系超硬合金の接合

4.1 緒言

2章, 3章で軟鋼と鑄鉄という鉄 - 炭素系合金同士, すなわち同系材料間の複合化鑄造について, 心材が接合ならびに局部的に溶融する熱的条件, および鑄造品表面への接合について検討してきた. さらに材質特性が大きく異なる異種合金材料を, この手法によって複合化することができるならば, 工業的にきわめて有効である.

そこで本章では, 硬さに優れる超硬合金と成形性に優れる鑄鉄を鑄造接合法によって複合化することを試みた. WC-Co系超硬合金は, きわめて硬く, 耐摩耗性や耐食性に優れるため, 切削機械の刃先や破砕機の爪など, 厳しい温度・摩耗環境で利用されている. しかしながら, 超硬合金はその硬さのため加工が難しい. また, 靱性がきわめて低く, 衝撃や熱応力などで容易に脆性破壊するため, より靱性の高い材料との複合化が有効である. また, 主に粉末冶金により製造されているので, ある程度は形状の自由度があるものの, 大寸法の製品を直接成形することは難しく小型部品に限られる. さらに原料, 加工費とも高価であるため, コストの面から使用量を抑える必要がある. そのため, 安価で加工性が良く, また靱性に富む他の材料と組み合わせて利用されている. 他材料との組み合わせでは, 圧入やろう接を利用することが多い. これらの方法では, 接合強度が必ずしも十分ではない. また, 部品点数が増えた場合には, 部品の数だけ接合工程が増え, コストの上昇につながる. ここで複合化鑄造法を適用できるならば, より高い接合強度が得られ, かつ成型と接合の同時性により工程の簡略化が可能である. さらに, 切削刃先部品のように点数が多い場合であっても接合に特別の作業を必要としないため, 高い生産性を維持することができる.

現在, 超硬合金の鑄鉄による鑄ぐるみ複合化が, 工業的に利用されつつある. また, 超硬合金の鑄ぐるみについて, 技術的, あるいは金属学的な観点からの

報告がいくつかなされている。しかし、いずれも接合の成否、製品としての性能評価、あるいは金属組織の検討に重点が置かれ、超合金と鋳鉄の接合プロセスおよび接合を達成する条件等に関しては、未だ十分に明らかにされていない。接合機構と条件を明確にすることができれば、工業的な利用に際してより正確な評価が可能であり、さらにその応用範囲を広げることができる。そこで本章では、WC-Co 系超合金の鋳鉄による複合化鋳造について、前章までの軟鋼 - 鋳鉄の複合化鋳造と同様の実験および凝固解析によって、接合に必要な条件および接合の機構を考察した。

4.2 球状黒鉛鑄鉄による WC-Co 系超硬合金の鑄ぐるみ実験

円柱状の FCD 製鑄造品の端面に WC-Co 系超硬合金(以下,超硬合金)を鑄ぐるみにより接合させる実験を行った。得られた試料について,接合界面での組織を観察し,硬さ分布および接合強度を計測し,相互拡散による元素の分布状態を調べた。

4.2.1 実験方法

心材の超硬合金は WC-Co 合金である。この超硬合金の作製方法は次の通りである。粒径 5 μ m の WC 粉末に Co 粉末を重量比で 10~40%混合した後,金型プレスにより圧粉体を作成した。これを真空焼結炉で 1623K に 3600s 保持し超硬合金試料を焼成した。試料直径は 20mm,高さは 10mm である鑄鉄溶湯と接触する面は,粒径 3 μ m のダイヤモンド粒子を用いて研磨仕上げをした。

鑄造接合実験に用いた鑄型の形状と心材の設置位置を Fig.4-1 に示す。鑄鉄部の最大直径は 82mm で,高さを 35mm および 70mm に変えることで溶湯/心材の体積比を 50 倍および 100 倍に変化させた。なお,以降 VR100,VR50 と表記した場合はそれぞれ体積比 100 および体積比 50 を意味する。心材の設置位置は 2 通りとし,心材が鑄鉄側に 1mm 突き出す Stick type と心材の上面のみで鑄鉄と接触する Flat type である。

実験に使用した鑄鉄溶湯の化学成分を Table4-1 に示す Melt-1 の Si 量は 4.32% と工業的に通常用いられる値よりも著しく高い。これは調整上の理由によるもので意図的な値ではない。Melt-2 は通常製品に使用される範囲の成分である。Melt-1 では Stick type, Melt-2 で Stick, Flat 両方の実験を行った。注湯温度はいずれも 1623K とし,注湯に要した時間は 4sec~5sec であった。

接合状態はおもに顕微鏡観察により評価した。また, Melt-1 の試料については接合面のはく離試験,硬さ試験および元素分析を行い, Melt-2 の試料は界面

近傍の硬さを計測し、その結果を接合状態の評価に用いた。

接合面の強度試験の概略図および試験片形状を Fig.4-2 に示す。接合試料の中心に直径 10mm のエンドミルで心材の上面まで穴を空け、これを試験片とした。その穴に直径 9.5mm の鋼棒パンチを入れ、ジグの上で押し抜き荷重をかけ、計測された最大値を接合面積で除した値を接合強度とした。ただし、ここでの接合面積とは接合状態にかかわらず、加工後の試験片において超硬合金と鋳鉄が接している面積である。したがって接合強度は実際の接合面積の割合も含めた見かけの値である。

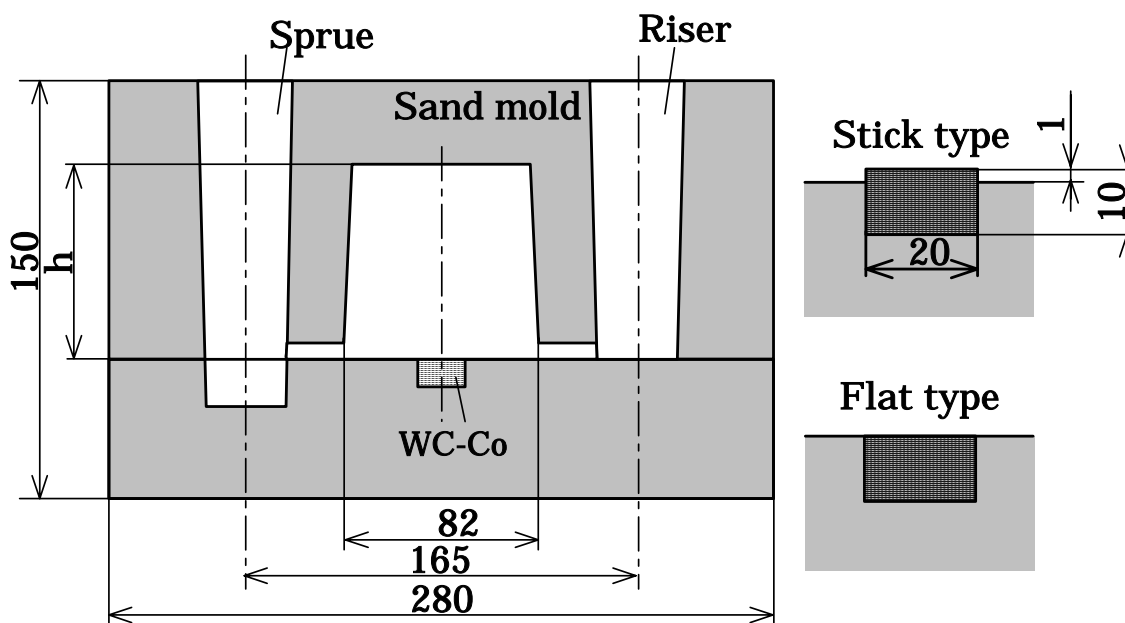


Fig.4-1 Casting mold and insert settings.

Table4-1 Chemical compositions of cast iron (mass%)

	C	Si	Mn	Mg	P	S	C.E.
Melt.1	3.18	4.32	0.33	0.027	0.06	0.01	4.62
Melt.2	3.59	2.34	0.44	0.041	0.03	0.01	4.37

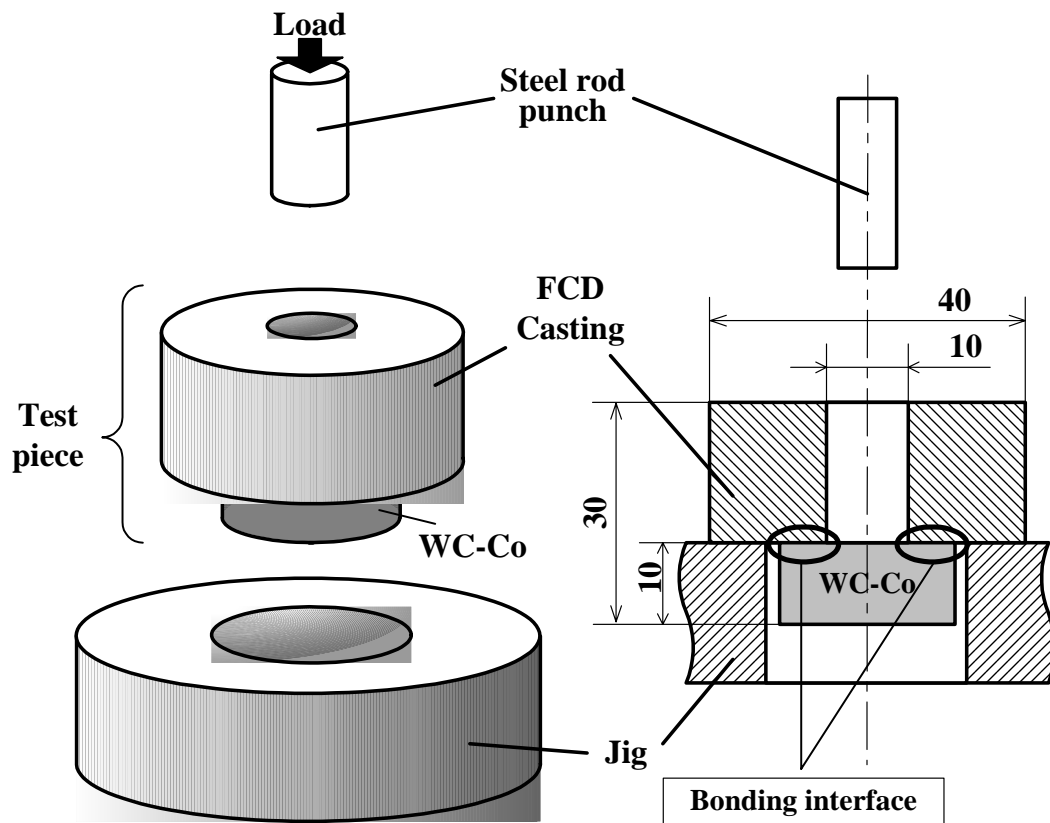


Fig.4-2 Configurations of the separation strength test

4.2.2 実験結果

接合試料を切断し、界面近傍を光学顕微鏡にて観察した。Fig.4-3 および Fig.4-4 に Melt-1 による実験で得られた試料の界面付近の組織を示す。

Fig.4-3 によれば、VR100 の中心部および外周部では、界面に空隙がない。超硬合金と鑄鉄組織の間には厚さ約 250 μm の合金層が形成されている。超硬合金の角が丸くなっていること、合金層内で WC と黒鉛が混在していることから、心材表面の一部が溶融したと考えられる。VR50 の中心部には幅約 30 μm の空隙がある。この試料の界面全体の約 90% がこのような空隙である。一方、外周部の一部には空隙がない領域があり、これは全体の約 10% である。この部分には VR100 の試料と同様に合金層が形成されており、その厚さは約 50 μm である。このように、心材の中心付近よりも外周側の接合状態が良好であった。

Fig.4-4 は VR100 の条件で鑄ぐるんだ Co 量の異なる超硬合金心材の界面組織である。Co20% 以上では黒鉛と WC 粒子が混合している合金層を形成しており、Co の割合が多いほど合金層が厚い。しかし、Co10% では超硬合金の表面がわずかに変化しているのみである。Co の量により接合状態が異なることがわかる。

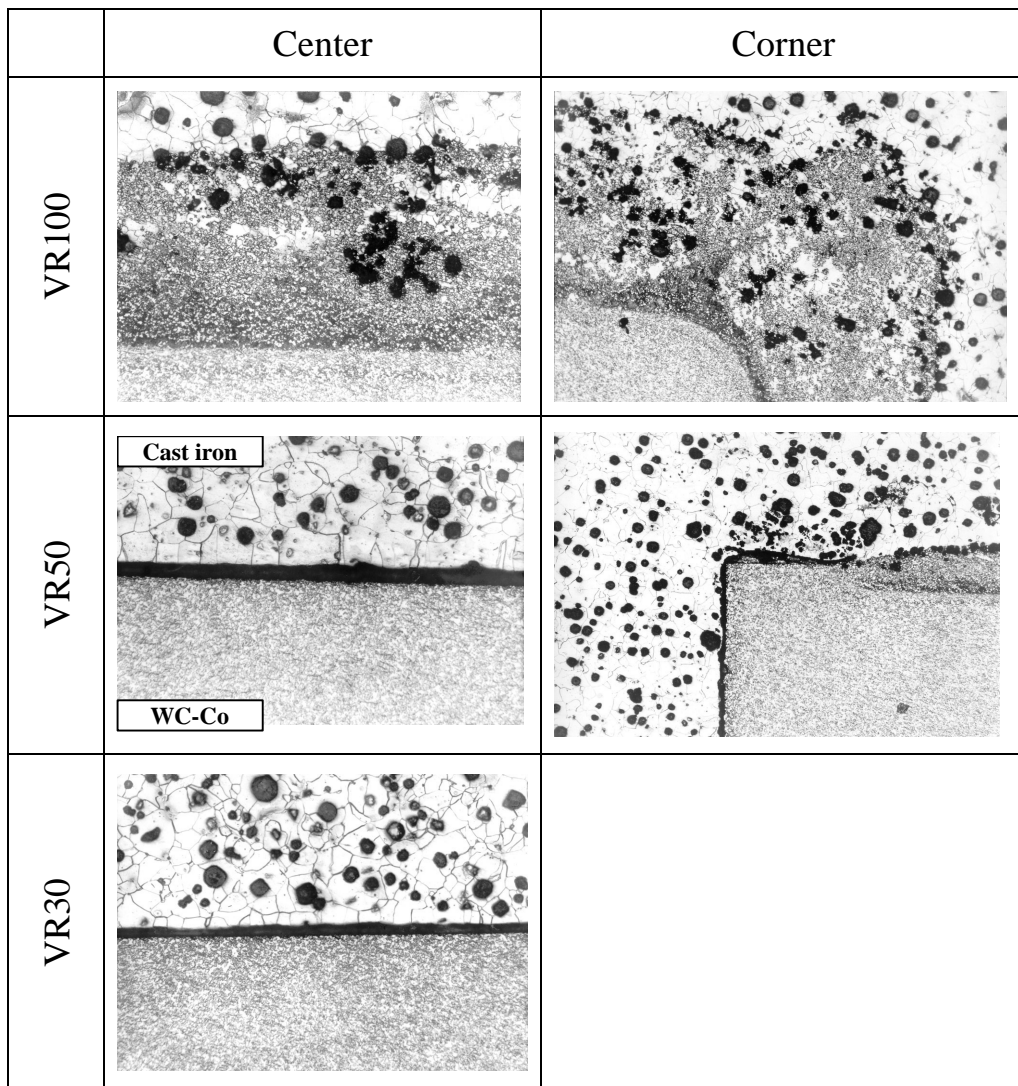



Fig.4-3 Microstructures around the interface


100 μ m

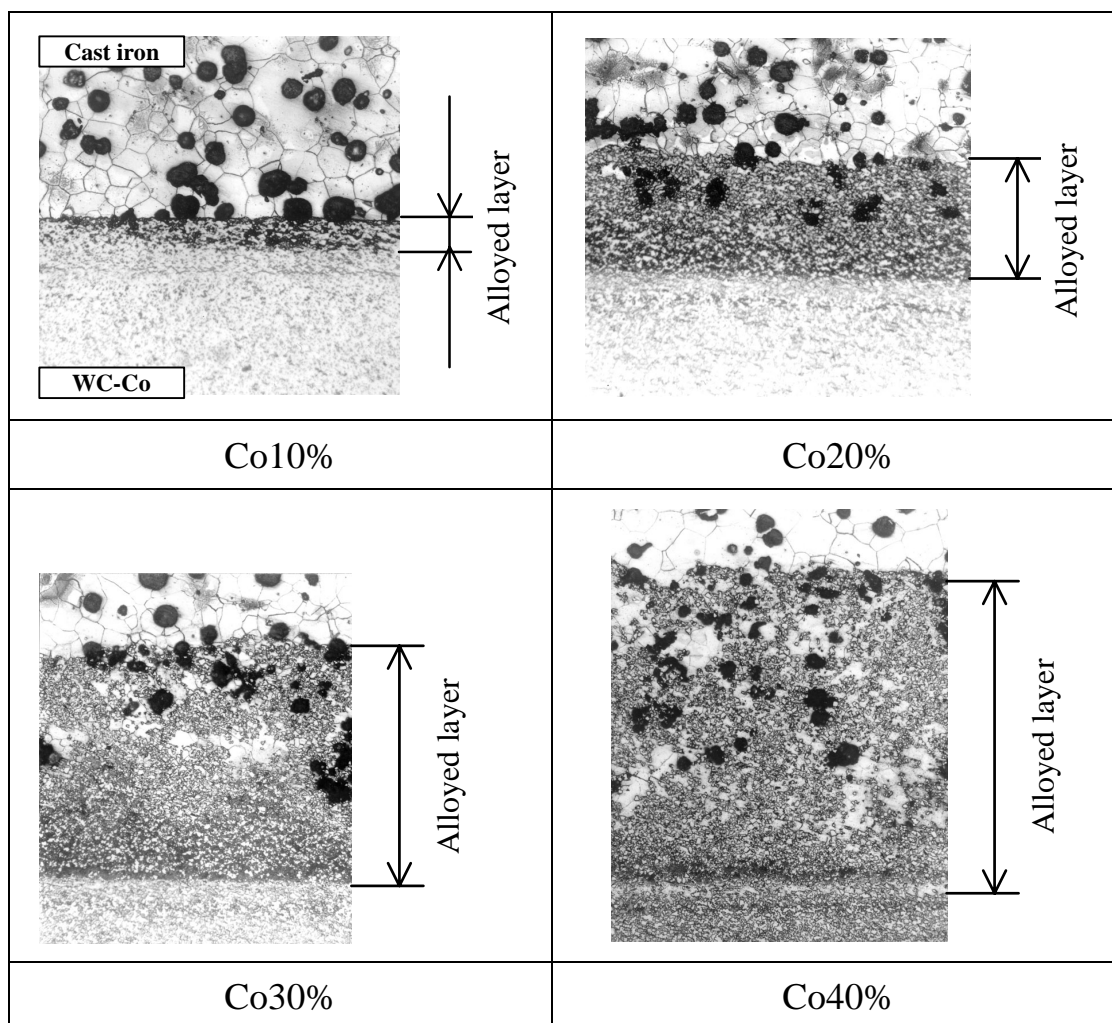


Fig.4-4 Difference in bonding layer thickness

100μm

Fig.4-5 に Co 量の異なる4種類の試料について、界面近傍の硬さの分布を示す。いずれの試料も WC 側から鑄鉄側に向かって硬さがしだいに低下している。Co 量が少ないほど硬さの変化の傾きが大きく、組織の変化が急であることを示している。これは Fig4-4 に示す合金層の厚さの傾向とも一致する。計測された最大の硬さは、10%Co の試料で約 1600Hv、20%で 1200Hv、30%および 40%は 1000Hv である。すなわち、Co が多いほど超硬合金の硬さが低下する傾向がある。

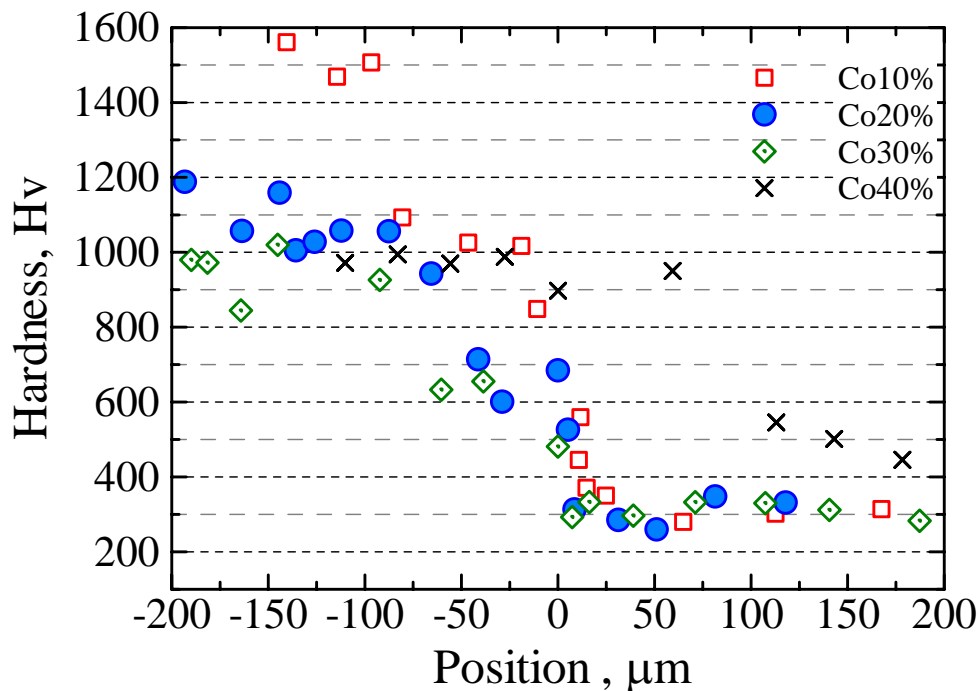


Fig.4-5 Hardness distribution around the interface

Fig.4-6 および Fig.4-7 に接合面のはく離強度試験の結果を、また、Fig.4-8 に試験後の破壊面の写真を示す。試験片は組織観察に用いたものと同条件の実験により作製されたものである。破面の中で白い部分は心材の超硬合金内で破壊した部分であり、黒っぽい部分は接合面がはく離した部分である。

VR100, Co30%の試料は 242MPa のはく離強度を示した。組織の観察より、本実験で用いた鑄鉄の強度は 350~400MPa と見積もられること、および Fig.4-8 に示すように VR100 では超硬合金部分が破壊していることから、接合状態は良好であると判断できる。同じ Co30%の試料でも、VR50 以下では強度試験の結果が 50MPa 未満であり、破壊も大部分が接合面のはく離によるものであることから、接合状態が悪いと判断できる。これは組織観察による接合状態の判定と一致する。

Fig.4-7 は VR100 で鑄ぐるんだ Co 量の異なる試料の試験結果である。Co20%のものを除き Co の増加とともにはく離強度が高い値を示しており、Co40%では 300MPa を超える。Co20%についてはおよそ半分が接合しておらず、押し抜き荷重に対して片方

の接合面のみで支える形になっていたために曲げが発生し、著しく低い値となったと考えられる。Co10%および Co20%で組織観察の試料とはく離試験片の接合状態が異なったことから、Co量が少ない場合にはわずかな熱的条件の差が接合に大きく影響する可能性がある。

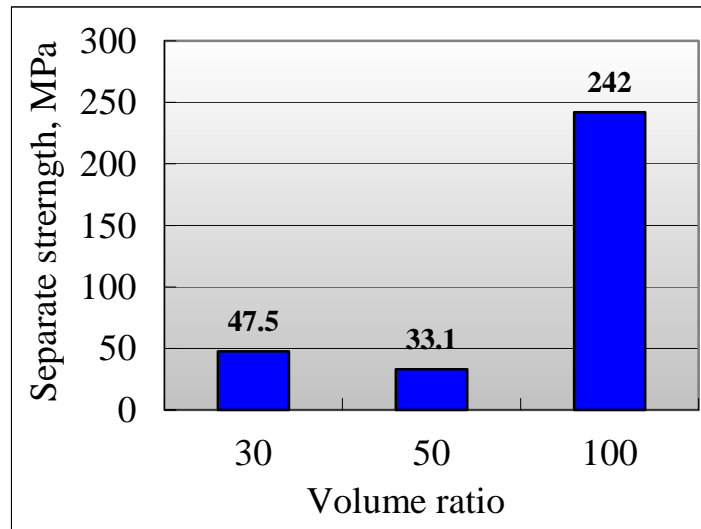


Fig.4-6 Difference in separation test with volume ratios

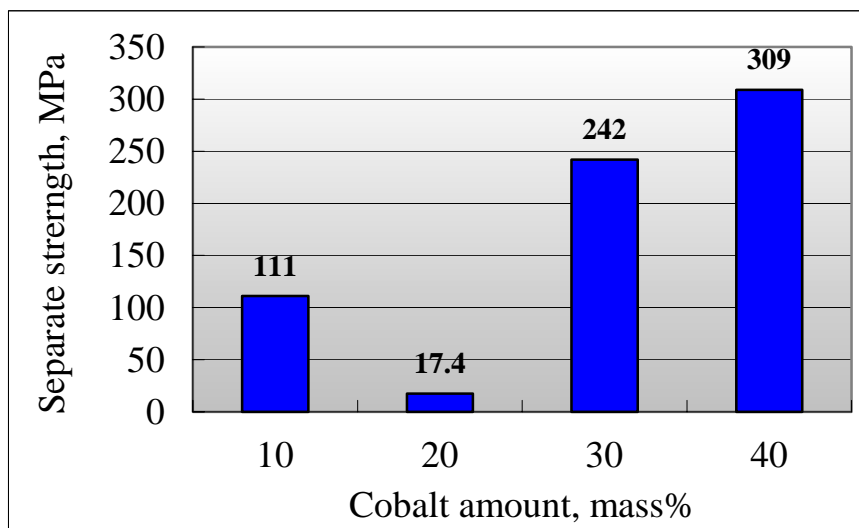


Fig.4-7 Difference in separation test with cobalt amount

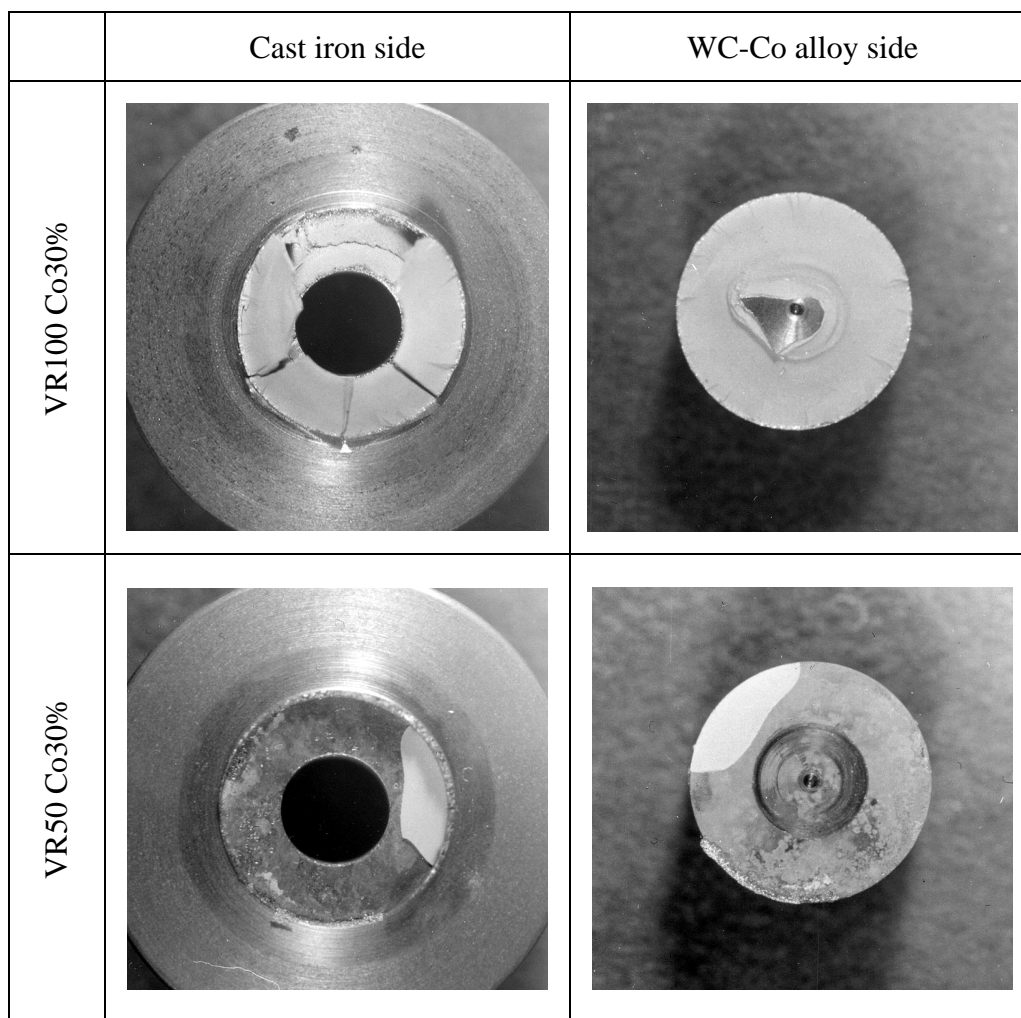

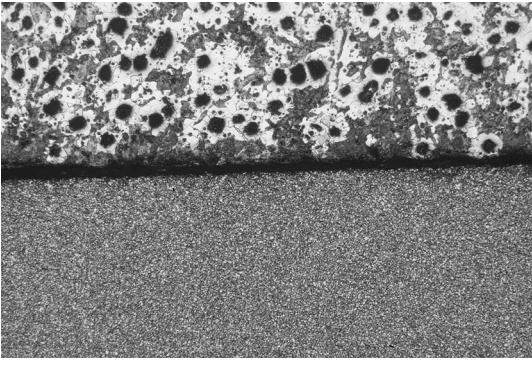
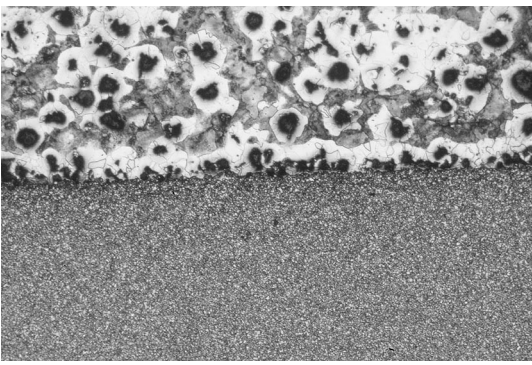
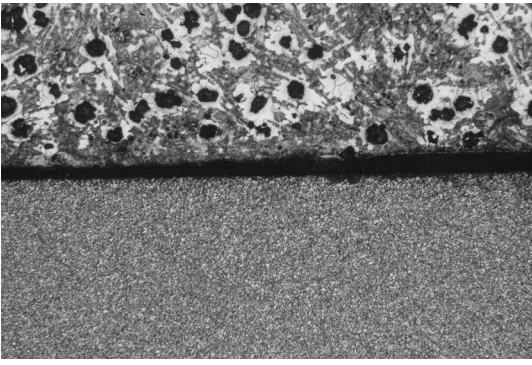


Fig.4-8 Fracture surfaces of the separation test pieces 
10mm

Melt-2 による鑄ぐるみ試料の中央付近の界面組織を Fig.4-9 に示す。VR100 の Stick-type のみ界面全面が密着しており、他の条件ではすべて空隙が見られた。VR50 の Flat-type では型ばらしの時点で鑄鉄と超硬合金が分離し、全く接合していない。以上のことから心材を溶湯側に 1mm 突き出すことが接合に有利であることがわかる。

Volume ratio	Insertion setting	Microstructure (x50)
VR100	Flat	
	Stick	
VR50	Flat	Separated
	Stick	



 200μm

Fig.4-9 Microstructures around the interface (WC-30%Co alloy inserts)

4.2.3 WC-Co 合金と鑄鉄の接合因子

Fig.4-3 の合金層では黒鉛と WC 粒子が混合していることから、元素の拡散によって接合しているだけでなく、心材の基地である Co 部分が溶融したと考えられる。WC 粒子の形状にはほとんど変化が見られず溶融した形跡はない。Co の融点は 1768K であり注湯温度の 1623K より高い。したがって、2章の軟鋼の場合と同様に、鑄鉄溶湯と超硬合金心材との合金化により、超硬合金の基地組織の融点が低下して溶融したと考えられる。Co 量が多いほど接合界面の合金層が厚いのは、Co が接合に寄与しているためと説明することができる。はく離強度試験の結果からも、Co の割合が多いほど接合には有利であると言える。しかし、Co の増加とともに超硬合金心材の硬さが低下する。主に硬さを利用するために複合化により超硬合金を利用するのであるから、Co の添加には注意が必要である。すなわち、硬さを最大限に維持しながら、良好な接合を得るための最低限の Co 量を選択する必要がある。

WC-30%Co 合金の Melt-1 と Melt-2 による鑄ぐるみ試料の接合界面を Fig.4-10 に示した。これらの試料では、溶湯の種類以外の体積比、超硬合金の種類、設置方法は同じ条件である。しかし、両者の接合状態を比較すると、明らかに Melt-1 によるものの合金層の幅が大きい。Melt-1 の 300 μ m に対して Melt-2 はわずか 50 μ m である。これら 2 種の溶湯は Si の含有量が大きく異なり、Melt-1 は 4.32% で Melt-2 の 2.34% のおよそ 2 倍である。このことから、Si が心材の Co 基地の溶融に寄与していると考えられる。Fig.4-11 に Co-Si 二元系の状態図を示す。Co と Si は Co_2Si 、 CoSi 、 CoSi_2 などの共晶合金を形成し、その共晶温度はいずれも注湯温度よりも低く、もっとも低いところでは約 1470K(約 1200)である。

界面付近の元素の分布状態を EPMA により計測し、その結果を Fig.4-12 に示す。心材と溶湯の主成分である W と Fe に注目すると、それぞれの分布の増減が対称的であり、両者は混合してはいるけれども、合金化はしていないことを示している。一方、Si と Co の分布を比較すると、量は異なるが合金層内における分布の傾向がよく似ており、両者が合金を形成していると判断することができる。すなわち、WC-Co 合金と鑄鉄の

接合界面では、超合金基質部の Co と鑄鉄中の Si の拡散合金化によって、Co-Si 系共晶合金を生成し、これの融点が溶湯温度よりも低いことから、この部分が溶融することによって接合がなされ、あるいは接合が促進されているものと考えられる。

いずれの実験においても、VR50 以下の体積比では接合が不完全である。この鑄ぐりみ形態において、超合金を接合するためには 100 程度の体積比が必要である。また、心材を溶湯側に 1mm 突き出すことで接合状態が改善された。

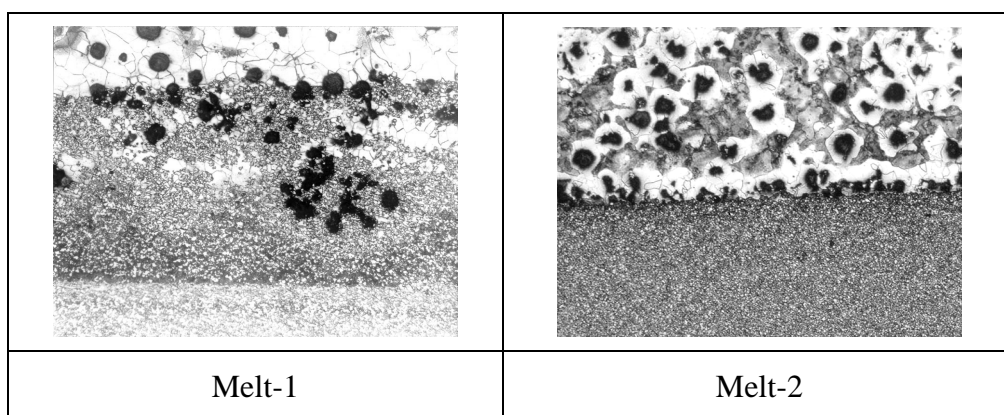


Fig.4-10 Comparison of the bonding state by each melt

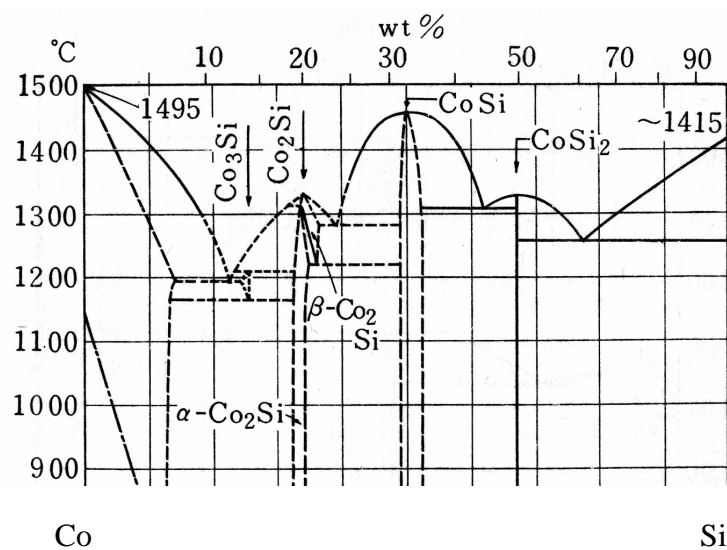


Fig.4-11 Co-Si phase diagram

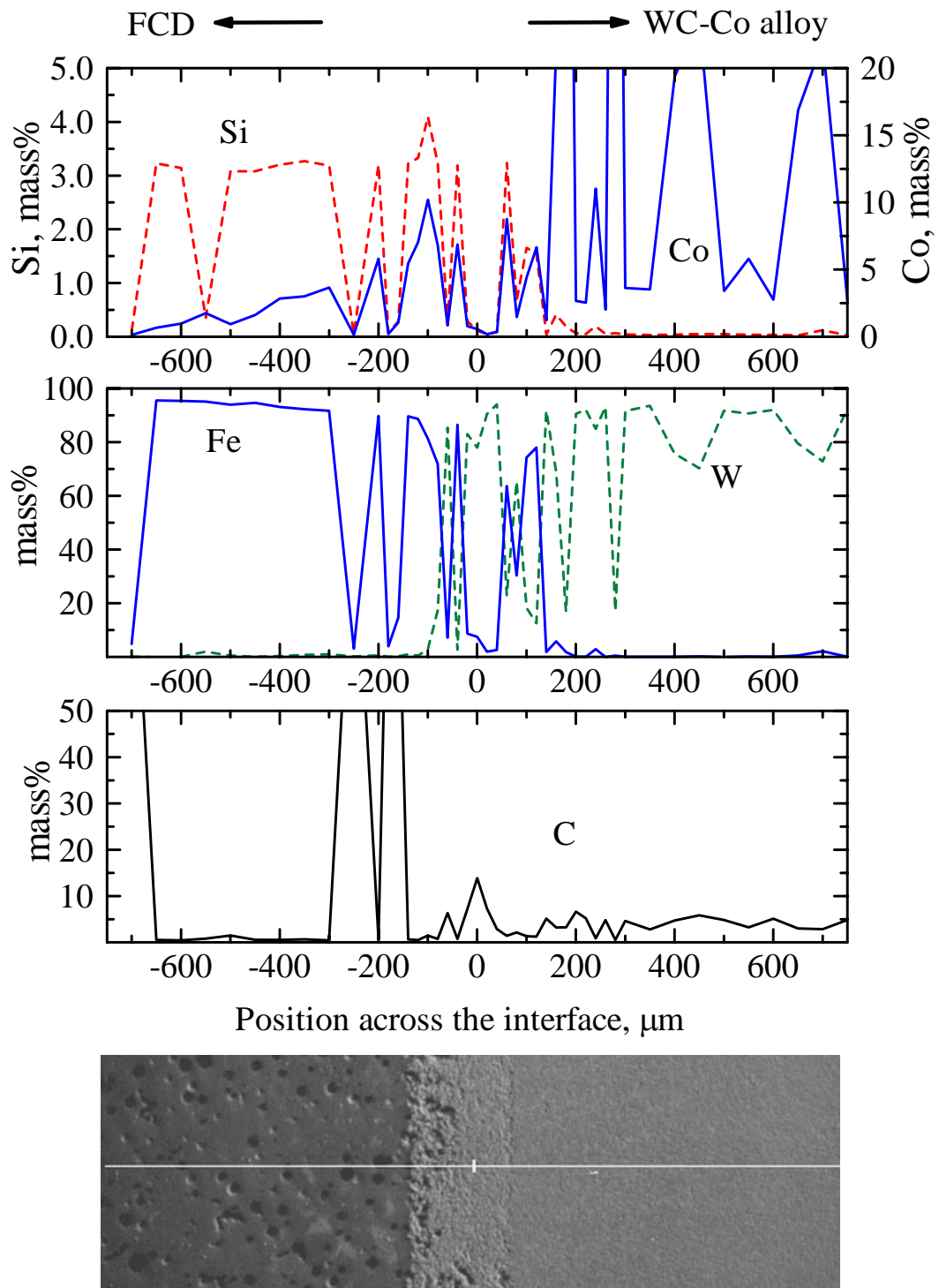


Fig.4-12 Distributions of each element

4.3 超合金心材と鑄鉄溶湯の温度経過および

溶湯の凝固挙動の解析

前節において，WC-Co 系超合金と鑄鉄の鑄ぐるみ接合における界面の現象の概略が明らかになった．本節では第3章での軟鋼 - 鑄鉄の場合と同様に，界面での熱移動および凝固の進行の観点から解析を行う．

4.3.1 計算モデルおよび計算上の仮定

鑄鉄溶湯と超合金心材を Fig.4-13 に示すような2次元軸対称モデルに近似した．完全に軸対称であると仮定し，半径方向および軸方向の熱移動について計算した．3章と同じように2次元であるから，これまでの棒あるいは管⁽¹⁾⁽²⁾の1次元近似が可能な場合と異なり，実測値を境界条件として用いることは困難である．このため，溶湯，心材，鑄型全体をひとつの大きな系として，全体の熱移動の計算を行った．鑄型は長方形であるが，計算モデルでは短辺を直径とする円筒形で近似した．鑄型の周囲は室温の空気としたが，計算を行った 300sec では鑄型外周部の温度変化はなかった．また，計算時間の短縮を図るため，鑄鉄部の高さの中央を温度中立点と仮定し，心材側の半分で計算を行った．なお，このような省略をせずに全体を含めたモデルでの計算結果と，温度中立点を仮定した計算結果との差はほとんどない．その他の計算上の仮定は前章までと同様である．溶湯の鑄型内への充填は瞬時に完了するものとし，溶湯の流れは直接計算せずに，見かけの熱伝導率を大きく見積もることによりその効果を考慮した．また，実験によれば，心材と溶湯の間の元素拡散および心材表面部の溶融が生じているけれども，この計算ではまず界面での溶湯の温度経過および凝固挙動を把握することを主目的とし，これを無視する．計算に用いた物性値および各種定数を Table4-2 に示す．鑄鉄，心材，鑄型それぞれの間における熱伝

達係数は、3章と同様に、3.3.2で実測温度から求めた値を参考に決定した。

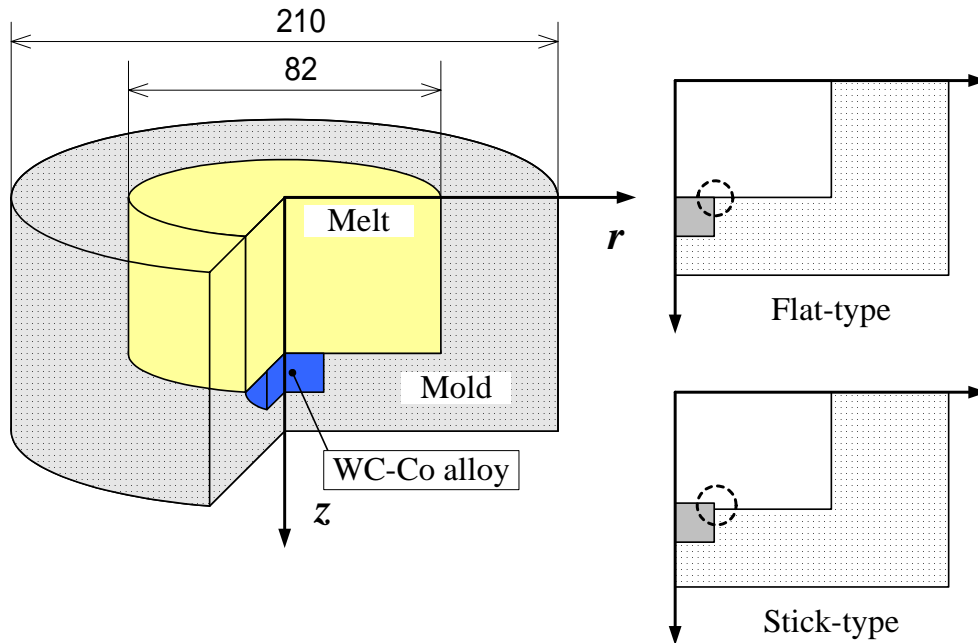


Fig.4-13 Calculation model

Table4-2 Constants and parameters used in the calculation

	mold	WC-Co	Cast iron	
			Liquid	Solid
Density (kg/m ³)	1550	12400	6800	7200
Specific heat (J/kg/k)	800	220	920	720
Thermal conductivity (W/m/K)	1	110	32	20
Heat transfer coefficient (W/m ² K)	FCD - WC		8000	
	FCD - mold		280	
	WC - mold		100	

4.3.2 解析結果

Flat-type の VR100 と VR50 について、界面付近の温度経過および溶湯の固相率の経過を Fig.4-14 と Fig.4-15 に示す。注湯直後から心材表面の温度は急激に上昇し、約 30sec 後に最高温度の 1494K(VR100)および 1479K(VR50)に達する。VR100 はその体積比の大きさから心材の最高温度が高い。また、溶湯が液相状態で心材と接触する時間は 150sec を超え、VR50 の約 100sec より大幅に長い。ただし、初期の溶湯の温度と固相率経過には体積比による差が見られない。これは VR100 と VR50 の心材の形状が同じであるためである。すなわち、注湯直後の溶湯の冷却は、体積比よりも心材の形状および寸法に依存する。

実験で接合状態に差が見られた中心部と外周部では、心材の温度経過については差が見られないけれども、接合界面の溶湯の挙動に違いが現れている。心材中心部に接する溶湯は注湯直後に凝固し、約 15sec 後に再溶融する。一方、心材外周部に接する溶湯は、注湯直後の温度低下はあるものの、ほとんど凝固せずに液相状態を保つ。心材が最高温度に達するまでの注湯後 30sec の間、外周付近の溶湯は中心部よりも高温を保つ。

Fig.4-16 に時間ごとの心材周辺の温度分布を示す。注湯直後の心材による冷却により、心材付近の溶湯温度が低下している。特に心材中央付近の温度低下が大きく、外周との熱的条件に差ができています。その後、時間の経過と共に心材の温度が上昇し、溶湯との温度差も小さくなる。溶湯が凝固するときには中心と外周の差はわずかである。このことから中心部と外周部の接合状態の差は、鑄鉄部の直径が心材直径よりも大きいいため、心材の外周付近に中心部より多くの熱が供給されたことによるものであることが理解される。

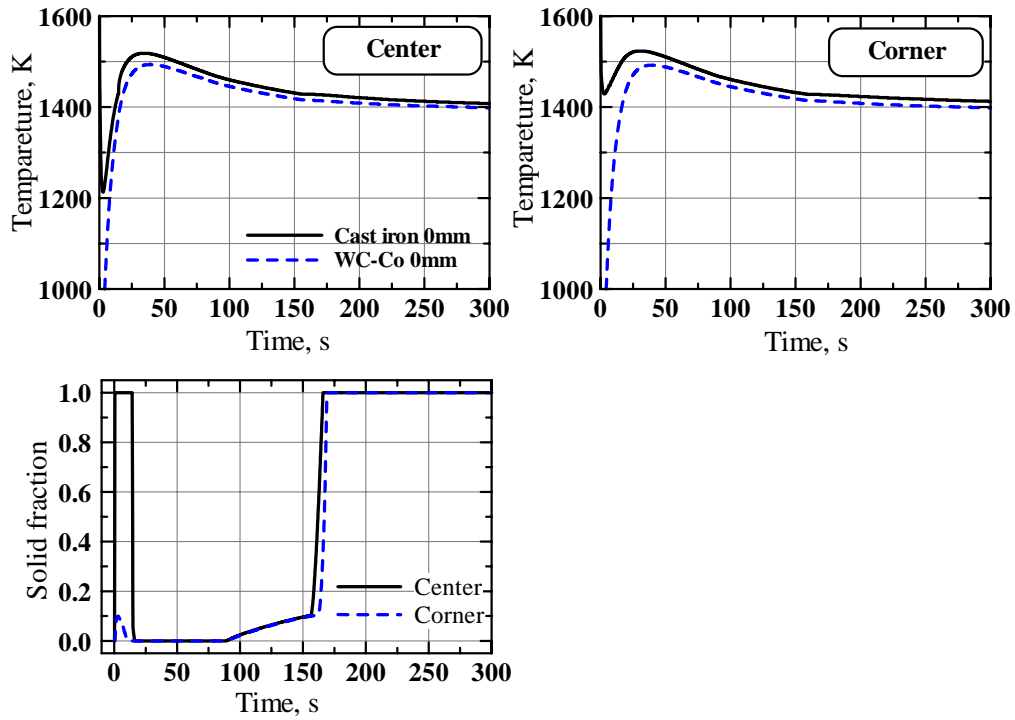


Fig.4-14 Temperature history and solidification progress (VR100, Flat)

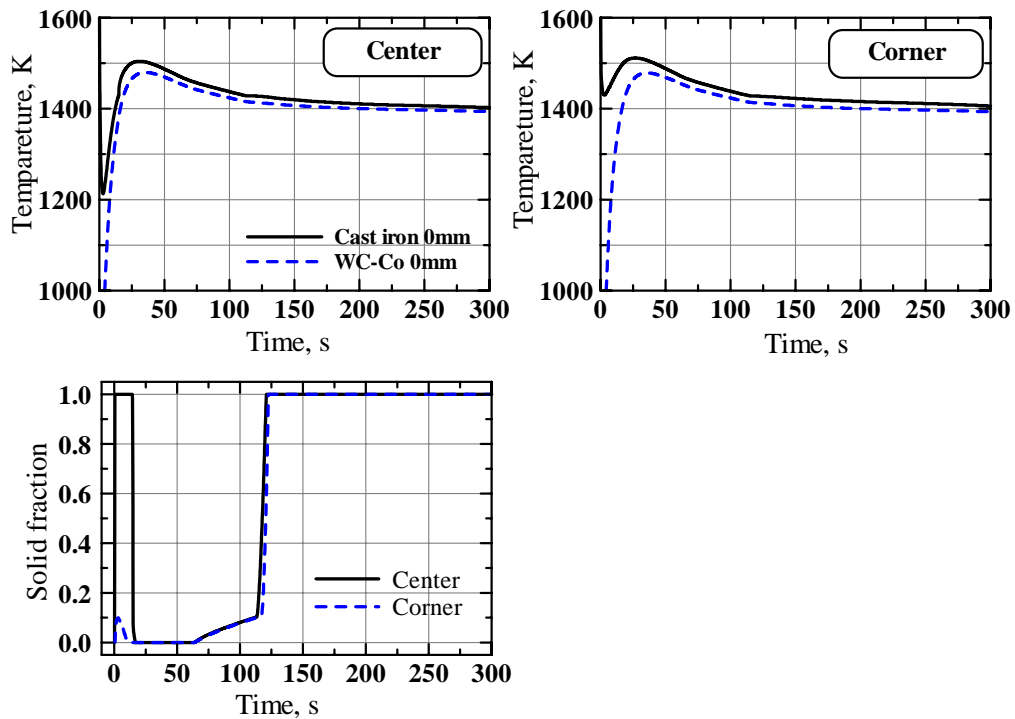


Fig.4-15 Temperature history and solidification progress (VR50, Flat)

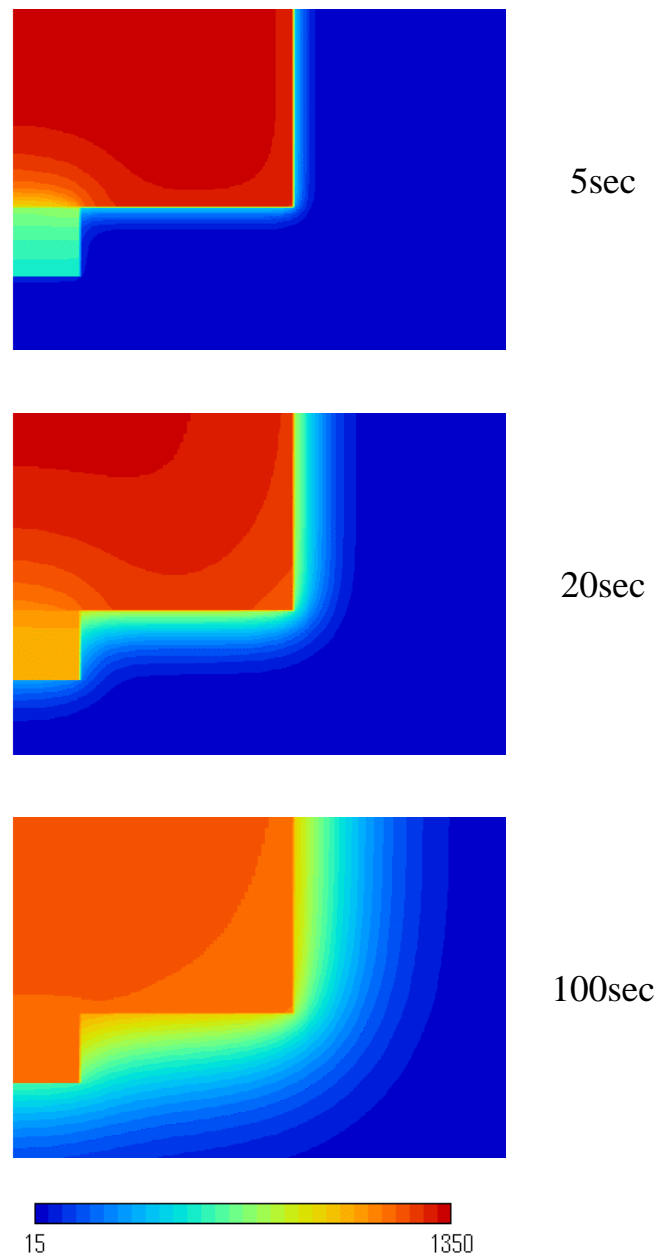


Fig.4-16 Temperature distributions with time around the insert

VR50 の Stick-type の温度経過および固相率変化を Fig.4-17 に示す . 同じ VR50 の Flat-type よりも心材の最高温度が高く , VR50 であるにもかかわらず体積比が大きい Flat-type の VR100 とほぼ同じ温度まで上昇する . また , 注湯直後に凝固した溶湯が再溶融するまでの時間が短い . Fig.4-18 に Flat-type の VR100 , VR50 および Stick-type の VR50 について , 心材中心の表面温度の経過を比較して示す . Stick-type は心材の温度上昇が速く , 最高温度に達するまでの時間は Flat-type の VR100 よりも短い . すなわち , 心材の温度上昇はその設置方法に依存し , 溶湯に対して心材をわずか 1mm 突き出すだけで , 温度条件が改善されることがわかる .

Fig.4-19 にそれぞれの設置方法における注湯後 10sec の温度分布を示す . この時点で心材温度 , 心材周辺の溶湯温度ともに Stick-type のほうが高く , 溶湯による心材の加熱がより効果的に行われていることを示している .

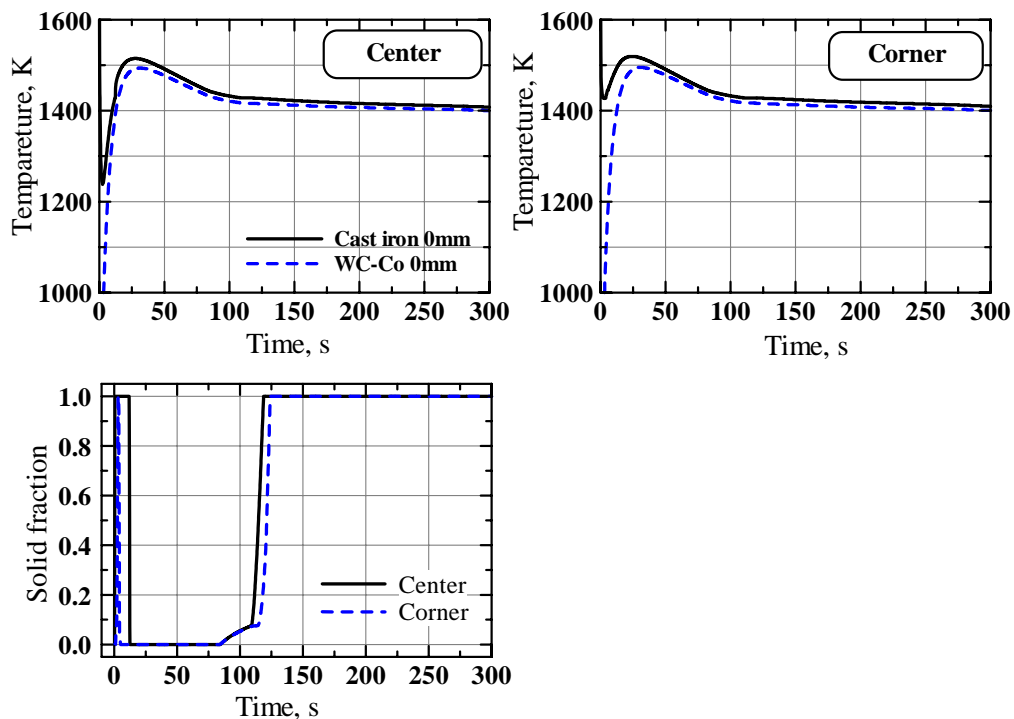


Fig.4-17 Temperature history and solidification progress(VR50, Stick)

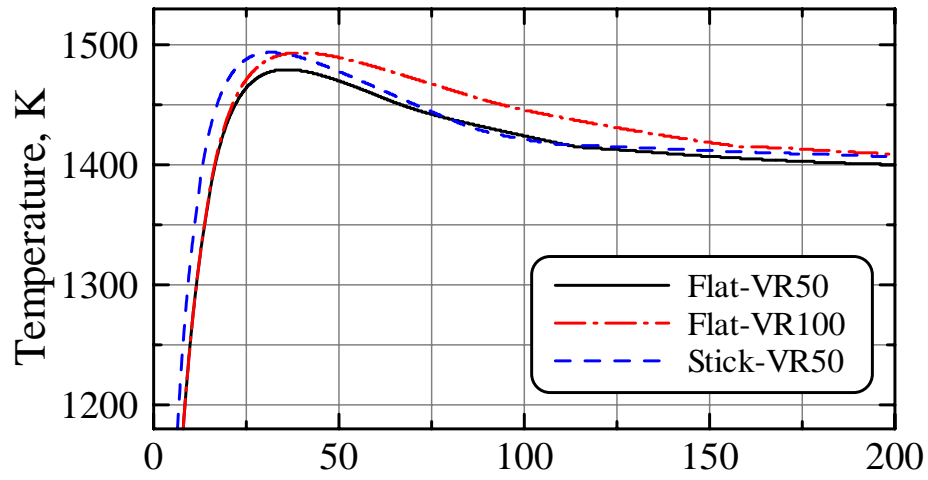


Fig.4-18 Comparison in the temperature history with the insert settings

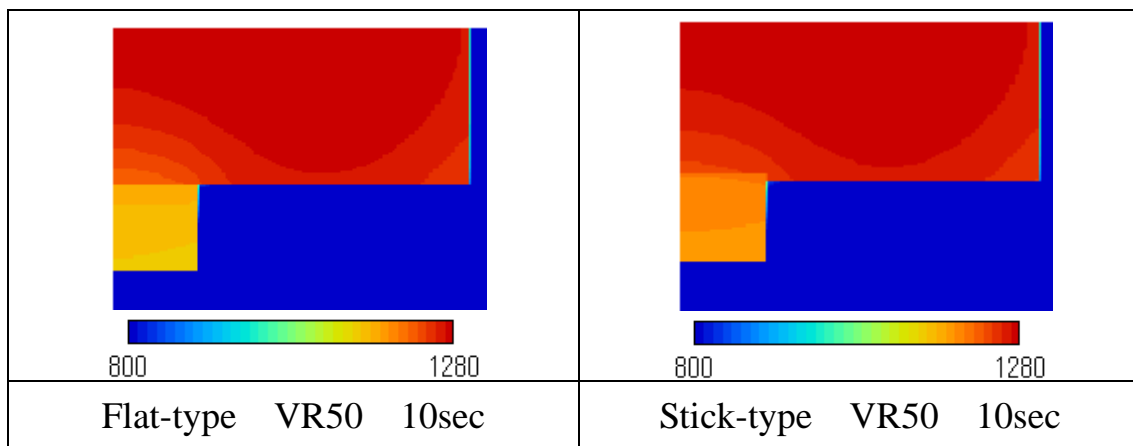


Fig.4-19 Difference in temperature distribution with insert setting

4.4 鑄鉄溶湯による超硬合金の接合についての考察

実験によれば、WC-Co 超硬合金を鑄造品端面に鑄ぐるみにより接合させるには、およそ 100 の体積比が必要である。これは前章の軟鋼を端面に接合する場合の約 3 倍であり、超硬合金の接合にはより高温で長時間維持するという熱的条件が必要であることを意味する。

実験において良好に接合した試料では、界面で合金層を形成している。層内には WC 粒子と鑄鉄組織が混在しており、心材が溶融したことを示している。ただし WC 粒子に溶融した痕跡がほとんど見られず、元素の分布も Fe と W の排他的な存在を示していることから、超硬合金心材の Co 基地組織のみが融けたと考えられる。Co, Si の多い条件の実験で良好な接合が得られたこと、および心材と溶湯の主成分である W, C, Co, Fe, Si のうち、Co と Si の合金層内での分布傾向が一致したことから、Co と Si の合金化による融点の低下で心材表面が溶融して接合したものと推定する。Co-Si 合金の最低融点(共晶点)は約 1200 (1473K)⁽³⁾であり、解析によれば、心材表面の最高温度は約 1200 を超えるため、溶融の可能性は十分にある。

これまでも W-Co や Co-C の反応による液相化により接合するという報告⁽⁴⁾があるが、いずれの合金も融点は 1300 (1573K)を超える。4.3.2 の解析結果からも、本実験で心材表面が 1300 を超えることは考えにくく、これらの合金化による接合機構は本実験に当てはまらない。

このように、WC-Co 合金と鑄鉄は、第 2 章の軟鋼を鑄ぐるむ場合と同様に、心材と溶湯の間で元素の拡散が生じ、合金化により溶融することで接合する。ただし、WC-Co 合金の場合、合金化によってもその融点が溶湯の融点(共晶温度)よりも高いために、溶湯が液相で長時間接触するだけでは心材が溶融するとは限らない。ここで、心材が溶融しない場合でも、液相状態の溶湯と長時間接触することで拡散接合が得られる可能性がある。本実験条件の範囲では溶融を伴わない拡散接合は確認されず、その達成条件は明らかではない。しかしなが

ら，VR100 の Flat で液相との接触，すなわち拡散接合のプロセスが進行できる状態が 200sec 近く持続したにもかかわらず拡散接合は見られないことから，溶融を伴わない拡散接合には相当の時間が必要であると推定される．同じ VR100 の Flat-type でも，界面中央部で接合していないにもかかわらず，外周部では心材の表面の溶融により接合している．また，心材と液相の溶湯との接触が短い VR50 であっても，心材を溶湯側に 1mm 突き出した Stick-type では接合が得られている．このように，溶融による接合は，比較的短い時間で達成されている．

鑄ぐるみ接合において，界面付近の温度条件は体積比，溶湯温度，心材および鑄造品形状によって変化する．特に，高温の状態を長時間維持するには鑄造品自体の体積が大きいことが必要であるため，製品への適用範囲の観点から，接合に要する時間は短いことが望ましいと考える．したがって，超硬合金を鑄鉄で鑄ぐるむ場合は，溶融により接合させるほうが合理的である．

次に接合に必要な条件について整理する．まず温度の点では，心材と溶湯の構成元素の合金化による最も低い融点である約 1200 (1473K)を超える必要がある．なお，この温度は他の元素，Fe，C，W との多元合金化により若干低下する可能性があるが，おおむねこの程度と考えられる．4.3.2 の計算結果によれば，本実験条件ではいずれもこの温度を上回る．しかし界面全体で接合が得られたのは VR-100 の Stick-type のみである．溶融には，拡散による合金化，すなわち心材表面の濃度条件と融点を上回る温度条件の2つが揃わなければならない．したがって，VR50 の Flat-type では，温度が 1200 をわずかに上回るものの，その状態の継続時間は 20sec 程度に止まるために，拡散の時間が十分ではなく，心材表面の融点はその状態での温度以下まで低下せず，溶融に至らなかったものとする．

一方，心材の温度経過が同じ場合でも，心材中央部と外周部のように接合状態に差が現れた．計算によれば，これらは接する溶湯の凝固挙動に違いがあり，外周部のほうが注湯直後の凝固がなく，液相で心材と接している．この間，溶

融はしないけれども、溶湯から心材への元素の拡散が生じる可能性がある。心材表面において、ある程度拡散が進んだ後に温度が融点に達したならば、比較的短時間で溶融が達成されるであろう。このような理由により、心材中央部と外周部の接合状態に差が現れたものである。

以上から、WC-Co 系超硬合金を鑄鉄で鑄ぐるんだ場合の溶融を伴う接合プロセスを次のように考えることができる。

1. 高温の心材が液相状態の鑄鉄溶湯と接触する。
2. 溶湯から超硬合金心材へ Fe, C, Si, が拡散する。
3. Co-Si を主成分とする合金化により、心材表面の融点が低下し超硬合金の Co 基地が溶融する。
4. WC 粒子と鑄鉄溶湯が混合し、合金層を形成する。
5. 溶湯の温度低下に伴い、心材の溶融は終了する。この時点で鑄鉄溶湯はまだ液相である。
6. 界面の鑄鉄溶湯が凝固し、界面の接合が完了する。

4.5 結言

本章では、異種合金系部材の鑄造複合化を検討する観点から、WC-Co 系超硬合金を鑄鉄により鑄造接合する実験を行い、また、その接合過程を 2 章、3 と同じく界面溶湯の凝固解析によって考察した。その結果、以下のような結論が得られた。

WC-Co 系超硬合金を複合化鑄造によって鑄鉄の端面に接合させるためには、体積比 100 が必要であった。これは軟鋼を鑄鉄端面に接合させる場合の最低体積比、約 30 よりもさらに 3 倍大きい。すなわち、軟鋼と鑄鉄の接合よりも高い熱的条件を達成する必要がある。これは心材の WC-Co の融点が高いためである。WC-Co 合金のマトリックスである Co は融点が 1768K であるから、1600K 前後の鑄鉄溶湯では溶融しない。本章での実験と解析の結果によれば、おもに Co と Si の合金化によって心材表面の融点が低下し、心材の Co 基地組織が溶融し、接合するものと結論された。この合金化による融点は、もっとも低い場合で約 1200 (1473K) である。したがって、Co 相が溶融し、これと液相の鑄鉄溶湯が混合して接合するためには心材表面がこの温度に達することが必要である。

心材と溶湯の主要な合金化元素である Co および Si は、その含有量が多いほど接合を容易にすると考えられる。ただし、超硬合金の結合材である Co は、その割合の増加とともに超硬合金の硬さの低下をもたらすため、過度の添加は避けるべきである。

心材の最低融点が溶湯の融点よりも高いために、心材が溶融しない場合でも、溶湯が液相を保ち心材との接触を続けることが可能である。これによって、拡散接合が得られる可能性があると考えられる。しかし、体積比 100 という実験条件でも拡散接合が得られなかったことから、かなり長時間の液相接触が必要と推定される。鑄ぐるみ接合では、最終的な凝固時間はおもに鑄造品の寸法により決まり、心材の冷却効果によってさらに短くなる傾向がある。そのため、

接合は短時間で達成されることが望ましく，本実験の材料の組み合わせでは溶融を伴う接合のほうが有利である．

また，実験によれば，心材と溶湯の完全な端面のみ接触させるよりも，心材を 1mm 溶湯側にずらして設置したほうが良好な接合が得られた．このことから，端面で接合させる場合には，心材の設置方法により接合状態を向上させることがわかる．これは形状の違いによる熱的な効果であり，材料には依存しないため，他材料，他部材の接合にも適用できる．

WC-Co 合金は，その優れた硬さや耐摩耗性などから工業的な利用価値はきわめて高く，鑄ぐるみによる効果的な複合化によってさらに広範囲な利用が期待できる．本章での実験ならびに解析によって，接合に必要な寸法条件とその接合のおおよその機構を明らかにすることができた．この結果は，鑄造による WC-Co 系超硬合金の複合化のみならず，各種の異種材料を複合化鑄造する工業的な応用に寄与することができるものとする．

第4章の参考文献

1. 野口徹,鴨田秀一,佐藤司,簗谷一典,機械学会論文集 C 編,58 巻 556 号,1992,
3761-3766
2. 野口徹,阿部克哉,鴨田秀一,名雪東彦,鑄物,66,1994,567-572
3. 金属データブック,日本金属学会,丸善,1974
4. 麻生節夫,後藤正治,池浩之,勝負澤善行,小西英二,小西信夫,鑄造工学,
70,1998,878-883

第 5 章

接合界面における熱的条件におよぼす
心材形状および寸法の効果

5.1 緒言

2章から4章にかけて、複合化鋳造において心材が溶融する場合、心材を鋳造品端面に接合する場合、大きく異なる性質をもつ心材を接合する場合について、それぞれの接合機構や熱的条件を明らかにしてきた。

接合を達成するために必要な熱的条件は、体積比で評価した場合、心材や鋳物の形状やそれらの位置関係など他の巨視的条件により変化する。しかし、接合現象そのものは、界面における密着、元素の拡散、酸化膜等の障壁の破壊というミクロな現象である。したがって、これら接合プロセスの進行を支配するのは、界面の心材温度と溶湯温度および溶湯凝固挙動、すなわち界面近傍の狭い領域での熱的条件である。良好な接合のために界面でどのような条件が必要となるかは、心材と鋳造材の組み合わせ、および心材の表面粗さや酸化層、汚染層の有無などの表面状態に依存する。

したがって、これまでの複合化鋳造は、界面近傍の微視的な熱的条件を体積比という巨視的な条件で間接的に制御していることになる。そのため、体積比を固定したとしても他の巨視的条件の変化で界面の条件が変わり、その結果、接合状態に差が現れることになる。様々な用途において接合状態を確実に制御するためには、体積比や鋳造法案などの巨視的な条件が界面の微視的な熱的条件に与える影響を正確に把握し、評価する必要がある。

本章では、前章までの結果をもとに、体積比や心材位置といった巨視的な熱的条件と界面における微視的な熱的条件の関係について考察する。

5.2 端面への接合と寸法・形状が接合に及ぼす効果

3章では、心材を鋳造品から露出した状態で接合することは、鋳造品内部に埋設して接合するよりも条件が厳しいことを明らかにした。これは、心材の表面において、溶湯および鋳型と接する心材の面積の占める割合の違いによるものである。すなわち、体積比のほか、心材と溶湯の位置関係・接触面積等もまた接合状態を左右する。このことは、同じ体積比であっても、心材の位置や形状の工夫により接合状態を向上させることが可能であることを示している。本節では、端面における接合において、心材の形状および寸法が、界面の熱的条件すなわち接合状態へ与える影響について考察する。

5.2.1 界面の熱的条件に対する心材および鋳鉄部形状の効果

4章の超硬合金を球状黒鉛鋳鉄により鋳造接合する実験では、心材をわずか1mm 溶湯側へ突き出すだけで接合状態が向上した。解析によれば、心材表面の最高温度は、心材上面のみで溶湯と接触する場合よりも20K以上高くなっており、接合あるいは心材の溶融が生じやすい条件となっている。この場合、心材形状に変化はないものの、心材を溶湯側へ移動することにより接合面の形状が平面のみから側面を含めた円柱形へ変化している。このため、熱的条件の向上には、溶湯と心材の接触面積が増えた効果だけでなく、接合面形状の効果もあると考えられる。心材の側面が溶湯と接触することにより、溶湯による加熱が上面と側面の2方向となり、溶湯との接触面積の増加とともに心材の温度上昇に寄与したと考えられる。このことから、接合面上の心材の形状により接合性を向上させることができる可能性がある。

また、形状による同様の効果として、心材に対する溶湯の余肉効果がある。3章と4章の接合形態はいずれも端面接合である。しかしながら、3章の軟鋼リ

ングの場合，リングの幅の中央，すなわち鑄型から遠い位置において接合状態が最も良好であった．一方，超合金試料では，内周部では接合せずに外周部のみで接合しているものがあった．これらの差は，心材に接している鑄鉄溶湯部の形状の違いによるものである．3章では心材の軟鋼と鑄物の直径は同じであるのに対し，4章の超合金心材の直径は鑄鉄部の直径の1/4であり，大きな鑄物端面に小さな心材が接している状態である．Fig.5-1 に計算によるそれぞれの温度分布を示す．本論文の超合金の接合のように心材直径よりも鑄鉄溶湯部の直径が大きい場合は，心材より外側の溶湯からの熱の供給があるため，心材外周部の熱的条件は中央部よりも有利である．したがって，端面接合において，心材の外縁部の接合状態が悪い場合には，溶湯側に余肉を設けることで接合面全体の接合が期待できる．

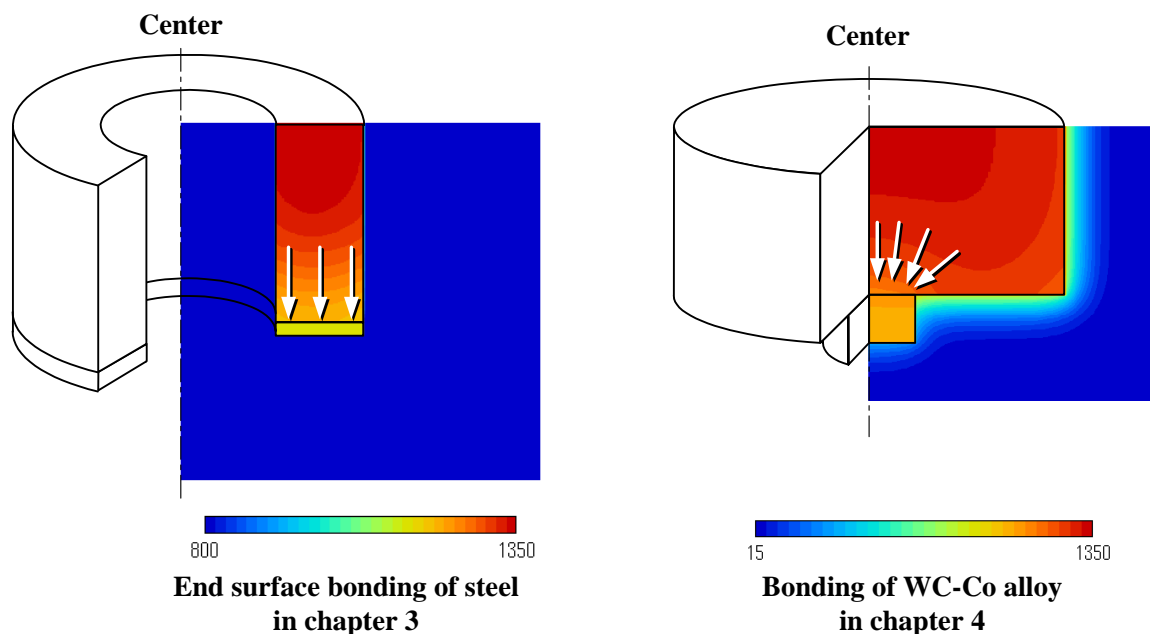


Fig. 5-1 Difference in heating effect by the melt

5.2.2 複合化鑄造における寸法効果

4章の超硬合金の接合における VR50 と VR100 について、界面の熱的条件の計算結果を Fgi.5-2 に示す。これらは体積比が異なるため、心材の最高温度や、溶湯が液相状態で心材と接触する液相接触時間が異なるけれども、注湯直後の溶湯の温度低下とそれによる凝固の挙動はほとんど同じである。4章では、体積比を溶湯の高さによって決めており、心材の形状は同一であるので、その冷却効果が同じであったためと理解できる。すなわち、注湯直後の溶湯の冷却は体積比のみに依らず、心材の形状、あるいは寸法で決まることを示している。

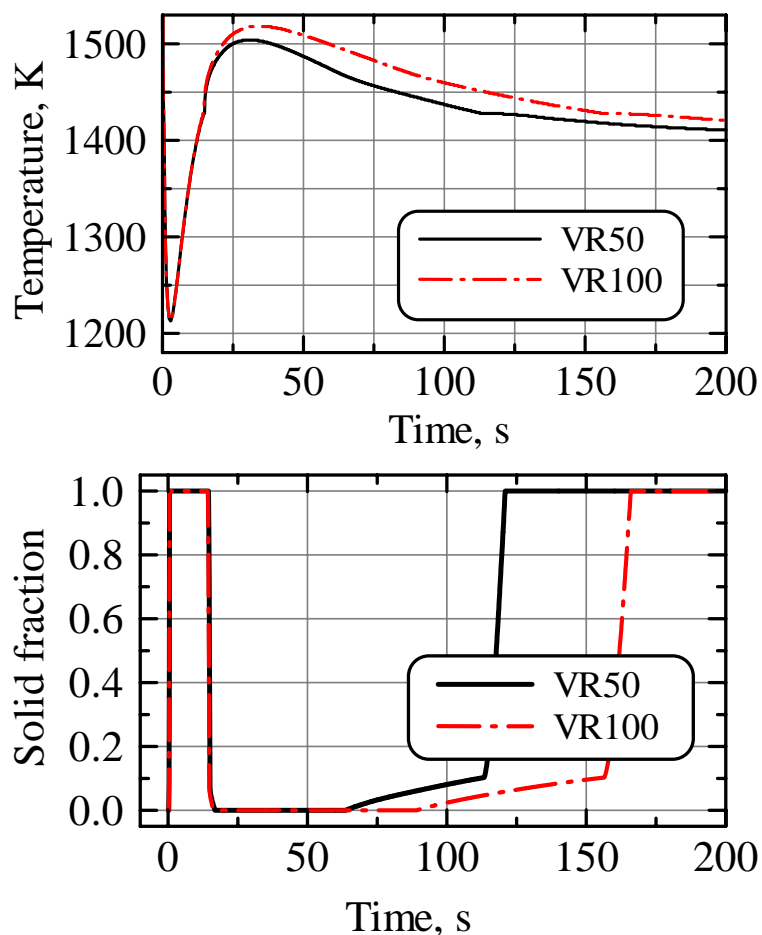


Fig. 5-2 Comparison of thermal condition at the interface in the two volume ratios

次に、同じ VR50 における軟鋼の端面接合と超硬合金の接合を比較する。軟鋼の端面接合では、超硬合金の場合と異なり、体積比を心材の厚さにより変えている。Fig.3-14 によれば、軟鋼の端面接合の場合、注湯直後の心材の冷却によって界面溶湯の温度が低下するけれども、VR50 では凝固には至らない。一方、Fig.4-15 から、WC-Co 系合金の接合では注湯直後に界面の溶湯が凝固し、約 15sec 後に再溶融する。単位体積当たりの熱容量は、軟鋼が約 3900kJ/m^3 、超硬合金は約 2700kJ/m^3 であることから、溶湯に対する心材の冷却効果はむしろ軟鋼のほうが大きい。したがって、溶湯の凝固挙動の差は、材質の違いによるものではなく、心材の形状、寸法に起因すると判断できる。Fig.5-3 に示すように、これらの心材は厚さ、すなわち溶湯側から反対側表面への長さの差が大きい。このことから、心材の冷却効果は、その体積よりも溶湯に対する厚さに依存すると考えられる。

接合界面において溶湯が液相状態を保つためには、心材と溶湯の温度差が小さくなることで心材による溶湯の冷却が小さくなる必要がある。そのためには、心材の温度が溶湯の融点程度まで上昇しなければならない。Fig.5-4 に示すように、心材の初期温度は室温の 20 (約 300K) 前後であり、鑄鉄の融点は約 1150 (1423K) である。したがって、溶湯からの加熱により心材の温度を 1000K 以上上昇させる必要がある。ところが、溶湯の注湯温度は 1350 (1623K) であり、融点との温度差は約 200K である。すなわち、溶湯が凝固せずに外部、ここでは心材へ熱を供給できるのは、この 200K に相当する熱量分だけであり、心材が融点に達するまでに必要とする 1000K の 1/5 である。溶湯が液相を維持していれば、心材よりも熱の移動が速やかであるけれども、心材が吸収する熱量に対して、同じ体積の溶湯が供給できる熱量がきわめて小さい。そのため、心材厚さが界面の熱的条件に及ぼす影響は、溶湯の寸法による影響よりも大きくなる。

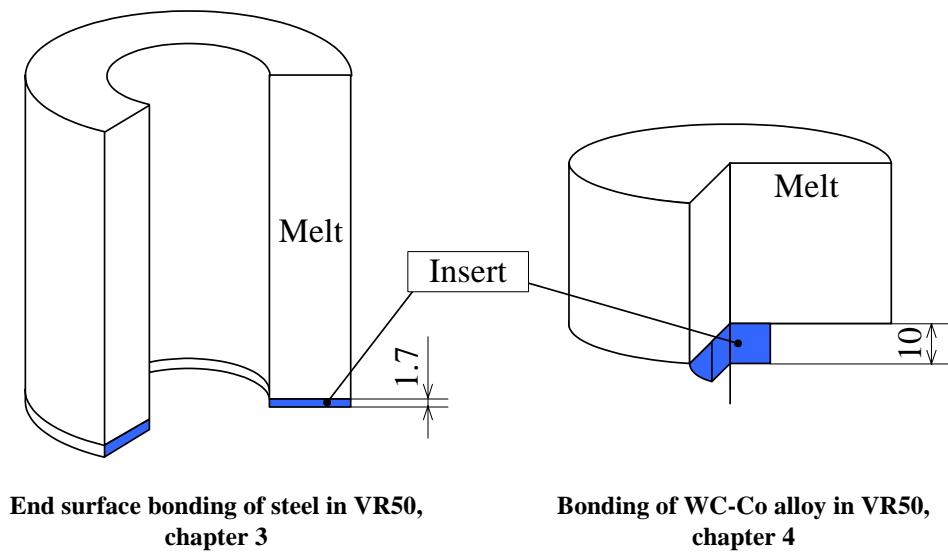


Fig. 5-3 Thickness of the steel and WC-Co alloy insert
in chapter 3 and chapter 4

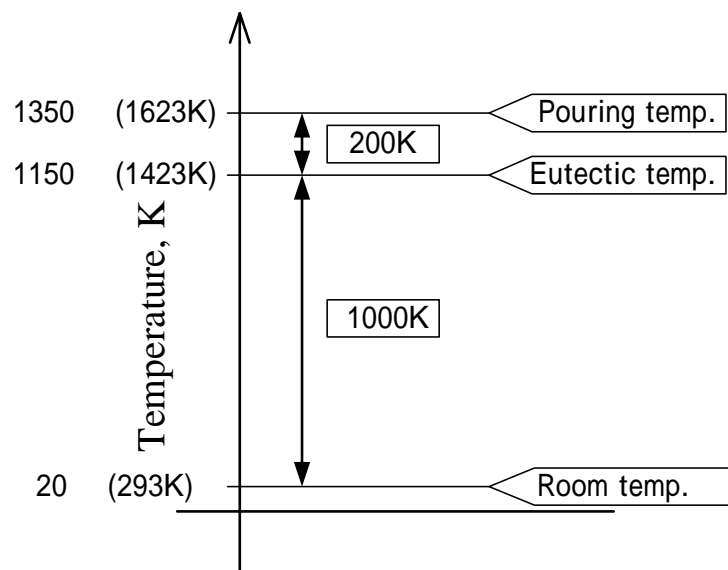


Fig. 5-4 Temperature difference between pouring temp., eutectic temp.
and room temperature

ここで、同じ体積比で心材の厚さのみが変化する場合、すなわち、相似形状を保ったまま寸法が大きくなる場合について、計算により考察する。鑄造においては、寸法が大きくなるほど凝固時間が長くなるけれども、複合化鑄造の場合は同時に心材寸法も大きくなり、それによる冷却効果があるため単純に大きな寸法が有利とは言えない。3章で用いた形状にて、体積比を25で一定とし寸法のみ変化させたモデルを Fig.5-5 に示し、これを用いて3.3節と同じ手法を用いて計算を行った。標準寸法(x1)と2.2倍の計算結果を Fig.5-6 に、および1/3倍から3倍までの結果をまとめて Fig.5-7 に示す。

Fig.5-7の横軸の数字は3章の実験で用いた寸法を1とした場合の寸法上の倍率である。縦軸の液相接触時間は Fig.5-6の色付きで示される時間であり、接合界面の溶湯が液相あるいは固液共存状態を維持している、すなわち完全に凝固していない状態で心材と接触している時間である。寸法の小さな範囲では、寸法に比例して液相接触時間が長くなる。すなわち寸法が大きいほど熱的条件が良いことがわかる。しかし、もとの寸法の1.7倍付近をピークとして、それ以上の寸法では逆に液相接触時間が短くなる結果となった。寸法が大きくなるとともに心材が厚くなることで注湯直後の心材の冷却が大きくなり、界面に形成される凝固層が厚くなる。そのため、凝固層の再溶融に要する時間が長くなり、その間に全体の溶湯温度が下がり、このような結果となったものである。

一方、Fig.5-6の標準寸法と2.2倍の温度経過に見られるように、寸法が大きい場合、界面の凝固層が再溶融した時点での温度が低い傾向にある。そのため、2章の2.4.3で述べた、高温溶湯による急激な溶融が生じる可能性は低い。したがって、溶湯の寸法が大きい場合や、注湯時に高温の溶湯が直接当たるような状況では、心材の厚さを大きく取ることによって心材の溶損を防ぐことが可能であると考える。

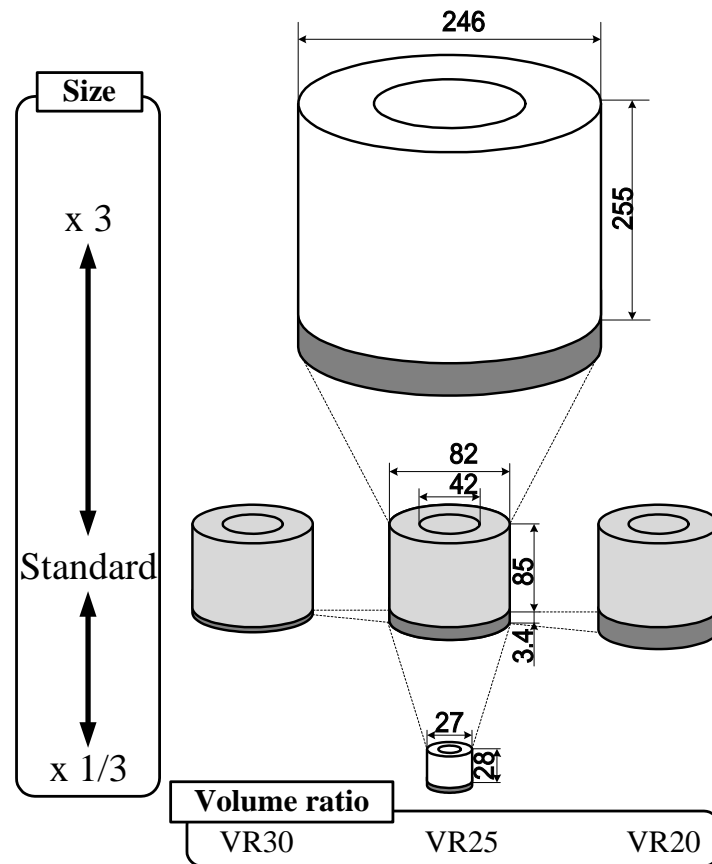


Fig. 5-5 Various size and volume ratios for calculation

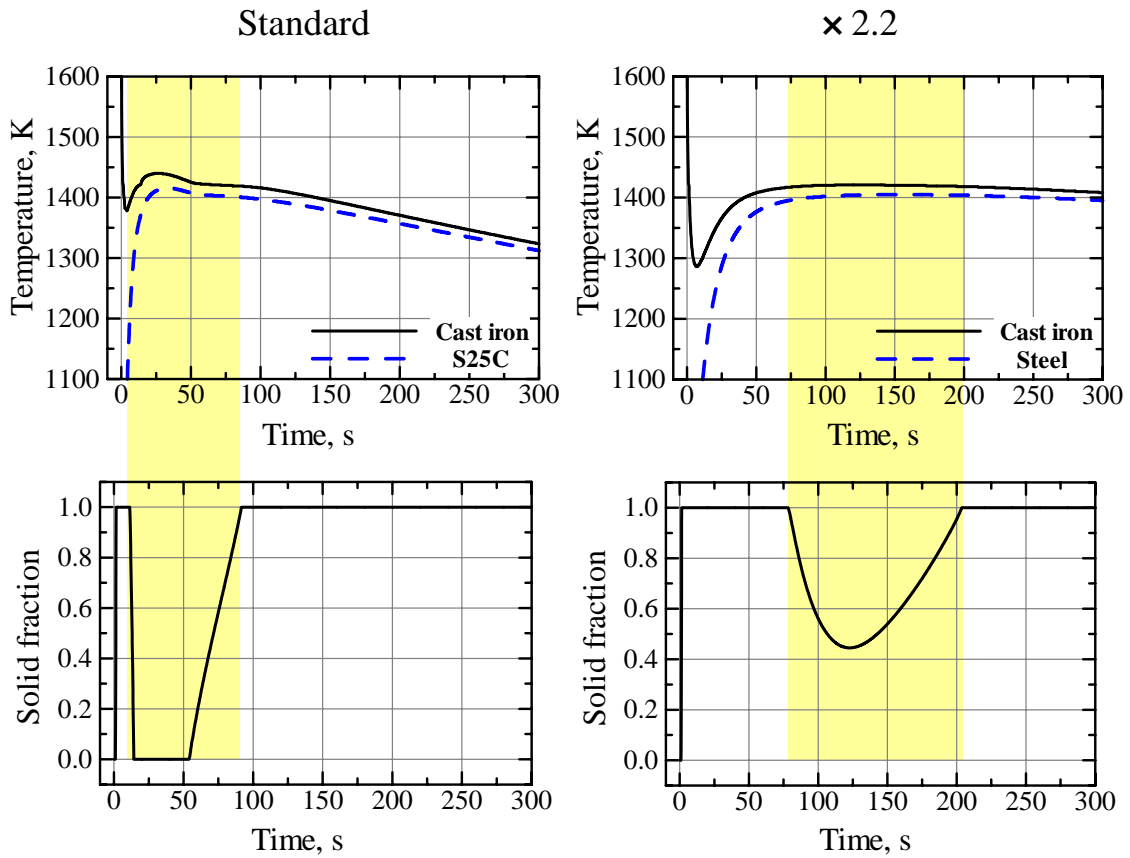


Fig. 5-6 Calculated thermal conditions around the interface with different size

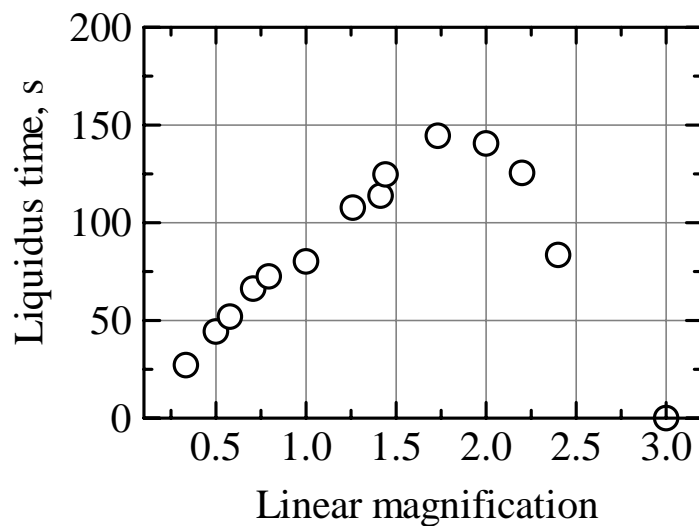


Fig. 5-7 Size effect on the period where insert contacts with melt in liquidus or liquid-solid coexisting conditions

5.3 結言

複合化鋳造において、体積比は接合状態を評価する重要な値である。しかしながら、心材の温度経過および溶湯の凝固挙動は、体積比のみならず心材の形状や寸法および溶湯の形状、そのほか注湯温度や鋳造法案により変化する。そこで本章では、2章から4章までに得られた実験および解析結果をもとに、体積比以外の形状および寸法の巨視的な条件が、界面における微視的な熱的条件に及ぼす効果について論じた。

4章において、心材を溶湯側に1mm突き出すことで接合状態および界面の熱的条件が向上した。これは心材の表面の加熱面積が増加したこと、および心材上面からの加熱のほか側面からも加熱されるためであり、接合面形状の効果があると考えられる。このことから、体積比などの条件に制約がある場合であっても、端面形状の変更により接合状態を向上させることができると考える。

また、3章の端面接合と4章の超硬合金の接合において、心材の外縁部と中央部における接合状態の良否が反対の傾向を示した。これは心材形状よりも心材に接する鋳鉄部溶湯の形状の効果によるものと考えられる。鋳鉄側の形状が接合面よりも大きい場合、心材との接触面の外側から溶湯の熱が心材に供給されるため、心材外縁部の熱的条件が良好となり、接合に有利である。したがって、このような余肉を設けることは心材外縁部の接合状態向上に効果的である。

さらに、注湯直後の溶湯の凝固挙動は心材の厚さに依存し、溶湯側の寸法、体積比の影響はこれに比べて小さい。このことから、複合化鋳造において全体の寸法が大きくなると、体積比が大きい場合であっても、界面の熱的条件が悪くなり十分に接合できない可能性がある。これは、心材の冷却により生成される界面の凝固層が心材厚さの増大とともに大きくなるため、凝固層の再溶融に時間を要し、その間に全体の溶湯温度が低下してしまうためである。このような傾向は、単なる鋳造とは異なり複合化鋳造に特有の寸法効果と呼ぶべき特徴

である。一方、大きな寸法において再溶融が達成された場合、溶湯温度が低下していることから、2章で述べた高温の溶湯による急激な溶融は生じにくい。心材の溶損の恐れがある場合には、接合可能な体積比を確保しつつ、心材厚さを大きくすることで、急速な溶融による溶損を防止できる可能性がある。

以上のように、複合化鋳造における界面の熱的条件とそれによる接合状態は、体積比のほか、心材形状、溶湯形状、寸法によって変化する。したがって、これらの効果を有効に利用することで、限られた条件での接合状態を向上させることが可能であると考えられる。

第6章

総括

6.1 本研究の成果

複合化鋳造は、鋳造による成形と異種材料の複合化が同時に可能であるため、製造工程の簡略化に有効である。また、他の手法では困難な鋳造品内部への接合が可能であるという特徴を持つ。しかしながら、鋳造と接合という2つの異なるプロセスを同時に達成する必要があるために、これが成功する条件は厳しく、工業的な利用は限られていた。

本論文では、複合化鋳造をより広い用途・製品へ応用することを念頭に、種々の形状および材料条件について、複合化鋳造法における接合機構および接合条件について検討し、以下の結論を得た。

鋳造を利用した接合の研究において、これまでは、心材と鋳造材の拡散接合を得るために接合の限界の条件を調べるものが多かった。しかし、体積比が大きい場合や注湯時の高温の溶湯が心材に直接接触するような場合には、心材の溶融を生じる可能性がある。本論文では、2章で複合化鋳造において心材が溶融する場合について、心材をモデル化した軟鋼棒と鋳鉄棒の溶湯中における溶融実験および鋳造接合実験を行った。また、心材および溶湯の温度および溶融・凝固の解析を行い、実験結果とあわせて複合化鋳造における心材の溶融現象について次の結論を得た。

鋳鉄棒を用いた溶融実験および注湯実験から、心材の融点が溶湯温度よりも低い場合、心材の溶融速度はきわめて速く、溶融を制御することは困難であることが示された。一方、軟鋼の融点は本実験で用いた溶湯温度よりも高い。これが溶融するには、溶湯から心材への炭素の拡散による心材表面の高炭素化、すなわち合金化により心材表面の融点が低下する必要がある。そのため、軟鋼の溶融は比較的遅く、溶融の制御は十分に可能であると考えられる。また、心材と溶湯の炭素量により溶融速度が変化するため、心材と鋳造材の材料選択も溶融の制御には重要な意味を持つことを示した。

3章では、複合化鋳造における心材の設置位置、すなわち接合形態の自由度を高めることを考え、その最も厳しい場合として鋳物の表面に接合することを検討した。複合化鋳造法によって鋳造品表面へ接合させることで、心材の特性を積極的に利用することが可能となる。このような設置形態における接合条件および従来からの心材埋設型との違いを、鋳造接合実験および差分法による伝熱凝固解析から明らかにした。

心材に特別な処理を施さずに接合できる体積比は約 30 以上であり、心材埋設型の場合に比べて 2~3 倍の大きさである。これは心材の表面積に占める溶湯、鋳型それぞれとの接触面積、すなわち加熱面積と冷却面積の割合が、接合形態により大きく異なるためである。心材埋設型では文字通り心材が溶湯の内部に埋まる形で設置され、心材表面のほとんどが溶湯と接触する。そのため、溶湯の加熱により心材の温度が上がると冷却は遅く、心材に接する溶湯は鋳物の凝固完了と同程度の時間、液相を維持することができる。すなわち心材との接合プロセスが進行する時間を確保するのが比較的容易である。ところが、端面における接合では、埋設型とは逆に心材と鋳型の接触面積が大きくなる。心材は溶湯により加熱されると同時に鋳型への放熱を伴うため、温度上昇は鈍くなり、かつ低下は速い。その結果、接合界面における溶湯は鋳造品全体で最も早く凝固を始めるため、接合させるためには心材埋設型よりも凝固の遅い条件、すなわち鋳造品および体積比が大きいことが必要となる。

一方、心材表面へ溶射することにより体積比 5 において接合が得られたことから、端面接合の形態においても、心材表面への溶射処理は接合状態の向上に有効であることがわかる。

また、界面上の位置による接合状態は、計算結果からの予測と異なる部分があった。これは、計算で考慮していない注湯時の溶湯の流れが、界面の位置により異なったためと考えられ、この効果を心材の加熱に利用することで、接合状態の向上が可能であると考えられる。

4 章では接合する材料の適用範囲を広げる観点から，2 章および 3 章の Fe-C 系合金同士の接合とは異なり，WC-Co 系の超硬合金を鑄鉄により複合化した．WC-Co 系超硬合金は硬さや耐摩耗性などに優れることから，切削，掘削機械などの厳しい環境で使用される．しかし，靱性の低さや加工の難しさおよび高価な点で使用範囲が限定されており，高靱性で成形性が良く安価な鑄鉄との複合化によりさらなる利用が期待される．3 章と同様に注湯実験および伝熱凝固解析を行い，次の結果を得た．WC-Co 合金の鑄鉄による複合化では，体積比 100 で良好な接合が得られた．これは軟鋼の端面接合の場合の約 3 倍である．WC-Co 合金は融点が高く，溶湯との相互拡散，合金化により接合する．基質の Co と溶湯成分の Si の合金化により心材表面の融点が約 1200 (1473K)まで低下し，表面部のみ溶融して鑄鉄と接合する．この温度が鑄鉄の融点よりも高いため，接合に必要な体積比が大きいと理解できる．計算によれば，実験で良好な接合が得られた体積比では，心材表面の温度は 1200 以上で 50sec 程度継続した．一方，実験では接合しなかった条件でも，液相の溶湯と心材の接触は 150sec 以上継続しており，軟鋼の拡散接合条件を大きく超えている．このように，拡散の進行が十分可能と考えられる条件で接合しなかったことから，心材表面における局所的な溶融の可能性がない場合，拡散接合を達成するためにより長時間が必要であると推定された．また，心材の Co 量，および溶湯の Si 量が多いほど接合は容易であった．さらに，心材を溶湯側へ 1mm 突き出すことで，界面の熱的条件が向上し，接合状態が改善された．

以上のような接合の条件は，これまで体積比を指標として評価されてきた．しかし 3 章の結果より，界面における熱的条件は，体積比のほか心材の設置位置によって変化することが明らかとなった．また，4 章で心材をわずか 1mm だけ溶湯側に突き出すことにより接合状態が改善されたことは，心材の接合面形状が接合状態，すなわち界面における熱的条件を左右することを示している．注湯直後の界面溶湯の凝固は，心材の形状，特に溶湯に対する心材厚さに依存

し、溶湯の寸法の影響は小さい。同じ体積比であっても全体の寸法の拡大とともに心材が厚くなり、注湯直後に形成される界面の凝固層が厚くなる。寸法が大きくなりすぎると、凝固層の再溶融に時間を要し、心材と液相溶湯の接触が妨げられることで接合条件が整わない場合がある。このように、寸法に対して熱的条件が比例しないことは、複合化鋳造における特有の寸法効果であると言える。

6.2 今後の展望

本研究による成果を工業的に製造現場で活用するためには、より一般的な指標の設定、あるいは広く利用されている手法の応用などが必要と考える。

これまで、複合化鋳造における接合条件を整理するための指標として、心材と溶湯の体積の比である体積比が用いられてきた。しかし、3章の端面接合において、心材埋設型よりも大きな体積比を必要としたことは、同じ接合状態を得るための条件を体積比のみで評価することが難しいことを明瞭に示している。また、5章で述べたように、寸法が大きく異なれば、同じ体積比で、かつ相似形であっても、界面における熱的条件は異なる。また、その変化も寸法に対して比例せず、大きすぎる寸法は接合不良となる可能性がある。これは、心材寸法が界面におよぼす熱的な効果が、溶湯のそれと比べて大きいことによるものである。

このように、体積比は接合条件を整理する上で便利な値であるけれども、接合形態あるいは寸法の変化により、体積比で評価した接合条件が異なる結果となる。複合化鋳造の工業的な応用を考えた場合、体積比のような指標の存在は、現場的な接合状態の見積もりから、異なる実験の結果を比較し検討する上できわめて重要である。したがって、体積比、心材の加熱・冷却面積、溶湯および心材の寸法といった多様な要因を考慮し、さまざまな条件において接合条件を評価できる指標が必要である。

また、本研究で用いた解析手法は、種々の実験条件に対して個別の対応が必要である。そこで、鋳造分野で広く利用されている市販の凝固解析シミュレーションソフトウェアを使用することを考える。市販の解析ソフトにより界面の熱的条件を求め、その結果を、接合条件に達しているかあるいは溶融に至るかの判断材料に用いることは、複合化鋳造の成否の簡易的な見積もりに有効である。市販の凝固解析シミュレーションソフトでは、心材への拡散および溶融ま

で再現することはできないけれども，界面における接合条件が明らかになれば，接合および溶融を判断することは可能である．

さらに，溶湯の挙動のみならず，心材の組織が拡散あるいは溶融の進行に及ぼす影響を把握することができるならば，接合可能な材料および条件の範囲を広げることが可能であろう．

このように本研究の成果を単独ではなく，他の手法，あるいは実験結果などと結びつけることによって，形状，寸法，材料について，より多様な複合化鑄造における接合条件の理解が可能となり，同時に工業的な利用範囲の拡大につながるであろう．複合化鑄造技術が材料の合理的な形成加工法として有効に活用され，素形材産業および機械工業に寄与することができれば幸いである．

謝辞

本研究を進め、論文をとりまとめるにあたり終始御指導、御助力を頂きました北海道大学大学院工学研究科機械科学専攻の野口徹教授に心より感謝申し上げます。また、研究および論文作成にあたり御助言いただきました中村孝助教授に感謝いたします。本研究を進めるにあたり、数多くの装置、試料の作製に御助力をいただきました藤田実技官にお礼申し上げます。

研究の初期より種々のご指導をいただきました北海道大学大学院工学研究科物質工学専攻の工藤昌行教授に感謝いたします。審査委員としてご助言を頂きました同研究科機械科学専攻の但野茂教授にお礼申し上げます。

また、試料作製および種々の実験の実施に御協力いただきました、北海道工業試験場機械金属部の鴨田秀一部長、宮腰康樹氏、高橋英徳氏に感謝いたします。

数多くの注湯実験の実施に際し、御協力をいただきました(株)札幌鋳物工業の高木武氏、越村氏にお礼申し上げます。

本研究課題の解決に共同で取り組んだ、北海道大学大学院工学研究科機械科学専攻の材料機能学研究室修士、王立松さん、加野潤二さん、伊藤高志さんに感謝いたします。

本研究に関係ある著者の論文

- (1)堀川紀孝,王立松,加野潤二,野口徹 : 「鑄鉄溶湯による軟鋼の鑄ぐるみ接合における心材の溶融」 日本機械学会論文集C編,67巻,660号, pp.2673-2678 (2001)
- (2)堀川紀孝,伊藤高志,王立松,野口徹,鴨田秀一 : 「鑄鉄による WC-Co系超硬合金の鑄ぐるみ端面接合とその熱的条件」,鑄造工学,73巻,pp.668-673 (2001)
- (3)HORIKAWA Noritaka, KANO Junji, ITO Takashi, NOGUCHI Toru : 「Insertion Bonding of Mild Steel to an End Surface of Ductile Iron Castings」, Proceedings of the 7th Asian Foundry Congress, Taipei, Taiwan, pp.225-234 (2001)
- (4)堀川紀孝,加野潤二,野口徹 : 「一端面を接合面とする鑄鉄による軟鋼の鑄ぐるみ接合」,鑄造工学,74巻掲載決定 (2002)