



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	<a href="https://doi.org/10.11501/3089984">https://doi.org/10.11501/3089984</a>
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  
鑄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  
鑄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 本研究の概要	9
参考文献	12
第2章 線形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 線形内挿前進差分法による凝固熱伝導解析方法	17
2.2.1 内節点前進差分法による収束条件	18
2.2.2 線形内挿前進差分法	19
2.3 解析例および考察	22
2.3.1 1次元熱伝導問題	22
2.3.2 2次元熱伝導問題	23
2.3.3 3次元熱伝導問題および凝固問題	25
2.4 結言	28
参考文献	29
第3章 L字交差部を持つ鋼鋳物の凝固熱伝導解析	30
3.1 緒言	30
3.2 実験方法	30
3.3 解析方法	32
3.4 実験お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 結言	39

参考文献	41
第4章 板状鋼鑄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 鑄型初期加熱の影響	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 鑄型初期加熱の影響	47
4.3.2 薄肉平板鑄物における初期湯流れの影響	50
4.3.3 平板鋼鑄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 鋼鑄物の鑄造実験方法	62
5.5 実験結果と解析結果の比較	64
5.5.1 板状鋼鑄物の押湯	64
5.5.2 円板状鋼鑄物の端面効果・押湯効果	66
5.5.3 コの字型鋼鑄物	77
5.5.4 L字交差部を持つステンレス鋼鑄物	79
5.6 アルミニウム合金鑄物の引け巣予測	82
5.7 2、3の機械部品用鑄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

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	解析結果出力モジュール (ポスト・プロセッサ)	100
6. 5	物性値メンテナンスユーティリティ	104
6. 6	結言	106
	参考文献	107
第7章	オーステンパー処理された球状黒鉛鑄鉄の組織予測	108
7. 1	緒言	108
7. 2	解析方法	108
7. 2. 1	連続冷却過程の金属変態率の予測方法	108
7. 2. 2	球状黒鉛鑄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	115
7. 4	実験結果および解析結果の比較	116
7. 5	結言	121
	参考文献	123
第8章	鋼および鋼鑄物の焼入れにおける金属組織および残留応力の予測	124
8. 1	緒言	124
8. 2	熱弾塑性応力解析方法	124
8. 3	純鉄丸棒の焼入れ解析	131
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	131
8. 4. 1	実験方法	131
8. 4. 2	計算に使用した熱物性値および機械的性質	132
8. 4. 3	実験および計算結果の比較および考察	135
8. 5	軸対称大物鋼鑄物の焼入れ解析	142
8. 5. 1	実験方法	142
8. 5. 2	実験結果および計算結果の比較	143
8. 6	結言	146

参考文献	147
第9章 総括	149
謝辞	155
本論文に関連した公表論文	156

# 第1章 緒論

## 1.1 緒言

鑄造プロセスは、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、鑄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、鑄造プロセスは、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いる。

鑄造プロセスにおける重要な問題のひとつに、種々の鑄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、鑄造プロセスでは、造型、溶解、注入、凝固、解砕、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、鑄造技術の体系化は十分に進んでおらず、実際の鑄造現場においては、依然として経験に頼ることが多いのが現状である。

鑄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鑄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鑄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、一連の鑄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、機械部品としての鑄造品の信頼性向上に大きく寄与できる。

もし、鑄造品の凝固過程を精度よく推定できれば、最適な鑄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、鑄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、健全な鑄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。

さらに、鑄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、熱処理後の鑄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、結果的に鑄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鑄鉄においては、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鑄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、低コストになる鑄造品とすること。

(2) 鑄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鑄造品とすること。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、鑄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鑄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>1)</sup>。このような背景のなかで、鑄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) 鑄造品の3次元形状を簡単に扱う方法

(3) 負荷の少ない数値解析方法

(4) 鑄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、鑄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

鑄造プロセスにおいて、凝固過程は鑄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、鑄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鑄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、鑄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鑄型と接触したときの鑄型、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、有限形状の鑄造品の凝固時間を求める次式を提案した<sup>5)</sup>。

$$t_f = (V/A)^2 / q^2 \quad \dots (1.1)$$

ここで、 $t_f$ : 鑄物の凝固時間、 $q$ : 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、鑄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、 $t_f$ のかわりに鑄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鑄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の式に鑄物/鑄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

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、実際の鑄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、鑄物・鑄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鑄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鑄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、鑄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、実際の鑄造品に凝固解析を適用しようとする場合、複雑な鑄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合金鑄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)</sup>、<sup>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、実際の鑄造品のなかで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、鑄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、実際の複雑な鑄造品の形状のみならず、周りに存在する鑄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、鑄型内の解析を省略して、鑄物表面の熱流束を境界条

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鑄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った問題が残った。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、軸対称鑄物に横押湯を設定するときなどの鑄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、鑄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による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>はソリッドモデル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を必要とし、依然として鑄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鑄型内に満たされたという仮定を置いているが、薄肉鑄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鑄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 鑄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、鑄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、鑄造品の原価高を招くことになる。ましてや、もし、引け巣欠陥のある鑄造品が、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、鑄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>によって鑄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>、 $G/\sqrt{R}$ 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 T T線図）と連続冷却変態線図（C C T線図）などにまとめられている。

T T T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C C T線図も必要となる。C C T線図は、T T T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T T T線図からC C T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C C T線図を求める研究などが行われた。これらT T T線図やC C T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Mehl<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。

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

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。

$$X = 1 - \exp[-\alpha (Ms-T)] \quad \dots (1.3)$$

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  $\alpha = 0.110 \times 10^{-2} \text{ K}^{-1}$  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Inoueら<sup>95)</sup>や Denisら<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られる。

### 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鑄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鑄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字交差部をもつ鋼鑄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、とくに薄肉の鑄造品において、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。まず、板状鋼鑄物において注湯時に砂型が局所的に加熱された場合、鑄物内にホットスポットが発生する度合いを鑄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、まず、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、種々の鑄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、鑄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ザイナーから入力し、サーフェスモデルをつくれれば、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、球状黒鉛鑄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鑄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。

## 参考文献

- 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. Eisenhüttenwes, 5(1931), 139, 177.
- 4) C.Shwarz:Z. Argew. Math. Mech., 13(1933), 202.
- 5) N.Chvorinov:Giesserei, 27(1940), 177, 201, 222.
- 6) 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:鑄物, 42(1970), 12, 1006.
- 10) 新山英輔:鑄物, 44(1972), 12, 1047.
- 11) E.Niiyama:Trans. ISIJ, 11(1971), 376.
- 12) 新山英輔:鑄物, 49(1977), 10, 608.
- 13) 新山英輔:鑄物, 42(1970), 12, 36.
- 14) 新山英輔:鑄物, 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) O.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.

- 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: 鑄物, 43 (1971), 28.
- 31) 植田昭二, 小野修二: 鑄物, 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: 鑄物, 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: 鑄物, 49 (1977), 10, 608.
- 42) 坂野武男, 黒沢正義, 野村隆二, 大塚幸男: 鑄物, 51 (1979), 3, 131.
- 43) 新山英輔, 内田敏夫, 森川穰, 斎藤茂樹: 鑄物, 52 (1980), 11, 635.
- 44) 大中逸雄, 長坂悦敬, 福迫達一, 吉岡二郎: 鑄物 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: 鑄物, 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鑄造欠陥", 日本鑄物協会研究報告 43, (1987), 136.
- 50) 八百 升, 曾我部暁: "金属の凝固現象および鑄造欠陥", 日本鑄物協会研究報告 43, (1987), 114.
- 51) 大中逸雄, 福迫達一: 鑄物, 56 (1984), 84.
- 52) 長坂悦敬, 大中逸雄, 福迫達一: 鑄物, 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: 鑄物, 60 (1988), 757.

- 55) I. Ohnaka, M. Ohmura 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: 鑄物, 46 (1974), 1068.
- 58) A. Heuvers: Giesserei, 30 (1943), 201.
- 59) 大中逸雄, 長坂悦敬, 福迫達一: 鑄物, 54 (1982), 384.
- 60) 新山英輔: 鑄物, 53 (1981), 10, 38.
- 61) 荒瀬良知, 大浜信一, 瀬崎和郎: 鑄物, 57 (1985), 9, 580.
- 62) 千々岩健児, 今福一英: 鑄物, 55 (1983), 5, 271.
- 63) E. Niyama, T. Uchida, M. Morikawa and S. Saito: 鑄物, 54 (1982), 8, 507.
- 64) 大中逸雄, 長坂悦敬, 福迫達一, 大山昌一: 鑄物, 55 (1983), 12, 736.
- 65) 山田人久, 桜井隆, 竹之内朋夫, 岩波義幸: 鑄物, 59 (1987), 2, 85.
- 66) 洪俊杓, 梅田高照, 木村康夫: 鑄物, 56 (1984), 12, 758.
- 67) 岡田千里, 相沢達志, 後藤明弘: 日本鑄物協会第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: 鑄物, 53 (1981), 12, 673.
- 70) 朱金東, 大中逸雄: 鑄物, 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. Eisenhüttenw., 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.

- 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) 利岡靖繼:鉄と鋼,62,(1976),1756.
- 92) B.A.B.Andersson:Trans.ASME.EMI,100(1978),356.
- 93) B.Hildenwall and T.Ericsson:Report of Institute of Technology,Linköping 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.Sjöström 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、膨大なメモリー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>4)</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>6)・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( $\Delta t$ )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>8)・9)</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ふ問題がある。

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

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。

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

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

$$\dot{Q} = \rho L \frac{\partial f_s}{\partial t} \quad \dots (2.2)$$

となる。ここで、 $L$  : 潜熱、 $f_s$  : 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ー保存則を離散化すると次式のようなになる<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。

$$\rho C V \frac{T - T^B}{\Delta t} = \sum_j k \frac{S_j}{l_j} (T_j^B - T_i^B) + \sum_b \frac{S_b}{\frac{1}{\alpha} + \frac{l_{ib}}{k_b} + \frac{l_{bi}}{k_i}} (T_b^B - T_i^B) + \sum_r \Gamma F_r S_r (T_i^4 - T_a^4) \quad \dots (2.3)$$

但し、 $l$  : 節点間距離、 $S$  : 要素表面積、 $\alpha$  : 伝熱係数、 $\Gamma$  : Stefan-Boltzman定数、 $F_r$  : 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>6)</sup>。しかし、節点

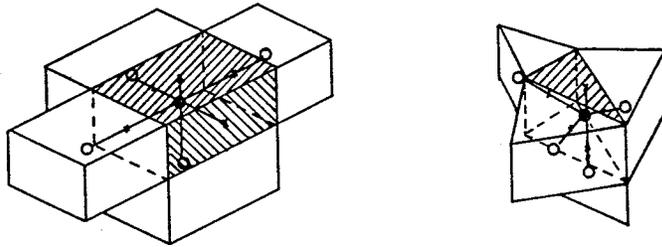


図2.1 内節点直接差分法における6面体および5面体要素とその節点位置

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 $(x_i, y_i, z_i)$  (6面体では、 $i = 1, 6$ )とすると、最小2乗法によって次式のように外心の近似点座標 $(x, y, z)$ が計算できる<sup>12)</sup>。

$$F = \sum_{i,j} [ \{ (x_i - x)^2 + (y_i - y)^2 + (z_j - z)^2 - (x_j - x)^2 - (y_j - y)^2 - (z_j - z)^2 \}^2 ] \quad \dots (2.4)$$

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

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 $(\Delta t)$ 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、 $\Delta t$ を次式示す臨界値以下にしなければならない。

$$\Delta t_c \leq (\rho C V_i) \left\{ \sum_j \frac{S_j}{l_j} k + \sum_b \frac{S_b}{\frac{1}{\alpha_b} + \frac{l_{ib}}{k_b} + \frac{l_{bi}}{k_i}} \right\}^{-1} \quad \dots (2.6)$$

これは、(1) 節点  $i$  の  $\Delta t$  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  $\Delta t$  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 ( $\Delta t_{c,i}$ ) が存在する。例えば、図 2.2 において、 $\Delta t_{c,i}$  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  $\Delta t_{c,i}$  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。

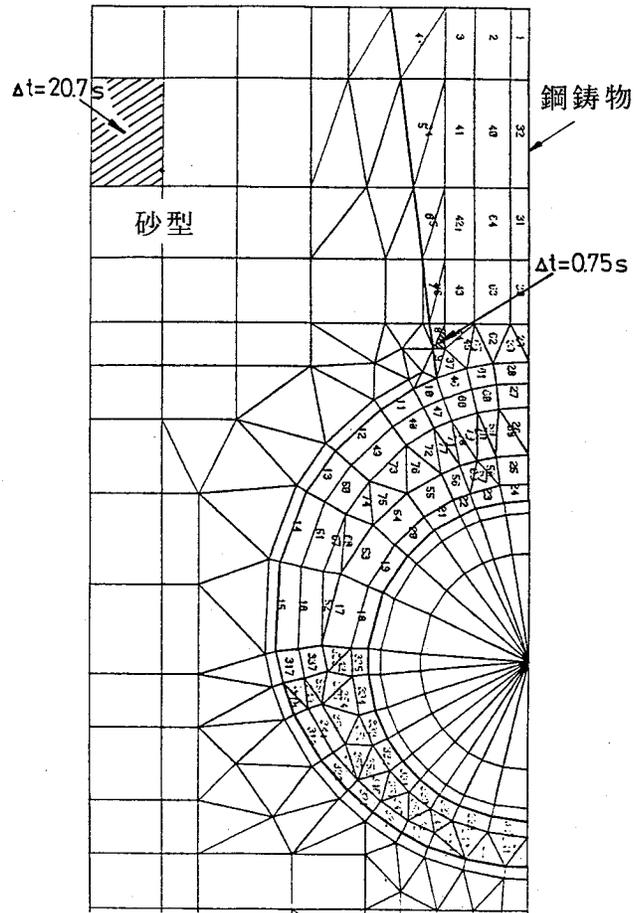


図 2.2 鋼鑄物と砂型が存在する場合の不規則要素分割例

### 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  $\Delta t$  を求めて  $\Delta t_{min}$  とする。
- (2) 各要素が収束条件を満足する範囲内で  $\Delta t_{min}$  の整数倍になるように  $\Delta t_i$  を

決定して、各要素に対して  $ID_i$  ( $\Delta t_i = ID_i \cdot \Delta t_{min}$ ) を記憶させる。この  $ID_i$  はその要素の時間ステップ  $\Delta t_i$  が  $\Delta t_{min}$  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  $\Delta t_{min}$  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  $ID_i$  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。

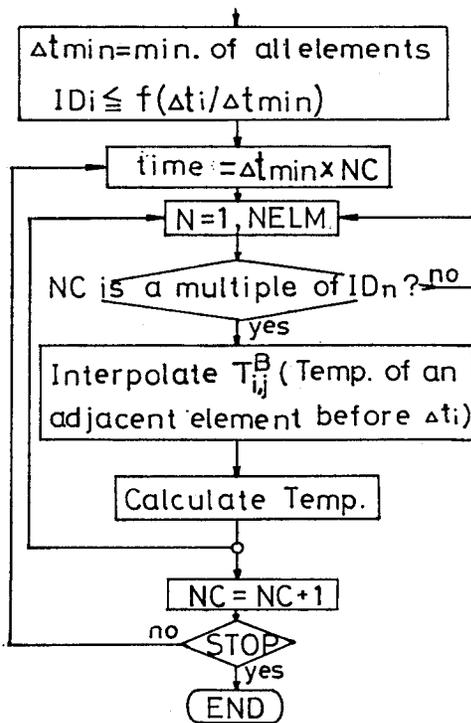


図 2.3 計算のフローチャート

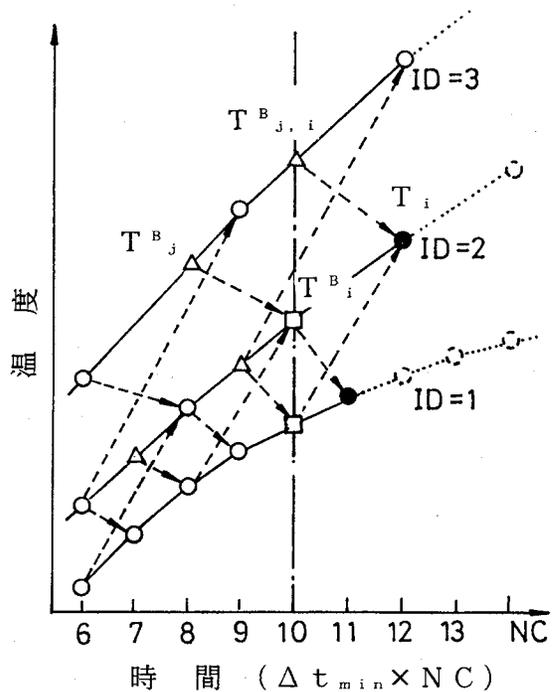


図 2.4 温度計算方法

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 ( $\Delta t_i = \Delta t_{min}$ ) 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  $T_i^B$  (その要素の  $\Delta t_i$  前の既知温度) と  $T_j^B,i$  (隣接要素  $j$  の  $\Delta t_i$  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、 $T_j^B,i$  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。

$$T_j^B,i = T_j^B + (T_j - T_j^B) \cdot r_{ij} \quad \dots (2.7)$$

ここでは、最も単純に、1次近似による比例配分を行った。  
 $r_{ij}$ 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。

$$r_{ij} = \text{frac}(r_{o,ij} \cdot NC / ID_i)$$

$$r_{o,ij} = \text{frac}(ID_i / ID_j) \quad \dots (2.8)$$

(frac: 整数部除去関数)

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 $r_{ij}$ の変化を示す。この例では、ID=4の要素は $\Delta t_{min}$ 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△位置)が必要である。この△位置の温度は、既に計算されている前後の○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 $r_{ij}$ 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( $r_{o,ij} = 4/7$ )。このように、線形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、 $\Delta t_i$ は収束条件内で最大値( $\Delta t_{o,i}$ )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、 $ID_i = f(\Delta t_{o,i} / \Delta t_{min})$ 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。

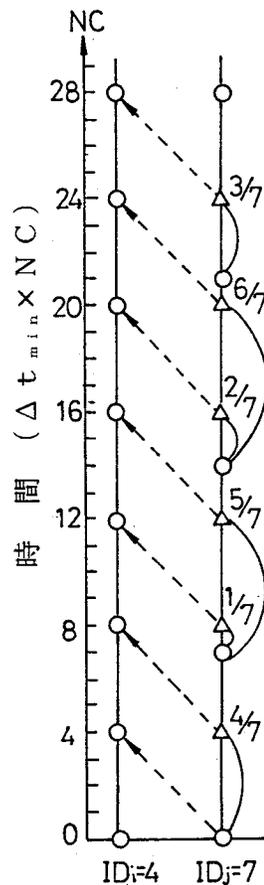


図2.5 内挿方法

## 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  $T_0$  の半無限物体の表面を一定温度  $T_B$  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>。

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

但し、 $a = k / \rho C$  である。この1次元熱伝導問題について図2.6に示すような3種類の要素分割を行い、前進差分法による計算結果と厳密解を比較したのが図2.7である。等分割した(a)の場合、各要素の  $\Delta t_{e,i}$  はすべて等しく、差分法の解と厳密解とはよく一致している。一方、不規則分割した(b)、(c)については、各々の要素で  $\Delta t_{e,i}$  の値が異なっており、(b)では  $\max (\Delta t_{e,i} / \Delta t_{e,\min}) = 769$ 、(c)では、2.999となった。ここで、すべての要素が  $\Delta t_{e,\min}$  で計算される従来の前進差分法の場合、 $ID_i = \operatorname{trunc} (1.0 (\Delta t_{e,i} / \Delta t_{e,\min}))$  と各要素に取り得る最大の時間ステップを与えた場合、さらには  $ID_i = \operatorname{trunc} (0.1 (\Delta t_{e,i} / \Delta t_{e,\min}))$  の場合での計算結果の比較を行った (trunc: 整数化関数)。図2.7に示すように、(b)、(c)の不規則分割の例において、すべての要素を  $\Delta t_{e,\min}$  で計算した従来の差分法の場合と各要素に異なる  $\Delta t_{e,i}$  を与えた本法では極めて近い値を示していることが分かる。

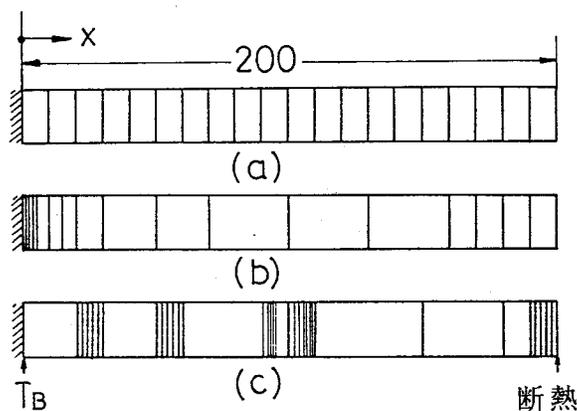


図 2.6 1次元熱伝導問題の要素分割例

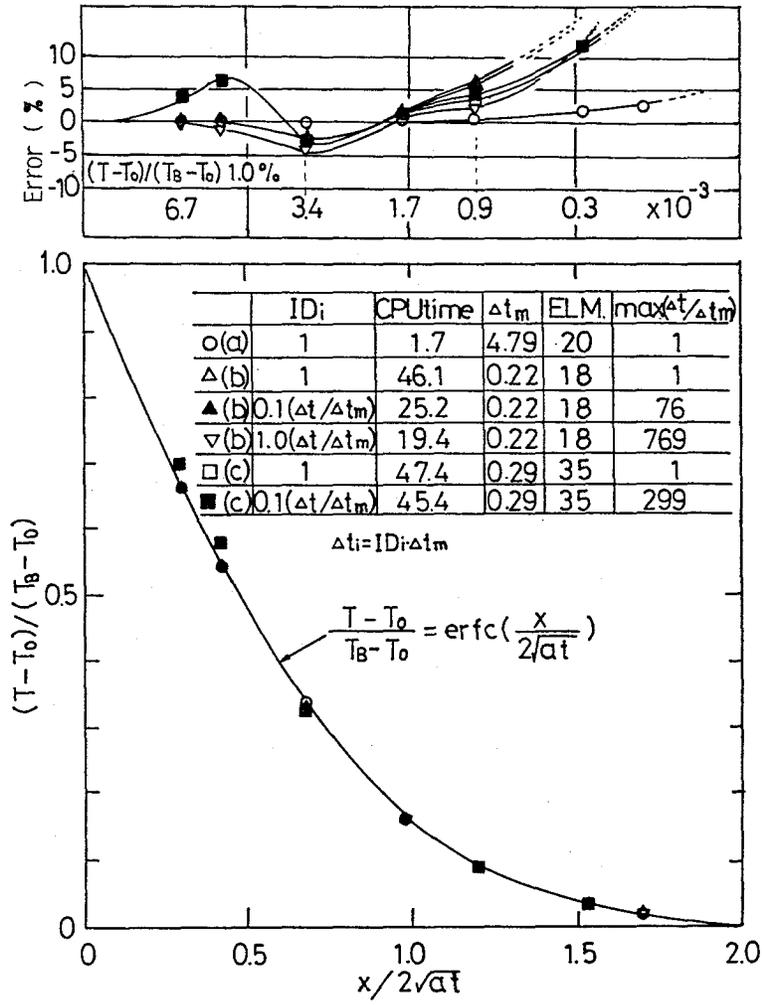


図 2.7 厳密解と数値解析結果の比較

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。

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} \quad \dots (2.10)$$

(初期条件)  $T(x, y, 0) = \text{erfc} [ x / ( 2 \sqrt{t^*} ) ]$   
 $t^* = 0.0005 \quad \dots (2.11)$

(境界条件)  $T(0, y, t) = 1,000$

$T(1, y, t) = 0$  ... (2.12)

$\frac{\partial T}{\partial n} = 0$  ... (2.13)

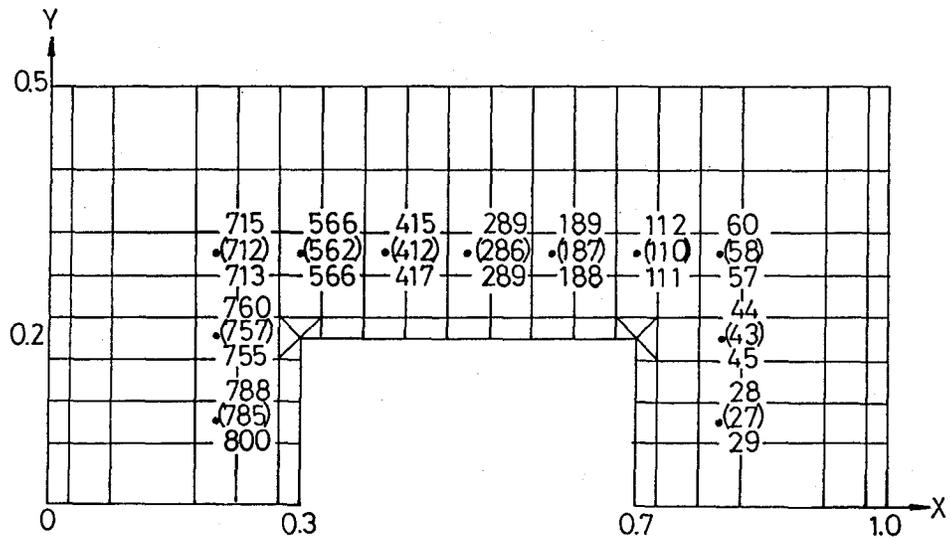


図 2.8 2次元熱伝導問題の解析例 (t = 0.1 の温度分布)  
 上段: 線形内挿前進差分法  
 中段: 従来の前進差分法  
 下段: BruchとZyvoloskiによる計算結果  
 ・: 節点位置

彼らは、全領域を x 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ふ。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、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。

### 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。

$$\text{(鋼塊の初期温度)} \quad T_i = 1,000 \text{ (}^\circ\text{C)} \quad \dots (2.14)$$

$$\begin{aligned} \text{(周囲の境界条件)} \quad \text{周囲温度: } T_a &= 30 \text{ (}^\circ\text{C)} \\ \text{熱伝達係数: } h &= 0.05 \text{ (cal/cm}^2 \cdot \text{s} \cdot ^\circ\text{C)} \quad \dots (2.15) \end{aligned}$$

鋼塊の熱物性値は、 $\rho = 7.5 \text{ (g/cm}^3)$ 、 $C = 0.15 \text{ (cal/g} \cdot ^\circ\text{C)}$ 、 $k = 0.08 \text{ (cal/cm} \cdot \text{s} \cdot ^\circ\text{C)}$ 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、 $ID_i = \text{trunc} \left( (\Delta t_{c,i} / \Delta t_{min})^{0.65} \right)$ とした場合の $z = 37.5 \text{ mm}$ の $xy$ 断面における直角部の $ID_i$ 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65.2 s、本法は41.4 sであった。また、 $ID_i = \text{trunc} \left( \Delta t_{c,i} / \Delta t_{min} \right)$ 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32.3 s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 ( $z = 62.5 \text{ mm}$ 、 $37.5 \text{ mm}$ )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。

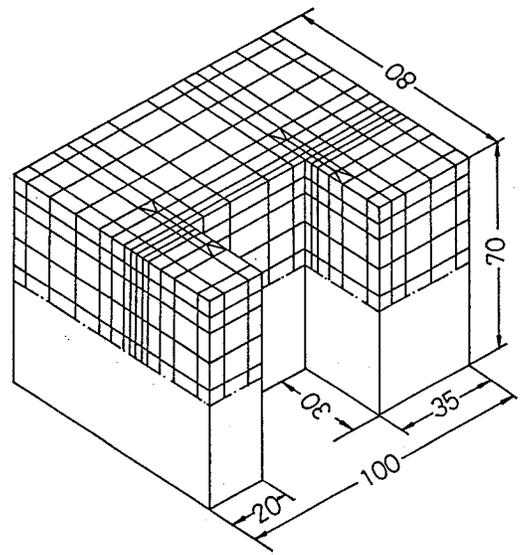


図2.8 鋼塊の3次元要素分割

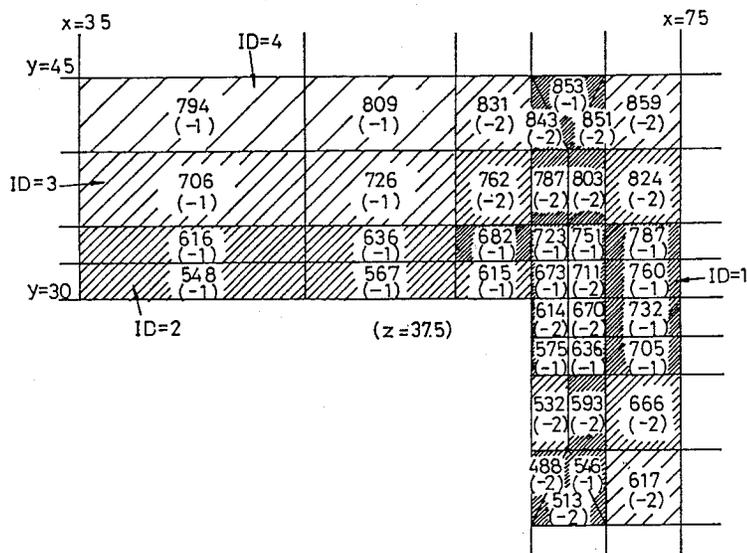


図 2.9 x y 断面の温度分布 (冷却開始 2.0 s 後、 $\Delta t_{min} = 0.07$  s, ( ) 内は従来法との差)

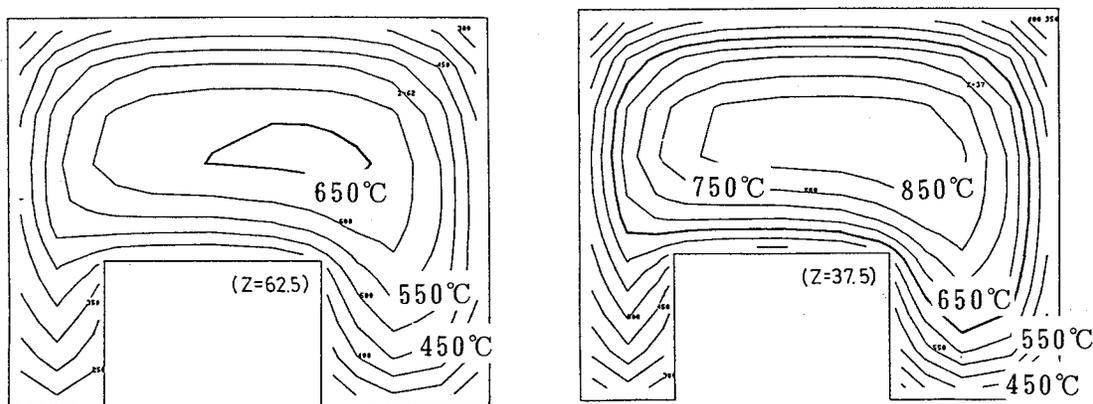


図 2.10 x y 断面の等温度曲線 (冷却開始 2.0 s 後)

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 x y 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、 $ID_i = \text{trunc}(0.1(\Delta t_{c,i} / \Delta t_{min}))$  とした場合、 $\max(\Delta t_i / \Delta t_{min})$  は 261 であった。高さの中心の

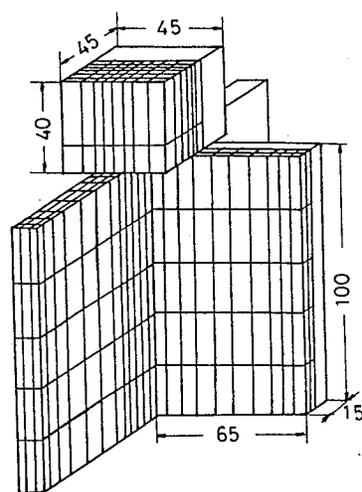


図 2.11 T 字状純アルミ鋳物の 3 次元要素分割例

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、鑄型内の金属の凝固現象を解析する場合などでは、鑄型内の要素数が鑄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。

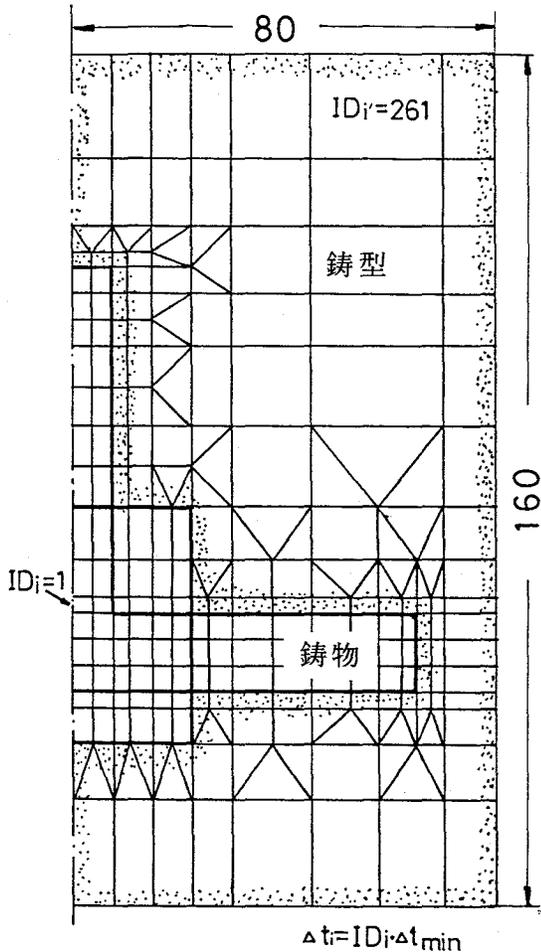


図2.12 x y断面の要素分割例

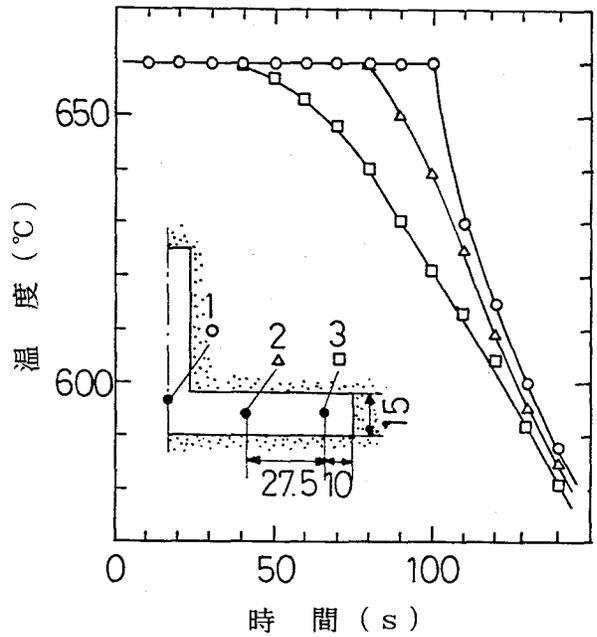


図2.13 冷却曲線の例

表 2.1 計算に使用した熱物性値

	密度 (g/cm <sup>3</sup> )	比熱 (cal/g·°C)	熱伝導率 (cal/cm·s·°C)	潜熱 (cal/g)	液相線 (°C)	固相線 (°C)	初期温度 (°C)
純 A 1	2.55	0.285	0.50	94	660	660	700
砂型	1.53	0.227	0.00015	—	—	—	—

	熱伝達係数 (cal/cm <sup>2</sup> ·s·°C)	輻射率
鑄物—鑄型	0.2 (0~70s), 0.1 (70~140s), 0.05 (140s~)	—
鑄物—外気	0.001	0.50
鑄型—外気	0.002	0.0

## 2.4 結言

各要素に異なるタイムステップ ( $\Delta t$ ) 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) 一般に鑄造品の凝固過程を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  $\Delta t$  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  $\Delta t$  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、 $\Delta t$  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、砂型鑄造品などで鑄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字形のアルミ砂型鑄造品の例では、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

- 1) 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) O.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)。
- 8) 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：鑄物, 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の高純度アルミナ二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。

表3.1 実験番号及び内外角部曲率半径(図3.2参照)

試料番号	1	2	3	4	5	6
RI (mm)	0 (直交)		40		80	
R0 (mm)	0 (直交)		80		120	
鋳型材	けい砂	クロマイト砂	けい砂	クロマイト砂	けい砂	クロマイト砂

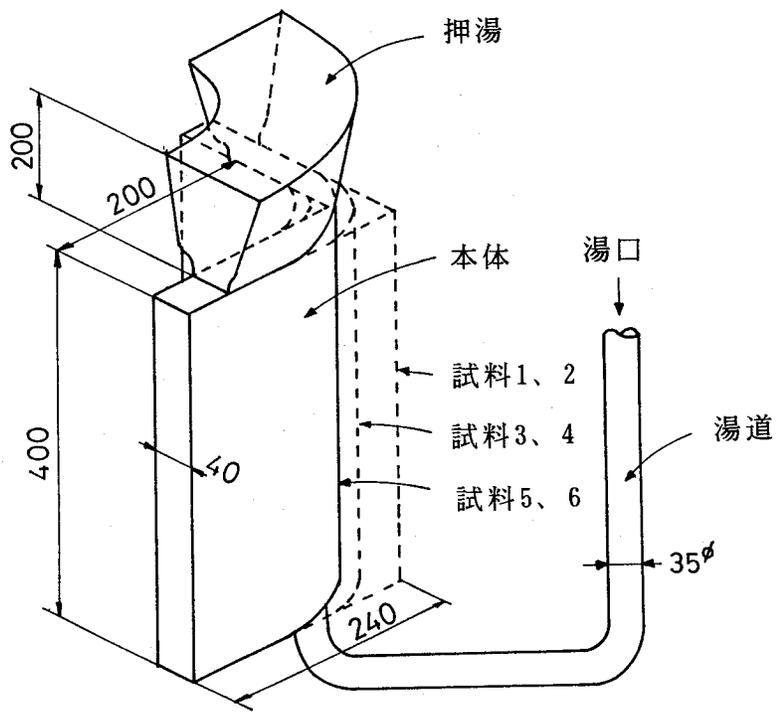
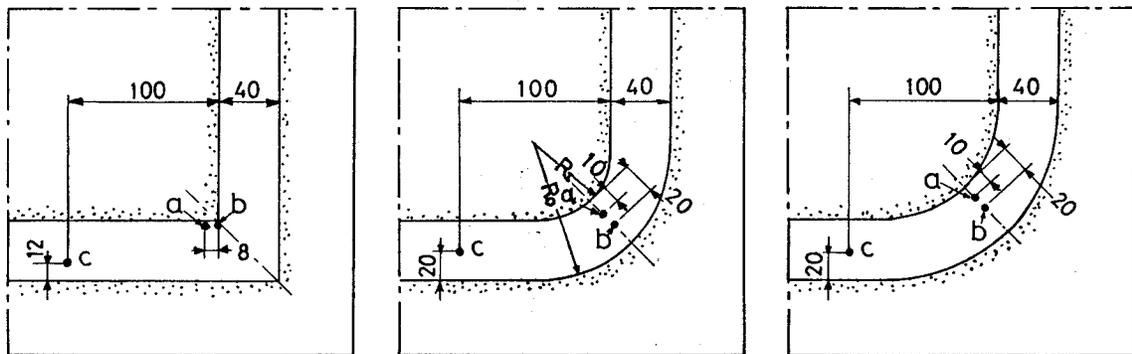


図 3.1 鑄造方案



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

表 3.2 各試料の化学組成 (wt%)

	C	Si	Mn	P	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

### 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<sup>15)~19)</sup>の値を比較・参照し、これらの値を用いて解析した。

表3.3 計算に使用した熱物性値

物質	密度 (g/cm <sup>3</sup> )	比熱 (cal/g·°C)	熱伝導率 (cal/cm·s·°C)	潜熱 (cal/g)	液相線 (°C)		固相線 (°C)		初期温度 (°C)		熱伝達係数 (cal/cm <sup>2</sup> ·s·°C)			
					試料	1	試料	1	試料	1				
SCS 13	7.4	0.162	0.08	65	試料	1	1,440	試料	1	1,400	試料	1	1,553	鋳型-鋳型 0~100s 0.10 100~500s 0.05 500~1,500s 0.02 鋳型-外気 (25°C) 0.001
					2	1,440	2	1,400	2	1,532				
					3	1,450	3	1,400	3	1,532				
					4	1,450	4	1,400	4	1,509				
					5	1,455	5	1,400	5	1,500				
					6	1,455	6	1,400	6	1,509				
けい砂	1.5	0.23	0.0030	—	—	—	—	—	25	—	—			
クロマイト砂	2.9	0.20	0.0033	—	—	—	—	—	25	—	—			

### 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 39.2~40.75 mm (砂型 40.0~40.3 mm)、高さ 約390 mm (砂型 400 mm)、幅 233.5~234.0 mmであったが、解析では各 40.0、400.0、240.0 mmとした。

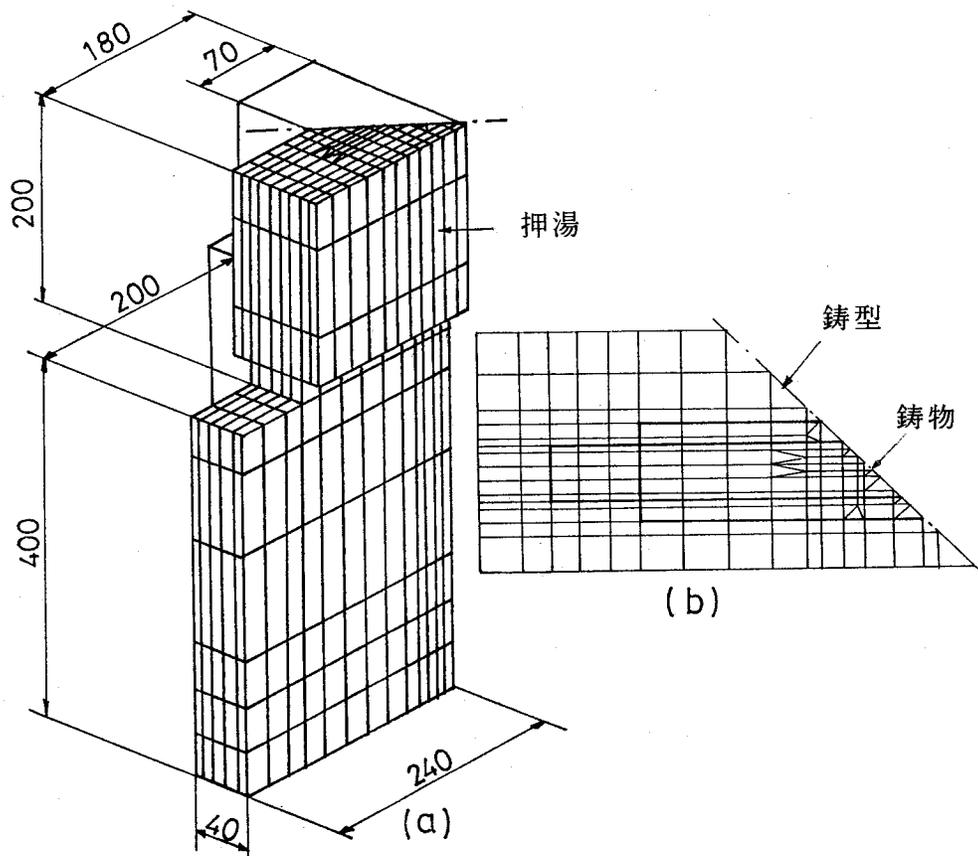


図 3.3 試料 1、2 の分割図 ((a) 鋳物、(b) (鋳物 + 鋳型) の平面分割)

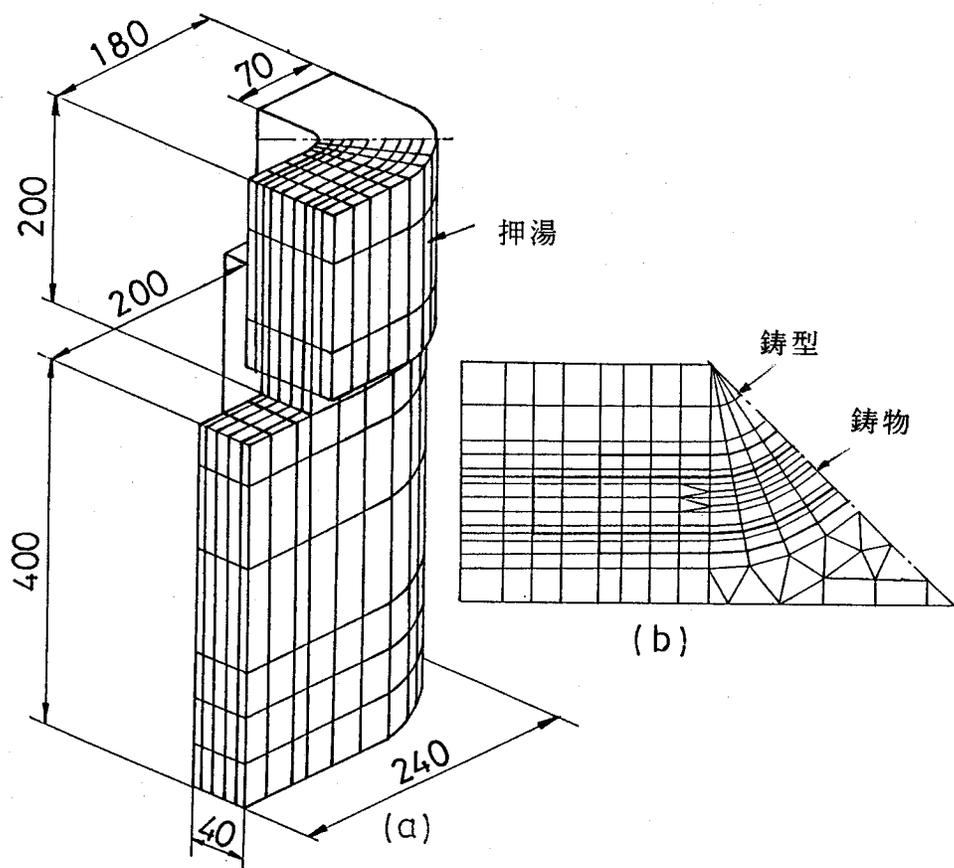


図 3.4 試料 3、4 の分割図 ((a) 鋳物、(b) (鋳物 + 鋳型) の平面分割)

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、けい砂型のほうが鑄肌は荒れており、より一層焼着いていた。一方、計算による内角部の鑄型表面温度は、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、鑄型の温度及び保持時間と焼着き程度との関係（鑄型の種類によって異なる）がわかっているならば、解析により焼着き程度を推定し得る可能性がある。

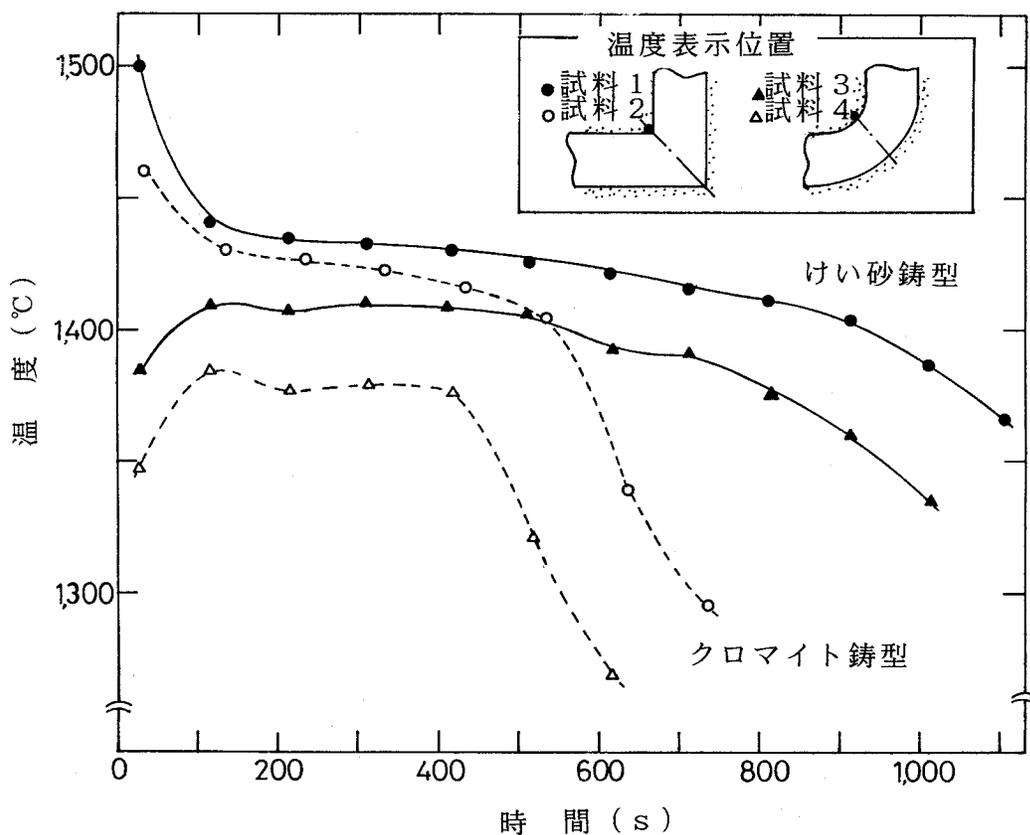


図3.5 解析による鑄型内角部の温度変化

### 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）で鑄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。

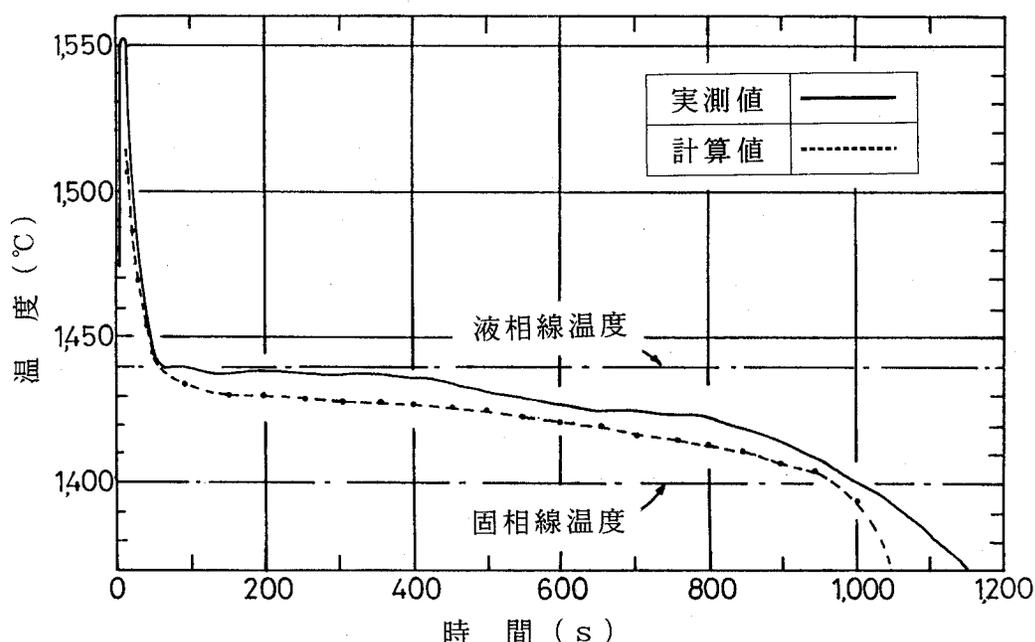


図 3.6 温度変化曲線 (試料 1、a の位置、高さ 80 mm)

### 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。

表3.4 鋳物各部の凝固時間 (s)

試料形状	鋳型材	けい砂			クロマイト砂		
	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
直交	a (120)	1,005	998 (-0.7)	1,065 (-6.0)	—	581	590
	b ( // )	992	957 (-3.3)	1,040 (-4.8)	606	562 (-7.3)	535 (-3.5)
	c ( // )	947	800 (-15.5)	805 (-15.0)	451	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
RI=40 RO=80	a (120)	848	854 (+0.7)	915 (+7.9)	454	498 (+9.7)	510 (+12.3)
	b ( // )	—	800	868	421	458 (+8.8)	480 (+14.0)
	c ( 80 )	676	735 (+8.7)	915 (+35.4)	—	458	510
RI=80 RO=120	a (120)	694	755 (+8.8)	790 (+13.8)	411	459 (+11.6)	468 (+13.9)
	b ( // )	647	221 (+11.4)	798 (+18.7)	403	448 (+11.2)	463 (+14.9)
	c ( 80 )	609	652 (+7.1)	790 (+30.0)	398	420 (+5.5)	468 (+17.6)

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。

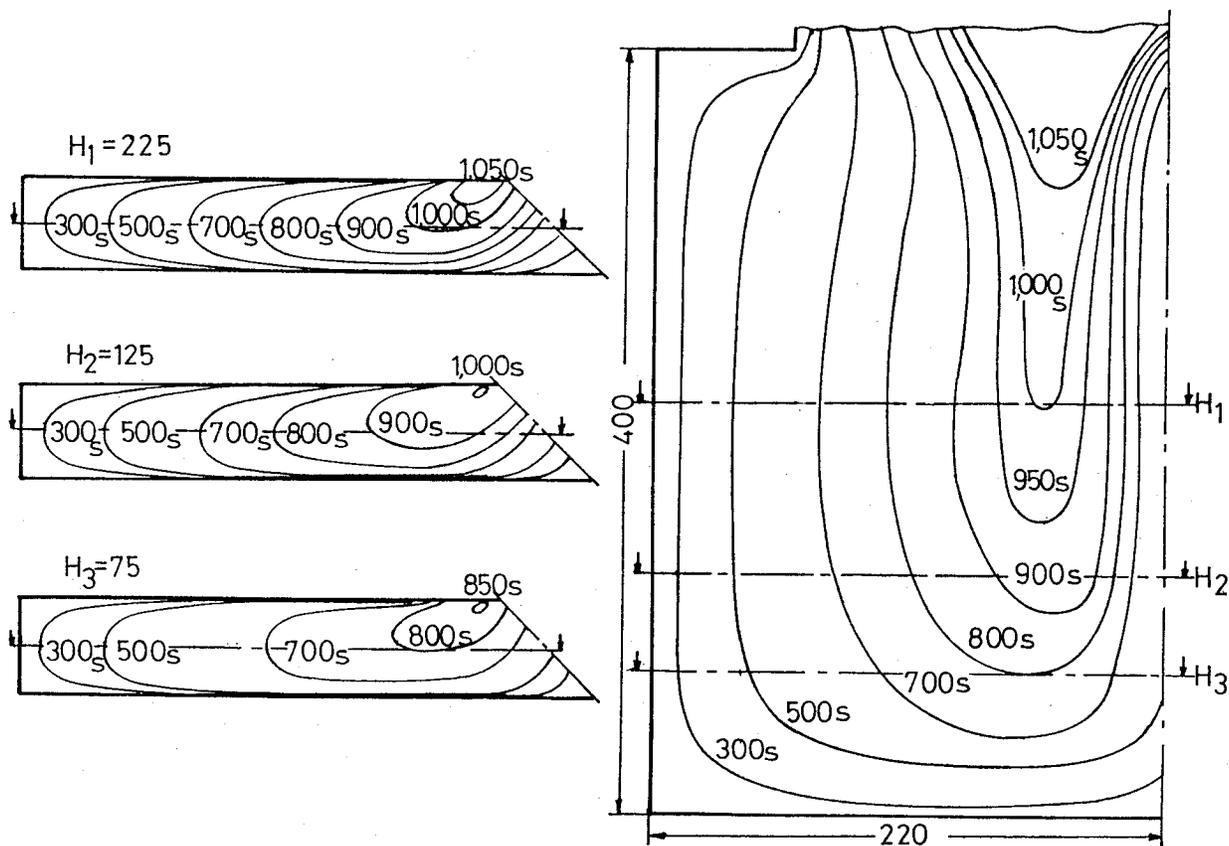
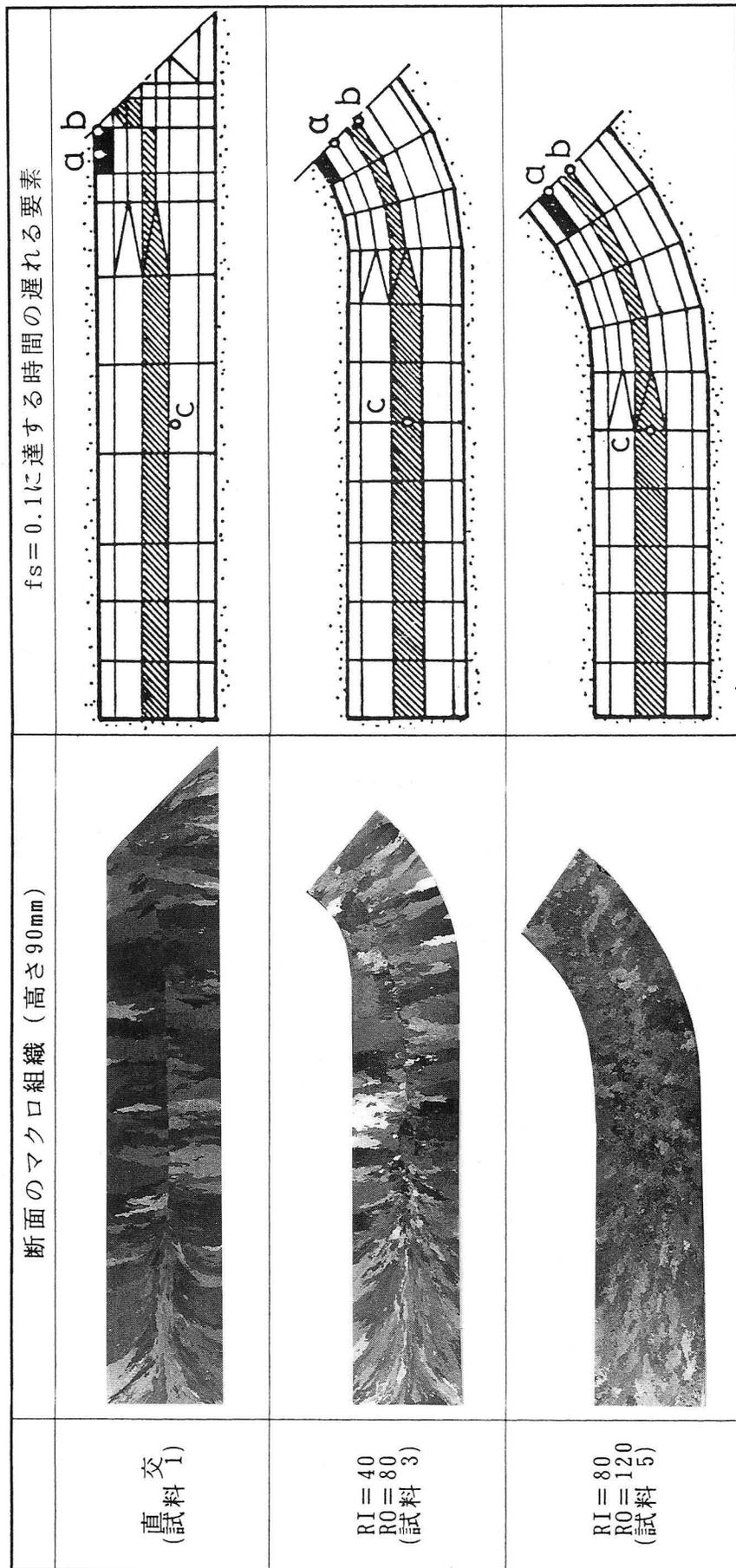


図 3.7 各断面における等凝固時間曲線 (試料 1)

### 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 90 mm 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 75 mm 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。



■ 最終凝固位置、a, b, cは温度測定位置

図 3. 8 断面のマクロ組織

- (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、鑄型界面近くの 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。

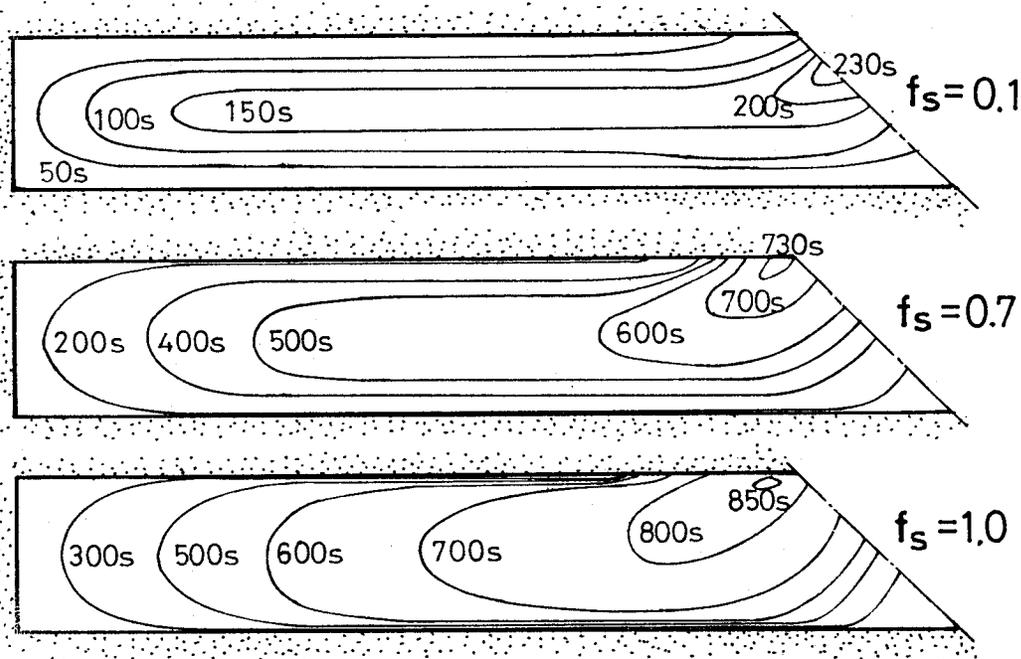


図 3.9 固相率 0.1、0.7、1.0 の凝固進行状況

### 3.5 結 言

以上、L字交差部をもつステンレス鋼鑄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鑄物長さ/鑄物肉厚 = 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。実際の鑄造品を考えると、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ではなく、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会う位置は、ほぼ液相線温度が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るならば、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: 日本鑄物協会第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) 日本鑄物協会鑄鋼部会編: 鋼鑄物の鑄造方案.
- 7) 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: 鑄造技術の基礎 (梶山正孝編, 総合鑄物センター), 128 (1978).
- 12) 竹内宏昌, 永瀬国土, 梅田高照, 木村康夫: 鑄物, 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: 鑄物, 52 (1980), 1, 10.
- 15) 大中逸雄, 長坂悦敬, 福迫達一, 吉岡二郎: 鑄物, 53 (1981), 7, 376.
- 16) 新山英輔: 鑄物, 49 (1977), 10, 608.
- 17) 二宮三男, 野崎佳崎: 鑄物, 49 (1977), 12, 747.
- 18) 久保公雄, 水内潔, 大中逸雄, 福迫達一: 鑄物, 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: 鑄物, 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<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<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 鑄型初期加熱の影響

注湯時の湯流れによって鑄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鑄物について考える。図4.1、Aに中心線で対称な平板鑄物の2次元モデルを示した。このような平板鑄物の注湯時に、まず溶湯が斜線部を流れ、後に全体が満たされると仮定する。この場合、斜線部の溶湯に接していた鑄型が加熱され、注湯終了時には、図4.1、Aに示されるような温度分布が鑄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、この初期鑄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。

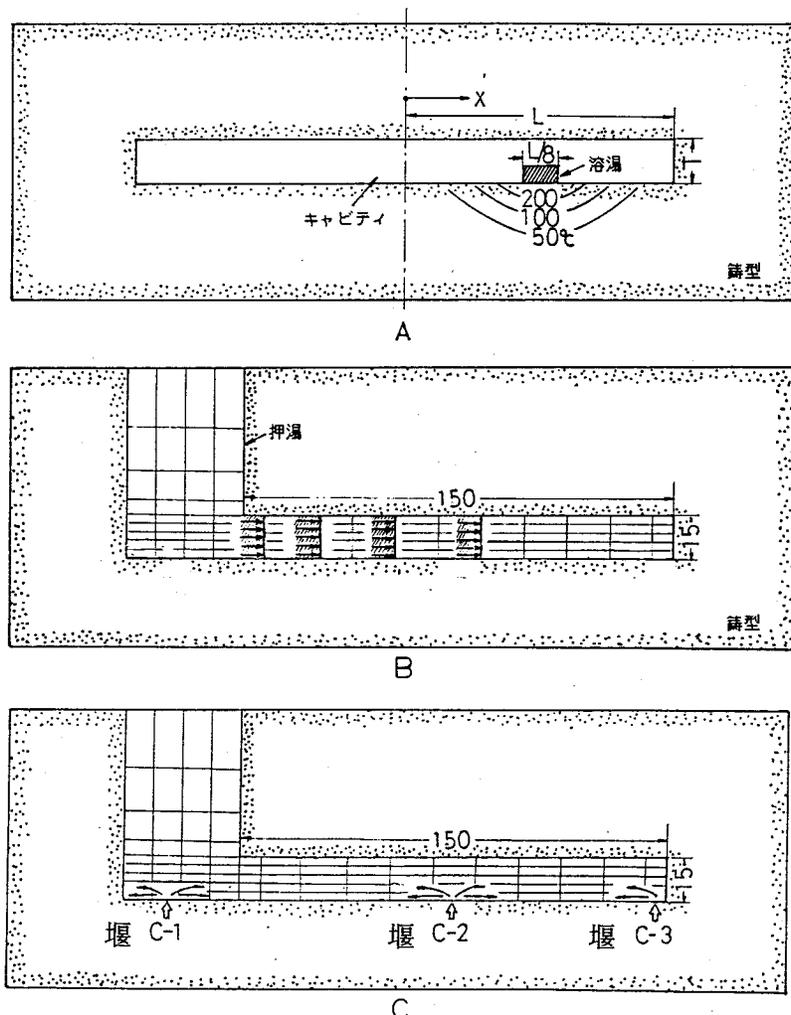


図4.1 板状鑄鋼品の2次元解析モデル  
 A (鑄型初期加熱だけがある場合、加熱部は  $x = L/2$  の位置)、  
 B (ピストン流れ)、C (ポテンシャル流れ)

計算方法は次のとおりである。すなわち溶湯温度  $T_c$ 、鑄型温度  $T_M$ 、加熱時間  $t_p$  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  $t_p$  間行う。次の瞬間、キャビティ内は温度  $T_c$  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、 $T_c = 1,560^\circ\text{C}$ 、 $T_M = 30^\circ\text{C}$  と仮定した。解析した形状は、肉厚  $T$  が 5、10、20、40 mm 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鑄型に接する幅は、どの形状でも  $L/8$  としている。湯流れによって鑄型が加熱される時間  $t_p$  は、2、4、6、8 s 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鑄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、押湯のついた平板鑄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

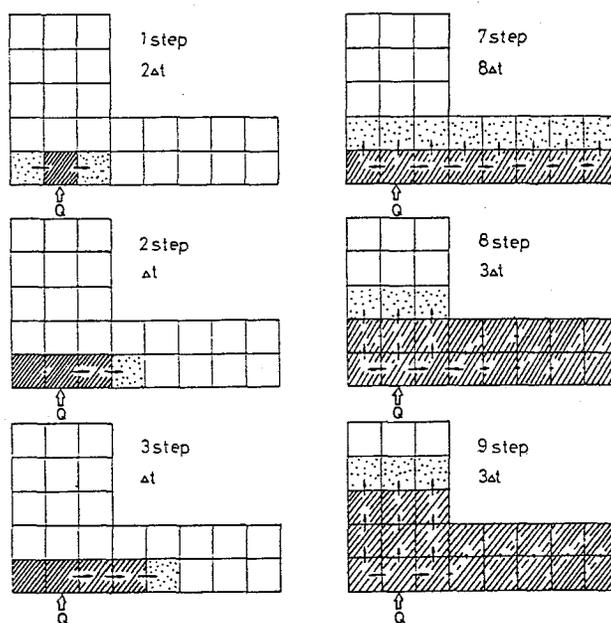


図 4.2 ポテンシャル・フローによる注湯時の湯流れ

そ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Z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 $T_p$ 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Z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Z座標をもつ要素がすべて溶湯で満たされたならば、次にZ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Z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 $\Delta t_{p,n}$ は、 $n$ ステップでの流出隣接要素の体積の和を $V_{p,n}$ とすると、 $\Delta t_{p,n} = V_{p,n} / Q$ となる。この $\Delta t_{p,n}$ 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) 温度場が求めれば、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。

$$\sum u_{i,j} \cdot S_{i,j} = 0 \quad \dots (4.1)$$

$S_{i,j}$ 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  $u_{i,j}$ は、要素のポテンシャル  $\psi$  によって次のように表される。

$$u_{i,j} = (\psi_j - \psi_i) / l_{i,j} \quad \dots (4.2)$$

(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。

$$\sum (\psi_j - \psi_i) \cdot S_{i,j} / l_{i,j} = 0 \quad \dots (4.3)$$

この速度場から、図 4.2 に示すように溶湯充滿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  $T_i$  の鑄物要素  $i$  についてその要素の湯が要素各面から  $Q_{out,j}$  だけ流出し、温度  $T_j$  の隣接要素  $j$  から  $Q_{in,j}$  だけ湯が流入したとすると、その後の  $i$  要素の温度  $T_i'$  は

$$T_i' = \frac{T_i (V_i - \sum Q_{out,j}) + \sum (T_j \cdot Q_{in,j})}{V_i} \quad \dots (4.4)$$

となる。また、 $V_i < \sum Q_{out,j}$  の場合、温度  $T_i$  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、

$$T_i' = \frac{\sum (T_j \cdot Q_{in,j})}{\sum Q_{in,j}} \quad \dots (4.5)$$

とした。湯流れ時の熱移動から、このようにして各鑄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、溶湯内及び鑄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 鑄型初期加熱の影響

図4.3に、解析モデルAを適用して肉厚  $T = 40\text{ mm}$ 、長さ  $L = 4T$  の形状に対して溶湯が斜線部上を  $8\text{ s}$  流れ、鑄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、一見鑄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、加熱された鑄型付近にホット・スポットが生じている。

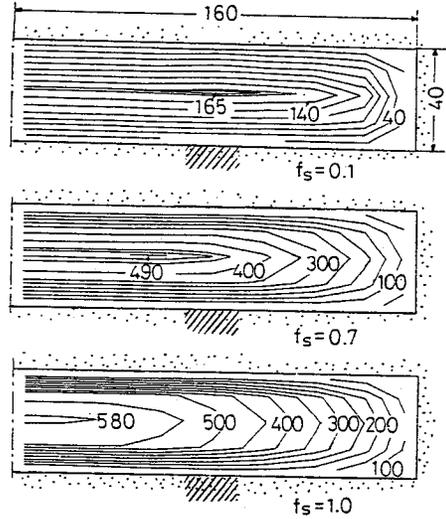


図4.3 各固相率に達する時間

(斜線部は鑄型加熱部、 $t_p = 8\text{ s}$ )

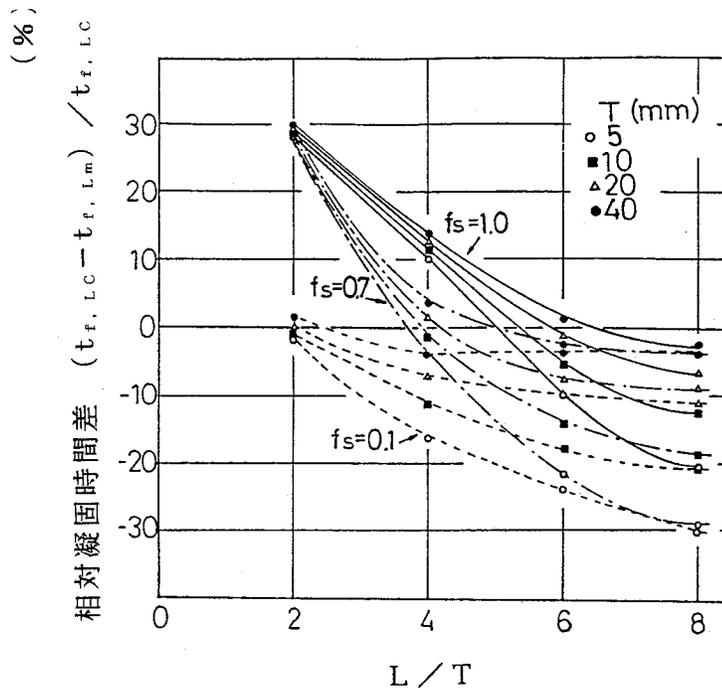


図4.4 加熱時間が一定 ( $8\text{ s}$ ) の場合の板中心部と加熱部の各固相率に達する時間差 (図4.1モデルA)  
 $t_{f,Lc}$ : 板中心部がある固相率に達した時間  
 $t_{f,Lm}$ : 加熱部がある固相率に達した時間  
 $T$ : 肉厚、 $f_s$ : 固相率

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、 $(t_{f,LC} - t_{f,Lm}) / t_{f,LC} \times 100 (\%)$ であり、横軸は $L/T$ である。湯流れによって鑄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、 $t_{f,LC} < t_{f,Lm}$ 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、凝固初期には鑄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、鑄型の冷却による凝固が支配的で、初期鑄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、鑄鋼の流動限界固相率を0.7程度と考え、鑄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  $t_p/t_f$  (鑄型加熱時間/凝固時間) の臨界値を示したのが、図4.5である。砂型板状鋼鑄物において、局所的

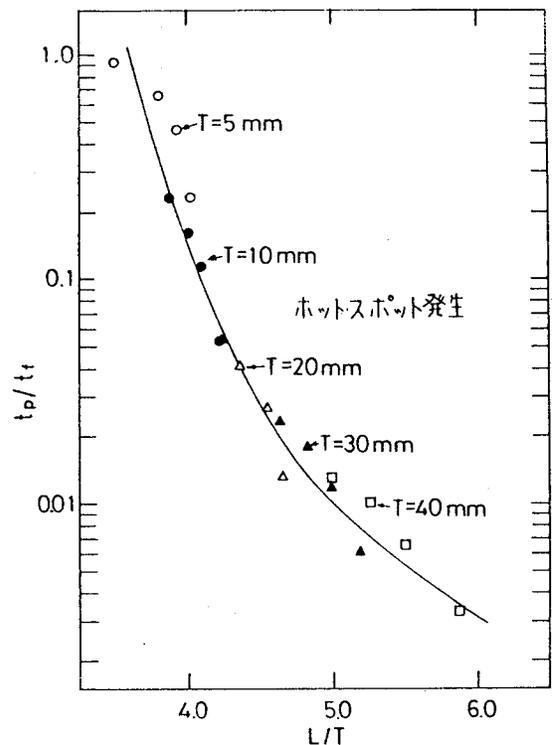


図4.5 鑄型加熱部近傍でのホット・スポットの発生限界(図4.1モデルA参照、 $t_p$ :加熱時間(s)、 $t_f=179 \cdot (V/A)^2$ 、加熱幅=L/8)

な湯流れによって鑄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、 $L/T$ 、 $t_p$ 、 $t_f$ 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る、このような解析が、鑄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鑄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、 $t_p=3s$ で、 $t_p/t_f=0.0146$ 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、注湯時に生じた鑄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、鑄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、この程度の鑄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、厳密には円板状鑄物に図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、鑄型加熱の影響を評価できる可能性があると思われる。

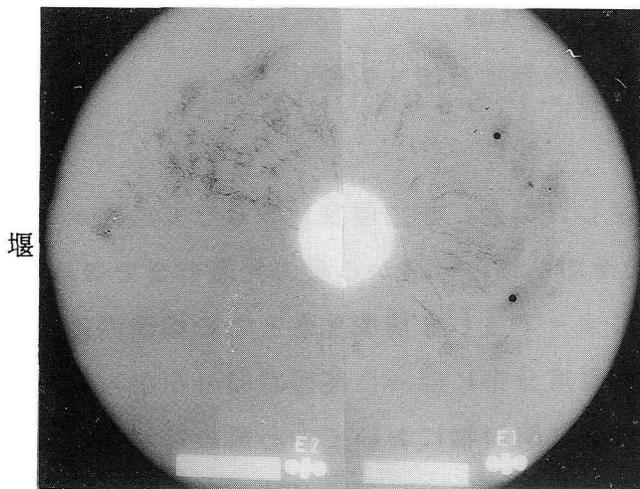


図4.6 中央に押湯をもつ円板状鋼鑄物における引け巣欠陥 ( $L/T=8$ 、X線透過写真)

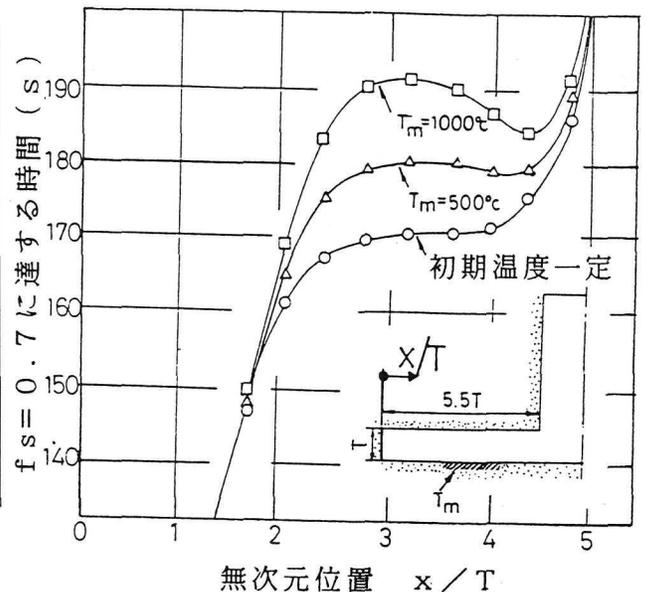


図4.7 中央に押湯をもつ円板状鋼鑄物における注湯時鑄型加熱の影響 ( $T_m$ =斜線部鑄型初期温度)

#### 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）。

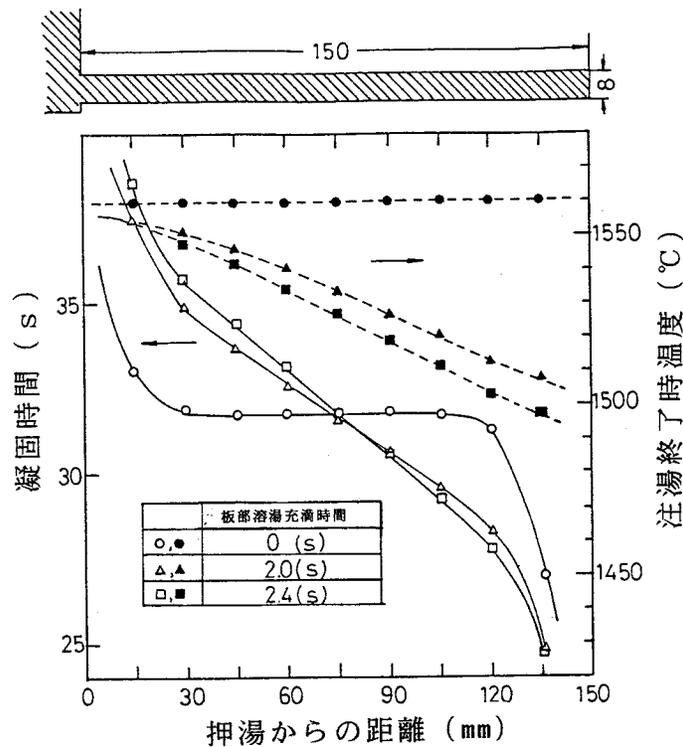


図4.8 注湯条件が凝固時間に及ぼす影響  
(溶湯初期温度 = 1,560°C)

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°Cの湯が板の先端部に達したときには約1,500°Cまで冷却され、押湯から板の先端部までは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25 mm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 平板鋼鑄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鑄物において、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1,560℃、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。鑄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、溶湯は鑄型によって冷却され、鑄型は溶湯によって加熱される。その結果、溶湯および鑄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、実際に鑄造実験したL字形鑄鋼品の3種類の湯道方案を示す。鑄物の材質はSC46相当で、鑄込み温度は1,550℃を目標とした。鑄型はけい砂CO<sub>2</sub>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、堰の方に向か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。

薄肉鑄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、最適な鑄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。

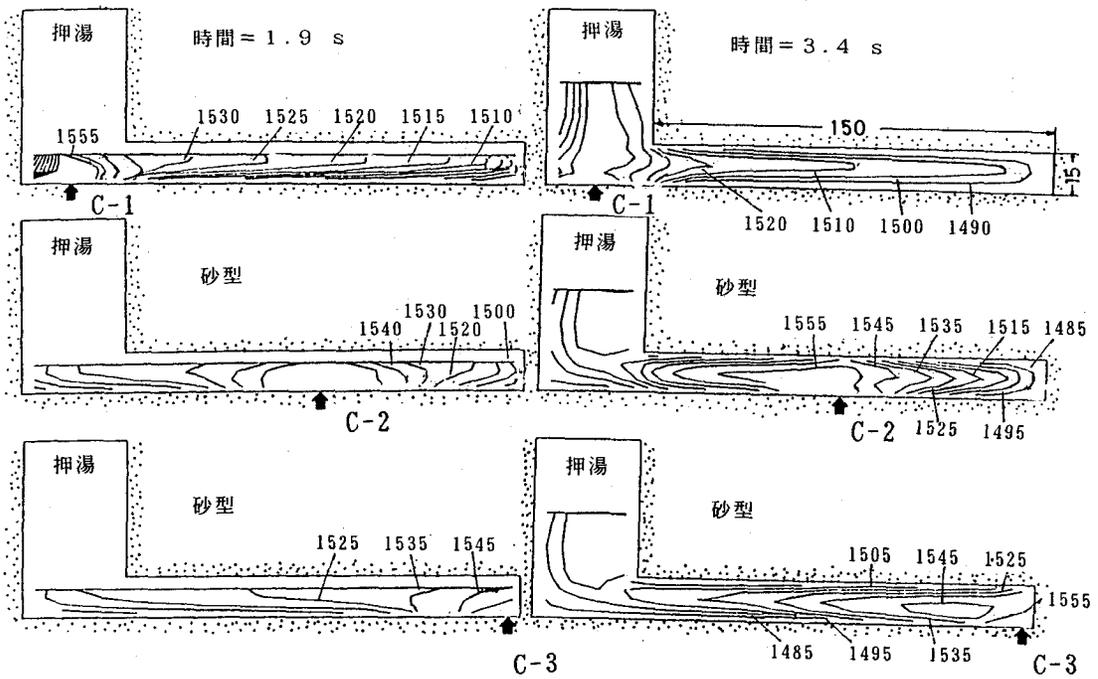


図 4. 9 注湯途中の温度分布 (C-1~C-3は堰位置を示す)

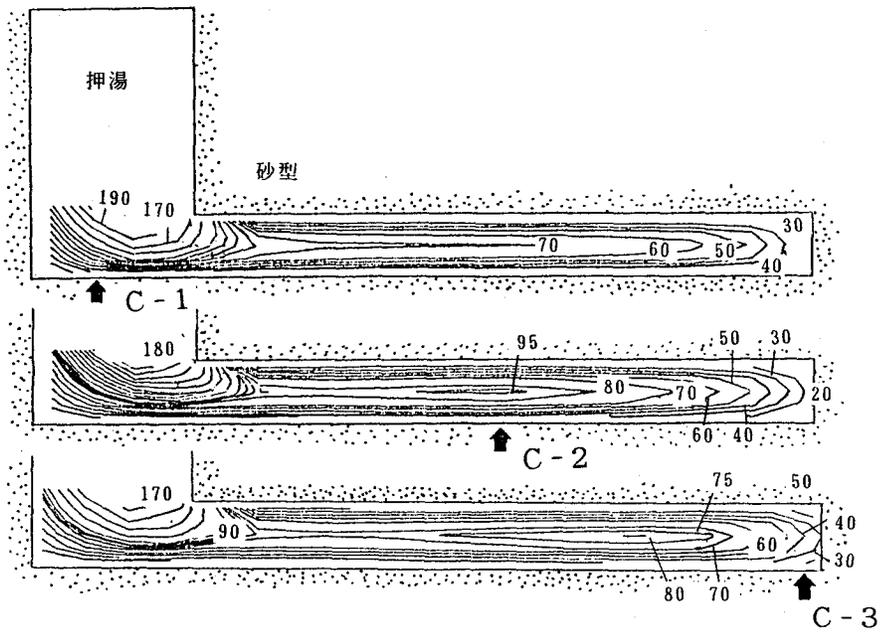


図 4. 10 固相率 0.7 に達する時間 (S)  
(C-1~C-3は堰位置を示す)

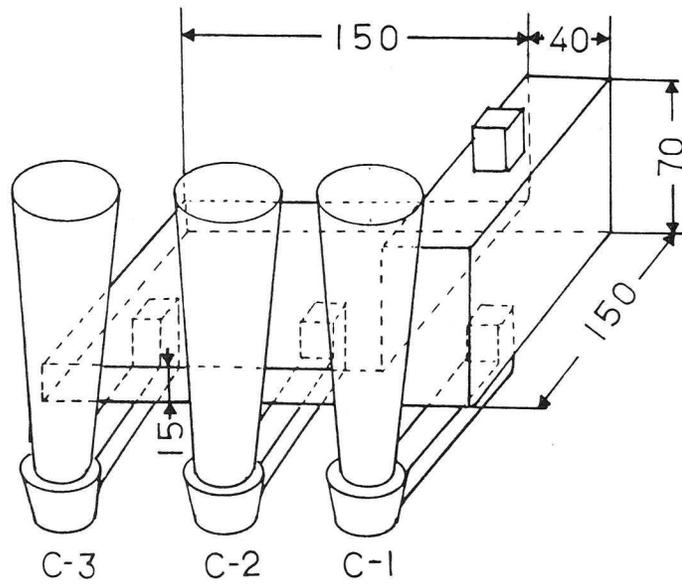


図 4.1 1 铸造実験した L 字形铸钢品の湯道方案

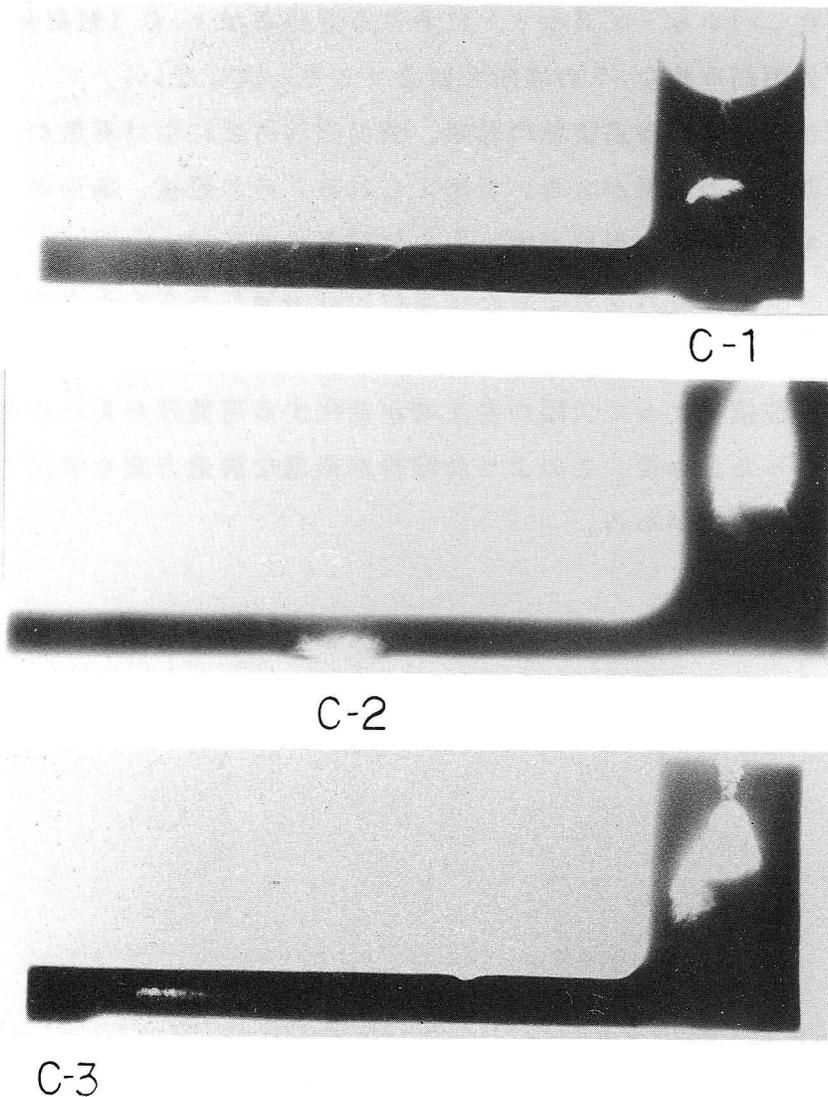


図 4.1 2 X 線透過写真 (中央部分 20mm 巾)

#### 4.4 結 言

以上、本章では、砂型平板鋼鑄物において、とくに注湯時に生じる鑄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) 平板鋼鑄物において、局所的な湯流れによる鑄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。注湯時に鑄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、 $L/T$ 、鑄型加熱時間 $t_p$ 、凝固時間 $t_f$ 、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) 鑄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) 円板状鋼鑄物の鑄造実験の結果、堰の出口付近に引け巣量が多かったことは、鑄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)で求めた鑄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、薄肉鑄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鑄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：鑄物, 51 (1979), 4, 200.
- 2) 千々岩健児：鑄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：鑄物, 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. Sahn: 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：鑄物, 60 (1988), 763.
- 9) 岩田靖, 米倉浩司, 山本善章：鑄物, 62 (1990), 536.
- 10) H. J. Lin and W. S. Hwang: trans. AFS, 96 (1988), 447.
- 11) 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：鑄物, 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：鑄物, 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：鑄物, 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：鑄物, 55 (1983), 12, 756.
- 21) 大中逸雄, 森康尋, 長坂悦敬, 福迫達一：鑄物, 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、鑄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、鑄鋼品の鑄造実験を行い、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鑄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、幾つかの実際の鑄造品に適用し、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、鑄型に充満された後、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。鑄鉄の場合は、この他に、黒鉛の晶出による膨張と鑄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)。

表5.1 数値解析による引け巣欠陥の予測方法

No.	方法	引け巣発生条件	特徴
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	$f_s=1$ の閉ループ内に発生 $f_s=f_{s,c}$ 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	$f_s=1$ あるいは $f_s=f_{s,c}$ における最大温度勾配 $G \leq$ 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	$K_d = \frac{\bar{K}}{\mu f_s \Delta l} \leq \text{臨界値}$	・合金組成の評価可能 ・透過率Kのデータ必要
4	固相率勾配法	$f_s=1$ あるいは $f_s=f_{s,c}$ における最大固相率勾配 $G_{f_s} \leq$ 臨界値	・簡便、共晶合金に適すが ・固相率と温度の関係は1対1法と同等
5	$G\sqrt{t_f}$ 、 $G\sqrt{R}$ 法	$G\sqrt{t_f} \leq$ 臨界値または $G\sqrt{R} \leq$ 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	$G_p = \frac{u \mu f_s}{\bar{K}} \leq \text{臨界値}$	・合金組成、他の場所の凝固の評価可能 ・連続の式を解く必要がある
8	$G \cdot R \cdot u$ 法	$\frac{G}{R^{1/4} \cdot u^{1/2}} \leq \text{臨界値}$	・同上
9	給湯距離法	給湯可能距離 $\leq$ 給湯必要距離	・複雑物体への適用困難
10	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限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
11	直接シミュレーション法	計算圧力 $\leq$ 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、時間大

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

引け巢の予測が可能であるが、加速凝固域に見られるようなマイ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巢欠陥の予測を可能にしている。しかし、引け巢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巢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巢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、引け巢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巢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巢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の方法と同じくマイ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巢欠陥予測方法であるのに対して、No. 11は、引け巢発生機構を直接モデル化したもの<sup>16)～20)</sup>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 引け巢の定量的予測方法

本研究では、前述した従来法の問題点を意識しながら、引け巢欠陥の位置と大きさが予測できる実用的な引け巢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巢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、マクロ引け巢欠陥だけでなく、マイ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。

まず、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、

$$(1) \quad \text{液相補捉領域} \quad (1.0 \geq f_s \geq f_{s,c2})$$

$$(2) \quad \text{液相流動領域} \quad (f_{s,c2} > f_s \geq f_{s,c1})$$

$$(3) \quad \text{固相流動領域} \quad (f_{s,c1} > f_s \geq 0.0)$$

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まなうマクロな引け巢は、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 ( $f_{s,c2}$ ) 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、計算モデルにおける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  $f_{s,c1}$  は、高橋ら<sup>23)</sup>、<sup>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移る固相率 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 Al-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  $f_{s,c2}$  は、高橋らの報告<sup>22)</sup> を参考に 0.70~0.80 と仮定した。

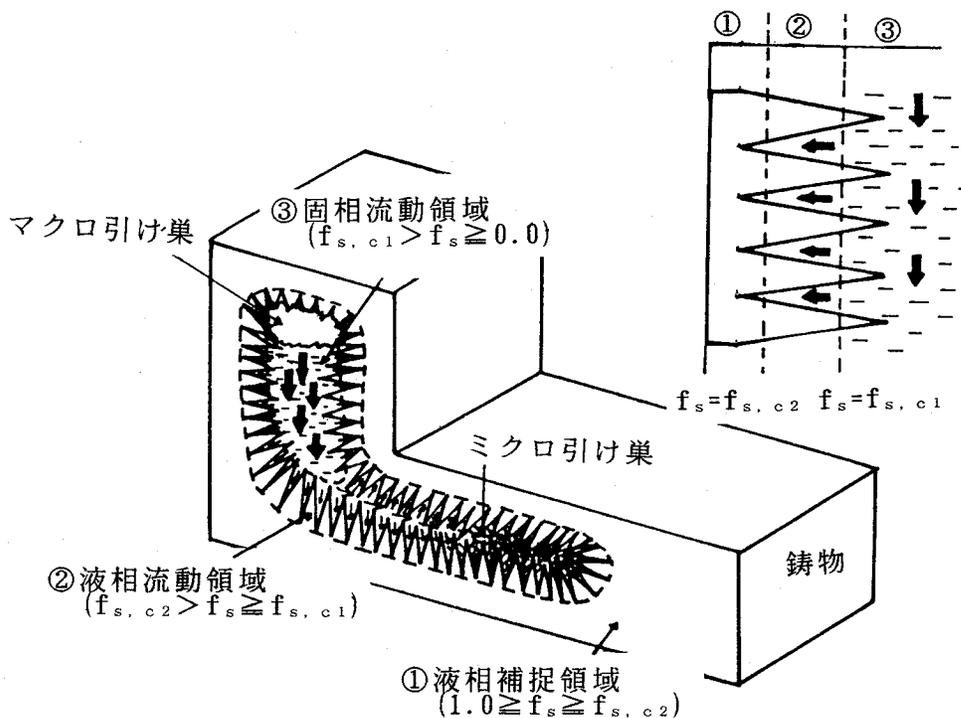


図 5.1 凝固過程の 3 領域

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。

$$\Delta V_i = \beta \cdot V_i \cdot \Delta f_{s,i} \quad \dots (5.1)$$

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

(2) 次に、質量保存則は (5. 2) 式のように表される。

$$\Delta V_i = \sum U_{ij} \cdot S_{ij} \cdot \Delta t \quad \dots (5.2)$$

ここで、 $U_{ij}$ は流速、 $S_{ij}$ は接触面積である。

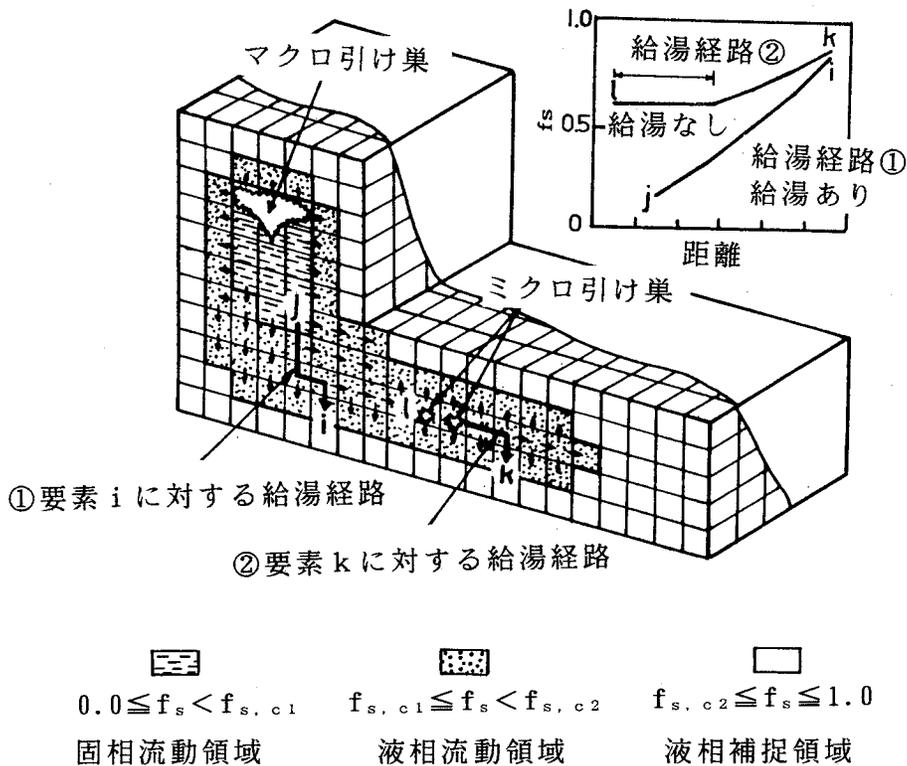


図 5. 2 計算における溶湯補給と引け巣発生を考え方

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  $U_{ij}$  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面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  $G_{f_{s,max}}$  の方向のみから生じ、その時の流速を  $U_{ij}$  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  $\Delta V_i$  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、 $\Delta V_i$  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>

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 $G_{f.s.c}$ 以下になる要素 $i$ が存在すれば、その位置に $\Delta V_i$ の引け巣を発生させる。 $(G_{f.s.c}$ は、引け巣の発生限界固相率勾配である)。また、このとき $G_{f.s.c}$ 以下になる要素が隣接して群をなしているとき、 $\Delta V_i$ 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、 $\Delta t$ 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、 $\Delta t$ 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。まず、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量凝固した各要素の給湯経路を探し、途中で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 $G_{f.s.c}$ 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 $G_{f.s.c}$ 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、比較的大きなマイ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、 $G_{fs,c}$ を固相率の関数として表し、固相率が大きいほど $G_{fs,c}$ 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 鋼鑄物の鑄造実験方法

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、次のような鑄造実験と引け巣観察を行った。

- (1) 円板状鋼鑄物に図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、鑄型はけい砂CO<sub>2</sub>鑄型を用い、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。

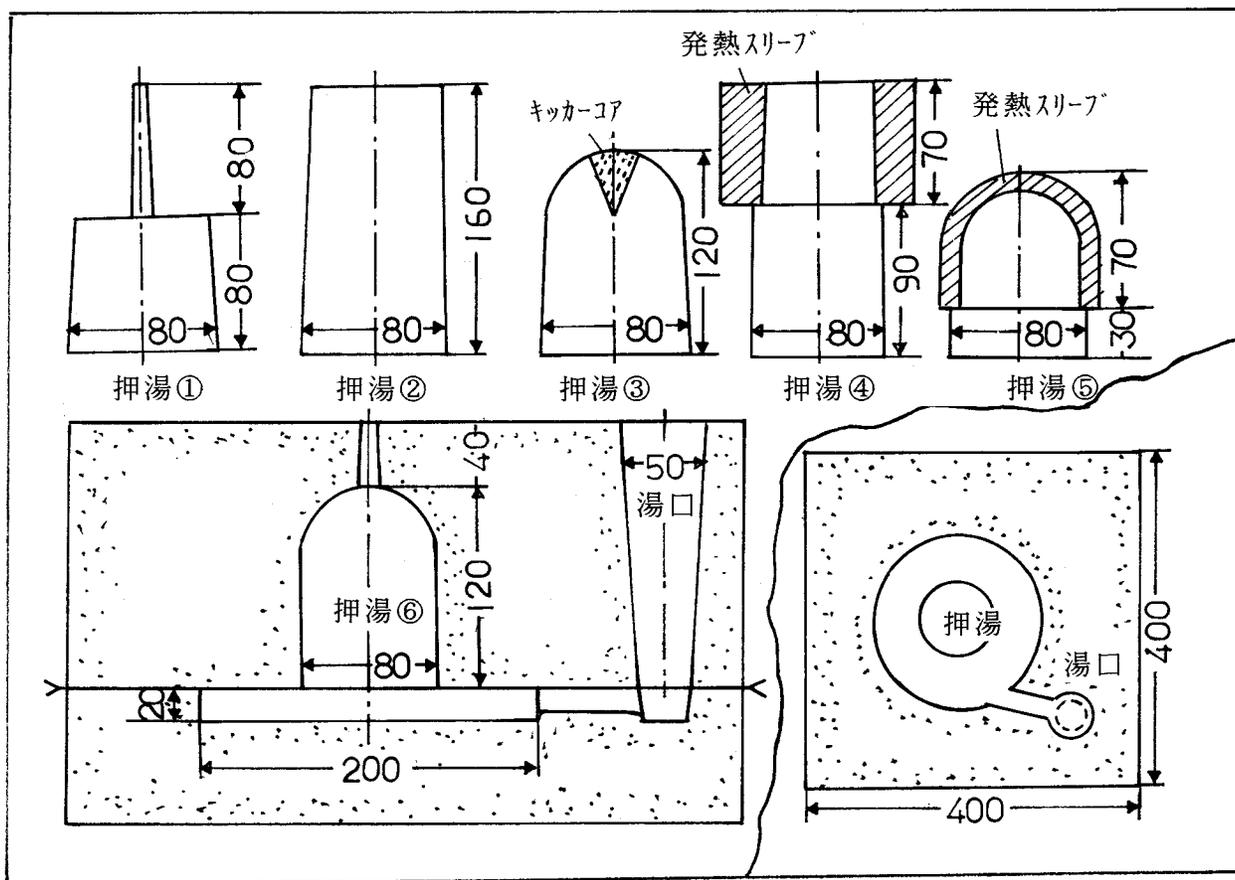
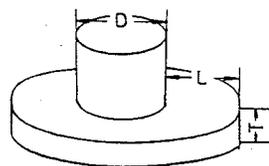


図5.3 円板状鋼鑄物の押湯方案

- (2) Bishopらの実験<sup>26)</sup>に準じた円板状鋼鑄物の鑄造実験を行い、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

における鑄造方案を、図5.5に示す。円板鑄物寸法は、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。鑄物の材質の化学組成分析値を表5.2に示す。鑄型は、けい砂CO<sub>2</sub>鑄型を用いた。これらの鑄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Al脱酸を行った。

肉厚 T	押湯 直径 D	(押湯から端面までの距離)/(肉厚), L/T									
		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
25	75	-	○	○	○	○	×	-	×	×	×
	100	○	○	○	×	×	×	×	-	×	×
	150	-	-	-	○	△, ○	×	-	-	×	×
50	150	○	○	○	△	-	×	-	×	-	-
	188	○	○	○	×	×	-	-	-	×	-



- : 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>

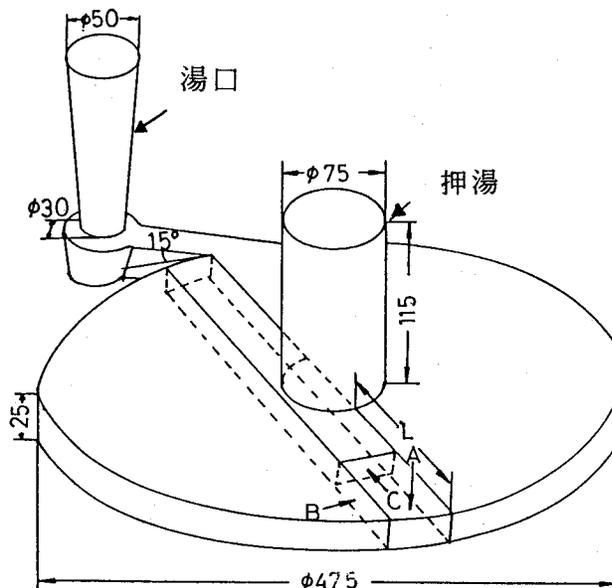


図5.5 円板状鋼鑄物の鑄造実験方案

表 5.2 鋳物の組成 (wt%) と実験条件

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

番号	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	総Al(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。

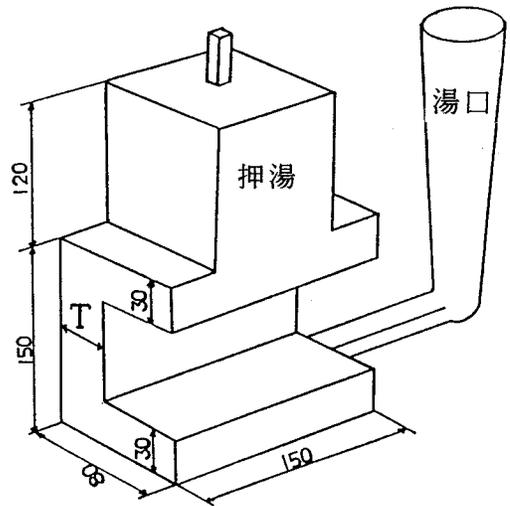


図 5.6 コの字型鋼鋳物の鋳造方案  
(T = 30、40、50 mm)

(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。

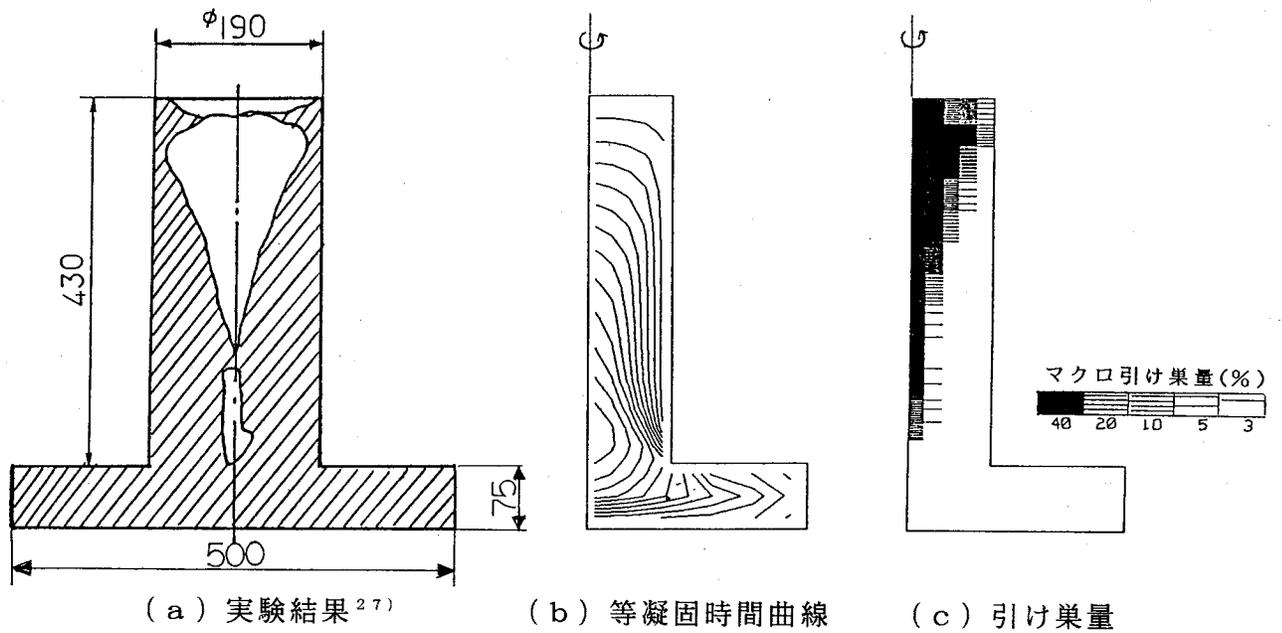


図5.7 板状鋼鑄物の押湯解析例1

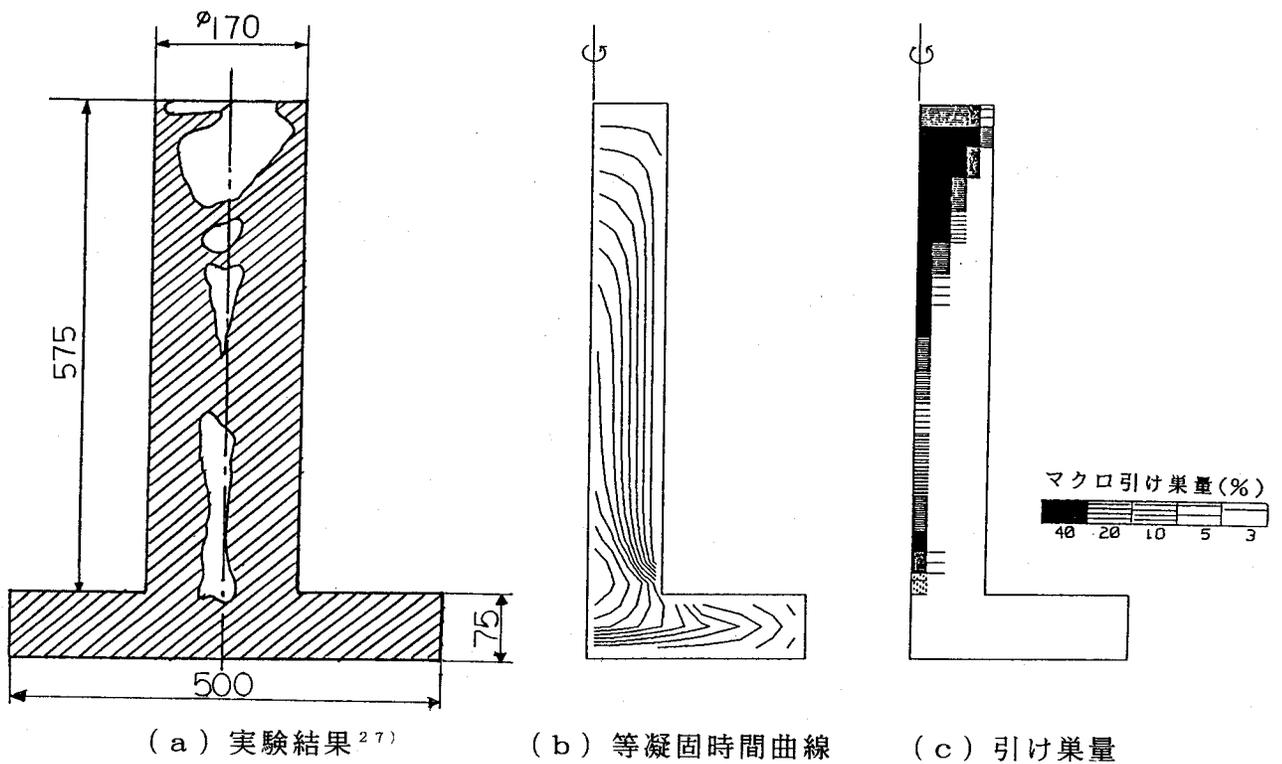


図5.8 板状鋼鑄物の押湯解析例2

また、図5.3の円板状鋼鑄物の押湯について、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  $f_{s.c.1}$  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。

表 5.3 計算に使用した熱物性値

物質	密度 (g/cm <sup>3</sup> )	比熱 (cal/g·°C)	熱伝導率 (cal/cm·s·°C)	潜熱 (cal/g)	液相線 (°C)	固相線 (°C)	初期温度 (°C)
SC46	7.2	0.15	0.10	65.0	1,510	1,460	1,560
砂型	1.5	0.25	0.0027	—	—	—	20
発熱材	1.2	0.21	0.0010	—	—	—	20

境界	熱伝達係数 (cal/cm <sup>2</sup> ·s·°C)
鑄物—鑄型	0.2
鑄型—空 (20°C)	0.001
発熱材—空 (20°C)	0.002

### 5.5.2 円板状鋼鑄物の端面効果・押湯効果

図 5.11 に、鑄造実験を行った試料 L-8 T (長さ 8 T、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 A 10.19%) 下注ぎの場合 (L-8 T) にも、試料 U-8 T 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、ぼやけたものが観察された。試料 L-8 T 及び L-5 T では、端面近くの健全域 (以後、これを端面効果と呼ぶ) が約 2.5 T 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 4.5 T 以下の板状鋼鑄物では引け巣欠陥は生じないで、長さ L が 4.5 T 以上では端面効果による健全域は 2.5 T 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、溶湯の鑄込み終了後の温度分布は、引け巣にはあまり影響せず、鑄込み時の鑄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鑄型加熱の影響が現れたものと考えられる。

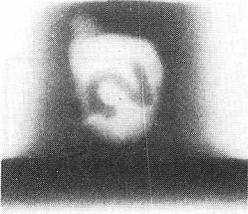
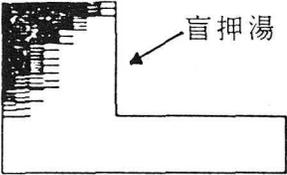
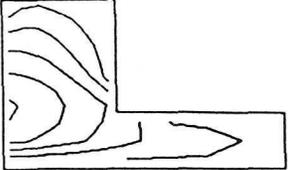
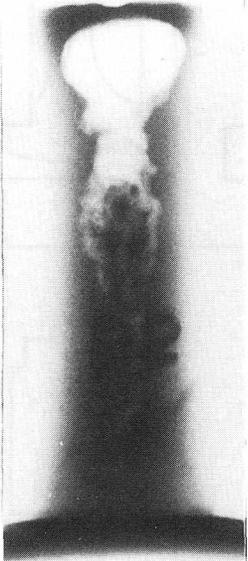
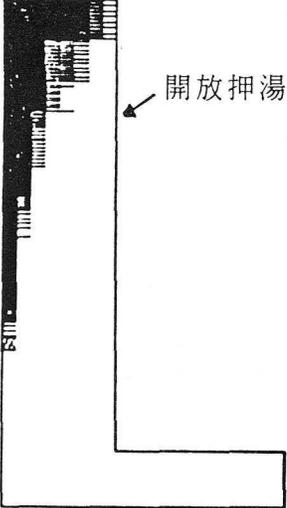
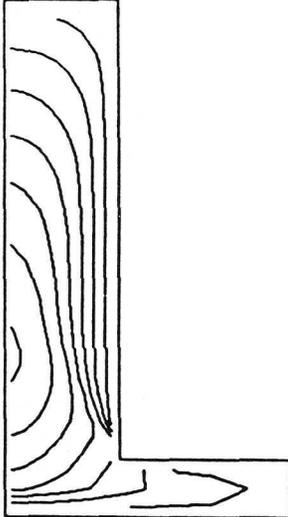
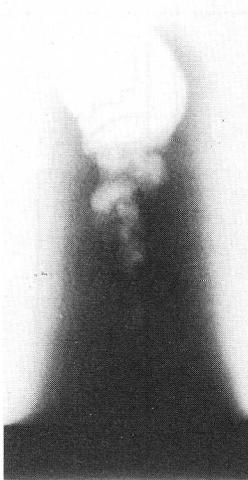
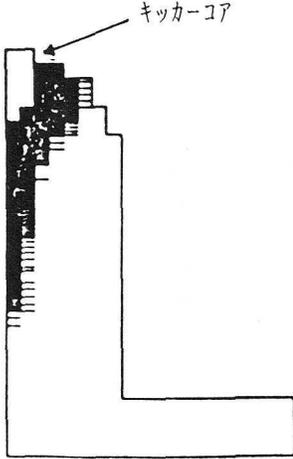
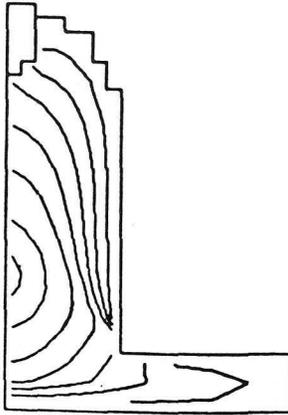
押湯	$\gamma$ 線検査結果	引け巣量予測結果	等凝固時間曲線
①			
②			
③			

図 5.9 押湯内引け巣の実験結果および計算結果 (その 1)

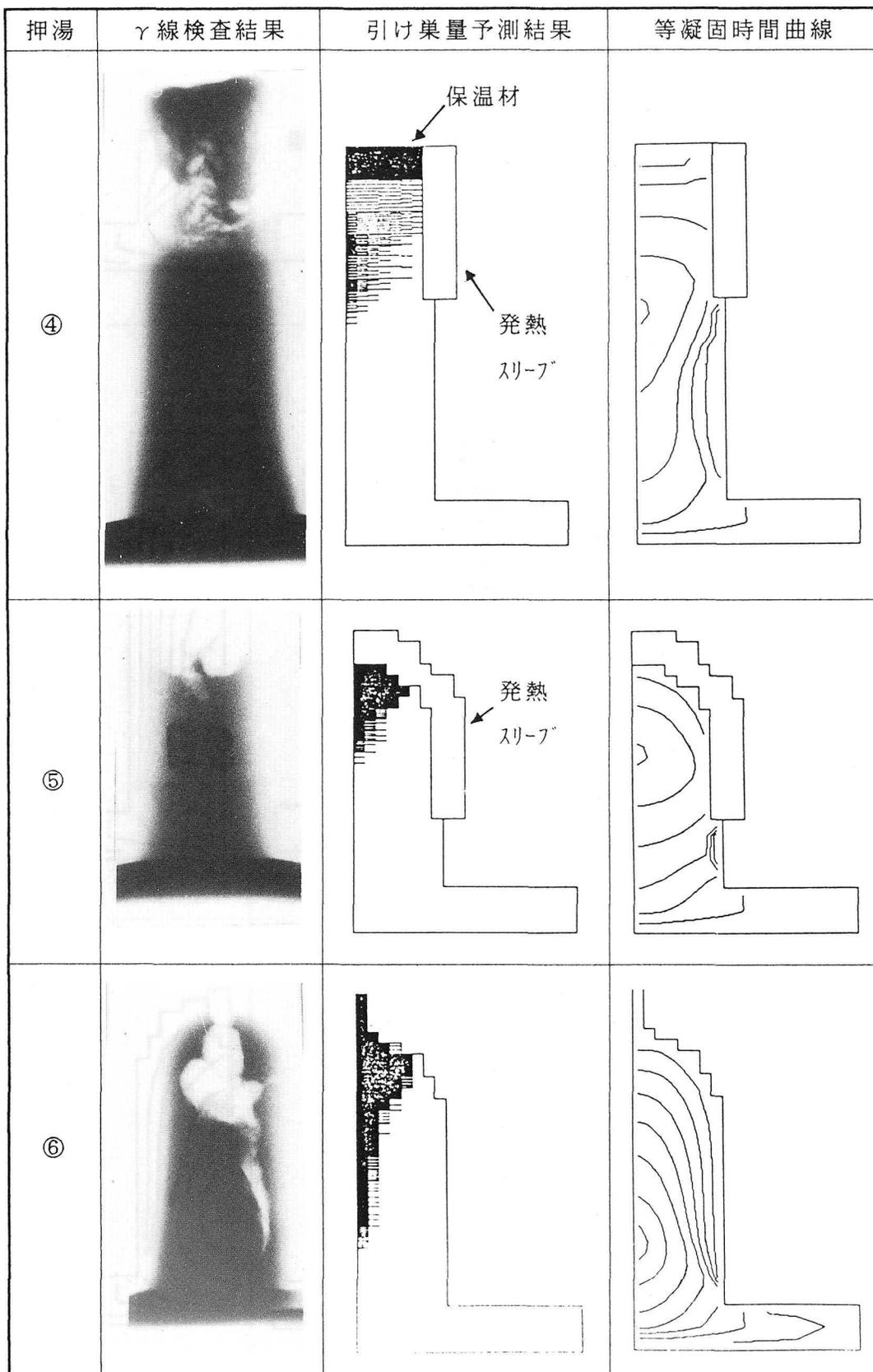


図 5.10 押湯内引け巣の実験結果および計算結果 (その2)

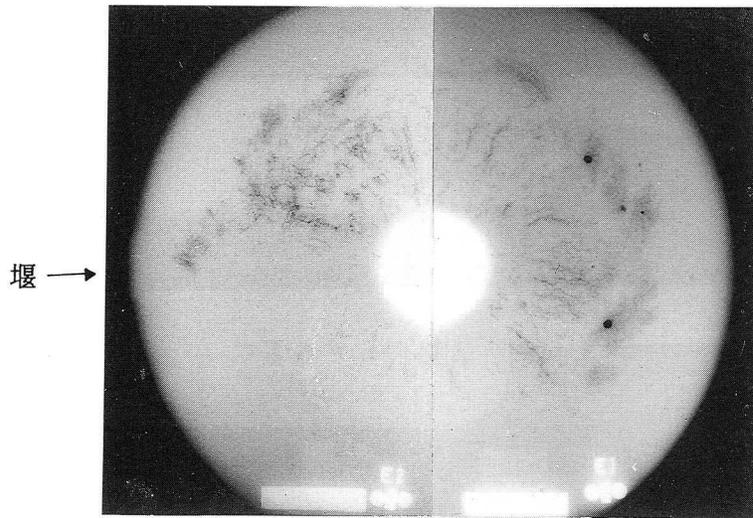


図 5.1 1 X線透過写真(試料L-8T)

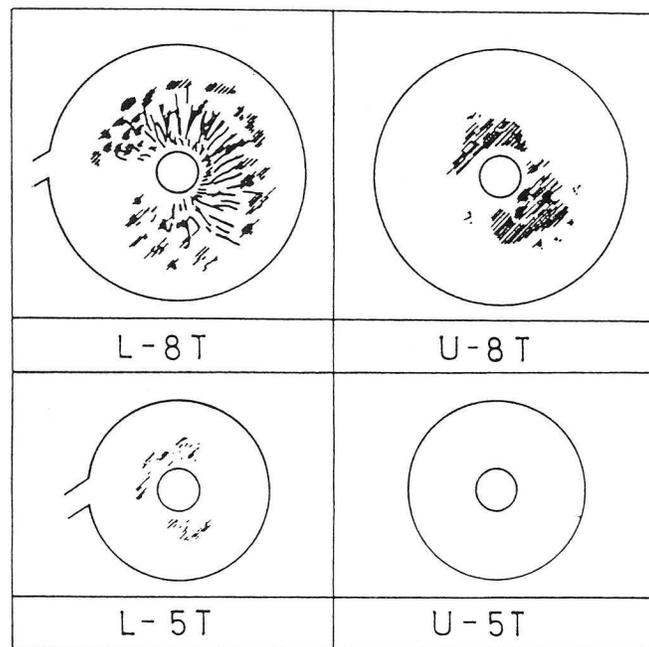


図 5.1 2 X線透過写真による引け巣分布

図 5.1 3、図 5.1 4 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。

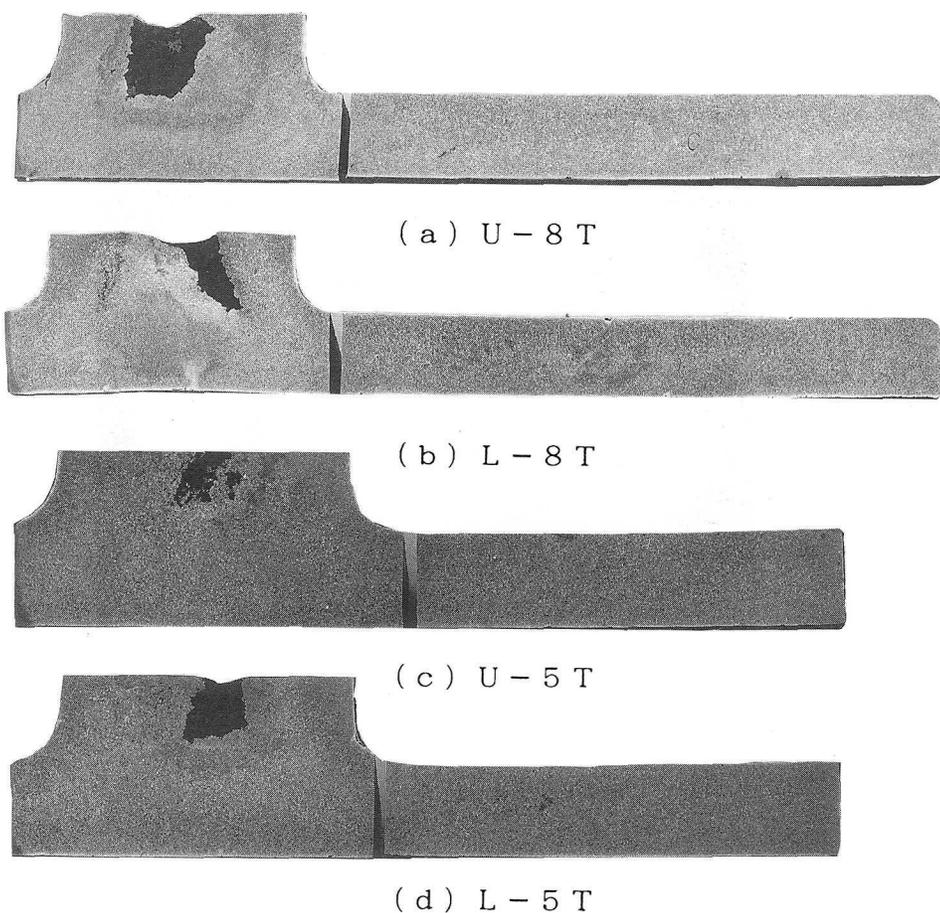


図 5.13 押湯 - 製品境界付近に生じた引け巣の形状

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いるが、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マイクロポロシティである。また、(a)、(b)、(c) から P の部分では、

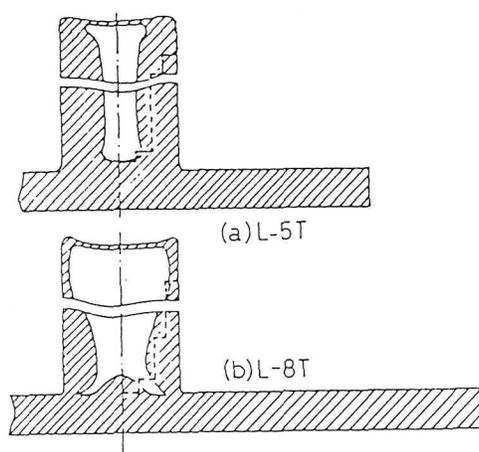


図 5.14 押湯に生じた引け巣の形状

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  $45^\circ$  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  $12\text{ mm}$  以内に集中していた。

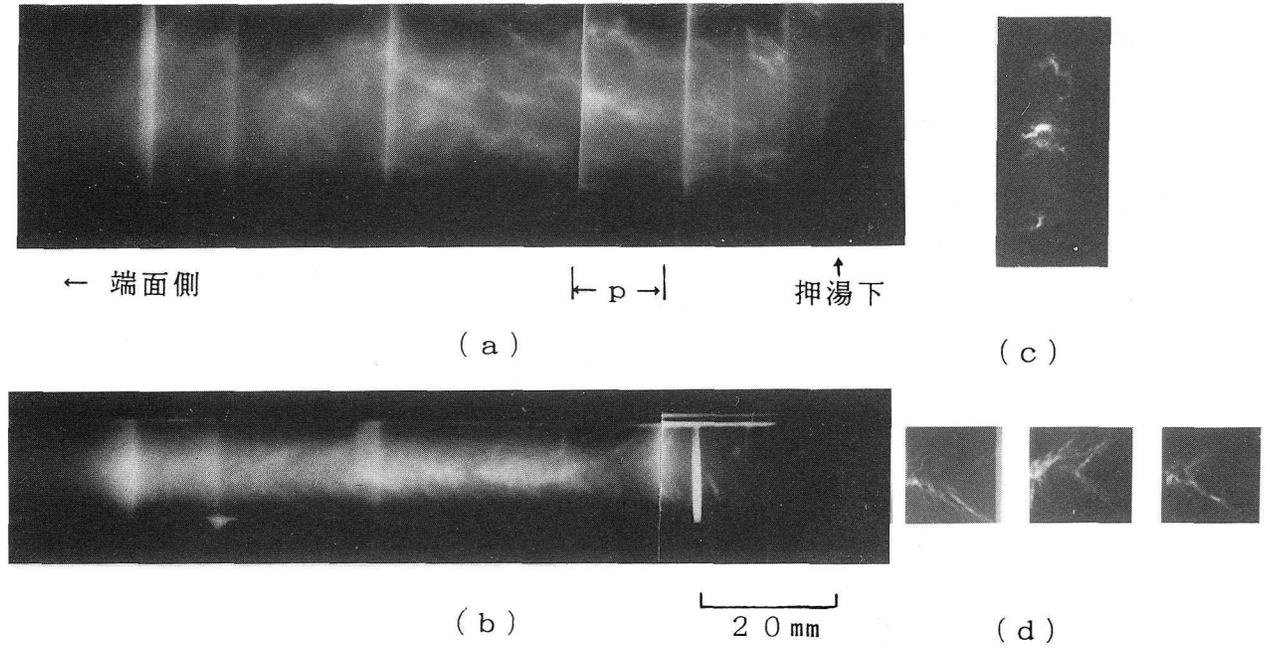


図 5.15 引け巣の X 線透過写真 (試料 L-8T)  
 { a } 図 5.5 の A 方向、 ( b ) B 方向、  
 ( c ) p 部の C 方向、 ( d ) p 部の B 方向

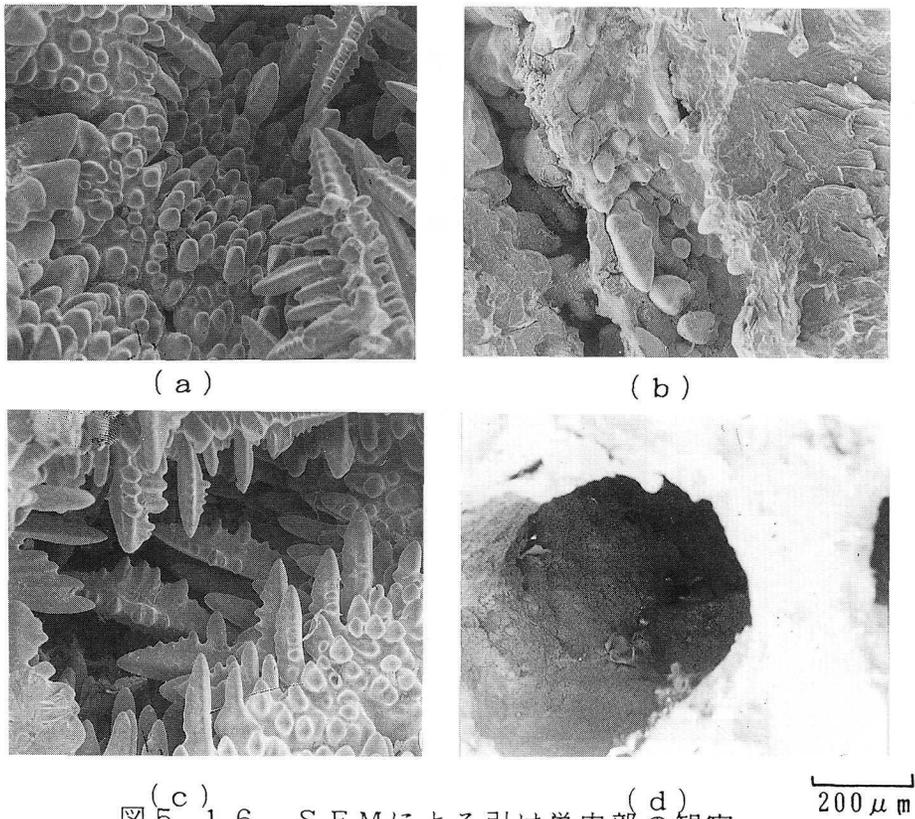


図 5.16 SEM による引け巣内部の観察

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。

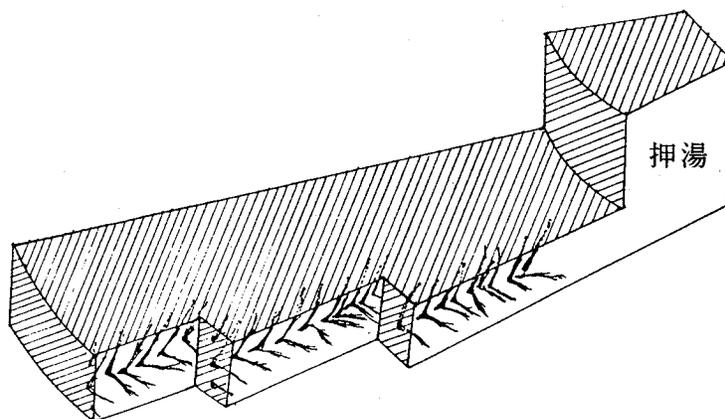


図5.17 円板状鋼鋳物の押湯付近での引け巣形態

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、微小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。

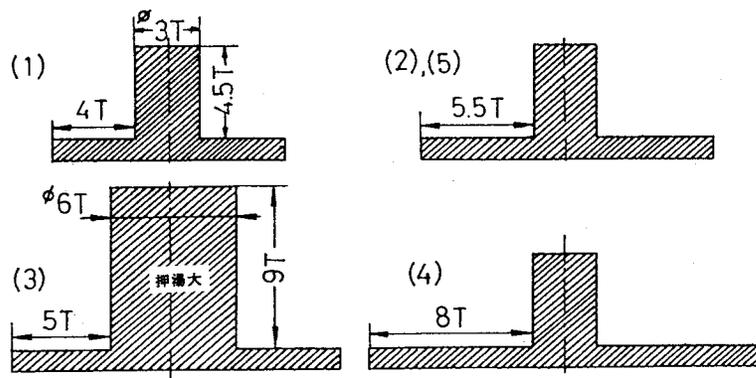


図5.18 解析した円板形状 [(1)~(4) T=25mm、(5) T=50mm]

(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巢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。

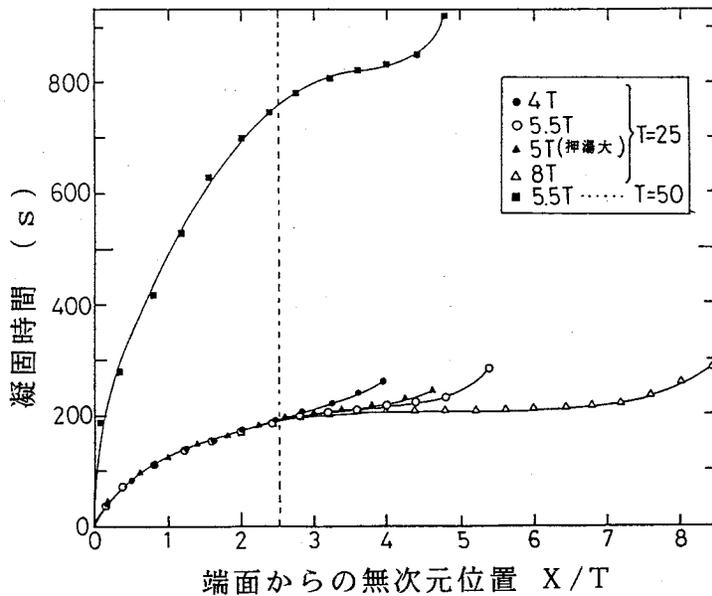


図5.19 肉厚中心要素における凝固時間

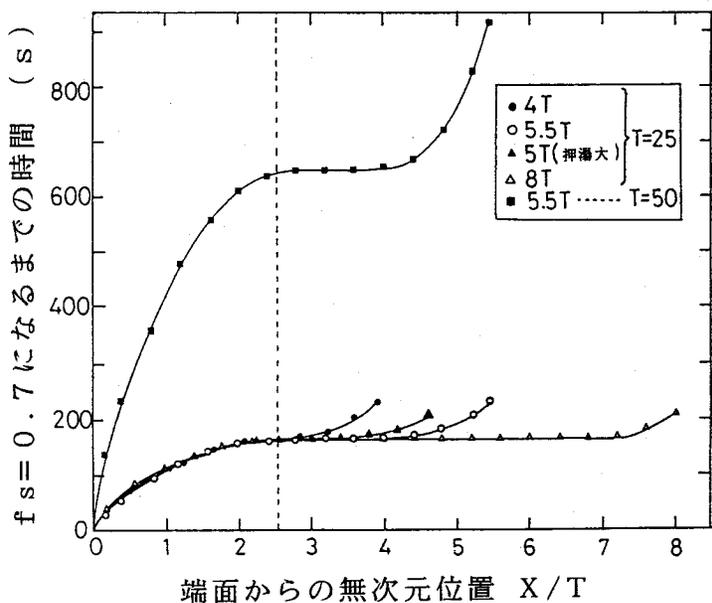


図5.19 肉厚中心要素が固相率0.7に達する時間

## (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 of 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。

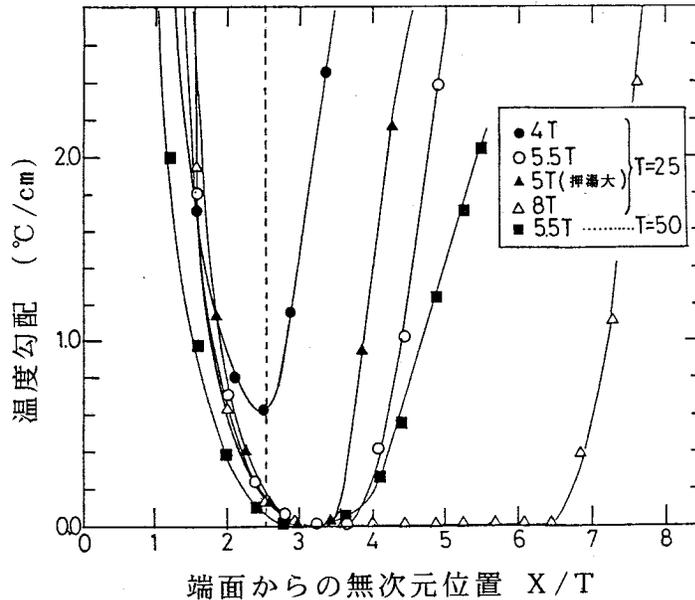


図5.21 肉厚中心要素における温度勾配

## (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がっている。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、多数の微細なマイ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 of 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  $G_p$  を示したものである。端面効果  $2.5T$  での  $G_p$  は、直径が大きくなってもほぼ同一で、約  $5 \text{ gf}/(\text{cm}^2 \cdot \text{cm})$  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  $5 \text{ gf}/(\text{cm}^2 \cdot \text{cm})$  を引け巣発生 of 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の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。

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、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铸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。

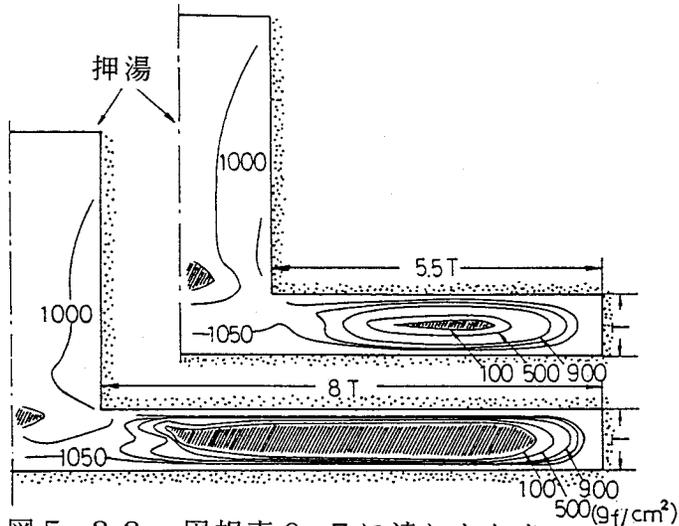


図5.22 固相率0.7に達したときの圧力(斜線部は負圧領域)

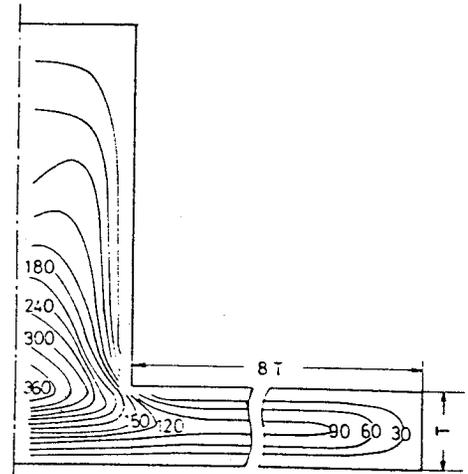


図5.23 固相率0.7の進行状況

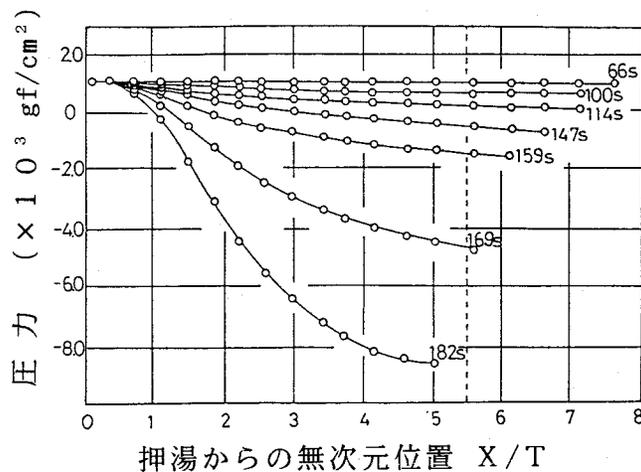


図5.24 肉厚中心要素における圧力変化

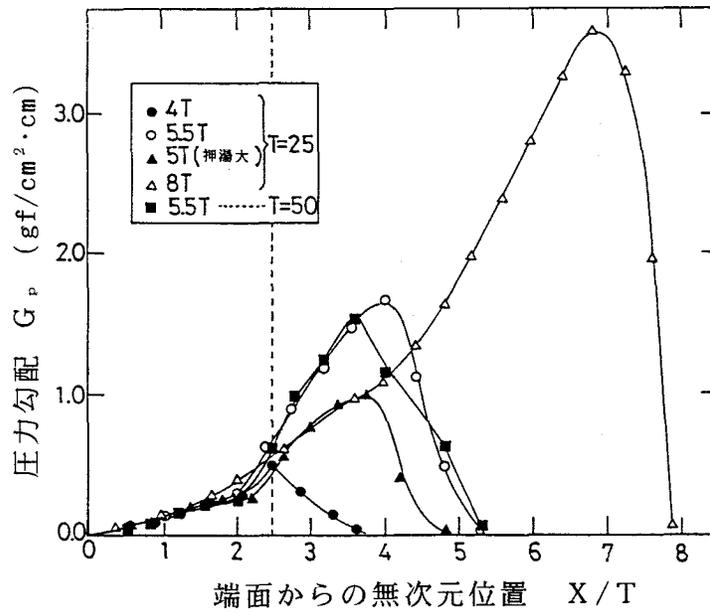


図 5.25 肉厚中心要素における圧力勾配  $G_p$

(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マイ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、

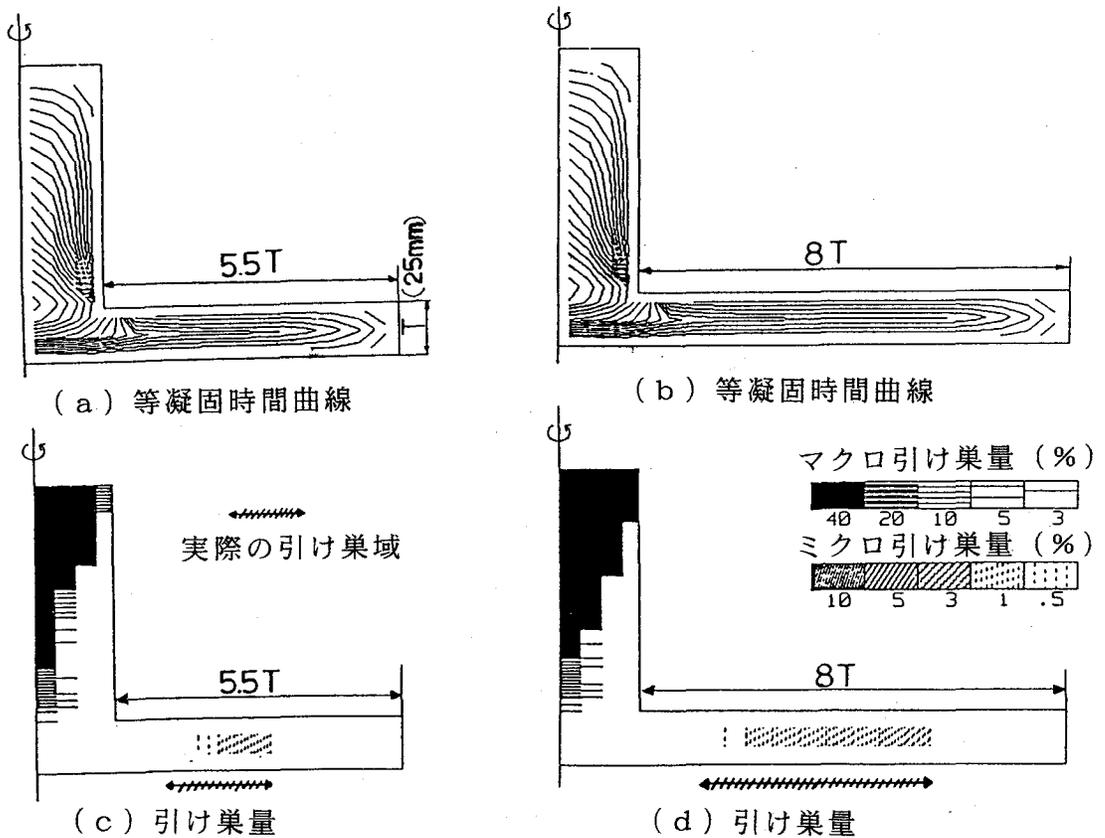


図 5.26 引け巣量と等凝固時間曲線の予測結果

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 $T = 30\text{ mm}$ の鋳物の中心縦断面(20mm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、 $T = 30\text{ mm}$ 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 $1^\circ\text{C}/\text{cm}$ 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。

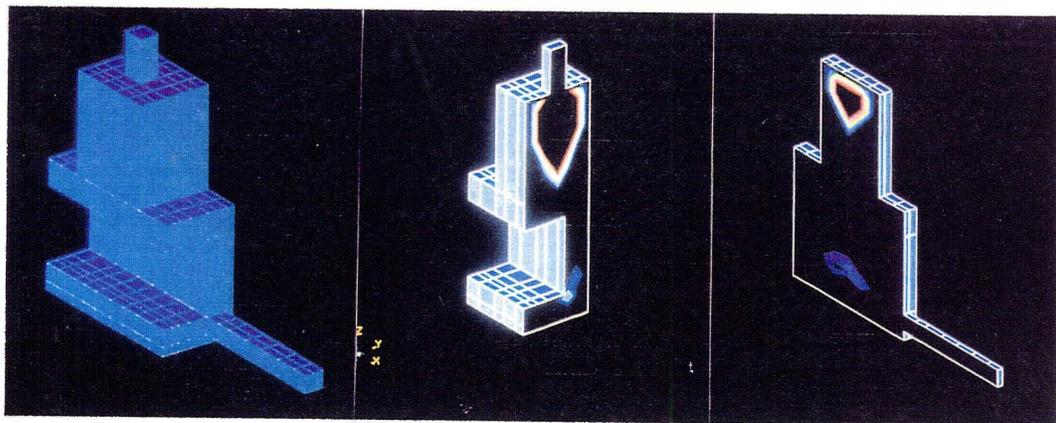
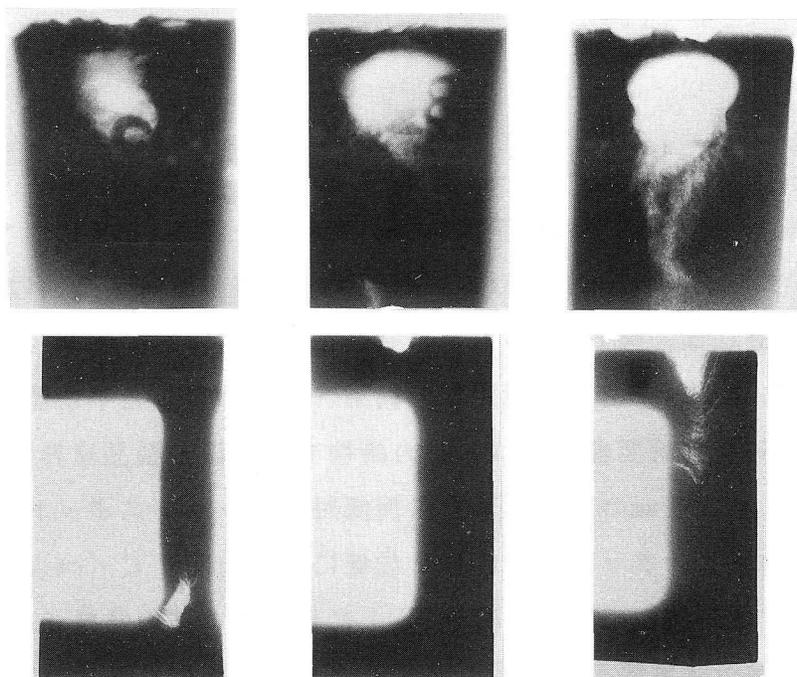


図5.27 引け巣予測結果の表示例



(a)  $T = 30 \text{ mm}$     (b)  $T = 40 \text{ mm}$     (c)  $T = 50 \text{ mm}$

図 5.28 X線透過写真による引け巣形態  
(中心縦断面)

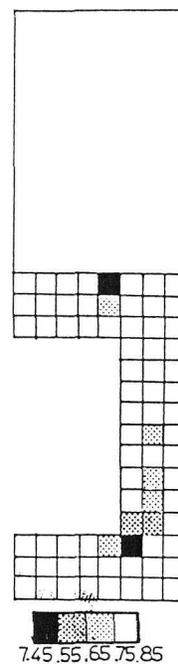
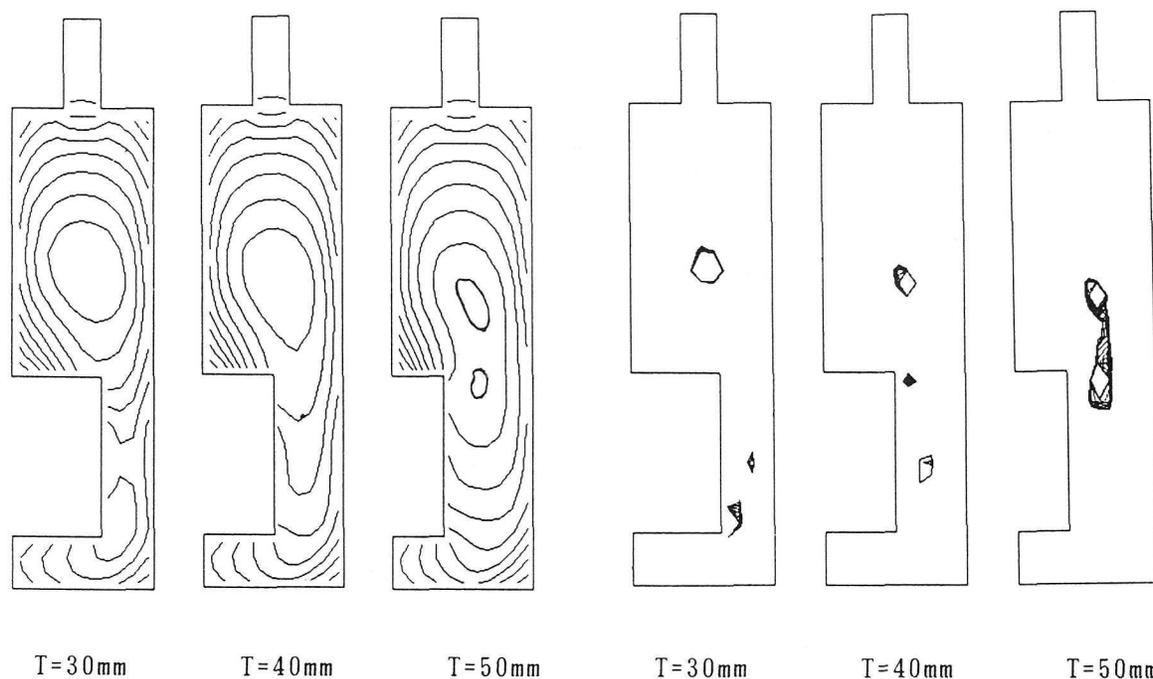


図 5.29 密度分布  
( $T = 30 \text{ mm}$ )



$T=30\text{mm}$

$T=40\text{mm}$

$T=50\text{mm}$

$T=30\text{mm}$

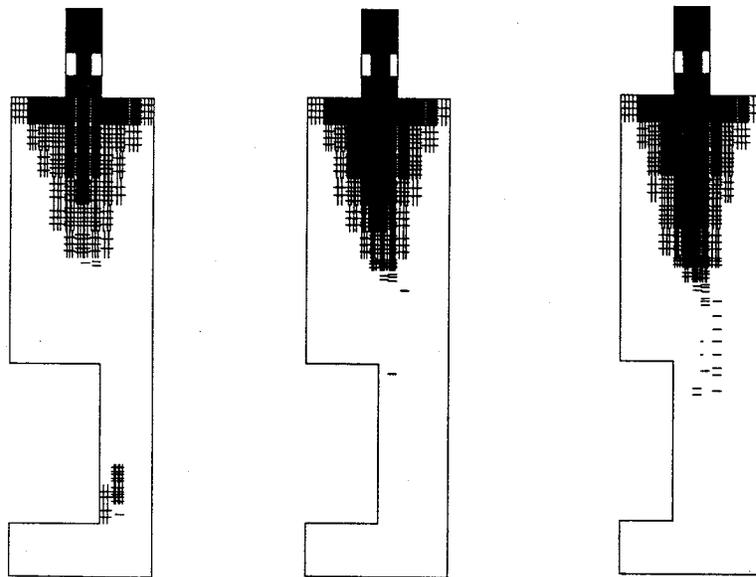
$T=40\text{mm}$

$T=50\text{mm}$

(a) 固相率 0.7 の進行状況

(b) 温度勾配 ( $1^\circ\text{C}/\text{cm}$ 以下)

図 5.30 固相率 0.7 の進行状況と温度勾配  $1^\circ\text{C}/\text{cm}$ 以下の領域



(a)  $T = 30 \text{ mm}$       (b)  $T = 40 \text{ mm}$       (c)  $T = 50 \text{ mm}$



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铸件

第3章で述べたL字交差部を持つステンレス铸件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) けい砂铸型よりもクロマイト砂铸型のほうが、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られる。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

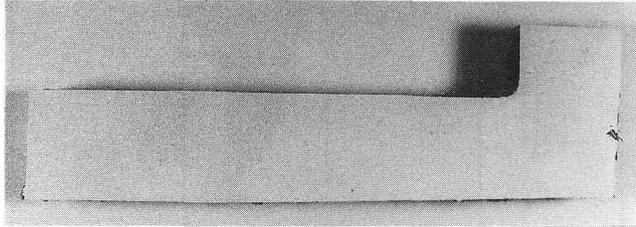
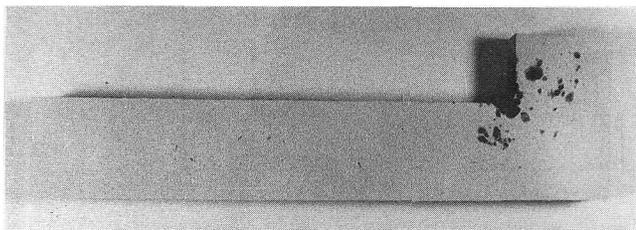
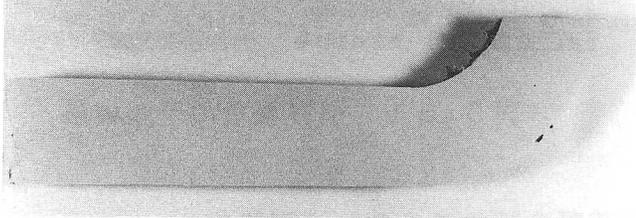
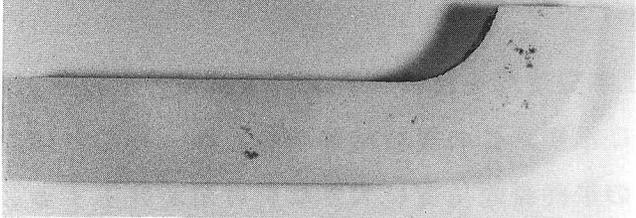
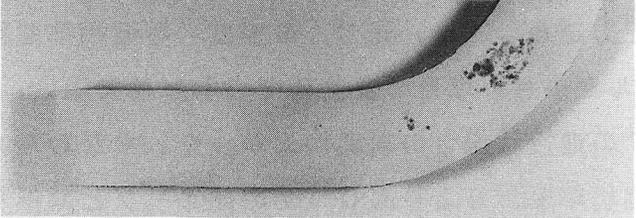
試料	横断面の染色探傷試験結果（高さ90mm）	
1		けい砂
2		クロマイト砂
3		けい砂
4		クロマイト砂
5		けい砂
6		クロマイト砂

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)

一ナ一部分の引け巣が大きい、(2) クロマイト砂鑄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。

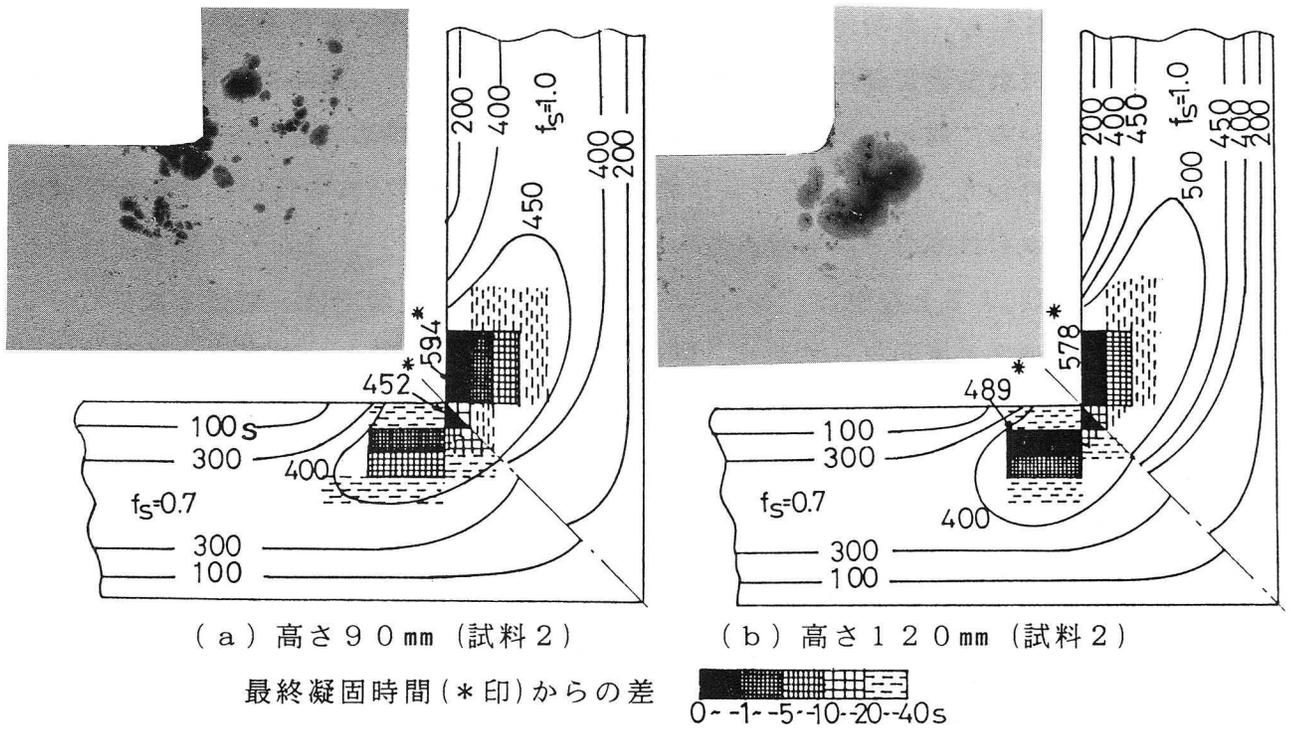


図5.33 L字交差部における引け巣欠陥と固相率1.0および0.7の進行状況

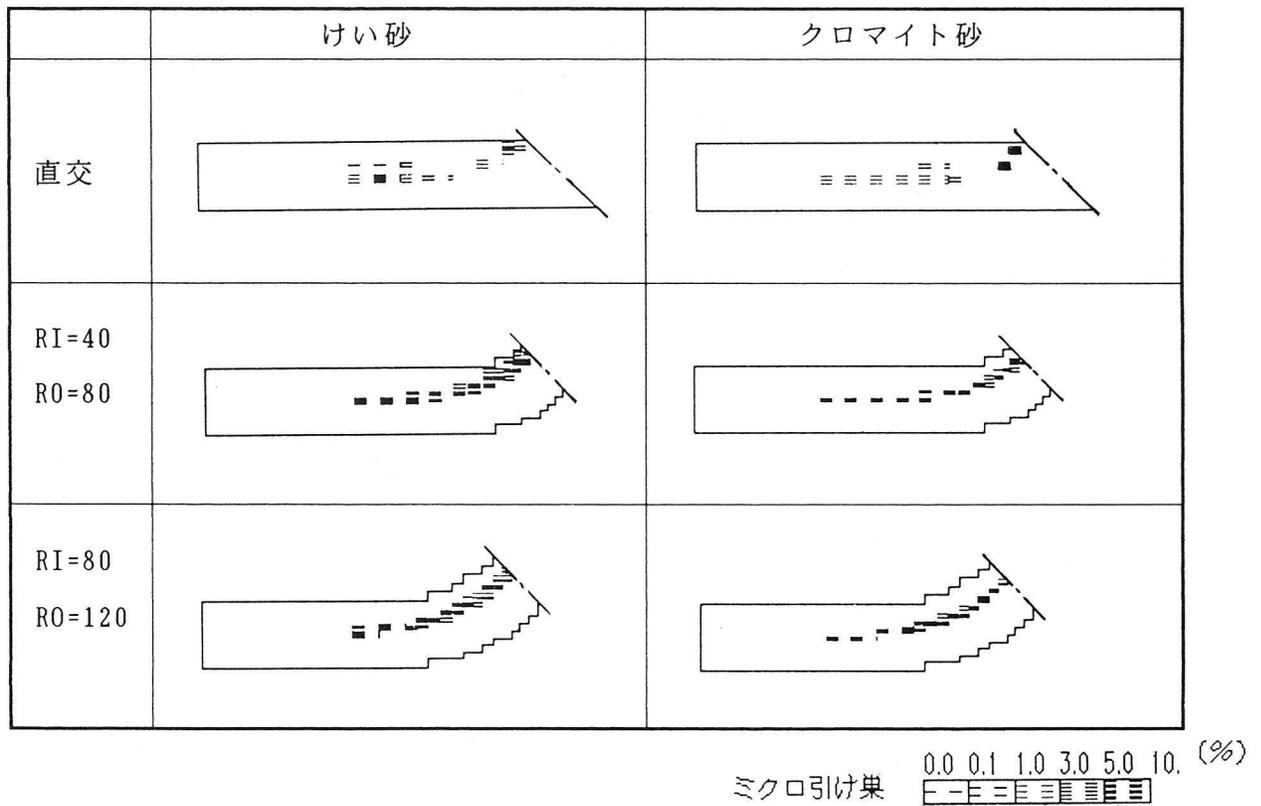
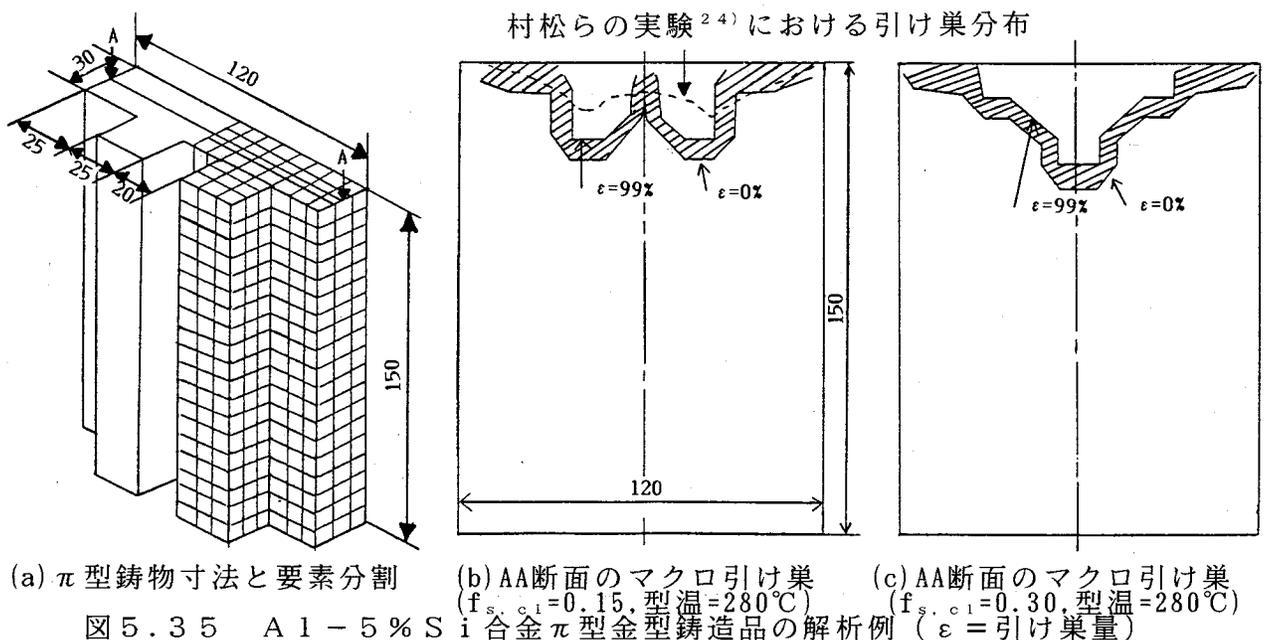


図5.34 引け巣量の予測結果 (第3章の図3.2参照、底面から90mm)

## 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Al-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。ここでは、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 $f_{s.c.1}$ を0.15と設定し、(c)では0.30とした。実験では、型温280℃のとき引け最大点が2ヶ所となっており、解析で $f_{s.c.1}=0.15$ とした場合の結果に近い引け巣形状となっている。一方、 $f_{s.c.1}=0.30$ として解析した場合、引け巣の最下点は1ヶ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 $f_{s.c.1}$ 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、 $f_{s.c.1}$ および引け巣発生の際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タの把握、蓄積のツールとして役立つ可能性がある。



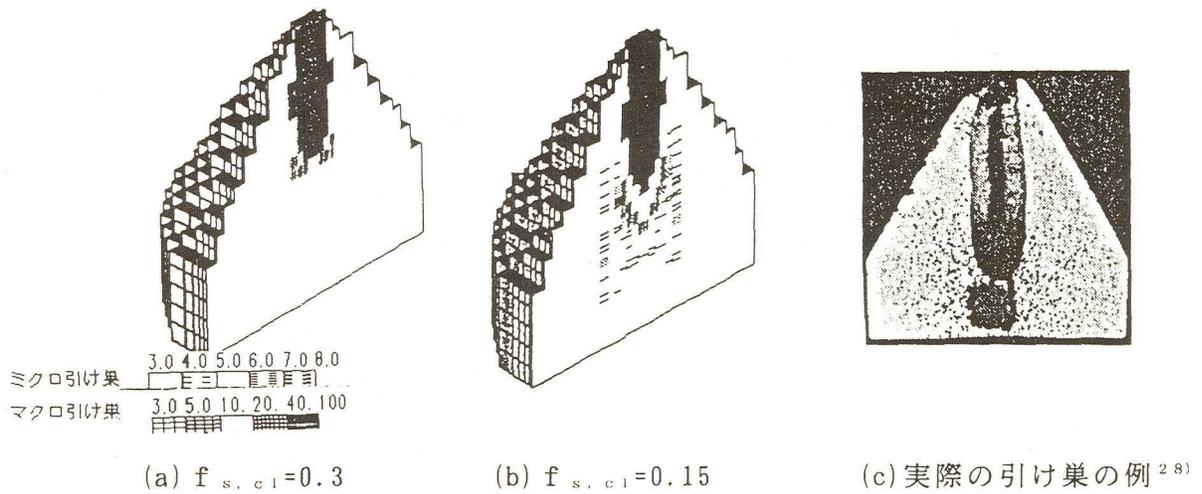


図 5.36 テーパーモールド試料の引け巣欠陥予測例

### 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 F C D 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 I B M 3 0 8 3 E X であり、図 5.37 の場合、全要素数 = 2 6 , 4 0 0 、  $\Delta t = 1 . 3 6 s$ 、解析時間 = 6 7 8 s、C P U t i m e = 約 2 8 m i n であった。

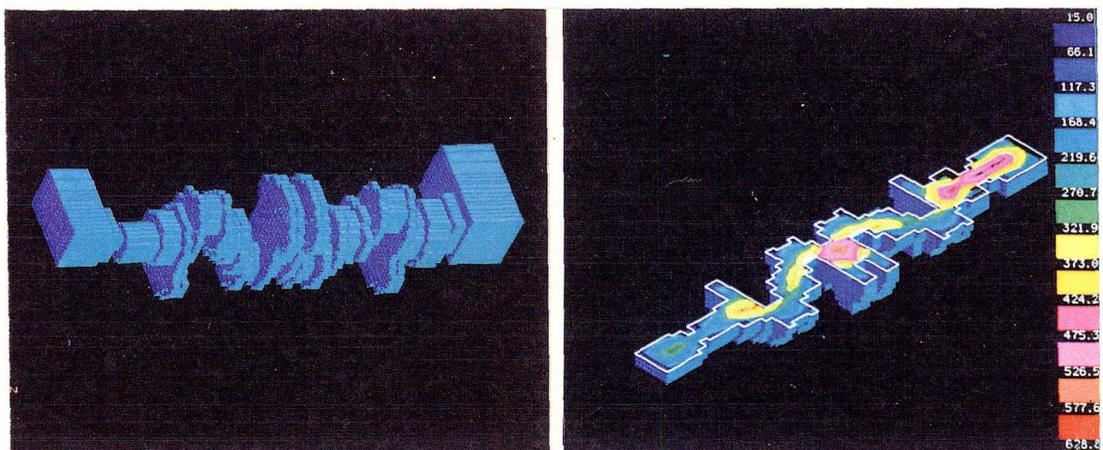


図 5.37 F C D エンジンクランクシャフトの 3 次元凝固解析例

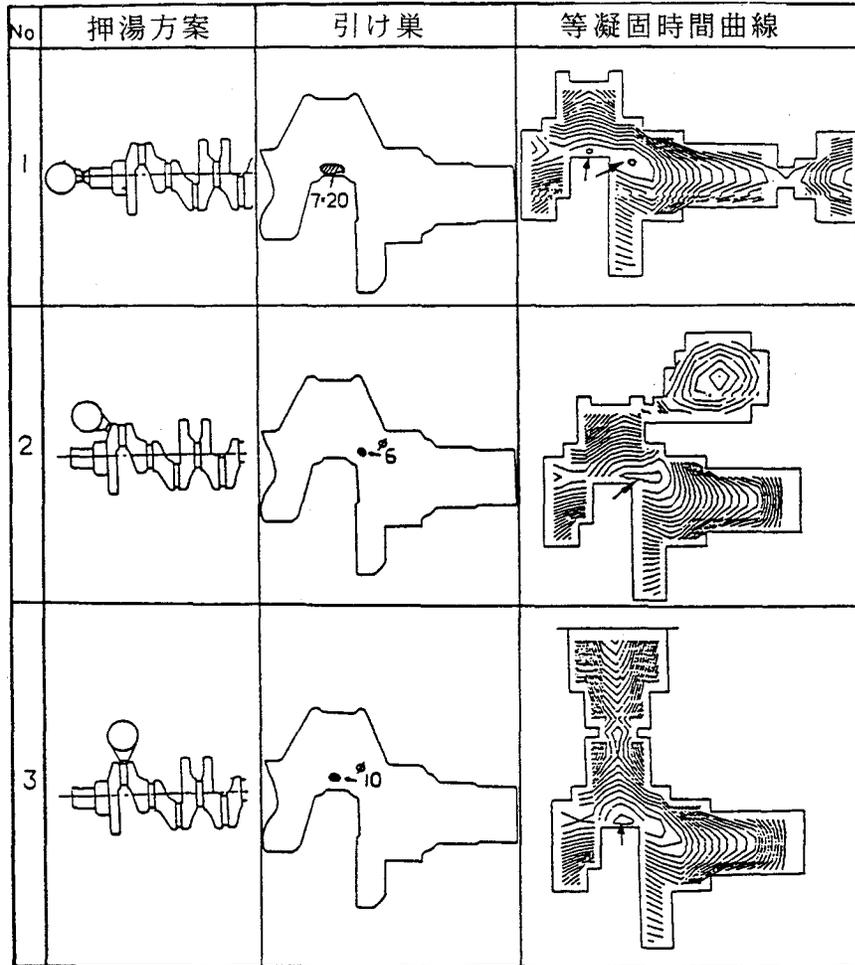


図5.38 FCDエンジンクランクシャフトの引け巣欠陥と等凝固時間曲線

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、満足できる鑄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

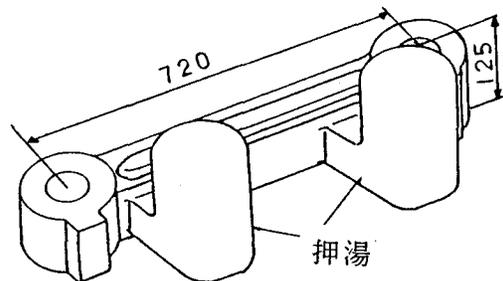


図5.39 建設機械用鋼鋳物の押湯方案

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、 $\gamma$ 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。

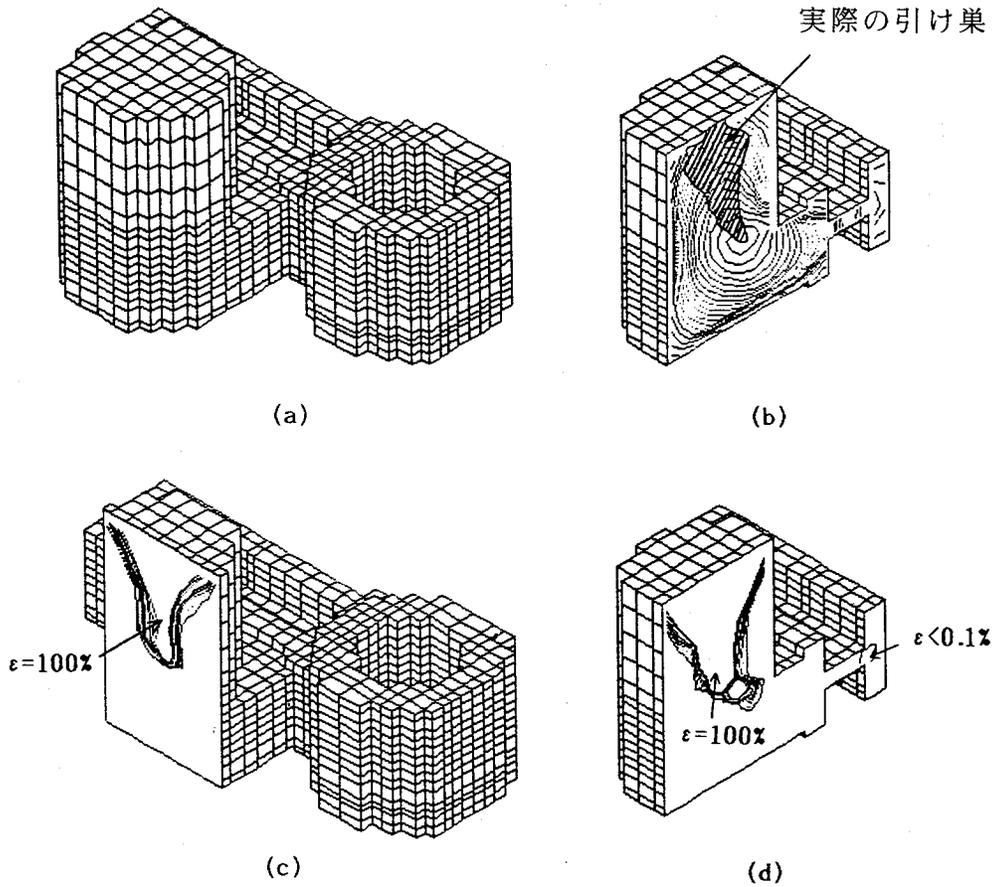
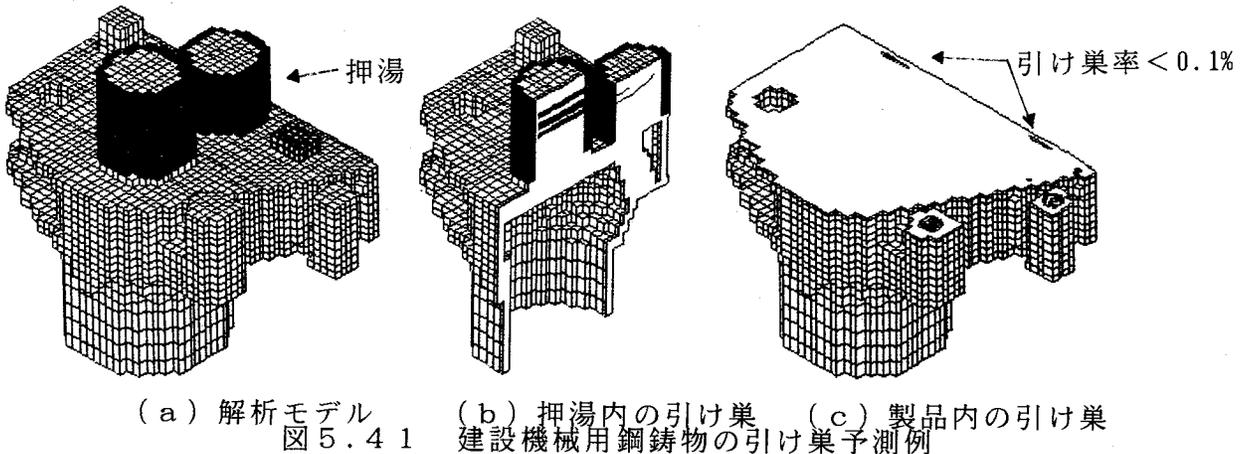


図5.40 建設機械用リンク状鋼鑄物の引け巣予測例  
 (a)解析モデル、(b)等凝固時間曲線と実際の引け巣  
 (c)、(d)引け巣量の予測結果

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鑄物の例を示す。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。



(a) 解析モデル (b) 押湯内の引け巣 (c) 製品内の引け巣  
 図5.41 建設機械用鋼鑄物の引け巣予測例

## 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、いくつかの鋼鑄物の鑄造実験結果、あるいは文献にあるアルミニウム鑄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鑄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) 板状鋼鑄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マイクロポロシティ状のもの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マイ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)  $\pi$ 型Al-5%Si合金鑄物の凝固解析では、固相流動限界固相率  $f_{s.c.1}$  を0.15とした場合に、実験で求め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鑄造品に適用し、鑄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鑄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:鑄物, 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:鑄物, 54(1982), 6, 384.
- 6) 新山英輔, 内田敏夫, 森川穰, 斉藤茂樹:鑄物, 52(1980), 11, 635.
- 7) 大中逸雄, 長坂悦敬, 福迫達一, 吉岡二郎:鑄物 53(1981), 376.
- 8) 荒瀬良知, 大浜信一, 瀬崎和郎:鑄物, 57(1985), 9, 580.
- 9) 千々岩健児, 今福一英:鑄物, 55(1983), 5, 271.
- 10) E.Niyama, T.Uchida, M.Morikawa and S.Saito:鑄物, 54(1982), 8, 507.
- 11) 大中逸雄, 長坂悦敬, 福迫達一, 大山昌一:鑄物, 55(1983), 12, 736.
- 12) 山田人久, 桜井隆, 竹之内朋夫, 岩波義幸:鑄物, 59(1987), 2, 85.
- 13) 洪俊杓, 梅田高照, 木村康夫:鑄物, 56(1984), 12, 758.
- 14) 岡田千里, 相沢達志, 後藤明弘:日本鑄物協会第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:鑄物, 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:鑄物, 59(1987), 542.
- 20) 朱金東, 大中逸雄:鑄物, 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:鑄物, 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:鑄物, 12(1940), 3, 153.
- 28) 研究報告16, "JIS鑄物用アルミニウム合金の問題点", 日本鑄物協会, (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、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

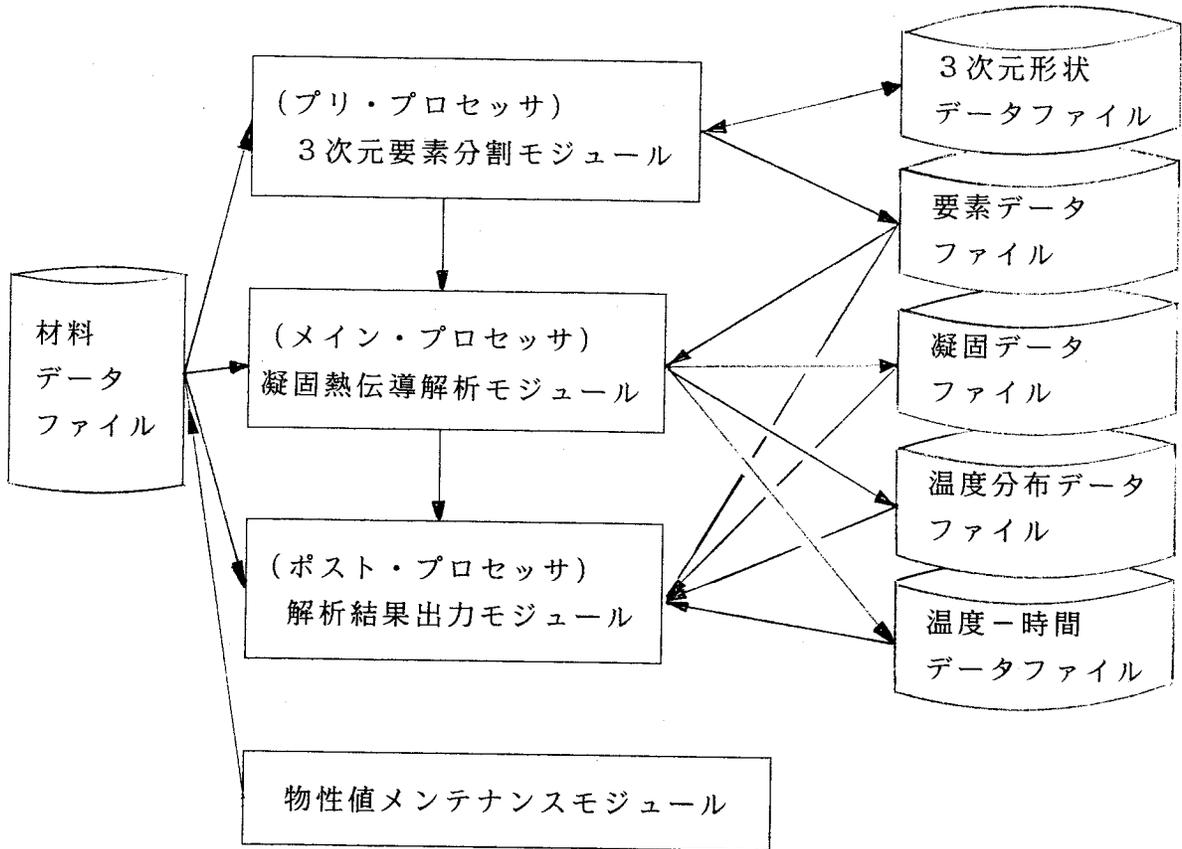


図 6.1 3次元凝固熱伝導解析システムの構成

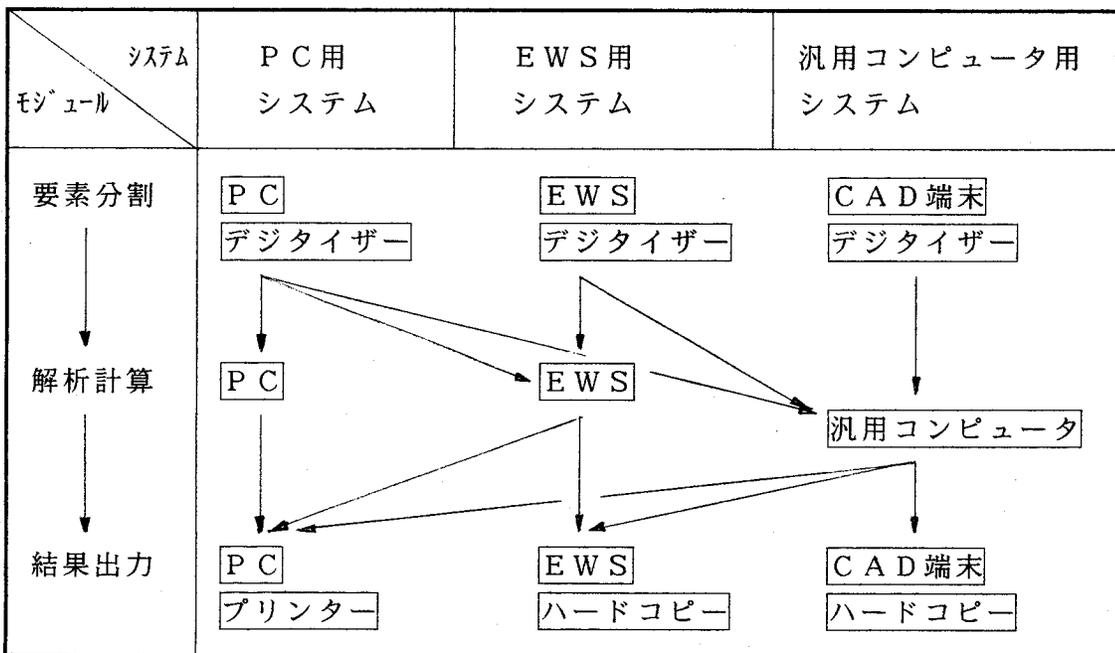


図 6.2 ハードウェア構成

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、ハードウェアは、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わ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、どのハードウェ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,  $\theta$ ) 座標系の直交要素に限られる。また、適用ハードウェアに依存して、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 $29^3$ 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。

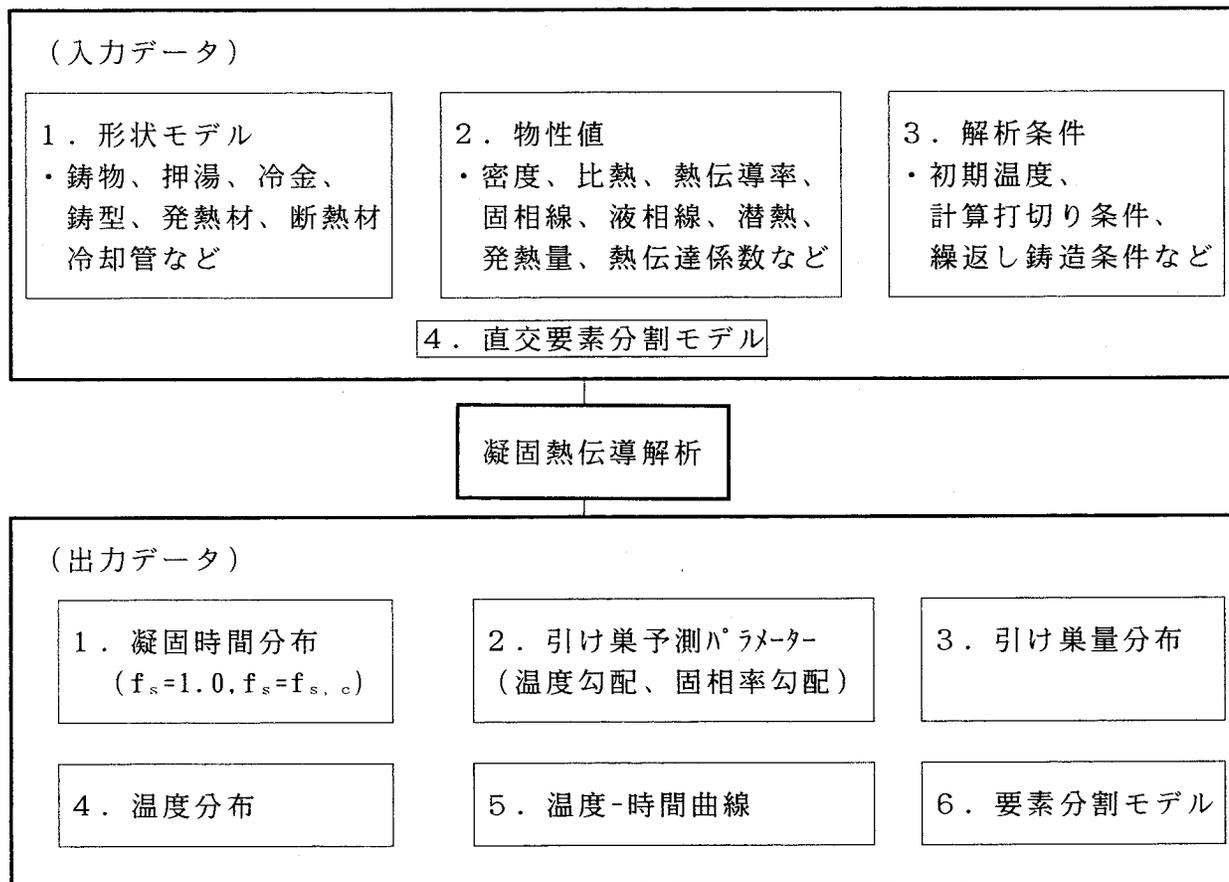


図6.3 凝固熱伝導解析システムにおける入出力データ

砂型鑄造では、一般に、室温の鑄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、ダイカストや金型鑄造などでは、同じ金型に繰返し鑄造されるために、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、繰返し鑄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わせて入替えられる。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、いろいろな繰返し鑄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鑄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。

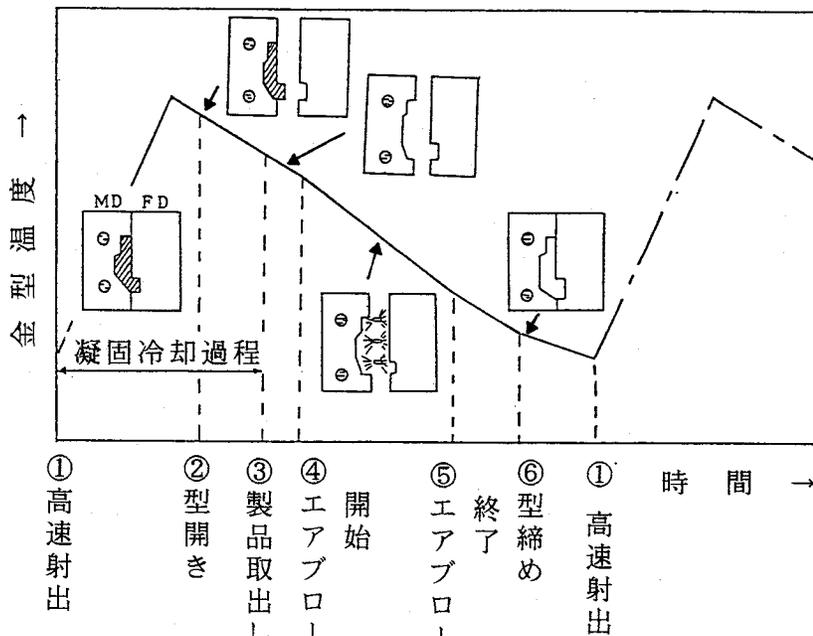


図6.4 繰返し鑄造プロセスの工程

材質グループ 工程	1/2 製品/固定型	1/3 製品/可動型	2/3 固定型/可動型	2,3/5,6 金型/冷却水	キャビティ
①高速射出 (0.0秒) b.c.	溶湯/金型 1	溶湯/金型 1	熱抵抗なし 0	熱抵抗一定 5	溶湯
②型開き (t1秒) b.c.	外気/金型 2	製品/金型 1	外気/金型 2	// 5	製品
③製品取出し (t2秒) b.c.	外気/金型 2	外気/金型 2	外気/金型 2	// 5	製品
④エアブロー 開始 (t3秒) b.c.	ブロー/金型 3	ブロー/金型 3	外気/金型 2	// 5	-
⑤エアブロー 終了 (t4秒) b.c.	外気/金型 2	外気/金型 2	外気/金型 2	// 5	-
⑥型締め (t5秒) b.c.	キャビティ/金型 4	キャビティ/金型 4	熱抵抗なし 0	// 5	-
①'高速射出 (t6秒) b.c.	溶湯/金型 1	溶湯/金型 1	// 0	// 5	溶湯

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)

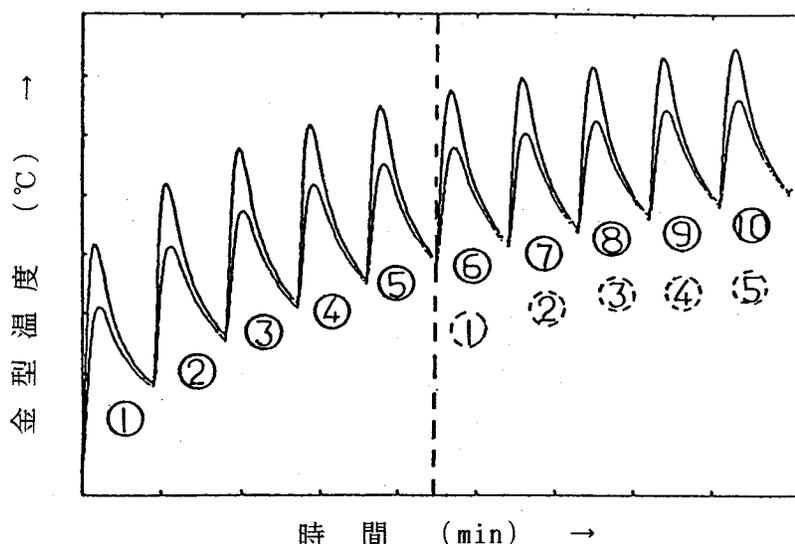


図6.6 繰返し鑄造プロセスにおける金型温度の変化

### 6.3 3次元要素分割方法

複雑な3次元形状の鑄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。

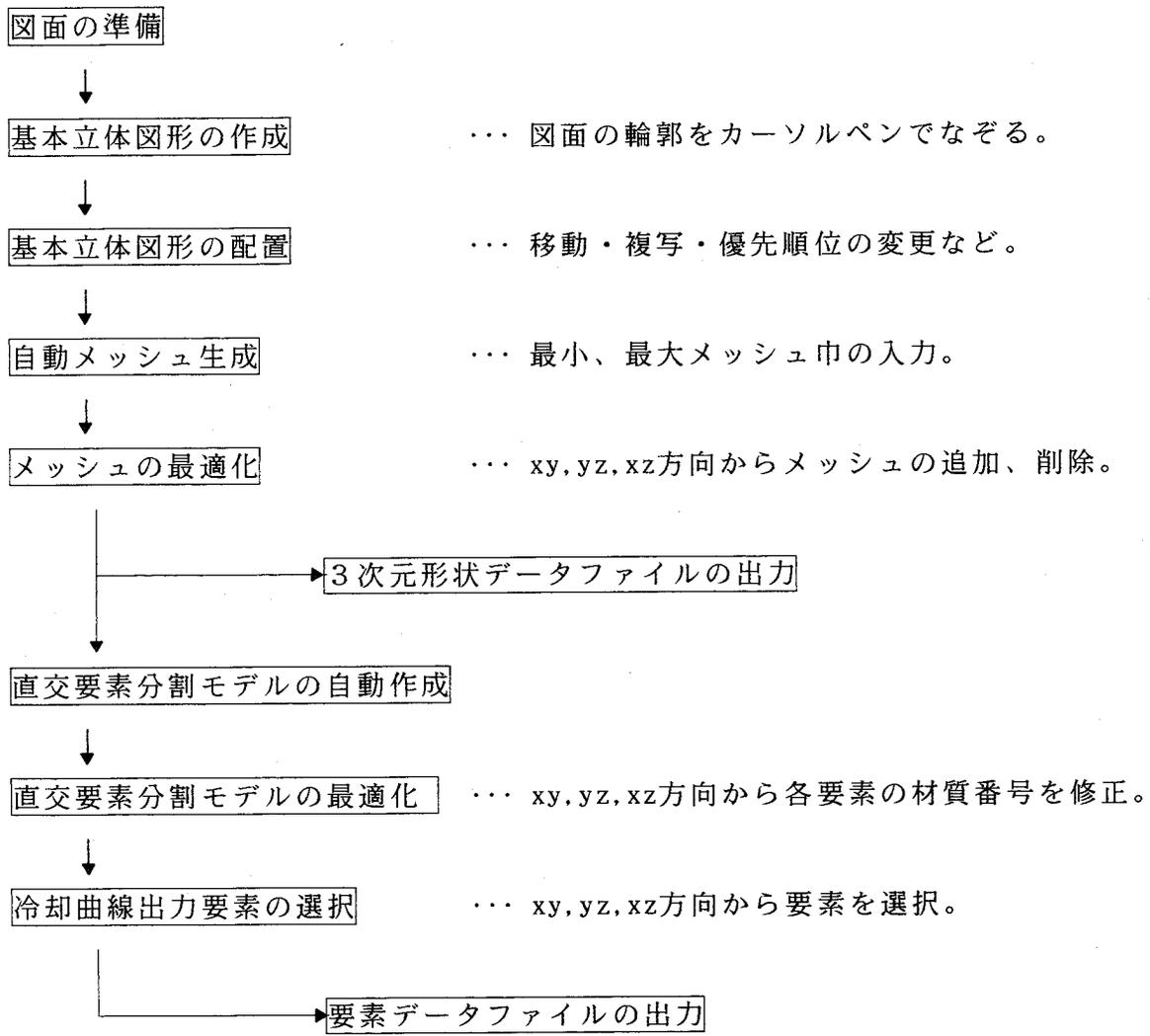
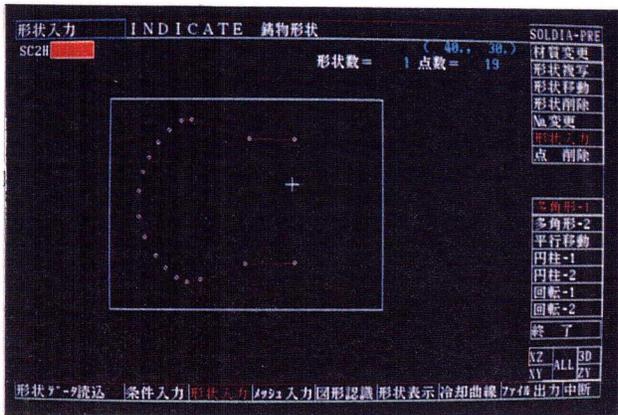
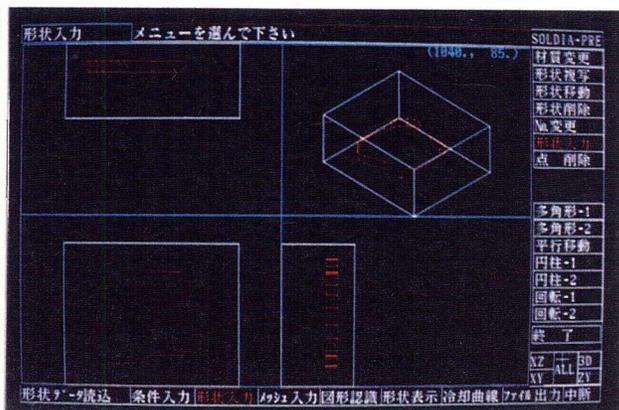


図6.7 3次元要素分割のフローチャート

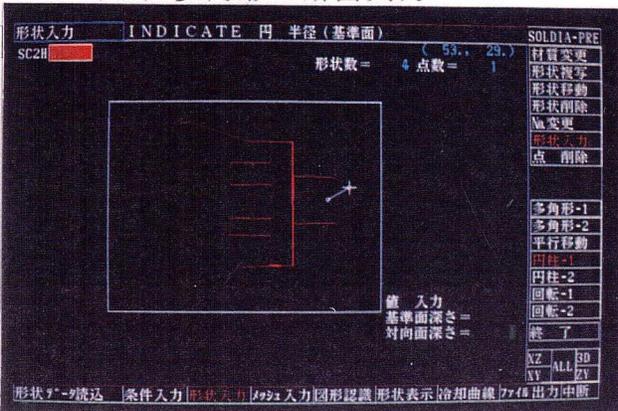
以上のように、オペレータが基本立体の入力だけを行えば、解析に必要なデータはほとんど自動的に出来上がる。この点が、本研究で開発した3次元凝固熱伝導解析システムの最大の特長である。詳細を以下に述べる。



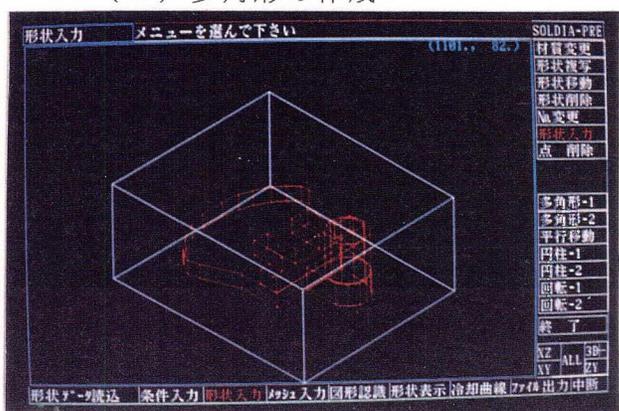
(a) 多角形の断面入力



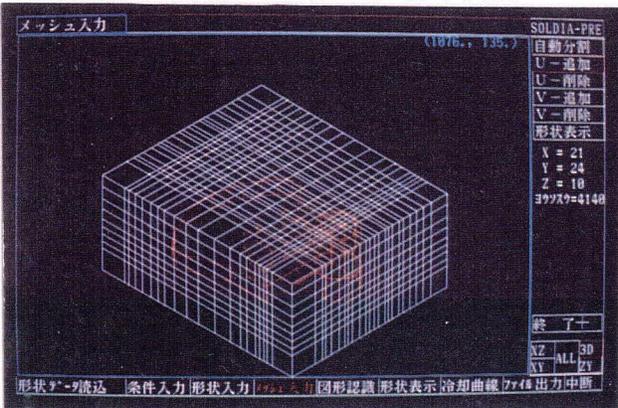
(b) 多角形の作成



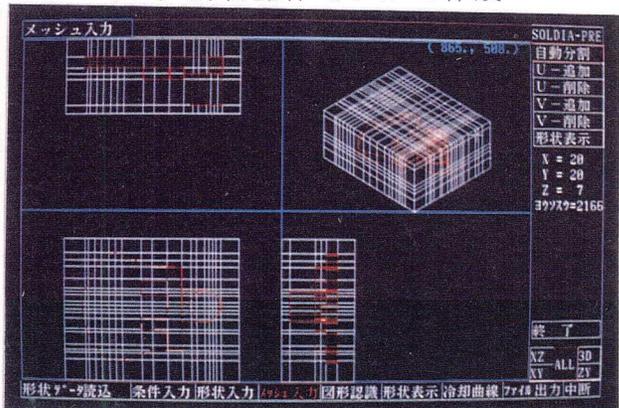
(c) 円柱の中心と半径の入力



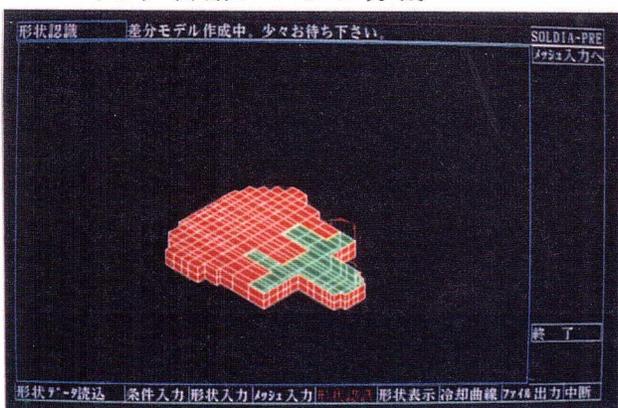
(d) 鋳物全体モデルの作成



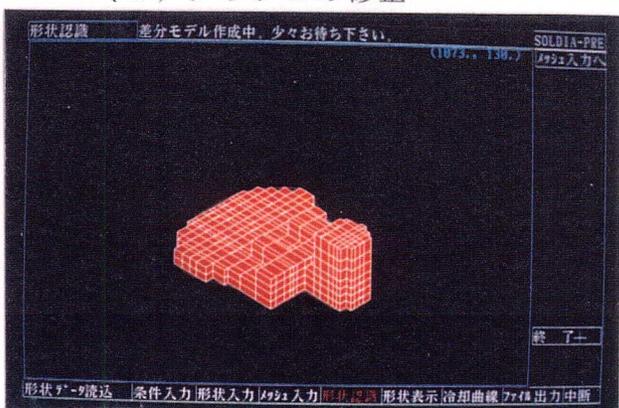
(e) 自動メッシュ分割



(f) メッシュの修正



(g) 直交要素分割モデルの作成途中



(h) 直交要素分割モデルの作成

図 6.8 形状入力および要素分割

### 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、 $p_1$ に対して $p_1$ が、 $p_n$ に対して $p_n$ 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 $\theta$ ずつ分割されたコンポーネントに分ける。例えば、 $\theta$ 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。

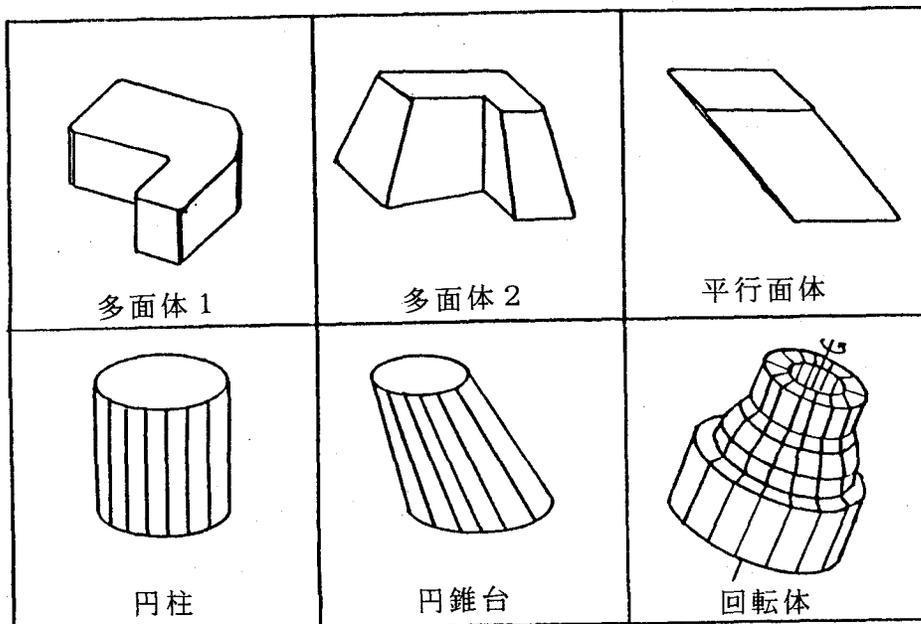


図6.9 基本立体の種類

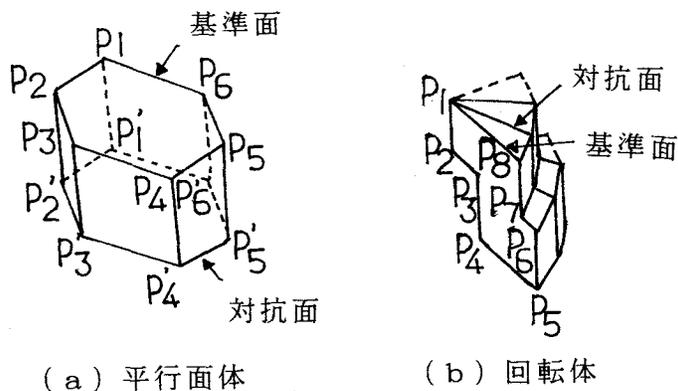


図 6.10 基本立体のデータ構造

### 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、デジタイザの上に置いた図面に沿ってグラフィカーソルを移動し、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り返すことによって、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。

表 6.1 各基本立体の作成において必要な入力項目

	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

\*: デジタイザからの入力。

### 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)の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でよい。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。

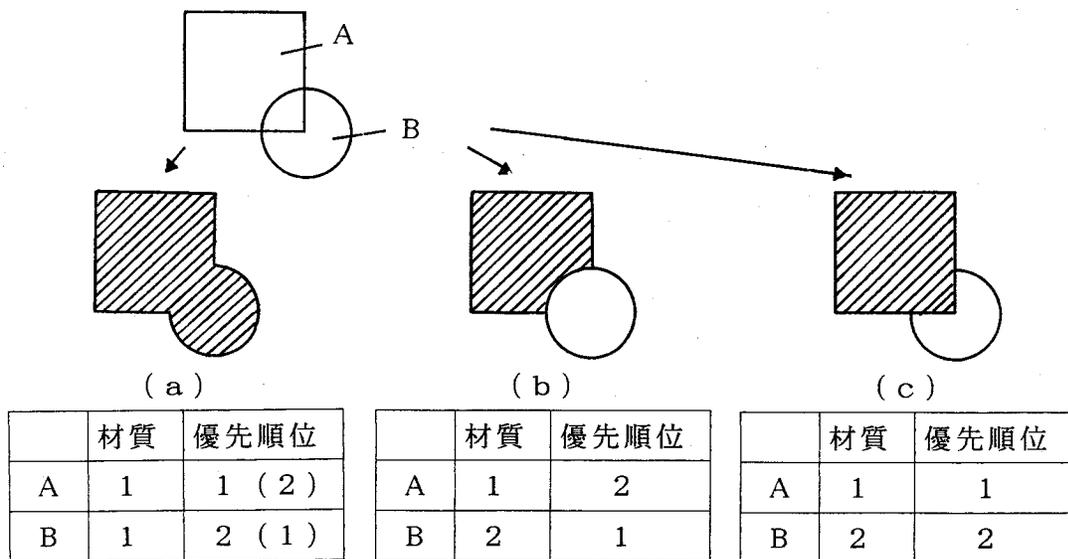


図6.11 優先順位による形状作成方法

### 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、x y z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。

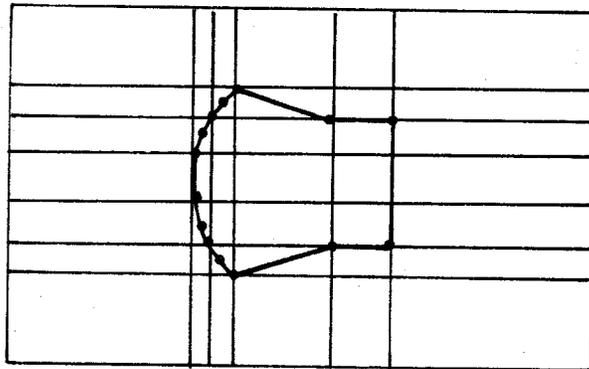
- (1) 最小メッシュ巾と最大メッシュ巾を入力する。
- (2) システムが最小メッシュ巾を意識して、それ以下のメッシュ巾にならないようにチェックしながら、各基本立体の頂点を起点にx y z直交メッシュを発生

させる [図 6.12 (a)]。

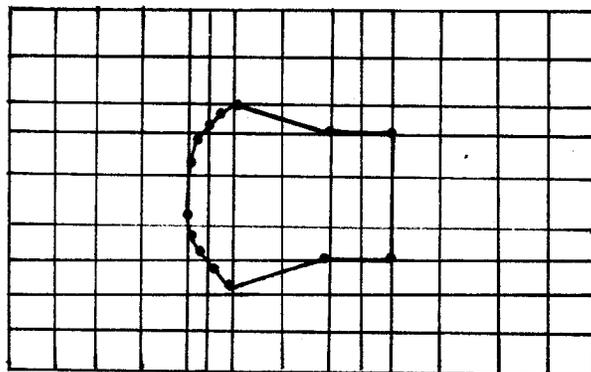
(3) 最大メッシュ巾より広くなっているメッシュの間を最大メッシュ巾以下になるように細分する [図 6.12 (b)]。

(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、グラフィカー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  
H



(b) 最大メッシュ巾によるメッシュ生成  
H

図 6.12 最大、最小メッシュ巾による自動メッシュ作成

## 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。

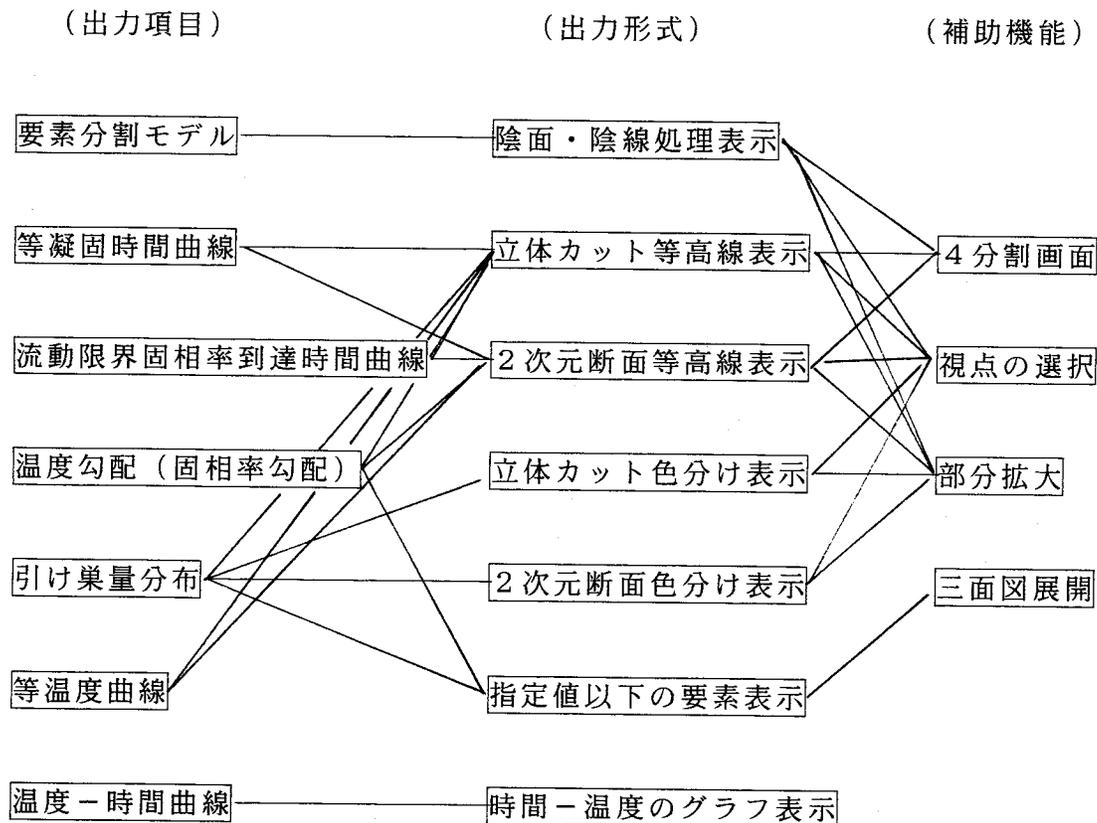
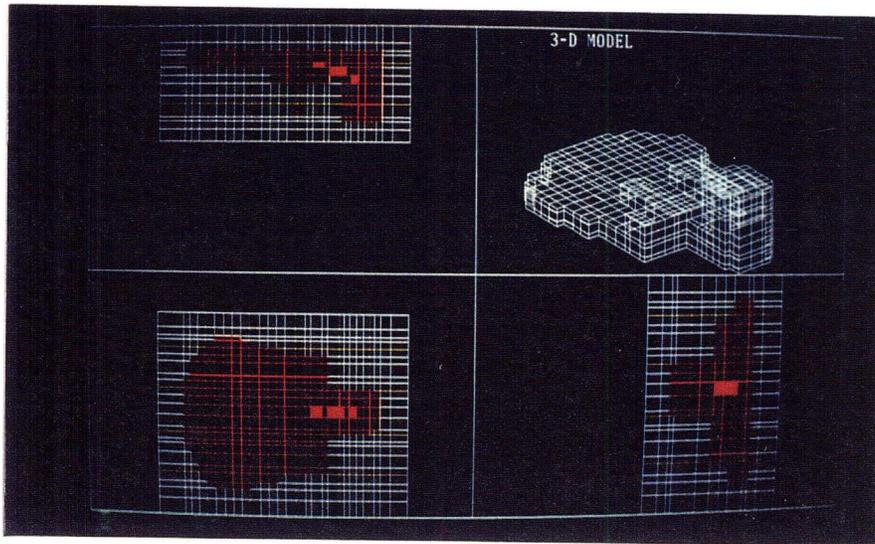
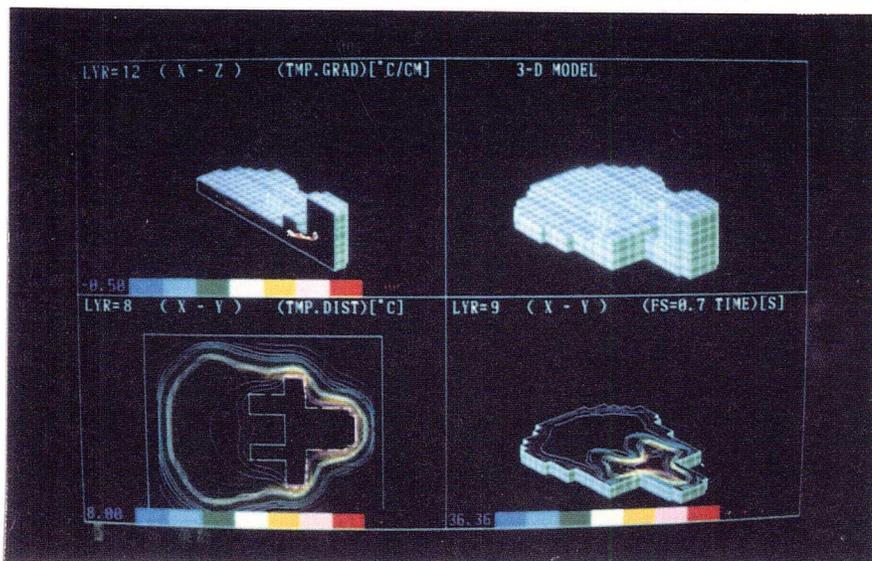


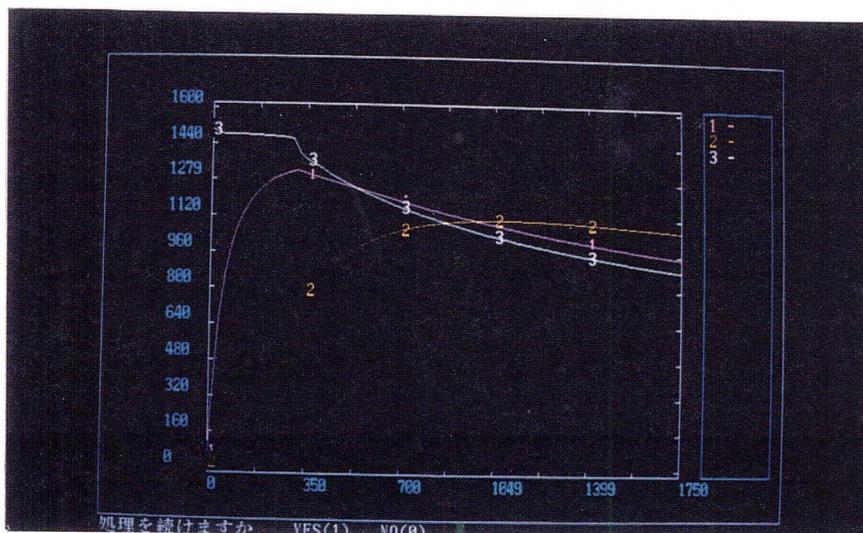
図6.13 解析結果出力モジュールの概要



(a) 引け巢危険域の表示 (温度勾配<臨界値)

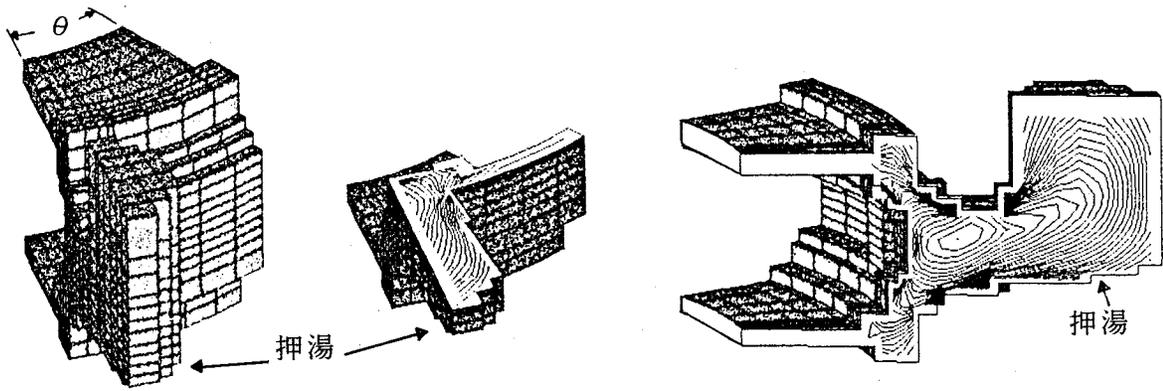


(b) 4分割画面による表示 (解析モデル、温度勾配、温度、凝固時間曲線)

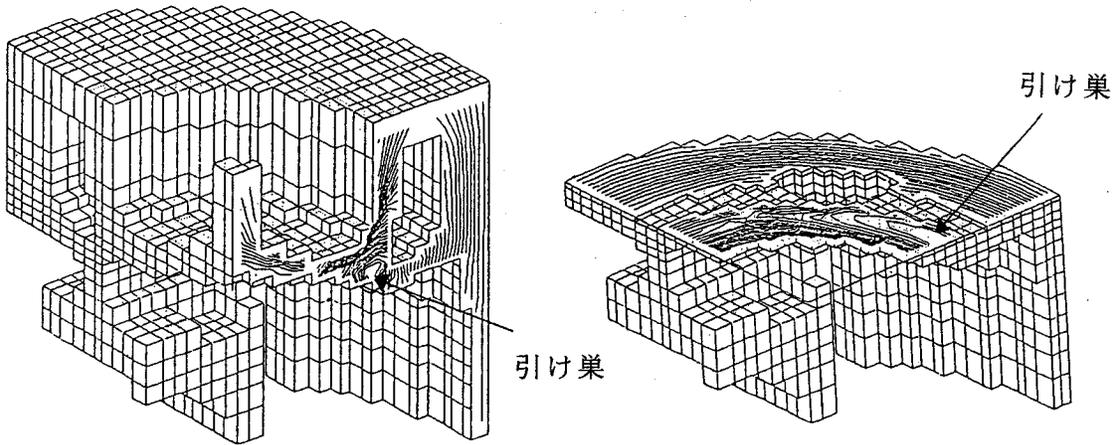


(c) 温度-時間曲線

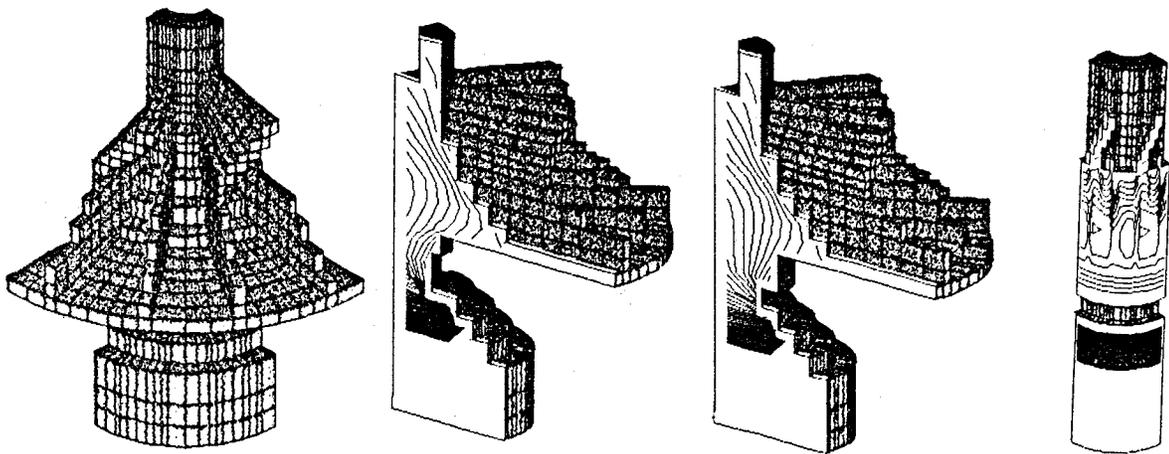
図 6.14 解析結果出力例



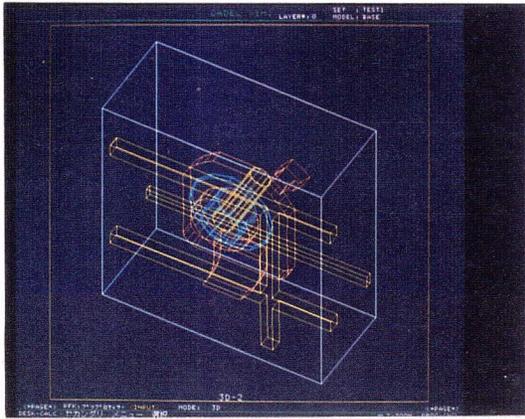
(a) 解析モデル (b) 等凝固時間曲線 (横断面) (c) 等凝固時間曲線 (縦断面)  
 図 6.15 建設機械用軸対称鋼鑄物の横押湯の解析例



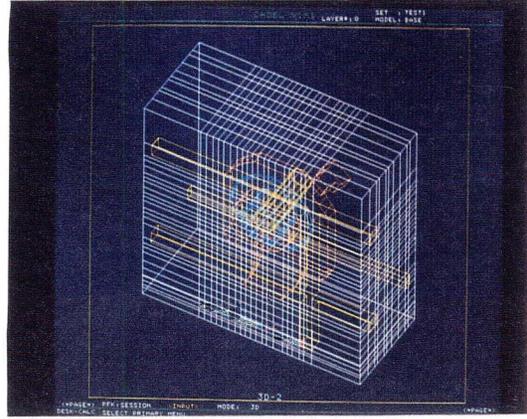
(a) 等凝固時間曲線 (縦断面) (b) 等凝固時間曲線 (横断面)  
 図 6.16 球状黒鉛鑄鉄エンジンピストンの解析例



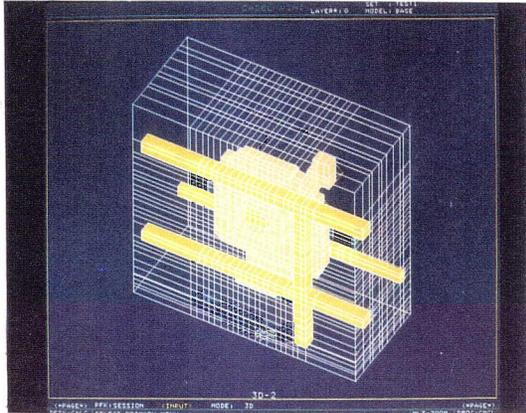
(a) 解析モデル (b) 等凝固時間曲線 (堰1) (c) 等凝固時間曲線 (堰2) (d) 等凝固時間曲線  
 図 6.17 低圧鑄造アルミニウムプロインペラの解析例



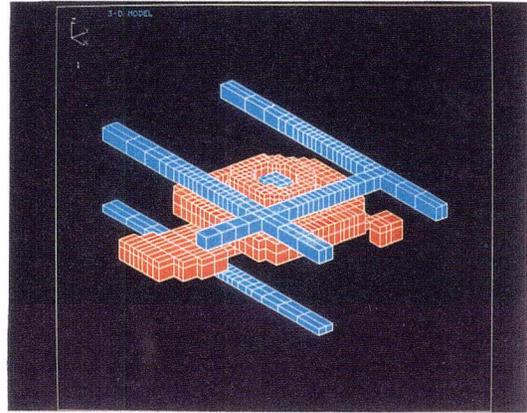
(a) 形状入力



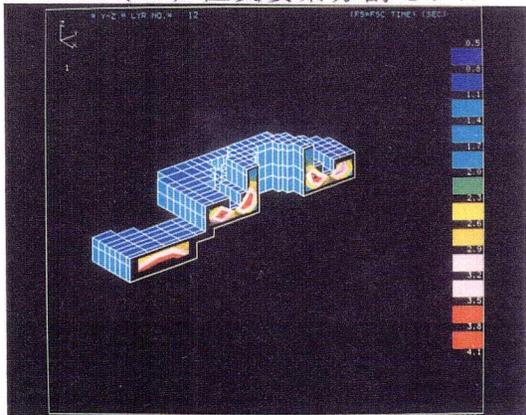
(b) メッシュ発生



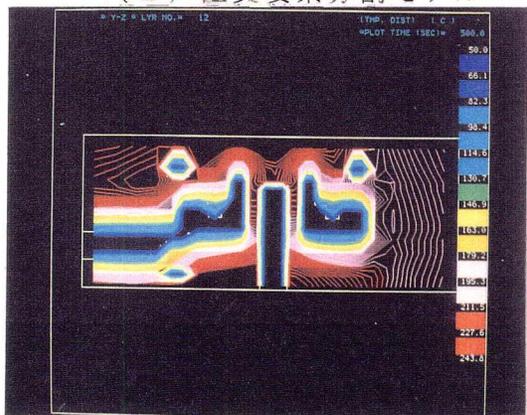
(c) 直交要素分割モデル



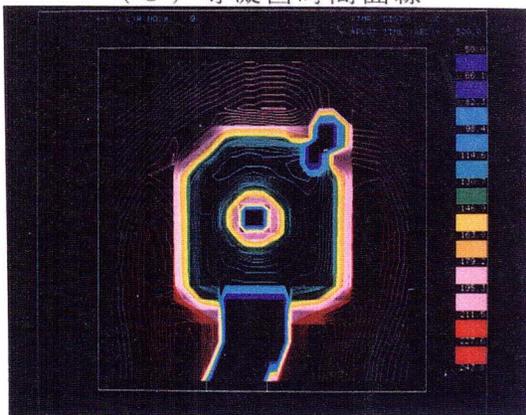
(d) 直交要素分割モデル



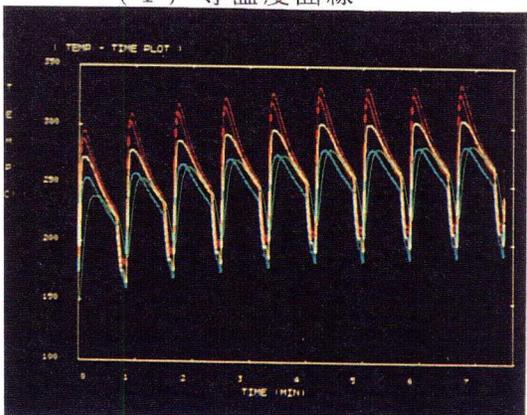
(e) 等凝固時間曲線



(f) 等温度曲線



(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 形状定義プロセス
- 2 解析計算プロセス(標準)
- 3 解析計算プロセス(定量解析)
- 4 解析計算プロセス(繰り返し)
- 5 結果出力プロセス
- 6 物性値データ・メンテナンス(定量解析)
- 7 物性値データ・メンテナンス(繰り返し)
- 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

- |              |                    |
|--------------|--------------------|
| (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 |
| (0) 終了       |                    |

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

NO.	色No. = 1:赤 2:紫 3:黄色 4:白 5:緑 6:水色 7:青		グループ = 1: 鑄物 2: 鑄型 3: 冷金 4: 発熱材 5: 冷却水 6: 空気		初期温度	密度	比熱	熱伝導率	潜熱	発熱量
	名前	グループ	固相線	液相線						
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
3	FD45	1	1140.	1180.	1350.	7.500	0.160	0.10000	50.00	0
4	AC4C	1	557.0	596.0	680.0	2.640	0.230	0.28000	93.00	0
5	SKD6	3	0.000	0.000	20.00	7.800	0.130	0.06500	0.000	0
6	PAD	4	0.000	0.000	20.00	1.400	0.200	0.00500	0.000	1790
7	SAND	2	0.000	0.000	20.00	1.500	0.200	0.00200	0.000	0
8	OREL	2	0.000	0.000	20.00	1.750	0.200	0.00135	0.000	0
9	CHIL	3	0.000	0.000	20.00	7.500	0.160	0.10000	0.000	0
10	WATR	5	0.000	0.000	10.00	1.000	1.000	0.00150	0.000	0

修正したい材質No. を入力して下さい。(終わり: 0) 1

NO.1		(前項目:*)		
名前	= SC1H	液相線	= 1470	熱伝導率 = 0.07000
色No.	= 1	初期温度	= 1560	潜熱 = 65.00
グループ	= 1	密度	= 7.100	発熱量 = 0.000 > _
固相線	= 1420	比熱	= 0.160	

図 6.21 物性値データの再登録

I	J	1 鑄物	2 鑄型	3 冷金	4 発熱材	5 冷却水	6 空気	7 保温	8 外気
1	鑄物	-	> 0.20000	0.20000	0.00100	0.20000	0.20000	0.00001	0.00050
2	鑄型	0.20000	-	0.20000	0.20000	0.20000	0.20000	0.00050	0.00050
3	冷金	0.20000	0.20000	-	0.20000	0.20000	0.03000	0.00050	0.00050
4	発熱材	0.00100	0.20000	0.20000	-	0.00050	0.20000	0.00050	0.00050
5	冷却水	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: 0-0) 1-2

図 6.22 熱伝達係数の再登録

## 6. 6 結 言

本章では、鑄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、鑄物、鑄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 $x y z$ 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ィリティーを用意した。さらに、ダイカストなどの繰り返し鑄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。

## 参考文献

- 1) 大中逸雄, 長坂悦敬, 福迫達一, 吉岡二郎: 鑄物 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: 鑄物, 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鑄造欠陥", 日本鑄物協会研究報告43, (1987), 136.
- 8) 八百 升, 曾我部暁: "金属の凝固現象および鑄造欠陥", 日本鑄物協会研究報告43, (1987), 114.
- 9) 大中逸雄, 福迫達一: 鑄物, 56 (1984), 84.
- 10) 長坂悦敬, 大中逸雄, 福迫達一: 鑄物, 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鑄鉄の組織予測

### 7.1 緒言

鑄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、球状黒鉛鑄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靱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、鑄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鑄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てきた<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鑄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鑄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

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、微小時間 $\Delta t$ 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。

$$X = 1 - \exp(-b \cdot t^n) \quad \dots (7.1)$$

(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 $A_3$ 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( $t_{AV}$ )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。まず、TTT曲線からある温度について $(X_1, t_1)$ 、 $(X_2, t_2)$ 、 $(X_3, t_3)$ の3点を得る。この3点の間にAvramiの式が成り立つとして、

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

$$n[\ln\{(t_3 - t_{AV}) / (t_1 - t_{AV})\}] = \ln[\ln(1 - X_3) / \ln(1 - X_1)] = K_2 \quad \dots (7.3)$$

(7.2)式 / (7.3)式から、

$$K_2[\ln\{(t_3 - t_{AV}) / (t_2 - t_{AV})\}] - K_1[\ln\{(t_3 - t_{AV}) / (t_1 - t_{AV})\}] = 0 \quad \dots (7.4)$$

(7.4)式を満足する $t_{AV}$ 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TTT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、まず、焼入れ

過程の熱伝導計算を行い、CCT曲線と温度-時間曲線を照し合わせる。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 $X_j$ 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 $T_j$ と $\Delta t$ 前の $X_{j-1}$ より、

$$t_{j'} = \left[ \frac{\ln \frac{1}{1 - X_{j-1}}}{b(T_j)} \right]^{1/n} \quad \dots (7.5)$$

(7.5)式を(7.1)式に代入して

$$X_j = 1 - \exp[-b(T_j) \cdot (t_{j'} + \Delta t)^n] \quad \dots (7.6)$$

となる。従って、この時の変態率の微小増加量は、

$$\Delta X = X_j - X_{j-1} \quad \dots (7.7)$$

となり、変態潜熱の発生は、

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

となる。この $\dot{Q}$ 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、 $\dot{Q}$ がないものとして温度計算

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 $\dot{Q}$ 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 $\Delta t$ 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。

$$X = 1 - \exp[-0.011(Ms - T)] \quad \dots (7.9)$$

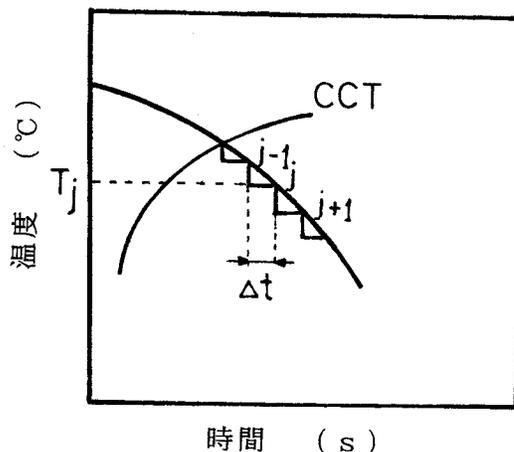


図7.1 連続冷却変態の計算方法

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 球状黒鉛鑄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靱なベイナイト組織を得ることをいう。従って、球状黒鉛鑄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

フェライト基地鑄鉄を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 $2 \times 10^3$ 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850~950℃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>。

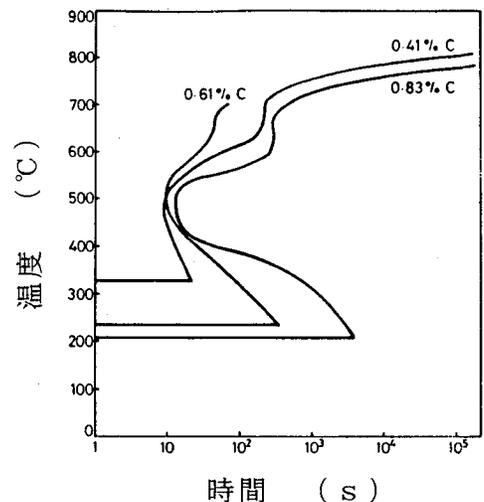


図7.2 等温変態開始時間に及ぼすC量の影響<sup>5)</sup>

球状黒鉛鑄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

鑄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>。

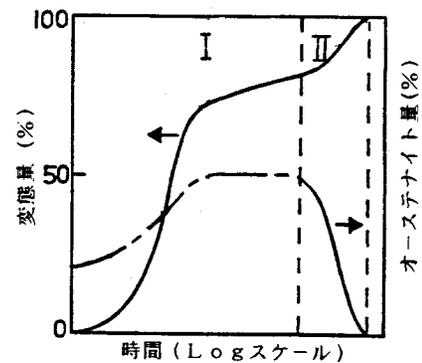
(図7.3のオーステナイト量は、オーステンパー処理中に氷水中へ急冷したときの残留オーステナイト量を意味する。)

(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( $\gamma \rightarrow \alpha + \gamma_r$ )。

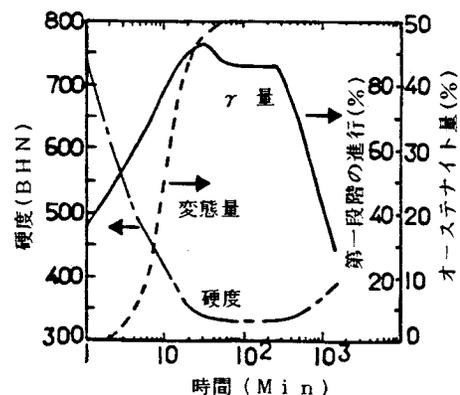
(第2段階) 高炭素オーステナイトがフェライトと炭化物に分解する過程

( $\gamma_r \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ )。

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



(a) 変態過程の模式図<sup>6)</sup>



(b) 0.8%C-3.1%Si-1.5%Ni-0.3%Mo鋼での実測値<sup>8)</sup>

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、鑄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<sup>2)</sup>は球状黒鉛鑄鉄の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、球状黒鉛鑄鉄の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鑄鉄のTTT曲線および高炭素高けい素鋼のTTT曲線を用いた。このTTT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。

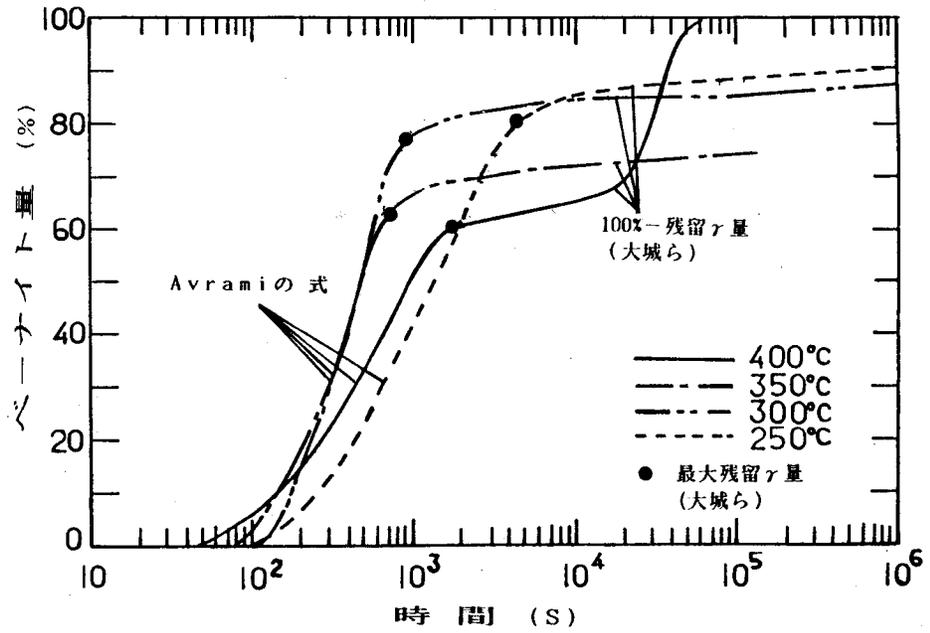


図 7.4 等温保持時間とベイナイト量の関係

(大城ら<sup>2)</sup>の実測データを基に求めた等温変態速度式)

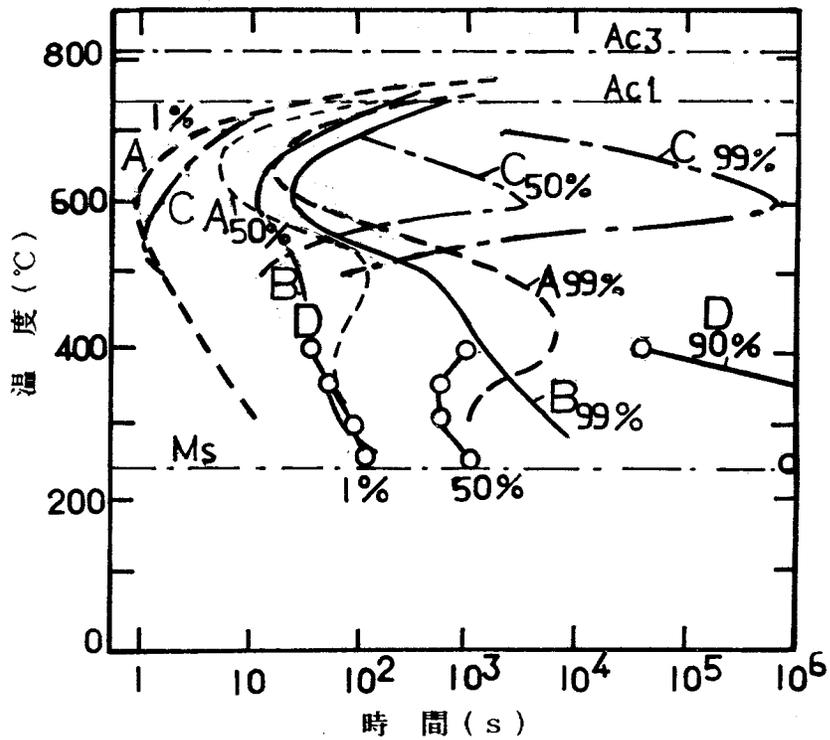


図 7.5 TTT線図

A : C-0.53 Mn-0.24 Si-2.32 Cr-0.32 鋼  
 B : C-3.68 Mn-0.25 Si-2.52 FCD  
 C : C-0.40 Mn-0.42 Mo-0.53 鋼  
 D : 図 7.4 より

### 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  $T_{TA}$  を提案する。これは、連続冷却変態を微小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。

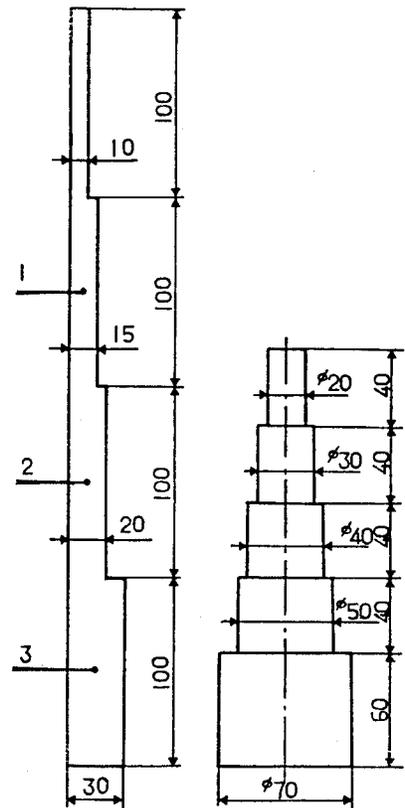
$$T_{TA} = (\sum (T_T \cdot \Delta f)) / f_T \quad \dots (7.10)$$

ここで、 $T_T$  :  $\Delta t$ 間の等温変態温度、 $\Delta f$  :  $\Delta t$ 間の等温変態量、 $f_T$  : 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るならば、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



(a)階段状平板 (b)階段状丸棒  
(奥行150mm)  
図7. 6 実験に用いたテストピースと測温位置(1~3)

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350℃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。

表7.1 供試材の化学組成 (%)

No.	C	Si	Mn	P	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

#### 7.4 実験結果および解析結果の比較

試料No.4 (Mo 0.5%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、計算によって求め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 (g/cm <sup>3</sup> )	熱伝導率 (cal/g·°C)	比熱 (cal/cm·s·°C)	潜熱 (cal/g)
FCD	7.0	0.07	0.155	30

	熱伝達係数 h (cal/cm <sup>2</sup> ·s·°C)
FCD-塩浴	0.030
FCD-流動層	0.007

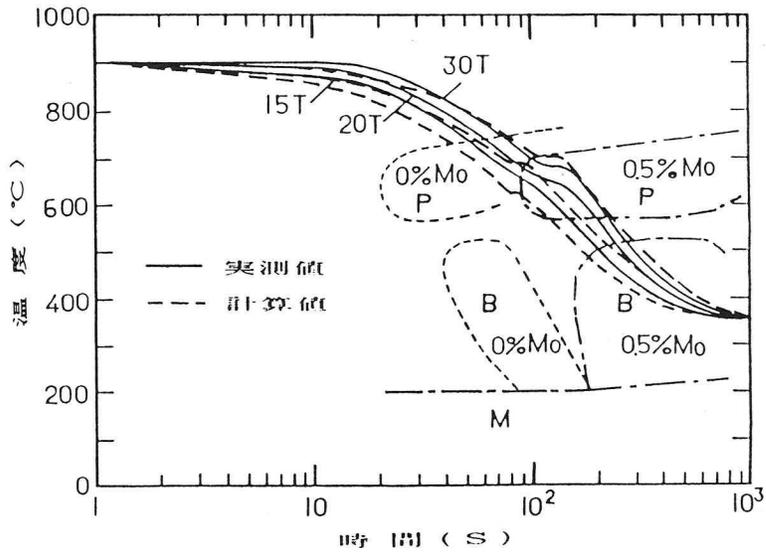
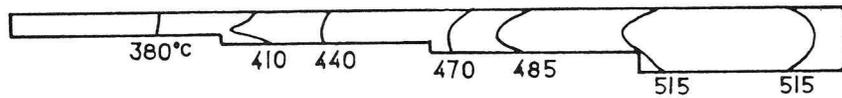
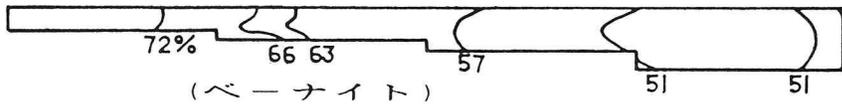


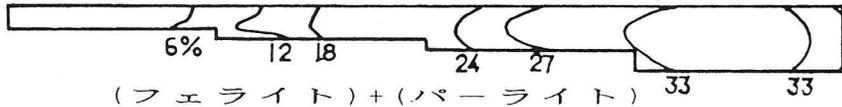
図 7.7 冷却曲線の実測値と計算値およびC.C.T.線図  
(化学組成No.4, テストピース(a))



(a) 平均変態温度  $T_{TA}$  計算結果



(ベーナイト)



(フェライト)+(パーライト)

(b) 組織予測結果

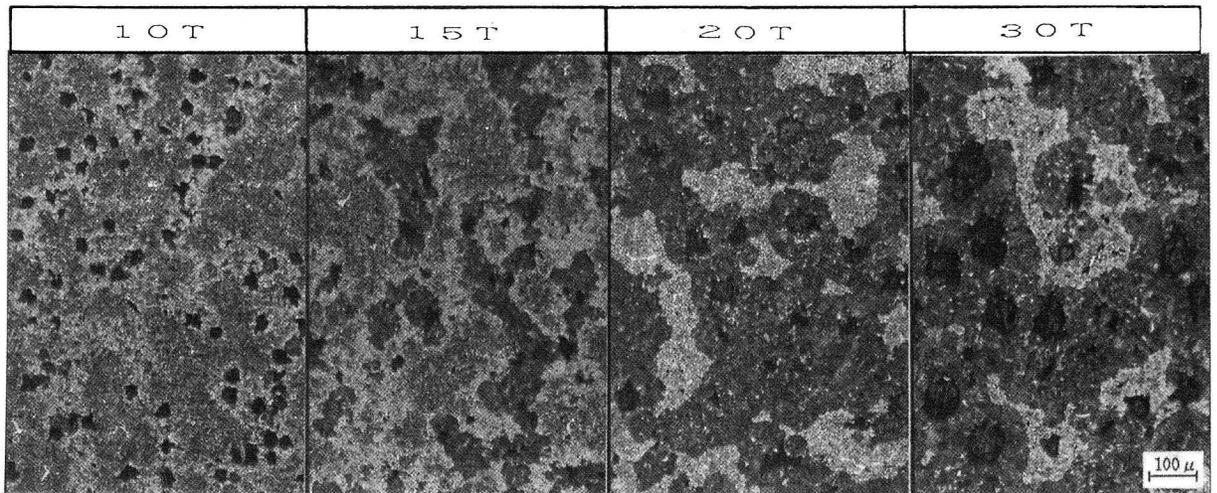


図 7.8 (c) 各肉厚の中心部分の組織  
階段状平板テストピース(化学組成No.4)の  
オーステンパー後の組織(350°C、流動層処理)

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。非合金の球状黒鉛鑄鉄では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。

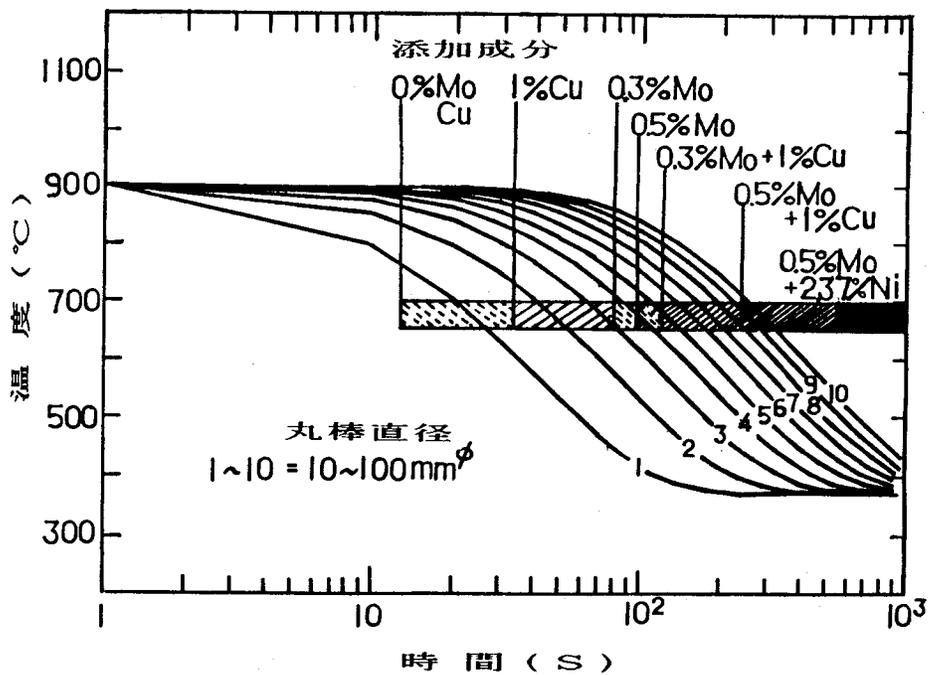


図7.9 流動層オーステンパー処理(370℃)における各丸棒の冷却曲線の計算値と各組成のFCDのパーライトノーズ

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Cu 0% + Mo 0.3%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となり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られる。次に、化学組成No.4 (Mo 0.5%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

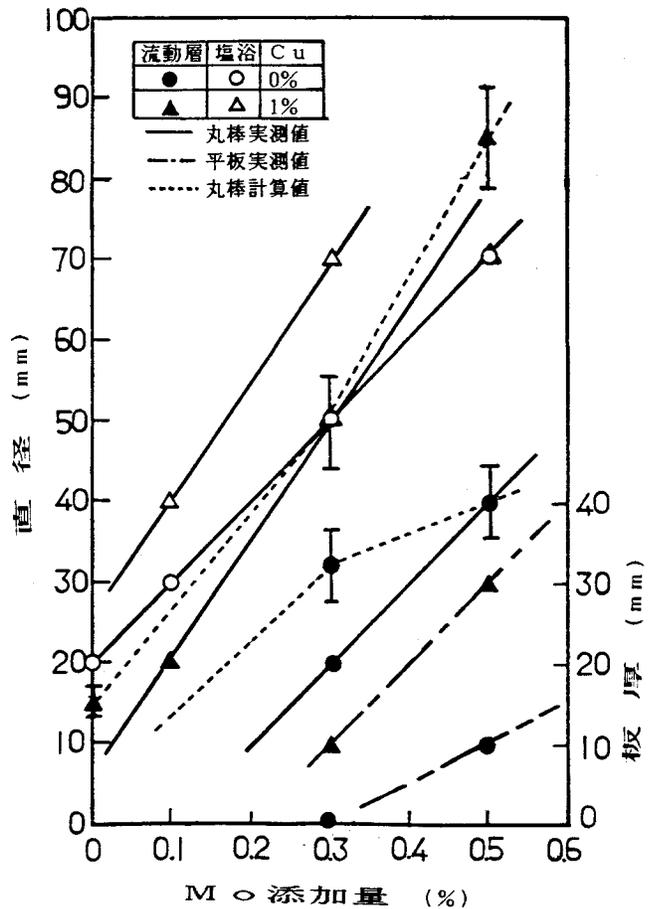


図7.10 フルベイナイトを得るためのCu, Mo添加量と供試材直径の関係

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(Cu 1.0% + Mo 0.5%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。

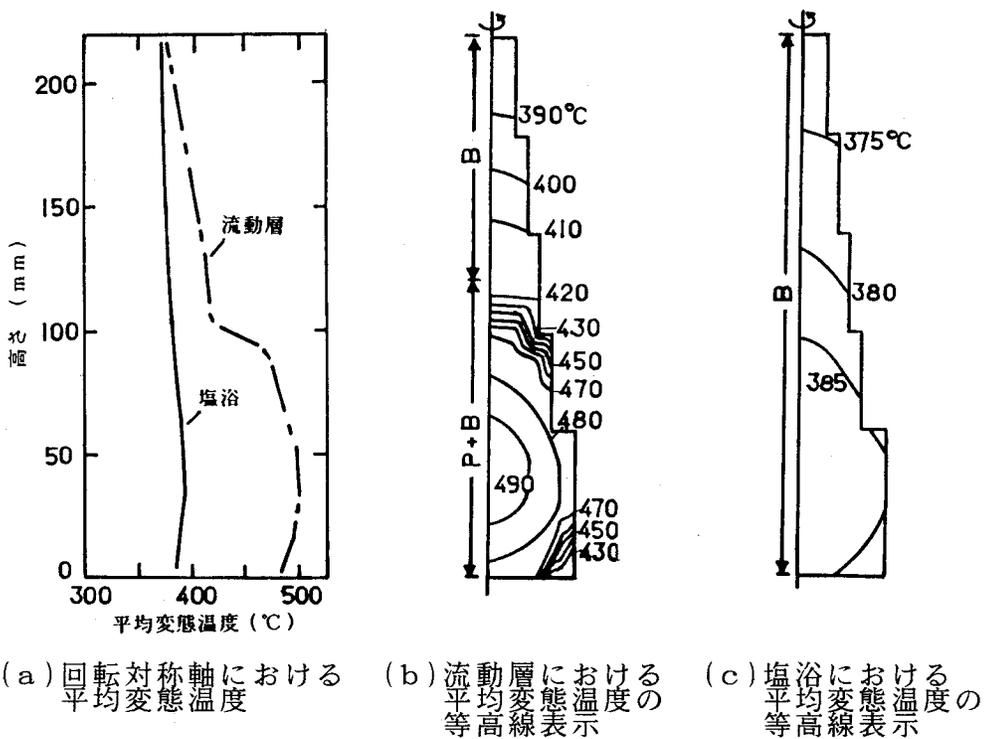


図 7.1.1 計算による平均変態温度  $T_{TA}$  (0.5%Mo, 370°C オーステンパー処理)

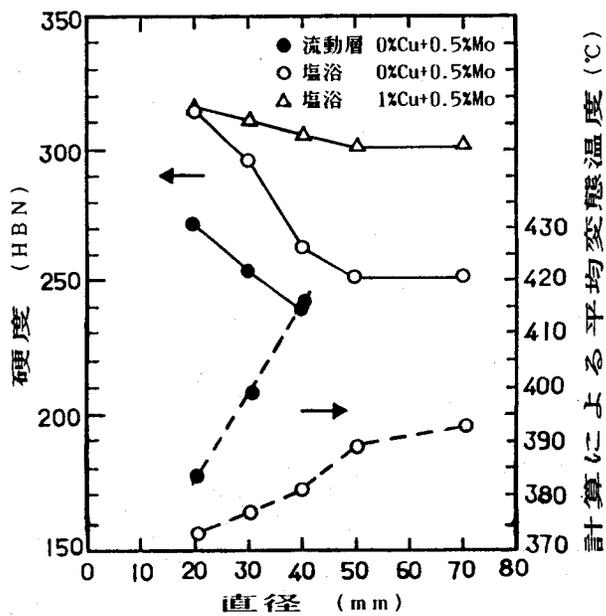


図 7.1.2 フルベイナイト組織における硬度分布の実測値と計算による平均変態温度  $T_{TA}$

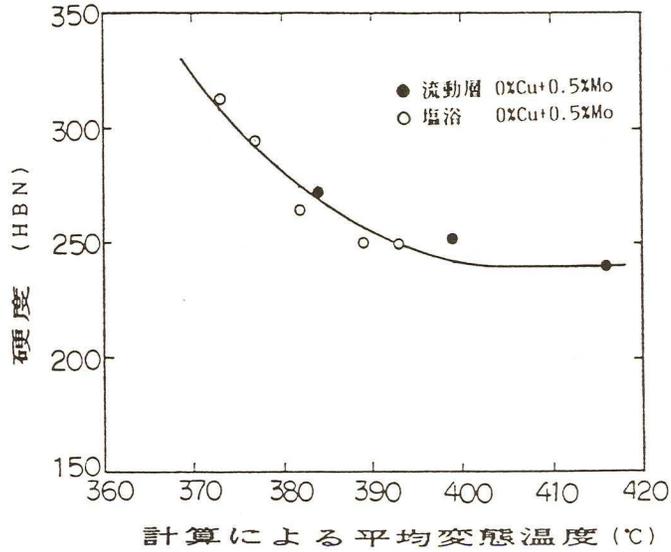
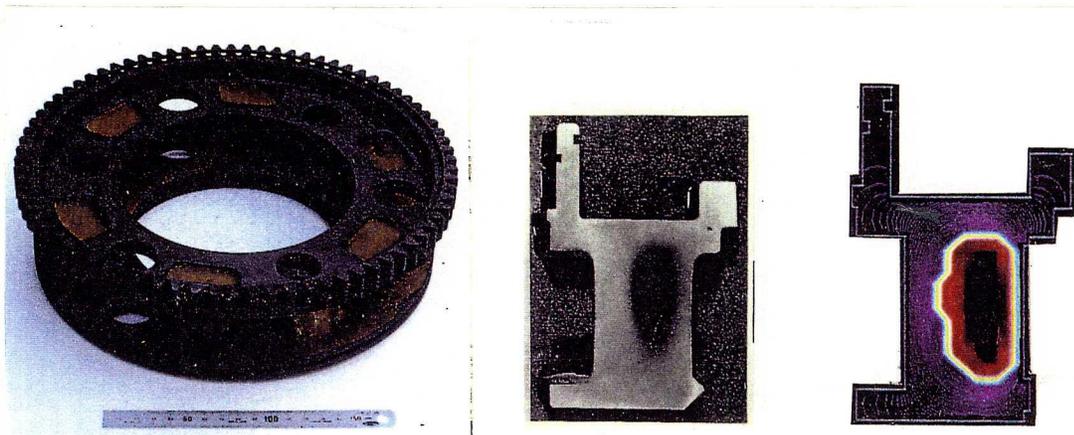


図 7.1.3 硬度 (実測値) と平均変態温度  $T_{TA}$  (計算値) の関係 (図 7.1.2 中、0.5%Mo, 流動層および塩浴処理)

図 7.1.4 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 7.1.4 (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 7.1.4 (b) の黒い部分) と比較的良好に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 7.1.4 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鑄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小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) 上田倅完, 滝田光晴, 生田浩之: 鑄物, 57, (1985), 11, 728.
- 2) 大城桂作, 沢本章, 樋渡淳一: 鑄物, 60(1988), 4, 233.
- 3) 塩川忠: ダクタイル鑄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, 日本ダクタイル鑄鉄協会, 第59回技術委員会, (1978).
- 4) 塩川忠: 鑄物, 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: 鑄物, 61(1989), 9, 637.
- 13) 堤信久, 原信明, 山内章, 関芳邦: 鑄物, 61(1989), 9, 643.
- 14) E. C. Bain and E. S. Davenport: Trans. AIME, 90(1930), 117.
- 15) E. Sceil: Arch. Eisenhüttenw., 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 鋼および鋼鑄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、鑄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、鑄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、まず、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、鋼鑄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 熱弾塑性応力解析方法

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

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。

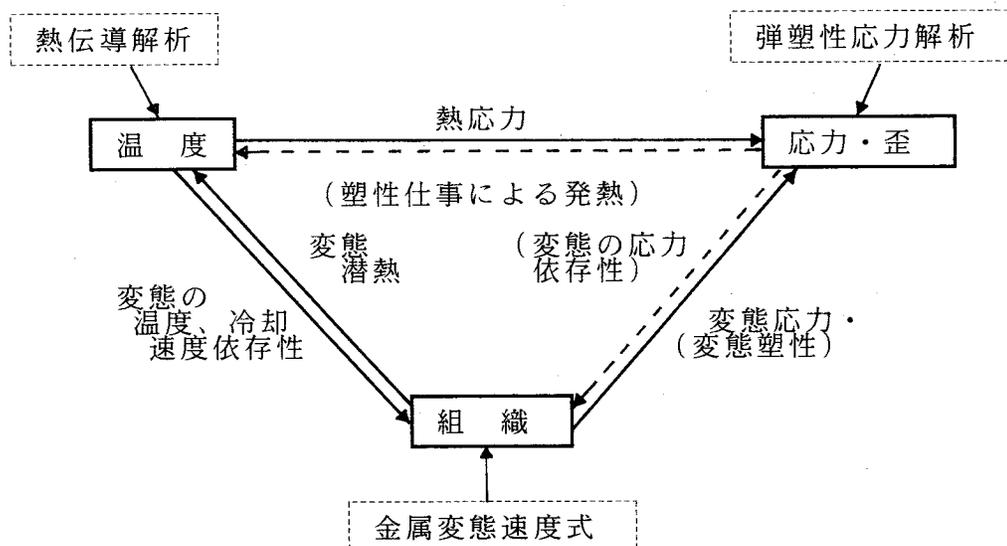


図8.1 熱処理過程における温度－組織－応力の関係

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  $r_{min}$ 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、弾性的場合には  $[D^e]$ 、塑性の場合には  $[D^p]$  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>。

$$\{d\sigma\} = [D] (\{d\varepsilon\} - \{d\varepsilon_0\}) \quad \dots (8.1)$$

ここで、 $\{d\sigma\}$ ：応力増分、 $\{d\varepsilon\}$ ：全歪増分、 $\{d\varepsilon_0\}$ ：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

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

と表される。ここで、 $\{d\varepsilon^e\}$ ：弾性歪増分、 $\{d\varepsilon^{th}\}$ ：熱歪増分、 $\{d\varepsilon^{tr}\}$ ：変態歪増分、 $\{d\varepsilon^p\}$ ：塑性歪増分、 $\{d\varepsilon^{tp}\}$ ：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 $\{\sigma\}$ に達している要素のヤング率、すなわち $[D^e]$ 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、

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

となる。また、熱歪増分 $\{d\varepsilon^{th}\}$ 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>、

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

但し、

$$\bar{\alpha} = \sum_{i=1}^M \xi_i \alpha_i \quad \dots (8.5)$$

$\alpha_i$ は組織*i*の熱膨張係数、 $\xi_i$ は組織*i*の体積分率である。

さらに、 $\beta_i$ 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 $\{d\varepsilon^{tr}\}$ は次のようになる。

$$\{d\varepsilon^{tr}\} = \{ \sum_{i=2}^M \beta_i d\xi_i \} \quad \dots (8.6)$$

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 $\{d\varepsilon^{tp}\}$ は次のように表される。

$$\{d\varepsilon^p\} = \sum_{i=2}^M \left\{ \frac{3}{2} K_i h'(\xi_i) d\xi_i \sigma' \right\} \quad \dots (8.7)$$

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)

$$K_{2-4} = 4.18 \times 10^{-5} \quad (1/\text{MPa})$$

(マルテンサイト)

$$K_5 = 5.08 \times 10^{-5} \quad (1/\text{MPa}) \quad \dots (8.8)$$

次に降伏関数  $f$  が

$$f = f(\sigma, \varepsilon^p, T, \xi_i) \quad \dots (8.9)$$

で与えられるとすると

$$f = 0 \quad \dots (8.10)$$

を満足するとき材料は降伏する。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 $\{d\varepsilon^p\}$ は、次のように与えられる。

$$\{d\varepsilon^p\} = \lambda \left\{ \frac{\partial f}{\partial \sigma} \right\} \quad \dots (8.11)$$

ここで、 $\lambda$ 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。

$$\begin{aligned} 0 &= df \\ &= \left\{ \frac{\partial f}{\partial \sigma} \right\}^T \{d\sigma\} + \left\{ \frac{\partial f}{\partial \varepsilon^p} \right\}^T \{d\varepsilon^p\} + \frac{\partial f}{\partial T} dT + \sum_{i=1}^M \frac{\partial f}{\partial \xi_i} d\xi_i \quad \dots (8.12) \end{aligned}$$

また、この場合の全歪増分は(8.2)、(8.3)式より

$$\{d\varepsilon\} = \{d\varepsilon^{e'}\} + \{d\varepsilon^{th'}\} + \{d\varepsilon^{tr'}\} + \{d\varepsilon^{th}\} + \{d\varepsilon^{tr}\} + \{d\varepsilon^p\} + \{d\varepsilon^{tp}\} \quad \dots (8.13)$$

となり、(8.11)、(8.12)、(8.13)より $\lambda$ は次のようになる。

$$\lambda = \left[ \left\{ \frac{\partial f}{\partial \sigma} \right\}^T [D^e] (\{d\varepsilon\} - \{d\varepsilon^{th'}\} - \{d\varepsilon^{tr'}\} - \{d\varepsilon^{th}\} - \{d\varepsilon^{tr}\} - \{d\varepsilon^{tp}\}) + \frac{\partial f}{\partial T} dT + \sum_{i=1}^M \frac{\partial f}{\partial \xi_i} d\xi_i \right] / S \quad \dots (8.14)$$

但し、

$$S = \left\{ \frac{\partial f}{\partial \sigma} \right\}^T [D^e] \left\{ \frac{\partial f}{\partial \sigma} \right\} - \left\{ \frac{\partial f}{\partial \varepsilon^p} \right\}^T \left\{ \frac{\partial f}{\partial \sigma} \right\} \quad \dots (8.15)$$

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。

$$\begin{aligned} \{d\sigma\} &= [D^p] \{d\varepsilon\} - [D^p] \left\{ \bar{\alpha} dT + \sum_{i=1}^M (\beta_i + \int_{T_0}^T \alpha_i dT) d\xi_i \right\} \\ &\quad - [D^p] \left( \frac{\partial [D^e]^{-1}}{\partial T} \{\sigma\} dT + \sum_{i=1}^M \frac{\partial [D^e]^{-1}}{\partial \xi_i} \{\sigma\} d\xi_i \right) \\ &= a^* [D^e] \left\{ \frac{\partial f}{\partial \sigma} \right\} \left( \frac{\partial f}{\partial T} dT + \sum_{i=1}^M \frac{\partial f}{\partial \xi_i} d\xi_i \right) / S \quad \dots (8.16) \end{aligned}$$

但し、

$$[D^p] = [D^e] - [D^e] \left\{ \frac{\partial f}{\partial \sigma} \right\} \left\{ \frac{\partial f}{\partial \sigma} \right\}^T [D^e] / S \quad \dots (8.17)$$

$$a^* = 1 \quad \dots (8.18)$$

塑性域にある材料が除荷される場合には(8.14)式の $\lambda$ が負の値をとる。

$$\lambda < 0 \quad \dots (8.19)$$

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 $[D^e]$ が $[D^e]$ 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 $\sigma_y$ を降伏応力として、円柱座標系では、

$$f = \bar{\sigma}^2 - \sigma_y^2 \quad \dots (8.20)$$

$$\bar{\sigma}^2 = \frac{3}{2} \{ (\sigma_z - \sigma_r)^2 + (\sigma_\theta - \sigma_z)^2 + (\sigma_r - \sigma_\theta)^2 + 2\tau_{rz}^2 \} \quad \dots (8.21)$$

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。

$$\sigma_y = \sum_{i=1}^M (\sigma_{y0i}(T) + H_i'(T)) \xi_i \quad \dots (8.22)$$

ここで $H_i'(T)$ 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。

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

$$[k] = \int_{V_e} [B]^T [D] [B] dv \quad \dots (8.24)$$

$$\{f_1\} = \int_{V_e} [B]^T [D] \left( \frac{\partial [D^e]^{-1}}{\partial T} \{\sigma\} dT + \sum_{i=1}^M \frac{\partial [D^e]^{-1}}{\partial \xi_i} \{\sigma\} d\xi_i \right) dv \quad \dots (8.25)$$

$$\{f_2\} = \int_{ve} [B]^T [D] \left\{ \bar{\alpha} dt + \sum_{i=1}^M (\beta_i + \int_{T_0}^T \alpha_i dT) d\xi_i \right\} dv \quad \dots (8.26)$$

$$\{f_3\} = \int_{ve} [B]^T [D] \left( \sum_{i=1}^M 3 K_i (1 - \xi_i) d\xi_i \{\sigma'\} \right) dv \quad \dots (8.27)$$

$$\{f_4\} = a^* \int_{ve} [B]^T \frac{3}{2 \sigma S} [D^e] \{\sigma'\} \left\{ \frac{\partial f}{\partial T} dT + \sum_{i=1}^M \frac{\partial f}{\partial \xi_i} d\xi_i \right\} dv \quad \dots (8.28)$$

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  $T = T_1$  から温度変化  $\Delta T$  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

$$\Delta T' = r_{min} \cdot \Delta T \quad \dots (8.29)$$

をまず与える。 $r_{min}$ 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>9)</sup>。

$$r = \left[ \frac{f}{\left\{ \frac{\partial f}{\partial \sigma} \right\}^T \{d\sigma\} + \frac{\partial f}{\partial T} dT + \sum_{i=1}^M \frac{\partial f}{\partial \xi_i} d\xi_i} \right]_{T=T_1} \quad \dots (8.30)$$

$\Delta T'$ 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、 $\lambda$ 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  $r_{min}$ 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  $\Delta T$  での全過程の応力増分を計算する。

### 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 ( $\phi 50 \times 3001$ ) の水焼入れ問題の解析を試みた。彼らは、この丸棒を  $850^\circ\text{C}$  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。

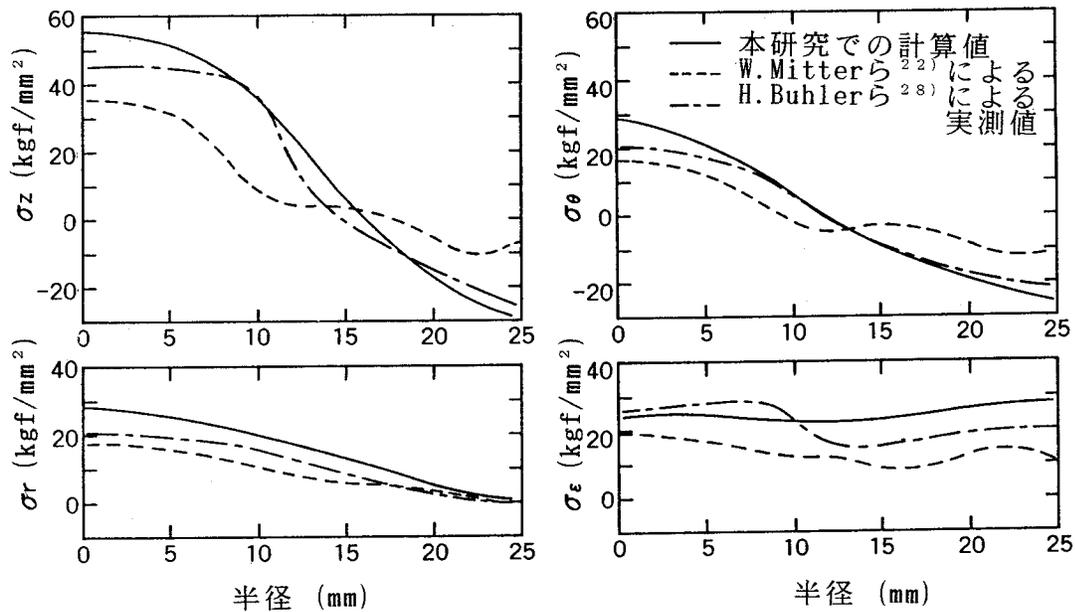


図8.2 純鉄丸棒 ( $\phi 50 \times 3001$ ) の氷水焼入れ後の残留応力 ( $850^\circ\text{C} \rightarrow 0^\circ\text{C}$ )

### 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  $75\text{ mm}$ 、長さ  $180\text{ mm}$  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ま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0.2 kg/mm<sup>2</sup>で水量密度に換算すると約1.1 × 10<sup>4</sup> (l/m<sup>2</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>。

$$N_{UB} = 1.42 P_r^{0.43} R_{eB}^{0.58} (H/B)^{-0.62} \quad \dots (8.31)$$

但し、この式が成立するのは $H/B > 8$ 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、 $N_{UB} = k \cdot B / \lambda$ 、 $h$ ：

熱伝達係数であり、ここでのH、Bの値より  $h = 0.832 \text{ cal/cm}^2 \cdot \text{s} \cdot ^\circ\text{C}$  が得られる。

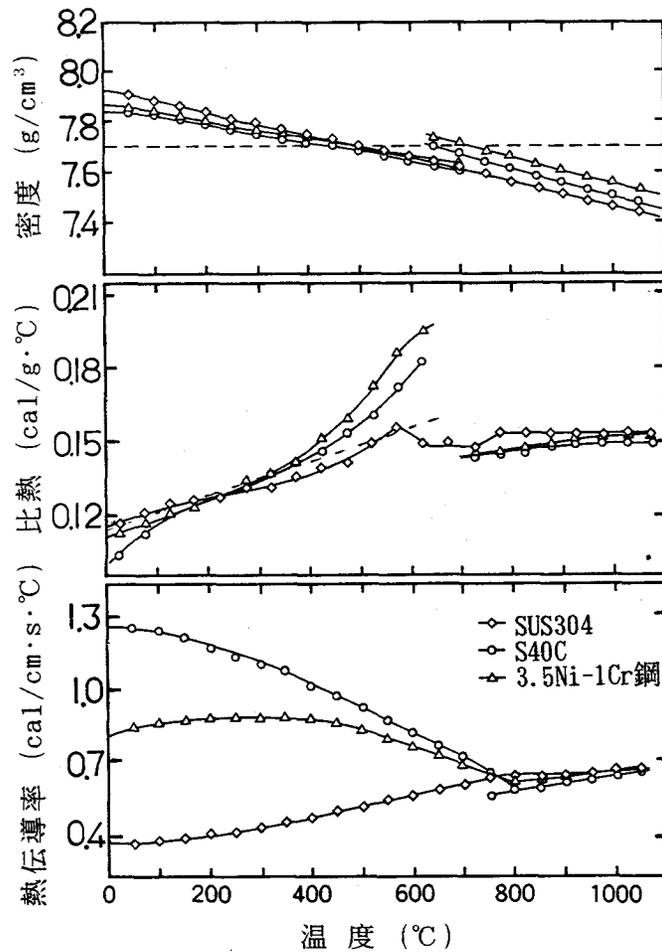


図 8.3 計算に用いた熱物性値<sup>23)</sup>

(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。

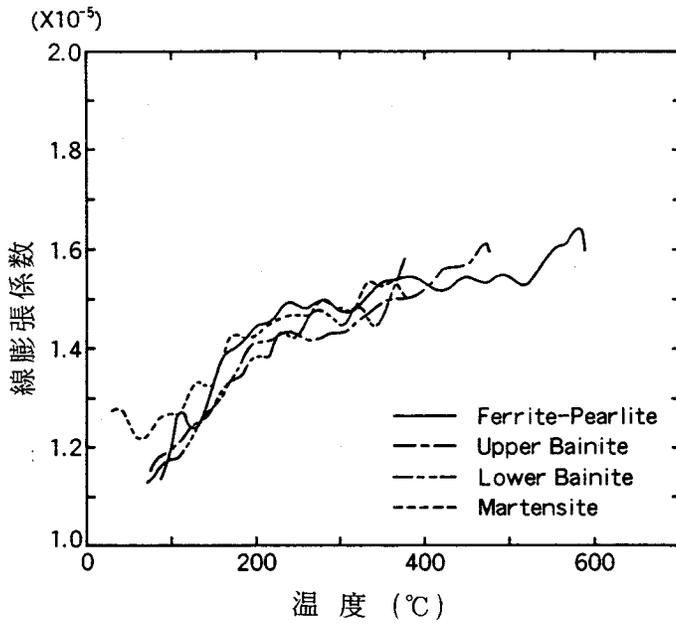


図 8.4 各組織における線膨張率

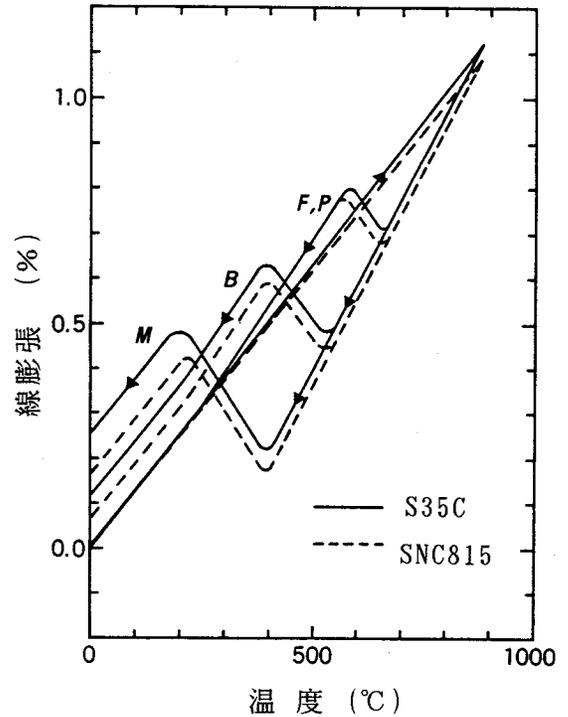


図 8.5 計算に用いた温度-線膨張曲線 (F:フェライト、P:パーライト、B:ベイナイト、M:マルテンサイト)

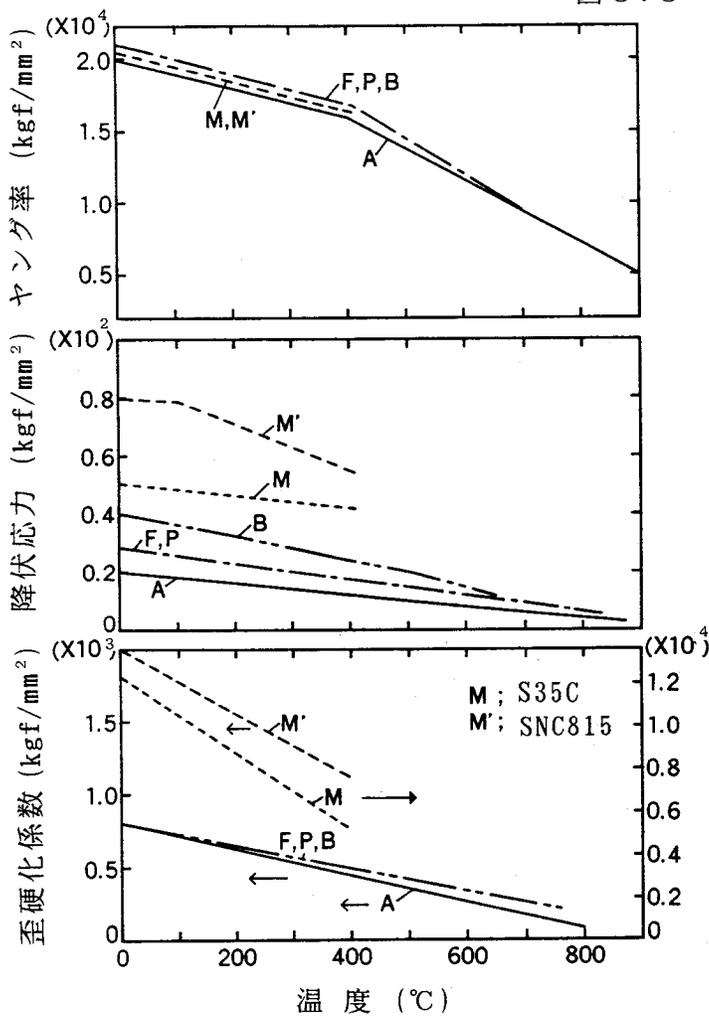


図 8.6 計算に用いた機械的性質 (A:オーステナイト、F:フェライト、P:パーライト、B:ベイナイト、M:マルテンサイト)

(d) ヤング率、降伏応力、歪硬化係数

中炭素鋼 (S 4 5 C) と S N C 8 1 5 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。S 3 5 C と S N C 8 1 5 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>24), 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。

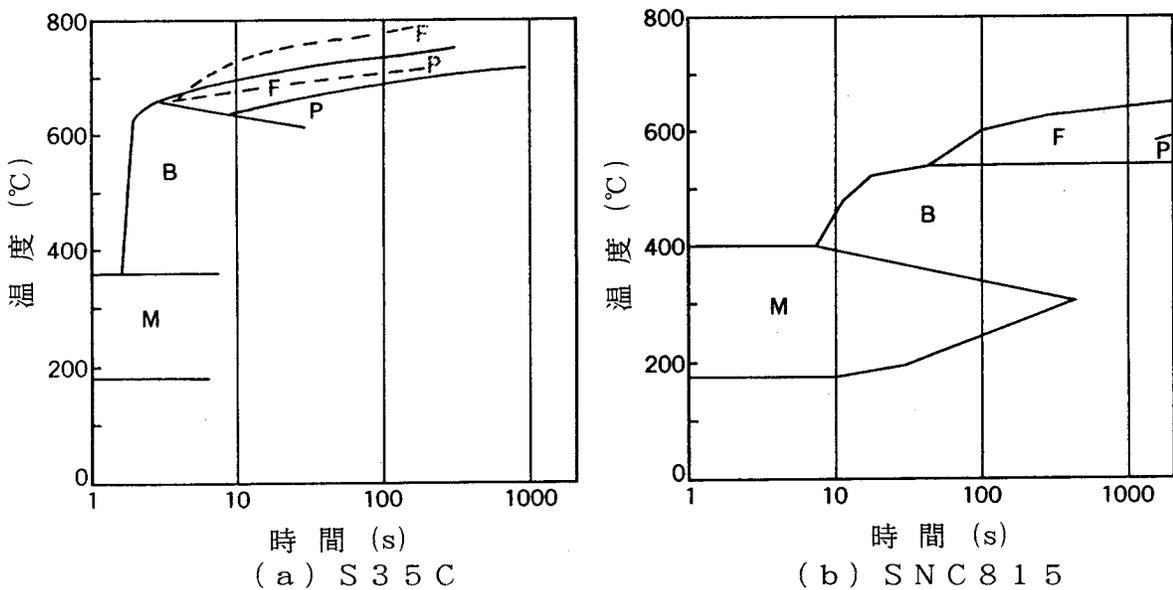


図 8. 7 CCT線図 (実線は、文献24より、破線は文献26より)  
(F:フェライト、P:パーライト、B:ベイナイト、M:マルテンサイト)

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

S 3 5 C 円柱の長さ中心断面における表面から深さ 1 0 mm、3 0 mm、さらに回転対称軸上の端面から深さ 3 0 mm 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. 1 0 に示した。両者はよく一致していることがわかる。

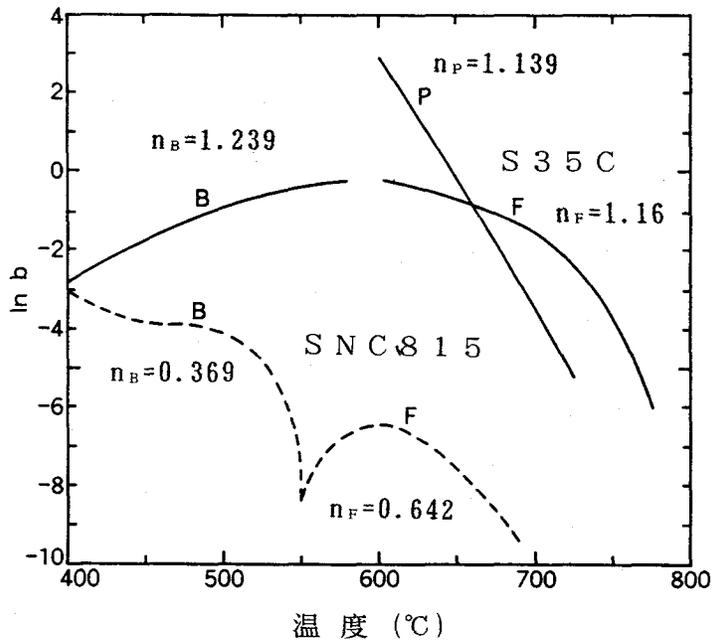


図 8.8 Avramiの式の  $b$ ,  $n$   
 (F:フェライト、P:パーライト、B:ベイナイト、M:マルテンサイト)

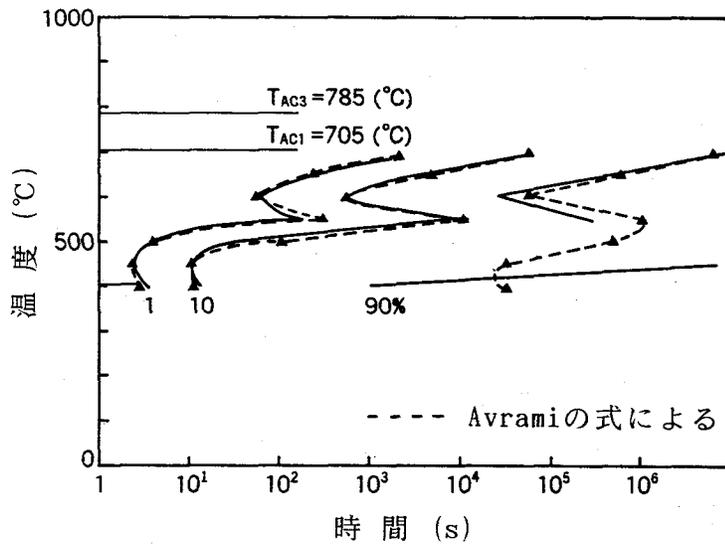


図 8.9 SNC815のTTT線図<sup>26)</sup>

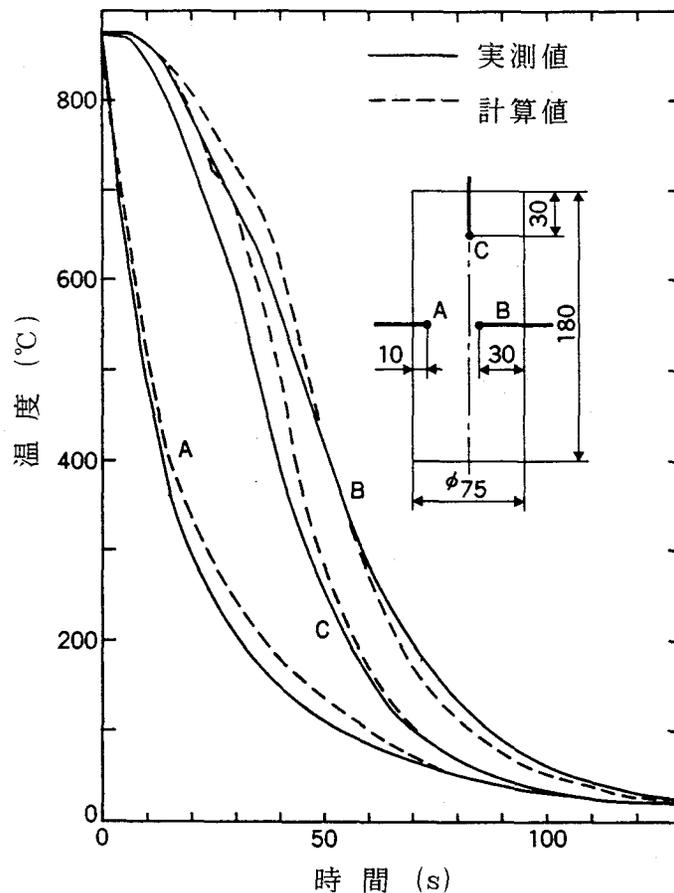


図 8.10 S35C丸棒 ( $\phi 75 \times 180$ ) の水スプレー焼入れ時の温度変化

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  $700^{\circ}\text{C}$  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、ほぼ全域がマルテンサイトとして予測されるのに対し、S35C では表面から  $3\text{mm}$  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良好に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。)

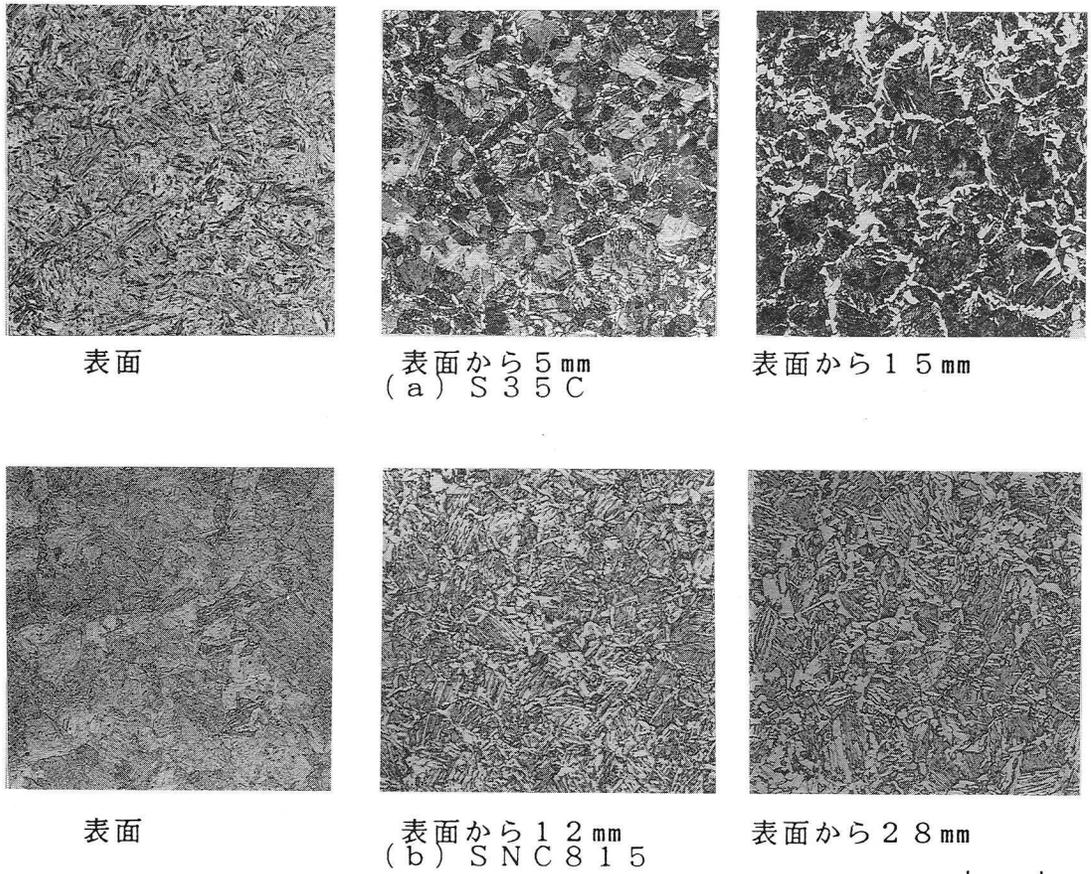


図 8.1.1 水スプレー焼入れされた丸棒中心断面のマイクロ組織 25 μm

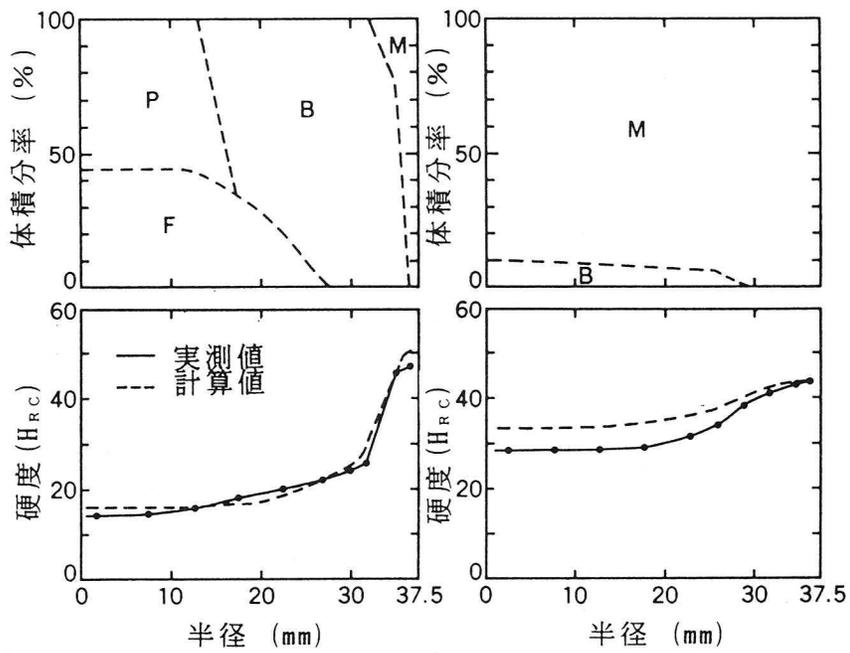


図 8.1.2 (a) S35C (b) SNC815 水スプレー焼入れされた丸棒中心断面の組織予測結果および硬度分布の実測値と計算値の比較 (F: フェライト、P: パーライト、B: バイナイト、M: マルテンサイト)

(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）。

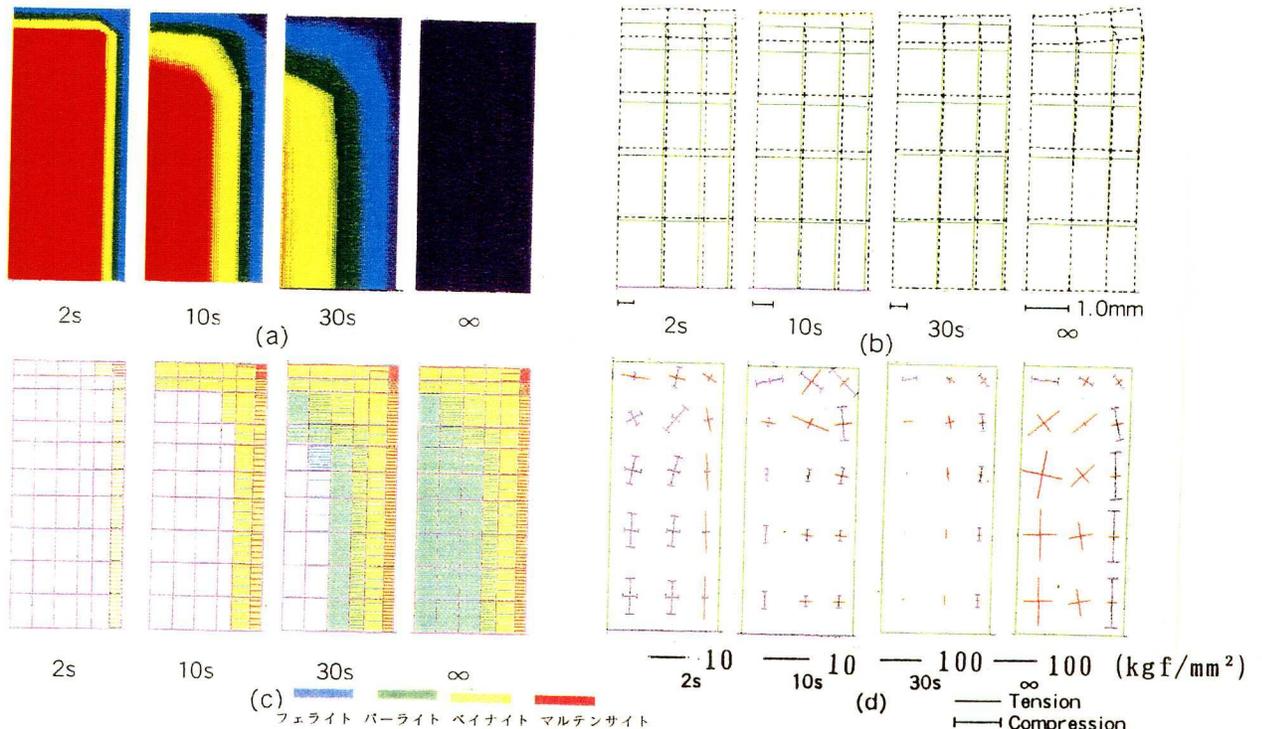


図8.13 S35C丸棒の水スプレー焼入れの計算結果  
(a)温度、(b)変形、(c)組織、(d)主応力

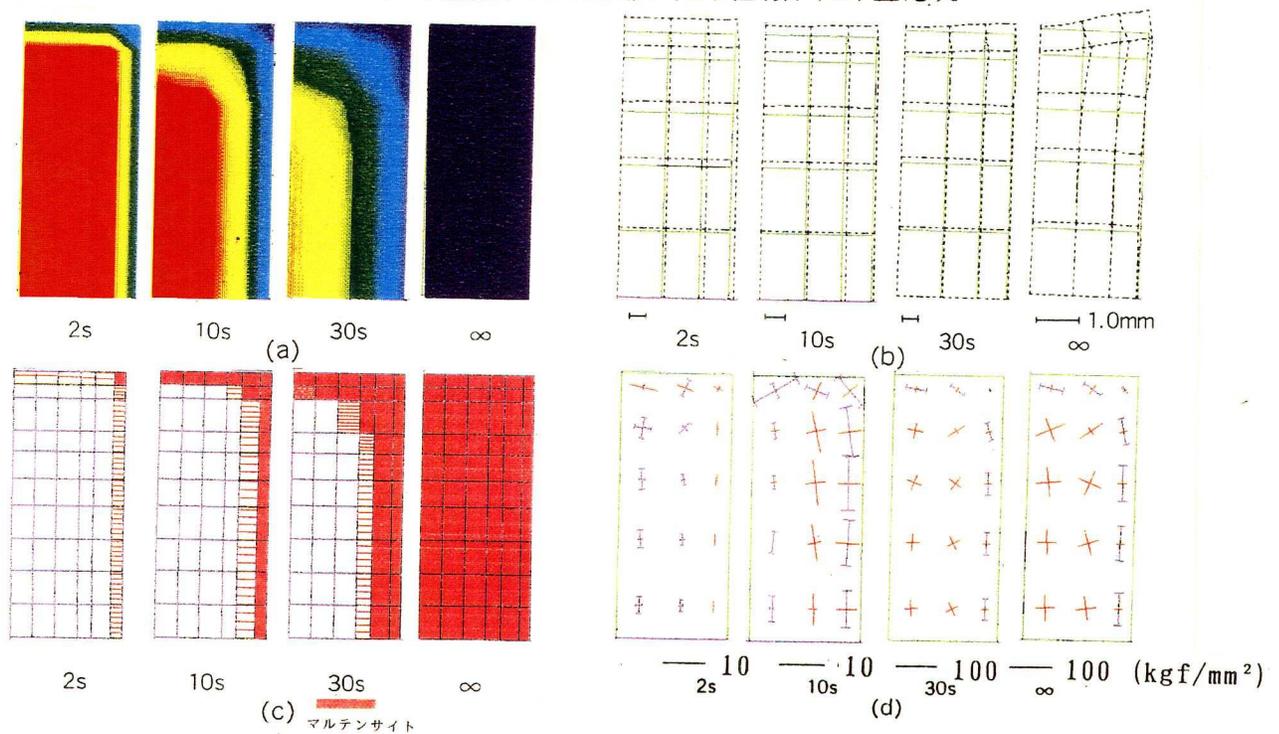


図8.14 SNC815丸棒の水スプレー焼入れの計算結果  
(a)温度、(b)変形、(c)組織、(d)主応力

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

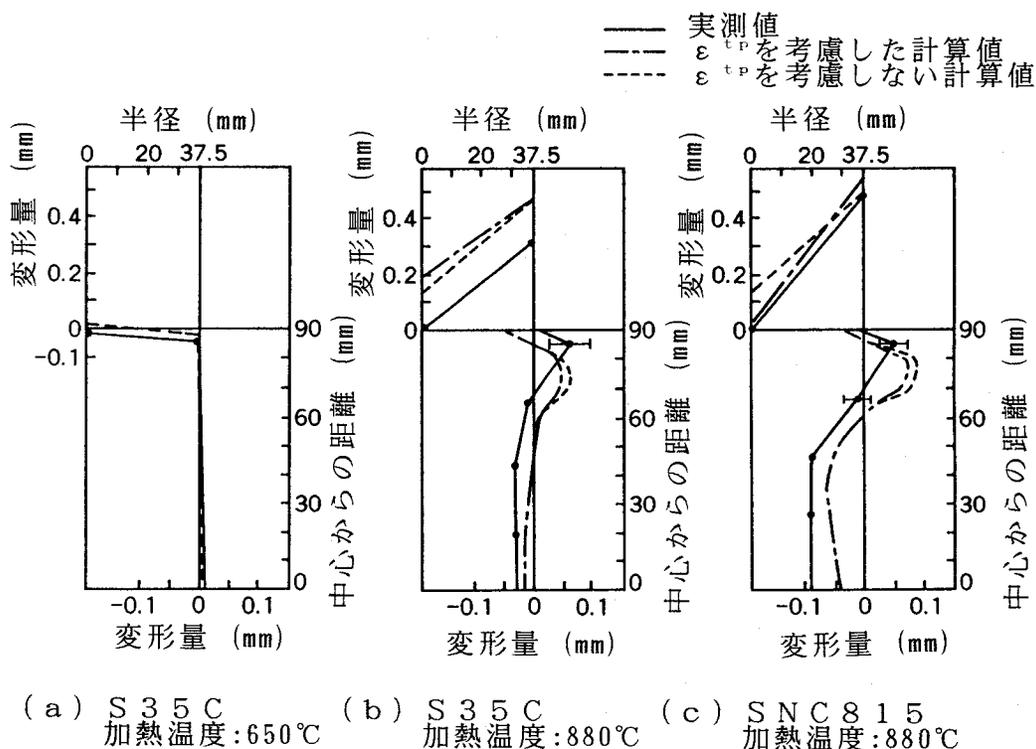


図8.15 水スプレー焼入れ後の変形

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、40 kg/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一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。

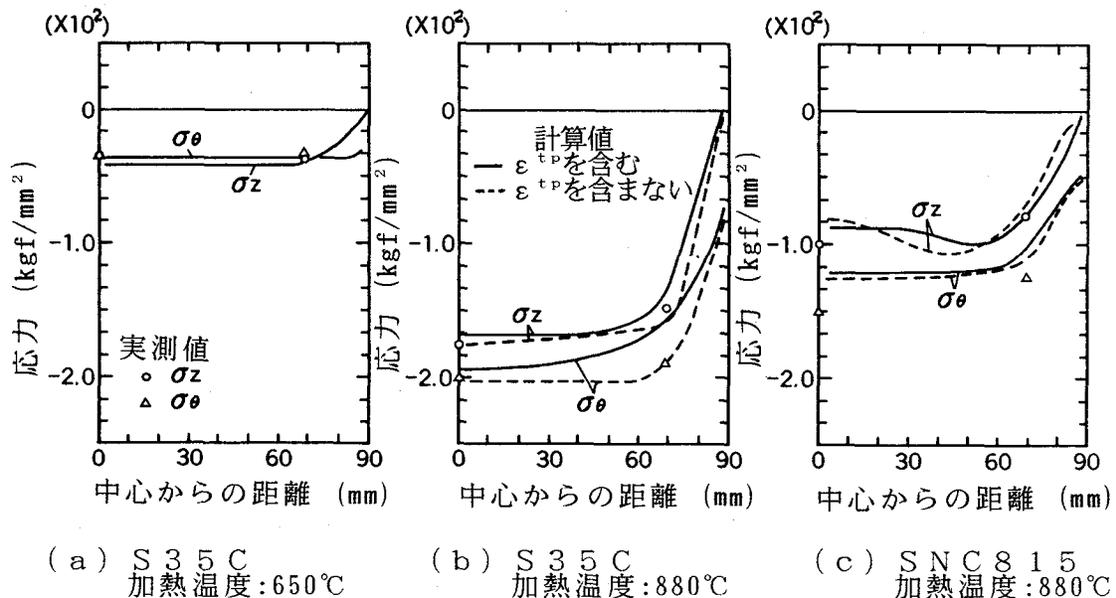
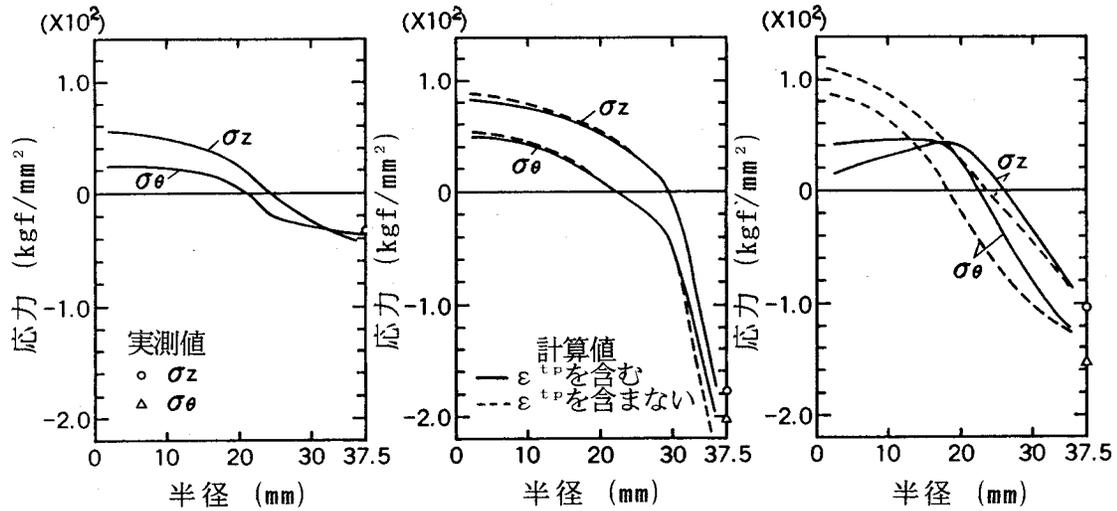


図8.16 表面の残留応力の実測値と計算値の比較  
( $\sigma_{\theta}$ :円周方向応力、 $\sigma_z$ :軸方向応力)



(a) S35C 加熱温度:650°C      (b) S35C 加熱温度:880°C      (c) SNC815 加熱温度:880°C

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  $\epsilon^{tp}$  を考慮した計算はない。 )

## 8.5 軸対称大物鋼鑄物の焼入れ解析

大物の鑄鋼品は、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、大物の鑄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の円柱状大物鑄鋼品を鑄造した。その化学組成は、表8.1に示すとおりである。この鑄鋼品を900°C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°C、400°C、600°C、800°C、900°C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%)

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Al(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  $60 \text{ kg/mm}^2$  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られる。

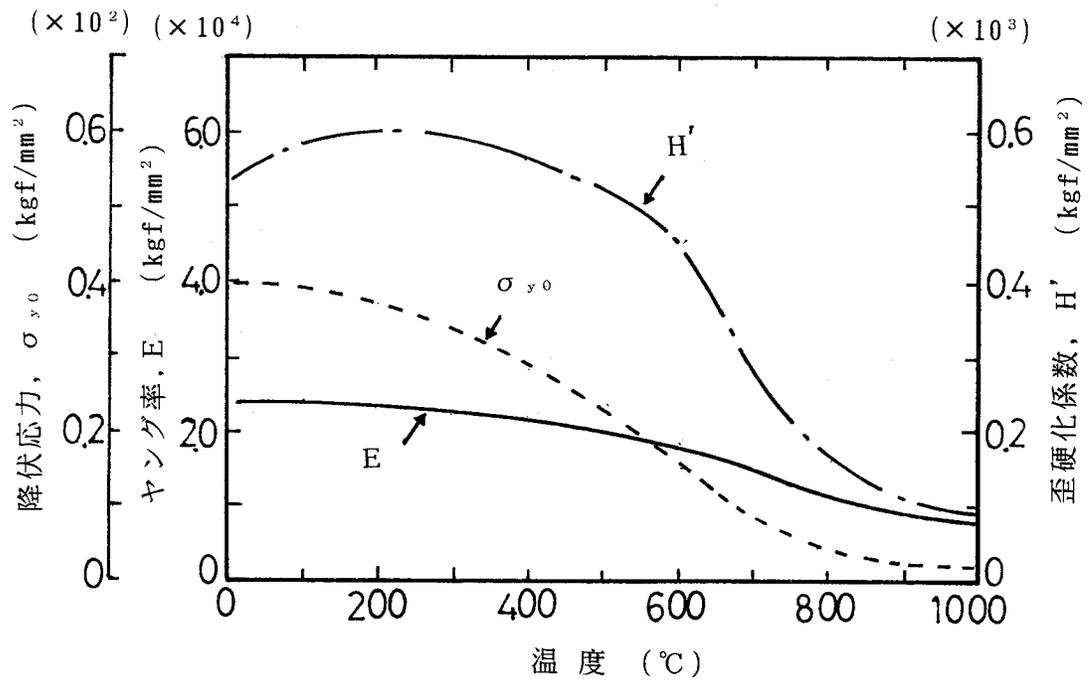


図 8.18 鋳鋼の機械的性質

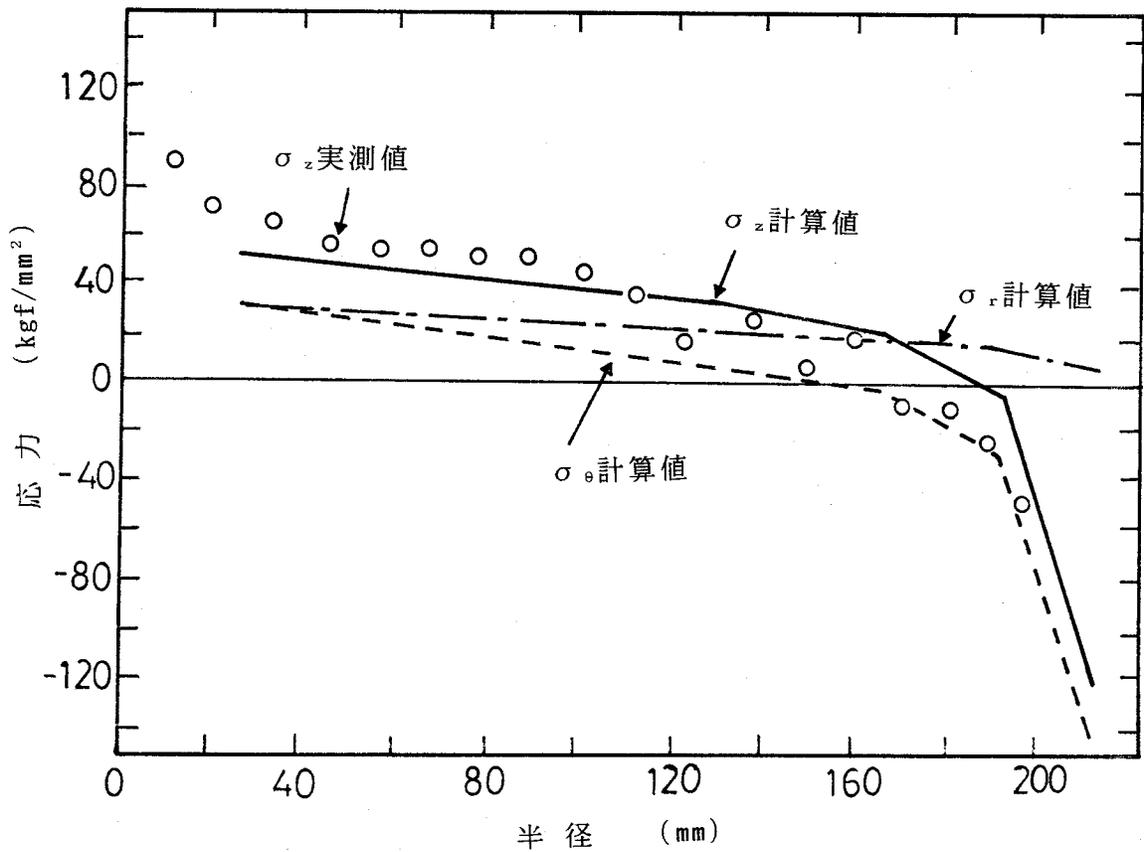


図 8.19 中心断面における残留応力の実測値と計算値

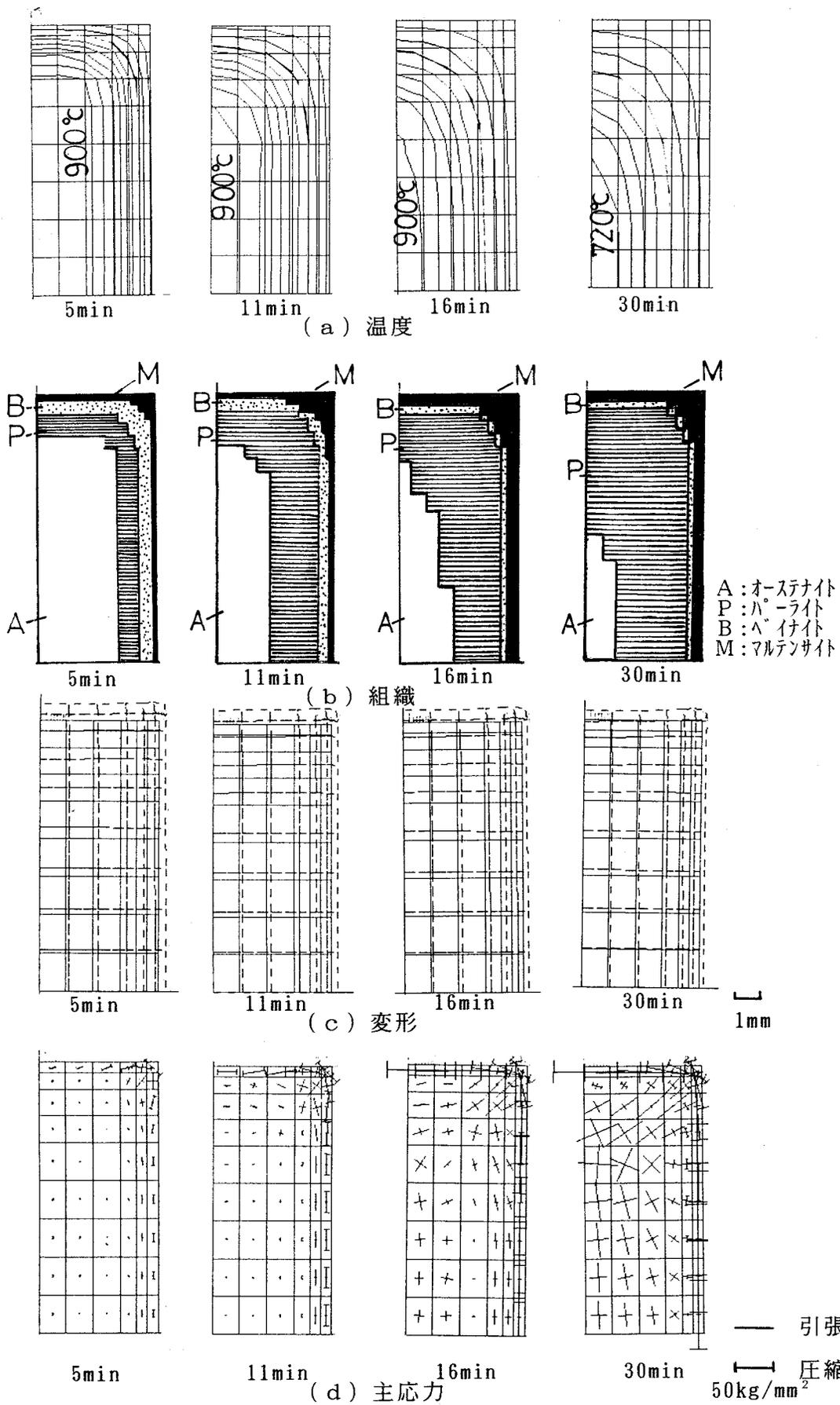


図 8.20 大径円柱鋳鋼品 ( $\phi 440 \times 1100H$ ) の焼入れ過程の計算結果

## 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、鋼および鋼鑄物の焼入れ問題へ適用した。その結果を要約すると以下ようになる。

- (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齐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) 大物の円柱鋼鑄物を水焼入れした後の残留応力分布をSack's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、鋼鑄物においても中心部分において60 kg/mm<sup>2</sup>以上の高い引張り応力が発生することが確認された。鑄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,Linköping 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) 宮尾光介,王志剛,井上達雄:材料,35(1986),1352.
- 16) S.Denis,S.Sjöström and S.Simon:Met. Trans. A,18a(1987),1203.
- 17) 井上達雄:材料科学,(1982),9,131.
- 18) O.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..

- 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、鑄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、鑄造品の品質向上、納期の短縮、コストの低減を実現し、鑄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 ( $\Delta t$ ) 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) 一般に鑄造品の凝固過程を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 $\Delta t$ 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 $\Delta t$ 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、 $\Delta t$ 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、砂型鑄造品などで鑄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字形のアルミ砂型鑄造品の例では、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鑄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鑄物(長さ/鑄物肉厚=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。実際の鑄造品を考えると、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字状ステンレス鋼鑄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ではなく、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) 鑄物表面の焼着現象については、種々の鑄型について鑄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、砂型平板鋼鑄物において、とくに注湯時に生じる鑄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) 平板鋼鑄物において、局所的な湯流れによる鑄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。注湯時に鑄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/鑄物肉厚 ( $L/T$ )、鑄型加熱時間、凝固時間、加熱位置、加熱幅などに依存して決まる。
- (2) 鑄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章の円板状鋼鑄物の鑄造実験の結果、堰の出口付近に引け巣量が多かったことは、鑄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)で求めた鑄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、薄肉鑄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、円板状鋼鋳物のマイ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マイクロポロシティ状のもの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、板中心部のマイ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)  $\pi$ 型Al-5%Si合金鋳物の凝固解析では、固相流動限界固相率 $f_{s,li}$ を0.15とした場合に、実験で求め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った。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ィリティーを用意した。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、連続冷却過程を微小な変態等温の連続として計算したときの各微小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こと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なになる。

- (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齐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られる。
- (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60 kg/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

で鑄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、鑄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、工業的な鑄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。

## 謝 辞

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、大阪工場の各工場鑄造部、小松ソフトウェ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 P 384~P 390
- (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  
鋳物 第55巻 (1983) 第12号 P 758~P 764
- (3) 板状鋳鋼品の凝固過程に及ぼす注湯時熱移動の影響  
長坂悦敬、大中逸雄、福迫達一  
鋳物 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  
鋳物 第61巻 (1989) 第2号 P 98~P 103
- (6) Three-Dimensional Computer Simulation of Casting Processes  
Y. Nagasaka, S. Kiguchi, M. Nachi and J. K. Brimacombe  
AFS Transactions (1989) P 553~P 564
- (7) Quantitative 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