

Title	数値解析による鋳造品の品質予測に関する研究
Author(s)	長坂, 悦敬
Citation	大阪大学, 1992, 博士論文
Version Type	VoR
URL	https://doi.org/10.11501/3089984
rights	
Note	

The University of Osaka Institutional Knowledge Archive : OUKA

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

The University of Osaka

# 数 値 解 析 に よ る 鋳造品の品質予測に関する研究

# 1992年

長 坂 悦 敬



# 数 値 解 析 に よ る 鋳造品の品質予測に関する研究

# 1992年

# 長 坂 悦 敬

目 次

第	1	章		緒	論			1
	1	•	1		緒	言		1
	1		2		従	来の	り研究	3
		1		2		1	凝固熱伝導解析に関する研究	3
		1		2		2	鋳造品の引け巣欠陥予測に関する研究	7
		1	•	2		3	鋳造品の熱処理時の品質予測に関する研究	8
	1	•	3		本	研究	その概要	9
					参	考文	文献	12
第	2	章		線	肥	内挿	・ 前進差分法による凝固熱伝導解析	16
	2		1		緒	言	· · · · · · · · · · · · · · · · · · ·	16
	2		2		線	- 形内	内插前進差分法による凝固熱伝導解析方法	17
		2	-	2	1244	1	内箭占前准差分注定上乙収亩条件	18
		2	•	2	•	י י	前前点前進至方法による状末末 鎮形肉插前准美公法	10
	ი	4	ว	2	• #77 ·		秋心とうず町にたっては、	13
	2	ი	3	n	丹牛	ניכז ולח ז	りわよい方奈	22
		4	•	ა ე	•	1	1	22
		2	•	ა ი	•	2		23
	~	2	•	კ	•	<b>ろ</b>	3 次元熱伝導問題および凝固問題	25
	2	•	4		結	言	· · · · ·	28
					参	考文	文献	29
第	3	章		L	字	交差	ê部を持つ鋼鋳物の凝固熱伝導解析	30
	3	•	1		緒	言		30
	3	•	2		実,	験方	5法	30
	3	•	3		解	析方	与法	32
	3	•	4		実	験お	3よび解析結果の比較・検討結果	32
		3	•	4	•	1	鋳物外観	32
		3	•	4	• .	2	冷却曲線	34
		3	•	4	•	3	凝固時間	35
		3	•	4	•	4	マクロ組織と最終凝固位置	37
	3	•	5		結			39

— I —

参考文献	- 41
第4章 板状鋼鋳物の凝固過程に及ぼす注湯時熱移動の影響	- 42
4.1 緒言	- 42
4.2 解析モデルおよび解析方法	- 43
4.2.1 鋳型初期加熱の影響	- 43
4.2.2 注湯時湯流れの解析	- 44
4.3 解析例および考察	- 47
4.3.1 鋳型初期加熱の影響	- 47
4.3.2 薄肉平板鋳物における初期湯流れの影響	- 50
5.3.3 平板鋼鋳物の注湯位置による凝固過程の違い	- 51
4.4 結言	- 54
参考文献	- 55
第5章 引け巣欠陥の予測	- 56
5.1 緒言	- 56
5.2 従来の引け巣予測方法	- 56
5.3 引け巣の定量的予測方法	- 58
5. 4 鋼鋳物の鋳造実験方法	- 62
5.5 実験結果と解析結果の比較	- 64
5.5.1 板状鋼鋳物の押湯	- 64
5.5.2 円板状鋼鋳物の端面効果・押湯効果	- 66
5.5.3 コの字型鋼鋳物	- 77
5.5.4 L字交差部を持つステンレス鋼鋳物	- 79
5.6 アルミニウム合金鋳物の引け巣予測	- 82
5.7 2、3の機械部品用鋳物における引け巣欠陥予測	- 83
5.8 結言	- 86
参考文献	- 87
第6章 3次元凝固熱伝導解析システム	- 88
6.1 緒言	- 88
6.2 3次元凝固熱伝導解析システムの概要	- 88

6.3 3次元要素分割方法 93

— II —

6	•	3.	1	基本立体のデータ構造	96
6	•	3.	2	基本立体の作成方法	97
6	•	3.	3	基本立体形状の優先順位	98
6	•	3.	4	x y z 直交メッシュおよび差分計算用モデルの自動生成	98
6.	4	解	<b>彩析</b> 結	も果出力モジュール(ポスト・プロセッサ)1	00
6.	5	牧	加性値	直メンテナンスユーティリティー1	04
6.	6	緃	言		06
		参	考文	て献	07

# 第7章 オーステンパー処理された球状黒鉛鋳鉄の組織予測 -------108

- 7.1 緒言 ------108 7.2 解析方法
- 7.2.1 連続冷却過程の金属変態率の予測方法 ------108
- 7.2.2 球状黒鉛鋳鉄のオーステンパー処理における
  - 変態進行過程の計算モデル ------111

- 7.2.3 平均変態温度による組織予測 -------115
- 7.3 実験方法
- 7.4 実験結果および解析結果の比較 ------116 7.5 結言
  - 参考文献 ------123

第	8	章		鋓	ま	よよ	び	鋼	铸牲	勿の	焼	入	れに	こお	らけ	る会	⋛厲	組	織す	35	びタ	曵留	応ナ	」の	予測	 124
	8	•	1		緖	言																				 124
	8	•	2		熱	\弾	塑	性」	むけ	り解	析	方	法		i			•								 124
	8	•	3		純	İ鉄	丸	棒(	の灼	<b>尭</b> 入	n	解	析													 131
	8	•	4		中	炭	素	錮之	8.	よび	高	合	金銷	岡丸	棒	のオ	くス	プ	レ-	- 焼	入⋠	1解	析		<b></b>	 131
		8	•	4		1		実	験ブ	与法		·														 131
		8	•	4	•	2	ļ	計貨	算に	こ使	用	l	た素	<b>热</b> 物	1性	値≵	3よ	びれ	魕柄	战的	性質	Ţ				 132
		8	•	4	•	3		実愳	演≯	3 よ	び	計:	算糹	宇果	の	比載	えお	よび	びま	≶察			<b>-</b>			 135
	8	•	5		軸	対	称	大牜	勿釗	岡鋳	物	の;	焼ノ	、れ	解	析	-									 142
		8	•	5	•	1	<b>8</b> 1	実態	険プ	方法																142
		8	•	5	•	2	1.1.4	実駒	倹糸	吉果	お	よう	び言	丨算	結	果の	比	較							<sup>.</sup>	 143
	8		6		結	言	-																			 146

**-** Ⅲ --

	参考了	文献		147
第9章	総括			149
	謝辞			155
	本論文≀	こ関連した公表論文	·	156

#### 1.1 緒言

鋳造プロセスは、比較的単純な工程で複雑な形状を作り出すことができるため、自動 車、建設機械、車両、船舶など数多くの機械部品に適用されている。しかし、近年、産 業用機械の高性能化や開発期間の短縮化が進む中で、鋳造品の品質に対する要求はます ます厳しくなってきた。これに伴い、鋳造プロセスは、鍛造、板金溶接、数値制御機械 加工、さらには、プラスチックなどの新素材プロセスと激しく競合しなければならなく なってきている。

鋳造プロセスにおける重要な問題のひとつに、種々の鋳造欠陥と実体強度の制御およ び保証が容易でないことがある。もちろん、この問題について、従来から多くの実験的、 解析的研究が進められてきた。しかし、鋳造プロセスでは、造型、溶解、注入、凝固、 解枠、熱処理の各工程において極めて多くの因子が品質に影響を与え、再現性よく現象 をとらえることができない場合が少なくない。そのため、鋳造技術の体系化は十分に進 んでおらず、実際の鋳造現場においては、依然として経験に頼ることが多いのが現状で ある。

鋳造品の品質に関する問題の中で表面欠陥や寸法不具合などは、検査が容易で、対策 が比較的とり易い。しかし、引け巣欠陥に代表される内部欠陥を検出するためには、非 破壊検査や破断検査が必要であり、一般に検査コストは高くなる。また、内部欠陥が発 見されればその鋳造品は廃脚されるか欠陥補修が必要となり製造原価を引上げることに なるし、もし、非破壊検査の精度が十分ではないために内部欠陥のある鋳造品が機械部 品として使用されてしまった場合には、疲労寿命低下という重大な問題を引起こすこと になる。従って、一連の鋳造工程の中でもとくに内部欠陥が発生しやすいと考えられる 凝固過程の理論的解明を行い、品質の保証技術を確立することができれば、機械部品と しての鋳造品の信頼性向上に大きく寄与できる。

もし、鋳造品の凝固過程を精度よく推定できれば、最適な鋳造方案設計も可能となる。 従来は、経験技術と簡易計算式によって凝固過程の推定が行われていたためその精度が 十分ではなかった。従って、鋳造方案を最適化するためには、どうしても試行錯誤を繰 り返さなければならなかった。言い換えると、健全な鋳造品を短い期間で製作したい場 合には、安全率の高い方案設計になるか、あるいは、内部欠陥に対して十分な保証がな されないかのどちらかとなり、結果的に機械部品としての信頼性を回復できないという 悪循環をもたらしてきた。

- 1 -

さらに、鋳造品の熱処理条件を設定する場合においても、従来、単純な試験片を用い て実験的に得られた条件から推定することが多く、必ずしも十分に吟味されていたわけ ではない。従って、熱処理後の鋳造品の品質を保証するためには、各部位における金属 組織やクラックの有無を切断検査や非破壊検査で評価することが必要とされている。そ のため、多くの時間と費用がかかり、結果的に鋳造品のコストを引き上げることになる。 とくに、熱処理によって特性を発揮するオーステンパー球状黒鉛鋳鉄においては、最適 なベイナイト組織をいかに短納期、低コストで実現できるかが課題であり、従来のよう な試行錯誤だけでは限界がある。従って、試作前に品質の保証ができる技術の開発が望 まれてきた。

以上のような問題に対応するためには、次の2点を短時間に行う必要がある。

- (1) 機械部品の設計段階で鋳造品の製造要因をできるだけ考慮し、機能を満足 する範囲内で製造し易く、低コストになる鋳造品とすること。
- (2) 鋳造方案設計において、凝固形態ならびに内部欠陥発生の程度、さらには熱処理後の品質を精度よく予測し、コストと品質が満足できる鋳造品とすること。
   すなわち、従来のような試行錯誤的なアプローチではなく、鋳造方案設計者および機械設計者の双方が理論的に納得でき、しかもコンセンサスをもって迅速に生産性検討が行える鋳造品の品質予測方法の確立が強く望まれてきた。

一方、工学の各分野に目を向けてみると、コンピュータの飛躍的な発展とそれに伴う 数値解析方法の進歩によって、複雑な諸現象を予測する技術を開発し、設計のツールな どとして実用化しようという研究が活発に進められてきた。現在では、ボルトや歯車な どの小さな機械要素から、航空機、船舶、土木、建築物、原子炉などの大型構造物に至 るまで、機械設計の合理化を実現する上で数値解析技術はなくてはならないものになっ ている<sup>11</sup>。このような背景のなかで、鋳造品の凝固問題にも数値解析技術を応用し、先 に述べたような内部欠陥に対する予測技術の確立を目指す研究が1970年代から急速 に進められてきた。但し、それらは、1.2で述べるように次のような点が十分に考慮 されていなかった。

- (1) 伝熱および凝固現象とともに内部欠陥の発生について効率的にしかも精度よ くシミュレートできる数学モデル
- (2) 鋳造品の3次元形状を簡単に取り扱う方法
- (3) 負荷の少ない数値解析方法
- (4) 鋳造方案設計者自身が使えるユーザー・フレンドリーなシステム

そこで、本研究は、以上のような従来の問題点に対応するために、鋳造品の内部欠陥の中で最も重要な引け巣欠陥と、熱処理のなかで焼入れおよびオーステンパー処理時に

おける金属組織や残留応力を予測できる凝固熱伝導解析システムを確立することを目的 に実施された。

1.2 従来の研究

1.2.1 凝固熱伝導解析に関する研究

鋳造プロセスにおいて、凝固過程は鋳造品の品質を決める最も重要な過程である。も し、凝固過程を定量的に予測することができれば、押湯の寸法や位置、駄肉の大きさ、 断熱材や冷金の位置、縮み代の値などが精度よく決まり、鋳造方案設計を最適化するこ とができる。

一般に、凝固現象は複雑であるが、先ず、簡単な凝固モデルを仮定して厳密解を得る という研究が行われた。1891年、 Stefanは、氷の厚さを計算するために相変化を 伴う伝熱方程式を誘導した<sup>2)</sup>。これは、スーパーヒートなしで鋳込まれた半無限純金属 物体内の温度分布を求めるもので、鋳型側の温度は一定として解いている。 一方、 Neumannは、スーパーヒートを含めてこの問題の解を求めている<sup>2)</sup>。 1931年、 Schwarzはこれを発展させ、半無限純金属物体が半無限鋳型と接触したときの鋳型、固 相、液相それぞれの中の温度分布を誤差関数を用いて表す一般解を求めた<sup>3)、4)</sup>。これ らは、主に温度分布を求めようとしたものであったが、 1940年、 Chvorinovは、 Schwarzの解を応用して、有限形状の鋳造品の凝固時間を求める次式を提案した<sup>5)</sup>。

$$t_{f} = (V/A)^{2} / q^{2} \dots (1.1)$$

ここで、t<sub>i</sub>: 鋳物の凝固時間、q: 凝固定数、 V: 体積、 S: 表面積であり、(V/S)を モジュラスとよぶ。この Chvorinovの式を用いれば、鋳物の製品部分と押湯という2つ の部分の凝固時間を簡単に比較することができる。つまり、t<sub>i</sub>のかわりに鋳物各部分の モジュラスを用いて指向性凝固を論じることが可能である。Wlodawerは、この考え方を 基本にして鋳造方案作成方法をまとめている<sup>6)</sup>。 しかし、Chvorinov の式は多くの仮 定に基づいているため凝固時間の推定精度が十分ではなく、この式に対する補正方法の 研究が進められた。1953年、Adamsは、凝固収縮分の補正を入れて最適押湯モジュ ラスを算出する式を提案し<sup>7)</sup>、続いて、1957年には、円柱と球の凝固時間が精度よ く求められる式を導出した<sup>8)</sup>。さらに、1970年、新山は、Chvorinov の式に鋳物/ 鋳型界面の温度低下を考慮した補正式を提案している<sup>9)~12)</sup>。以上のような解析的手法

— 3 —

は、簡便な方法として便利であるが、解析形状が複雑で、いくつかの材料から構成され る場合、また、熱物性値に温度依存性がある場合などへの適用は不可能である<sup>13)</sup>。従 って、実際の鋳造品における複雑な凝固現象を解析的手法によって取り扱うのは困難で あり、次に述べる数値解析が必要となる<sup>14)</sup>。

数値解析とは、鋳物・鋳型を微小要素に分割して各要素間の熱移動を微少な時間ステ ップごとに計算することによって温度分布や凝固時間を求める方法である。一般に、数 値解析では、コンピュータで扱える離散的な式が必要であるが、この方法には、大きく 分けて次の2つの方法がある<sup>15),16)</sup>。

(1) 連続体モデルによる微分方程式を経由して離散化する方法。

(2) 現象から直接、離散化された式を導く方法。

前者に属する数値解析方法として、テーラー展開による差分法<sup>17)~19)</sup>、変分法による 有限要素法<sup>20)</sup>、重みつき残差法による有限要素法<sup>21)</sup>および境界要素法<sup>22)~24)</sup>があげ られる。テーラー展開による差分法は、構成要素が少ない場合には有利であるが、複雑 な形状の問題には適さない。また、有限要素法は、要素形状の自由度が大きいためテー パーやアール部分など微妙な形状にも対応できるものの、計算時間が長くなる欠点があ る。さらに、境界要素法は、定常問題に対しては境界のみを微小要素に分割すればよい ので入力データ作成の上で有利であるが、非定常問題では内部の分割も必要であり、さ らには、プログラムが複雑で計算時間が長くなることから凝固問題へ適用するメリット は少ないと考えられる<sup>16)</sup>。

一方、離散化方法のうちの後者にあたる直接法の基本的考え方は、大中によって統一、 一般化されたもので<sup>15)</sup>、Patankarらのコントロール・ボリューム法<sup>25)</sup>や、新山の直交 分割法<sup>14)</sup>、Dusinberreらのネットワーク法<sup>26)</sup>、大中の直接差分法<sup>15),27)</sup>などがこれ に属する。この方法では、温度や固相率などを節点における値で離散化し、節点領域に おける各種保存則を差分方程式として数式化する。直接差分法は、有限要素法や境界要 素法に比べ計算時間が短く、プログラムも簡単である。また、2次元解析の場合は3角 形や4角形、3次元解析の場合は4、5、6面体などの種々の要素が使用できるため、 前述のテーラー展開による差分法と比べて微妙な形状定義が可能になるという利点があ る。

ところで、非定常問題を数値解析によって解く場合は、以上のような領域に関する離 散化式とともに、時間に対する離散化式が必要である。その方法には、大きく分けて、 陽的解法と陰的解法の2つの方法があり、それぞれ次のような利点と欠点が存在する。 陽解法は前進差分法ともいわれ、プログラムが容易でメモリー容量が少なくてすむ反面、 時間ステップをある臨界値以下にしなければならない<sup>28)</sup>。一方、陰解法は、Euler法、 Crank-Nicolson法、Galerkin法などがあり<sup>21)</sup>、時間ステップを大きくとっても精度が 保証されている反面、連立方程式を解く必要があるためプログラムが複雑で多くのメモ リー容量が必要である。

以上のような数値解析方法を鋳造品の凝固解析に適用するため、従来から、凝固潜熱 の取扱方と実際の複雑な鋳造品形状の取扱方について工夫が行われてきた。

凝固潜熱の取扱方については、以下のような研究がある。Pashkisは、鋳造工学にお いて熱伝導問題に初めてアナログ計算機を採用し、等価比熱法を導入した<sup>29)</sup>。等価比 熱法は、固液共存域における比熱を見かけ上大きくすることによって潜熱の発生を考慮 する方法である。この方法は、非常に簡便であるため、その後、新山<sup>30)</sup>や植田<sup>31)</sup>など が差分法による凝固解析の中で用いた他、Soliman<sup>32)</sup>や牧村ら<sup>33)</sup>による有限要素法に よる凝固解析の中でも採用されたが、凝固温度範囲が狭い合金の場合には望ましい方法 ではない。一方、Sarjantら<sup>34)</sup>によるエンタルピ法は、エンタルピに関する離散式を先 ず計算し、その後、予めわかっているエンタルピと温度の関係式を用いて温度を算出す るというもので、等温凝固の場合でも固相率を容易に求めることができる。Ohnakaら<sup>35)</sup> は、この方法よりさらに物理的で数値計算に適した方法として、温度回復法を提案して いる。この方法では、まず、潜熱の放出を考えずに温度解析を行い、液相線温度からの 温度低下量を求める。次に、その温度低下量に相当する固相が晶出するものとして、温 度を液相線温度に回復させる。これを繰り返し、固相率が1になったら凝固は終了した ものとする。従って、液相線温度は固相率に応じて変化させることが可能で、等温凝固 の場合でも容易に取り扱うことができる。

一方、実際の鋳造品に凝固解析を適用しようとする場合、複雑な鋳造品形状の取扱方 に関する研究が必要となるが、その起源は、1965年に遡る。この年、HenzelとKeverian<sup>36</sup>は、軸対称体で断面形状が比較的複雑なCr-Mo-V 合金鋳鋼品の凝固過程を具 体的に計算し、注目された。その後、2次元凝固解析の例が数多く発表され<sup>37)</sup>、大中 らはマトリックス法を用いた実用的な解析方法も報告している<sup>38)、39)</sup>。2次元解析の プログラムは簡単で、要素分割も容易であるが、実際の鋳造品のなかで2次元解析の対 象となるものは少ない。これに対し、1977年、Weatherwaxらは、ダイカストの3次 元凝固解析について報告した<sup>40)</sup>。これは、3次元解析の最初の例として注目されるが、 鋳物部分の要素分割が少なく、全体の凝固進行状況を詳細に把握できるほどの精度はな かった。凝固解析において、3次元の要素分割を困難にしている大きな理由の一つに、 実際の複雑な鋳造品の形状のみならず、周りに存在する鋳型も微小な要素に分割しなけ ればならないということがあげられる。

そこで、1977年、新山は、鋳型内の解析を省略して、鋳物表面の熱流束を境界条

-- 5 ---

件として与える3次元解析方法を提案した<sup>41</sup>。しかし、この方法では、中子のある場 合や、冷金や発熱材など数種類の鋳型材質がある場合には適用できないため一般性に欠 けるという問題が残った。一方、コンピュータコストが高く、3次元形状の取扱も容易 でないのならば、なんとか3次元形状を2次元形状に補正することによって、実用的な 凝固解析システムを構築しようという試みが、坂野ら、新山らによって行われた。すな わち、1979年、坂野らは、3次元形状をモジュラスの等価な2次元形状に換算する ことによって2次元解析のなかで立体を考慮できる方法を提案し<sup>42)</sup>、1980年、新 山らも潜熱を用いた同様の方法を提案した<sup>43)</sup>。これらの方法は、一断面の情報しか得 られないものの、軸対称鋳物に横押湯を設定するときなどの鋳造方案作成において実用 的に凝固解析システムが使われた最初の研究として評価される。

この後、凝固解析は実用技術としてとらえられるようになり、次に、鋳造品の特徴で ある複雑な形状を考慮できる本格的な3次元凝固解析システムの開発研究が各方面で進 められた。1981年、大中らはスライスカット法よる3次元凝固解析システムを開発 し<sup>44)</sup>、1983年に、Niyamaら<sup>45)</sup>、牧村ら<sup>46)</sup>、1984年には、Waltherら<sup>47)</sup>が直 交分割による3次元凝固解析システムを実際の部品に適用した例について報告している。 これらのは例では、立体の任意断面の温度や凝固進行状況を色分けされた等高線で表示 するなど、解析結果の表示機能としては実用的なものであった。しかし、3次元要素分 割は、手作業に近い方法で行われていたため、解析のたびに多くの時間が必要であった。 これに対し、1986年、仲代と大中ら<sup>48)</sup>はソリッドモデラから直交差分要素を作成 できる凝固解析システムを開発した。また、1987年、中川ら<sup>49)</sup>は仮想熱流束法を 用いた有限要素法による3次元凝固解析システムを報告し、八百ら<sup>50)</sup>は、外節点直接 差分法を用いた同様のシステムを発表している。これらは、実用的に3次元解析を行う ために開発され、ある程度その目標を達成しているが、比較的大きなコンピューターを 必要とし、依然として鋳型を含めた解析系全体の3次元要素分割には手間がかかるとい う問題がある。

以上の凝固解析システムでは、初期温度一定の溶湯が瞬時に鋳型内に満たされたという仮定を置いているが、薄肉鋳造品などでは注湯時の湯流れ現象は無視できない場合が ある。この問題については、ポテンシャル流れによる近似解析法<sup>51)~54)</sup>や、最近の直 接差分法<sup>55)</sup>およびSOLA-VOF法<sup>56)</sup>などを用いた溶湯充満時の流れと熱移動の連成解析法 の更なる発展が望まれる。

ここで述べたように、凝固現象の解析に関して多くの研究が進められてきた。しかし、 依然として3次元凝固解析システムが日常的に鋳造方案設計者自身によって使われるま でには至っていない。これを解決するためには、計算精度とコストが満足されるように 最適な凝固モデルと数値解析方法の組合せること、その適用範囲を明確にすること、そして、簡単に3次元形状の入力と要素分割が行える方法の開発が望まれる。

1.2.2 鋳造品の引け巣欠陥予測に関する研究

引け巣欠陥は、疲労強度低下や油もれなどの機能上の問題を引き起こすため、鋳造品 の内部欠陥のなかでもとくに注意しなければならない重要な欠陥である。もし、引け巣 欠陥が発見されれば、廃却あるいは欠陥補修という処置が必要となり、鋳造品の原価高 を招くことになる。ましてや、もし、引け巣欠陥のある鋳造品が、非破壊検査をかいく ぐって機械部品として使用されてしまい、破損に至った場合は、鋳造品の品質に対する 信頼性の失墜を招く<sup>57)</sup>。

これに対して、従来は、Chvorinovの法則<sup>5</sup>)や内接円法<sup>58</sup>によって鋳物各部分の凝固 時間の大小をマクロ的に判定し、指向性凝固を実現させることによって引け巣欠陥を解 消しようという方法が取られてきた。しかし、これらの方法では、先に述べたように、 凝固時間の推定精度が十分ではなく、安全率の高い方案設計になるか、あるいは、引け 巣欠陥が発生するという問題を解決することはできなかった。

従って、次に、数値計算により引け巣欠陥をより精度よく予測しようという研究が進 められた。その方法は、大別して(1)凝固プロフィールから指向性凝固の度合を定性 的に判断する方法、(2)凝固途中の温度、固相率等から、引け巣予測のパラメータを 算出する方法、(3)凝固収縮にともなう液面低下や空孔を算出し、各場所の引け巣量 を求める方法、に分かれる<sup>16)</sup>。等凝固時間曲線法は、固相線温度曲線の閉じた位置に 引け巣が発生すると判断するもので、この方法では、凝固進行状況から定性的に引け巣 を予測することになる<sup>36),37),59)</sup>。一方、パラメータによる方法は、温度勾配法<sup>60)</sup>、 流動コンダクタンス法<sup>44)</sup>、固相率勾配法<sup>61),62)</sup>、G/√R法<sup>63)</sup>,圧力勾配法<sup>64)</sup>、 L/H法<sup>65)</sup>、引け巣ポテンシャル<sup>66)</sup>などが提案され、これらのパラメータがある臨 界値以上(または以下)になったときにその場所に引け巣が発生すると考える。これら の方法は、加速凝固域の引け巣予測を主目的に提案され、数多くの実例をもっている。 しかし、その多くは引け巣の発生位置についての予測にとどまり、引け巣の大きさにつ いての評価が難しい。

凝固収縮にともなう引け巣の定量的予測については、従来から押湯内の湯面低下を計 算する方法があり<sup>67)</sup>、今福<sup>68)</sup>は、流動可能領域の最小ヘッド部分または自由表面に引 け巣が発生するものとして有限要素法による詳細な凝固解析を行っている。さらに、大 中ら<sup>69)</sup>は、凝固収縮を駆動力としたダルシー流れ場と温度場の連成問題を解くことに より、自由表面または気泡発生臨界圧力以下の領域に引け巣を予測している。また、このモデルをさらに発展させて、アルミ合金鋳造品に適用した例がある<sup>70),71)</sup>。 鋳造品の引け巣予測について、以上のように多くの研究が進められてきたが、依然として、実際の複雑な鋳造品に対して引け巣発生の場所のみならずその程度についても推定できる効率的な方法の開発が強く望まれていると考える。

### 1.2.3 鋳造品の熱処理品質予測に関する研究

鋳造品の鋳放し品質は凝固時の諸因子に支配されるが、その性質を改善するために、 焼きなまし、焼きならし、焼入れ後焼戻しなどの熱処理が行われる。熱処理過程では、 温度が変化するのにともない固体内の相変態が起こる。最終的に得られる金属組織は冷 却速度、化学組成などによってきまるが、これらの関係は、いわゆる等温変態線図(T TT線図)と連続冷却変態線図(CCT線図)などにまとめられている。

TTT線図は、1930年、BainとDavenport<sup>72)</sup>によってその考え方が初めて発表さ れたもので、変態速度を定量的に知ることができる。しかし、実際の熱処理では連続冷 却の間に変態が起こることが多いため、合わせてCCT線図も必要となる。CCT線図 は、TTT線図に比べ実験的に求めることが難しいので、その数は少なく、多くの研究 者がTTT線図からCCT線図を求めようと努力してきた。1935年には、Scheil<sup>73)</sup> が、1938年には、Steinberg<sup>74)</sup>が、連続冷却変態開始温度を計算する方法を示し、 この種の研究の基礎となった。1946年、ManningとLorig<sup>75)</sup>は、Scheilの研究を発 展させて、incubation periodの概念を与えている。この他、GrangeとKiefer<sup>76)</sup>による 連続冷却変態開始温度の計算方法に関する研究、Liedholm<sup>77)</sup>によるJominy試験法の応 用からCCT線図を求める研究などが行われた。これらTTT線図やCCT線図を用い れば、丸棒や板などの単純形状に対して、直径や板厚をパラメーターとして熱処理後の 金属組織を予測することが可能であるが、一般に形状が複雑な鋳造品では、精度よい組 織予測が困難である。

一方、1939年、JohnsonとMeh1<sup>78)</sup>、Avramiら<sup>79)~81)</sup>は、パーライト変態につい
 て核生成とその成長を考察して、一般的な組織変化の速度式を求めた。

 $X = 1 - \exp(-b \cdot t^n)$  ... (1.2)

ここで、X:変態率、b:変態温度に依存した定数、n:変態相に依存した定数である。 さらに、1959年、KoistinenとMarburger<sup>82)</sup>は、マルテンサイト変態について次の

速度式を提案した。

 $X = 1 - \exp[-\alpha (Ms - T)]$ 

...(1.3)

Ms:マルテンサイト変態開始温度、T:温度、 $\alpha$ :実験的に求められる定数であり、多くの鋼種において $\alpha = 0.110 \times 10^{-2}$  K<sup>-1</sup> と報告されている。

1960年以降は、このような相変態に関する物理的な研究が数多く進められるとと もに、より一般的な形状に対してそれらの変態kineticsを適用するための数値シミュレ ーションに関する研究も行われ始めた。1967年、MarkowitzとRichman<sup>83)</sup>、1981 年には、AgarwalとBrimacombe<sup>84)</sup>が温度と変態率の計算を行っている。

この他、結晶粒度や内部応力が変態に及ぼす影響などの詳細な研究も進められ<sup>85)</sup>、 さらには、変態の予測を基にして硬さなどの機械的性質を予測したり、残留応力や歪を 予測する研究が始まった。 なかでも、鋼の焼入れ過程の応力解析に関する研究は、有 限要素法が広まった1960年代後半から数多く発表された。1965年には Marcal ら<sup>86)</sup>が、1967年には山田<sup>87)</sup>が弾塑性領域へ有限要素法を拡張したのを応用して、 1970年、植田ら<sup>88)</sup>は、丸棒の焼入れ時の熱応力解析を試みている。1973年、 井上ら<sup>89)</sup>は、線膨張係数を冷却速度の関数として変態応力を考慮した熱応力解析を行っている。さらに、CCT線図と熱伝導解析から求められる温度を重ねることによって 概略の組織分布を推定して変態応力と熱応力を解析する方法が、1974年に坂井<sup>90)</sup>、 1976年に 利岡<sup>91)</sup>、1978年に Andersson<sup>92)</sup>によって行われた。 これに対し、 1977年、Hildenwallら<sup>93)</sup>は変態の潜熱を考慮した熱伝導解析を行い、種々の材料 のTTT線図から相変態のkineticsに対するAvramiの式を用いて平板の組織分布を求め、 変態応力と熱応力を考慮した解析を行った。さらに、1979年には岸野ら<sup>94)</sup>の組織 と温度を連成した解析が報告され、1985年にはInoue6<sup>95)</sup>や Denis6<sup>96),97)</sup>によ る温度-組織-応力をすべて連成した解析に関する研究が報告された。

以上のように鋼の焼入れ時の組織、温度、応力の予測に関する研究が数多く進められ てきたが、これらを鋳造品へ適用した例はほとんど報告されていない。また、組織予測 に関する研究でも焼入れ過程の適用例が多く、鋳鉄の高鋼強度化技術として注目されて いるオーステンパー処理に適用した研究は見あたらない。そこで、従来の研究を応用し、 熱処理後の鋳造品の品質を予測することは大いに意義があるものと考える。

#### 1.3 本研究の概要

本研究は、既に述べたように、従来試作してみないとわからなかった鋳造品の品質を コンピュータを用いた数値解析によって事前に予測、評価することにより、品質の向上 ・納期短縮・コスト低減を実現しようとするものである。すなわち、複雑な形状を有す る実際の鋳造品における凝固および熱伝導現象を効率よくシミュレーションできる凝固 熱伝導解析システムを開発すると同時に引け巣欠陥の予測方法を確立し、さらには、焼 入れおよびオーステンパー熱処理後の金属組織や残留応力を予測する方法を開発するこ とを目的とする。本論文は、その一連の研究成果をまとめたもので、次の各章よりなっ ている。

第1章では、本研究が必要とされる背景、従来の研究の概要と問題点、および本研究の目的と概要について述べた。

第2章では、計算時間が短く、コンピュータのメモリ容量が少なくても精度の高い計 算結果が得られることを目的に開発した線形内挿前進差分法について述べた。さらに、 この方法を用いて、1次元熱伝導問題の厳密解との比較、2次元、3次元熱伝導問題に おける有限要素法や従来の差分法との比較を行い、十分な精度が得られることを確認し た。

第3章では、L字交差部をもつ鋼鋳物の凝固熱伝導解析を行い、その妥当性を検証した。すなわち、交差部のアールを3種類、砂型を2種類選び、各々注入実験によって得られた温度履歴および凝固時間分布を凝固熱伝導解析結果と比較し、よい一致をみた。

第4章では、とくに薄肉の鋳造品において、注湯時の熱移動が後の凝固過程にどの程 度影響を与えるかについて数値実験によって検討した。先ず、板状鋼鋳物において注湯 時に砂型が局所的に加熱された場合、鋳物内にホットスポットが発生する度合いを鋳物 肉厚と加熱時間の関数として整理した。さらに、注湯時の湯流れに対して、ポテンシャ ル流れを仮定した速度場を解き、熱移動を解析する方法を提案し、その方法によって、 堰位置の違いが凝固パターンに及ぼす影響について考察した。

第5章では、凝固熱伝導解析システムを用いた引け巣欠陥の予測方法について、先ず、 従来の各種方法の適用性の限界について実例をもって考察した。さらに、引け巣欠陥を 定量的に予測する方法を提案し、種々の鋳物に適用した例について述べた。

第6章では、2章~5章の結果を受けて、鋳造方案者自身が手軽に使えるように開発 した実用的な3次元凝固熱伝導解析システムについて述べた。とくに3次元要素分割プ ログラム(プリプロセッサ)については、製品図をいくつかの基本形状に分けてデジタ イザーから入力し、サーフェスモデルをつくれば、あとは自動的に要素分割が行えるよ うにした点について詳しく述べた。さらに、膨大な解析結果を迅速に会話型入力によっ てグラフィック表示できる解析結果表示プログラム(ポストプロセッサ)、データベー スの管理ユーティリティーもを備して如何にユーザーフレンドリーな凝固熱伝導解析シ ステムとしたかについても言及した。

第7章では、連続冷却時の金属相変態予測方法について検討し、球状黒鉛鋳鉄のオー ステンパー処理においてとくに厚肉部で問題となるベーナイト組織の予測を試みた。ま た、硬さ分布の予測方法を検討し、実験との比較によってその妥当性を評価した。

第8章では、第7章で述べた金属相変態予測方法を一般の鋼の焼入れ問題に適用し、 同時に内部応力の発生を計算できる熱弾塑性応力解析方法を検討した。さらに、作成し たプログラムを用いて鋼鋳物の焼入れ後の残留応力を予測した結果について述べた。

第9章では、本論文の総括を行うとともに、結論について述べた。

- 1) 川井忠彦:金属,アグネ,50(1980),2.
- 2) H.S.Carslaw and J.C.Jaeger:Conduction of Heat in Solids, Oxford, (1959), 282.
- 3) C.Shwarz:Arch. Eisenhuttenwes, 5 (1931), 139, 177.
- 4) C. Shwarz: Z. Argew. Math. Mech., 13 (1933), 202.
- 5) N. Chvorinov: Giesserei, 27 (1940), 177, 201, 222.
- R. Wlodawer: Directional Solidification of Steel Casting, Pergamon Press., (1966).
- 7) C.M.Adams and H.F.Taylor:Trans. AFS, 61 (1953), 686.
- 8) C.M.Adams and H.F.Taylor:Trans. AFS, 65(1957), 170.
- 9) 新山英輔: 铸物, 42(1970), 12, 1006.
- 10) 新山英輔:鋳物,44(1972),12,1047.
- 11) E.Niiyama:Trans. ISIJ, 11(1971), 376.
- 12) 新山英輔: 鋳物, 49 (1977), 10, 608.
- 13) 新山英輔: 铸物, 42(1970), 12, 36.
- 14) 新山英輔: 铸物, 43(1971), 1, 28.
- 15) 大中逸雄:鉄と鋼,65(1979),12,1737.
- 16) 大中逸雄:コンピュータ伝熱・凝固解析入門,丸善(1985).
- 17) J.Crank: The Mathematics of Diffusion, Clarendon Press., (1955).
- 18) G.M.Dusinberre:Heat Transfer Calculations by Finite Differences, International Text Book, (1961)
- 19) 片山功蔵,服部賢,斎藤杉夫:伝熱工学の進展3,養賢堂,(1976),189
- 20) G.E.Meyers:Analytical Method in Conduction Heat Transfer,McGraw-Hill, (1971),388
- 21) 0.C.Zienkiewicz:The Finite Element Method, McGraw-Hill, (1977)
- 22) C.A.Brebbia:The Boundary Element Method for Engineers, Pentech Press., (1978)
- 23) C.P.Hong, T.Umeda and Y.Kimura: Met.Trans. B, 15b (1984), 91.
- 24) C.P.Hong, T.Umeda and Y.Kimura: Met. Trans. B, 15b (1984), 101.
- 25) S.V.Patanker:Numerical Heat Transfer and Fluid Flow, McGraw-Hill, (1980).
- 26) G.M.Dusinberre:Heat Transfer Calculations by Finite Differences, International Text Book, (1961), 89.

- 12 -

- 27) I.Ohnaka and T.Fukusako:6th Int. Heat Transfer Conf., Vol. 3, Tronto, (1978),
   251.
- 28) 甲藤好郎: 伝熱概論, 養賢堂, (1983).
- 29) V.Pashkis:Trans. AFS, 53(1945), 90.
- 30) 新山英輔:铸物,43(1971),28.
- 31) 植田昭二,小野修二:鋳物,47(1975),658.
- 32) J.I.Soliman and E.A.Fakhroo: J.Mech.Eng.Science, 14 (1972), 19.
- 33) 牧村 実,古都 敏,枝村端郎:水曜会誌,18(1978),631。
- 34) R.J.Sajant and M.R.Slack: J. Iron Steel Inst., 177(1954), 428.
- 35) I.Ohnaka and T.Fukusako:Tech.Rept.,Osaka Univ.,24(1974),461.
- 36) J.G.Henzel Jr. and J.Keverian:Trans.AFS, 74(1966), 661.
- 37) 例えば,A.Jeyarajan and R.D.Pehlke:Trans.AFS,86(1978),457.
- 38) 大中逸雄, 福迫達一: 鋳物, 48(1976), 3, 139
- 39) I. Ohnaka, T. Fukusako: Trans, ISIJ, 17 (1977), 317.
- 40) R.B. Weatherwax and O.K. Riegger: Trans. AFS, 85 (1977), 317.
- 41) 新山英輔:鋳物,49(1977),10,608.
- 42) 坂野武男, 黒沢正義,野村隆二,大塚幸男:鋳物,51(1979),3,131.
- 43) 新山英輔,内田敏夫,森川穰,斎藤茂樹:鋳物,52(1980),11,635.
- 44) 大中逸雄, 長坂悦敬, 福迫達一, 吉岡二郎: 鋳物 53(1981), 376.
- 45) E.Niiyama, T.Uchida, K.Anzai and S.Saito:Solidification Processes Computer Simulation and Modeling, Workshop, (1983), 115.
- 46) 牧村 実,堺 邦益,西山幸夫,田中正則:鋳物,55(1983),12,736.
- 47) M.K.Walther:Modern Casting, 18 (1984), 3, 1.
- 48) 仲谷武志,古宮正美,加藤敏巳,脇田徹,大中逸雄:PIXEL,(1986),2,129.
- 49) 中川知和,広瀬喜興,武林慶樹: \*金属の凝固現象および鋳造欠陥\*,日本鋳物協会
   研究報告43, (1987), 136.
- 50) 八百 升,曽我部暁:"金属の凝固現象および鋳造欠陥",日本鋳物協会研究報告43. (1987),114.
- 51) 大中逸雄, 福迫達一:鋳物,56(1984),84.
- 52) 長坂悦敬,大中逸雄,福迫達一:鋳物,56(1984),22.
- 53) I.Ohnaka, T.Aizawa, K.Namekawa, M.Komiya and M.Kaito:Solidification Processing 1987, The Institute of Metals, London(1988), 298.
- 54) 大塚幸男,小野高興,水野邦明,松原永吉:铸物,60(1988),757.

- 13 -

- 55) I.Ohnaka, M.Ohmasa and T.Takeuchi:Modeling of Casting, Welding and Solidification Processes, Davos, Switzerland, (1990).
- 56) H.J.Lin and W.S.Hwang:Trans.AFS,96(1988),447.
- 57) 梅村昇由: 铸物, 46 (1974), 1068.
- 58) A. Heuvers: Giesserei, 30 (1943), 201.
- 59) 大中逸雄, 長坂悦敬, 福迫達一: 鋳物, 54(1982), 384.
- 60) 新山英輔:鋳物,53(1981),10,38.
- 61) 荒瀬良知, 大浜信一, 瀬崎和郎: 鋳物, 57(1985), 9, 580.
- 62) 千々岩健児, 今福一英: 鋳物, 55(1983), 5, 271.
- 63) E.Niyama, T.Uchida, M.Morikawa and S.Saito:鋳物, 54(1982),8,507.
- 64) 大中逸雄, 長坂悦敬, 福迫達一, 大山昌一: 鋳物, 55 (1983), 12, 736.
- 65) 山田人久, 桜井隆, 竹之内朋夫, 岩波義幸: 鋳物, 59 (1987), 2, 85.
- 66) 洪 俊杓, 梅田高照, 木村康夫: 鋳物, 56(1984), 12, 758.
- 67) 岡田千里,相沢達志,後藤明弘:日本鋳物協会第84回講演大会概要集,45(1973),842.
- 68) 今福一英:日本機械学会論文集 (C 編)47-419, (1981), 918.
- 69) 大中逸雄, 森康尋, 長坂悦敬, 福迫達一:鋳物, 53(1981), 12, 673.
- 70) 朱金東, 大中逸雄: 鋳物, 62(1990), 2, 96.
- 71) K.Kubo and R.D.Pehlke:Met.Trans.B.16B, (1985), 359.
- 72) E.C.Bain and E.S.Davenport:Trans.AIME,90(1930),117.
- 73) E. Scheil: Arch. Eisenhütenw., 12 (1935), 565.
- 74) S. Steinberg: Metallurgia, 12 (1938), 7.
- 75) G.K. Manning and C.H. Lorig: Trans. AIME, 167 (1946), 442.
- 76) J.M.Kiefer and R.A.grange:Trans.ASM, (1941), 29, 85.
- 77) C.A.Liedholm:Metal prog., 45(1944), 94.
- 78) W.A.Johnson and R.F.Mehl:Trans.AIME, (1939), 135, 416.
- 79) M. Avrami: J. Chem. Phys., (1939), 7, 1103.
- 80) M. Avrami: J. Chem. Phys., (1940), 8, 212.
- 81) M. Avrami: J. Chem. Phys., (1941), 9, 177.
- 82) D.P.Koistinen and R.E.Marburger:Acta Metall., (1959),7,59.
- 83) L.M. Markowitz and M.H. Richman: Trans. AIME, (1967), 239, 131.
- 84) P.K.Agarwal and J.K.Brimacombe:Met.Trans., 12B, (1981), 121.
- 85) M.Umemoto, N.Komatsubara and I.Tamura: J.Heat Treat., (1980), 1, 57.
- 86) P.V.Marcal and I.P.King:Int.J.Mech.Sci., 7 (1965), 229.

- 14 --

- 87) 山田嘉昭:生産研究,19,(1967),75.
- 88) 植田秀夫,井上達雄,平修二:材料,19(1970),175.
- 89) 井上達雄,田中喜久昭:材料,22(1973),218.
- 90) 坂井一男:鉄と鋼,60(1974),1591.
- 91) 利岡靖継:鉄と鋼,62,(1976),1756.
- 92) B.A.B.Andersson:Trans.ASME.EMT, 100 (1978), 356.
- 93) B.Hildenwall and T.Ericsson:Report of Institute of Technology,Linkösing Univ.,No.R-098(1977).
- 94) 岸野孝信,長岐滋,井上達雄:材料,28(1979),861.
- 95) T.Inoue and Z.G.Wang:Material Science and Technology, (1985), 1, 845.
- 96) S.Denis, E.Gautier, A.Simon and G.Beck:Material Science and Technology, (1985), 1, 805.
- 97) S. Denis, S. Sjőstrőm and S. Simon: Met. Trans. A, 18a (1987), 1203.

## 第2章 線形内挿前進差分法による凝固熱伝導解析

### 2.1 緒言

従来から、非定常熱伝導問題に対していろいろな数値解析方法が検討されてきた。そ の代表的な方法としては、第1章でのべたように、差分法、有限要素法、境界要素法の 3つが挙げられる。一般に、このような数値解析方法を用いて、実際の非定常熱伝導問 題を解きたいとき、(1)計算精度、(2)計算時間、(3)コンピュータの必要メモ リー容量、(4)要素分割の時間などが問題となる。

境界要素法は、境界のみを微小要素に分割すればよいので要素分割の時間が短い点で 有利である<sup>1)~3)</sup>。しかし、実際の凝固熱伝導問題では、内部の分割も必要であること、 さらには、プログラムが複雑で計算時間が長くなること、膨大なメモリ容量が必要であ ることから、メリットは少ない<sup>4)</sup>。

一方、有限要素法は、扱える要素形状の自由度が大きく<sup>5)</sup>、また、主に構造解析を目 的として数多く商品化されている汎用プログラムが利用できるという利点がある。しか し、3次元場でしかも物性値が温度や時間に依存するような非定常熱伝導問題の場合は、 複雑なマトリックスの組立が必要で計算時間が長くなる欠点がある<sup>4)</sup>。

差分法の中でも、現象から直接、離散化された式を導く直接差分法は、数学的に離散 化式を求める有限要素法や境界要素法に比べて、物理的根拠が明確であり、一般に計算 時間が短い<sup>41</sup>。その直接差分法は、時間に対する離散化方法によって、前進差分法(陽 解法)と後退差分法(陰解法)に分けることができる。後退差分法は、時間ステップを 大きくとっても収束することが保証されている反面、連立方程式を解く必要があるため 多くのメモリー容量が必要である。一方、前進差分法は、プログラムが容易でメモリー 容量が少なくてすむ反面、時間ステップをある臨界値以下にしなければならない<sup>61,7</sup>)。 即ち、従来の前進差分法では、異なる物性値を一度に扱う場合や、不規則分割の場合に、 収束・安定条件によって決る時間ステップ(ム t )が各要素ごとにことなるにも拘らず、 最小の時間ステップですべての要素を計算することになる。そのため、一要素でも時間 ステップの小さい要素がある場合には計算時間が長くなり、前進差分法のメリットが生 かしきれず、後退差分法を用いた方が有利になる。時間ステップが小さい要素が一部の 特定領域に限られる場合は、局所陰的解法によってこの問題が解決できる<sup>81,91</sup>。しか し、いくつもの時間ステップ領域がバラバラに存在する場合は、その処理が複雑になり、 かえって計算時間がかかるという問題がある。

そこで、本章では、各要素ごとに異なる時間ステップで計算することによって前進差

-16 -

分法のメリットを最大限生かし、凝固熱伝導問題において計算時間を短縮することがで きる改良法、"線形内挿前進差分法"を提案し、その実用性を検討した。

2.2 線形内挿前進差分法による凝固熱伝導解析方法

一般に、金属の凝固熱伝導問題には、注湯時の流れや凝固収縮に起因する物質移動に よる熱移動や相変態による潜熱の発生など、極めて非線形性の高い現象が数多く含まれ るため、厳密な解析は困難である。本研究では、金属の凝固熱伝導問題において最も重 要な伝導と放射による熱移動と凝固あるいは金属変態時の潜熱の放出を基本にした数学 モデルを考える。相変化をともなう伝熱の基礎式は、次のとおりである。

$$\rho \subset \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( k \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( k \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left( k \frac{\partial T}{\partial z} \right) + \dot{Q} \cdots (2.1)$$

ここで、 ρ:密度、 C:比熱、 k:熱伝導率、 T:温度、 t:時間、 Q:発熱量である。 固液共存域では、

$$\dot{Q} = \rho L \quad \frac{\partial f_{s}}{\partial t} \qquad \cdots (2.2)$$

となる。ここで、L:潜熱、f<sub>s</sub>:固相率である。

一方、微小要素自体を節点領域とし要素の外心に節点を定義する内節点直接差分法を 用いて熱エネルギ保存則を離散化すると次式のようになる<sup>10),11)</sup>。ここでは、時間に ついて陽解法を用いて差分化している。

$$\rho C V \frac{T - T^{B}}{\Delta t} = \sum_{j} k \frac{S_{j}}{1_{j}} (T_{j}^{B} - T_{i}^{B}) + \sum_{b} \frac{S_{b}}{\frac{1}{\alpha} + \frac{1_{ib}}{k_{b}} + \frac{1_{bi}}{k_{i}}} (T_{b}^{B} - T_{i}^{B}) + \sum_{c} \sum_{r} F_{r} S_{r} (T_{i}^{4} - T_{a}^{4}) \cdots (2.3)$$

但し、1:節点間距離、S:要素表面積、α:伝熱係数、Γ:Stefan-Boltzman定数、 Fr:輻射率と形状係数の関数である。なお、(2.2)式の凝固潜熱は、温度回復法 によって扱うことにした。

# 2.2.1 内節点前進差分法による収束条件

直接差分法には、節点領域の取り方の違いから、内節点法と外節点法の2つの方法が あるが、ここでは、取扱いの容易な内節点法を用いることにした。内節点法では、解く べき系を図2.1に示すような5面体、6面体などの微小要素に分割し、要素全体を節 点領域とする。このとき、節点の位置は原則として要素の外心にとる<sup>9)</sup>。しかし、節点



図 2.1 内節点直接差分法における6面体および5面体要素 とその節点位置

の位置を常に要素の外心に定義すれば分割要素の形状が限られてしまう。そこで、外心 を持たない形状も、要素の各頂点からの等距離点を外心の近似点として、分割要素とし て使えるようにした。即ち、頂点座標を(x<sub>i</sub>, y<sub>i</sub>, z<sub>i</sub>)(6面体では、i = 1, 6)とす ると、最小2乗法によって次式にように外心の近似点座標(x, y, z)が計算できる<sup>12)</sup>。

 $F = \sum_{i,j} \left[ \left\{ \left( \mathbf{x}_{i} - \mathbf{x} \right)^{2} + \left( \mathbf{y}_{i} - \mathbf{y} \right)^{2} + \left( \mathbf{z}_{j} - \mathbf{z} \right)^{2} - \left( \mathbf{x}_{j} - \mathbf{x} \right)^{2} - \left( \mathbf{y}_{j} - \mathbf{y} \right)^{2} - \left( \mathbf{z}_{j} - \mathbf{z} \right)^{2} \right\}^{2} \right] \qquad \dots (2.4)$ 

$$\frac{\partial F}{\partial x} = 0, \qquad \frac{\partial F}{\partial y} = 0, \qquad \frac{\partial F}{\partial z} = 0 \qquad \dots (2.5)$$

このように節点および節点領域を定義すれば、熱流と熱通過面との直交性からのズレを 最小にすることができる。 このように節点を定義して(2.3式)を解く場合、時間 ステップ(Δt)がある限度以上になると解が発散してしまうことが一般に知られてい る<sup>6),7)</sup>。 解が発散しないためには、Δtを次式示す臨界値以下にしなければならない。

$$\Delta t_{c} \leq (\rho C V_{i}) \left\{ \sum_{j} \frac{S_{j}}{1_{j}} k + \sum_{b} \frac{S_{b}}{\frac{1}{\alpha_{b}} + \frac{1_{ib}}{k_{b}} + \frac{1_{bi}}{k_{i}}} \right\}^{-1} \dots (2.6)$$

- 18 -

これは、(1)節点iのΔt後の温度は
 与えられた周囲要素の温度を越えない、
 (2)節点iのΔt間に生じる温度変化

の伝播範囲はその節点領域内に限られる、 という物理的な意味を持つものである。 (2.6)式は、熱物性値、要素の体積、 境界条件に依存する。従って、要素ごと に体積、熱物性値が異なれば、各要素ご とに異なる臨界時間ステップ (Δtc,i) が存在する。例えば、図2.2において、  $\Delta$  t<sub>c</sub>, iの最小値が0.75秒なのに対し て、最大値は20.7秒である。従来は、 最小の△tc.iですべての要素の温度を 計算していたため、図2.2のように一 つでも小さな時間ステップを持つ要素が 存在すれば非常に計算時間が長くなり計 算コストが大きくなる。しかし、先に述 べた解の収束条件の物理的意味から考え ると、各要素は各々最適な時間ステップ を持つことが可能である。そこで、ここ では、それぞれの要素を別々の時間ステ



図2.2 鋼鋳物と砂型が存在する 場合の不規則要素分割例

ップで計算することにする。即ち、本法は、1ステップ内での温度変化の広がりがその 要素を越えない範囲内に各要素の時間ステップを決めて、各要素の温度を別々の時間ス テップで計算することによって、総繰返し計算回数を最小とし、計算コストの低減を実 現しようとするものである。

2.2.2 線形内挿前進差分法

図2.3のフローチャートと図2.4を参照しながら各要素の温度を別々の時間ステップで計算する方法を述べると次のようになる。

- (1) 温度計算を行う前に、まず各要素に対して収束条件を計算し、全要素の中で 最小の△tを求めて△tminとする。
- (2) 各要素が収束条件を満足する範囲内でΔtminの整数倍になるようにΔtiを

決定して、各要素に対して I Di ( $\Delta$  t<sub>i</sub> = I D<sub>i</sub> ·  $\Delta$  t<sub>min</sub>)を記憶させる。この I D<sub>i</sub> はその要素の時間ステップ $\Delta$ t<sub>i</sub> が $\Delta$  t<sub>min</sub>の何倍にあたるかを示すものであり、繰り返し計算を行うときの識別番号となる。

(3) 繰り返し計算に入る。時間は△ t minの整数倍(NCとする)で進むことになる。ここで、各要素はNCがIDiの整数倍になったときだけ次のステップの温度を計算すればよい。



図2.3 計算のフローチャート



図2.4は、ID=2の要素にID=1とID=3の要素が隣接している場合を仮定 している。ID=1の要素( $\Delta$ t<sub>i</sub>= $\Delta$ t<sub>min</sub>)は毎回温度計算を行い、ID=2の要素 は2回ごとに、ID=3の要素は3回ごとに計算を行う。ここで、次のステップの温度 算出のためにT<sub>i</sub><sup>B</sup>(その要素の $\Delta$ t<sub>i</sub>前の既知温度)とT<sup>B</sup><sub>j,i</sub>(隣接要素jの $\Delta$ t<sub>i</sub>前の 既知温度)が必要であるが、時間ステップがその要素と隣接要素で異なる場合、T<sup>B</sup><sub>j,i</sub> が求められていないときがある。(図2.4でNC=10の時、ID=3の要素の温度 が求められていない)。この場合、次式で示すように内挿によって近似する。

 $T^{B}{}_{j,i} = T^{B}{}_{j} + (T_{j} - T^{B}{}_{j}) \cdot r_{i,j} \qquad \dots (2.7)$ 

ここでは,最も単純に,1次近似による比例配分を行った。 r:」は比例配分の比率であり,そのときの時刻(NC)と隣 接している要素 i, jの時間ステップから,次式によって求 められる。

図2.5にID=4の要素にID=7の要素が隣接している 場合のr<sub>ij</sub>の変化を示す。この例では、ID=4の要素はΔ  $t_{min}$ の4倍ごと、ID=7の要素は7倍ごとに温度計算を 行うことになる。ID=4の要素に注目すると各ステップに おいて、次のステップの温度を計算するために隣接要素であ るID=7の要素の同時刻の温度(図2.5のΔ位置)が必 要である。このΔ位置の温度は、既に計算されている前後の 〇位置の温度を用いて(2.7)式から計算できる。このと きの、比例配分の比率r<sub>ij</sub>は、4/7、1/7、5/7、・ ・・3/7と周期的に変化していくことが、(2.8)式

によって求められる(roij=4/7)。このように、線形



図2.5 内挿方法

内挿法を用いることによって異なる時間ステップをもつ要素間でも温度計算を可能にす るという意味で、本法を"線形内挿前進差分法"と呼ぶことにする。

ここでは、一次近似として比例配分したが、2次近似、erfcなどを用いた方がよい場合もある。また、内挿方法にはいろいろな方法が考えられるが、内挿に時間を費やすことになれば意味がない。その点で、ここで述べた1次近似による比例配分は最も実用的な方法の一つであると考えられる。また、Δtiは収束条件内で最大値(Δto,i)をとり得るが、隣接要素との間で時間ステップが極端に異なる場合、内挿による誤差が大きくなる。その場合には、ID<sub>i</sub> = f (Δto,i/Δtmin)となる適当な関数fでID<sub>i</sub>の値を抑制する必要がある。さらに、温度回復法による潜熱放出も各要素ごとに異なる時間ステップで計算する必要がある。

- 21 -

#### 2.3 解析例および考察

線形内挿前進差分法の精度と計算速度を評価するために、熱伝導問題の厳密解や従来 の差分法の解と比較検討した結果を以下に述べる。

### 2.3.1 1次元熱伝導問題

温度 T<sub>0</sub>の半無限物体の表面を一定温度 T<sub>B</sub>にした場合の温度変化は、1次元熱伝導問 題として取扱うことができる。この問題に対しては厳密解が存在し、境界面から x だけ 離れた位置における t 秒後の温度 T は、次式で示される<sup>13)</sup>。

$$T = T_0 + (T_B - T_0) \text{ erfc} (x \neq 2 \sqrt{a \cdot t}) \dots (2.9)$$



— 22 —



図2.7 厳密解と数値解析結果の比較

# 2.3.2 2次元熱伝導問題

2次元熱伝導問題として、BruchとZyvoloskiによって行われた解析例<sup>14)</sup>を取り上げ、 本法および従来の前進差分法で計算を行った(図2.8)。彼らは、次の条件で計算し ている。

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} \qquad \dots (2.10)$$
(初期条件) T (x, y, 0) = erfc [x / (2 \sqrt{t}\*)]  
t \*= 0.0005 \qquad \dots (2.11)

(境界条件)





彼らは、全領域を×方向、 y 方向とも0.05の等分割で要素分割しているが、例え ば、内角部付近の情報のみが必要であるとすれば、図2.8のような要素分割を行うこ とによって要素数を少なくすることができる。しかし、内角部にあるような微小な三角 要素ができてしまうと時間ステップが非常に小さくなり、従来の前進差分法では、要素 数が少々減少してもかえって計算時間が長くなってしまう。そこで、本法を用いれば、 このように局所的に微小要素ができても、全体の計算時間にはさほど影響しない。この 例で、 t = 0.1 までのCPU timeは、従来法で7.82秒、本法では4.97秒であり、 38.7%減であった。また、BruchとZyvoloskiの結果と従来法および本法による結果 は、約0.8%以内で一致した。

- 24 -

2.3.3 3次元熱伝導問題および凝固問題

図2.9のように3次元要素分割した鋼塊の冷却過程を本法および従来法で計算した。 計算条件は次のとおりである。

(鋼塊の初期温度) T<sub>1</sub>=1,000 (℃) ...(2.14)

(周囲の境界条件) 周囲温度:T<sub>a</sub> = 30 (℃)
 熱伝達係数:h = 0.05 (cal/cm<sup>2</sup>·s·℃) ...(2.15)

鋼塊の熱物性値は、 $\rho = 7.5$  (g/cm3)、C = 0.15 (cal/g·C)、 k = 0.08 (cal/cm·s·C)を用いた。図2.9は、内角部付近に注目した場合の分割例である。図2.10 に、ID<sub>i</sub>=trunc(( $\Delta$ t<sub>o</sub>i/ $\Delta$ t<sub>min</sub>)<sup>0.65</sup>)とした場合のz = 37.5 mmのxy断面における右角部のID<sub>i</sub>分布および温度分布を示す。本法と従来法はよく一致しているのがわかる。計算時間は、従来法が65.2s、本法は41.4sであった。また、

I D<sub>i</sub>=trunc(Δt<sub>o</sub>, i/Δt<sub>min</sub>)として、各 要素の時間ステップを最大までとった場合の計 算時間は32.3sであり、温度の従来法と本 法の最大誤差は約2%であった。図2.10に 冷却開始20秒後のxy断面(z=62.5mm、 37.5mm)における等温度曲線を示す。3次 元性が現れていることや右側に比べ、左側で冷 却が速いことがわかる。冷却状態を把握するた めには、このような等温度曲線がよく利用され る。この例で、線形内挿前進差分法を用いた場 合、温度の絶対値が最大で2%程度従来法から ずれるが、両者の等温度曲線を描いた場合はほ とんど有意差が見られず、本法は計算時間が短 い点からひとつの実用的解法になり得ると考え る。



図2.8 鋼塊の3次元要素分割



図2.10 x y 断面の等温度曲線(冷却開始20s後)

次に、図2.11に示すようなT字状純アルミニウ ム鋳物について凝固過程の3次元解析を行い、相変 化をともなう場合の本法の妥当性を検討した。計算 に使用した熱物性値を表2.1に示す。ここでは、 温度回復法による潜熱放出についても、各要素ごと に異なる時間ステップで計算している。図2.12 は、鋳型も含めたxy断面の分割図である。この場 合、総要素数は2304であり、その内、鋳物部分 の要素数は406である。ここで、ID<sub>i</sub>=trunc

(0.1 (Δt<sub>c</sub>, i/Δt<sub>min</sub>))とした場合、max
 (Δt<sub>i</sub>/Δt<sub>min</sub>)は261であった。高さの中心の



図2.11T字状純アルミ鋳物 の3次元要素分割例

横断面に位置する3点における温度変化曲線を図2.13に示すが、本法と従来法の温 度および凝固時間は約1%以内で一致した。また、本法の計算時間は、従来法の1/4 程度であった。A1は、砂型に比べて熱伝導率が大きく、比熱が小さいため、時間ステ ップを非常に小さく設定しなければならない。また、この例のように、鋳型内の金属の 凝固現象を解析する場合などでは、鋳型内の要素数が鋳物内に比べて多くなりがちであ り、従来法に比べて本法では大巾に計算時間を短縮できる。即ち、線形内挿前進差分法 は、熱物性値が異なる系で、それぞれの系における時間ステップが大きく異なる場合や、 粗い分割要素が多くて細かな分割要素が少ない場合に、とくに有利である。





熱伝導率 (cal/cm·s·℃) 比熱 (cal/g·℃) 液相線 (℃) 初期温度 密度 潜熱 固相線  $(\overline{g/cm^3})$ (cal/g)純A1 2.55 0.285 0.50 94 660 660 700 砂型 1.53 0.227 0.00015\_ \_ \_\_\_\_ \_

表2.1 計算に使用した熱物性値

	熱伝達係数 (cal/cm²·s·℃)	輻射率
鋳物-鋳型	$0.2(0 \sim 70 s)$ , $0.1(70 \sim 140 s)$ , $0.05(140 s \sim)$	_
鋳物-外気	0.001	0.50
鋳型-外気	0.002	0.0

## 2.4 結言

各要素に異なるタイムステップ(△t)を与えて計算時間を短くできる線形内挿前進 差分法を提案し、いくつかのモデルでその有効性を示した。その結果、次のことがわか った。

- (1) 一般に鋳造品の凝固過程を3次元計算する場合、メモリ容量が少ない前進差 分法が有利であるが、その収束条件から一つでも△tの小さい要素が存在する と従来の方法では、非常に計算時間が長くなる。これに対して、ここで提案し た線形内挿前進差分法では、各々の要素を別々の△t で計算するため、総繰り 返し計算回数が最小となり、計算時間の短縮が可能である。
- (2) ここでは、△t間の温度を1次近似で内挿した。1~3次元熱伝導問題で従来法と線形内挿前進差分法の精度比較を行った結果、約2%程度のズレが認められた。2次近似や誤差関数などによる内挿方法が考えられるが、計算時間を少なくするという点からは、1次近似が最も有利である。
- (3) とくに、砂型鋳造品などで鋳型の要素数が多い場合に計算時間の短縮の効果 が顕著であり、T字形のアルミ砂型鋳造品の例では、従来法に比べ約1/4に なった。

以上より、線形内挿前進差分法は実用的な凝固熱伝導解析方法になり得ると考えられ る。

#### 参考文献

- C.A.Brebbia: The Boundary Element Method for Engineers, Pentech Press., (1978)
- 2) 田中正隆、田中喜久昭:境界要素法-基礎と応用-丸善(1982).
- 3) C.P.Hong, T.Umeda and Y.Kimura: Met. Trans. B, 15b (1984), 91, 101.
- 4) 大中逸雄:コンピュータ伝熱・凝固解析入門,丸善(1985).
- 5) 0.C.Zienkiewicz:The Finite Element Method, McGraw-Hill, (1977)
- 6) 甲藤好郎: 伝熱概論, 養賢堂, (1983).
- 7) F.Kreith and W.Z.Black:Basic Heat Transfer, Harper & Row, New York, (1980).
- I.Ohnaka and T.Fukusako:6th Int. Heat Transfer Conf., Vol. 3, Tronto, (1978),
   251.
- 9) I.Ohnaka:Proc.2nd Int.Symp.on Innovative Numerical Analysis for Applied Engineering Science,Univ.Press of Virginia,U.S.A., (1980),555.
- 10) 大中逸雄:鉄と鋼,65(1979),12,1737.
- 11) 大中逸雄, 福迫達一: 鋳物, 48(1976), 3, 139
- 12) 大中逸雄,長坂悦敬、福迫達一、平田 賢:第18回日本伝熱シンポジウム講演
   論文集、(1981)、61.
- 13) H.S.Carslaw and J.C.Jaeger:Conduction of Heat in Solids, Oxford, (1959), 282.
- 14) J.C.Bruch and G.Zyvoloski: Int.J.Num. Meth. Engng, 8 (1974), 481.
#### 第3章 L字交差部を持つ鋼鋳物の凝固・熱解析

## 3.1 緒 言

鋳物のL字交差部には、引け巣、き裂、焼着などの欠陥が生じやすい。従って、L字 交差部をもつ鋳物の凝固については、従来から多くの実験的研究<sup>1)~6)</sup>や数値解析<sup>7)~14)</sup> が行われているが十分とは言えない。とくに、L字交差部をもつ鋳物の3次元凝固解析 や引け巣欠陥の推定、実験と解析結果の詳細な比較などは、あまり行われていない。

そこで本章では、実験的にも従来ほとんど報告されていないけい砂及びクロマイト砂 のフラン鋳型によるL字状ステンレス鋼鋳物の鋳造実験と解析結果とを比較することに より、L字状ステンレス鋼鋳物の凝固過程を明らかにするとともに、第2章で述べた凝 固解析方法の妥当性、限界などを明らかにする。

3.2 実験方法

本実験における鋳造方案、鋳物寸法を、図3.1及び表3.1に示した。押し上げ方式 としたのは、流動の影響をなるべく少なくするためである。鋳物はSCS13ステンレス 鋼で、鋳型は6号けい砂及び50~100メッシュのクロマイト砂によるフラン鋳型 (けい砂の場合3%、クロマイト砂の場合1.2%のフラン尿素樹脂を添加)とした。 砂付き厚さは50~100mmとした(図3.3参照)。塗型はジルコン系のものを0.3 ~0.4mmはけ塗りした。鋳物の寸法は、Brandtら<sup>2)</sup>の実験に準じて厚さ40mmとし、 高さ及び幅は、2次元解析で端面の影響がL字中心部にほとんど現れないと予想される 400mm及び200mmとした<sup>14)</sup>。

温度測定位置は図3.2に示すa、b、c点で、高さ方向は鋳物底面から80mm及び 120mmの位置とした。熱電対は0.3mmのPt-Pt13%Rh線を外径1.55mmの 高純度アルミナニつ穴絶縁管に挿入し、先端は露出させて、セラミックでコーティング した。鋳込み温度は取鍋中で1,560℃を目標とした。

試料番号	1	2	3	4	5	6	
RI (mm)	0 (	直交)	4	0	8 0		
R0 (mm)	0 (	直交)	8	0	120		
鋳型材	けい砂	加小砂	けい砂	加引砂	けい砂	2021下砂	

表3.1 実験番号及び内外角部曲率半径(図3.2参照)



図3.1 鋳造方案



(a)試料1、2
 (b)試料3、4
 (c)試料5、6
 図3.2 温度測定位置(鋳物底面から80mm及び120mmの位置)

表3.2 各試料の化学組成(wt%)

	C	S i	Mn	Р	S	Ni	Cr
試料1	0.07	1.11	1.07	0.021	0.017	8.43	18.93
試料2	0.06	1.31	1.23	0.020	0.017	8.20	18.81
試料3	0.06	1.46	1.08	0.021	0.017	8.67	18.85
試料4	0.05	1.54	1.07	0.020	0.016	8.67	18.83
試料5	0.04	1.58	1.20	0.019	0.016	8.51	18.28
試料6	0.04	1.50	1.11	0.020	0.016	8.57	18.87

- 31 -

## 3.3 解析方法

図3.3、図3.4に、各試料をモデル化した要素分割図を示した。(a)は鋳物だけ を3次元的に示したもので、(b)は上方向からみたxy平面の分割図を鋳型も含めて 示している。太線で囲まれた部分が、鋳物となる部分である。計算において、溶湯が鋳 込みと同時に鋳型を満たすと仮定し、また流動は考慮せず、湯口は無視した。また、計 算方法としては、取扱いの簡単な内節点直接差分法を用いた。

本解析で用いた熱物性値は、表3.3のとおりである。ここで、けい砂、クロマイト 砂の密度、初期温度は実測値であり、液相線温度、固相線温度は、熱分析により得られ た値を用いた。ステンレス鋼の熱物性値はまだ十分にわかっておらず、また高温におけ るけい砂、クロマイト砂の熱伝導率のデータも少ないのが現状である。厳密には比熱、 熱伝導率についても温度依存性を考慮すべきであるが、本研究では、従来の値<sup>15)~19)</sup> を比較・参照し、これらの値を用いて解析した。

物質	密度 (g/cm3)	比熱 (cal/g·℃)	熱伝導率 (cal/cm·s·℃)	潜熱 (cal/g)	液相線 (℃)	固相線 (℃)	初期温度 (℃)	熱伝達係数 (cal/cm²・s・℃)
					試料 1 1,440	試料 1 1,400	試料 1 1,553	鋳型-鋳型
					2 1,440	2 1,400	2 1, 532	0.10
scs 13	7.4	0.162	0.08	65	3 1,450	3 1,400	3 1, 532	0.05
					4 1,450	4 1,400	4 1, 509	0.02
					5 1,455	5 1,400	5 1,500	→ → → → → → → → → → → → → →
					6 1,455	6 1,400	6 1, 509	0.001
けい砂	1.5	0.23	0.0030		_	_	25	
加尔仆砂	2.9	0.20	0.0033			_	25	

表3.3 計算に使用した熱物性値

# 3.4 実験及び解析結果の比較・検討結果

## 3.4.1 鋳物外観

実際の鋳物寸法は、ショット・プラスト後で肉厚 39.2~40.75mm(砂型 40.0~40.3mm)、高さ 約390mm(砂型 400mm)、幅233.5~234.0 mmであったが、解析では各40.0、 400.0、 240.0mmとした。



図3.3 試料1、2の分割図((a)鋳物、(b)(鋳物+鋳型)の平面分割)



図3.4 試料3、4の分割図((a)鋳物、(b)(鋳物+鋳型)の平面分割)

また、表面の焼着現象について形状で比較すると、直交の場合に内角部の焼着き程度 は最も大きく、アールが大きいほど焼着きは見られなかった。また、クロマイト砂型と けい砂型を比較すると、けい砂型のほうが鋳肌は荒れており、より一層焼着いていた。 一方、計算による内角部の鋳型表面温度は、図3.5に示すように変化した。すなわち、 アールが大きいほど、またクロマイト砂型のほうが、高温に保持される時間が短くなっ ている。これは、アールが小さいほど内角部に熱集中が起こり、熱が逃げにくいことと、 クロマイト砂のほうが冷却能が大きいためである。従って、鋳型の温度及び保持時間と 焼着き程度との関係(鋳型の種類によって異なる)がわかっていれば、解析により焼着 き程度を推定し得る可能性がある。



図3.5 解析による鋳型内角部の温度変化

#### 3.4.2 冷却曲線

図3.6に、試料1のaの測定位置(図3.2参照)で鋳物底部からの高さが80mmの 位置における冷却曲線を示した。本解析では、固相率と温度との関係として一次式を用 いているが、計算値は実測値にほぼ一致している。より正しい固相率と温度との関係が わかれば、計算値は実測値に一層一致するものと考えられる。



図3.6 温度変化曲線(試料1、aの位置、高さ80mm)

## 3.4.3 凝固時間

表3.4に、凝固時間の実測値と2次元及び3次元計算値との比較例を示した。また 図3.7 に、試料1の肉厚中心における縦断面及び鋳物底部から225、125、75 mmの高さにおける横断面での固相線の進行状態(解析結果)を示した。このような結果 から次のことがわかる。

- (1) 3次元解析結果は実測値と約5%以内で一致し、鋳物底部から押湯に向かう 指向性凝固の傾向を推定できる。一方、2次元解析では、当然のことながら指 向性凝固の程度を知ることはできず、凝固時間も35%以上の差を生じること がある。
- (2) 肉厚(T)に対して鋳物の長さ(L)がかなり長いにもかかわらず(L/T
   =10)、3次元的な凝固の進行の様子が顕著に現れており、本鋳物では3次
   元解析が必要である。
- (3) 鋳物交差部のアールが大きいほど凝固時間が短くなる<sup>14)</sup>ことが、実験的にも 確認された。
- (4) クロマイト砂型では、冷却能が大きいため、凝固時間はけい砂型の場合の約

50~60%となっている。

(5) 3次元解析の結果と実測値との差は、必ずしも解析方法だけが悪いために生 じたのではなく、実測値の測定精度(特に測定位置の精度)にも問題がある。 今後、より正確な実験値とより正確な熱物性値を用いた解析結果あるいは流動 の影響をも考慮した解析結果<sup>20),21)</sup>と比較する必要がある。

4- 	铸型材		けい砂			クロマイト	砂
訊 科 形 扒	場所(高さ)	実験値	3次元解析	2次元解析	実験値	3次元解析	2次元解析
	a (120)	1,005	998 (-0.7)	1,065 (-6.0)	<del></del>	581	590
直 交	b ( ")	992	957 (-3.3)	1,040 (-4.8)	606	562 (-7.3)	535 (-3.5)
	c ( //)	947	800 (-15.5)	805 451 (-15.0)		468 (+3.8)	480 (+6.4)
	a (80)	887	851 (-4.1)	1,065 (-20.1)	554	523 (-5.6)	590 (+6.5)
	b ( //)	882	816 (-7.5)	1,040 (-17.9)	-	509	585
	c ( //)	821	707 (-13.9)	805 (-1.1)		434	480
DI - 40	a (120)	848	854 (+0.7)	915 (+7.9)	454	498 (+9.7)	510 (+12.3)
$K_1 = 40$	b ( //)	-	800	868	421	458 (+8.8)	480 (+14.0)
KU=80	c (80)	676	735 (+8.7)	915 (+35.4)		458	510
	a (120)	694	755 (+8.8)	790 (+13.8)	411	459 (+11.6)	468 (+13.9)
R1=80	b ( ")	647	221 (+11.4)	798 (+18.7)	403	448 (+11.2)	463 (+14.9)
RU=120	c (80)	609	652 (+7.1)	790 (+30.0)	398	420 (+5.5)	468 (+17.6)

表3.4 鋳物各部の凝固時間(s)

カッコ内は実験値を基準とした計算値のズレを示す。 - は測定不能であったもの。



図3.7 各断面における等凝固時間曲線(試料1)

# 3.4.4 マクロ組織と最終凝固位置

図3.8に、けい砂鋳型による試料1、3、5の底部から90mmの位置における横断 面のマクロ組織を示す。また解析により求めた各断面の肉厚方向で、固相率が0.1に 達する時間が最も遅れる要素(斜線の要素)及び最終凝固要素を示した。さらに、図3. 9は試料1の底部から75mmの位置における固相率0.1、0.7、1.0の進行状況(解 析結果)を示している。このような結果から次のことがわかる。

(1) 従来、ともすると柱状晶の出合う位置から最終凝固位置を推定しがちである が、これは必ずしも正しくないと思われる。すなわち、図3.8に示すように、 柱状晶の出合う位置は固相率0.1前後の進行状態と関係しており、必ずしも最 終凝固位置を示すものではない(なお、試料1~6にわたり、b点よりもa点 の測定位置の方が凝固時間が長くなっている-表3.4参照-)。これは、柱 状晶の成長が液相線温度よりやや低い温度までで終了してしまうことを考えれ ば当然のことであろう。

— 37 —



図3.8 断面のマクロ組織

- 38 -

- (2) 交差部のアールが小さいと(図3.9)、固相率0.1に達するのが最も遅れ る位置は、かなり肉厚中心寄りであるが、最終凝固位置は、交差部中心線上で はなくて、鋳型界面近くの2点に分かれる。これは、試料1でa点のほうがb 点(図3.2)よりも凝固時間が長くなっているという実験結果(表3.4)と 一致しており、文献<sup>11),14)</sup>の解析結果を裏付けるものである。
- (3) 交差部のアールが大きいほど最終凝固位置が肉厚中心に近くなること<sup>14)</sup>が、 実験的にも確かめられた。

<sup>230s</sup> fs=0.1 2005 150s 100s ( 50s 700s  $f_{s} = 0.7$ 600s 200s (400s 500s 8505  $f_{s} = 1.0$ 800s 700s 600s 500s 300s 

図3.9 固相率0.1、0.7、1.0の凝固進行状況

# 3.5 結 言

以上、L字交差部をもつステンレス鋼鋳物について内節点法による2次元及び3次元 解析と実験結果とを比較検討した。その結果、次のことが明らかになった。

(1) 2次元近似が可能と思われた本実験のような鋳物長さ/鋳物肉厚=10の場合でも、3次元性が現れ、3次元解析結果と実験結果とを比較すると、凝固時間は約15%以内で一致したのに対して、2次元解析結果とは場合により35%もの差が生じた。また、冷却曲線についてもかなり対応したものが得られた。実際の鋳造品を考えると、2次元近似の可能なものは少なく、かなりの場合、3次元解析を行う必要がある。

- (2) L字状ステンレス鋼鋳物の横断面における最終凝固位置は、交差部における 肉厚中心位置にはなく、アールが小さいほど内角部側に近づくこと、またアー ルがほとんどない場合、交差部中心線からずれた2点に分かれることが、解析 および実験結果によりわかった。
- (3) マクロ組織で柱状晶が出会う位置は、ほぼ液相線温度が出会う位置と一致しており、最終凝固位置は、必ずしもその柱状晶の出会う位置にはない。したがって、マクロ組織だけから最終凝固位置を推定する際には、注意する必要がある。
- (4) 鋳物表面の焼着現象については、種々の鋳型について鋳型の温度及び保持時間と焼着き程度との関係がわかっていれば、解析により焼着を推定し得る可能性がある。

## 参考文献

- 1) C.W. Briggs, R.A. Gezelius, A.R. Donaldson: Trans. AFS, 46 (1939), 605.
- 2) F.A. Brandt, H.F. Bishop, W.S. Pellini: Trans. AFS, 61 (1953), 451.
- 3) 二宮三男,野崎佳彦,阪口康司:日本鋳物協会第93回全国講演大会講演概要集, (1978),34
- 4) J.L.Lessman: Foundry, 85 (1957), 6, 114.
- 5) H.F.Bishop, W.S.Pellini:Foundry, (1952), 2, 86.
- 6) 日本鋳物協会鋳鋼部会編:鋼鋳物の鋳造方案.
- R.E.Marrone, J.O.Wilkes, R.D.Pehlke: AFS Cast Metals Research J., (1970), 12,188.
- 8) G.Sciama: AFS Cast Metals Research J., (1972), 145.
- 9) G.Sciama: Trans. AFS, 78 (1970), 39.
- 10) G.Sciama:Fonderie, (1971), 4, 131.
- 11) 新山英輔:鋳造技術の基礎(椙山正孝編,総合鋳物センター),128(1978).
- 12) 竹内宏昌,永瀬国士,梅田高照,木村康夫:鋳物,49(1977),9,557.
- 13) G.P.Reddy:Trans.AFS,85(1977),597.
- 14) 大中逸雄,八島幸雄,福迫達一:鋳物,52(1980),1,10.
- 15) 大中逸雄,長坂悦敬,福迫達一,吉岡二郎:鋳物,53(1981),7,376.
- 16) 新山英輔:铸物,49(1977),10,608.
- 17) 二宫三男,野崎佳崎: 铸物, 49 (1977), 12, 747.
- 18) 久保公雄,水内潔,大中逸雄,福迫達一:鋳物,53(1981),6,311.
- 19) 高橋忠義,工藤昌行,吉年慶一:日本金属学会誌,43(1979), 1086.
- 20) 大中逸雄,福迫達一,西川清明:鉄と鋼,67(1981),547.
- 21) 大中逸雄,森康尋,長坂悦敬,福迫達一:鋳物,53(1981),12,673.

## 第4章 板状鋳鋼品の凝固過程に及ぼす注湯時熱移動の影響

#### 4.1 緒 言

鋳造工程では、高温の溶湯を取り扱うことに加え、品質に影響を与える因子が多く、 実際の現象を再現性よく知ることが難しい場合が多い。とくに注湯時の湯流れの問題は、 従来の数々の研究にもかかわらず、限られた条件を除いて<sup>1)</sup>理論的に解明されてはいな い。目視観察が可能なパラフィンや実際の溶湯を用いて注湯時の湯流れ状態を知ろうと いう試みは、主に千々岩<sup>2)</sup>、大平ら<sup>3)</sup>によって詳細になされたが、その結果を実際に鋳 造方案にどのように適用するかという問題が残されている。しかし、そのような研究及 び実際の鋳造作業の経験から、注湯時に生じる湯流れ現象が引け巣欠陥などに大きな影 響を与える場合があることがわかっている。

一方、凝固解析を行う場合、従来、キャビティを溶湯が瞬間的に満たしたと仮定し、 初期温度一定として取り扱っている報告が多い。しかし、当然のことながら、凝固解析 でより正確に引け巣欠陥を予測するためには、注湯時の湯流れを考慮することが必要で ある。牧村<sup>4)</sup>らは鋳物をいくつかの要素からなる領域に分割し、その領域ごとの湯流れ を逐次指示することにより、湯流れによる熱移動を計算している。彼らの行った解析例 では、初期温度分布を一定と仮定した場合に比べ、その程度の処理によっても冷却曲線 の実際との対応はかなり良くなっている。また池田ら<sup>5)</sup>は、簡易熱解析法において金型 内の溶湯の充填順位を考慮している。しかしこれらの報告では、ある位置で湯の移動量 は常に一定であると仮定されており、注湯時湯流れの凝固過程に対する影響について詳 しくは調べられていない。これに対して、最近、MAC法やSOLA – VOF法などの 自由表面流れの解析方法を鋳造の初期湯流れ現象に適用しようという研究<sup>6)-12)</sup>が始め られた。今後、コンピュータの高速化とともに、この分野の研究の発展が望まれる。

しかし、注湯時に生じる実際の湯流れ現象は乱流であり、厳密に取り扱うことは今後 とも容易でないと考えられる。また、同一の鋳造方案であっても、種々の湯流れ形態を 示すことが多く、乱流場の非定常解析を目ざすことが果たして実用的に意味があるのか どうか、議論の分かれるところであろう。

そこで、本章では、まず、注湯時の湯流れがどのような場合に引け巣欠陥にどのよう な影響を及ぼすかを把握し、凝固解析の適用範囲を明らかにすることが重要であると考 えた。即ち、ここでは数値解析モデルから、まず湯流れによって生じる鋳型初期加熱が 後の凝固過程にどの程度影響するかを調べる。また、ポテンシャル流れを仮定し、速度 場を解いて注湯時の熱移動を解析する方法を提案し、注湯時の湯流れの影響を総括的に 把握することを試みた。

4.2 解析モデル及び解析方法

#### 4.2.1 鋳型初期加熱の影響

注湯時の湯流れによって鋳型が局所的に加熱された場合、それが凝固過程に及ぼす影 響を砂型平板鋼鋳物について考える。図4.1、Aに中心線で対称な平板鋳物の2次元 モデルを示した。このような平板鋳物の注湯時に、まず溶湯が斜線部を流れ、後に全体 が満たされたと仮定する。この場合、斜線部の溶湯に接していた鋳型が加熱され、注湯 終了時には、図4.1、Aに示されるような温度分布が鋳型内に生じることになる。こ のようなモデル(モデルAとする)を考えて、この初期鋳型加熱が後の凝固過程にどの 程度影響を与えるかを調べた。



計算方法は次のとおりである。すなわち溶湯温度T<sub>c</sub>、鋳型温度T<sub>M</sub>、加熱時間 t<sub>p</sub>を 入力し、まず、溶湯が斜線部だけに存在するとして砂型全体の温度解析を t<sub>p</sub>間行う。 次の瞬間、キャビティ内は温度T<sub>c</sub>の溶湯で満たされたとし、すでに求められている砂 型温度分布を初期温度として、以後の凝固解析を行う。なお、解析方法は内節点直接差 分法を用いた<sup>13)</sup>。ここで、T<sub>c</sub>=1,560℃、T<sub>M</sub>=30℃と仮定した。解析した形状 は、肉厚Tが5、10、20、40mmの4種類で、中心から端面までの長さLは、2T、 4T、6T、8Tとした。また、各形状で図4.1、Aに示した斜線部の溶湯が鋳型に 接する幅は、どの形状でもL/8としている。 湯流れによって鋳型が加熱される時間 t<sub>p</sub>は、2、4、6、8sと仮定した。なお、この中には非現実的な加熱幅のものも含 まれているが、参考のために検討した。また、計算に使用した物性値等の値は、文献<sup>20)</sup> に示されたものである。

## 4.2.2 注湯時湯流れの解析

実際の注湯時に生じる湯流れ現象は乱流場の非定常問題であり、厳密に解析すること は容易でない。ここではピストン流れ(モデルB)及びポテンシャル流れ(モデルC) を仮定して、注湯時の湯流れによる熱移動を考えた。これは、溶湯が乱れずに静かに満 たされた場合に適用できるモデルであるが、そのような場合に生じる鋳造方案設計上の 問題点などの解析に一つの示唆を与えることができよう。

図4.1のBでは、押湯のついた平板鋳物に湯が充満するとき、押湯から端面に向か う一次元的な湯の流れが実現される場合を仮定している。また、C-1~C-3ではそ



図4.2 ポテンシャル・フローによる注湯時の湯流れ

- 44 -

れぞれの堰から下注(つ)ぎによって注湯される場合、まずヘッド最小の要素が堰に近いものから順に満たされると仮定し、ポテンシャル流れによる速度場を解くことによって、溶湯の移動を計算する。ここでは、Bのピストン流れ及びCのポテンシャル流れを同一の解析プログラムで取り扱うことにした。図4.2の例で計算方法を述べる。

- (1) まず、解くべき系(鋳物-鋳型)を微小要素に分割する<sup>13)</sup>。この際、鋳物側 は矩形要素を用いる。次に解析プログラムにおいて、各要素の図形データ、物 性値の入力を行う。さらに、溶湯の充満方向を定め、(これを乙方向とする)、 堰位置に相当する要素の番号、湯が流入する面番号、注湯流量、注湯温度Tpを 入力する。
- (2) 溶湯の充満順位は次のように決めた。すなわち、まず堰位置の要素が瞬間的に溶湯で満たされる。この溶湯は、流入面から流量Qの新しい溶湯が入ることによって隣の要素に流れ出る。すなわち、次に堰位置と同一乙座標をもつ隣接要素に溶湯が流出すると考える。[以後、これを流出隣接要素と呼ぶ(図4.2の1ステップ)]。

次のステップでは、現在の流出隣接要素が溶湯で満たされ、同様にして、次 の流出隣接要素が求められる。もし、同一乙座標をもつ要素がすべて溶湯で満 たされたならば、次に乙方向の隣接要素に向かって溶湯が動くことになる(図 4.2の7ステップ)。このようにして、順次溶湯が充満していくが、このと き溶湯が流出する流出隣接要素との境界面(これを流出境界面と呼ぶ)のすべ てから同一の流出量が実現されると仮定した(図4.2の1ステップでは、Q で流入した湯は二つの流出隣接要素にQ/2ずつの流出量で出ていくことにな る)。したがって、各流出境界面の流出速度は、Qを流出境界面の総面積で除 した値となる。なお、同一乙座標をもつ流出隣接要素が二方向にある場合、あ らかじめこの二つの要素体積が同じになるように、要素分割を行う必要がある。

- (3) 流出隣接要素が溶湯で充満される時間Δtp.nは、nステップでの流出隣接要素の体積の和をVp.nとすると、Δtp.n=Vp.n/Qとなる。このΔtp.n間、溶湯は静止しているものとし、溶湯充満要素と鋳型要素について温度計算を内節点直接差分法<sup>11</sup>)で行う。これによって鋳型が加熱され、溶湯は冷却される。
- (4) 温度場が求まれば、次にすべての溶湯充満要素についてポテンシャル流れに よる速度場を計算する。ここで、質量保存則は次式で表される。

 $\Sigma \mathbf{u}_{i,j} \cdot \mathbf{S}_{i,j} = \mathbf{0}$ 

....(4.1)

- 45 -

S<sub>i</sub>,jは、i、j要素間の面積である。この要素境界面における速度u<sub>i</sub>,jは、 要素のポテンシャルψによって次のように表される。

 $\mathbf{u}_{i,j} = (\psi_{j} - \psi_{i}) / 1_{i,j} \dots \dots (4.2)$ 

(2)式を(1)式に代入すれば(3)式が得られ、堰流入面及び流出境界面 の流量を境界条件として、注湯位置のポテンシャルを基準とした各要素のポテ ンシャルを算出できる。

$$\Sigma (\psi_{j} - \psi_{i}) \cdot S_{i, j} \neq 1_{i, j} = 0 \qquad \dots (4.3)$$

この速度場から、図4.2に示すように溶湯充満要素内の各面での溶湯移動量 が得られる。

(5) 速度場から求めた移動量によって次のステップへ溶湯を移動させ、先に求めた温度場から溶湯が動いた後の温度分布を算出する。すなわち、温度Tiの鋳物要素iについてその要素の湯が要素各面からQoutifiだけ流出し、温度Tjの隣接要素jからQinijだけ湯が流入したとすると、その後のi要素の温度Ti´は

$$T_{i} = \frac{T_{i} (V_{i} - \Sigma Q_{out, j}) + \Sigma (T_{j} \cdot Q_{in, j})}{V_{i}} \dots (4.4)$$

となる。また、V<sub>i</sub> < ΣQ<sub>out,j</sub>の場合、温度T<sub>i</sub>の溶湯がすべて流れ出て隣接要 素から流入した溶湯に置換わることになり、

$$T_{i} = \frac{\sum (T_{j} \cdot Q_{in,j})}{\sum Q_{in,j}} \dots (4.5)$$

とした。湯流れ時の熱移動から、このようにして各鋳物要素の温度を求め、こ れを次のステップの初期温度とする。

(6) 以上のようにして温度場と速度場を解き、各ステップの温度分布を得る。これを溶湯がキャビティを満たすまで繰り返す。キャビティが溶湯で満たされたときには、溶湯内及び鋳型内に温度分布が得られ、それは続いて行う凝固解析の初期条件となる。

# 4.3 解析例及び考察

#### 4.3.1 鋳型初期加熱の影響

図4.3に、解析モデルAを適用して肉厚 T=40mm、長さL=4Tの形状に対して溶 湯が斜線部上を8s流れ、鋳型が加熱された ときの凝固の進行状況を示す。固相率1.0 では板中心部に最終凝固位置があり、一見鋳 型加熱の影響がないかのように見える。した がって、この固相線の進行状況からは、中心 に向かう指向性凝固が実現されていることに なる。しかし、固相率0.1、0.7では、加 熱された鋳型付近にホット・スポットが生じ ている。



図4.3 各固相率に達する時間 (斜線部は鋳型加熱部、t<sub>p</sub>=8s)



図4.4 加熱時間が一定(8s)の場合の板中心部と加熱部の 各固相率に達する時間差(図4.1 モデルA) tf. Lo:板中心部がある固相率に達した時間 tf. Lm:加熱部がある固相率に達した時間 T:肉厚、fs:固相率

図4.4には、板中心部と加熱された場所の各固相率に達した時間の差を、中心部を 基準にして示した。縦軸は、相対凝固時間差、(t<sub>f,LC</sub>-t<sub>f,Lm</sub>)/t<sub>f,LC</sub>×100(%)で あり、横軸はL/Tである。湯流れによって鋳型が加熱された場所のほうが板中心部よ りも凝固が遅れた場合には、t<sub>f,LC</sub><t<sub>f,Lm</sub>であるため、縦軸は負の値となり、そのとき 加熱部において、その固相率のホット・スポットが発生する。ここで、0.1、0.7、 1.0の各固相率でホット・スポットが発生する臨界のL/Tの値はかなり異なること がわかる。すなわち、凝固初期には鋳型加熱の影響が顕著に現れるが、凝固末期に近づ くに従い、鋳型の冷却による凝固が支配的で、初期鋳型加熱の影響は少なくなる。

一方、従来最も多く行われている引け巣欠陥推定法として、等温度閉曲線法<sup>7) 8)</sup>があ る。これは、固相線温度曲線が閉じた場所で押湯からの溶湯補給が不可能になるために 引け巣が生じる,とみなす方法である。しかし、液相の流動は、ある流動限界固相率以 上で非常に困難になると考えられている<sup>14) 15)</sup>。したがって、最終的に残った流動可能 な領域(流動限界固相率以下の領域)で凝固・収縮が起こり、大きな引け巣が発生する ものと考えられ、それは必ずしも最終凝固位置とはならない。各固相率の到達時間曲線

の進行状況がそれぞれ異なる図4.3の ような場合には、流動限界固相率で引け 巣欠陥の推定を行うほうが実際との対応 が良いようである<sup>16)17)</sup>。ここでは、鋳 鋼の流動限界固相率を0.7程度と考え、 鋳型加熱の影響によって引け巣が発生す ることを固相率0.7の閉曲線の有無に よって判断する。

図4.4において固相率0.7に注目す ると、L/Tが小さいものではホット・ スポットが生じないで、L/Tが約4以 上ではホット・スポットが発生すること になる。また、薄肉のものほどホット・ スポットが発生する臨界値は小さいこと がわかる。他の加熱時間についても検討 し、L/Tに対してホット・スポットが 発生する t<sub>P</sub>/t<sub>f</sub> (鋳型加熱時間/凝固時 間)の臨界値を示したのが、 図4.5で ある。砂型板状鋼鋳物において、局所的



- 48 -

な湯流れによって鋳型加熱が起こった場合、それが原因でホット・スポットが発生する かどうかは、加熱位置、加熱幅、L/T、tp、tr等によって決まることがわかる。図4. 5のホット・スポットが残る形状、条件では、注湯条件と押湯の位置にとくに注意する 必要があり、このような解析が、鋳造方案の際には一つの目安になるであろう。また、 凝固解析から引け巣を推定しようとする場合にも、図4.5のホット・スポットが発生 する条件、形状では、とくに初期温度の決め方に注意する必要がある。なお、図4.5 の結果は、加熱部の位置が図4.1のモデルAの場合で、幅がL/8の場合である。

図4.5の応用例として、中央部に押湯をつけた円板状鋼鋳物の引け巣を検討した。 図4.6はX線観察結果<sup>18)</sup>で、堰から溶湯が流れ出た跡に沿って引け巣が発生している ように観察される。また、堰付近に引け巣量が多いようである。この場合、t<sub>p</sub>=3s で、t<sub>p</sub>/t<sub>f</sub>=0.0146となり、図4.5のホット・スポット発生条件を満たしてお り、注湯時に生じた鋳型加熱の影響が引け巣欠陥発生位置に大きく影響した可能性があ る。図4.7は,鋳型加熱を斜線部分にのみ与えた場合の凝固時間分布を計算した結果 である。この結果からも、この程度の鋳型加熱が端面から押湯に向う指向性凝固の度合 いを変化させ、引け巣が発生しやすい条件になることがわかる。もちろん、厳密には円 板状鋳物に図4.5は適用できないが、このような解析と整理方法により、鋳型加熱の 影響を評価できる可能性があると思われる。



図 4.6 中央に押湯をもつ円板状鋼 鋳物における引け巣欠陥 (L/T=8、X線透過写真)

図4.7 中央に押湯をもつ円板状鋼鋳物 における注湯時鋳型加熱の影響 (Tm=斜線部鋳型初期温度)

## 4.3.2 薄肉平板鋳物における初期湯流れの影響

図4.8に肉薄平板鋳物の解析例を示す。この場合、薄肉であることから、注湯時の 湯の流れは板の長さ方向に一次元的に生じるピストン流れを考えた(先の解析方法にお いて、充満方向を板の長さ方向に仮定する)。



板部の充満時間を2.0 s、2.4 sと仮定した場合、注湯温度1,560℃の湯が板の 先端部に達したときには約1,500℃まで冷却され、押湯から板の先端部までほぼ直 線的な温度分布が生じる。湯が流れることによって生じる鋳型加熱とこの溶湯内温度分 布が後の凝固過程に直接影響を及ぼし、初期温度分布に伴った凝固時間分布がみられる。

このような結果は、実際の肉厚25mmの円板状鋼鋳物において中心部の押湯から注湯 した場合(このモデルを適用できる)下注(つ)ぎに比べて欠陥が減少した現象<sup>20)</sup>に も対応している。

したがって薄肉鋳物では、溶湯と鋳型の両方の初期温度の影響が顕著であり、注湯条 件にとくに注意する必要がある。また、凝固解析においても初期温度の設定に注意が必 要である。

## 4.3.3 平板鋼鋳物の注湯位置による凝固過程の違い

図4.1の押湯をもつ平板砂型鋳物において、注湯位置の違いによる凝固過程への影響をポテンシャル流れによる湯流れを考慮した解析によって調べた。注湯温度を1,5 60℃、注湯時間を4.0sとした場合の1.9s後及び3.4s後の注湯途中の溶湯内 温度分布を、図4.9に示す。ここで、C-1は押湯の真下から注湯する場合、C-2 は板中心部から注湯する場合、C-3は端部付近から注湯する場合を仮定している。鋳 型内温度分布は省略した。新しい溶湯が常に注湯要素(堰位置)から流入し、溶湯全体 が流動する。そのとき、溶湯は鋳型によって冷却され、鋳型は溶湯によって加熱される。 その結果、溶湯および鋳型内に生じた温度分布は、注湯位置の違いによってかなり差が 見られる。

各注湯位置における固相率0.7の進行状況の違いを、図4.10に示した。押湯下部 から注湯した場合(C-1)は、押湯に向かう指向性凝固がほぼ実現されている。これ に対して、板中心部から注湯した場合(C-2)には、板中心部にホット・スポットが 生じている。また、端面付近から注湯した場合(C-3)には、そのホット・スポット はかなり端面側に移動していることがわかる。このようなホット・スポットが引け巣欠 陥の発生に直接結びつくことから、この場合、注湯位置が引け巣欠陥の発生に大きな影 響を与えることになる。

図4.11には、実際に鋳造実験したL字形鋳鋼品の3種類の湯道方案を示す。鋳物 の材質はSC46相当で、鋳込み温度は1,550℃を目標とした。鋳型はけい砂CO2 型を用いた。 中央部分20mmを切出し、X線によって引け巣の発生位置を調べたのが 図4.12である。 押湯下部から注湯した場合(C-1)は、非常に小さい引け巣が全 体的に観察されるのに対し、板中心部から注湯した場合(C-2)には、堰近くに大き な引け巣が見られる。また、端面付近から注湯した場合(C-3)には、堰の方に向っ て引け巣が大きく現れて、押湯に向ってC-1の場合と同様の小さな引け巣が発生して いる。これらの実験結果は、図4.10の計算結果とよく対応している。

薄肉鋳物などで注湯位置が引け巣欠陥の発生位置に影響を与える場合があることは、 従来指摘されているが、このような解析によっても、そのメカニズムをある程度説明で きそうである。したがって、最適な鋳造方案を決めるにあたり、このような解析が有効 な手助けとなる可能性がある。なお、図4.1のモデルCで板部の肉厚方向を3分割に した場合と5分割にした場合とで肉厚中心要素の凝固時間のズレは最大5%程度であっ た。







図4.10 固相率0.7に達する時間(S) (C-1~C-3は堰位置を示す)

- 52 -



図4.11 鋳造実験したL字形鋳鋼品の湯道方案







図4.12 X線透過写真(中央部分20mm巾)

## 4.4 結 言

以上、本章では、砂型平板鋼鋳物において、とくに注湯時に生じる鋳型加熱が凝固過 程にどのような影響を与えるかを、主に数値解析により検討した。また、ピストン流れ 及びポテンシャル流れを仮定し、注湯時の湯流れによる熱移動の解析を試みた。その結 果、次のような点が明らかになった。

- (1) 平板鋼鋳物において、局所的な湯流れによる鋳型初期加熱が凝固過程に与える影響を、凝固の進行状況から把握した。注湯時に鋳型が加熱された場所の付近にホット・スポットが生じる形状は、L/T、鋳型加熱時間t, 凝固時間t, 加熱位置、加熱幅などに依存して決まる。ホット・スポットが残る条件、形状では、注湯時の湯流れと押湯位置に注意する必要がある。
- (2) 鋳型が注湯時に局所的に加熱された場合には、ホット・スポット位置は時間 的に変化し、ホット・スポットにおける固相率が1.0(最終凝固)の場所と 流動限界固相率約0.7の場所とは必ずしも一致しない。
- (3) 円板状鋼鋳物の鋳造実験の結果、堰の出口付近に引け巣量が多かったことは、 鋳型初期加熱の影響が大きいと考えられる。その形状、条件は、(1)で求め た鋳型加熱の影響を受けやすいものに相当する。
- (4) ポテンシャル流れを仮定した注湯時の溶湯流れを求める方法により、薄肉鋳物では注湯時初期温度分布が凝固過程に大きな影響を与えること、形状によっては注湯位置によって欠陥の発生域が変化する可能性があることが、解析結果からわかった。今後、このような解析が最適な鋳造方案を決定するための一手段となる可能性がある。

## 参考文献

- 1) 松田政夫: 鋳物, 51(1979), 4, 200.
- 2) 千々岩健児: 鋳物の湯の流れと押湯(誠文堂新光社), (1965).
- 3) 例えば,大平五郎,小泉真人:鋳物,32(1960),6,416.
- 4) 牧村実,古都敏,枝村瑞郎:水曜会誌,18(1978),631.
- 5) 池田準哉, 戸澤勝利, 中村元志, 小川鈞: 軽金属, 29 (1979), 27.
- 6) H. Walther und P.R. Sahm: Giesserei-Forschung, 38 (1986), 119, 763.
- 7) W.S.Hwang and R.A.Stoehr: J.Mater, Sci.Tech., 4 (1988), March, 240.
- 8) 安斎浩一,内田敏夫,片岡勝利:鋳物,60(1988),763.
- 9) 岩田靖,米倉浩司,山本善章: 鋳物,62(1990),536.
- 10) H.J.Lin and W.S.Hwang:trans.AFS,96(1988),447.
- I.Ohnaka, M.Ohmasa and T.Takeuchi: Modeling of Casting, Welding and Solidification Processes, Davos, Switzerland, (1990).
- 12) R.A. Stoehr: Modern Casting, (1989), March, 30.
- 13) 大中逸雄,長坂悦敬,福迫達一,吉岡二郎:鋳物,53(1981),7,376.

14) J.G.Henzel, Jr.J.Keverian: J.Metals, 17 (1965), 561.

- 15) 植田昭二,小野修二:鋳物,47(1975),9,658.
- 16) 高橋忠義,工藤昌行,吉年慶一:日本金属学会誌,43(1979),1,086.
- 17) 大中逸雄,西井光治,福迫達一:日本金属学会誌,45(1981),424.
- 18) 大中逸雄,長坂悦敬,福迫達一:鋳物,54(1982),6,384.
- 19) 今福一英:日本機械学会論文集C編,48-436(昭57-12)1,959.
- 20) 大中逸雄,長坂悦敬,福迫達一,大山昌一:鋳物,55(1983),12,756.
- 21) 大中逸雄,森康尋,長坂悦敬,福迫達一: 鋳物,53(1981),12,673.

## 第5章 引け巣欠陥の予測

#### 5.1 緒 言

第1章で述べたように、引け巣欠陥は、鋳造品の内部欠陥のなかでもとくに注意しな ければならない重要な欠陥である。本章では、3次元凝固熱伝導解析システムにおいて 引け巣欠陥を予測する方法について以下のように検討した。

先ず、従来から提案されている種々の引け巣欠陥予測方法を整理した。次に、各要素 の凝固収縮に対して最大固相率勾配の方向に溶湯補給経路があると仮定し、3次元凝固 熱伝導解析において引け巣欠陥を定量的に推定する方法を提案した。さらに、鋳鋼品の 鋳造実験を行い、押湯および製品内の引け巣欠陥を観察した。それらと第3章で述べた L字交差部を持つステンレス鋼鋳物の引け巣欠陥に対して、従来の引け巣欠陥予測方法 および本章で提案する引け巣欠陥の定量的予測方法を適用し、各予測方法の適用性の限 界について考察した。また、幾つかの実際の鋳造品に適用し、実用性についても検討し た。

5.2 従来の引け巣予測方法

一般に、引け巣が発生する機構は、次のように考えられている<sup>1),2)</sup>。先ず、溶解や 湯流れ過程において酸素、水素、窒素などのガス元素を吸収した溶湯が、鋳型に充満さ れた後、液相収縮により湯面低下を起こす。次に、冷却が進み、凝固が始まると凝固収 縮が起こり、液相を引張る。また、ガス元素の溶解度は低温ほど低く、固相においては さらに低いため、残留液相中に濃化する。さらに、凝固収縮を押湯などからの溶湯補給 で補うことができない場合、凝固層の変形(外引け)あるいは気泡の発生が起こる。気 泡が発生するかどうかは、気泡核の曲率半径、液相と気泡間の界面エネルギー、液相の 静圧、凝固収縮による流動圧力損失によってきまる。鋳鉄の場合は、この他に、黒鉛の 晶出による膨張と鋳型強度の関係などを考慮することが必要であり、より複雑になる。 このような引け巣の発生に対して、第1章で述べたように、数値計算を用いて引け巣欠 陥をより精度よく予測しようという研究が従来から数多く進められてきた。大中<sup>1),2)</sup> は、種々の引け巣欠陥予測方法を表5.1のようにまとめているが、 それらは、次の3 つの方法に分けて考えることができる。

(1) 凝固プロフィールから指向性凝固の度合を定性的に判断する方法(表5.1、 No.1)。

- (2)凝固途中の温度、固相率等から、引け巣予測のパラメータを算出する方法
   (表5.1、No.2~9)。
- (3) 凝固収縮にともなう液面低下や空孔を算出し、各場所の引け巣量を求める方法 (表5.1、No.10、11)。

No.	方法	引け巣発生条件	特徵
1	等温度・等固相率 曲線法 (a)固相線温度法 (b)限界固相率法	f <sub>s</sub> =1の閉ループ内に発生 f <sub>s</sub> =f <sub>s</sub> ,。の閉ループ内に発生	・簡便 ・閉ループが存在しない ときは判定困難
2	温度勾配法	f <sub>s</sub> =1あるいはf <sub>s</sub> =f <sub>s</sub> .。における 最大温度勾配G≦臨界値	・簡便 ・臨界温度勾配が形状、 冷却速度などで異なる
3	流動コンダクタンス法	$K_{a} = \frac{\overline{K}}{\mu f_{s} \Delta 1} \leq $ 臨界値	<ul> <li>・合金組成の評価可能</li> <li>・透過率 K のデータ必要</li> </ul>
4	固相率勾配法	f 。 =1あるいはf 。 = f 。 . 。における 最大固相率勾配 G ェ 。 ≦臨界値	<ul> <li>・簡便、共晶合金に適す</li> <li>・固相率と温度の関係が 1対1のときは温度勾配 法と同等</li> </ul>
5	G√t t , G√R法	G√t f≦ 臨界値または G√R≦ 臨界値	・温度勾配法よりは臨界 値が冷却速度で変化し ない
6	L/H法	L/H>6	・板状鋳鋼品のザク欠陥
7	圧力勾配法	$G_{p} = \frac{u \ \mu \ f_{s}}{\overline{K}} \leq \bar{B} R \bar{d}$	<ul> <li>・合金組成,他の場所の 凝固の評価可能</li> <li>・連続の式を解く必要が ある</li> </ul>
8	G·R·u 法	$\frac{G}{R^{1/4} \cdot u^{1/2}} \leq 臨界値$	・同上
9	給湯距離法	給湯可能距離≦給湯必要距離	・複雑物体への適用困難
LO	限界固相率・ 収縮量法	自由表面および流動可能上部 要素あるいは臨界固相率以下 の要素	・押湯部などの引け巣の 定量的予測が可能
1	直接シミュレーション法	計算圧力≦気泡発生臨界圧力 および自由表面の低下	・押湯ヘッド、押湯の干渉 なども評価できる ・計算メモリー、時間大

表5.1 数値解析による引け巣欠陥の予測方法

No.1の等温度・等固相率曲線法<sup>3)~5)</sup>は、固相率がある値(流動限界固相率)以上に なると液相の流動が極めて困難になるため、この流動限界固相率以下の領域が孤立して しまうと、その領域内では凝固収縮を補う溶湯が補給されず、引け巣が発生すると考え るものである。この方法では、ホットスポットが存在した場合に発生する比較的大きな 引け巣の予測が可能であるが、加速凝固域に見られるようなミクロポロシティは予測で きない。これに対し、No.2~9のパラメーター法<sup>6)~13)</sup>は、溶湯補給時の流動圧力損 失を間接的に表わしたものであり、等温度・等固相率曲線法で判定困難な小さな引け巣 欠陥の予測を可能にしている。しかし、引け巣発生機構の中にあるガス元素の溶解度、 気泡核生成時の曲率半径、溶湯の静圧などが陽な形では含まれておらず、あくまで実際 の引け巣欠陥域とこれらのパラメーターの分布を比較することによって引け巣欠陥発生 の臨界値を決めることが必要である。また、これらのパラメーターはすべて、引け巣欠 陥が発生する場所を予測するもので、大きさについて定量的に予測することは難しい。 これに対して、各時間に求められる引け巣量を残留液相の孤立領域の最小ヘッド部分か ら順次配分していくことによって引け巣欠陥を定量的に予測しようとしたのがNo.10 の方法<sup>14),15)</sup>である。ただし、残留液相の孤立領域の考慮だけでは、No.1の方法と同 じくミクロポロシティの予測は困難である。以上の方法は熱伝導計算を基本にした間接 的な引け巣欠陥予測方法であるのに対して、No.11は、引け巣発生機構を直接モデル 化したもの16)~20)で、ガス元素の溶解度と圧力場の計算から気泡発生の有無を予測で きる。しかし、大規模な計算が必要であるため、計算時間がかかるという実用面での問 題がある。

5.3 引け巣の定量的予測方法

本研究では、前述した従来法の問題点を意識しながら、引け巣欠陥の位置と大きさが 予測できる実用的な引け巣予測方法について検討した。即ち、熱伝導解析から求めた凝 固収縮量に対して最大固相率勾配の方向に溶湯補給経路があると仮定し、3次元凝固解 析において引け巣を定量的に推定することを試みた。これは、表5.1のNo.10の方法 においてさらにパラメーター法を結合し、マクロ引け巣欠陥だけでなく、ミクロ欠陥の 定量的な予測を可能にしようとするものである。

先ず、残留液相の流動性に注目して、図5.1に示すように凝固途中の3つの領域が 存在すると考える<sup>18),21)</sup>。即ち、

(1) 液相補捉領域(1.0 ≥  $f_s \ge f_{s,c_2}$ )

(2) 液相流動領域(f<sub>s,c2</sub>>f<sub>s</sub>≥f<sub>s,c1</sub>)

(3) 固相流動領域(f<sub>s,c1</sub>>f<sub>s</sub>≥0.0)

の3つの領域である。固相流動領域では流動抵抗が小さく、重力の方向に液相が速やか に移動できるものとし、押湯内の湯面低下等にともなうマクロな引け巣は、この領域に 発生すると考える (massfeeding zone)。また、液相流動領域ではデンドライトが網目 状に発達し、密度変化に起因する駆動力によって残留液相が移動するものと考え、ミクロな引け巣はこの領域に発生すると仮定した(interdendritic feeding zone)。さらに、ある固相率以上になると液相の流動が困難になる液相流動限界固相率(f<sub>s.c2</sub>)以上の領域を液相補捉領域とし、この領域での引け巣は全体の密度変化として現れると考えられることから、計算モデルにおいての引け巣欠陥については取扱わないことにした。

固相流動限界固相率 f<sub>s. o1</sub>は、高橋ら<sup>23)、23)</sup>が凝固遷移層の自由晶形態から網目構造を有する結晶形態に遷移する固相率 0.31および実験において流動速度が急速に小さくなる固相率 0.45、村松ら<sup>24)</sup>のA1-5%Si合金0.15について検討した。また、液相流動限界固相率 f<sub>s. o2</sub>は、高橋らの報告<sup>22)</sup>を参考に0.70~0.80と仮定した。



図5.1 凝固過程の3領域

さらに、次のように引け巣量の計算する。

(1) 要素 i の微小時間( $\Delta$  t)における固相率の増加量を $\Delta$  f s, iとすると、その 要素において凝固収縮した量  $\Delta$  V i は(5.1)式で求められる。

 $\Delta V_{i} = \beta \cdot V_{i} \cdot \Delta f_{s,i}$ 

... (5.1)

ただし、 $\beta = (\rho_s - \rho_1) / \rho_s$ 。ここで、 $\rho_1$ は液相密度、 $\rho_s$ は固相密度である。

— 59 —

(2) 次に、質量保存則は(5.2)式のように表される。

$$\Delta V_{i} = \Sigma U_{ij} \cdot S_{ij} \cdot \Delta t$$

... (5.2)

ここで、Ui」は流速、Si」は接触面積である。





大中ら<sup>16)</sup>は、(5.2)式とダルシーの式による運動量保存則を解き、各要素の圧力及びU<sub>i</sub>を求めているが、ここでは、温度場の解析のみから引け巣量の 予測を行い計算コストの点で実用的なものにすることを考える。即ち、図5.2 に示すように、液相流動領域の液相の移動は最大固相率勾配G<sub>fs.max</sub>の方向のみ から生じ、その時の流速をU<sub>i</sub>と仮定する。従って、この方向の液相流れが実現 されれば、その要素には溶湯が補給され引け巣は発生しない。即ち、図5.2に あるように、要素 i の凝固収縮量 Δ V<sub>i</sub>の給湯経路を最大固相率勾配の方向に探 し、固相流動領域に達すれば溶湯が補給され、Δ V<sub>i</sub>の引け巣は給湯経路が通じ た固相流動領域の最小ヘッド要素(ヘッド最小で自由流動液相が存在する要素<sup>16)</sup>

- 60 -

に発生するものとした。

- (3) 一方、図5.2のように給湯経路の途中で固相率勾配の値がG<sub>ts</sub>。以下になる 要素iが存在すれば、その位置に△V<sub>i</sub>の引け巣を発生させる。(G<sub>ts</sub>, cは、引 け巣の発生限界固相率勾配である)。また、このときG<sub>ts</sub>。以下になる要素が隣 接して群をなしているとき、△V<sub>i</sub>の引け巣はその要素群に平均化されて発生す るとした。そして、この時に引け巣の発生によって空要素となった場合は、空気 要素として取扱う。
- (4) さらに、固相流動領域では重力の方向に溶湯がすみやかに移動できると仮定し、 Δ t間に生じたその領域全体の収縮量が最小ヘッド要素群に発生すると考えた。 また、固相流動領域は、1つの鋳物の中にいくつも存在することが考えられるが、 同様の考え方により、Δ t間に生じた凝固収縮量を各固相流動領域の最小ヘッド 要素または液相流動領域中で給湯経路の確保されない要素に発生させる。前者が、 マクロ引け巣、後者がミクロ引け巣の予測に対応する。

以上によって、熱伝導解析から引け巣量の推定が可能になる。

今福<sup>15</sup>)は、鋼鋳物に対して流動限界固相率0.67以下の固相率をもつ領域を液相流 動領域として1つにまとめ、収縮量を液相流動領域の中で最上部から順次配分し引け巣 の定量化を行っている(本法の固相流動領域の計算方法はこれに準ずる)。しかし、こ れらは収縮に対する補給が必ず行われるとして計算されており、ミクロ引け巣の予測に ついては別に固相率勾配のパラメータを用いている<sup>9)</sup>。これに対し、本法ではミクロ引 け巣に対してもその程度を推定できる。

本法による計算フローは以下のとおりである。先ず、3次元要素分割モジュールを用 いて入力データを作成する(第6章で述べる)。次に、解析モジュールにおいて、要素 分割モジュールで得られた要素データと材料、物性データの読み込み後、第2章と同様 の方法で温度、固相率を計算すると同時に、固相流動領域要素を求め、同時に各固相流 動領域の最小ヘッド要素群を算出する。さらに、液相流動領域において微小量凝固した 各要素の給湯経路を探し、途中に臨界固相率勾配以下の場所があればミクロ引け巣を発 生させ、固相流動領域に通じればその最小ヘッド要素に引け巣を発生させる。最後に、 各固相流動領域の全引け巣量を最小ヘッド要素群に均等発生させ、マクロ引け巣を評価 する。

引け巣発生の臨界固相率勾配G<sub>fs</sub>cについては種々提案されているが、ここでは、 Bishopら<sup>26)</sup>の砂型平板鋼鋳物における端部の健全域と解析結果の比較からG<sub>fsc</sub>を 0.015とした。また、一般には凝固末期の給湯性の評価が引け巣の有無を支配する と考えられているが<sup>6)</sup>、ある固相率になれば、それ以上の固相率において完全凝固時ま で負圧領域となり、比較的大きなミクロ引け巣が認められることがある<sup>11)</sup>。これに対しては、G<sub>fs</sub>。を固相率の関数として表し、固相率が大きいほどG<sub>fs</sub>。が大きくなる傾向を反映することによって評価できる可能性がある。

## 5.4 鋼鋳物の鋳造実験方法

従来の引け巣欠陥予測方法およびここで提案した引け巣の定量的予測方法の適用性を 調べるために、次のような鋳造実験と引け巣観察を行った。

(1) 円板状鋼鋳物に図5.3に示すような6つの押湯を設定して注入実験を行った。
 材質はSC46相当で、鋳型はけい砂CO₂鋳型を用い、注入温度は1,560℃
 を目標とした。各3個ずつ注入し、引け巣の発生形態をγ線で観察した。



図5.3 円板状鋼鋳物の押湯方案

(2) Bishopらの実験<sup>26)</sup>に準じた円板状鋼鋳物の鋳造実験を行い、そのひけ巣欠陥 を詳細に観察した。Bishopらの実験結果は図5.4に示すとおりである。本実験 における鋳造方案を、図5.5に示す。円板鋳物寸法は、肉厚Tが25mmで端面 から押湯までの距離Lが肉厚の8倍と5倍(円板直径=475mm、325mm)の 2つの形状で押湯寸法はBishopらの実験に準じたものである。また、各形状で押 湯からの上注ぎと下注ぎの2種類の注湯法により実験を行った。鋳物の材質の化 学組成分析値を表5.2に示す。鋳型は、けい砂CO<sub>2</sub>鋳型を用いた。これらの鋳 物内部の引け巣欠陥をSEM、X線透過法などによって調べた。なお、溶湯は生 産現場のもどり材を約40minで再溶解し、出湯直前にA1脱酸を行った。

	押湯 (押湯から端面までの距離)/(肉厚), L/T										
肉厚 T	直径 D	$3.0 \\ -3.1$	3.5 - 3.6	4.0 - 4.1	4.5 - 4.6	$5.0 \\ -5.1$	$5.3 \\ -5.5$	6.0	6.4 - 6.5	6.8 -7.1	8.3 -8.7
	75		0	0	0	0	×	-	×	×	×
25	100	0	0	0	×	X	×	×		×	×
	150				0	Δ, Ο	×			×	×
50	150	0	0	0	$\triangle$		×		×	-	_
50	188	0	0	0	×	×		-	_	×	



○:引け巣なし
 △:微少な引け巣あり
 ×:引け巣あり

図 5.4 Bishopらの実験結果<sup>26)</sup>



— 63 —

表5.2 鋳物の組成(wt%)と実験条件

(取鍋中のH<sub>2</sub>:4~6ppm、N<sub>2</sub>:50~100ppm、O<sub>2</sub>:30~100ppm)

番号	C	Si	M n	Р	S	Сu	Ni	Сr	Мo	総A1(sol.)	実験条件 (Lの寸法)
U-8T	0.39	0.51	1.21	0.0055	0.020	0.01	0.01	0.13	0.01	0.107(0.017)	上注ぎ(8T)
L-8T	0.40	0.56	1.31	0.0060	0.025	-	-	0.13	0.01	0.064(0.053)	下注ぎ(8T)
U-5T	0.41	0.56	1.29	0.0058	0.021	0.01	0.01	0.13	0.01	0.143(0.013)	上注ぎ(5T)
L-5T	0.41	0.55	1.32	0.0057	0.022	0.01	0.01	0.13	0.01	0.064(0.009)	下注ぎ(5T)

(3) 引け巣予測方法を3次元形状に適用した場合の妥当性を検討するために、図5.6に示すコの字型鋼鋳物の鋳造実験を行った。鋳造条件は、
 (1)、(2)の実験と同様であり、再現性を確認するため各肉厚において各々3つ鋳造した。なお、引け巣分布を調べるために、縦中心断面20mm幅を切り出してX線検査し、さらに製品部分についてはアルキメデス法による密度測定を行った。



- 図 5.6 コの字型鋼鋳物の鋳造方案 (T=30、40、50mm)
- (4) 第3章で述べたL字交差部を持つステンレス鋼鋳物の製品横断面の引け巣欠陥 を染色探傷試験により調べた。

5.5 実験結果と計算結果の比較

## 5.5.1 板状鋼鋳物の押湯

図5.7および図5.8に林田<sup>27</sup>)による実験結果と解析による等凝固時間曲線と本手 法による引け巣予測結果を示した。この例に対しては今福ら<sup>15</sup>)、大中ら<sup>16</sup>)、洪ら<sup>13</sup>) の解析があるが、本法による解析結果もほぼ同様の結果となった。ここで各要素の引け 巣率は、発生した引け巣をその要素の体積で除した値を%で示したものである。固相流 動領域に発生したものをマクロ引け巣、液相流動領域に発生したものをミクロ引け巣と しているが、図5.7及び図5.8ではマクロ引け巣のみを示した。



図5.8 板状鋼鋳物の押湯解析例2

また、図5.3の円板状鋼鋳物の押湯について、実験による引け巣と本法による引け 巣推定結果と比較したのが、図5.9および図5.10である。押湯、開放押湯、発熱ス リーブ押湯など種々の押湯に発生した引け巣と解析による予測結果がよく対応している ことがわかる。また、等凝固時間曲線の表示では指向性凝固の定性的な判断と最終凝固
位置によって押湯の適否を評価することしかできないが、本法では押湯給湯能力の判断 が可能である。即ち、最終凝固位置が押湯内にあり、しかも十分に大きく引け巣が発生 している押湯が歩留り向上に寄与できることを判断することができる。この場合、固相 流動限界固相率f<sub>s</sub><sub>o</sub>tを0.30~0.50と変化させても引け巣の発生位置はほとん ど差が現れなかった。なお、計算には、表5.3に示す物性値を使用した。

物質	密度	比熱	熱伝導率	潜熱	液相線	固相線	初期温度
	(g/cm3)	(cal/g·℃)	(cal/cm·s·℃)	(cal/g)	(℃)	(℃)	(℃)
SC46 砂型 発熱材	$7.2 \\ 1.5 \\ 1.2$	$\begin{array}{c} 0.15 \\ 0.25 \\ 0.21 \end{array}$	$\begin{array}{c} 0.10 \\ 0.0027 \\ 0.0010 \end{array}$	65.0	1,510 	1,460 	$\begin{smallmatrix}1,560\\&20\\&20\\&20\end{smallmatrix}$

表5.3 計算に使用した熱物性値

境界	熱伝達係数 (cal/cm゚・s・℃)
鋳物-鋳型 鋳型-空気(20℃) 発熱材-空気(20℃)	$\begin{array}{c} 0.2 \\ 0.001 \\ 0.002 \end{array}$

## 5.5.2 円板状鋼鋳物の端面効果・押湯効果

図5.11に、鋳造実験を行った試料L-8T(長さ8T、下注ぎ)を真上から撮った X線透過写真を示す。このようなX線透過写真から各試料の引け巣分布をスケッチした ものが、図5.12である。下注ぎに比べて上注ぎでは、明らかに欠陥域が少なくなっ ている。ただし、A1量の多い(総A10.19%)下注ぎの場合(L-8T)にも、試 料U-8Tと同様の引け巣形態となり、A1量が多いほど引け巣が少ないともとれる。ま た、引け巣形状としては、押湯を中心として明確に放射線状に現れるものと、ぼやけた ものとが観察された。試料L-8T及びL-5Tでは、端面近くの健全域(以後、これを 端面効果と呼ぶ)が約2.5Tあり、また、押湯近傍まで引け巣が発生していることも わかる。これは、長さLが4.5T以下の板状鋼鋳物では引け巣欠陥は生じないで、長 さLが4.5T以上では端面効果による健全域は2.5Tあるものの、押湯近くの健全域 (以後、これを押湯効果と呼ぶ)はほとんどなくなる、とのBishopら<sup>26)</sup>の実験結果と 一致する。

また、本実験の場合には、溶湯の鋳込み終了後の温度分布は、引け巣にはあまり影響 せず、鋳込み時の鋳型加熱の影響のほうが大きいものと予測される。例えば図5.11 の堰近くの引け巣は、第4章で考察したように注湯時の鋳型加熱の影響が現れたものと 考えられる。



図5.9 押湯内引け巣の実験結果および計算結果(その1)

— 67 —



図5.10 押湯内引け巣の実験結果および計算結果(その2)



図 5.11 X線透過写真(試料L-8T)



図5.12 X線透過写真による引け巣分布

図5.13、図5.14に、押湯内部の引け巣形態を示した。引け巣は軸対称的に生じていた。



(d) L - 5 T

図5.13 押湯-製品境界付近に生じた引け巣の形状

さらに詳しく引け巣欠陥を調べるために、円 板部表面を荒削りした試料L-8Tの一部を 図5.5に示すように切り出し、A、B、C の3方向からX線を照射した結果が、図5. 15である。A方向から見た(a)では、引け 巣欠陥が放射線状に押湯に向かって伸びてい る。また、B方向から見た(b)では、それら の引け巣が重なり合って見えるが、すべて端 面から押湯側に向かうV字形状となっている。 (a)で端面近くに見られるぼやけたところは、 ランダムに発生したミクロポロシティである。 また、(a)、(b)、(c)からPの部分では、



3本の独立した管状引け巣が観察される。そこで、Pの部分についてさらに細かく切断 して、1本1本の引け巣形状を観察したのが、(d)である。明らかにV字状をなしてお り、肉厚の中心線に対して約45°の傾きを持つ管状の引け巣が、肉厚の中心に続いている。また、それらは肉厚の中心の約12mm以内に集中していた。



(a)

(b)

(c)

(d)

200 µ m



2 0 mm

図5.15 引け巣のX線透過写真(試料L-8T) (a)図5.5のA方向、(b)B方向、 (c) p部のC方向、(d) p部のB方向





(c)
 (d)
 (5.16 SEMによる引け巣内部の観察

— 71 —

さらに、この試料を液体窒素中でぜい性破壊し、引け巣の内部をSEMによって観察 した結果を、図5.16に示した。(a)、(b)、(c)では引け巣内部にデンドライトが 観察され、明りょうな収縮巣の形態を示している。(d)では、大きい管状引け巣の中に 小さな管状引け巣が枝分かれしている。以上のことから、押湯近くの引け巣を模式的に 示したものが、図5.17である。なお、これらの鋳塊のマクロ組織は等軸晶であり、 サルファ・プリント、EPMAでは特にマクロ偏析は観察されなかった。



図5.17 円板状鋼鋳物の押湯付近での引け巣形態

従来の幾つかの方法と本法によってこの板状部の引け巣欠陥を予測した結果を以下に 述べる。解析では、図5.18に示すように円板状鋼鋳物を鋳型も含めて軸対称体とし て取扱い、微少リング要素に分割した。但し、いずれの解析でも、注湯時の溶湯による 鋳型加熱の影響を考慮せず、瞬間的に初期温度一定の溶湯が鋳型内に満たされると仮定 した。



図5.18 解析した円板形状[(1)~(4)T=25mm、(5)T=50mm]

— 72 —

(1)等温度·等固相率曲線法

図5.19及び図5.20に、肉厚中心要素が固相率1.0及び0.7に達する時間を、 端面からの無次元位置に対して示した。X/T=0が端面であり、Bishopらの報告や本 実験で得られた端面効果の位置(X/T=2.5)を破線で示している。図5.19と図 5.20を比較すると、固相率0.7に着目した図5.20の方が、X/T=2.5の位置 で明らかに曲線の勾配が変化しており、この場合の端面効果の推定には適していること がわかる。これは、限界固相率法の方が等凝固曲線より引け巣の予測精度がよいことを 示している。しかし、両者とも押湯近傍では 1.5~2.0Tの間、指向性凝固は十分 に実現されていると判断され、この点で実験結果とは異なる。



- 73 -

(2)温度勾配法

図5.21に肉厚中心要素における温度勾配を示した。この場合にも、端面効果はある程度推定できるが、押湯効果は実験結果と一致しない。また、X/T=2.5における温度勾配はばらついており、引け巣発生の明確な温度勾配の臨界値を一定に定めることが困難である。



(3) 臨界圧力及び圧力勾配法

図5.22は、固相率0.7に達したときの圧力をまとめて分布図として示したもので、 L/Tが大きくなると負圧発生領域が著しく広くなっている。また、図5.24は、L =8Tの場合の肉厚中心要素における圧力変化を示したものである。押湯と端面との中 間付近では、圧力が急に減少しており、多数の微細なミクロポロシティが発生していて、 X線写真ではぼやけた像として観察させたものと思われる。しかし、これらの解析結果 から、端面効果及び押湯効果の両方が実験結果と一致するような引け巣発生の臨界圧力 を求めることはできない。一方、図5.25は肉厚中心要素における圧力勾配Gpを示し たものである。端面効果2.5TでのGpは、直径が大きくなってもほぼ同一で、約5gf /(cm<sup>2</sup>·cm)であり、引け巣が発生しないL=4Tの場合には、この値がピーク値となっ ている。またこの5gf/(cm<sup>2</sup>·cm)を引け巣発生の臨界値とするとL/Tが大きくなるほ ど押湯近傍まで引け巣発生域となり、実験結果との対応は良い。

このように圧力勾配法のほうが実験結果との対応が良いのは、必ずしも圧力勾配法が 臨界圧力法より物理的に正しいということを意味しているのではなく、臨界圧力法では より正確な圧力場の算出が必要であるということなのであろう。

— 74 —

図5.22、図5.24などの圧力計算で問題となるのは、これらの解析において固相 の移動が考慮されていないことである。例えば図5.14には、表5.1のNo.11の 方法で求めた押湯部でのポロシティ発生域を破線で示している。ポロシティ発生の最下 点は実際とよく合っているものの、引け巣の形態は異なっており、計算では固相が存在 している領域でも、実際には固相は存在していない。図5.11の引け巣形態は、むし ろ図5.23に示す凝固の進行状態図で、ある固相率以下の領域では、固相も移動して 引け巣が発生したと考えた形態に似ている。また、凝固組織が等軸晶であったことから も、固相の流動が生じていたことは予想される。このように固相が移動していたと考え ると、おそらく端面近くの減圧域は図5.22の下図では押湯側に近づき、押湯近傍の 圧力は、固相率が増大するためにより減少することが予想される。また、以上の解析で は、注湯時の溶湯による鋳型加熱の影響を考慮していない。この効果も、圧力場の解析 結果に影響を与えるであろう。



— 75 —



(4)引け巣の定量的予測法(5.3で述べた方法)

5.3で述べた方法によって引け巣を予測した結果が、図5.26である。板中心部 の加速凝固域にミクロ引け巣が予測され、押湯内引け巣とは明らかに異なった形態とな っていることが表示されている。押湯近傍において計算と実験結果が異なるが、これは、



-- 76 --

この方法において引け巣位置の予測精度が基本的に温度勾配法や固相率勾配法と同程度 であることによる。先に述べたように、詳細に解析するためには温度湯を連成して圧力 場を考慮することが必要である<sup>16)</sup>。

#### 5.5.3 コの字型鋼鋳物

図5.6のコの字型鋼鋳物の解析モデルと引け巣予測結果の表示例を図5.27に示す。 解析では湯口を省略している。また、図5.28には中心縦断面のX線検査による引け 巣形態を示す。さらに、図5.29には、図5.6のT=30mmの鋳物の中心縦断面(2 0mm巾)においてアルキメデス法によって密度を測定した結果(3回鋳造した平均値) を示す。図5.30の解析による等凝固時間曲線では、どの鋳物でも押湯-製品境界付 近に最終凝固位置があること、T=30mmの形状は下方内角部付近にホットスポットが あることがわかる。また、そのホットスポットに対応した位置に温度勾配1℃/cm以下 の領域があり、実際の引け巣位置と一致している。図5.31にしめす本法の結果では、 図5.29の密度分布と比較した場合、実際の引け巣形態とほぼ対応した引け巣量分布 となっているが、押湯と製品の境界部分の引け巣が解析では予測されていない。この原 因のひとつは、押湯が凝固シェルで閉じられ大気圧の影響がなくなった後の引け巣発生 挙動を本法では説明できないことによると考えられる。このような場合には、圧力場を 考慮した解析が必要である。しかし、本法は、パラメーター法よりもわかりやすい表現 で方案技術者に引け巣予測結果を提供できることと、圧力場を含めた凝固解析の計算時 間は、パラメーター法による凝固解析に比べ数倍かかるのに対して本法では約20%増 にとどまることから、本法がひとつの実用的な方法になり得ると考える。



# 図5.27 引け巣予測結果の表示例

- 77 -



図5.30 固相率0.7の進行状況と温度勾配1℃/cm以下の領域



(a) T = 30 mm (b) T = 40 mm (c) T = 50 mm

図5.31 引け巣量の予測結果

## 5.5.4 L字交差部を持つステンレス鋼鋳物

第3章で述べたL字交差部を持つステンレス鋳物の引け巣欠陥を染色深傷試験で調べた結果を図5.32に示す。この実験結果からわかったことは、次のとおりである。

- (1) 各横断面の最終凝固位置に大きな引け巣が発生するとは限らない。
- (2) けい砂鋳型よりもクロマイト砂鋳型のほうが、集中した引け巣欠陥を発生させた。
- (3) 交差部のアールが小さいと交差部に大きい引け巣欠陥が発生したが、アール が大きくなると引け巣はかなり小さくなり、肉厚中心線上近くに分散する傾向 がみられた。

引け巣欠陥の推定方法としては、先ず、等温度・等固相率曲線法を適用した。その結果、 交差部のアールが小さい場合の交差部での引け巣欠陥は、固相線の進行状況から みて、固相率0.7の進行状況との対応がよかった。すなわち、図5.33に示すよう に、引け巣欠陥は固相率1.0よりも0.7の閉ループと関係している。これは、固相 率0.6~0.8のある値以上になると未凝固液相の流動が困難になる、という実験結 果<sup>22)~24)</sup>に対応したものと考える。本法によって、引け巣を予測した結果の例が、図 5.34である。解析結果と実験結果が十分に一致しているとは言えないが、(1)コ



#### 図5.32 L字交差部を持つステンレス鋳物の染色深傷試験結果 (第3章、表3.1に対応)

ーナー部分の引け巣が大きい、(2)クロマイト砂鋳型の場合のほうが冷却能が大きい ため、製品内部の引け巣が多く、肉厚中心部に集中しやすいという傾向が解析でも予測 されている。



最終凝固時間(\*印)からの差

0~ -1~ -5--10--20--40s

図 5.33 L字交差部における引け巣欠陥と固相率1.0および0.7の進行状況



ミクロ引け巣

図5.34 引け巣量の予測結果(第3章の図3.2参照、底面から90mm)

### 5.6 アルミニウム合金鋳物の引け巣予測

村松ら<sup>24)</sup>は、図5.35(a)に示すような断面が  $\pi$ 型のA1-5%Si合金につい て上下面を断熱にし、金型鋳造した場合の1次引け形状の測定を行っている。そこでは、 1次引け形状の金型設定温度による変化と2次元凝固解析から求めた等固相率曲線の閉 ループ消滅点から、固液一体となった流動が生じる一体流動限界固相率を0.15と決めて いる。これに対して、図5.35(a)のように3次元要素分割を行い、本解析手法を 適用してマクロ引け巣の予測を試みたのが、図5.35(b)、(c)である。(b) ではf<sub>s.e1</sub>を0.15と設定し、(b)では0.30とした。実験では、型温280℃のと き引け最大点が2ヵ所となっており、解析でf<sub>s.e1</sub>=0.15とした場合の結果に近い 引け巣形状となっている。一方、f<sub>s.e1</sub>=0.30として解析した場合、引け巣の最下 点は1ヵ所という解析結果となり、実際とは異なる。この結果は村松らの考察を支持す るものであり、少なくとも、凝固解析におけるf<sub>s.e1</sub>を0.15と設定すれば、この場 合のマクロ引け巣の形状をうまく予測できることがわかる。なおここでの計算には、村 松らの熱物性値を用いた。

また、アルミニウム合金の引け性の評価を行うためによく用いられるテーターモール ド試料(底部直径=100mm、全体高さ=108.5mm、金型肉厚=8mmの軸対称形状) の引け巣欠陥予測例を図5.36に示す。引け巣欠陥の形態が、本解析方法の完全固相 領域と液相流動領域を分ける固相率、fs.eiおよび引け巣発生の臨界固相率勾配の値に よって異なることがわかる。実験と計算の比較を繰返せば、本解析方法が合金特性デー 夕の把握、蓄積のツールとして役立つ可能性がある。



図5.35



と要素分割 (b) AA断面のマクロ引け巣 (c) AA断面のマクロ引け巣 (f : ::=0.15,型温=280℃) (f ::::=0.30,型温=280℃) A 1 – 5 % S i 合金 π 型金型鋳造品の解析例( ε = 引け巣量)



### 5.7 2、3の機械部品用鋳物における引け巣欠陥予測

図5.37にFCDエンジンクランクシャフトの3次元凝固解析例を示す。従来、この押湯方案を最適化するために試行錯誤の実験が実際に行われた。ここでは、その試作結果を解析によって説明できるかどうかを確認した。その結果を図5.38に示す。隅角部の砂型過熱が引け巣の発生に大きく影響していることや、押湯ネック部が凝固したときの残留液相量などが把握できる。本解析でホット・スポットに予測された引け巣は実際の試作結果とよく対応していることが確認できた。なお、この計算に使用した計算機はIBM3083EXであり、図5.37の場合、全要素数=26,400、△t=1.36s、解析時間=678s、CPU time=約28minであった。



図5.37 FCDエンジンクランクシャフトの3次元凝固解析例



図5.38 FCDエンジンクランクシャフトの引け巣欠陥と等凝固時間曲線

図5.39、図5.40には、押 湯の最適化を行った例として建設 機械用リンク状鋼鋳物の引け巣予 測結果を示す。押湯の給湯能力は 十分であり、満足できる鋳造歩留 りであることが予測された。さら に、製品内に引け巣が予測される ものの、非常に微小なものであり (引け巣率、 $\varepsilon < 0.1\%$ )量産



図5.39 建設機械用鋼鋳物の押湯方案

に移行できるものとの判断を行った。実際の試作品で押湯内に発生した引け巣をスケッチした結果を図5.39に示すが、解析結果とよく一致していることがわかる。また、 γ線での非破壊検査によって製品内も品質基準を満足するものであることを確認した。



(b)



図5.40 建設機械用リンク状鋼鋳物の引け巣予測例 (a)解析モデル、(b)等凝固時間曲線と実際の引け巣 (c)、(d)引け巣量の予測結果

図5.41には、凝固解析によって冷金の配置を最適化した建設機械用鋼鋳物の例を 示す。この例では、各発熱スリーブ押湯が十分な溶湯補給能力をもつこと、また、冷金 の効果によって健全域が確保されることが予測され、量産へ移行した。



- 85 -

#### 5.8 結 言

以上、従来の引け巣予測法について整理するとともに、ひとつの実用法として3次元 凝固熱伝導解析を用いて引け巣を定量的に予測する方法について提案した。さらに、い くつかの鋼鋳物の鋳造実験結果、あるいは文献にあるアルミニウム鋳物の実験結果に対 して凝固熱伝導解析を実施し、引け巣欠陥の予測を行った。その結果、次のような点が 明らかになった。

- (1) ここで提案した引け巣の定量的予測方法によって板状鋼鋳物の種々の押湯の引け巣形態を計算した結果、実験結果と良好な一致が得られた。従来の等凝固時間曲線法では最終凝固位置によって押湯の適否を判断するが、この方法では、 押湯給湯能力が評価できる。
- (2) 板状鋼鋳物の板中心部の生じた引け巣を観察し、引け巣には押湯近くのひも 状のものとミクロポロシティ状のものの2種類があることがわかった。また、 ひも状の引け巣は、端面から見てV字状となっており、特に偏析は生じていな かった。また、それらの引け巣は、押湯内に発生した大きな引け巣とは明らか に形態が異なり、その現象は、ここで提案した引け巣予測方法の結果において ミクロ引け巣とマクロ引け巣の違いとして現れることと対応している。
- (3) π型A1-5%Si合金鋳物の凝固解析では、固相流動限界固相率f<sub>s, c1</sub>を
  0.15とした場合に、実験で求まった引け巣形態を説明できた。
- (4) 引け巣の定量的予測方法を幾つかの実際の鋳造品に適用し、鋳造方案の適否 が実用的に判断できることがわかった。この方法を3次元解析へ適用した場合 でも、計算時間は従来に比べて20%程度増加するにとどまり、経済的に3次 元的な引け巣形状を鋳造方案技術者に提供できる。

#### 参考文献

- 1) 大中逸雄:コンピュータ伝熱・凝固解析入門(丸善),(1985),212.
- 2) 大中逸雄:鋳物,61(1989),876.
- 3) J.G.Henzel, Jr. and J.Keverian: J.Met., 17(1965), 561.
- 4) A.Jeyarajan and R.D.Pelke: AFS.Trans., 86 (1978), 457.
- 5) 大中逸雄,長坂悦敬,福迫達一:鋳物,54(1982),6, 384.
- 6) 新山英輔, 内田敏夫, 森川穰, 斉藤茂樹: 鋳物, 52 (1980), 11, 635.
- 7) 大中逸雄,長坂悦敬,福迫達一,吉岡二郎:鋳物 53(1981),376.
- 8) 荒瀬良知,大浜信一,瀬崎和郎:鋳物,57(1985),9,580.
- 9) 千々岩健児,今福一英:鋳物,55(1983),5,271.
- 10) E.Niyama, T.Uchida, M.Morikawa and S.Saito:鋳物,54(1982),8,507.
- 11) 大中逸雄,長坂悦敬,福迫達一,大山昌一:鋳物,55(1983),12,736.
- 12) 山田人久,桜井隆,竹之内朋夫,岩波義幸:鋳物,59(1987),2,85.
- 13) 洪俊杓,梅田高照,木村康夫:鋳物,56(1984),12,758.
- 14) 岡田千里,相沢達志,後藤明弘:日本鋳物協会第84回講演大会概要集,45(1973),842.
- 15) 今福一英:日本機械学会論文集(C編)47-419,(56)918.
- 16) 大中逸雄,森康尋,長坂悦敬,福迫達一:鋳物,53(1981),12,673.
- 18) K.Kubo and R.D.Pehlke:Met.Trans.B, 16B, (1985), 359.
- 19) 朱金東,大中逸雄:鋳物,59(1987),542.
- 20) 朱金東,大中逸雄:鋳物,62(1990),96.
- 21) J.Cambell:AFS Cast Metals Res.J., 5, (1969), 1.
- 22) 高橋忠義,工藤昌行,永井慎一:鉄と鋼,68(1982),623.
- 23) 高橋忠義,工藤昌行,吉年慶一:日本金属学会誌,43(1979),140.
- 24) 村松隆,西田義則:鋳物,59(1987),10,613.
- 25) 大中逸雄, 西川清, 福迫達一: 鉄と鋼, 67 (1981), 547.
- 26) H.F.Bishop and W.S.Pellini: Trans, AFS., 58 (1950), 185.
- 27) 林田三郎: 铸物, 12(1940), 3, 153.
- 28) 研究報告16,"JIS鋳物用アルミニウム合金の問題点",日本鋳物協会,(1978),21.

#### 第6章 3次元凝固熱伝導解析システム

#### 6.1 緒 言

鋳造品の凝固熱伝導問題に数値解析技術を応用し、事前に鋳造欠陥の発生や凝固進行 状況,各部の温度などを予測しようという試みは、従来から数多く行われてきた<sup>1)~11</sup>。 しかし、それらの多くは、第1章で述べたように、最適な方案を見つけ出すためのツー ルとして日常的に利用されるまでには至らなかった。一般に、予測精度を上げるために は複雑な数学モデルが必要であり、計算時間は長くなる。逆に、計算時間を短くするた めに数学モデルを簡単にすれば、予測精度が悪くなる。この両者とも、実用性の点では 問題があり、如何に予測精度を確保しながら計算時間を短くするかを考えなければなら ない。

これに対して、第2章では、凝固熱伝導解析においてコンピュータのメモリ容量が少 なくて、計算時間の短縮が可能な線形内挿前進差分法を提案し、第5章では、引け巣欠 陥の予測方法について検討した。実際の鋳造品を凝固熱伝導解析する場合、さらに重要 になるのは複雑な3次元形状を扱う技術である。言換えると、短時間に3次元の鋳物形 状をコンピュータに入力し、数値計算に必要な要素分割を行う方法や、膨大な計算結果 から必要なデータのみを分かりやすく表示する方法がたいへん重要である<sup>1),12)</sup>。また、 解析したいポイントを理解している鋳造方案設計者自身が使えるように、ユーザーフレ ンドリーな凝固熱伝導解析システムであることも望まれる。

そこで、本研究では、基本立体の組合せによって簡単に鋳物形状を入力でき、しかも、 直交分割に限定することによって自動的に差分計算用要素分割モデルが作成されるプリ ・プロセッサを開発すると同時に、膨大な3次元計算結果をコンピュータとの会話型入 力によって選択し、カラーグラフィック表示できるポスト・プロセッサを開発した。さ らに、それらと物性値メンテナンス用ユーティリティーなどをまとめて、ひとつの汎用 3次元凝固熱伝導解析システムを構築した。本章では、その内容について述べる。

#### 6.2 3次元凝固熱伝導解析システムの概要

本システムは、図6.1に示すように、(1)要素分割モジュール、(2)凝固熱伝 導解析モジュール、(3)結果出力モジュール、(4)物性値メンテナンスモジュール の4つのモジュールから構成されている。メインメニューから実行したいモジュールを 選択し、後はコンピュータからの質問に答えて行くだけでデジタイザーを利用した図形



図6.1 3次元凝固熱伝導解析システムの構成



図6.2 ハードウエア構成

- 89 -

入力からカラーグラフィックによる結果出力までの一連の作業を簡単に行うことができ る。各プログラムは、FORTRANとC言語で書かれており、図6.2に示すように、 ハードウエアは、大型コンピュータ、エンジニアリングワークステーション、パーソナ ルコンピュータと各環境に合せて使い分けることができる。図6.1に示す各データフ ァイルは、どのハードウエアで使用するシステムでも共通のフォーマットで書かれてい るため、例えば、要素分割と結果出力をパーソナルコンピュータで行い、解析計算のみ を大型計算機で行うこと可能である。

使用できる要素は、Cartesian(x, y, z)座標系と円柱(r, z, θ) 座標系の直交要素に限られる。また、適用ハードウエアに依存して、最大要素数と計算 速度が異なる。例えば、最小構成である640KBパーソナルコンピュータの場合、最 大要素数は29<sup>3</sup>であるが、メモリの拡張が可能であるエンジニアリングワークステー ションなどでは、10万以上の要素数が扱える。一度に扱える材料は、溶湯、鋳型、断 熱・発熱体、冷却媒体など10種類までとし、各材料ごとに初期温度を設定することが できる。さらに、各熱物性値は、温度および時間依存性を考慮することが可能である。 入力と出力項目の概要を図6.3に示す。



図6.3 凝固熱伝導解析システムにおける入出力データ

砂型鋳造では、一般に、室温の鋳型に溶湯が充填されてから凝固完了までの間の一回 のプロセスを解析すればよい。しかし、ダイカストや金型鋳造などでは、同じ金型に繰 返し鋳造されるために、金型温度が定常に達するまでの繰返しプロセスを解析しなけれ ばならない。本システムでは、繰返し鋳造プロセスを解析するとき、一つのサイクルを (1)溶湯充填、(2)凝固・冷却、(3)型開き、(4)製品取り出し、(5)エア ーブロー、(6)型締め、という六つの工程に分けて考えることにした。この概要を図 6.4に示す。計算モデルの上では、この6工程を境界条件の時間に対する変化として 取扱う。即ち、図6.5に示すように、製品と固定型の間、製品と可動型の間、固定型 と可動型の間、のそれぞれの境界条件が工程に合せて入替えられる。例えば、製品と可 動型の間の境界条件は、可動型に注目すると、(1)金型と溶湯、(2)金型と製品、 (3)金型と外気、(4)金型とエアーブロー、(5)金型と外気、(6)金型とキャ ビティ空気、と変化していく。このように、本システムでは、図6.5の境界条件イン デックスを並び換えるだけで、いろいろな繰返し鋳造プロセスを想定した計算が行える。

図6.6に示すように繰返し鋳造プロセスの金型温度は、初期予熱温度から徐々に上 昇した後、定常状態に達する。一般に、この定常状態のとき製造条件が安定し、製品の 品質レベルが一定になる。従って、この定常状態を計算で予測することが必要であるが、 それまでの何サイクル後に定常状態になるかは不明である。そこで、本システムでは、 先ず、数サイクルの計算を実行した後、結果を確認して定常状態に達してしなければ、 引続き計算を再開できるリスタート機能を設けた。即ち、図6.6において、5サイク ルずつ2度に分けて計算しても、10サイクル分を一度に計算した場合と同じ結果にな

る。



- 91 ---

s.

					· · · · · · · · · · · · · · · · · · ·
材質グループ	1/2	1/3	2/3	2.3/5.6	
下程	製品/固定型	製品/可動型	固定型/可動型	金型/冷却水	キャト・ティ
①高速射出					1
(0.0秒)	溶湯/金型	溶湯/金型	熱抵抗なし	熱抵抗一定	溶湯
b.c.	1	1	0	5	
②型開き					
(t1秒)	外気/金型	製品/金型	外気/金型	"	製品
b.c.	2	1	2	5	
			· · · · · · · · · · · · · · · · · · ·		
③製品取出し					
(t2秒)	外気/金型	外気/金型	外気/金型	"	製品
b.c.	2	2	2	5	
			· · · · · · · · · · · · · · · · · · ·		
④エアブロー					
開始(t3秒)	ブロー/金型	ブロー/金型	外気/金型	11	_
b.c.	3	3	2	5	
⑤エアブロー					
終了(t4秒)	外気/金型	外気/金型	外気/金型	"	—
b.c.	2	2	2	5	
⑥型締め					
(t5秒	キャビティ/金型	キャヒ゛ティ/金型	熱抵抗なし		_
b.c.	4	4	0	5	
①'高速射出					
(t6秒)	溶湯/金型	溶湯/金型	11	"	溶湯
b.c.	1	1	0	5	
1	L				

図6.5 繰返し鋳造プロセスにおける工程と境界条件の与え方

(b.c.:境界条件識別番号)



図6.6 繰返し鋳造プロセスにおける金型温度の変化

## 6.3 3次元要素分割方法

複雑な3次元形状の鋳造品を実用的に解析できる凝固熱伝導解析システムを構築する ためには、立体形状を効率よく入力する方法と自動的に要素分割する方法を開発する必 要がある。これに対し、本システムでは、図6.7と図6.8に示すように、デジタイザ ーから基本立体を入力し、後は、自動的に直交差分計算モデルが作成できるようにした。 要素分割のフローを要約すると次のようになる。

- (1) 基本立体を入力する(回転体,直方体,多面体など)[図6.8(a)]。
- (2) 幾つかの基本立体を合わせて、全体モデルを作成する[図6.8 (d)]。
- (3) コーナーポイントと最大・最小メッシュ幅を意識しながら、システムが自動的にxyz直交メッシュを発生する[図6.8(e)]。さらに、三面図及びアイソメ図を見ながら、オペレータがメッシュの追加・修正を行う[図6.8(f)]。
- (4) 基本形状のそれぞれに材料番号と優先順位番号が付加され、xyz直交分割 要素がどの基本図形内に含まれるかを判断することによって、自動的に差分 計算用直交分割モデルを作成する。[図6.8(h)]。
- (5)(4)で作成された差分計算用モデルの任意断面を呼び出し、オペレータの指示で要素ごとに材質番号の変更が行える。また、基本図形単位の入れ換えや形状修正も可能である。





図6.7 3次元要素分割のフローチャート

以上のように,オペレータが基本立体の入力だけを行えば,解析に必要なデータはほ とんど自動的に出来上がる。この点が、本研究で開発した3次元凝固熱伝導解析システ ムの最大の特長である。詳細を以下に述べる。





## 6.3.1 基本立体のデータ構造

全体の3次元形状の作成は、基本立体(多面体、直方体、回転体)を組合せることに よって行うことにした。本システムで取扱うことのできる基本立体を図6.9に示す。 また、これらの基本立体は、すべて統一された多面体のデータ構造を持つようにした。 即ち、基本立体は必ず基準面と対抗面をもち、その基準面と対抗面は直線近似された多 角形で表わされるとした。ここで、基準面と対抗面の多角形の各頂点は、一対一に対応 するように設定される。従って、多面体、平行面体、円柱、円錐台のデータ構造は、図 6.10の(a)のようになり、p1に対してp1が、pnに対してpnが一対一に対応 する。また、回転体の場合も,図6.10の(b)に示すように同一のデータ構造にな るようにした。つまり、ある断面形状を中心軸について回転し、その回転体をθずつ分 割されたコンポーネントに分ける。例えば、θを30度とした場合、360度の回転体 では12個のコンポーネント、90度の回転体では3個のコンポーネントが形成される。 その30度巾で作られた各コンポーネントは、(a)の多面体と同じデータ構造をもつ ことが可能である。従って、ひとつの回転体は30度巾にきざまれた幾つかのコンポー ネントの集合体として定義される。

このデータ構造の考え方が本システムのひとつの特長であり、どんな基本図形も統一 されたデータ構造をもつことによって、3次元図形の処理ロジックが簡単になる。



#### 図6.9 基本立体の種類



図6.10 基本立体のデータ構造

### 6.3.2 基本立体の作成方法

本システムの目的は、短時間に精度よい凝固および熱解析を実行することである。従って、基本立体の作成も短時間に行えるように、デジタイザーからすべての幾何学形状を入力することにした。図6.8(a)は、板状の立体を作成しているときのコンピュータ画面の様子を示している。オペレータが、デジタイザーの上に置いた図面に沿って グラフカーソルを移動し、任意の位置でボタンを押せば、前にボタンで指示した位置から現在の位置まで直線が形成される。一筆書きするようにこれを繰返すことによって、ひとつの断面形状が連続した幾つかの直線で定義されることになる。次に、この断面に対して、奥行方向の位置を2つ入力すれば、基準面と対抗面が決まり、図6.8(b) に示すようにひとつの板状の立体が作成される。図6.9に示した各基本立体の作成において、必要となる入力項目は表6.1のとおりである。

また、本システムは、図6.8(b)に示すように、4つの座標系で図形を表示する 機能をもち、(x, y),(z, y),(x, z)の3つの2次元座標系を使って、各 基本立体の入力作業が行える。

	形状	基準面	対抗面	奥行方向
1	多面体1	2次元形状*	無し	基準面位置、対抗面位置
2	多面体 2	2次元形状*	2次元形状*	基準面位置、対抗面位置
3	平行面体	2次元形状*	基準点の位置*	基準面位置、対抗面位置
4	円柱	中心位置、半径*	無し	基準面位置、対抗面位置
5	円錐台	中心位置、半径*	中心位置、半径*	基準面位置、対抗面位置
6	回転体	2次元形状*	無し	回転軸*、回転角度、基準面位置

表6.1 各基本立体の作成において必要な入力項目

\*: デジタイザーからの入力。

## 6.3.3 基本立体形状の優先順位

本システムでは、各基本立体ごとに材料番号と優先順位番号が記憶される。例えば、 図6.8の(a)~(d)ような形状作成を行う場合、一般のモデリングシステムにお いては、基本立体の和や差の集合計算が必要であり時間がかかる。これに対し、本シス テムでは、図形作成のときには、基本立体の集合演算は行わず、各基本立体の材料番号 と優先順位番号を記憶しておくだけにとどめる。そして、メッシュ作成を行った後、各 要素がどの基本立体内に含まれるかを優先順位にしたがって確認して、各要素ごとに材 料番号を記憶する。その結果として、得たい形状が差分計算用のモデルとして作成され ることになる。図6.11の例では、2つの基本立体の材料番号と優先順位番号の組合 せを換えるだけで3とおりの形状(材料番号1)が作成できる。即ち、本システムにお いては、基本立体の組合せ時に全体の3次元図形データを構築するのではなく、差分計 算用のモデルを作成した時点で全体の3次元図形が具体的に認識されるようにした。こ の点も、本システムのひとつの特長である。



図6.11 優先順位による形状作成方法

## 6.3.4 x y z 直交メッシュおよび差分計算用モデルの自動生成

本システムは、xyz直交メッシュの自動生成機能をもっており、図6.8(e), (f)のようなメッシュを以下のような考え方で生成することができる。

- (1) 最小メッシュ巾と最大メッシュ巾を入力する。
- (2) システムが最小メッシュ巾を意識して、それ以下のメッシュ巾にならないようにチェックしながら、各基本立体の頂点を起点にxyz直交メッシュを発生

させる [図6.12(a)]。

- (3) 最大メッシュ巾より広くなっているメッシュの間を最大メッシュ巾以下になるように細分する[図6.12(b)]。
- (4) 自動メッシュ生成後、オペレーターが目視でメッシュを確認し、グラフカー ソルを使ってメッシュの追加あるいは削除を行う。

メッシュ作成が終了した後、システムは自動的に図6.8(h)のような差分計算用 モデルを作り上げる。ここでは、各直交要素の外心位置がどの基本立体内に含まれるか を優先順位にしたがって判定していき、同時に材料番号を記憶することにした。即ち、 ひとつの要素が材料番号の異なる複数個の基本立体内にあるとき、その要素の材料番号 は、最も優先順位の高い基本立体の材料番号として記憶する。この考え方を使えば、例 えば、図6.11の(a)~(c)で先に述べたように、2つの基本立体の材料番号と 優先順位番号の組合せを換えるだけで3とおりの形状(材料番号1)が作成できること になる。



(a) 最小メッシュ巾によるメッシュ生成



(b)最大メッシュ巾によるメッシュ生成
 トーイ

図6.12 最大、最小メッシュ巾による自動メッシュ作成

- 99 --

#### 6.4 解析結果出力モジュール(ポスト・プロセッサ)

3次元解析にともなうデータ量は膨大であり、解析モデルの再確認や解析結果の正確 な把握のためには、3次元グラフィックスを用いた解析結果出力モジュール(ポストプ ロセッサ)が不可欠である。ここでは、図6.13に示すような出力項目、出力形式、補 助機能を備えた専用のポストプロセッサを開発した。このポストプロセッサを用いれば、 図6.14に示すように、ソリッドモデルイメージ表示の中で任意断面の解析結果表示 が可能である。幾つかの解析結果例を図6.15~18に示す。図6.15は、建設機械 用軸対称鋳物の解析例をである。これは、円柱座標系でモデル化した例である。円柱座 標系を用いれば、軸対称体の断面形状が精度よくモデル化でき、対称角度を変化させる ことによって、横押湯の数が簡単に評価できる。図6.16は、低圧鋳造によるA1実 用合金ターボインペラの解析例、図6.17は、エンジンピストンの解析例である。図 6.18には、A1ダイカスト部品の解析例を示す。(a)は製品部分と冷却水のモデ ルを示している。このような解析から、繰り返し鋳造によって金型温度が一定になり、 そのときの冷却穴の効果が十分であるかどうかなどの検討が可能である。

(出力項目) (出力形式) (補助機能) 要素分割モデル 陰面・陰線処理表示 等凝固時間曲線 立体カット等高線表示 4分割画面 流動限界固相率到達時間曲線 2次元断面等高線表示 視点の選択 温度勾配(固相率勾配) 部分拡大 立体カット色分け表示 引け巣量分布 2次元断面色分け表示 三面図展開 等温度曲線 指定値以下の要素表示 温度-時間曲線 時間-温度のグラフ表示

図6.13 解析結果出力モジュールの概要

-100 -





(c)温度-時間曲線

処理を続けま

図 6.1 4 解析結果出力例

NOCA

1849

1399

1750

-101 -


(a)解析モデル(b)等凝固時間曲線(横断面)(c)等凝固時間曲線(縦断面)
 図6.15 建設機械用軸対称鋼鋳物の横押湯の解析例



(a)等凝固時間曲線(縦断面)
 (b)等凝固時間曲線(横断面)
 図6.16 球状黒鉛鋳鉄エンジンピストンの解析例



(a)解析モデル (b)等凝固時間曲線 (c)等凝固時間曲線 (d)等凝固時間曲線 (堰1) (堰2) 図 6.1 7 低圧鋳造アルミニウムプロアインペラの解析例



(g)等温度曲線

(h) 金型温度変化

図6.18 アルミニウムダイカスト品の解析例

6.5 物性値メンテナンスユーティリティー

凝固解析を利用するにあたりプログラミ ングやオペレーションシステム特有のコマ ンドの取扱いを要求された場合、方案技術 者の誰でもが日常業務の中で凝固解析を実 行できるとは限らない。

ここでは、図6.19に示すように、各 モジュールのメニュー化を行うとともに、 材料物性値データのメンテナンスモジュー ルや計算条件の一部修正モジュールなどの ユーティリティーを用意し、出来る限りユ ーザーフレンドリーな凝固熱解析システム になるようにした。例えば、図6.19に おいて6番の物性値データメンテナンスモ

形状定義プロセス 1 解析計算プロセス(標準) 2 解析計算プロセス(定量解析) 3 解析計算プロセス(繰り返し) 4 結果出力プロセス 5 物性値データ・メンテナンス(定量解析) 6 物性値データ・メンテナンス(繰り返し) 7 8 差分計算用データの一部修正 0 終 了 メニューの番号をキーインしてください > \_ 図6.19 メインメニュー

ジュールをメインメニューから選択すると、図6.20のようなメニューが画面に現れ る。ここで、さらに1番を選択すると図6.21のような物性値表が現れ、材料番号を 選択した後、各物性値を会話型入力で修正することができる。図6.20で2番を選ん だ場合は、図6.22に示すような材料の組合せに対する熱伝達係数表が現れ、修正を 促す。図6.19で7番を選択すれば、計算の打切り時間や温度データの出力時間など 再計算を行うときの条件変更などが手軽に行える。以上のように、本システムは、コン ピュータに対する専門知識がなくても、画面との会話によって形状作成、要素分割、解 析、結果出力、物性値データの修正などが可能である。

(1)物性値の再登録
 (2)凝固指数の再登録
 (3)境界条件の再登録
 (4)流動限界固相率の再登録
 (5)外気温度の再登録
 (6)引け巣率,境界固相率の再登録

図6.20 物性値データメンテナンスモジュールのメニュー

## 物性値の再登録

	色No.		:赤_2	:紫 3	黄色、4:		6:水色	
NΩ	クルーン	ノーイ	: <i>畴物</i> 同相線	2: <b>药</b> 型 液相線	3:/命金 初期温度	4: 无熟材 密度 比熱	り:/令丸の 熱伝導率	K 6:空気 潜熱 発熱量
1	SC2H	1	1460.	1480.	1550.	7.500 0.160	0.07000	65.00 0
2	SC46	1	1460.	1480.	1550.	7.500 0.160	0.10000	65.00 0
5	FD45	1	1140.	1180.	1350.		0.10000	50.00 0
4 5	AU4U CKDC	1	0.000	0.000 0.000	00U.U 20.00		0.20000	93.UU U
6	PAN .	.) 4			20 00 20 00			
ž	SAND	ż	0.000	0.000	20.00	1.500 0.200	0.00200	0.000 0
3	GHEL	. <u>4</u>	0 000	0 000	<u>, 20 00</u>	1.730 0.200	0.00135	0 000 0
ų in		.í E	0.000		20.00	/ 500 0.160	0.10000	0.000 0
10	WAIK	5	0.000	0.000	10.00	1.000 1.000	0.00100	0.000 0

修正したい材質No. を入力して下さい。(終わり:0)1

# 図6.21 物性値データの再登録

I J	1 鋳物	2 鋳型	3 冷金	4 発熱材	5 冷却水	6 空気	7 保温	8 外気
1 鋳物	_	> 0.20000	0.20000	0.00100	0.20000	0.20000	0.00001	0.00050
 <u>铸型</u>	0.20000		0.20000	0.20000	0.20000	0.20000	0.00050	0.00050
 <u>冷金</u>	0.20000	0.20000	-	0.20000	0.20000	0.03000	0.00050	0.00050
4 <u> </u>	0.00100_	0.20000	0.20000	·· _	0.00050	0.20000	0.00050	0.00050
5 <u>信封床</u>	0.20000	0.20000	0.20000	0.00050		0.20000	0.00050	0.00050
6 空気	0.20000	0.20000	0.03000	0.20000	0.20000	_	0.00050	0.00050

修正したい番号を入力してください(I-J)(終わり:〇一〇) 1-2

# 図6.22 熱伝達係数の再登録

### 6.6結言

本章では、鋳造方案者自身が使えるユーザーフレンドリーな3次元凝固熱解析システ ムを作成した。その内容は、次のように要約される。

- (1) 3次元解析で最も問題となる形状入力および要素分割を迅速に行える専用プリプロセッサを作成した。まず、オペレーターは、鋳物、鋳型全体をいくつかの基本形状に分けて、デジタイザー上においた図面の輪郭をカーソルでなぞりながら3次元形状を入力していく。 このとき、システムでは、基本立体どうしの図形演算は行わず、グローバル座標系の中で各々の基本立体を別々のサーフェスモデルとして存在させる。さらに、システムがこのサーフェスモデルの各頂点を基点にxyzの直格子を自動発生した後、オペレーターは画面を見ながらその直格子を追加修正することができる。この後、システムは各々の直交分割要素がどの基本立体に含まれるかを判断し、その基本立体と同じ材料番号を記憶しながら自動的に差分計算用の直交分割要素データを作成する。これが、本研究で作成した3次元凝固熱解析システムの最大の特徴でもある。
- (2) オペレーターがコンピューターの質問に答えるだけで、膨大な解析結果から 必要な情報を選択し、画面にグラフィック表示できるポストプロセッサも作成 した。ここでは、各断面の凝固の進行状況をアニメーション表示できるように したり、引け巣発生危険域を3面図の上に表示したりできる他、画面を4分割 して複数の情報を同時に比較することができるように工夫した。
- (3) 解析に必要な物性値は、材料データテーブルに登録し、修正が簡単に行える ユーテイリテイーを用意した。さらに、ダイカストなどの繰り返し鋳造プロセ スにおける1つのサイクルを注入、型開き、製品取出し、エアーブロー開始、 終了、型閉めという6つ工程に分けて、各々の時間を設定できる工程データテ ーブルも整備し、連続的な金型内温度変化も計算できるようになった。

この3次元凝固熱解析システムは、FORTRAN言語とC言語を用いて書かれており、パーソナルコンピューター、エンジニアリングワークステーション、汎用コンピュ ーターのいずれにも対応できる。

- 1) 大中逸雄, 長坂悦敬, 福迫達一, 吉岡二郎: 鋳物 53(1981), 376.
- 2) E.Niiyama, T.Uchida, K. Anzai and S. Saito: Solidification Processes Computer Simulation and Modeling, Workshop, (1983), 115.
- 3) 牧村 実,堺 邦益,西山幸夫,田中正則:鋳物,55(1983),12,736.
- 4) M.K.Walther: Modern Casting, 18 (1984), 3, 1.
- 5) 仲谷武志,古宮正美,加藤敏巳,脇田徹,大中逸雄:PIXEL,(1986),2,129.
- 6) 長坂悦敬,木口昭二,山西昭夫,村上俊彦,高田功:小松技報,32(1986),1,59.
- 7) 中川知和,広瀬喜興,武林慶樹:"金属の凝固現象および鋳造欠陥",日本鋳物協会 研究報告43,(1987),136.
- 八百升,曽我部暁:"金属の凝固現象および鋳造欠陥",日本鋳物協会研究報告43, (1987),114.
- 9) 大中逸雄, 福迫達一:鋳物,56(1984),84.
- 10) 長坂悦敬, 大中逸雄, 福迫達一: 鋳物, 56 (1984), 22.
- 11) I.Ohnaka, T. Aizawa, K. Namekawa, M. Komiya and M. Kaito: Solidification Processing 1987, The Institute of Metals, London (1988), 298.
- 12) I.Imafuku, Y.Kodera and M.Sayawaki: Int.J.Num.Meth.Engng., 15(1980), 713.

#### 第7章 オーステンパー処理された球状黒鉛鋳鉄の組織予測

#### 7.1 緒 言

鋳造品の機械的性質は、熱処理によって改善される場合が多い。その中で、球状黒鉛 鋳鉄をオーステンパー処理することによって緻密なベイナイト組織を得て優れた靭性と 疲労強度を確保し、鍛鋼品の代替材料として使おうという試み<sup>1)~13)</sup>は、鋳造組織を熱 処理によって大幅に改善しようという研究として注目される。そのような熱処理を肉厚 の異なる種々の部品に適用して目標とする材料特性を得るためには、金属の変態挙動を 考慮し、合金成分や冷却速度の最適化を行うことが重要である。しかし、品質とコスト が満足されるように鋳造および熱処理の条件を設定するためには、従来、試行錯誤によ る数多くの実験が必要であった。とくにオーステンパー処理を厚肉部品に適用する場合、 表面と中心の冷却速度が大きく異なるため、各部位において要求品質に合ったベイナイ ト組織を得ることは容易でない。従って、処理条件を試作前に検討できる熱処理品質の 予測方法の確立が望まれてきた。

一方、鋼の焼入れ組織の予測については既に多くの研究が行われきた<sup>14)~26)</sup>。その 中でも、とくに熱伝導解析の中で変態速度式を考慮する方法<sup>26)</sup>は汎用性が高く、有効 であると考えられる。そこで、本章では、この方法を第6章で述べた凝固熱伝導解析シ ステムに応用し、先ず、連続冷却時に生じる金属組織を予測する方法について検討した。 次にその方法を球状黒鉛鋳鉄のオーステンパー処理に適用することを考え、種々の肉厚, 化学組成の試験片を鋳造し塩浴と流動層によるオーステンパー処理した後、金属組織を 調べ、化学組成と熱処理時の冷却能が金属組織に及ぼす影響について検討した。さらに、 これらの実験結果と組織予測結果を比較することによって、とくに厚肉部に生じる混合 組織について考察を加えた。

7.2 解析方法

7.2.1 連続冷却過程の金属変態率の予測方法

一般の鉄鋼材料の焼入れでは,材料がA<sub>3</sub>点以上に加熱保持されオーステナイト化さ れた後、水や油などの冷却媒体の中で冷却される。この過程でフェライト,パーライト, ベイナイト,マルテンサイト等に相変態するが、このとき、どの変態がどの程度起こる かは鋼種と冷却速度に依存する。従って、焼入れ時の連続冷却過程における金属変態現

-108 -

象を解析するためには、温度と変態の連成効果を考慮することが重要である。ここでは、 フェライト,パーライト,ベイナイトへの各変態を拡散型変態としてとらえ,Hawbolt らの方法<sup>27)</sup>にならって変態率変化を推定することにした。即ち,変態開始時間は実測 によって得られたCCT曲線から求める。変態が始まった後の連続冷却時の変態挙動は、 微少時間Δtに生じる等温変態の和として表されるものと仮定し、等温変態率はAvrami の式<sup>21)~23)</sup>、(7.1)式から計算することにした。

$$X = 1 - \exp((-b \cdot t^{n}))$$
 ... (7.1)

(7.1) 式においてXは変態率, bは変態温度に依存した定数, nは変態相に依存した 定数である。b, nは等温変態速度の実測データから求めることができる。Hawboltら は、Avramiの式におけるt=0を、冷却時に温度がA<sub>3</sub>点に達したときではなく等温変 態膨張が始まるわずか手前(t<sub>Av</sub>)にとれば、nの温度依存性は極めて少なくなり各変態 相に対して一定のnを決めることができるとしている<sup>27)</sup>。本研究では、フェライト、 パーライト、ベイナイトの各変態について、既存のTTT曲線から次のようにb, nを 決めた。先ず、TTT曲線からある温度について(X<sub>1</sub>, t<sub>1</sub>)、(X<sub>2</sub>, t<sub>2</sub>)、(X<sub>3</sub>, t<sub>3</sub>) の3点を得る。この3点の間にAvramiの式が成り立つとして、

$$n[ln{(t_3 - t_{AV})/(t_2 - t_{AV})}] = ln[ln(1 - X_3)/ln(1 - X_2)] = K_1 \cdots (7.2)$$

$$n \left[ \ln \left\{ \left( t_{3} - t_{AV} \right) / \left( t_{1} - t_{AV} \right) \right\} \right] = \ln \left[ \ln \left( 1 - X_{3} \right) / \ln \left( 1 - X_{1} \right) \right] = K_{2} \cdots (7.3)$$

(7.2) 式/(7.3) 式から、

$$K_{2}[ln\{(t_{3}-t_{AV})/(t_{2}-t_{AV})\}] - K_{1}[ln\{(t_{3}-t_{AV})/(t_{1}-t_{AV})\}] = 0$$
... (7.4)

(7.4)式を満足する t<sub>Av</sub>をニュートンラプソン法によって求め、(7.2)式,又は(7.3) 式に代入することによって n を得,さらに(7.1)式によって b を得ることができる。こ のようにして T T T 曲線から求めた n の値は各相変態において必ずしも一定値とならな いが,その平均値を採用して再度 b を求めることにした。以上によって等温変態率の計 算が行える。

さらに、焼入れ時の相変態現象の解析を次の手順に従って行う。即ち、先ず、焼入れ

過程の熱伝導計算を行い、CCT曲線と温度-時間曲線を照し合せる。ある時間が経過 した後に変態が開始したと判断された場合、その後のj番目の時刻における変態率X」は Avramiの式から次のように計算できる。図7.1に示すように温度T」とΔt前のX」-1よ り、

$$t_{j}' = \begin{bmatrix} 1n & \frac{1}{1 - X_{j-1}} \\ b(T_{j}) \end{bmatrix}^{1/n} \cdots (7.5)$$

(7.5) 式を(7.1) 式に代入して

 $X_{j} = 1 - e \times p [-b (T_{j}) \cdot (t_{j}' + \Delta t)^{n}] \qquad \cdots (7.6)$ 

となる。従って、この時の変態率の微少増加量は、

$$\Delta \mathbf{X} = \mathbf{X}_{j} - \mathbf{X}_{j-1} \qquad \cdots (7.7)$$

となり、変態潜熱の発生は、

$$\dot{Q} = \rho H \frac{\Delta X}{\Delta t} \cdots (7.8)$$

となる。このQを含めて,第2章で述べた 熱収支の式を満足するまで収束計算を行う。 即ち、1回目、Qがないものとして温度計算



時間 (s) 図 7.1 連続冷却変態の計算方法

を行い変態量を計算するが、このとき潜熱発生がないため温度低下が大きくなる。次に そこでの変態量、潜熱を求め、そのQを含めた熱収支の式を再度計算する(2回目)。 今度は、過度の潜熱を含んでいるため、温度低下がさほど起こらず、変態量も少ない。 さらに、その変態量に対する潜熱を求めて、3回目の熱収支の計算を行う。これを数回 繰返すことによって、熱収支の式における発熱量(2.1式)と変態による発熱量(7. 8式)とを一致させることができる。これによってひとつの時間ステップΔtが進む。

また、マルテンサイト変態については変態量は温度のみに依存するとして、Koistinen とMarburger<sup>24)</sup>が実験的に求めた次式を用いて変態量を計算することにした。

$$X = 1 - e \times p [-0.011 (Ms - T)]$$
 ... (7.9)

-110 -

ここでMsはMs点である。

以上の方法によって,従来から蓄積されたCCT曲線とTTT曲線を用いて、種々の 鋼種に対して焼入れ時の変態率の変化を計算することが可能である。

7.2.2 球状黒鉛鋳鉄のオーステンパー処理における変態進行過程の計算モデル

オーステンパー処理とは、一般に、材料をA<sub>3</sub>点以上に加熱保持し、オーステナイト 化した後、パーライトノーズを避けて速やかにMs点以上の目標温度まで冷却し、さら に一定時間等温変態することによって強靭なベイナイト組織を得ることをいう。従って、 球状黒鉛鋳鉄のオーステンパー処理後の金属組織を予測するためには、(1)オーステ ナイト化過程、(2)冷却過程、(3)オーステンパー時の変態過程の3段階の変態挙 動のモデル化が必要となる。

(1)オーステナイト化過程

フェライト基地鋳鉄をA<sub>3</sub>点以上に加熱保 持すればオーステナイト化が進行し、その速 度はCの拡散に律速される。例えば、900 ℃でオーステナイト化した場合、平衡炭素濃 度に達するまでには2×10<sup>3</sup>秒以上かかる という報告がある<sup>2)</sup>。また、オーステナイト と黒鉛の共存状態においては、オーステナイ トの平衡炭素濃度はオーステナイト化温度に 依存する。オーステナイト化温度は、材料の 成分によって異なるが、一般に850~95 0℃の間である。オーステナイト化温度が高 くなれば基地中の炭素濃度が高くなり、図7.2 に示すように等温変態曲線における変態の開 始点を遅らせる<sup>5)</sup>。また、残留オーステナイ



図 7.2 等温変態開始時間に 及ぼす C 量の影響<sup>5)</sup>

ト量、結晶の粗大化の程度もオーステナイト化温度によって影響を受ける<sup>3)-5)</sup>た め、結果としてオーステナイト化温度によって機械的性質が変化することがわかっ ている。塩川によれば900℃前後でオーステナイト化した場合の機械的性質がも っともよい<sup>3)</sup>。

球状黒鉛鋳鉄のオーステンパー処理時の変態挙動を計算するために、ここでは、 先ず、オーステナイト温度から平衡炭素濃度を求め<sup>2)</sup>、それに当てはまるTTT曲 線を選択することにする。

(2)冷却過程

オーステンパー処理によってベイナイト組織を得るためには、パーライトノーズ を避けて目標等温変態温度まで冷却しなければならない。パーライトノーズの位置 は化学組成に依存するが、一定の化学組成では、その部位での冷却速度が小さい程 パーライトに成りやすい。従って、とくに厚肉部分でねらい通りのベイナイト組織 を得るためには、冷却速度とパーライトノーズの位置関係を把握することが重要で ある。また、部品によってはすべての位置をベイナイトにする必要がないものもあ り、その場合、どの部分にパーライトが存在するかを予め予測できれば、最適な処 理条件の設定に役立つ。ここでは、パーライトノーズにかかった場合の変態挙動も 7.2.1の方法で計算することにした。

(3) オーステンパー時の変態過程

铸鉄は多量のけい素を含有するため、通 常の炭素鋼に比べてベイナイト変態時に炭 化物の析出が抑制され、その結果として、 ベイナイト状フェライトと残留オーステナ イトからなる炭化物析出のない優れた性質 の組織が得られる。 一般に、オーステン パー時の変態過程は、図7.3に示すよう に次の2段階に分けて考えられる<sup>5)-8)</sup>。

(図7.3のオーステナイト量は、オース テンパー処理中に氷水中へ急冷したときの 残留オーステナイト量を意味する。)

(第1段階)オーステナイト( $\gamma$ )が炭 素が過飽和のフェライト( $\alpha$ )に変態 するとともに炭素が周囲の未変態オー ステナイトへ拡散し安定化する過程 ( $\gamma \rightarrow \alpha + \gamma_{r}$ )。

(第2段階)高炭素オーステナイトがフ ェライトと炭化物に分解する過程

 $(\gamma_r \rightarrow \alpha + Fe_3C)$  .

一般に、高い温度で変態する上部ベイナ イト域では炭素の拡散速度が大きく過飽和



図7.3 オーステンパー時の変態

### 過程

オーステナイトから炭化物が析出するのに対し、低温の下部ベイナイト域では炭素 の拡散速度が小さく過飽和のフェライトから直ちに炭化物が析出すると考えられて いる<sup>9)-11)</sup>。等温変態の変態速度を知るために膨張量の時間変化の測定がよく行わ れるが、鋳鉄のオーステンパー時の変態過程では上述のように各相の総合的な変化 として膨張量が複雑に現れるため、これからただちにベイナイト量や炭化物の析出 時間を決定することは困難である<sup>12</sup>)。従って、ベイナイトの変態挙動の研究が進 められているが、その理論は未だ確立されていない。堤ら<sup>13)</sup>は、第1段階の変態 過程の膨張曲線の実測値をAvrami式で整理し、変態速度の速い前半部分と遅い後半 部分が存在することを示した。一方、Parkら<sup>8)</sup>は、0.8%C-3.1%Si-1.5%Ni-0.3%Mo鋼 で、オーステンパー処理の途中で急冷した時の残留オーステナイト量がピークを示 す時がほぼ第1段階の変態過程の90%完了時期に一致するという実測結果を報告 している。また、大城ら2)は球状黒鉛鋳鉄の400℃におけるベイナイト変態時の 残留オーステナイト量と高けい素鋼のベイナイト変態速度式を組合せて、第1およ び第2段階の変態曲線を提示している。 さらに、和出ら<sup>12)</sup>は、球状黒鉛鋳鉄の 300℃、350℃、400℃のベイナイト変態時の膨張量と残量オーステナイト、 ベイナイト組織の実測値を報告し、その3つの関係が変態温度で異なることを示し ている。

いずれにしても、オーステナイトからベイナイト状フェライトへ変態、オーステナイ トへの炭素の濃縮、炭化物の析出が単独かあるいは同時に起こっているわけで、変態過 程の詳細なモデル化は容易でない。そこで、ここでは従来の研究を参考に次のようなベ イナイト変態モデルを仮定することにした。すなわち、第1段階とは主にベイナイト状 フェライトの形成期であると考え、それは、実測で得られる残留オーステナイトのピー ク時期までを指すものとする。さらに、そのときの変態速度がAvramiの式で近似できる ものとする。第2段階以降は、主に炭素濃度が高くなったオーステナイトが炭化物へ分 解する時期であるとし、残留オーステナイトの挙動がその変態速度を現すものとする。

(3) で述べたベイナイト変態過程の第1段階におけるAvramiの式の近似にあたって は、大城ら<sup>2)</sup>が組織観察から求めた等温変態曲線において変態開始から残留オーステナ イトのピーク値までのデータを用いた。その結果を図7.4に示す。ここで、400℃ の変態曲線は大城らが高けい素鋼のベイナイト変態挙動からもとめた変態曲線とほとん ど一致する。(2) で述べた冷却過程の定式化の基データとしては、上田ら<sup>1)</sup>の測定し た球状黒鉛鋳鉄のTTT曲線および高炭素高けい素鋼のTTT曲線を用いた。このTT T曲線と(3) のベイナイト変態過程におけるAvramiの式(図7.4に相当する)を重 ねて表示したのが図7.5(図7.4のAvramiの式の結果を白抜きの丸印で表示)である。







— 114 —

# 7.2.3 平均変態温度による組織予測

連続冷却時の各相の変態率は、7.2.2によって計算することができる。理想的な オーステンパー処理では、パーライトノーズを避けて冷却が進み、一定温度でベイナイ ト恒温変態が起こる。しかし、厚肉部分などにおいては、たとえパーライトノーズを避 けることができても、冷却速度が十分でない場合には、一定温度に至るまでの高い温度 域ですでにベイナイト変態が始まってしまうことがある。このように、結果として変態 開始から終了まである温度巾をもってベイナイト組織が生成した場合、何度で恒温ベイ ナイト変態が起こったことと等価になるかを判断するパラメーターとして、ここでは、 次の平均変態温度 Ттаを提案する。これは、連続冷却変態を微少時間の等温変態の和と して考え、各等温変態温度の加重平均をとったものである。

 $T_{TA} = (\Sigma (T_T \cdot \Delta f)) / f_T$ 

...(7.10)

ここで、Τ<sub>τ</sub>:Δ t 間の等温変態温度、Δ f :Δ t 間の等温変態量、 f<sub>τ</sub>:最終変態量で ある。

さらに、ベイナイト組織の硬度は、主に変態の 温度に依存するという実験結果が報告されている
<sup>5)</sup>。 従って、もし化学組成、肉厚およびオーステンパ ー温度の各々の組合せにおいてベイナイト組織の 硬度がわかっていれば、上部から下部のベイナイ ト変態が混在した場合でも、平均変態温度によっ て硬度分布がある程度推定できる可能性がある。

7.3 実験方法

表7.1に本実験で用いた7種類の球状黒鉛鋳 鉄供試材の化学組成を示す。合金添加の影響を把 握するため、CuとMoの添加量を変化させると ともに、肉厚の影響を確認するため、図7.6に 示すような階段状の平板および円柱テストピース を製作した。さらに、フェライト焼鈍処理したこ



れらのテストピースを900℃で1.5時間オーステナイト化し、370℃または35 0℃で1.5時間恒温保持した後、空冷した。このとき、加熱と冷却、等温保持に流動 層を用いた場合と塩浴を用いた場合の実験を行い、組織および硬度の比較を行った。

No.	C	Si	Mn	Р	S	Mg	Cu	Mo
1	3.47	2.71	0.26	0.062	0.014	0.037	0.05	0.03
2	3.51	2.78	0.25	64	12	40	0.05	0.11
3	3.52	2.78	0.26	67	13	36	0.05	0.32
4	3.50	2.82	0.26	68	14	37	0.05	0.55
5	3.51	2.88	0.26	66	15	41	1.33	0.12
6	3.50	2.89	0.27	68	16	43	1.16	0.31
7	3.50	2.71	0.27	71	15	41	1.13	0.54

表7.1 供試材の化学組成(%)

# 7.4 実験結果および解析結果の比較

試料No.4 (MoO.5%添加)の平板テストピースを流動層によって370℃でオ ーステンパー処理したときの、肉厚15mm~30mmの各中心位置における冷却曲線の実 測値と計算値を図7.7に示す。肉厚15mmの場合でもパーライトノーズにかかり変態 時に潜熱放出があることなど、計算値と実測値はよく一致した。この熱伝導計算に用い た熱物性値を表7.2に示す。図7.8は、計算によって求まった組織予測の結果と実験 によって得られたミクロ組織の観察結果を比較したものである。肉厚10mmの部分で

表7.2 計算に使用した熱物性値

	密度	熱伝導率	比熱	潜熱
	(g/cm3)	(cal/g·℃)	(cal/cm・s・℃)	(cal/g)
FCD	7.0	0.07	0.155	30

	熱伝達係数 h (cal/cm2·s·℃)
FCD-塩浴	0.030
FCD-流動層	0.007



図7.7 冷却曲線の実測値と計算値およびC.C.T.線図 (化学組成No.4,テストピース(a))





(b)組織予測結果



(c)各肉厚の中心部分の組織
 図7.8 階段状平板テストピース(化学組成No.4)の
 オーステンパー後の組織(350℃、流動層処理)

はフルベイナイトが予測されるが、15mmの部分あたりからパーライトとベイナイトの 混合組織が予測され、パーライトの占める割合は肉厚が大きくなりにしたがって増えて いく。その傾向は実際の組織観察結果と一致しているが、定量的に各組織割合を予測す るためには、この材質のTTT曲線を精度よく把握することや黒鉛と基地との炭素の拡 散挙動が変態に与える影響などを考慮することが必要であろう。

一方、900℃から370℃の流動層によるオーステンパー処理を考えた場合、丸棒 直径10~100mmの中心部分の冷却曲線を計算によって予測した結果と文献に報告さ れている各化学組成に対するパーライトノーズ位置を重ね合わせ表示したのが図7.9 である。非合金の球状黒鉛鋳鉄では10mmの丸棒でもフルベイナイトを得ることは難し く、0.3%程度Moを添加した場合は、30mmの丸棒までフルベイナイトが可能である ことが推定できる。



図7.9 流動層オーステンパー処理(370℃)における各丸棒の冷却曲線の 計算値と各組成のFCDのパーライトノーズ

図7.6のテストピースを370℃でオーステンパー処理した実験結果から、ある供 試材の径(または肉厚)に対してフルベイナイトを得るために必要なCu、Moの添加 量をまとめたのが図7.10の実線である。例えば、直径50mmの丸棒についてフルベ イナイト組織を得たいとすれば、塩浴処理ではCu1%+Mo0.2%の添加あるいは Mo0.3%の添加が必要であり、流動層処理ではCu1%+Mo0.3%の添加が必要

であることがわかる。また、図7.10 での破線は流動層処理による図7.9 の計算結果を表示したものである。流 動層処理でCu0%+Mo0.3%の添 加のとき計算では25mm~35mm程度 の丸棒までフルベイナイトが予測され るのに対し、実際は20mmとなってお りズレがみられる。しかし、30mmの 実験結果では僅かにパーライトが観察 されたこと、本実験では直径の水準を 10mm単位にとったため中間の寸法に 対する実験結果がないことを考えると、 全般に計算結果と実験結果はよい対応 を示していると考える。 次に、化学 組成No.4(Mo0.5%添加)の階 段状円柱テストピースを370℃でオ ーステンパー処理した場合に予測され る平均変態温度の分布を図7.11に



図 7.10 フルベイナイトを得るための Cu,Mo添加量と供試材直径の関係

示す。この結果から、塩浴処理ではどの径でもベイナイト組織が予測されるが、流動層 処理では40mmまでがベイナイトで50mm以上の領域ではベイナイトとパーライトの混 合組織が予測される。この結果は、図7.10と一致する。また、フルベイナイト組織 であっても径が大きくなるにつれて変態温度が375℃よりも高くなり、とくに流動層 処理においては直径30mm以上の領域で400℃を越えていることが予測される。これ は、ベイナイト組織にはなるものの、炉の設定温度である375℃の等温変態は実現で きないことを示している。

図7.12に実験から得られたベイナイト組織部分の硬度分布(実線)と計算から求 めた平均変態温度(破線)をまとめた。No.4の化学組成(0.5%Mo添加)では、 径が大きくなるにつれて硬度が低下し、その傾向は塩浴処理よりも流動層処理の場合で 顕著である。一方、No.7の化学組成(Cu1.0%+Mo0.5%添加)では、径が 大きくなっても硬度はあまり低下しない。これは、図7.11で予測されたように目標 とする等温変態の温度よりも高い温度でベイナイト変態が始まったことが主な原因であ ると考えられる。それは、図7.12から求められる平均変態温度(計算値)と硬さ(実 測値)に図7.13に示すような良い相関関係が認められることから説明できる。





フルベイナイト組織における硬度分布の実測値と 計算による平均変態温度 T<sub>TA</sub> 図7.12

.



図 7.13 硬度(実測値)と平均変態温度 T TA(計算値)の関係 (図 7.12中、0.5% Mo,流動層および塩浴処理)

図7.14に実用部品のオーステンパー処理における組織予測例を示す。厚肉部分に おいてパーライト領域が予測され(図7.14(c))、実際に得られたマクロ組織に おいて観察されるパーライト域(図7.14(b)の黒い部分)と比較的よく対応して いるのがわかる。このような解析によって、種々の肉厚変動部分をもつ部品にオーステ ンパー球状黒鉛鋳鉄が適用した場合、目標とするベイナイト組織分布が得られるかどう かを机上で検討することができる。また、ここでのベイナイト組織の予測法の中で、今 後、残留オーステナイト量や炭化物生成量の予測精度を上げることができれば、引張り 強度や衝撃値などが数値シミュレーションから予測できる可能性がある。



(a)建設機械用部品
 (b)断面のマクロ組織
 (c)計算によるパーライト領域
 図7.14
 建設機械用部品のオーステンパー処理における
 マクロ組織写真と組織予測例

# 7.5 結 言

本章では、熱処理時における連続冷却過程の金属相変態予測方法について検討した。 さらに、その方法を球状黒鉛鋳鉄のオーステンパー処理に適用し、厚肉部位のベイナイ ト組織を予測した。また、硬さ分布の予測方法を検討し、実験と比較した結果、次のこ とがわかった。

- (1) 厚肉部位では、薄肉部位のように緻密なベイナイト組織を得ることができず、
   硬さも低下する。これは、上部ベイナイト域から下部ベイナイト域まで連続的
   に変態が起こっていることによる。
- (2) ベイナイト変態を拡散型変態とみなし、等温変態の加算則から厚肉部位の変 態挙動を計算し、実験によって得られた組織分布と比較した結果、良い一致を みた。
- (3) (2)で、連続冷却過程を微少な変態等温の連続として計算したときの各微 少変態量とその変態温度から、連続冷却時の変態温度の加重平均(平均変態温 度)を求めた結果、硬さ分布とよい相関があった。厚肉部分において変態開始 から終了まである温度巾をもってベイナイト組織が生成した場合、平均変態温 度を用いればその組織の特性を識別することが可能である。

### 参考文献

- 1) 上田俶完, 滝田光晴, 生田浩之: 鋳物, 57, (1985), 11, 728.
- 2) 大城桂作, 沢本章, 樋渡淳一: 鋳物, 60 (1988), 4, 233.
- 3) 塩川忠:ダクタイル鋳鉄のベイナイト化について,その機械的性質と2,3の実用化
   例,日本ダクタイル鋳鉄協会,第59回技術委員会,(1978).
- 4) 塩川忠:鋳物,56(1984),6,362.
- 5) P.A.Blackmore and R.A.Harding: J.Heat Treating, 3 (1984), 4, 310.
- 6) E.Dorazil, B.Barta, E.Munsterova, L.Stansky and A.Huvar:AFS Int.Cast Metals J., June (1982).52.
- 7) J.F. Janowak and R.B. Gundlach: Trans. AFS, (1983), 377.
- 8) Y.J.Park, R.B. Gundlach and J.F. Janowak: Trans. AFS. (1987), 411.
- 9) H.K.D.H.Bhadeshia and D.V.Edmons: Met.Trans., 10A(1979), 895.
- 10) B.P.J.Sandvik:Met.Trans., 13A(1982), 777.
- 11) D.H.Huang and G.Thomas:Met.Trans., 8A (1977), 1661.
- 12) 和出昇, B.L.モーダイク:鋳物,61(1989),9,637.
- 13) 堤信久,原信明,山内章,関芳邦:鋳物,61(1989),9,643.
- 14) E.C.Bain and E.S.Davenport:Trans.AIME, 90 (1930), 117.
- 15) E. Sceil: Arch. Eisenhütenw., 12 (1935), 565.
- 16) S.Steinberg:Metallurgia, 12(1938), 7.
- 17) G.K.Manning and C.H.Lorig:Trans.AIME, 167 (1946), 442.
- 18) J.M.Kiefer and R.A.grange:Trans.ASM, (1941), 29, 85.
- 19) C.A.Liedholm:Metal prog., 45(1944), 94.
- 20) W.A.Johnson and R.F.Mehl:Trans.AIME, (1939), 135, 416.
- 21) M. Avrami: J. Chem. Phys., (1939), 7, 1103.
- 22) M.Avrami: J. Chem. Phys., (1940), 8, 212.
- 23) M. Avrami: J. Chem. Phys., (1941), 9, 177.
- 24) D.P.Koistinen and R.E.Marburger:Acta Metall., (1959),7,59.
- 25) L.M. Markowitz and M.H. Richman: Trans. AIME, (1967), 239, 131.
- 26) 例えば,P.K.Agarwal and J.K.Brimacombe:Met.Trans.,12B,(1981),121.
- 27) E.B.Hawbolt, B. Chau and J.K. Brimacombe: Metall. Trans., 14a, (1983), 1803.

第8章 鋼および鋼鋳物の焼入れにおける金属組織および残留応力の予測

#### 8.1 緒 言

第7章では、熱処理の連続冷却過程における相変態の予測方法について述べた。この 方法を用いれば、鋳造品が凝固した後の冷却過程や熱処理の冷却過程においてどのよう な金属組織が得られるかを推定することができる。しかし、依然として、このような冷 却過程において発生する熱応力と変態応力の問題が残されている。即ち、冷却過程では 製品内部に温度と組織の分布が生じるため熱応力と変態応力が発生し、その結果、クラ ックの発生、熱処理歪、残留応力による疲労寿命の低下などの問題が起こる。従来から 鋼の熱処理条件の設定は試行錯誤によって行われてきたが、もし、冷却時の金属組織の みならず熱処理歪や残留応力を予測することができれば、試作コストの低減や製品品質 の定量的な把握に大いに役立つものと期待される。

この問題について有限要素法を適用した研究が従来から数多く進められており<sup>1)~7)</sup>、 最近では、温度と金属変態の相互作用を考慮した応力解析<sup>8)~10)</sup>や、さらには温度・応 力・相変態の連成場の解析が行われるようになってきた<sup>11)~16)</sup>。しかし、鋳造品の熱 処理へ適用した例は未だほとんど報告されていない。

そこで、本章は鋼の焼入れ時の熱応力解析に関する従来の研究を参考にして、先ず、 温度・応力・相変態の相互作用を考慮した有限要素法による熱弾塑性応力解析モデルを 作成し、いくつかの鋼の焼入れ問題に適用してその精度を考察した。さらに、鋼鋳物の 焼入れ後に発生した残留応力を測定し、解析モデルによる予測結果と比較検討した。

### 8.2 熱弹塑性応力解析方法

A ₃点以上に加熱保持され、オーステナイト化された鋼を冷却するとフェライト、パ ーライト、ベーナイト、マルテンサイトへの相変態を生じ、どの変態がどの程度起こる かは鋼種と冷却速度に依存する。また、このときの冷却は収縮を、変態は膨張を引き起 こし、その程度が処理品内部で均一でなければ応力分布が発生する。そして、その応力 が降伏応力を超えると塑性変形が起こり、最終的に残留歪、残留応力が残ることになる。

図8.1に焼入れ過程において生じる温度・応力・組織の関係を示した。温度によっ て金属組織が決まり、相変態による潜熱の発生は、温度分布に影響を与える<sup>17)</sup>。従っ て、焼入れの解析においては、温度と相変態の連成効果を考慮することが重要である。 また、応力が負荷された状態で相変態が進行すると、その応力の向きや大きさに影響さ

-124 -

れて、変態歪が変化するという変態塑性現象も無視できないことが報告<sup>15),16)</sup>されて いる。そこで、本研究では、図8.1に示すように温度と相変態については連成解析を 行い、それとは独立に熱弾塑性応力解析を行うことにした。



図8.1 熱処理過程における温度-組織-応力の関係

一般に応力解析には有限要素法を用いることから、節点の整合性を容易に確保するために、本章では熱伝導解析にも有限要素法を採用した<sup>18)、19)</sup>。ただし、第2章で述べた直接差分法において外節点法を採用すれば、有限要素法による節点位置と熱伝導解析での節点位置を一致させることができる。

また、本章において焼入れ過程の熱弾塑性応力解析の定式化を行うにあたり、時間に 依存した変形、すなわちクリープ変形のような粘性的な挙動や応力-歪曲線における歪 速度依存性などは無視できるものと仮定した<sup>8)</sup>。これは焼入れ過程が短時間で終了する ことによるものである。さらに温度と組織の分布が変化することによって生じる初期歪 と機械的性質への影響を考慮し、山田ら<sup>20)</sup>の方法(いわゆる rmin法)によって、弾塑 性挙動を計算することにした。

応力と歪の増分関係を示すマトリックスを[D]とし、弾性の場合には[D<sup>e</sup>]、塑性の 場合には[D<sup>e</sup>]と表すとして、応力と歪の関係式は次のようになる<sup>18)</sup>。

 $\{\mathbf{d}\,\boldsymbol{\sigma}\,\} = [\mathbf{D}\,]\,(\{\mathbf{d}\,\boldsymbol{\varepsilon}\,\} - \{\mathbf{d}\,\boldsymbol{\varepsilon}_{0}\}\,) \qquad \cdots (\mathbf{8},\mathbf{1})$ 

ここで、{dσ}:応力増分、{dε}:全歪増分、{dε₀}:熱歪及び変態歪増分等による初 期歪増分である。

全歪増分は一般に

$$\{d \varepsilon\} = \{d \varepsilon^{e}\} + \{d \varepsilon^{th}\} + \{d \varepsilon^{tr}\} + \{d \varepsilon^{p}\} + \{d \varepsilon^{tp}\} \qquad \dots (8.2)$$

と表される。ここで 、 {dε<sup>e</sup>}:弾性歪増分、 {dε<sup>th</sup>}:熱歪増分、 {dε<sup>tr</sup>}:変態歪増 分、 {dε<sup>p</sup>}:塑性歪増分、 {dε<sup>tp</sup>}:変態塑性歪増分である。

弾性挙動を示す場合、ある応力状態{σ}に達している要素のヤング率、すなわち[D<sup>e</sup>] マトリックスが温度及び組織によって変化した場合の弾性歪増分は、

$$\{d \varepsilon^{e}\} = [D^{e}]^{-1} \{d\sigma\} + \frac{\partial [D^{e}]^{-1}}{\partial T} \{\sigma\} dT + \sum_{i=1}^{M} \frac{\partial [D^{e}]^{-1}}{\partial \xi_{i}} \{\sigma\} d\xi_{i}$$
$$= \{d \varepsilon^{e'}\} + \{d \varepsilon^{th'}\} + \{d \varepsilon^{tr'}\} \dots (8.3)$$

となる。また、熱歪増分 {d ε <sup>th</sup>} は熱膨張係数の温度及び組織への依存性を考慮して<sup>9)</sup>、

$$\{d \varepsilon^{th}\} = \{\overline{\alpha} dT + \sum_{i=1}^{M} (\int_{T_0}^{T} \alpha_i dT) d\xi_i \} \qquad \cdots (8.4)$$

但し、

$$\overline{\alpha} = \sum_{i=1}^{M} \xi_{i} \alpha_{i} \qquad \cdots \qquad (8.5)$$

αiは組織iの熱膨張係数、ξiは組織iの体積分率である。

さらに、β<sub>i</sub>をオーステナイト相からi相へ変態する場合の変態膨張係数とすると、 変態歪増分{dε<sup>tr</sup>}は次のようになる。

$$\{\mathbf{d}\,\boldsymbol{\varepsilon}^{-\mathrm{tr}}\} = \{\sum_{i=2}^{M} \boldsymbol{\beta}_{-i}\,\mathbf{d}\,\boldsymbol{\xi}_{-i}\} \qquad \cdots (\mathbf{8},\mathbf{6})$$

また、Denisら<sup>14)</sup>および宮尾ら<sup>15)</sup>によれば、変態塑性歪増分{dε<sup>t</sup><sup>p</sup>}は次のように表される。

$$\{d \,\epsilon^{t \,p}\} = \sum_{i=2}^{M} \{\frac{3}{2} \, K_{i} \, h'(\xi_{i}) \, d\xi_{i} \, \sigma'\} \qquad \cdots (8.7)$$

ここで $\{\sigma'\}$ は偏差応力、 $h'(\xi_i) = 2(1 - \xi_i)$ であり、 $K_i$ は各変態に対して実験 的に求められる定数である。これらのデータの実測値は少なく、ここでは、変態塑性現 象の残留歪・応力に対する影響の度合いを定性的に考察するということを目的にし、宮 尾らがSNCM420H(1.8%Ni-0.6%Cr-0.25%Mo)について測定し た次のデータをそのまま用いることにした<sup>15)</sup>。

(フェライト、パーライト、ベーナイト)  

$$K_{2-4} = 4.18 \times 10^{-5}$$
 (1/M Pa)  
(マルテンサイト)  
 $K_{5} = 5.08 \times 10^{-5}$  (1/M Pa) … (8.8)

次に降伏関数 f が

$$\mathbf{f} = \mathbf{f} \left( \sigma, \ \varepsilon^{p}, \ \mathbf{T}, \ \xi_{i} \right) \qquad \cdots \qquad (8.9)$$

で与えられるとすると

$$\mathbf{f} = \mathbf{O} \qquad \cdots \quad (\mathbf{8.10})$$

を満足するときに材料は降伏する。降伏関数fを塑性ポテンシャルとし、流れ則を適用 することによって、塑性歪増分{dε<sup>p</sup>}は、次のように与えられる。

$$\{d \varepsilon^{p}\} = \lambda \{ \frac{\partial f}{\partial \sigma} \} \qquad \cdots (8.11)$$

ここで、 λ は正のスカラー定数である。さらに、塑性変形が進行する状態においては 次の条件を満足しなければならない。

$$0 = d f$$

$$= \left\{ \frac{\partial f}{\partial \sigma} \right\}^{T} \left\{ d \sigma \right\} + \left\{ \frac{\partial f}{\partial \epsilon^{P}} \right\}^{T} \left\{ d \epsilon^{P} \right\} + \frac{\partial f}{\partial T} dT + \sum_{i=1}^{M} \frac{\partial f}{\partial \epsilon_{i}} d\xi_{i} \cdots (8.12)$$

-127 -

また、この場合の全歪増分は(8.2)、(8.3)式より

 $\{d \epsilon\} = \{d \epsilon^{e'}\} + \{d \epsilon^{th'}\} + \{d \epsilon^{tr'}\} + \{d \epsilon^{th}\} + \{d \epsilon^{tr}\} + \{d \epsilon^{p}\} + \{d \epsilon^{p}\} + \{d \epsilon^{tp}\}$ ... (8.13)

となり、(8.11)、(8.12)、(8.13)よりλは次のようになる。

$$\lambda = \left[ \left\{ \frac{\partial \mathbf{f}}{\partial \sigma} \right\}^{\mathrm{T}} \left[ \mathbf{D}^{\mathrm{e}} \right] \left( \left\{ d \varepsilon \right\} - \left\{ d \varepsilon^{\mathrm{th'}} \right\} - \left\{ d \varepsilon^{\mathrm{tr'}} \right\} - \left\{ d \varepsilon^{\mathrm{th'}} \right\} - \left\{ d \varepsilon^{\mathrm{tr'}} \right\} - \left\{ d \varepsilon^{\mathrm{tr'}} \right\} \right] \right] \right]$$

$$- \{ d \varepsilon^{t_{p}} \} ) + \frac{\partial f}{\partial T} dT + \sum_{i=1}^{M} \frac{\partial f}{\partial \xi_{i}} d\xi_{i} ] \neq S \qquad \cdots (8.14)$$

但し、

$$S = \left\{ \begin{array}{c} \frac{\partial f}{\partial \sigma} \end{array} \right\}^{T} \left[ D^{e} \right] \left\{ \begin{array}{c} \frac{\partial f}{\partial \sigma} \end{array} \right\} - \left\{ \begin{array}{c} \frac{\partial f}{\partial \epsilon} \end{array} \right\}^{T} \left\{ \begin{array}{c} \frac{\partial f}{\partial \sigma} \end{array} \right\} \qquad \dots (8.15)$$

さらに、塑性状態での応力増分は、(8.14)式を用いて次のように表される。

$$\{d\sigma\} = [D^{p}] \{d\epsilon\} - [D^{p}] \{\overline{\alpha} dT + \sum_{i=1}^{M} (\beta i + \int_{T^{0}}^{T} \alpha_{i} dT) d\xi_{i} \}$$

$$- [D^{p}] \left( \frac{\partial [D^{e}]^{-1}}{\partial T} \{\sigma\} dT + \sum_{i=1}^{M} \frac{\partial [D^{e}]^{-1}}{\partial \xi_{i}} \{\sigma\} d\xi_{i} \right)$$
$$- a^{*} [D^{e}] \left\{ \frac{\partial f}{\partial \sigma} \right\} \left( \frac{\partial f}{\partial T} dT + \sum_{i=1}^{M} \frac{\partial f}{\partial \xi_{i}} d\xi_{i} \right) \swarrow S \qquad \cdots (8.16)$$

但し、

$$[D^{P}] = [D^{e}] - [D^{e}] \left\{ \frac{\partial \mathbf{f}}{\partial \sigma} \right\} \left\{ \frac{\partial \mathbf{f}}{\partial \sigma} \right\}^{T} [D^{e}] \neq S \qquad \cdots (8.17)$$

$$a^* = 1$$
 ... (8.18)

塑性域にある材料が除荷される場合には(8.14)式のλが負の値をとる。

これが除荷判定の条件であり、除荷をうけた場合は(8.16)式に代わって弾性状態の式を 使用しなければならない。弾性状態では、(8.16)式において[D<sup>P</sup>]が[D<sup>e</sup>]に、a\*=1 がa\*=0になる。

また、ここでは降伏関数にミーゼスの降伏関数を用い、等方硬化を仮定した。従って σ,を降伏応力として、円柱座標系では、

$$\mathbf{f} = \overline{\sigma}^2 - \sigma_y^2 \qquad \cdots (8.20)$$

$$\overline{\sigma}^{2} = \frac{3}{2} \{ (\sigma_{z} - \sigma_{r})^{2} + (\sigma_{\theta} - \sigma_{z})^{2} + (\sigma_{r} - \sigma_{\theta})^{2} + 2\tau_{rz}^{2} \}$$
... (8.21)

となる。さらに材料の加工硬化については、次のような線形硬化則を用いた。

$$\sigma_{y} = \sum_{i=1}^{M} (\sigma_{y0i}(T) + H_{i}'(T)) \xi_{i} \cdots (8.22)$$

ここでH<sub>i</sub>'(T)は温度Tにおける組織iの歪硬化率である。

有限要素法による定式化については、仮想仕事の原理に応力 – 歪の関係式を適用し、 さらに歪と変位を結びつける [B] マトリックスを用いることによって、最終的に次の ような平衡方程式が要素ごとに得られる。

$$[k] \{d\} = \{f_1\} + \{f_2\} + \{f_3\} + \{f_4\} \qquad \cdots (8.23)$$

$$[k] = \int_{ve} [B]^{T} [D] [B] dv \qquad \cdots (8.24)$$

$$\{\mathbf{f}_{1}\} = \int_{\mathbf{v}e} [\mathbf{B}]^{\mathrm{T}} [\mathbf{D}] \left( \frac{\partial [\mathbf{D}^{e}]^{-1}}{\partial \mathbf{T}} \{\sigma\} d\mathbf{T} + \sum_{i=1}^{M} \frac{\partial [\mathbf{D}^{e}]^{-i}}{\partial \xi_{i}} \{\sigma\} d\xi_{i} \right) d\mathbf{v}$$

$$\cdots (8.25)$$

$$\{\mathbf{f}_2\} = \int_{\mathbf{v} \cdot \mathbf{e}} \left[ \mathbf{B} \right]^{\mathrm{T}} \left[ \mathbf{D} \right] \left\{ \overline{\alpha} \, \mathrm{d}\mathbf{t} + \sum_{i=1}^{M} \left( \beta_i + \int_{T_0}^{T} \alpha_i \, \mathrm{d}T \right) \, \mathrm{d}\xi_i \right\} \, \mathrm{d}\mathbf{v} \qquad \cdots (8.26)$$

$$\{f_{3}\} = \int_{v e} [B]^{T} [D] (\sum_{i=1}^{M} 3 K_{i} (1 - \xi_{i}) d\xi_{i} \{\sigma'\}) dv \cdots (8.27)$$

ここで、[B]は歪-変位マトリックス、{d}は節点変位である。

熱弾塑性解析の数値解法については前述したように r min法を用いた<sup>20)</sup>。すなわち、 今、温度T=T」から温度変化 Δ T が生じ、弾性から塑性へ変化する要素がいくつか存 在する場合、一番最初に降伏する要素に対してその要素が丁度降伏点に達するような温 度増分

$$\Delta T' = r_{\min} \cdot \Delta T \qquad \cdots (8.29)$$

をまず与える。r<sub>min</sub>は塑性域に変化する全要素のr(次式)の最小値から求めることができる<sup>3)</sup>。

$$\mathbf{r} = \begin{bmatrix} \mathbf{f} & \\ \frac{\partial \mathbf{f}}{\partial \sigma} \end{bmatrix}_{\mathrm{T}} \left\{ d\sigma \right\} + \frac{\partial \mathbf{f}}{\partial \mathbf{T}} d\mathbf{T} + \sum_{i=1}^{\mathrm{M}} \frac{\partial \mathbf{f}}{\partial \varepsilon_{i}} d\varepsilon_{i} \end{bmatrix}_{\mathrm{T}=\mathrm{T}_{1}} \cdots (8.30)$$

△T'によって要素が1つだけ降伏し、塑性状態に変化する。その後、さらに次の要素 が丁度降伏するような温度増分を同様の手続によって与える。このとき既に降伏してい る要素については除荷が起こらないかどうか、λの正負を判定する。除荷が起これば、 その要素は弾性状態に戻して再度計算し直す必要がある。以上のようにrmin法では除 荷に注意して、1つずつ要素を降伏させながら温度変化の△Tでの全過程の応力増分を 計算する。

-130 -

### 8.3 純鉄丸棒の焼入れ解析

ここで開発した熱伝導及び弾塑性応力解析プログラムの信頼性を確認するために、 W.Mitterら<sup>22)</sup>が行った純鉄丸棒(φ50×3001)の水焼入れ問題の解析を試みた。 彼らは、この丸棒を850℃まで加熱した後、氷水中に焼入れ、Sacks法によって残留 応力分布を測定している。さらに、一般化平面歪問題による熱弾塑性解析からSacks法 の測定精度について考察を加えている。この例では相変態はともなわず、熱歪のみによ って最終的な残留応力分布が決まる。ここでは、彼らの物性値をそのまま使い、軸対称 モデルとして残留応力分布を計算した。計算結果と測定結果の比較を図8.2に示す。 ここでの計算結果は彼らの結果とよく一致していると考えられる。また、本プログラム は節点数の制限があるもののパーソナルコンピュータ(PC)で実行可能であり、この 例でも大型計算機とPCで同様の結果が得られた。



図8.2 純鉄丸棒(φ50×3001)の氷水焼入れ後の残留応力 (850℃→0℃)

8.4 中炭素鋼および高合金鋼丸棒の水スプレー焼入れ解析

### 8.4.1 実験方法

直径75mm、長さ180mmの丸棒(材質はS35CとSNC815の2種類)を実際 に水スプレー焼入れし、温度変化や組織および残留応力の測定を行った。実験に使用し た水スプレー焼入れ装置は大きく分けて冷却水を加圧するためのアキュムレータ、焼入 れ槽、ポンプ及びバルブの4つの部分から構成されている。また、直接水が噴射される 焼入れ用ジャケットには直径3mmの穴が数百個規則正しく開けられており、均一な冷却 が実現されている。オーステナイト化温度は880℃として1.5時間窒素雰囲気中で 等温保持した。水スプレー焼入れした後、焼入れ前後の寸法差から焼入れ歪を測定する とともに長さ中心及び端面から20mm位置の表面における残留応力をX線回折法によっ て測定した。また、S35Cについては熱電対を3ヶ所に挿入し温度変化を実測すると ともに比較のために相変態をともなわない温度範囲である650℃からの焼入れ実験も 行った。なお、ここで使用したスプレー冷却の圧力は0.2kg/mm<sup>2</sup>で水量密度に換算す ると約1.1×10<sup>4</sup>(1/m<sup>4</sup>·s)となる。

### 8.3.2 計算に使用した熱及び機械的性質

精度の良い計算結果を得るためには、温度及び組織に依存した熱物性値及び機械的性 質をより正確に知ることが重要であるが、ここでは文献及び実測から得られた次のよう な値を用いることにした。

(a) 密度、比熱、熱伝導率

文献より得られたS40C炭素鋼、3.5%Ni-1%Cr鋼及び18-8ステンレス 鋼の熱物性値<sup>22)</sup>を図8.3に示す。本計算ではS35Cへ図8.3のS40Cの値を、 SNC815は3.5%Ni-1%Cr鋼の値をそれぞれ適用することにした。ここで、 比熱については図8.3の破線に示す値を用い、第7章で述べたように、変態潜熱の発 生を別に考慮している。

(b) 熱伝達係数

ここで扱う水スプレー焼入れでは、焼入れた瞬間に処理品表面温度が水温近くまで下 がることから計算における熱伝達係数を温度に依らず一定値として扱うことにした。そ の具体的な値についてはノズル径とノズル物体間距離に大きく依存するとして整理され た衝突噴流の熱伝達係数に関する実験式を用いて求めた。すなわち、平板に垂直に衝突 する噴流の場合、次の実験式が報告されている<sup>28)</sup>。

 $N_{UB} = 1 \cdot 4 \cdot 2 \cdot P_{r}^{0.43} R_{eB}^{0.58} (H/B)^{-0.62} \cdots (8.31)$ 

但し、この式が成立つのはH/B>8で、Hはノズル物体間距離、Bはノズル径、 $R_{eB}$ =  $u \cdot B/\nu$ 、u:速度、 $\nu$ :動粘性係数、 $P_r$ :プラントル数、 $N_{UB}$ = $k \cdot B/\lambda$ 、h:



図8.3 計算に用いた熱物性値<sup>23)</sup>

(c) 熱膨張係数

熱膨張係数は同一材料でも各温度、組織によって値が異なることが予想される。ここ では各種冷媒によって冷却速度をコントロールできる膨張計を用いて、オーステナイト 化後の連続冷却時の熱膨張曲線と各組織へ等温変態させ均一組織とした後の冷却時にお ける熱膨張曲線を測定した。その結果、オーステナイト域での熱膨張係数は他の組織と 明らかに異なった値を示すが、パーライト、ベーナイト、マルテンサイトの各組織では ほぼ同一の値となり、温度のみの関数として表されることがわかった。測定生データを 図8.4に示す。これらのデータを基に、計算で用いる熱膨張係数及び変態膨張率を図 8.5のように決めた。但し、図8.5の変態温度は模式的に示したもので実際には冷却 速度とCCT曲線及びTTT曲線から決まることになる。



計算に用いた機械的性質(A:オーステナイト、F:フェライト、 P:パーライト、B:ベイナイト、M:マルテンサイト)

- 134 -

(d) ヤング率、降伏応力、歪硬化係数

中炭素鋼(S45C)とSNC815の機械的性質については井上ら<sup>6</sup>)、岡村ら<sup>9</sup>の 報告がある。ここでは彼らの報告から図8.6のような値を用いることにした。S35 CとSNC815を比較した場合、マルテンサイト相の降伏応力、歪硬化係数に大きな 差があることを考慮し、オーステナイト、フェライト、パーライト、およびベイナイト 相では同一の値を用いることにした。

(e) CCT線図およびTTT線図

連続冷却時の変態率は、第7章で述べた方法で計算した。そのとき用いたCCT線図を図8.7に示す<sup>241,25)</sup>。 また、Avramiの式のb、nについては、図8.8の値を用いた。 これらは、文献のTTT線図<sup>25)</sup>より求めたものであり、図8.9に示すように Avramiの式によってTTT線図が正確に表現されている。



図8.7 CCT線図(実線は、文献24より、破線は文献26より) (F:フェライト、P:パーライト、B:ベイナイト、M:マルテンサイト)

### 8.4.3 実験及び計算結果の比較及び考察

温度変化、組織及び硬度分布さらには焼入れ歪、残留応力について実測値と計算値を 比較し、計算モデルの予測精度について検討した。

(a)温度履歴及び金属組織

S35C円柱の長さ中心断面における表面から深さ10mm、30mm、さらに回転対称 軸上の端面から深さ30mmの位置における温度変化の実測値(実線)と計算結果(破線) を図8.10に示した。両者はよく一致していることがわかる。



図8.8 Avramiの式のb, n (F:フェライト、P:パーライト、B:ベイナイト、M:マルテンサイト)



図8.9 SNC815のTTT線図<sup>26)</sup>



 図8.10 S35C丸棒(φ75×1801)の水スプレー 焼入れ時の温度変化

次に、金属組織と硬度分布の実測及び予測結果を図8.11、図8.12に示す。硬度 の予測については、温度計算において700℃に達した時の冷却速度を算出し、既に British Steel Co. によって求められている冷却速度と硬度の関係を示す実験データ<sup>24)</sup> 上にあてはめることによって行った。SNC815では、ほぼ全域がマルチンサイトと して予測されるのに対し、S35Cでは表面から3mm程度のみがマルテンサイトで中心 に向かうにつれてベイナイト、フェライト、パーライトの混合組織が予測された。一方、 実測された硬度分布は、この予測結果を裏付けるものとなっており、水スプレー焼入れ では通常の水焼入れよりも硬化層が厚いことがわかる。一方、硬度分布を計算した結果 を図8.12下段の破線で示す。 硬度分布の実測値と計算値が比較的よく一致している ことがわかる。実際にこの方法を種々の鋼種に適用するには鋼材の化学組成のバラつき 範囲を考慮して事前に冷却速度と硬度分布の関係を測定しておく必要があるが、このよ うな方法によって簡便に硬度分布の傾向を知ることは可能であろう。(なお、ここでの 計算にはすべて8節点アイソパラメトリック要素を用いた。)


表面から5mm (a) S35C

表面から15mm





表面から12mm (b) SNC815 表面から28mm 1 水スプレー焼入れされた丸棒中心断面のミクロ組織 図8.11

 $25 \,\mu$  m



(a) S 3 5 C 図 8 . 1 2 水スプレー ) S 3 5 C (b) S N C 8 1 5 Kスプレー焼入れされた丸棒中心断面の組織予測結果および 硬度分布の実測値と計算値の比較 (F:フェライト、P:パーライト、B:ヘ イナイト、M: マルテンサイト)

# (b) 熱処理歪及び残留応力

焼入れ過程では、温度変化と相変態、さらには変形と内部応力分布の変化が同時に進行する。図8.13、図8.14にS35CとSNC815の丸棒におけるそれらの予測 結果をまとめた(ここでは、軸対称1/2断面の結果を示している)。



図8.14 SNC815丸棒の水スプレー焼入れの計算結果 (a)温度、(b)変形、(c)組織、(d)主応力

S35Cで、表層部にマルテンサイトが完全に形成されるまでは表面付近に引張り応 力、内部に圧縮応力が予測され、変形は中央部が膨張した凸型になっている。これはす でに多くの研究で考察されているよう<sup>4)</sup>に、冷却初期の表面と内部の温度差の拡大過程 では表面の収縮が中心部より大きく、閉じた容器に内圧を加えたのと同様の状態になる ことにより起こるものと考えられる。SNC815に比較してS35Cでは中心部付近 にフェライト、パーライト相が生成された後の冷却がわずかにはやく、また、マルテン サイトの生成量が少なく10秒程度で終了することが予測された。

一方、SNC815でも、S35Cとほぼ同じ変形挙動を示す。すなわち、表面近く にマルテンサイトが生成された後、表面に圧縮、中心に引張りの内部応力を生じ、内部 の冷却にともなって端部が膨張して中央部が収縮する凹型変形が進む。さらに冷却が進 行し、内部がマルテンサイト変態を始め膨張を開始すると表面に引張り方向の応力、内 部に圧縮応力が働くが、先の応力分布を相殺するにはいたらず、結局やはり表面に圧縮、 内部に引張り応力が残留する。ここで、マルテンサイトの変態膨張がフェライトやパー ライトのそれよりも大きいため冷却の途中から生じる凹型の変形量はS35Cよりも大 きく、最終的な熱処理歪は大きくなる。

図8.15に焼入れ後の変形量の実測値と計算値の比較を示した。650℃からの焼



(a) S35C
 (b) S35C
 (c) SNC815
 加熱温度:650C
 (c) M熱温度:880C
 (c) M熱温度:880C
 (c) M熱温度:880C
 (c) M熱温度:880C
 (c) SNC815
 (c) M熱温度:880C
 (c) SNC815
 (c) MALE
 (c) SNC815
 (c) SN

入れの場合は相変態がなく、熱応力のみが変形に影響を与え、最終的に凸型の変形が残 る。一方、変態をともなう場合は凹型の変形となり変形量も大きい。また、図8.15 (b)、(C)の計算結果において、変態塑性歪を考慮に入れた場合と入れない場合で は、コーナー部分の変形にやや違いが認められるが、ほぼ同一の変形形状を示している ことがわかる。

計算による残留応力分布とX線回折法により得た表面での残留応力値を図8.16、 図8.17に示した。図8.16において、650℃から焼入れたS35Cの場合 (a) でも、40kg/mm<sup>2</sup>程度の圧縮残留応力が表面に残っていることがわかる。また、(b)、 (c)、(a)の順に表面の圧縮応力は小さくなり、その傾向は計算結果でもよく説明 できている。図8.17では長さ方向中心断面の半径方向における残留応力分布の予測 結果を示したが、(a)~(c)のいずれの場合でも中心部で引張り、表面部で圧縮応力 となっている。S35Cの850℃からの焼入れの場合、変態塑性を考慮した場合とし ない場合の計算結果に大差はなかったが、SNC815の場合は内部の残留応力に対し て変態塑性の影響が大きく現れている。これは冷却後期に内部が一斉にマルテンサイト に変態したとき、変態塑性現象によって応力緩和が進んだことによるものと考えられる。 本研究では、変態塑性に対するモデル及びデータの整合性が十分ではないため、定量的 な考察は難しいが、ここで挙げた例のようにマルテンサイトー相に変態する場合の焼入 れ品内部の残留応力の予測には変態塑性の考慮が必要であり、今後さらに検討を加えて いく必要がある。



- 141 -



図 8.17 丸棒中心断面の残留応力の計算値 ((a)では変態が起こらないため ε<sup>tp</sup>を考慮した計算はない。)

## 8.5 軸対称大物鋼鋳物の焼入れ解析

大物の鋳鋼品は、熱処理によって基地組織を改良して使用されることが多いが、もし、 凝固後に発生した引け巣欠陥と熱処理後に発生する引張りの残留応力が重なり合えば、 実体の疲労寿命が大きく低下し、場合によっては内部から発生する破損事故に結びつく 危険性がある。ここでは、大物の鋳鋼品を焼入れた場合の残留応力をSacks法によって 測定するとともに、前述した数値解析によってその応力を予測することを試みた。

8.5.1 実験方法

直径440mm、長さ1000mmの円柱状大物鋳鋼品を鋳造した。その化学組成は、表 8.1に示すとおりである。この鋳鋼品を900℃に加熱保持後、水槽内で焼入れし、 完冷後、Sacks法によって軸方向残留応力の分布を測定した。なお、同じ化学組成の溶 湯をYブロックに注入した後、JIS14号引張り試験片を切出し、室温、200℃、 400℃、600℃、800℃、900℃の各温度で引張り試験を行った。このときの、 歪速度は、歪2%まで0.2%/min、2%を越えて破断まで48mm/minとした。

## 表8.1 鋳物の組成(wt%)

С	Si	Mn	Р	S	Cu	Ni	Cr	Мo	A1(sol.)
0.44	0.46	1.13	0.0090	0.007	0.08	0.07	0.17	0.03	0.020

#### 8.5.2 実験結果および計算結果の比較

高温引張り試験から得られた機械的性質を図8.18に示す。焼入れ過程の熱応力の 計算において、図8.18をフェライト、パーライト相の値として使用し、ベイナイト およびマルテンサイト相については図8.6の炭素鋼の値を用いた。また、熱物性値に ついても図8.3の炭素鋼の値を用い、CCT線図およびTTT線図については、8. 4.3で述べたように文献23、25から数式化して計算に用いた。

図8.19に中心断面の半径方向に沿って残留応力の分布を示す。軸方向応力の実測 値と計算値はよく一致している。また、引け巣欠陥が残りやすい中心部分において60 kg/mm<sup>2</sup>以上の高い引張り応力が発生し、内部からクラックが発生しやすい条件であるこ とが予測される。図8.20には、軸対称1/2断面において計算された温度、組織、 変形および主応力応力の時間変化を示す。先に考察した鋼の水スプレー焼入れ問題と同 様に、冷却初期においては表面が引張り、内部が圧縮応力となるものの、中心部分が低 温域になるあたりで逆転し、最終的には図8.19のような表面に圧縮、内部に引張り 応力という分布が残留する。鋳造品の実体疲労強度を推定する場合、引け巣欠陥の大き さとともにここで確認されたような熱処理後の残留応力の存在は無視することができな い。とくに、引け巣欠陥の発生位置と高い引張り応力の残留位置が一致した場合には、 疲労強度が大幅に低下することが考えられ、機械部品の設計時にこのような製造要因を 推定することは重要である。その点で、ここで開発した数値シミュレーションシステム は、製造不具合の低減と製造要因を定量的に考慮したより精度の高い機械部品設計を可 能にするためのツールとして有効であると考える。

- 143 -



図8.18 鋳鋼の機械的性質



図8.19 中心断面における残留応力の実測値と計算値

- 144 -



図8.20 大径円柱鋳鋼品(φ440×1100H)の焼入れ過程の計算結果

- 145 -

## 8.6 結 言

有限要素法を用いた温度と相変態および熱弾塑性応力解析プログラムを開発し、鋼お よび鋼鋳物の焼入れ問題へ適用した。その結果を要約すると以下のようになる。

- (1) 温度と相変態の連成解析プログラムによって鋼の丸棒の水スプレー焼入れ時の温度変化と組織を予測した結果、実験値との良好な一致をみた。同時に、熱弾塑性応力解析によって求めた焼入れ歪及び残留応力分布は実験結果に比べ妥当な値を示すことが確認された。
- (2) 変態塑性現象を考慮に入れた解析と、無視した解析結果を比較すると、中炭素鋼丸棒では、マルテンサイト量の多いコーナー部分でNi-Cr合金鋼丸棒では冷却後期に一斉にマルテンサイトが生成する内部において残留応力分布に違いが認められた。焼入れ時の変形挙動をより正確に把握するためには応力と相変態の相互作用を定量的に把握することが必要であることがこの場合も確認された。しかしながら、焼入れ変形の程度、中炭素鋼の残留応力分布については、変態塑性現象を考慮しない数学モデルでも工業的に十分な精度で予測が可能であると考える。
- (3) 大物の円柱鋼鋳物を水焼入れした後の残留応力分布をSacks法によって 測定した結果と解析による予測結果とは良好な一致を示し、鋼鋳物においても 中心部分において60kg/mm<sup>2</sup>以上の高い引張り応力が発生することが確認され た。鋳造品の実体疲労強度を推定する場合、引け巣欠陥の大きさとともにここ で実測されたような熱処理後の残留応力の存在は無視することができない。

### 参考文献

- 1) 原隆啓:鉄と鋼,49(1963),1669,49(1963),1765.
- 2) 坂井一男:鉄と鋼,60(1974),1591.
- 3) 井上達雄,原口賢一,木村茂人:材料、25(1976)、521.
- 4) 利岡靖継:鉄と鋼,62,(1976),1756.
- 5) H.Fujio, T.Aida and U.Matsumoto:Bull.JSME, 20, (1977), 1051., 22 (1979), 1001 and 1009.
- 6) 井上達雄,田中喜久昭:材料,22(1973),218.
- 7) 岸野孝信, 長岐滋, 井上達雄: 材料, 28 (1979), 861.
- 8) B.Hildenwall and T.Ericsson:Report of Institute of Technology,Linkösing Univ.,No.R-098(1977).
- 9) 岡村一男、河嶋寿一:熱処理,28(1987),141.
- 10) S. Denis, E. Gautier, A. Simon and G. Beck: Material Science and Technology, (1985), 1, 805.
- 11) S. Denis, A. Simon and G. Beck: Trans. ISIJ, 22 (1982), 504.
- 12) 王志剛,井上達雄:材料,32(1983),991.
- 13) T.Inoue and Z.G.Wang: Material Science and Technology, (1985), 1, 845.
- 14) S.Denis, E.Gautier, A.Simon and G.Beck: Material Science and Technology. (1985), 1, 805.
- 15) 宫尾光介,王志剛,井上達雄:材料,35(1986),1352.
- 16) S. Denis, S. Sjőstrőm and S. Simon: Met. Trans. A, 18a (1987), 1203.
- 17) 井上達雄:材料科学,(1982),9,131.
- 18) 0.C.Zienkiewicz:The Finite Element Method, McGraw-Hill, (1977)
- 20) 矢川元基,宮崎則幸:有限要素法による熱応力・クリープ・熱伝導解析,サイエンス社、
  (1985).
- 21) 山田嘉昭:生産研究,19,(1967),75.
- 22) W. Mitter, F. G. Rammerstoefer, O. Grundler and G. Wiedner: Materials Science and Technology, (1985) 1, 793.
- 23) Physical Constants of Some Commercial Steels at Elevated Temperatures:The British iron and Steel Research Assoc., (1953).
- 24) Atlas of Continuous Cooling Transformation Diagrams for Engineering Steels, British Steel Co..

- 147 -

- 25) E.B.Hawbolt, B. Chau and J.K. Brimacombe: Sixth Research Report of AISI, July, (1984).
- 26) Atlas of Isothermal Transformation Diagrams of B.S.En.Steels 2nd ed.: British Iron and Steel Asso., (1956), 31, The Iron and Steel Institute.
- 27) P.Campbell:Ph.D thesis, Univ. of British Columbia, (1989).
- 28) H.Bühler and A.Rose:Arch.Eisenhüttenw.,40, (1969),5,411.
- 29) 伝熱工学資料:日本機械学会,(1975),111.

## 第9章 総 括

本研究の目的は、鋳造品の凝固過程および熱処理過程の現象を解析できる凝固熱伝導 解析システムを開発し、内部欠陥のなかでとくに引け巣欠陥の予測を可能とするととも に、熱処理後の金属組織や残留応力の予測も可能とすることである。その結果、鋳造品 の品質向上、納期の短縮、コストの低減を実現し、鋳造品が機械部品としてより信頼さ れることをねらいとするものである。以下に、本研究の結果を要約して述べる。

第1章では、本研究の目的とその背景について述べた。

第2章では、各要素に異なるタイムステップ(△t)を与えて計算時間を短くできる 線形内挿前進差分法を提案し、いくつかのモデルでその有効性を示した。その結果、次 のことがわかった。

- (1) 一般に鋳造品の凝固過程を3次元計算する場合、メモリ容量が少ない前進差 分法が有利であるが、その収束条件から一つでも△tの小さい要素が存在する と従来の方法では、非常に計算時間が長くなる。これに対して、ここで提案 した線形内挿前進差分法では、各々の要素を別々の△t で計算するため、総繰 り返し計算回数が最小となり、計算時間の短縮が可能である。
- (2) ここでは、△t間の温度を1次近似で内挿した。1~3次元熱伝導問題で 従来法と線形内挿前進差分法の精度比較を行った結果、約2%程度のズレが認 められた。2次近似や誤差関数などによる内挿方法が考えられるが、計算時間 を少なくするという点からは、1次近似が最も有利である。
- (3) とくに、砂型鋳造品などで鋳型の要素数が多い場合に計算時間の短縮の効果 が顕著であり、T字形のアルミ砂型鋳造品の例では、従来法に比べ約1/4に なった。

以上より、線形内挿前進差分法は実用的な凝固熱伝導解析方法になり得ると考えられ る。

第3章では、L字交差部をもつステンレス鋼鋳物の凝固熱伝導解析を行い、実験結 果と比較検討した。その結果、次のことが明らかになった。

(1) 2次元近似が可能と思われた本実験のような鋳物(長さ/鋳物肉厚=10)の場合でも、3次元性が現れ、3次元解析結果と実験結果を比較すると、凝固時間は約15%以内で一致したのに対して、2次元解析結果とは場合により3

5%もの差が生じた。また、冷却曲線についてもかなり対応したものが得られた。実際の鋳造品を考えると、2次元近似できるものは少なく、多くの場合、 3次元解析を行う必要がある。

- (2) L字状ステンレス鋼鋳物の横断面における最終凝固位置は、交差部における 肉厚中心位置にはなく、アールが小さいほど内角部側に近付くこと、また、ア ールがほとんどない場合、交差部中心線からずれた2点に分かれることが、解 析および実験結果によりわかった。
- (3) マクロ組織で柱状晶が出会う位置は、ほぼ液相線温度が出会う位置と一致しており、最終凝固位置は、必ずしもその柱状晶の出会う位置にはない。従って、マクロ組織だけから最終凝固位置を推定する際には、注意する必要がある。
- (4) 鋳物表面の焼着現象については、種々の鋳型について鋳型の温度及び保持時間と焼着き程度との関係がわかっていれば、解析により焼着を推定し得る可能性がある。

第4章では、砂型平板鋼鋳物において、とくに注湯時に生じる鋳型加熱が凝固過程に 与える影響を数値解析によって検討した。また、ピストン流れおよびポテンシャル流れ を仮定し、注湯時の湯流れによる熱移動の解析を試みた。その結果、次のような点が明 らかになった。

- (1) 平板鋼鋳物において、局所的な湯流れによる鋳型初期加熱が凝固過程に与える影響を凝固の進行状況から把握した。 注湯時に鋳型が加熱された場所の付近にホット・スポット生じる形状は、長さ/鋳物肉厚(L/T)、鋳型加熱時間、凝固時間、加熱位置、加熱幅などに依存して決まる。
- (2) 鋳型が注湯時に局所的に加熱された場合には、ホット・スポットの位置は時間的に変化し、ホット・スポットにおける固相率が1.0(最終凝固)の場所と流動限界固相率約0.7の場所とは必ずしも一致しない。
- (3) 第5章の円板状鋼鋳物の鋳造実験の結果、堰の出口付近に引け巣量が多かったことは、鋳型初期加熱の影響によるものと考えられる。その形状、条件は
  (1)で求めた鋳型加熱の影響を受け易いものに相当する。
- (4) ポテンシャル流れを仮定した注湯時の溶湯流れを求める方法により、薄肉鋳物では注湯時初期温度分布が凝固過程に大きな影響を与えること、形状によっては注湯位置によって欠陥の発生域が変化する可能性があることが、解析結果からわかった。

第5章では、凝固熱伝導解析システムの中での引け巣予測方法について従来の各種方 法の整理を行い、いくつかの鋳物に適用した例を述べた。また、新しい引け巣の予測方 法として、固相率の高い領域では最大固相率勾配の方向に溶湯補給経路があるものとす る一方、固相率が低い領域では重力方向に速やかに溶湯が移動するものと仮定して、溶 湯移動を熱伝導計算から推定して引け巣の大きさと位置を計算する方法を提案した。さ らに、従来の予測方法および本法の精度を検証するため、鋼鋳物の種々の押湯内の引け 巣、さらには、円板状鋼鋳物のミクロ引け巣を実験によって得、計算と実験結果を比較 した結果、次のことがわかった。

- (1) 板状鋼鋳物に6種類の押湯を設定して鋳造実験した後、観察された引け巣形 態と溶湯移動を熱伝導計算から推定して引け巣の大きさと位置を予測した結果 は良好な一致をみた。従来の等凝固時間曲線法では最終凝固位置によって押湯 の適否を判断するが、引け巣を定量的に予測する方法では、押湯の給湯能力が 評価できる。
- (2) 板状鋼鋳物の板中心部の生じた引け巣を観察し、引け巣には押湯近くのひも 状のものとミクロポロシティ状のものの2種類があることがわかった。また、 ひも状の引け巣は、端面から見てV字状となっており、特に偏析は生じていな かった。また、それらの引け巣は、押湯内に発生した大きな引け巣とは明らか に形態が異なる。一方、ここで提案した引け巣の定量的予測方法の結果におい て、押湯内のマクロ引け巣は固相流動領域中に予測され、板中心部のミクロ引 け巣は液相流動領域中に予測された。
- (3) 液相の流動が可能な流動限界固相率の進行状況と固相線の進行状況は必ずし も一致せず、大きな引け巣は必ずしも最終凝固位置に生じるのではなく最終的 に流動限界固相率になる位置に生じる可能性が強い。
- (4) π型A1-5%Si合金鋳物の凝固解析では、固相流動限界固相率fs, c1を
  0.15とした場合に、実験で求まった引け巣形態を説明できた。
- (5) 本手法を幾つかの実際の鋳造品に適用し、鋳造方案の適否が精度よく判断で きることがわかた。本法を3次元解析へ適用した場合でも、計算時間は従来に 比べて20%程度増加するにとどまり、経済的に3次元的な引け巣形状を鋳造 方案技術者に提供できる。

第6章では、第2章から第5章の結果を考慮して、鋳造方案者自身が使えるユーザー フレンドリーな3次元凝固熱伝導解析システムを作成した。その内容は、次のように要 約される。

- (1) 3次元解析で最も問題となる形状入力および要素分割を迅速に行える専用プリプロセッサを作成した。まず、オペレーターは、鋳物、鋳型全体をいくつかの基本形状に分けて、デジタイザー上においた図面の輪郭をカーソルでなぞりながら3次元形状を入力していく。このとき、システムでは、基本立体どうしの図形演算は行わず、グローバル座標系の中で各々の基本立体を別々のサーフェスモデルとして存在させる。さらに、システムがこのサーフェスモデルの各頂点を基点にXYZの直格子を自動発生した後、オペレーターは画面を見ながらその直格子を追加修正することができる。この後、システムは各々の直交分割要素がどの基本立体に含まれるかを判断し、その基本立体と同じ材料インデックスを記憶しながら自動的に差分計算用の直交分割要素データを作成する。これが、本研究で作成した3次元凝固熱伝導解析システムの最大の特徴でもあり、短時間に3次元要素分割が可能になった。
- (2) オペレーターがコンピューターの質問に答えるだけで、膨大な解析結果から 必要な情報を選択し、画面にグラフィック表示できるポストプロセッサも作成 した。ここでは、各断面の凝固の進行状況をアニメーション表示できるように したり、引け巣発生危険域を3面図の上に表示したりできる他、画面を4分割 して複数の情報を同時に比較することができるようにしたため、迅速に解析結 果の判定が行える。
- (3) 解析に必要な物性値は、材料データテーブルに登録し、修正が簡単に行える ユーテイリテイーを用意した。さらに、ダイカストなどの繰り返し鋳造プロセ スにおける1つのサイクルを注入、型開き、製品取出し、エアーブロー開始、 終了、型閉めという6つ工程に分けて、各々の時間を設定できる工程データテ ーブルも整備し、連続的な金型内温度変化も計算できるようになった。

この3次元凝固熱伝導解析システムは、FORTRAN言語とC言語を用いて書かれており、 パーソナルコンピューター、エンジニアリングワークステーション、汎用コンピュータ ーのいずれにも対応できる。

第7章では、熱処理における連続冷却過程の金属相変態の汎用的な予測方法について 検討した。さらに、その方法を球状黒鉛鋳鉄のオーステンパー処理に適用し、厚肉部位 のベイナイト組織を予測した。また、硬さ分布の予測方法を検討し、実験との比較した 結果、次のことがわかった。

(1) オーステンパー処理品の厚肉部位では、薄肉部位のようにち密なベイナイト 組織を得ることができず、硬さも低下する。これは、上部ベイナイト域から下 部ベイナイト域まで連続的に変態が起こっていることによる。

- (2) ベイナイト変態を拡散型変態とみなし、等温変態の加算則から厚肉部位の変 態挙動を計算し、実験によって得られた組織分布と比較した結果、良い一致を みた。
- (3) (2)で、連続冷却過程を微少な変態等温の連続として計算したときの各微 少変態量とその変態温度から、連続冷却時の変態温度の加重平均(平均変態温 度)を求めた結果、硬さ分布と良い相関があった。厚肉部分において変態開始 から終了まである温度巾をもってベイナイト組織が生成した場合、平均変態温 度を用いればその組織の特性を識別することが可能である。

第8章では、第7章で開発した温度および相変態の解析プログラムと結合するができ る熱弾塑性応力解析プログラムを開発し、鋼および鋼鋳物の焼入れ問題へ適用した。そ の結果を要約すると以下のようになる。

- (1) 温度と相変態の連成解析プログラムによって鋼の丸棒の水スプレー焼入れ時の温度変化と組織を予測した結果、実験値との良好な一致をみた。同時に、熱弾塑性応力解析によって求めた焼入れ歪及び残留応力分布は実験結果に比べ妥当な値を示すことが確認された。
- (2) 変態塑性現象を考慮に入れた解析と、無視した解析結果を比較すると、中炭素鋼丸棒では、マルテンサイト量の多いコーナー部分でNi-Cr合金鋼丸棒では冷却後期に一斉にマルテンサイトが生成する内部において残留応力分布に違いが認められた。焼入れ時の変形挙動をより正確に把握するためには応力と相変態の相互作用を定量的に把握することが必要であることがこの場合も確認された。しかしながら、焼入れ変形の程度、中炭素鋼の残留応力分布については、変態塑性現象を考慮しない数学モデルでも工業的に十分な精度で予測が可能であると考える。
- (3) 大物の円柱鋼鋳物を水焼入れした後の残留応力分布をSacks法によって測定した結果と解析による予測結果とは良好な一致を示し、鋼鋳物においても中心部分において60kg/mm<sup>2</sup>以上の高い引張り応力が発生することが確認された。 鋳造品の実体疲労強度を推定する場合、引け巣欠陥の位置、大きさとともにここで実測されたような熱処理後の残留応力の存在は無視することができない。

以上により、鋳造品の引け巣欠陥や熱処理時の組織、残留応力などを数値解析によっ て実用的に予測できるようになり、最適な鋳造方案設計を行うことや機械部品設計段階 で鋳造品に対する製造要因を考えることが可能になった結果、品質向上とコストダウン、 さらには開発期間の短縮を実現することができた。このように本研究では、鋳造品の引 け巣欠陥や熱処理過程における相変態と内部応力の発生機構に対してひとつの汎用的な 解析技術を開発した点で、学術的にも、また、工業的な鋳造品の品質向上に対しても、 きわめて有用な成果が得られたものと考えられる。 本研究の遂行並びに本論文をまとめるにあたり、御懇切な御指導と御鞭撻を賜わった 大阪大学工学部教授 大中逸雄博士に深く感謝の意を表します。

また、論文作成に際し、種々の御助言、御教示を頂いた大阪大学工学部教授 佐分利 敏雄博士、大阪大学工学部教授 齋藤好弘博士に厚く御礼申し上げます。

さらに、本研究の推進に有益な御助言、御指導を賜わりました元大阪大学工学部教授 福迫達一博士(現在東海大学)、大阪大学産業科学研究所名誉教授 岡本平博士(現在 和歌山工業高等専門学校)、大阪大学工学部助教授 山内勇博士、元大阪大学工学部助 手 久保公雄博士(現在日立金属株式会社)、大阪大学工学部 大道徹太郎技官、 The University of British Columbia、Department of Metals and Materials Engineering, Professor、J.K.Brimacombeに深く感謝致します。

本研究を株式会社小松製作所で実施するにあたり、技術本部生産技術研究室 岩崎衛 室長、磯谷寿甫副室長、第一生産技術部 増本展祥部長、主任研究員 木口昭二博士を 初めとして関係上司より御高配と御鞭撻賜わったことに対し、厚く御礼申し上げます。

最後に、本研究の実施にあたって、技術本部生産技術研究室、小山工場、氷見工場、 大阪工場の各工場鋳造部、小松ソフトウエア開発株式会社の関係各位に多大の御協力を 頂いたことに対し、深く感謝致します。 本論文に関連した公表論文

(1) L字交差部を持つステンレス鋼砂型鋳物の凝固解析

大中逸雄、長坂悦敬、福迫達一

鋳物 第54巻 (1982) 第6号 P384~P390

(2) 円板状鋼鋳物のひけ巣の予測と発生機構

大中逸雄、長坂悦敬、福迫達一、大山昌一

長坂悦敬、大中逸雄、福迫達一

铸物 第56巻 (1984) 第1号 P 22~P 27

(4) 3次元凝固解析システムの開発

長坂悦敬、木口昭二、山西昭夫

鋳物 第59巻 (1987) 第6号 P 321~P 326

(5) 3次元凝固解析による引け巣の定量的予測

長坂悦敬、木口昭二、那智雅博

铸物 第61巻 (1989) 第2号 P 98~P 103

(6) Three-Dimensional Computer Simulation of Casting ProcessesY.Nagasaka, S.Kiguchi, M. Nachi and J.K. Brimacombe

AFS Transactions (1989) P 553 $\sim$ P 564

(7) Quantitaive Prediction of Shrinkage Cavity by Three-Dimensional Solidification Analysis

Y.Nagasaka, S.Kiguchi, M.Nachi

Proceeding of 58th World Foundry Congress,

(1991) Paper No. 28

(8) Mathematical Model of Phase Transformations and Elastoplastic Stress in the Water Spray Quenching of Steel Bars

Y.Nagasaka, J.K.Brimacombe, E.B.Hawbolt, I.V.Samarasekera,

B. Hernandez-Morales and S.E. Chidiac

Metall. Trans. A、 投稿中

(9) オーステンパー処理された球状黒鉛鋳鉄の組織予測
 長坂悦敬、那智雅博、木口昭二、大中逸雄
 鋳物、 投稿中

-156 -