

熱応力解析による鑄造割れ欠陥予測のための
固液共存状態における合金の力学特性値取得と
粘弾性構成式の構築

Measurement of the mechanical properties and
construction of the visco-elastic constitutive
equation of the partially solidified alloy
for predicting hot tearing

2017年7月

松下 彬

Akira MATSUSHITA

熱応力解析による鑄造割れ欠陥予測のための
固液共存状態における合金の力学特性値取得と
粘弾性構成式の構築

Measurement of the mechanical properties and
construction of the visco-elastic constitutive
equation of the partially solidified alloy
for predicting hot tearing

2017 年 7 月

早稲田大学大学院 創造理工学研究科

総合機械工学専攻

輸送機器・エネルギー材料工学研究

松下 彬

Akira MATSUSHITA

目次

1 章 緒論	1
1.1 本研究の社会的背景	1
1.2 Al-Mg 系アルミニウム合金の社会的ニーズ	3
1.3 固液共存状態の Al 合金を対象とした力学特性値の取得に関する知見 ..	4
1.3.1 固液共存状態の力学特性値取得のための試験方法	4
1.3.2 固液共存状態の粘性特性取得方法	6
1.4 材料の損傷が変形挙動に与える影響についての従来研究.....	8
1.5 熱応力解析による鋳造時の割れ予測に関する従来研究	11
1.6 構成式の汎用化に向けて	16
1.6.1 構成式の汎用化に向けての技術的課題	16
1.6.2 複合則による多相材料の力学特性予測に関する知見	18
1.6.3 マルチスケール解析による力学特性予測	21
1.6.4 イメージベース有限要素法	30
1.7 次章以降の構成と各章の位置づけ	31
参考文献	33

2 章 固液共存状態の合金に適用可能な粘性特性値取得手法 の提案	39
2.1 緒言	39
2.2 粘性特性値取得のための提案法の構成	43
2.3 実験方法	45
2.3.1 水平式半凝固引張試験装置と実験条件	45
2.3.2 引張-緩和試験における温度低下の影響の考慮	48
2.4 結果と考察	51
2.4.1 試験結果	51
2.4.2 粘性特性値取得結果	53
2.4.3 取得法により生じたべき乗則指数 n_{eff} の差の原因について	56
2.5 結言	64
参考文献	66

3 章 固液共存状態の Al-Mg 合金の力学特性に鑄物の初期欠陥および変形時の損傷が及ぼす影響	69
3.1 緒言	69
3.2 先行研究	70
3.3 実験方法	72
3.3.1 実験装置	72
3.3.2 供試合金	78
3.3.3 実験条件	78
3.3.4 粘性特性値算出方法	80
3.4 実験結果と考察	81
3.4.1 ポロシティ観察	81
3.4.2 強度と伸びの比較	83
3.4.3 粘性特性の比較	87
3.5 結言	90
参考文献	91

4章 鉛フリー青銅における固液共存状態の粘性特性値取得 と熱応力解析による金型鑄造の割れ予測	93
4.1 緒言	93
4.2 固液共存状態における鉛フリー青銅の粘弾性特性値の取得	94
4.2.1 供試合金	94
4.2.2 実験方法	95
4.2.3 実験結果	100
4.3 水道メーター鑄物の金型鑄造実験および熱応力解析	104
4.3.1 実験方法	104
4.3.2 解析条件	105
4.3.3 結果と考察	112
4.4 結言	126
参考文献	128

5 章 イメージベースモデリング手法を利用した固液共存状態の合金の粘弾性特性値予測とその有効性の検証	131
5.1 緒言	131
5.2 提案手法の概要と本章の構成	132
5.3 イメージベース有限要素法の適用における課題と対策	134
5.3.1 疑似 2D 解析の利用	135
5.3.2 Euler 解析の導入	142
5.4 2D 凝固組織画像の取得	153
5.4.1 組織凍結試験	153
5.4.2 組織観察	155
5.5 モデリング	156
5.5.1 モデルサイズの検討	156
5.5.2 画像処理から Abaqus への解析モデル読み込みまでの手順	158
5.5.3 モデル外周の境界条件に関する検討	163
5.6 応力解析	167
5.6.1 解析条件	167

目次

5.6.2	解析結果	173
5.7	マクロ力学特性値の予測	179
5.7.1	マクロ応力-ひずみ曲線の算出	179
5.7.2	粘弾性特性の算出	181
5.7.3	結果と考察	185
5.8	結言	194
	参考文献	195
6章	総括	197
6.1	本論のまとめ	197
6.2	今後の課題	201
	研究業績	
	謝辞	

第1章

緒論

1.1 本研究の社会的背景

鑄造技術は溶湯金属を型に流し込み成形する金属加工法であり、現在では重力鑄造、連続鑄造、ダイカスト、精密鑄造などその種類は多岐に渡る。1個あたりの製造コストが鍛造や削りだしに比べて安く、また中空形状の一体成型などが可能であるというメリットがある一方で、金属を凝固させて成形するため、凝固時の鑄物収縮により寸法が変化するというデメリットも存在する。この鑄物収縮は、単なる寸法変化のみに留まらず、反りなどの形状変化、残留応力の発生、引けや割れと言った鑄造欠陥の発生を引き起こし製造上の問題となっている。

本研究では割れ欠陥について着目した。割れ欠陥はその発生タイミングで凝固割れと冷間割れのように分けて呼ばれることもあるが、収縮により鑄物自身ないし型の拘束力を受けることで割れに至る点では同様の現象である。残留応力については焼鈍工程で、反りについては切削工程などによりある程度の対処は可能であるが、割れに関しては一度発生するとその対処は困難である。微細な割れであれば溶接などで対処可能な場合もあるものの、入熱部の組織変質により強度低下や新たな割れの原因を引き起こすこともある。また連続鑄造での割れは鑄塊一本が不良となるため、コスト面で大きな問題となる。

割れ欠陥の予防として、シェイプキャスティングでは押湯や吐かせを設けたり、冷やし金を設置したりすることで、割れの発生しやすい最終凝固部を非製品部に移動させるなどの方策が取られてきた。また連続、半連続鑄造では鑄造速度や冷却条件を変量するなどの対策が取られている。しかし、鑄物形状の複雑化や鑄塊の大型化などにより、従来のトライアンドエラーによる対策に代わって、

第1章

CAE (Computer Aided Engineering) が注目され始めた。即ち、流動凝固解析や熱応力解析による割れ予測・対策の実施である。近年では計算速度が向上し、CAE 技術の利用がより盛んになっている。

熱応力解析を実施する上で必要になるのが、鋳物、および型の力学特性、熱物性である。特に鋳物の特性値は当然のことながらその予測精度に大きく影響を及ぼす。そして鋳造過程であるため、鋳物の特性値は液相～固相の相変態をまたいで入力する必要がある。更に、実用材料は合金が殆どであり、固相線と液相線が異なり、固液が共存する温度域が存在する。割れはこの固液共存温度域で多く生じることが知られており、この温度域での特性値の取得が重要である。また、計算コストや特性値取得の問題から、弾性解析や弾塑性解析が多く行われてきたが、固液共存状態の合金が応力のひずみ速度依存性即ち粘性を示すことも確認されており、鋳物の粘性を考慮した解析が重要になると考えられる。以上を踏まえた上で、本研究では下記の点を課題として抽出した。

課題1. 粘性的性質に加えて脆性的でもある固液共存状態の合金に対して、力学特性、特に粘性特性をどのように取得すべきか

課題2. 割れ予測のための熱応力解析において、実際に粘性の考慮がどの程度予測結果に影響を及ぼすのか

課題3. 合金組成および鋳造条件の多様化というニーズに対して、解析に必要となる固液共存状態の合金の構成式およびその構築法はどうあるべきか

次節ではまず本研究の主たる供試合金に選んだ Al-Mg 系合金について、その

社会的ニーズと選定理由について述べる．そして 1.3 節以降では，上記 3 つの課題の詳細について従来研究のレビューと共に整理する．

1.2 Al-Mg 系アルミニウム合金の社会的ニーズ

アルミニウムの世界における新地金生産量は，2000 年以降の中国の大きな伸びの影響を受けて年々上昇しており，今後も増加が予想されている[1]．その部門別需要を見ると，日米共に輸送部門がトップであり，全体のおよそ 4 割を占めている[1]．中でも自動車部品に関する需要増の期待は大きい．自動化に伴う車載部品の増加や，安全性向上の為に材料の高強度・高剛性化に伴い，自動車の車体重量は増加傾向にある．その一方で近年叫ばれている温暖化対策を受けた燃費向上や操作性向上のためには軽量化が必要であり，比強度に優れたアルミニウム展伸材への材料置換を始めとしたマルチマテリアル化の流れが進むと考えられる[1]．

アルミニウム展伸材は主に半連続鋳造 (Direct Chill casting, DC 鋳造) により製造された矩形や円柱状の鋳塊 (スラブ, ビレット) に圧延や押し出しなどの塑性加工を施す事によって造られている．これら DC 鋳造品では水冷される表面部と内部の温度差により，反りや割れと言った問題が生じうる．特に割れに関しては，鋳塊 1 本全てが不良品となるため，生産性を著しく低下させる．割れ欠陥はその発生タイミングで大まかに 2 種類に分けられ，凝固中に発生する割れは熱間割れ (および凝固割れ)，凝固完了後に発生する割れは冷間割れと呼ばれている．2000, 7000 系の合金では冷間割れが，3000, 5000, 6000 系の合金では凝固割れが発生しやすいという報告がなされている[2, 3]．

本研究では，その中でも工業的に広く使われており，また大型の矩形 DC 鋳造の適用が多いとされている 5000 系[3, 4]を供試材とすることとした．大型矩形

DC 鋳造は鋳塊内外部の冷却速度差が大きく、凝固割れがより発生しやすい製造条件であると言える。また割れ発生時の損失も大きくなるため、本合金系における熱応力解析を用いた割れ予測の期待効果は大きいと考えられる。

1.3 固液共存状態の Al 合金を対象とした力学特性値の取得に関する知見

1.1 節でも述べたように、合金の固液共存状態における力学特性の取得が求められており、さらに本研究ではその中でも粘性特性の取得に着目している。そこで本節では、まず試験方法の違いについてその特徴と問題点を整理し、次に試験によって得られた応力-ひずみ曲線から粘性特性値を取得する方法についてまとめる。

1.3.1 固液共存状態の力学特性値取得のための試験方法

固液共存状態の合金の力学特性を取得するための試験方法は、試験時の応力状態と試験片を固液共存温度域に調整する際の温度履歴によって分類することが出来る。

① 試験時の応力状態：

従来、引張試験[5-15]、クリープ（一定の引張応力下での）試験[8]、圧縮試験[12, 16]、せん断試験[12, 17]などにより、半凝固状態の合金の力学特性値取得が報告されている。Ludwig ら[12]は引張、圧縮、せん断試験を行い、応力-変位曲線や固相率-最大引張強さ関係などを取得した結果、応力状態によって力学特性が大きく異なると報告している。割れは引張応力下で生じることを鑑みると、上記報告より割れ予測解析に入力する特性値は引張試験で取得することが望ましいと言える。

② 試験片を固液共存温度域に調整する際の温度履歴：

固液共存温度域で実施する試験は、常温の試験片を固液共存温度域まで加熱しそのまま試験を実施する半熔融試験[5-9]と、液相線以上の温度から固液共存温度域まで温度を下げ、試験を行う半凝固試験[10-15]に分類される。半熔融および半凝固引張試験に関しては、2000年以前の研究はEskinら[18]や渡部ら[19, 20]、2000年以降の研究は高井ら[21]によりレビューがなされている。高井らの報告にもあるように、およそ2000年を境に真応力-真ひずみ曲線の取得を行った研究が増加していることが見られる。これは、常温～固相線以下の引張試験と異なりひずみゲージが使用出来ないため、局所ひずみの測定が困難であるという点が要因として考えられる。試験片表面に冷やし金を押し付けることで凝固シェルを形成させ、そこにひずみゲージを貼るという方式も行われてはいるが[11]、試験片断面方向の温度差が80℃近く存在するといった問題もある。そのため近年の研究では高速度ビデオカメラにより最終凝固部を撮影することでひずみを測定しているものが多い。

また半熔融法と半凝固法の違いに関して調査した報告もあり[8, 13]、いずれの報告も両者の結果は異なるとされている。その原因としては、半凝固法では鑄造組織はAs castのままでありマイクロ偏析が確認されるのに対して、半熔融法では温度保持によりマイクロ偏析が軽減する、いわゆるメルトバックと呼ばれる現象が起きることが挙げられる。実際に座間ら[8]はAl-5%Mg合金におけるマイクロ組織内のデンドライト内外Mg濃度差の変化を調査した結果、1分程度の加熱時間で濃度差が約4%から1%まで低減すると報告しており、半熔融法によるメルトバックの影響は不可避だと言える。

以上より、鑄造時の割れ欠陥予測のための熱応力解析の実施を目的として力学特性値の取得を行う場合には、半凝固引張試験が最も適切だと考えられる。

1.3.2 固液共存状態の粘性特性取得方法

固液共存状態における合金の粘性特性値取得方法としては、レオメータの使用が考えられる[22]。しかしレオメータでの試験はせん断応力状態であり、1.3.1項で述べたように得られる特性値が引張応力状態の場合と異なる可能性がある。またこの手法はもともと流体の粘性を測定するためのものであり、材料が流動しないようなデンドライトコヒーレント温度以下の領域では適用できない。よってその目的は大半がレオキャスト（半凝固 casting）やチクソキャスト（半熔融 casting）の際の力学挙動の解明に限られている。

固液共存状態の引張試験において粘性特性を取得した研究[11, 13, 15]では、取得した応力-ひずみ曲線の定常応力領域における応力-全ひずみ速度（ $\log \sigma - \log \dot{\epsilon}_{\text{total}}$ ）関係を用いて2次クリープ特性を算出している。即ち、定常応力状態においては全ひずみ速度が粘性ひずみ速度に等しくなることを利用し、下式の Norton 則に代表される粘性ひずみ速度と応力の関係式から粘性パラメータ（下式の n や A ）を決定している。

$$\dot{\epsilon}_{\text{creep}} = A\sigma^n \quad (1.1)$$

$$\log \dot{\epsilon}_{\text{total}} = n \log \sigma + \log A \quad (1.2)$$

この手法は固相線以下の高温度域における引張試験での粘性特性取得法をそのまま固液共存温度域に適用したものである。ここで問題となるのが、粘性的挙動に加え脆性的挙動も示す固液共存状態の合金において、明確な定常応力領域を持った応力-ひずみ曲線を取得できるのかという点である。Fig. 1.1 は高井ら[15]が取得した Al-5%Mg 合金の応力-ひずみ曲線であるが、引張速度 6.0 mm/min の結果では最大応力到達後すぐに応力が減少していることが分かる。前述の従

来研究では、いずれも最大応力（ピーク応力）とその時のひずみ速度から粘性特性を算出しているが、その妥当性については疑問が残ると言える。高井らは得られた粘性特性値 n が、固相線を境に不連続であったことを報告しており、その原因は変形挙動の違いではないかと述べている。また Magnin ら[11]は m 値($=1/n$) が固相率低下に伴って 1 に漸近しなかった点について着目している。この結果は、液体のアルミニウム合金は凡そニュートン流体と見做せるため、固相率の低下に伴って $n = 1$ に近づくはずであるという考察に反しており、その原因は damage-dominated behaviour（損傷が支配的な挙動）にあるのではと述べている。両者の考察にはいずれも実験的根拠が示されていないが、鋳物が脆性的であるために損傷が支配的な変形挙動を示し、それが応力-ひずみ曲線で明確な定常応力を示さない原因になっているとも考えられる。そこで次節では、対象を固液共存状態の合金から広げ、材料の損傷が変形挙動に与える影響について調査した結果について述べる。

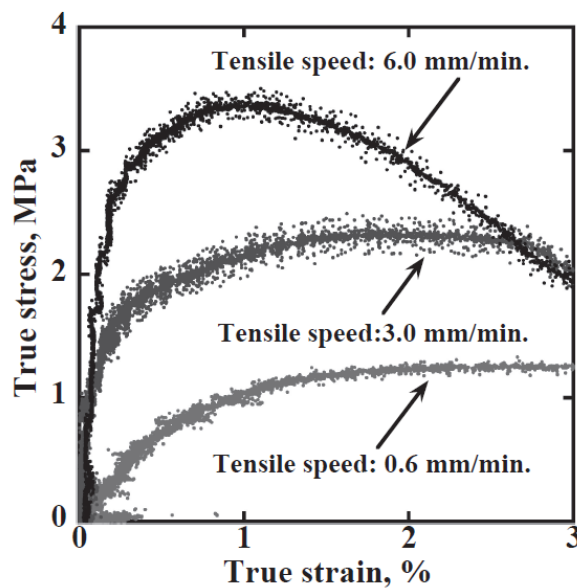


Fig. 1.1: True stress–true strain curves of partially solidified state at 530 °C ($fs = 0.914$). [15]

1.4 材料の損傷が変形挙動に与える影響についての従来研究

固液共存状態の合金の粘性特性値取得において、Magnin ら[11]が述べたように損傷が支配的な変形を生じていた場合、力学挙動にどのような影響を及ぼし得るのかについて、種々の分野における損傷と変形挙動の関係を調査した研究についてレビューした。

戸田ら[23]は、超ジュラルミンの A2024-T3 の圧延板材を供試材とし、X 線トモグラフィーによる引張時のその場観察を行うことで、水素ポロシティが延性破壊挙動に及ぼす影響について調査した。Fig. 1.2 に引張時の応力-ひずみ曲線を、Fig. 1.3 に取得された引張前後の段階における 3D イメージの例を示す。水素ポロシティは赤色、金属間化合物は緑色で表示されている。赤丸で囲われた部分で水素ガスポロシティの成長が、青丸で囲われた部分で新たに生成したボイドが確認できる。この結果は、引張試験中、応力が上昇している領域においても材料の損傷が進行しうることを実験的に示していると言える。

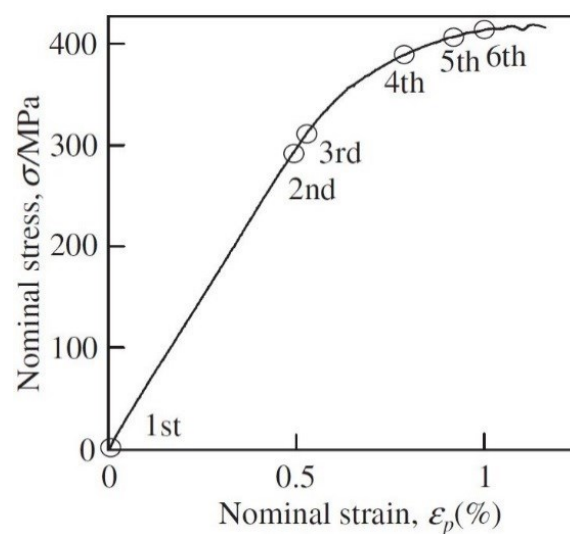


Fig. 1.2: Nominal stress-plastic strain curves during the tensile test with CT scans showing 6 stages of scanning. [23]

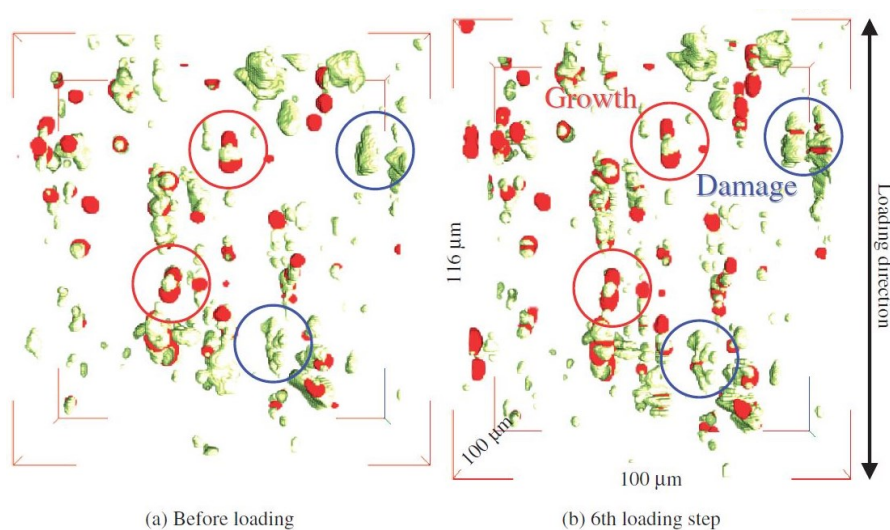


Fig. 1.3: 3D perspective view of micro-pore representing micro-pore growth and void nucleation/growth in the material. [23]

Pijaudier-Cabot ら[24]は、発泡スチロールビーズを変量して混ぜ込むことにより作製した密度の異なるモルタル試験片で 3 点曲げ荷重試験を実施し、アコースティック・エミッション (Acoustic Emission, AE) を測定している。AE とは、「固体が塑性変形あるいは破壊する際にそれまで貯えられていたひずみエネルギーが解放されて弾性波の生じる現象」 [25]であり、AE の発生位置をモニタリングすることで微小亀裂の発生位置を調査することが出来る。結果として、ポロシティ率が高いほど亀裂発生位置は非局在化する傾向を示したと述べている。また Pandey ら[26]は、3 種類の多孔質セラミックを供試材料に引張試験を行い、その際の鋳物表面の変形を CCD カメラで撮影することで、画像相関法 (Digital Image Correlation, DIC) によりひずみの分布を確認している。Pandey らの結果も Pijaudier-Cabot らと同様の傾向であり、初期亀裂密度が高いほど、ひずみ分布が均質化したと報告している。これら 2 つの報告は、材料に初期欠陥が多く、且つ欠陥が比較的均質に分布している場合、欠陥が亀裂発生や亀裂進展の起点とな

第 1 章

るために、損傷および変形が非局在化するというを示唆している。

以上より、材料内の初期欠陥分布によっては、変形に伴い損傷が進行し、見かけ上均質な伸びを生じ得ることが示唆された。半凝固引張試験における試験片では、引張開始前にゲージ領域である最終凝固部にガスポロシティや鑄巣が生じていることは十分に考えられる。また固液共存状態であること自体、既に強度の大きい母相（固相）内に強度の低い第 2 相（液相）が存在している複合材と見なせるため、その分布（凝固組織形態）が変形の局在化・非局在化に影響を及ぼす可能性も示唆される。

つまり固液共存状態の引張試験で取得した応力-ひずみ曲線において、見かけ上の定常応力領域では既に損傷が発生している可能性が示唆された。そこで本論である第 2 章では、損傷の影響を受け難い粘性特性値取得法について提案しその有効性について実験的に検証を行う。また第 3 章では、押湯での初期欠陥量低減により物理的に損傷発生を低減した場合、得られる粘性特性値が上記提案手法と同様の傾向を示すのかについて検証を行う。

1.5 熱応力解析による鋳造時の割れ予測に関する従来研究

本節では、1.1 節で述べた課題の 2 つ目、「割れ予測のための熱応力解析において、実際に粘性の考慮がどの程度予測結果に影響を及ぼすのか」を取り挙げた背景について述べる。

近年、鋳造過程における割れ欠陥の対策として熱応力解析による割れ予測の適用が期待されている[27-30]。鋳造時の熱応力解析に関する研究の中でも、特に凝固割れ予測に着目して整理したものとしては、高井らのレビュー[31]が挙げられる。高井らは 1990 年台以降から DC・CC 鋳造、2000 年台以降からシェイプキャスティングを対象とした凝固割れ予測が盛んになっていると報告している。前者の発展が早かったのは、解析対象の鋳塊がスラブ(矩形)やビレット(円柱)など単純形状で対称性を有しているため、境界条件の設定により解析負荷を低減し易いことが理由として考えられる。

DC 鋳造の割れ予測解析では製造パラメータを変量し、その際の応力分布や割れ予測指標の分布を調査している。Lalpoor ら[32-34]は Al 合金 AA7050 の DC 鋳造シミュレーションにおける冷間割れの感受性調査として、鋳造速度や水冷条件、ビレット径などの製造パラメータを変量した上で、鋳造過程中の応力成分の履歴に着目している。彼らの結果では最大主応力成分の約 80%が静水圧応力(平均応力)成分であり、また最大主応力はピークを示した後に減少し、安定値を示している[33] (Figs. 1.4 and 1.5)。Lalpoor らは「非平衡共晶が三軸応力下となり、高い平均応力を示すビレット中心部では特に、固相線以下の割れが生じ易い。非平衡共晶の力学挙動が不明瞭でも、複雑な結晶構造とスリップシステムの為に 3 軸応力下で割れ易いのは推測に難くない。」[34]と述べており、また「ミクロスケールで見ると、マイクロクラックは固相線温度以上で液膜に沿って生じる。」[34]とも報告している。つまり凝固中においては、三軸応力下(引張の静水圧応力下)

で、粒界の残留液相が負圧になることでボイドが発生し、その連結によりマイクロクラックが形成されると考えられる。また割れ予測指標としては Damage porosity $g_{p,d}$ [35, 36]などがよく知られている。

$$g_{p,d} = \int_{t_f}^t g_s [\dot{\epsilon}_{xx}^{vp} + \dot{\epsilon}_{yy}^{vp} + \dot{\epsilon}_{zz}^{vp}] dt \quad (1.3)$$

ここで g_s は固相率、 $\dot{\epsilon}_{xx}^{vp}$, $\dot{\epsilon}_{yy}^{vp}$, $\dot{\epsilon}_{zz}^{vp}$ は粘塑性ひずみ速度、 t_f はヒーリング停止固相率に到達した時刻をそれぞれ表す。この式は、ヒーリング停止後における材料の非弾性体積ひずみ量の積算値である。本パラメータは固液 2 相にポロシティ相を加えた 3 相モデルに適用されるものであり、非弾性体積変形の進行はポロシティの発生を意味する。近年ではその他にも ICS[37, 38]や HTI [39]などの非弾性ひずみの積算値をベースとしたパラメータが提案されている。

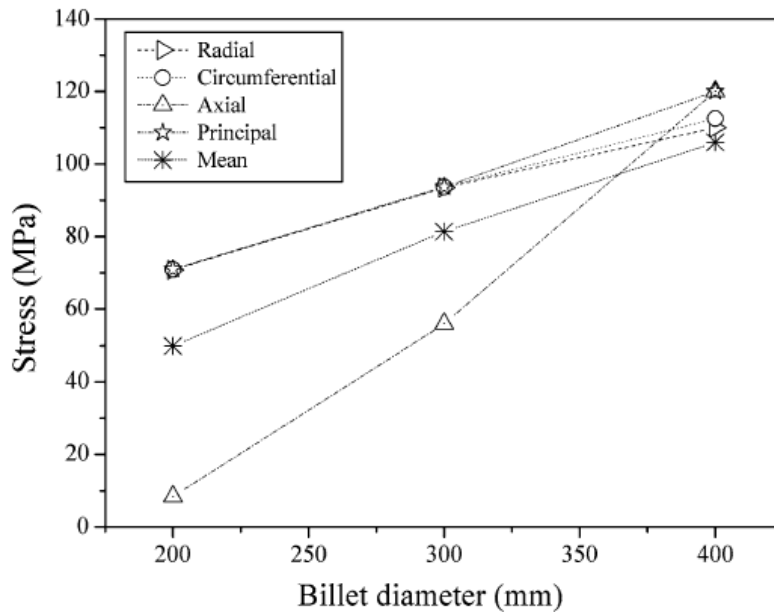


Fig. 1.4: Effect of billet size on residual stress values formed in the center of the billet at the standard casting speed of 1 mm/s. Radial, circumferential, axial, maximum principal, and mean stresses are reported in this figure. [33]

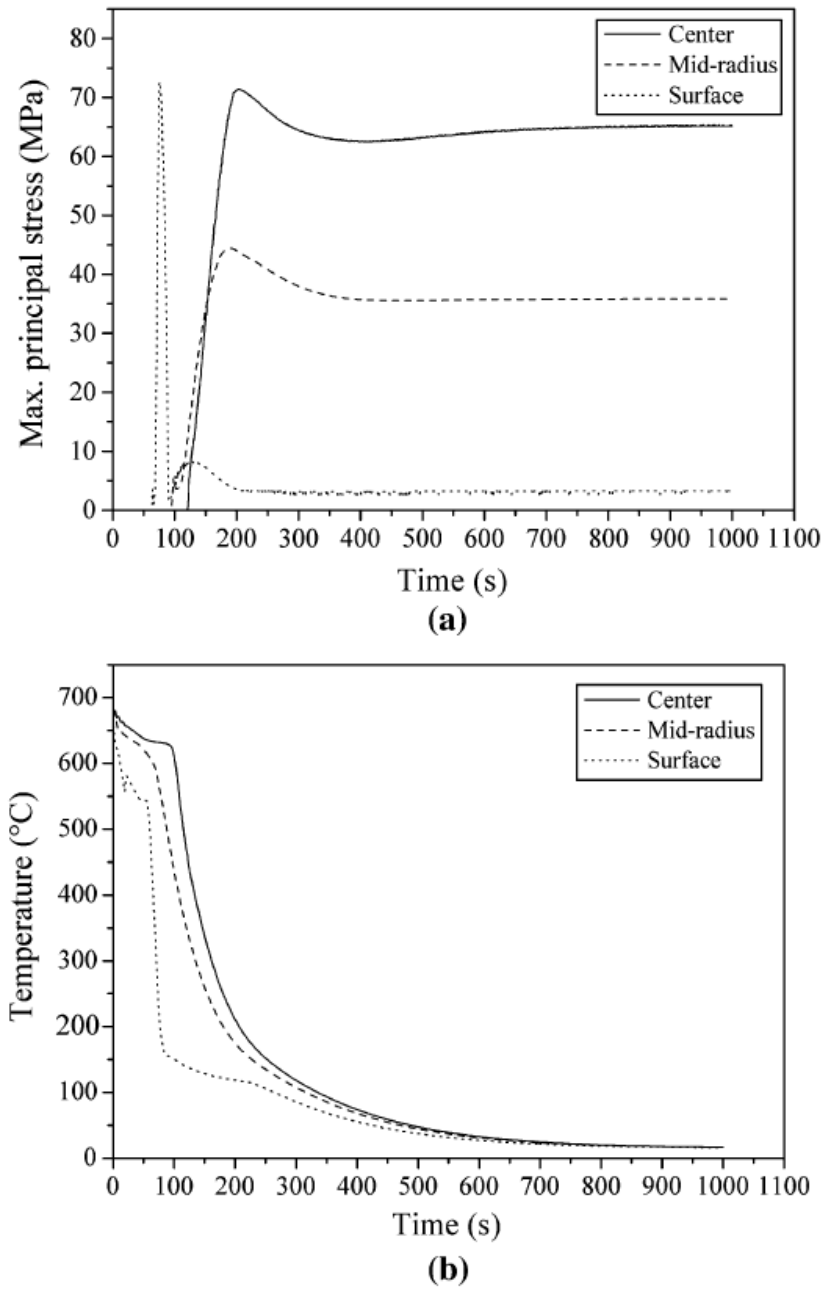


Fig. 1.5: Computer simulation results showing (a) maximum principal stress values for the center (65 mm above the bottom block), mid-radius (35 mm above the bottom block), and surface (65 mm above the bottom block) of the billet cast. (b) Cooling curves for the points mentioned previously. [33]

使用する構成式についても弾・粘塑性構成式を使用している研究が多く見られる。上記の Lalpoor らの例では、低温度域では Ludwig モデル[40] (Eq. 1.4), 高温域では cohesion モデル[41] (Eq. 1.5) を採用している。cohesion モデルのパラメータの詳細については Table 1.1 に記載した。

$$\sigma = K(T)(\varepsilon_p + \varepsilon_p^0)^{n(T)}(\dot{\varepsilon}_p)^{m(T)} \quad (1.4)$$

$$\dot{\varepsilon}_p = \frac{1}{c} \dot{\varepsilon}_0 \left(\frac{k(f, X)\sigma}{s} \right)^n \quad (1.5)$$

上記の様な複雑な構成式を解析に用いるには多数のパラメータを決定する必要があることが分かる。Lalpoor らは解析の実施に当たり、固液共存状態の特性値 (Eq. 1.5 のパラメータ) に関しては供試合金の AA7050 と比較的近い合金組成である Al-2%Cu 合金に対して実験的に取得された文献値[12]を用いたと述べている。しかしながら、AA7050 は Cu 以外にも Mg を約 2%, Zn に関しては約 6% を含んでおり、これらが力学特性値に影響を及ぼしていない保証は無い。また文献値として使用されている Ludwig らの実験値は、厳密にはひずみではなくクロスヘッド変位を測定した応力-変位曲線であり、ひずみ測定精度には疑問が残る。

このように、多数の影響因子を考慮出来る構成式モデルを使用することは理論上解析精度の向上が期待されるものの、決定すべきパラメータが多く実験的な取得が困難なものもあるため、構成式構築のコストは非常に高くなる。またその入力値により実際の解析精度は大きく左右されることが考えられる。しかしながら構成式モデル自体を変数として割れ予測解析を行い、その解析結果の違いと割れ予測精度に対する影響について系統的に整理した報告は見られない。

そこで本論の第 4 章では、実験的に取得した粘弾性特性を用いて構築した弾粘塑性構成式と弾塑性構成式による熱応力解析を実施し、応力やひずみの各成分に着目して解析結果を比較することで、構成式モデルの違い、特に粘性の考慮有無が割れ予測結果に与える影響について調査する。

Table 1.1: Nomenclature of Eq. 1.5.

c	state of cohesion of the mush ($c=1$ で full cohesion)
$\dot{\epsilon}_0$	マクロ塑性ひずみ速度
$k(f_l, X)$	concentration factor
f_l	液相率
X	応力三軸度 ($= P/\bar{\sigma}$)
P	三軸平均応力 ($= \sigma_m$)
$\bar{\sigma}$	相当応力
s	変形抵抗定数
n	べき乗則指数

1.6 構成式の汎用化に向けて

1.6.1 構成式の汎用化に向けての技術的課題

本節では、1.1 節で挙げた最後の課題である、「合金組成および casting 条件の多様化というニーズに対して、解析に必要となる固液共存状態の合金の構成式およびその構築法はどうあるべきか」について検討する。この課題に対する最終的な理想形としては、合金組成や casting 条件が構成式内にパラメータとして組み込まれている構成式モデルを構築することが考えられる。その構築方法としては以下の手順が考えられる。

1. 合金組成や casting 条件を変量した実験を行い、基本となる構成式モデルに必要な力学特性値を取得する。
2. 合金組成や casting 条件の変量に伴い、凝固理論などのメカニズムに従って変化するパラメータを測定する。例としてはデンドライト二次枝間隔、結晶粒径などが考えられる。
3. 2 で測定したパラメータと 1 の力学特性値の間に相関があれば、その関係を関数化する。
4. 基本構成式における特定の特性値を 2 のパラメータの関数に置き換えた構成式が構築できる。

なお、casting 時の熱応力解析においては、上記の力学特性値は元々温度の関数として入力する必要があるため、厳密には最終的な汎用構成式の特性値は温度とその他変量パラメータ両方の関数となる。例として、基本構成式モデルを Norton 則、変量パラメータを結晶粒径 d とすると、構成式のイメージは以下の式となる。

$$\dot{\varepsilon}_p = A(T, d)\sigma^{n(T,d)} \quad (1.6)$$

実験的根拠を有した上で手順 3 の関数化を行うためには、手順 1 で示したパラメータ変数実験を複数条件で実施する必要がある。しかしながら、固液共存状態での引張試験は、これまで述べてきた従来研究の報告内容からも分かるように、常温での引張試験に比べて技術・コスト面で課題が多い。特に測定値の精度・信頼性の高低によっては、力学特性値変化のメカニズムに対する考察やパラメータの関数化が困難となることも考えられる。

以上の背景より、容易・迅速かつ繰り返し安定性の高い、固液共存状態の合金に対する応力-ひずみ曲線の取得方法は、熱応力解析による鋳造割れ予測の発展において非常にニーズの高い技術であると言える。そこで本研究では、マルチスケール解析による力学特性値予測とイメージベース有限要素法を併用した力学特性値予測（応力-ひずみ曲線取得）法を提案する。1.6.2 項では、まず多相材料の力学特性値予測に関してその歴史的背景と発展について述べ、1.6.3 項と 1.6.4 項ではそれぞれの要素技術に関する概要についてこれらを固液共存状態に適用した従来研究のレビューを含めて説明する。

1.6.2 複合則による多相材料の力学特性予測に関する知見

古典的複合則をはじめとしたマクロ特性値予測理論の発展については、関根らの総説[42]において年代・対象材料・特性値の観点から詳しく纏められている。中でも多相材料のマクロ力学特性予測としては、下式に示す層状の 2 相材に対する弾性率予測モデルが著名であろう。

$$E = f_1 E_1 + f_2 E_2 \quad \text{Voigt model} \quad (1.7)$$

$$1/E = f_1/E_1 + f_2/E_2 \quad \text{Reuss model} \quad (1.8)$$

ここで E_i は*i*相のヤング率、 f_i は*i*相の体積分率である。Voigt モデル（並列モデル）は第 1 相と第 2 相のひずみが、Reuss モデル（直列モデル）は応力がそれぞれ等しいモデルとして考えられる (Fig. 1.6)。また Voigt, Reuss の両モデルは (材料体積分率が同一の場合の) 任意形状の複合材における弾性定数の上下界解をそれぞれ与えていることが知られている[43]。その後、粒子強化複合材や繊維強化複合材などの特性値予測のため、更に発展したモデルが構築され、上下界の幅が狭められることで予測精度は向上している。予測する特性値としては弾性定数が古くから対象とされており、粘弾性特性を扱った研究は少ない。

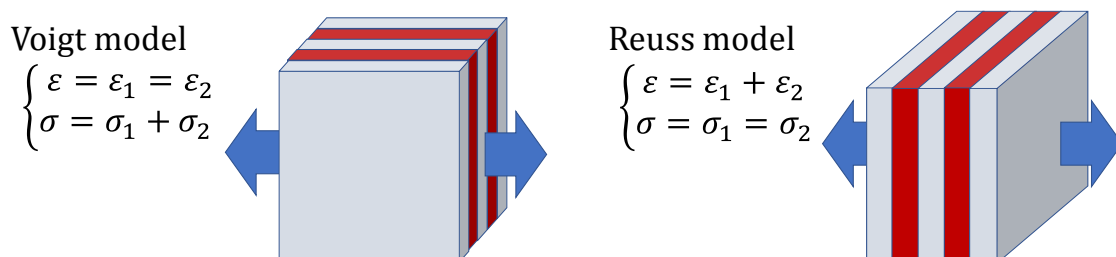


Fig. 1.6: Schematic of the Voigt and Reuss models.

また複合材は一般的には母相中に強化相を分散・配向することで材料特性を向上させることを目的として作られているため、母相（体積分率の多い相）を第 1 相、他方を第 2 相とすると、「第 1 相の強度 < 第 2 相の強度」である材料が大 half である。一方、本研究で対象とする固液共存状態、さらに言えば凝固割れが発生するとされる脆性温度領域の合金は「第 1 相の強度 ≧ 第 2 相の強度」である。この違いは、前述のような理論モデルを用いて上下界で挟むことにより真の特性値を予測する際に大きな問題となる。Fig. 1.7 は Al 合金の固液共存状態におけるヤング率について、理論モデルによる予測値と Al-5%Mg 合金の半凝固引張試験により取得した実験値[15]を重ねたものである。Voigt, Reuss のモデルに加えて Hill [44]および Hashin and Shtrikman [45]が提唱した上下界モデル (HSH bounds)、複素弾性係数における対数の加成的性則モデル[46]による予測値を示した。

$$K_1 + \frac{v_2}{\frac{1}{K_2 - K_1} + \frac{3v_1}{3K_1 - 4G_1}} < K < K_1 + \frac{v_1}{\frac{1}{K_1 - K_1} + \frac{3v_2}{3K_2 - 4G_2}} \quad \text{HSH bounds} \quad (1.9)$$

$$\log G = v_1 \log G_1 + v_2 \log G_2 \quad \text{Logarithmic mixing law} \quad (1.10)$$

ここで K_i は縦弾性係数、 G_i はせん断弾性係数、 v_i は体積分率をそれぞれ表す。なお、理論モデルによる計算においては、固相の特性値は $E = 45 \text{ GPa}$, $\nu = 0.35$, 液相の特性値は（水の特性値を参考に） $E = 2 \text{ MPa}$, $\nu = 0.5$ とした。第 1 相と第 2 相の特性値の差が大きいため、加成的性則での予測値を除き上下界での挟み込みは特性値推定において殆ど有効に機能していないことが分かる。この問題の対策として本研究ではマルチスケール解析によるマクロ特性値予測の手法の適用を試みる。

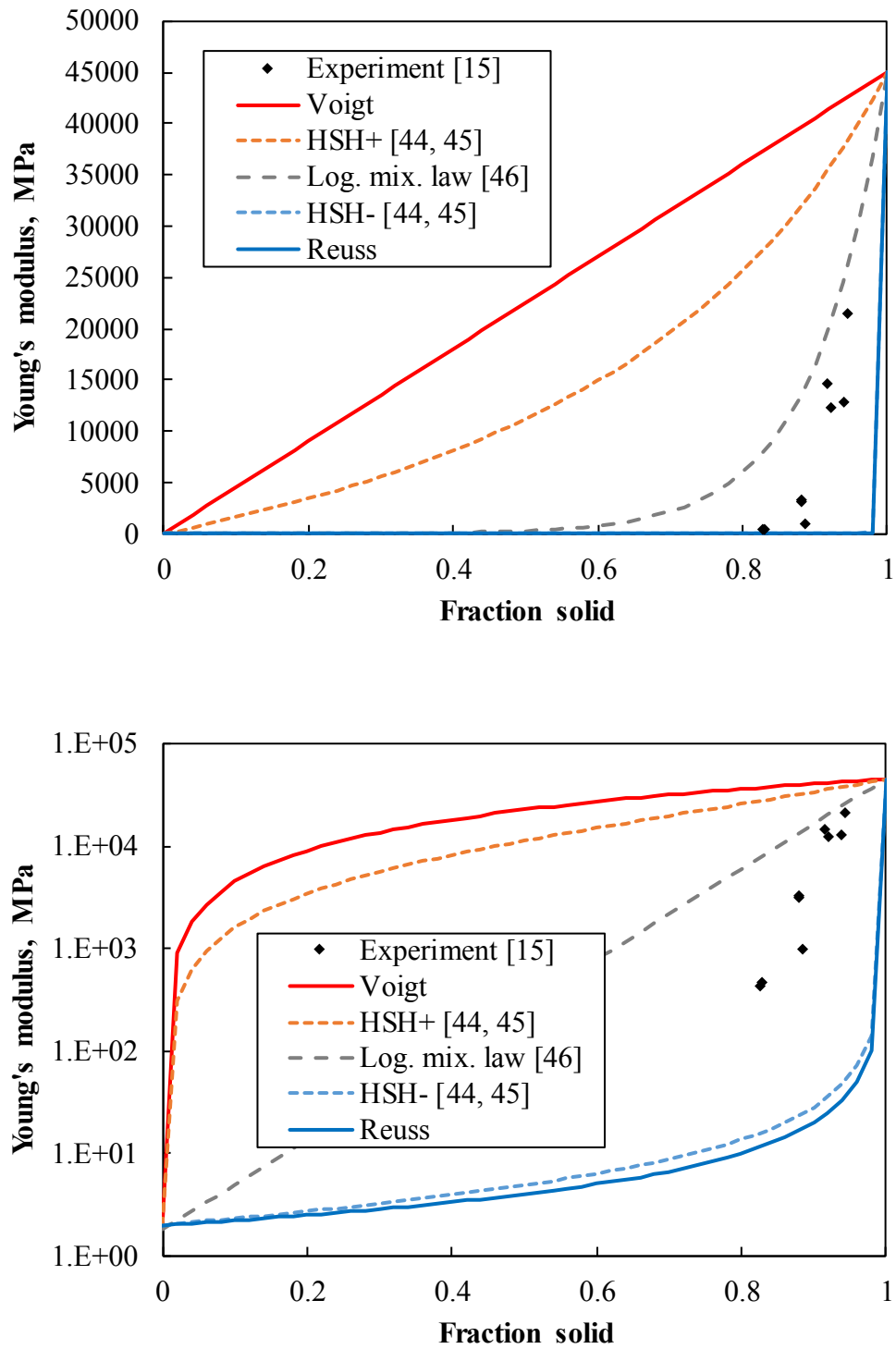


Fig. 1.7: Experimental and calculated Young's modulus of the partially solidified Al-5%Mg alloy: (upper side) linear; (lower side) semilogarithmic.

1.6.3 マルチスケール解析による力学特性予測

1.6.3.1 基礎的な考え方

マルチスケール解析における基礎的なアプローチとしては、まず代表体積要素 (Representative volume element, RVE) を用いた考え方がある [44, 47]. RVE とは、複合材全体の平均的な構造を有した微小体積要素であり、REV を均質体と見做した際の力学挙動が対象物全体の巨視的な力学挙動に等しくなるような材料領域である。つまり、マイクロ構造を有する複合材全体を RVE 要素の集合体として置き換えても、複合材全体としての力学挙動は等価であり、RVE 要素単体の力学挙動とも等しいことを意味する。この RVE の考え方を導入することにより、マイクロ構造を再現した解析でのマクロ力学特性予測を行う際の計算負荷は著しく低減される。式にして表すと下記の様に表現できる。

$$\{\varepsilon_i\} = [M_i]\{\varepsilon_{i-1}\} \quad (1.9)$$

$$V_{RVE}[C_{i-1}] = \int_{V_{RVE}} [C_i][M_i]dV_{RVE} \quad (1.10)$$

ここで $\{\varepsilon_i\}$ は局所ひずみ、 $\{\varepsilon_{i-1}\}$ は巨視的ひずみ、 $[M_i]$ は局所構造マトリクス、 $[C_i], [C_{i-1}]$ はそれぞれ局所、巨視的剛性、 V_{RVE} は RVE 体積を示す。

1.6.3.2 固液共存状態の合金の力学特性予測に関する従来研究

実際に材料の巨視的な特性値を取得した研究としては、岩盤やコンクリートなどを対象とした土木分野[48]を始め、生体材料[49]や多結晶金属[50]などへの適用が見られている。本項では、固液共存状態の合金の力学特性値予測を行った研究についてレビューし、現状の知見および課題を整理する。

Phillion ら[7, 51-54] :

Phillion らはボロノイ図によって作成した 2D モデルの応力解析により半凝固状態の合金の挙動を予測すると共に実験値とのバリデーションを行い、また得られた解析結果を基に弾塑性構成式を構築している[7, 51]。ボロノイ図とは、ランダムに配置した母点に対し、各々の垂直二等分線により領域を分割して作製した図である。Phillion らはボロノイ図の各領域を結晶粒と見做すことで、凝固組織をモデリングした。このモデリング手法では母点の密度を変量することで結晶粒径を任意に変量することが可能である。固液共存状態の表現については、各領域の境界に一定の規則に基づいた厚みの液膜を作成することにより任意の固相率組織のモデル化を可能としている。また、粒界 3 重点に第 3 相であるポロシテイ相を導入しており、解析は固相率 f_s : 0.75~0.97, ポロシテイ率 f_p : 0~0.006, 粒径 d : 75~300 μm の範囲で変量して行っている。

固相は Hooke の法則と Ludwik 則に従う弾粘塑性構成式を用い、150 °C 以下では弾塑性体 ($m=0$), 350 °C 以上では粘弾性体 ($n=0$) としている。液相に関しては弾完全塑性体と仮定し、その流動応力はヤング・ラプラスの式 (Eq. 1.13) よりおよそ 0.2 MPa~1.6 MPa という推算を行った上で、液膜厚みに依らず 0.5 MPa としている。また各相の弾性特性は Table 1.2 に示す通りである。

$$\sigma = E \varepsilon_e \quad \text{Hooke's law} \quad (1.11)$$

$$\sigma = K \varepsilon^n \varepsilon_p^m \quad \text{extended Ludwik formulation} \quad (1.12)$$

$$\sigma_l = \frac{2\gamma_{sl}}{h} \quad \text{Young-Laplace equation} \quad (1.13)$$

ここで σ_l は流動応力, γ_{sl} は固液界面エネルギーで 1 J/m^2 , h は液膜厚みである.

Table 1.2: Elastic properties of solid and liquid phases.

	Elastic modulus, GPa	Poisson's ratio
Solid phase	70	0.3
Liquid phase	0.7	0.45

解析の結果, 固相率 f_s の低下およびポロシティ率 f_p , 粒径 d の増加に伴い応力が低下すると報告している. 解析結果の一部と実験値を比較したものが Fig. 1.8 であり, 低ひずみ領域において実験値と解析値が一致していると述べている. また, 得られた結果より f_s , f_p , d を考慮した構成式モデルを提案している.

$$\sigma = K_p (f_s \sigma_s) (\varepsilon_p + \varepsilon_0)^n \left(1 - \frac{f_p}{1-f_s}\right) \quad (1.14)$$

$$\begin{cases} \sigma_s = (483.5 - 0.77T) \dot{\varepsilon}^{0.205+0.00006T} \\ n = -6.35 \times 10^{-4} h^2 + 0.0202h \\ h = \bar{d} (1 - f_s^{1/3}) \end{cases} \quad (1.15)$$

ここで K_p はポロシティ比例係数 (1.0 at $f_p = 0$, 0.87 at $f_p > 0$), ε_0 は初期ひずみ, σ_s は固相の流動応力, \bar{d} は平均粒径である. 上記構成式より作成した応力-ひずみ曲線と, 実験及びマルチスケール解析から取得した応力-ひずみ曲線においても比較を行っているが, Fig. 1.8 と同様に実験値の伸びが小さく, 弾性変形領域で

の比較に留まっている。

以上より、実験値とのバリデーションに関しては不十分ではあるが、マルチスケール解析においてもポロシティ率や粒径の変化が力学特性値に影響を及ぼすことを示唆した点については参考とすべき知見だと考えられる。

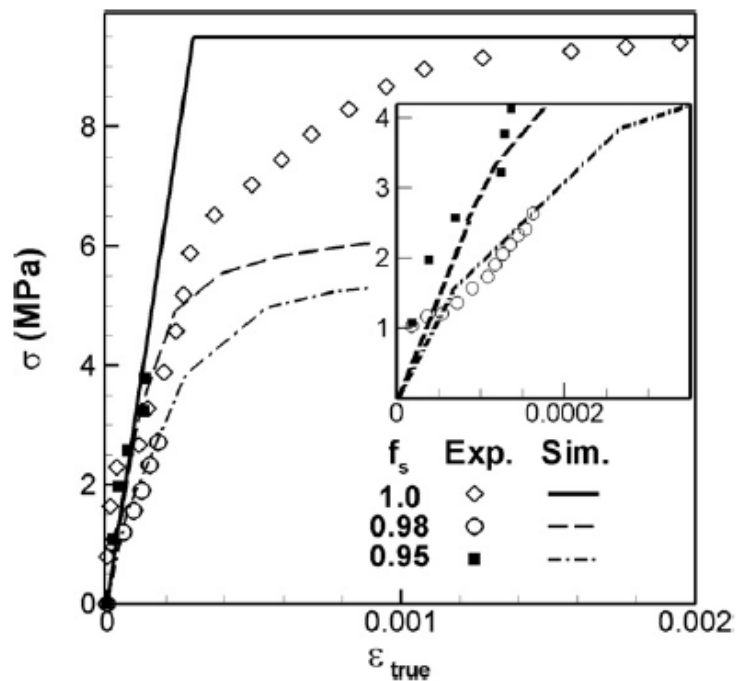


Fig. 1.8: Comparison of the predicted and experimentally measured semi-solid constitutive behavior of AA5182; $T = 570\text{ }^\circ\text{C}$, $f_p = 0$, and $d = 225\text{ }\mu\text{m}$. The inset graph on the right provides an enlargement of this comparison at small strains. [51]

また 2011 年以降には, 3D ボロノイ図を用いて作成したマイクロ組織のモデルを用いて応力解析を行っている[52-54]. Fig. 1.9 に 3D ボロノイ図の概要を示す. ランダム配置された母点を核としてそれぞれの垂直二等分面を結晶粒界とする作図手法は 2D ボロノイ図と同様である. よって結晶粒は母点を頂点に含み, 1 面を他の粒子と接する四面体 (Fig. 1.9c and d) の集合からなる多面体で形成される. 同一結晶粒内の四面体は多点拘束 (Multi-Point Constraint, MPC) 条件により結合されている. また粒界同士の接触はコネクター要素を用い, リンクバネで液相中の静水圧を, ダンパーで粒子の速度依存性を模擬している. 液相と固相の接触は接触要素を導入している. 接触要素とは表面に摩擦のない硬い要素であり, この要素の圧力が 0 になったら液相と固相が離れるように設定してある.

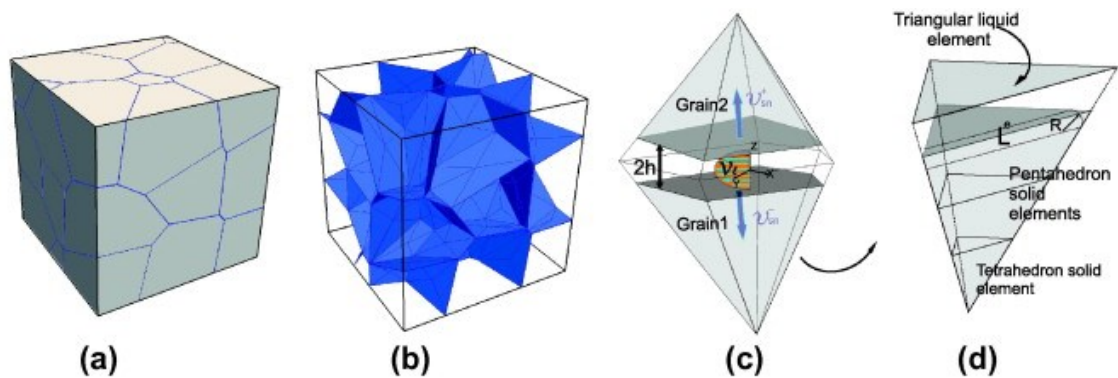


Fig. 1.9: The domain of the granular semi-solid model: (a) the entire model domain containing 27 ($3 \times 3 \times 3$) grains; (b) the network of the triangular liquid elements in between the polyhedral grains; (c) liquid velocity profile in between two facets of two neighbor grains; and (d) a single tetrahedron decomposed into a set of solid elements.

[53]

第1章

固液共存状態の構成式は Ludwik の弾粘塑性構成式である。液膜は、ポアズイユの式およびナビエ・ストークスの式を用いて流動を考慮している。

$$\vec{v}_l = \frac{1}{2\mu_l} \vec{\nabla} p_l [z'^2 - h^2] \quad (1.16)$$

$$\frac{2h^3}{3\mu_l} \nabla^2 p_l = 2\beta v^* + \Delta v_{sn} + \frac{2h}{K_l} \frac{\partial p_l}{\partial t} \quad (1.17)$$

ここで \vec{v}_l は流体の速度、 p_l は液相の圧力、 h は液相チャンネルの厚さの半分、 μ_l は液相の粘性、 β は収縮係数で $\beta = (\rho_s/\rho_l - 1)$ 、 K_l は体積弾性率、 Δv_{sn} は隣接する粒子の法線速度の差、 v^* は固相と液相の表面の凝固速度である。また熱間割れの発生を考慮するため、ヤング・ラプラスの式を用いている。

$$p_a - p_l = \frac{\gamma}{R} = \frac{\gamma \cos \theta}{h} \quad (1.18)$$

p_a は大気圧、 p_l は液相圧力、 γ は表面張力、 h は液相チャンネルの長さ、 θ は二面角であり、 $\gamma \cos \theta = 5 \text{ J/m}^2$ の時に亀裂が発生するとしている (Fig. 1.10)。

解析値と実験値 (Ludwig ら [12] の文献値) を比較した結果が Fig. 1.11 である。解析上で亀裂を再現しているため、最大応力を確認することが出来る。最大応力は固相率が 0.94 以上においては実験値と近い値を取得できているが、固相率 0.94 未満においては解析値が大きく算出されたと報告している。

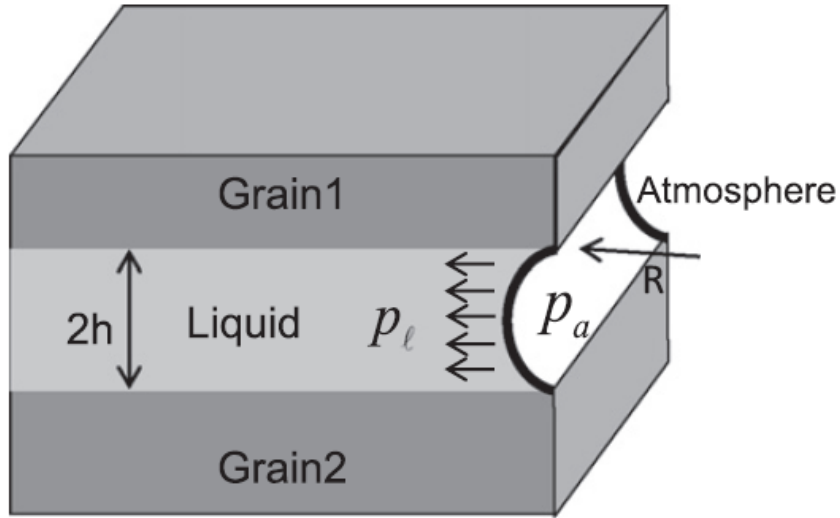


Fig. 1.10: Relation between liquid pressure and atmosphere pressure. [53]

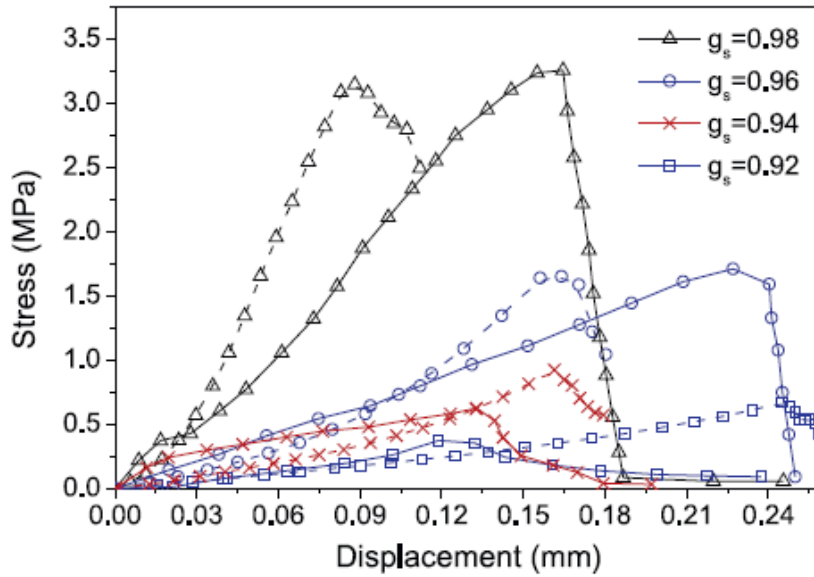


Fig. 1.11: Comparison of simulated (dashed lines) and experimental (continuous lines) tensile behavior [12] of partially solidified Al-2 wt.% Cu alloy at various solid fractions: \square $g_s = 0.92$ ($T = 883$ K); \times $g_s = 0.94$; \circ $g_s = 0.96$ ($T = 858$ K); \triangle $g_s = 0.98$ ($T = 824$ K). [53]

Sharifi ら[55] :

Sharifi らは二次元の RVE に対して Abaqus/Explicit の弾性解析を実施し、Al-5.8wt%Cu 合金のヤング率を取得している。弾性モデルで解析を行った理由としては、予備解析において応力が降伏応力に達していなかった為と報告している。モデリングは、代表的な形状の固相デンドライト結晶モデルを作成し、長方形の RVE 内に大きさ、向きがランダムな状態で配置するという手法を取っている。その際、固相同士が重なる部分に関しては結晶粒の方位差 θ により、①固相同士を連結させる ($0^\circ \leq \theta \leq 11^\circ, 79^\circ \leq \theta \leq 90^\circ$)、②粒界に液膜モデルを導入する ($11^\circ < \theta < 79^\circ$)、の 2 パターンの条件を設定している。この原理として粒界エネルギーを液膜発生のクライテリアとしている。

$$\Delta T_b = \frac{\gamma_{gb} - 2\gamma_{s/l}}{\Delta s_f} \frac{1}{\delta} \quad (1.19)$$

ここで ΔT_b は過冷却、 Δs_f は単位体積ユニットあたりの拡散エントロピー、 δ は拡散面の厚さ、 $\gamma_{gb}, 2\gamma_{s/l}$ はそれぞれ粒界および固液界面のエネルギーである。 $11^\circ < \theta < 79^\circ$ の時に Eq. 1.15 において $\gamma_{gb} > 2\gamma_{s/l}$ となり液膜が存在するほうが安定すると述べている。また液相の圧力は Mie-Gruneisen の式を用いて表現している。

$$p = p_H + \Gamma_0 \rho_0 (E_m - \eta p_H / 2\rho_0) \quad (1.20)$$

ここで p は液相内部の圧力、 p_H はユゴニオ圧力、 E_m は内部エネルギー、 Γ_0 は材料定数、 ρ_0 は基準密度である。また、 η は $\eta = 1 - \rho_0/\rho$ で、 ρ は密度である。ヤング率は逐次応力を逐次ひずみで割ることで、瞬間ヤング率として算出してい

第1章

る。応力の算出はモデル固定端の平均引張方向応力、ひずみは可動端要素の平均変位を RVE 長さで割ったものとしてそれぞれ求めている。この結果、瞬間ヤング率は時間経過に伴い、減少しつつ安定する傾向にあること、また液膜率の違いにより瞬間ヤング率が異なることを報告し、液膜率 0.15 の条件が実験値と合うとしている。また、RVE サイズを 0.6 mm 角と 1.2 mm 角に変量した結果 1.2 mm 角の方が実験値に近く、その理由は RVE サイズが 0.6 mm 角では不十分であったためと報告している。

従来研究のまとめ：

いずれの研究においても解析モデルは理論的なアルゴリズムにより作成されたものであり、実際の凝固組織形状を利用したものではなかった。このアプローチはモデルを単純化することにより変量パラメータ（粒径、結晶方位）が力学特性に及ぼす影響を定量的に評価しやすくなるという利点の反面、実験的根拠に乏しいという欠点もある。この欠点を補うためには実験値との突き合わせによるバリデーションが重要となるが、比較領域が弾性変形域のみであったり、変位量の再現が出来ていなかったりと、その比較は充分であるとは言い難い。そこで本研究では実験的根拠を有した解析モデルの構築のためにイメージベースモデリングを利用し、非弾性変形領域を含めた実験値との比較を実施することで、マクロ特性値予測の有効性について検証する。

1.6.4 イメージベース有限要素法

イメージベース有限要素法は X 線トモグラフィーなどの直接的、もしくはシリアルセクションングなど間接的な 3 次元観察によって取得した 3D デジタルイメージを直接有限要素モデルに変換して解析を行う手法であり、Hollister and Kikuchi [47]によって骨組織の構造解析を行うために提案された。3D デジタルイメージを有限要素モデルへ置き換える手法としては、ボクセル（立方体）メッシュの適用が一般的であり、ボクセル有限要素法などとも呼称される。

デジタルイメージの解像度（2D ではピクセル，3D ではボクセル）をそのままメッシュに置き換えるためモデリング・メッシングの作業が不要であり，結果として有限要素モデルの質がメッシング技術に左右されないため，モデリングのコストと品質安定性の両面で優れた手法である。その一方で，モデル表面が平滑とならないため接触解析に不向きである，解析精度向上のためには非常にメッシュサイズを細かくする必要があり計算負荷が大きくなる傾向にある，などのデメリットも存在する。しかし近年では精度の要求される領域のみ細かいボクセルで計算する事のできる有限被覆法（Finite Cover Method, FCM）[56]など，新たな計算手法に関する研究も行われており，またコンピュータ自体の計算速度の向上も著しいことから今後更なる発展が期待される手法であると言える。

本研究では，マルチスケール解析による力学特性値予測手法を固液共存状態の合金に適用するにあたって，このイメージベース有限要素法に着目した。主たるモデリング手法としてこのイメージベース有限要素法を用いることで，実験的に取得した複雑なデンドライト組織を基にしたマクロ力学特性値予測が可能になると考えられる。本論の第 5 章では上記に内容に加え，イメージベース有限要素法を適用する際に課題となる①接触解析に不向きである点，②計算負荷が膨大となる点，の対策についても併せて記載する。

1.7 次章以降の構成と各章の位置づけ

1.1 節において、熱応力解析による鋳造時の割れ欠陥予測という大目標の為、固液共存状態の合金の構成式の構築が重要であることを述べた。またその中で下記の課題を抽出した。

課題1. 粘性的性質に加えて脆性的でもある固液共存状態の合金に対して、力学特性、特に粘性特性をどのように取得すべきか

課題2. 割れ予測のための熱応力解析において、実際に粘性の考慮がどの程度予測結果に影響を及ぼすのか

課題3. 合金組成および鋳造条件の多様化というニーズに対して、解析に必要となる固液共存状態の合金の構成式およびその構築法はどうあるべきか

課題 1 に対する回答として、第 2 章では Al-Mg 合金の半凝固引張試験を対象に、脆性的な固液共存状態の合金に適用可能な粘性特性値取得法の提案とその有効性の検証について述べる。また第 3 章では、押湯高さを変量した半凝固引張試験を実施することで、提案手法と従来手法で得られた粘性特性値の違いについて、鋳物の初期欠陥量および変形中の損傷の進行に着目して考察する。さらに第 4 章では提案手法を鉛フリー青銅に適用することで、合金種に依らず提案手法が有効であるか検証する。

課題 2 に対しては、第 4 章で鉛フリー青銅の水道メーター鋳物を対象に金型鋳造実験と熱応力解析を実施し、実際の割れ位置と解析の応力-ひずみの分布、時間履歴を突き合わせることで、弾塑性解析と弾粘塑性解析の結果が割れ予測

第 1 章

においてどのような差異を生じるのか検証する.

そして課題 3 については, 多様化する製造パラメータを変数として組み込んだ汎用構成式構築の実現に向けて, 第 5 章でイメージベース有限要素法を利用したマルチスケール解析による固液共存状態の合金の力学特性値予測手法を提案する.

参考文献

- [1] アルミニウム技術戦略ロードマップ 2015&2016, 一般社団法人日本アルミニウム協会, 2015.
- [2] 並河良徳, 最近の鑄造技術, *Furukawa-Sky Review* 6 (2010) 23-28.
- [3] 森下誠, 阿部光宏, 吉田誠, 矩形アルミニウム合金 DC 鑄造における表面割れ発生予測と対策, *神戸製鋼技報* 64(2) (2012) 18-23.
- [4] 森下誠, 阿部光宏, 徳田健二, アルミニウム合金 DC 鑄造における各種合金元素が及ぼす割れ感受性予測方法, *神戸製鋼技報* 58(3) (2008) 23-28.
- [5] H. Nagaumi, T. Umeda, Prediction of internal cracking in a direct-chill cast, high strength, Al-Mg-Si alloy, *Journal of Light Metals* 2(3) (2002) 161-167.
- [6] L.J. Colley, M.A. Wells, D.M. Maijer, Tensile properties of as-cast aluminum alloy AA5182 close to the solidus temperature, *Materials Science and Engineering A* 386(1) (2004) 140-148.
- [7] A. Phillion, S. Cockcroft, P. Lee, Predicting the constitutive behavior of semi-solids via a direct finite element simulation: application to AA5182, *Modelling and Simulation in Materials science and Engineering* 17(5) (2009) 055011.
- [8] A. Zama, K. Toshimitsu, T. Watanabe, H. Chiba, T. Toriyama, M. Yoshida, Comparison of mechanical characteristics between semi-liquid state and semi-solid state in Al-Mg alloys, *Journal of Japan Institute of Light Metals* 61(9) (2011) 446-451.
- [9] 坂口信人, 7000 系アルミニウム合金半連続鑄造鑄塊での凝固割れ, *軽金属* 65(10) (2015) 492-497.
- [10] S. Oya, M. Ohtaki, M. Kobayashi, K. Kobayashi, Embrittlement of Cu-Zn Alloys in the Solidification Process, *Transactions of the Japan Institute of Metals* 27(8) (1986) 623-631.
- [11] B. Magnin, L. Maenner, L. Katgerman, S. Engler, Ductility and rheology of an Al-4.5% Cu alloy from room temperature to coherency temperature, *Materials Science Forum*, Trans

第 1 章

Tech Publications, 1996, pp. 1209-1214.

[12] O. Ludwig, J.-M. Drezet, C.L. Martin, M. Suéry, Rheological behavior of Al-Cu alloys during solidification constitutive modeling, experimental identification, and numerical study, *Metallurgical and Materials Transactions A* 36(6) (2005) 1525-1535.

[13] E. Giraud, M. Suery, M. Coret, Mechanical Behavior of AA6061 Aluminum in the Semisolid State Obtained by Partial Melting and Partial Solidification, *Metallurgical and Materials Transactions A* 41(9) (2010) 2257-2268.

[14] 千葉浩行, 植木徹, 鳥山隆成, 遠藤至, 小林昂光, 吉田誠, その場観察によるアルミニウム合金の固液共存温度域における力学的特性の取得, *軽金属* 61(4) (2011) 135-141.

[15] R. Takai, A. Matsushita, S. Yanagida, K. Nakamura, M. Yoshida, Development of an Elasto-Viscoplastic Constitutive Equation for an Al-Mg Alloy Undergoing a Tensile Test during Partial Solidification, *MATERIALS TRANSACTIONS* 56(8) (2015) 1233-1241.

[16] E. Giraud, M. Suéry, M. Coret, High temperature compression behavior of the solid phase resulting from drained compression of a semi-solid 6061 alloy, *Materials Science and Engineering: A* 532 (2012) 37-43.

[17] M. Braccini, C.L. Martin, A. Tourabi, Y. Bréchet, M. Suéry, Low shear rate behavior at high solid fractions of partially solidified Al-8 wt.% Cu alloys, *Materials Science and Engineering: A* 337(1-2) (2002) 1-11.

[18] D.G. Eskin, Suyitno, L. Katgerman, Mechanical properties in the semi-solid state and hot tearing of aluminium alloys, *Progress in Materials Science* 49(5) (2004) 629-711.

[19] 渡部智也, 木村亮介, 中澤嵩, 千葉浩行, 田中宗平, 植木徹, 鳥山隆成, 吉田誠, 凝固割れの発生理論と固液共存状態の合金の力学特性取得方法の発展 (1950-70 年代), *軽金属* 58(8) (2008) 395-405.

[20] 渡部智也, 木村亮介, 中澤嵩, 千葉浩行, 田中宗平, 植木徹, 鳥山隆成, 吉田誠, 凝固割れの

第1章

発生理論と固液共存状態の合金の力学特性取得方法の発展 (1980 年代以降), 軽金属 58(9) (2008) 464-472.

[21] 高井量資, 木下翔舞, 吉田誠, 2000 年以降のアルミニウム合金の固液共存状態の引張特性とその試験法 (特集 鋳物の割れ), 鋳造工学= Journal of Japan Foundry Engineering Society 87(8) (2015) 589-597.

[22] A.M. de Figueredo, A. Kato, M.C. Flemings, Viscosity of semi-solid A357 alloy in the transient high shear rate regime, Metallurgical Science and Technology 18(2) (2000) 32-36.

[23] H. Toda, H. Oogo, K. Uesugi, M. Kobayashi, Roles of pre-existing hydrogen micropores on ductile fracture, Materials transactions 50(9) (2009) 2285-2290.

[24] G. Pijaudier - Cabot, K. Haidar, J.F. Dubé, Non - local damage model with evolving internal length, International journal for numerical and analytical methods in geomechanics 28(7 - 8) (2004) 633-652.

[25] 尾上守夫, 山口楠雄, 仲佐博裕, 佐野謙一, 磯野英二, 渡辺哲夫, アコースティック・エミッションの基礎と応用, コロナ社 30 (1976).

[26] A. Pandey, A. Shyam, T.R. Watkins, E. Lara - Curzio, R.J. Stafford, K.J. Hemker, The uniaxial tensile response of porous and microcracked ceramic materials, Journal of the American Ceramic Society 97(3) (2014) 899-906.

[27] S. Suyitno, W. Kool, L. Katgerman, Finite element method simulation of mushy zone behavior during direct-chill casting of an Al-4.5 pct Cu alloy, Metallurgical and Materials Transactions A 35(9) (2004) 2917-2926.

[28] J. Sengupta, S.L. Cockcroft, D.M. Maijer, A. Larouche, Quantification of temperature, stress, and strain fields during the start-up phase of direct chill casting process by using a 3D fully coupled thermal and stress model for AA5182 ingots, Materials Science and Engineering: A 397(1-2) (2005) 157-177.

- [29] H.W. Stoll, Casting Design Issues and Practices, Casting Design and Performance 2009, pp. 1-8.
- [30] S. Kou, A criterion for cracking during solidification, Acta Materialia 88 (2015) 366-374.
- [31] 高井量資, 吉田誠, 熱応力解析による凝固割れ予測 (特集 鋳物の割れ), 鋳造工学= Journal of Japan Foundry Engineering Society 87(8) (2015) 582-588.
- [32] M. Lalpoor, D.G. Eskin, G. ten Brink, L. Katgerman, Microstructural features of intergranular brittle fracture and cold cracking in high strength aluminum alloys, Materials Science and Engineering: A 527(7-8) (2010) 1828-1834.
- [33] M. Lalpoor, D.G. Eskin, L. Katgerman, Cold Cracking Development in AA7050 Direct Chill-Cast Billets under Various Casting Conditions, Metallurgical and Materials Transactions A 41(9) (2010) 2425-2434.
- [34] M. Lalpoor, Study of Cold Cracking during DC-casting of High Strength Aluminum Alloys, TU Delft, Delft University of Technology, 2010.
- [35] Z. Lin, R.K. Huff, Prediction of hot tear defects in steel castings using a damage based model, Modeling of casting, welding, and advanced solidification processes—XII. The Minerals, Metals & Materials Society, Warrendale (2009) 329-336.
- [36] C.A. Monroe, C. Beckermann, J. Klinkhammer, Simulation of Deformation and Hot Tear Formation using a visco-plastic Model with Damage, Modeling of Casting, Welding, and Advanced Solidification Processes-XII, eds. SL Cockcroft and DM Maijer, TMS, Warrendale, PA (2009) 313-320.
- [37] M. M'Hamdi, A. Mo, H.G. Fjær, TearSim: A two-phase model addressing hot tearing formation during aluminum direct chill casting, Metallurgical and Materials Transactions A 37(10) (2006) 3069-3083.
- [38] T. Subroto, A. Miroux, D. Mortensen, M. M'Hamdi, D.G. Eskin, L. Katgerman, Semi-

quantitative predictions of hot tearing and cold cracking in aluminum DC casting using numerical process simulator, IOP Conference Series: Materials Science and Engineering 33(1) (2012) 012068.

[39] J. Guo, J.Z. Zhu, Prediction of hot tearing during alloy solidification, The 5th Decennial International Conference on Solidification Processing SP07, University of Sheffield, UK, 2007, pp. 549-553.

[40] M. Lalpoor, D. Eskin, L. Katgerman, Cold-cracking assessment in AA7050 billets during direct-chill casting by thermomechanical simulation of residual thermal stresses and application of fracture mechanics, Metallurgical and Materials Transactions A 40(13) (2009) 3304.

[41] C.L. Martin, M. Braccini, M. Suéry, Rheological behavior of the mushy zone at small strains, Materials Science and Engineering: A 325(1) (2002) 292-301.

[42] 関根英樹, 丹野顯, 近藤俊美, 小沢喜仁, 複合材の巨視的物性に関する複合則, 素材物性学雑誌 4(2) (1991) 94-127.

[43] R. Hill, The elastic behaviour of a crystalline aggregate, Proceedings of the Physical Society. Section A 65(5) (1952) 349.

[44] R. Hill, Elastic properties of reinforced solids: some theoretical principles, Journal of the Mechanics and Physics of Solids 11(5) (1963) 357-372.

[45] Z. Hashin, S. Shtrikman, A variational approach to the theory of the elastic behaviour of multiphase materials, Journal of the Mechanics and Physics of Solids 11(2) (1963) 127-140.

[46] R. Gray, N. McCrum, Origin of the γ relaxations in polyethylene and polytetrafluoroethylene, Journal of Polymer Science Part A - 2: Polymer Physics 7(8) (1969) 1329-1355.

[47] S.J. Hollister, N. Kikuchi, Homogenization theory and digital imaging: a basis for

第 1 章

studying the mechanics and design principles of bone tissue, *Biotechnology and bioengineering* 43(7) (1994) 586-596.

[48] 石井建樹, 京谷孝史, 微視的亀裂進展を考慮したマルチスケール解析に基づく巨視的強度特性の予測評価, *土木学会論文集 C* 63(2) (2007) 322-333.

[49] 河貝光寛, 高野直樹, 中野貴由, 浅井光輝, 海綿骨の骨梁モルフォロジーと生体アパタイト結晶配向性を考慮したマルチスケール応力解析, *材料* 55(9) (2006) 874-880.

[50] 渡邊育夢, 寺田賢二郎, 松井和己, 秋山雅義, 根石豊, 3. 計算力学 多結晶金属のマルチスケール解析, *応用力学論文集* 6 (2003) 239-246.

[51] A. Phillion, S. Cockcroft, P. Lee, A three-phase simulation of the effect of microstructural features on semi-solid tensile deformation, *Acta Materialia* 56(16) (2008) 4328-4338.

[52] M. Sistaninia, A. Phillion, J.-M. Drezet, M. Rappaz, Simulation of semi-solid material mechanical behavior using a combined discrete/finite element method, *Metallurgical and Materials Transactions A* 42(1) (2011) 239-248.

[53] M. Sistaninia, A. Phillion, J.-M. Drezet, M. Rappaz, A 3-D coupled hydromechanical granular model for simulating the constitutive behavior of metallic alloys during solidification, *Acta Materialia* 60(19) (2012) 6793-6803.

[54] M. Sistaninia, S. Terzi, A. Phillion, J.-M. Drezet, M. Rappaz, 3-D granular modeling and in situ X-ray tomographic imaging: a comparative study of hot tearing formation and semi-solid deformation in Al-Cu alloys, *Acta Materialia* 61(10) (2013) 3831-3841.

[55] H. Sharifi, D. Larouche, An automatic granular structure generation and finite element analysis of heterogeneous semi-solid materials, *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering* 23(6) (2015) 065013.

[56] 鈴木克幸, 大坪英臣, 寺田賢二郎, 関勝載, 金伝栄, 中西克嘉, ボクセル被覆による 3 次元ソリッドのメッシュレス解析, *応用力学論文集* 1 (1998) 215-222.

第 2 章

第 2 章

固液共存状態の合金に適用可能な粘性特性値取得手法の提案

2.1. 緒言

近年、鑄造過程における割れ欠陥の対策として熱応力解析による割れ予測の適用が期待されている[1-3]。鑄造過程の熱応力解析には固液共存状態を含む高温領域における合金の力学特性が不可欠であり、その実験的な取得と構成式の構築が従来行われてきた[4-14]。その過程の中で固液共存状態の合金では応力のひずみ速度依存性、すなわち粘性を示すことが確認されている。この粘性特性の取得の試みは固相線以下の合金の 2 次クリープ特性の取得法をベースに発展してきた[5, 15]。これに対して固液共存状態の合金は、粘性を示す一方で液相の存在により脆性的でもあり、凝固割れが発生する温度範囲は BTR(brittle temperature range)と呼ばれている。この BTR において粘性特性を取得する場合には、十分な延性がないために問題が生じる。その問題とは、「定常応力が得られないと粘性特性取得が不可能」というものである。

引張[5-7, 16, 17]（およびせん断[8, 13, 17]、圧縮[6, 14, 16, 17]）試験、クリープ試験[12]による従来の粘性特性取得法では、定常応力状態の応力-全ひずみ速度（ $\log\sigma - \log\dot{\epsilon}_{\text{total}}$ ）関係より、2 次クリープ特性を算出している(Fig. 3.1a)。定常応力状態において弾性ひずみとひずみ硬化に寄与する塑性ひずみが増加しないと仮定すれば、全ひずみ速度はクリープひずみ速度に等しくなる（ $\dot{\epsilon}_{\text{total}} = \dot{\epsilon}_{\text{creep}}$ ）。この手法は十分な延性を示す合金に対しては使えるが、BTR における合金を対象とする場合、明確な定常応力が得られないという問題が生じ得る。その傾向は特に引張応力状態で顕著である。Gebelin ら[6]は半熔融引張、圧縮試験を行い粘性特性の取得を試みている。その結果、高固相率での引張試験においては fragile

第2章

type behavior を示すと報告し、粘性特性は取得されていない。引張試験による取得例も存在するが、それらは最大応力が定常応力であるという仮定を使用しており、この仮定は不適切である可能性が従来示唆されている。Magnin ら[5]はこの仮定を用いて Al-4.5%Cu 合金の粘性特性を取得した。その結果 strain rate sensitivity “m” (cf. Eq. 2.1) が液相線に近づいてもニュートン流体における $m=1$ に収束しなかったと報告した。

$$\sigma = K(\dot{\varepsilon}_p + \varepsilon_p^0)^m(\varepsilon_p + \varepsilon_p^0)^n \quad (2.1)$$

ここで K は粘度、 $\dot{\varepsilon}_p^0$ と ε_p^0 は Hannart DC model [18]における定数である。なお、Eq. 2.1 が $n=0$ で Norton law, $m=0$ で Hollomon law と等しくなるとの記述から、塑性ひずみ ε_p は厳密には非弾性ひずみを意味すると解釈できる。彼らは最大応力時には既に微視損傷が存在しており、損傷を受けていない材料の粘性特性は取得できない可能性を示唆している。これらの理由から、BTR の合金に対して従来の粘性特性取得法は使用すべきでない。

2次クリープ特性の代替として、応力緩和試験から得られる緩和特性を用いることについても検討がなされてきた。応力緩和試験はひずみを加えた後に引張を停止する試験で、応力の減衰挙動から緩和特性が得られる。この試験の特長は、取得した応力緩和曲線(時間-応力曲線)を時間微分可能な関数と見なせば、そこから $\log \sigma = f(\log \dot{\varepsilon}_{\text{creep}})$ を連続関数として算出可能という点である(Fig. 2.1b)。Bang ら[10]は固相線以下の Sn-Pb 共晶合金について、クリープ試験法、引張試験法(以下従来引張法と記述する)および応力緩和試験法から得られた粘性特性(2次クリープ特性と緩和特性)を整理した。従来不明瞭であったこれら粘性特性の

第2章

関係について、基本的に良い一致を示した一方で、明確な原因は不明としながらも例外が存在したと報告している。ゆえに対象の材料および試験条件において両過程の粘性特性を同等に扱ってよいかについては、比較検証の上で判断する必要がある。しかし固液共存状態の合金については応力緩和試験の実施例がなく、当然両過程の粘性特性の比較の知見もない。これらの理由から、BTRの合金に対して応力緩和試験法が使用できるか明らかでない。

以上より、BTRの合金にも適用できる論理的、実験的に確立された粘性特性取得法は存在しない。本章では以下の論理構造によりBTRの合金に適用できる新たな手法を提案する[19]。

- (1) 「固液共存状態においては変形時にひずみ硬化が生じない」と仮定する。
- (2) 変形全域がマクスウェル粘弾性モデルで一括に表現出来る。言い換えれば1次クリープと2次クリープを区別する必要が無くなる。
- (3) 変形全域の $t - \sigma - \varepsilon_{\text{total}}$ 関係から粘性特性算出のための $\log \sigma - \dot{\varepsilon}_{\text{creep}}$ 関係を連続的に得ることができる (Fig. 2.1c)。
- (4) 定常応力が得られなくても粘性特性が取得できる。
- (5) 以上の手続きにより、BTRの合金の粘性特性が取得できる。

提案法で特性値を取得する際に必要となる試験は、「定常応力に達する前に引張を停止し応力緩和させる試験」であり、以下引張-緩和試験と表記する。

因みにチクソキャスティング、レオキャスティングを対象とした合金の粘性特性取得には、レオメータを使用する手法がよく見られる[4]。しかし Figueredoらの研究からも分かる通り、この手法は低固相率（およそ0.5以下）の合金を対象

第2章

としている。BTRのような高固相率領域の合金を一定のせん断ひずみ速度で変形させ続けた場合、不可逆的な損傷が発生することが分かっている[4]。割れ予測に必要なのは微視亀裂などの損傷を受けていない状態での粘性特性であるため、この手法は本章の検討対象からは外す。

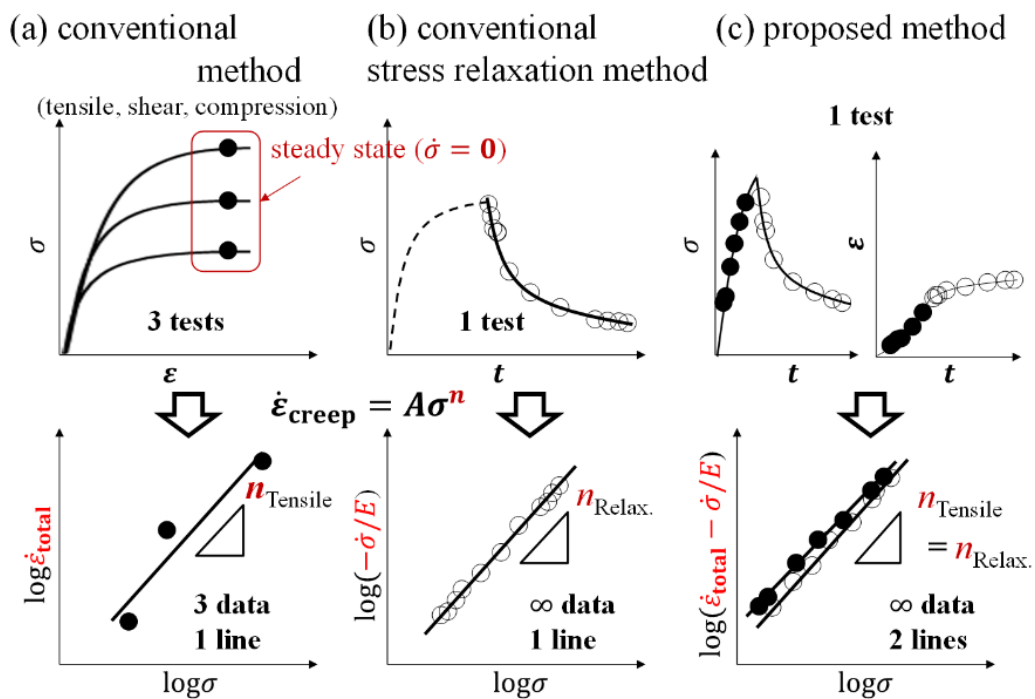


Fig. 2.1: Schematic views of measurement methodologies for determining rheological properties. [19]

第 2 章

2.2. 粘性特性値取得のための提案法の構成

まず初めに「Assumption 1: 変形時にひずみ硬化が生じない」が固液共存状態において成り立つか考える．再結晶率が 50%に達する時間 $t_{0.5}$ と焼きなまし温度 T について Eq. 2.2 の関係が知られている[15, 20-22].

$$t_{0.5} = C \exp(Q/RT) \quad (2.2)$$

ここで Q は再結晶の活性化エネルギー， R はガス定数， C は Zener-Hollomon parameter などを含む定数である．Eq. 2.2 より固相線温度 T_m における $t_{0.5}$ と温度 $T_m/2$ における $t_{0.5}$ の比は下記の通りである．

$$t_{0.5}(T_m)/t_{0.5}(T_m/2) = \exp(-Q/RT_m) \quad (2.3)$$

種々の材料における Q の文献値[21, 22]より計算したこの比は 10^{-5} 以下であった (e.g. 純 Al: $\exp(-158000/603R) \approx 1.1 \times 10^{-9}$). 一般的な Al 合金では完全焼きなまし時間はおよそ 2, 3 時間であることが知られている[23, 24]. Eq. 2.3 に $t_{0.5}(T_m/2) = 3 \text{ h}$, $\exp(-Q/RT_m) = 10^{-5}$ を代入すると, $t_{0.5}(T_m) = 0.108 \text{ s}$ である．回復に要する時間はさらに短いと考えられる．引張-緩和試験は少なくとも 2, 3 秒を要するため, 固相線近傍にそのまま Eq. 2.3 が適用出来ないとしても, 転位の相互作用によるひずみ硬化の影響は無視できると考えられる．

Assumption 1 が成り立つ場合, 非弾性ひずみの構成則は塑性項を考慮する必要がなくなり, 粘性項のみに簡略化される．よって力学的に均質かつ単軸応力状態の材料を考えると, その全変形過程は, マクスウェル粘弾性体モデル Eqs. 2.4-6 のみで表現できる．必然的に 1 次クリープと 2 次クリープの区別も存在しなくな

第 2 章

る.

$$\varepsilon_{\text{total}} = \varepsilon_{\text{elastic}} + \varepsilon_{\text{creep}} \rightarrow \dot{\varepsilon}_{\text{total}} = \dot{\varepsilon}_{\text{elastic}} + \dot{\varepsilon}_{\text{creep}} \quad (2.4)$$

$$\varepsilon_{\text{elastic}} = \sigma/E \rightarrow \dot{\varepsilon}_{\text{elastic}} = \dot{\sigma}/E \quad \text{Hooke's law} \quad (2.5)$$

$$\dot{\varepsilon}_{\text{creep}} = k\sigma^{n_{\text{eff}}} \quad (\sigma \geq 0) \quad \text{Norton's law} \quad (2.6)$$

ここで $\varepsilon_{\text{total}}$ は全ひずみ, $\varepsilon_{\text{elastic}}$ は弾性ひずみ, $\varepsilon_{\text{creep}}$ はクリープひずみ (ひずみ硬化に寄与しない非弾性ひずみ), σ は応力, E はヤング率, n_{eff} はべき乗則指数, k は材料定数である. なお本章を含めた以降の章において, 「クリープ」は転移クリープなどの固体の合金におけるクリープとしての意味ではなく, 単に連続体力学においてダッシュポッドで表される粘性挙動を意味する. Eqs. 2.4-6 より Eq. 2.7 が導出される.

$$\log(\dot{\varepsilon}_{\text{total}} - \dot{\sigma}/E) = n_{\text{eff}}\log\sigma + \log k \quad (2.7)$$

この式が提案法で使用する関係式である. Eq. 2.7 はその導出過程からして恒常的に成り立つ. よって定常応力状態であろうとなかろうと, Eq. 2.7 の両対数プロットの傾き, 切片から n_{eff} , $\log k$ が一意に定まる (Fig. 2.1c).

以上より提案法を用いれば, 粘性特性取得に定常応力は必要ない. さらに引張過程と緩和過程両方の粘性特性が 1 回の試験で得られる. マクスウェル粘弾性モデルに従う限り両過程の粘性特性は原理的に一致するはずである. 従って, 両過程で得られた粘性特性の一致具合を見ることでその妥当性を評価することも出来る. なお Eq. 2.7 の利用にはヤング率が必要だが, 引張-緩和試験に引き続けて除荷試験を実施する事で取得が可能である.

第2章

2.3. 実験方法

2.3.1 水平式半凝固引張試験装置と実験条件

供試材は Al-5mass%Mg 合金を用いた。組成は Table 2.1 の通りである。本章で用いた試験装置は著者らが雄谷ら[25]の装置を参考に独自開発し、改良を加えた水平式半凝固引張試験装置[7, 26]である(Fig. 2.2)。凝固割れの予測を目的とした熱応力解析に使用する特性値は、半凝固引張試験装置での取得が望ましいことと考えられる。理由は下記の通りである[6, 9, 11, 12, 17]。

- ・ 固液共存状態の合金の強度は引張、圧縮、せん断といった応力状態により大きく異なる[6, 11, 17]
- ・ 半溶融法では温度保持によりマイクロ組織が as cast から変質する(いわゆる“メルトバック”)[6, 9, 12]

本装置では試験片表面の輝点をマーカーとしカメラで追尾することでひずみの時間変化を測定している[7]。初期ゲージ長さは約 7 mm とした。試験片温度はゲージ領域で約 ± 3 °C 以内のずれに収まることを確認した。温度-固相率関係は Scheil-Gulliver モデルに従うとし Fig. 2.3 に示すように JmatPro ver.8.0 (Sente Software Ltd.)により算出した関係を用いた。

Table 2.1: Chemical composition of Al-5 mass pct Mg alloy (mass percent). [7]

Mg	Si	Mn	Fe	Cu	Zn	Ti	Ni	Al
4.702	0.093	0.411	0.179	0.033	0.018	0.012	0.008	Bal.

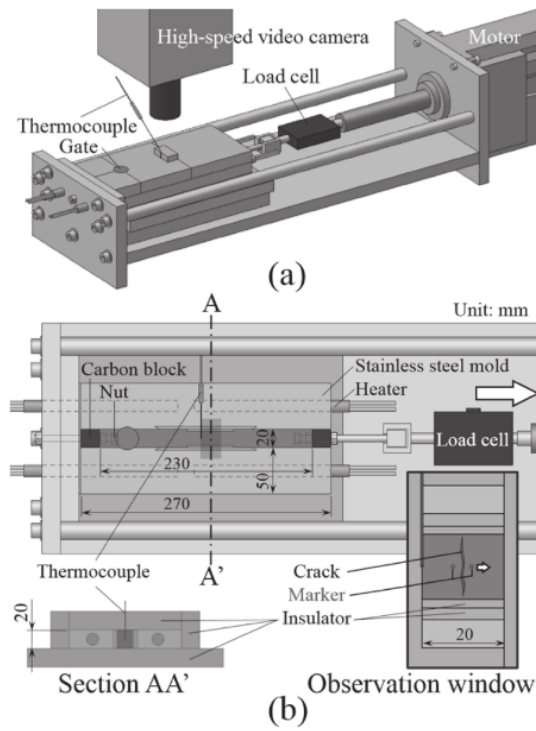


Fig. 2.2: Device for tensile testing after partial solidification:
 (a) general view and (b) top view [7].

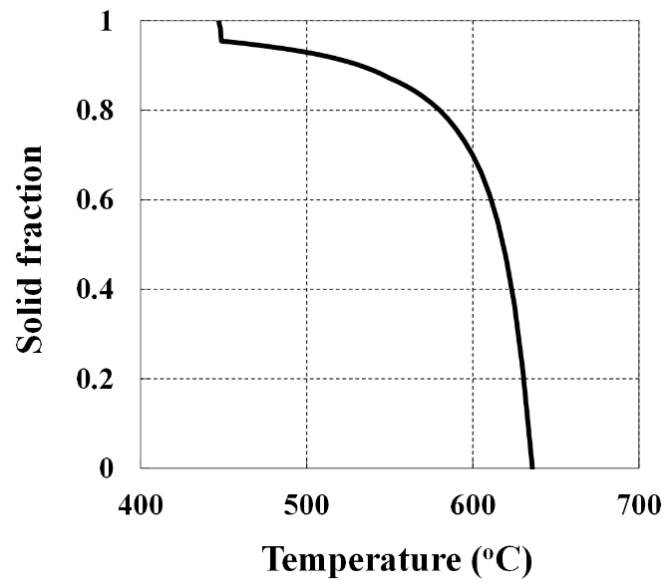


Fig. 2.3: Relationship between temperature and fraction solid calculated by the Scheil-Gulliver model for Al-5mass%Mg alloy. [7]

第2章

実施試験は引張試験[7], 除荷試験, 引張-緩和試験[19], 収縮拘束試験[19]の4種で, 各条件を Table 2.2 に示す. 引張試験は従来引張法, 引張-緩和試験と除荷試験は提案法による粘性特性の算出にそれぞれ用いた. 引張-緩和試験は応力が最大引張強さに達する前に引張を停止し, 応力緩和をさせる試験であり, 収縮測定試験はプルロッドを固定し, 温度低下による凝固収縮と熱収縮のみを引張荷重として測定する試験である. 収縮測定試験は 2.3.2 項で説明する試験中の温度低下の考慮に利用した. これらの試験の冷却速度はおよそ 0.4~1.0 °C/s である. サンプル周波数は荷重が 250 Hz, 温度が 10 Hz である. 試験片温度はシース径 0.5 mm の K 型熱電対を試験片中心から 10 mm オフセットした位置に挿入して測定した. オフセットにより, 熱電対による割れへの影響は無視できると見做した. また特性値-温度関係の整理に用いる代表温度は, 引張試験では最大応力時, 引張-緩和試験では緩和開始時の温度とそれぞれ定義した.

Table 2.2: Conditions of tests during solidification. [19]

	(i) tensile test [7]	(ii) unload test	(iii) tensile-relaxation test	(iv) restrained shrinkage test
mold temperature	400 °C			
tensile speed, mm/s	0.5-0.01	(unbind)	0.05	(hold)
frame rate*, fps	25-1000	250	250	60

*equivalent to sampling amplitude of displacement

第2章

以下は特性値算出時の詳細事項に関して述べる．従来引張法では最大応力を見掛けの定常応力と仮定した[7]．試験温度については従来引張法では最大応力時の温度，提案法においては緩和開始時の温度と定義した．ヤング率は除荷試験（引張-緩和試験の後に連続して実施）における除荷直前の応力をスプリングバックひずみで除することで算出した．また真ひずみ ε ，真応力 σ は Eq. 2.8 から算出した．

$$\begin{cases} \varepsilon = \ln(l/l_0) \\ \sigma = F(1 + \varepsilon)/A_0 \end{cases} \quad (2.8)$$

ここで F は引張り荷重， A_0 は試験片の初期断面積（320 mm²）である． l_0 と l はそれぞれ初期および現在のゲージ長さを示す．

2.3.2 引張-緩和試験における温度低下の影響の考慮

本提案法は 2.2 節からも分かる通り，一定温度下（一定固相率下）であることが前提条件となっている．しかしながら，実際の引張-緩和試験は原理上試験中の温度低下を完全になくすことは出来ない．よって測定されるひずみと応力の履歴は Eq. 2.9 に示すように温度低下に伴う凝固収縮と熱収縮の影響を受ける．

$$\begin{cases} \varepsilon_{\text{Measured}}(T) = \varepsilon + \varepsilon_{\text{Thermal}}(T) \rightarrow \dot{\varepsilon}_{\text{Measured}}(T) = \dot{\varepsilon} + \dot{\varepsilon}_{\text{Thermal}}(T) \\ \sigma_{\text{Measured}}(T) = \sigma + \sigma_{\text{Thermal}}(T) \rightarrow \dot{\sigma}_{\text{Measured}}(T) = \dot{\sigma} + \dot{\sigma}_{\text{Thermal}}(T) \end{cases} \quad (2.9)$$

ε と σ が 2.2 節で述べた $\varepsilon_{\text{total}}$ と σ ，すなわち温度低下の無い理想的な状況で取得されたひずみと応力， $\varepsilon_{\text{Thermal}}(T)$ と $\sigma_{\text{Thermal}}(T)$ が温度低下に起因するひずみと応力， $\varepsilon_{\text{Measured}}(T)$ と $\sigma_{\text{Measured}}(T)$ が引張-緩和試験時に測定される実際のひずみと応力

第2章

である。よって ε と σ を求めるためには、 $X_{\text{Measured}}(T)$ から $X_{\text{Thermal}}(T)$ を引く必要があるが、この $X_{\text{Thermal}}(T)$ は「引張-緩和試験と同一の冷却速度条件で実施した」収縮拘束試験のひずみ、応力履歴と等しいと考えられる。したがって引張-緩和試験結果から収縮拘束試験結果を引くことで、純粋な引張-緩和挙動が得られる。よって最終的な提案法の粘性特性導出式は Eq. 2.10 となる。表記の簡便のため、Eq. 2.10 では温度関数の表記および下付き文字を省略した。

$$\log \left[(\dot{\varepsilon}_{\text{M}} - \dot{\varepsilon}_{\text{T}}) - \frac{1}{E} (\dot{\sigma}_{\text{M}} - \dot{\sigma}_{\text{T}}) \right] = n_{\text{eff}} \log(\sigma_{\text{M}} - \sigma_{\text{T}}) + \log k \quad (2.10)$$

なお、Eq. 2.10 の補正の際には、引張-緩和試験と収縮拘束試験に関して、時間基準ではなく、温度基準で両試験のデータを合わせる必要が有ることに注意が必要である。また引張-緩和試験の各データに対して、引張開始タイミングにおける $\sigma_{\text{Thermal}}(T)$ のゼロ補正を行っている (Fig. 2.4)。これは収縮拘束試験では凝固開始とともに引張荷重が生じるのに対し、引張-緩和試験では引張開始前に荷重が立ち上がらないようボルトを緩めているためである。

また、応力速度、ひずみ速度に関する連続的な変化のデータが必要になるため、取得した応力・ひずみデータに関して平均化処理（時間平均）を加えることで、測定ノイズの影響を抑えた。平均化のための時間間隔は Table 2.3 にまとめた。この平均化処理を加えた応力・ひずみデータに対してそれぞれ 0.4 s、2.0 s 間隔で Excel の LINEST 関数を使うことで速度を算出した。粘性特性取得に使用するデータ範囲に関しては、引張開始初期や緩和後半部では応力やひずみの変化に対して実験ノイズが大きいため、緩和開始前後の各 3 s 間とした。

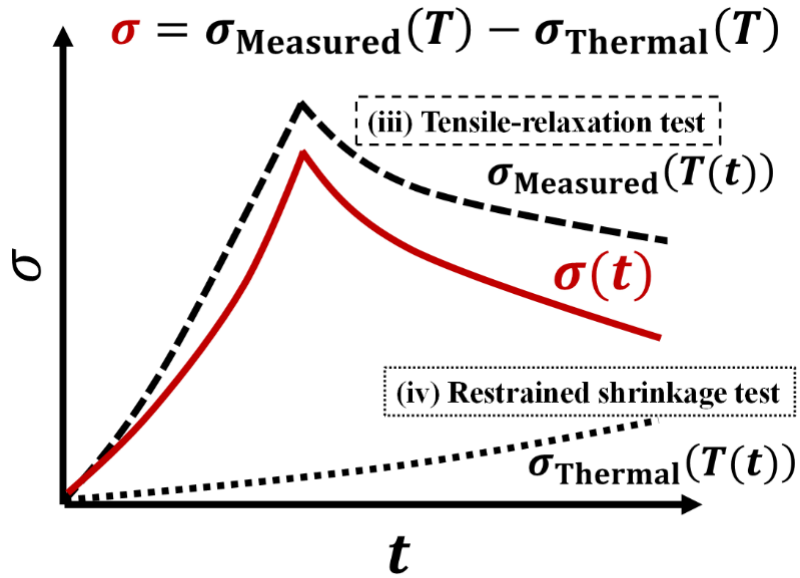


Fig. 2.4: Schematic views of measurement methodologies for determining stress data that are applicable to the proposed method. [19]

Table 2.3: Time intervals when the data points were averaged. [27]

	(i) tensile-relaxation test	(ii) unload test	(iii) restrained shrinkage test
Temperature data, s	0.20	0.20	0.24
Stress data, s	0.20	0.20	1.04
Strain data, s	1.00	1.00	1.04

第2章

2.4. 結果と考察

2.4.1 試験結果

Figs. 2.5 and 2.6 に引張-緩和（+除荷）試験と収縮拘束試験の結果の一例をそれぞれ示す．なお Fig. 2.5 は平均化処理前，Fig. 2.6 は平均化処理後の結果である．引張-緩和試験に関しては 2.3.2 項の補正を行った後に平均化処理を行っており，その結果を示したものが Fig. 2.7 である．ここで応力に関しては最大で約 0.5 MPa, 元の応力対比で 40%以上もの補正が行われたことが分かる．

またひずみに着目すると，Fig. 2.5 において，緩和過程（約 12 s 以降の応力減少過程）ではクロスヘッドを停止させているにも関わらず，ひずみが増加していることが見て取れる．温度低下による収縮の影響を考慮した Fig. 2.7 においても同様の現象が変わらずに確認できることから，それ以外の要因によりゲージ領域のひずみが増加していることが示唆された．固相の材料に対する応力緩和試験では緩和中のひずみは一定であるという仮定を用いることがあるが，本研究のように試験片に温度勾配が存在し，ひずみを測定するゲージ領域とその領域外で力学特性が大きく異なると考えられる場合にはこの仮定が成り立たないことがあることが示された．なおヤング率に関しては微小時間における応力・ひずみ変化から算出する必要があるため，平均化処理前の Fig. 2.5 の生データを用いて算出している．

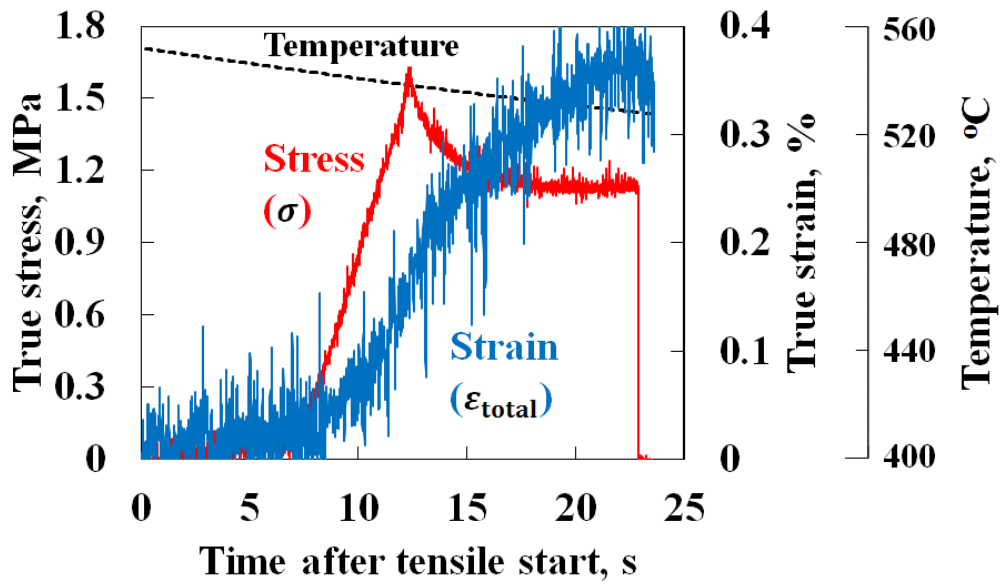


Fig. 2.5: Time histories of the stress and strain behavior by the tensile-relaxation and unload test.

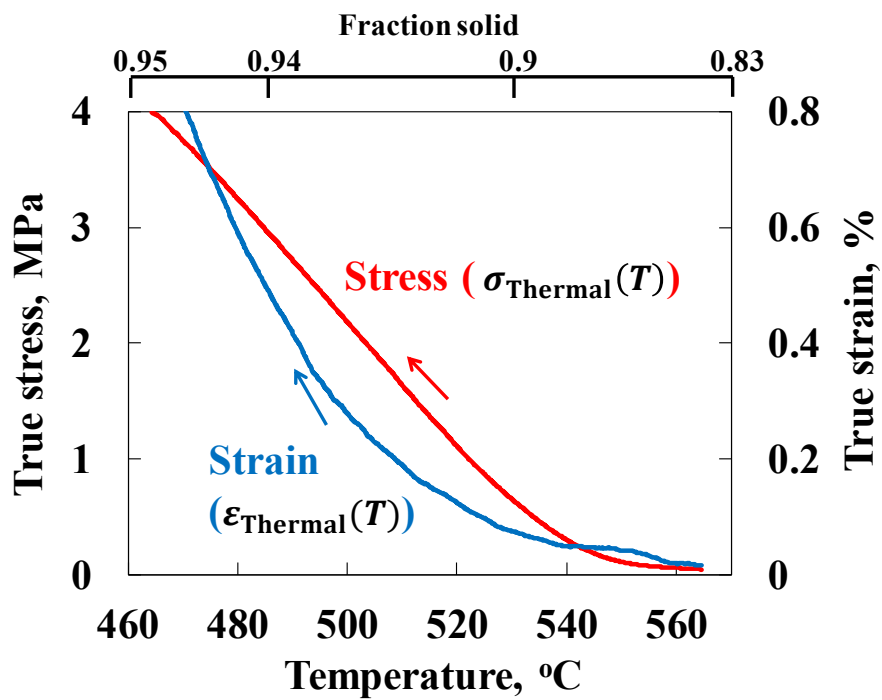


Fig. 2.6: Thermal stress and strain measured using the restrained shrinkage test. [19]

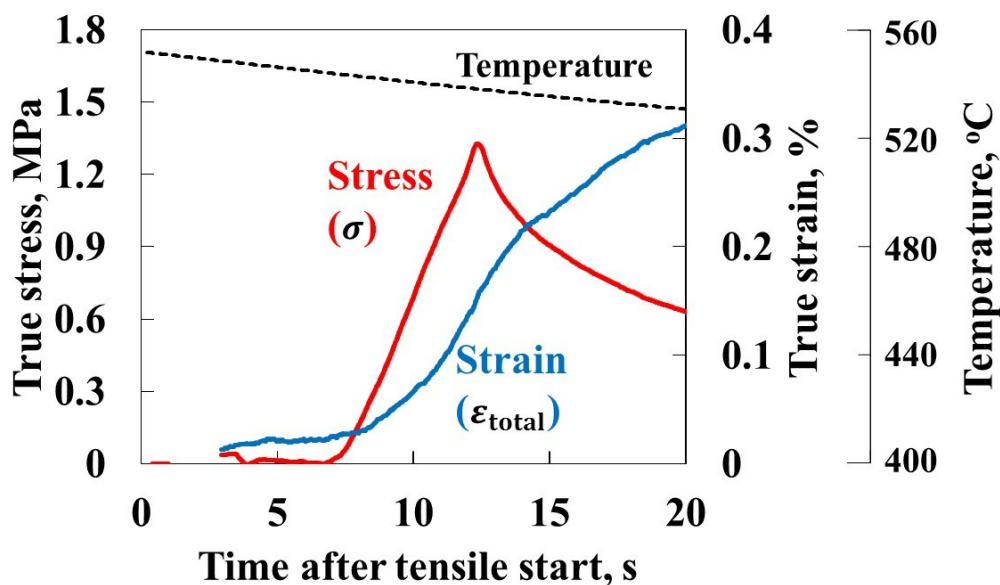


Fig. 2.7: Stress and strain histories during tensile and relaxation derived by the tensile-relaxation at 813K (540 °C) and restrained shrinkage tests. [19]

2.4.2 粘性特性値取得結果

Fig. 2.8 は従来引張法[7]と提案法を用いて得られた粘性特性の比較である。本グラフの傾きから得られるべき乗則指数 n_{eff} と各条件の試験温度を併記した。提案法では引張（赤線）と緩和（青線）両過程のデータが矢印の方向に連続して取得されている。引張-緩和（+除荷）試験は各温度 $N=2$ で実施しており、 n_{eff} は引張-緩和全過程通して線形近似を行った場合の値をそれぞれ載せた。提案法に用いるヤング率は温度毎に $N=2$ の平均値とした。従来引張法ではプロット一つ一つが一回の引張試験に対応し、3 試験以上の結果から特性値を算出するのに対し、提案法では 1 回の試験で特性値を算出可能なため、実験間で生じた誤差を確認できる点もメリットであると言える。引張・緩和両過程のグラフは凡そ一致する傾向を示した。よって本合金は固液共存状態においてマクスウェル粘弾性モデルに従い、本提案法による粘性特性値取得の妥当性が示唆された。

第2章

Fig. 2.8 の結果を特性値別と温度の関係に整理したグラフが Fig. 2.9 である。従来引張法の結果には固相線以下で取得した高温特性も追記した[7]。またここでは引張・緩和各過程別に算出した特性値を載せた。従来引張法と提案法どちらに関しても、固相率の低下に伴い n_{eff} は低下してニュートン流体における値($n_{\text{eff}} = 1$)に近づき、また k は増加するという傾向を示した。しかし n_{eff} に関して、従来引張法の値は455 °C ($f_s = 0.95$)において $n_{\text{eff}} = 9.9$ と提案法に比べ著しく高い値を示し、固相線以下の値に対して不連続であった。また提案法の値は固相線以下の値に対して連続であるが、緩和過程の値(n_R)の方が引張過程の値(n_T)よりもやや高い傾向が見られた。

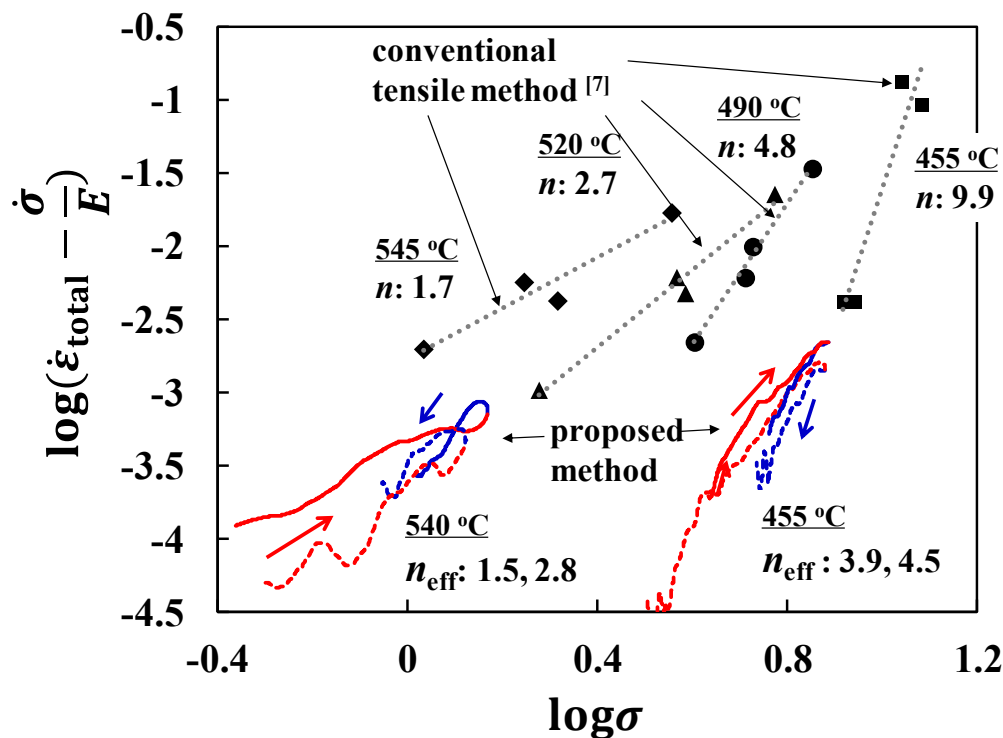


Fig. 2.8: Overlay of rheological data from both the conventional tensile and the proposed methods. [19]

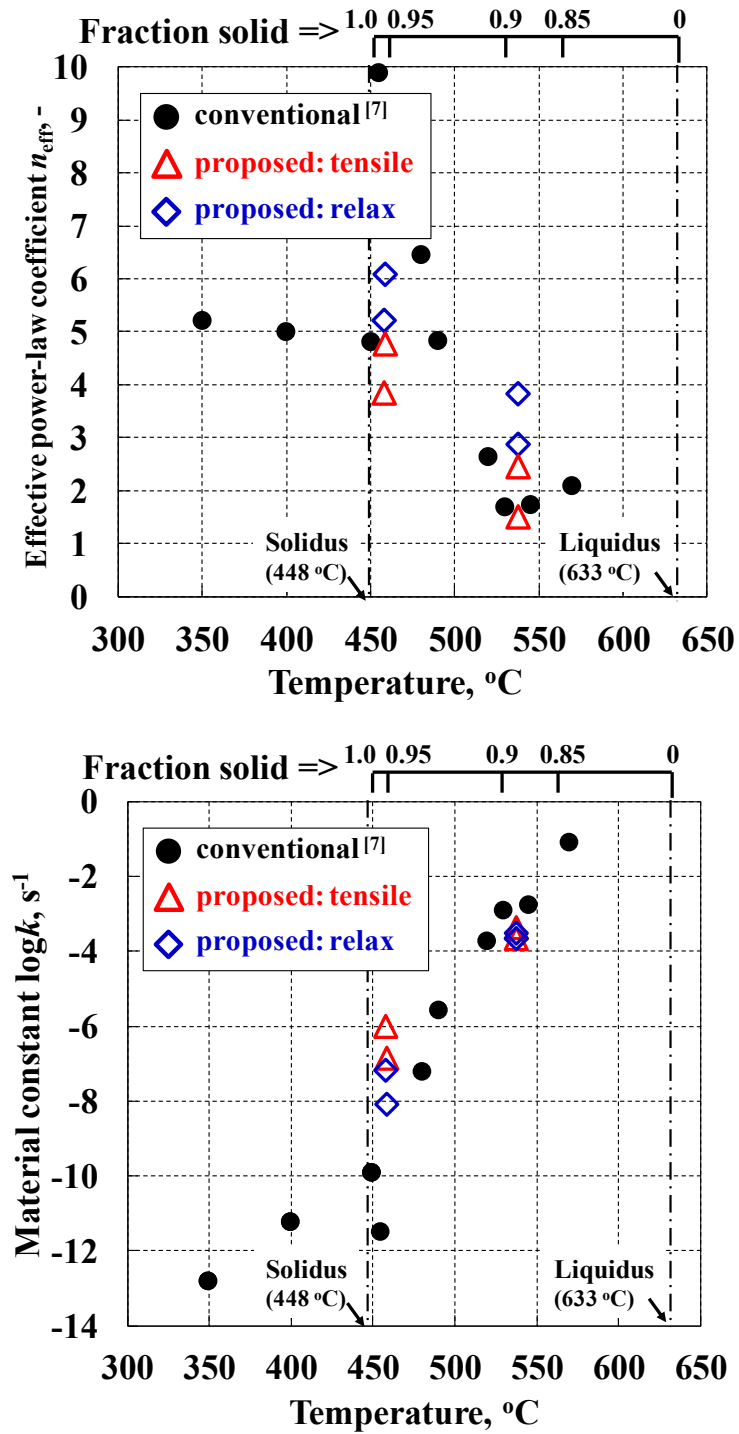


Fig. 2.9: Relation between rheological properties and temperature: (upper side) effective power-law coefficient n_{eff} , (lower side) material constant k .

第2章

2.4.3 取得法により生じたべき乗則指数 n_{eff} の差の原因について

2.4.3.1 従来引張法と提案法における n_{eff} の差

2.1 節でも述べたように、Magnin ら[5]は、具体的な実験的根拠はないものの、半凝固引張試験における最大応力時には既に微視損傷が存在しており、従来引張法により取得された粘性特性はその影響を受けている可能性があるとして述べている。この示唆について、引張試験結果を基に考察を行った。Fig. 2.10 は引張試験によって得られた真応力-真ひずみ曲線の一例（455 °C，クロスヘッド速度 0.5 mm/s），Fig. 2.11 はそこから真応力速度と公称ひずみ速度の時間履歴を算出した結果，Fig. 2.12 はひずみを算出するためのマーカ変位と応力の時間履歴を示した結果である。Fig. 2.10 を見ると真ひずみが 2~6%の領域で定常応力状態が確認でき、従来引張法での粘性特性取得に使用するデータとして問題ないように見える。しかし Figs. 2.11 and 2.12 の結果を見ると、実は最大応力時に既に試験片は損傷していた可能性が示唆される。Fig. 2.11 の緑の点線は、クロスヘッド速度をゲージ長さで除した値であり、つまりクロスヘッド速度を公称ひずみ速度に変換した値である。そして実際に取得された公称ひずみ速度履歴との比較より、ゲージ領域の変形速度は最大応力到達時（応力速度 = 0）よりも手前でクロスヘッド速度を上回り、その後クロスヘッド速度に収束したことが分かる。試験片がひずみ測定用のマーカ2 点の間で完全に破断した場合にゲージ領域の見かけ上の変形速度がクロスヘッド速度に等しくなる点、および応力の時間履歴から考えても、3.5 s 付近では既に鋳物は大きく損傷していることは疑いようがない。そしてその損傷の開始タイミングとしてはゲージの変形速度がクロスヘッド速度を上回った約 2.5 s の時点であることが考えられる。Fig. 2.13 の模式図のようにゲージ領域で損傷が生じていると考えれば、Fig. 2.11 で見られた前述の現象に説明をつけることが出来る。加えて Fig. 2.12 のマーカ変位の挙動を見

ても、約 2.5 s を境に可動側変位の挙動が変化し、固定側変位が減少していることが分かり、損傷の発生が示唆されている。

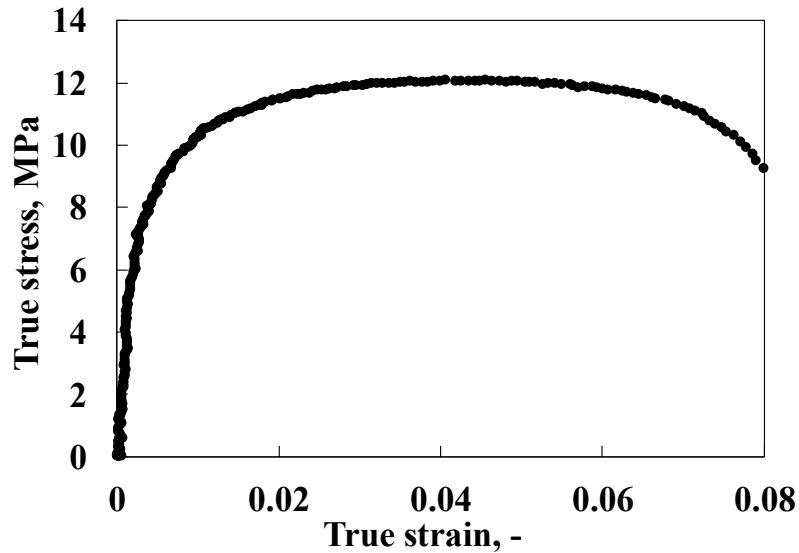


Fig. 2.10: Stress strain curve by the tensile test (455 °C, crosshead speed: 0.5 mm/s).

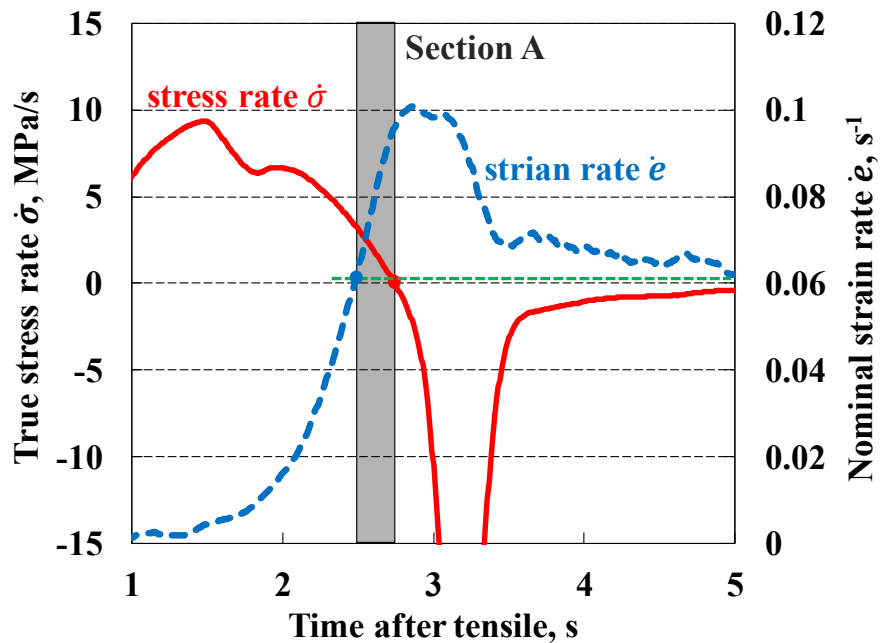


Fig. 2.11: Time variations of stress and strain rate during the tensile test (Fig. 2.10).

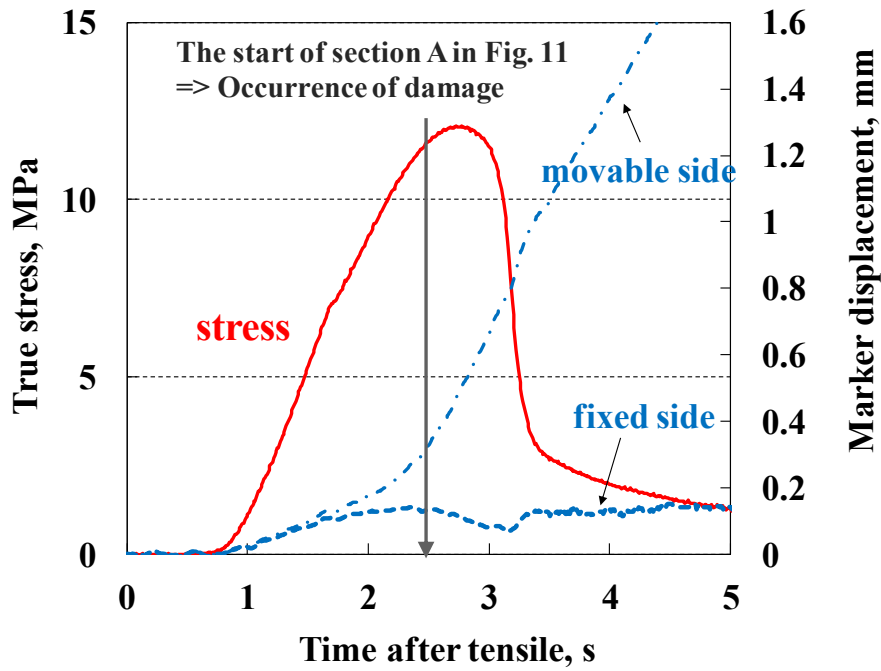
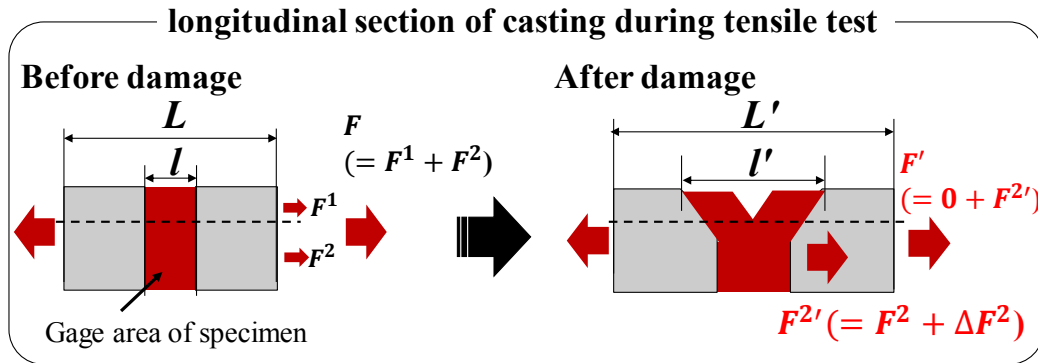


Fig. 2.12: Stress and marker displacement behaviors of the tensile test (Fig. 2.10).



BC 1: Deformation speed > cross head speed

$$\therefore \frac{l' - l}{dt} > \frac{L' - L}{dt}$$

and

BC 2: Stress rate > 0 (If $F^1 < \Delta F^2$)

$$\therefore \Delta F = F' - F = \Delta F^2 - F^1$$

Fig. 2.13: Schematic of deformation and damage of specimen in section A of Fig. 2.11.

第2章

また、引張試験のデータの一部に対して、収縮拘束試験による補正を加えた上で提案法を適用した結果を Fig. 2.14 に示す。引張試験ではクロスヘッドを停止せず破断まで引っ張るため、最大応力後は各々のクロスヘッド速度起因の見かけ上のひずみ速度のまま、応力が低下している。引張開始初期は傾きが緩やかでかつ値にばらつきが大きい。最大引張強度の 30% 程度の応力に達する辺りから、引張-緩和試験に対して提案法を使用した際の緩和過程における値 ($n_{\text{eff}} \sim 4$) と良い対応を示した。また最大引張強度の 90% 辺りから $n_{\text{eff}} = 4$ の直線から逸れる結果となり、そのタイミングは Figs. 2.11 and 2.12 で考察した損傷回避タイミングよりやや早い。凡そ一致したことから、最大応力時に試験片が損傷していた可能性が改めて示唆された。またクロスヘッド速度の異なるプロット(a), (b)は前述の直線領域においても同一直線上ではなく、ややずれる結果となった。実験間誤差などがこのずれの要因だと考えられる。

以上を踏まえて Fig. 2.14 に併記した 455 °C の従来引張法のプロットを見ると、最大応力時の応力-ひずみ速度関係のみのプロットとなるため損傷の影響を含んでおり、また 1 回の試験から 1 プロットのみの取得となるため、最終的な線形近似曲線は実験間誤差の影響を大きく受けることが分かる。その結果従来引張法の n_{eff} は過剰に大きい値を示したと考えられる。従って試験片の損傷の影響を受けずに粘性特性値を取得するためには、最大引張強度に対しておよそ 30~90% 程度の応力領域のデータに関して提案法を使用することが望ましいと言える。またその際には引張・緩和両過程の両対数プロットの比較や、直線挙動からの逸れに注意することが重要である。

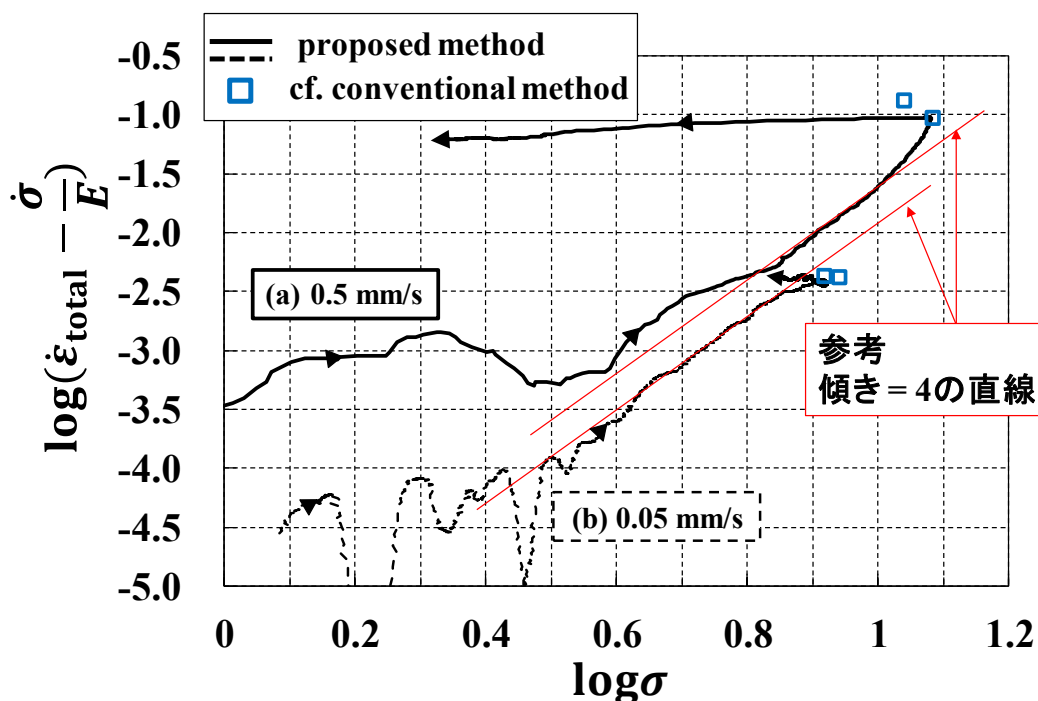


Fig. 2.14: The rheological data of the tensile test with at 455 °C by the proposed method; Crosshead speeds were (a) 0.5 and (b) 0.05 mm/s.

2.4.3.2 提案法において引張過程と緩和過程から算出した n_{eff} の差

ここでは提案法における緩和過程の値 (n_R) の方が引張過程の値 (n_T) より大きい傾向を示した原因について考察する。この原因としては試験中の温度低下を原因とした下記の2点が考えられる。

原因1. 試験中の温度低下に伴い、収縮応力・収縮ひずみが生じることの影響

原因2. 試験中の温度低下に伴い、粘性特性値自体が変化することの影響

なお本論文で言う収縮応力・収縮ひずみとは、凝固収縮および熱収縮に伴って生じる応力・ひずみのことを指す。

第2章

まず原因1について、Fig. 2.15 にそのメカニズムを図示した。図中の点線が真の値、実線が実験で得られる値を示しており、矢印の方向はプロットが得られる時間的な流れの方向である。また灰色の矢印で温度低下に伴い生じる収縮応力の影響を示している。時間経過（温度低下）に伴い実験値の値は収縮応力の影響により過剰に見積もられることは、Figs. 2.5-2.7 で示した通りである。そして Fig. 2.15 の様に、引張過程と緩和過程では時間経過に伴う応力変化が正反対であるため、 n_T は真値より低めに、 n_R は真値より高めに算出されることになる。この原因については収縮拘束試験による補正により対策をしているが、完全に影響を排除出来ているかは不明である。しかしながら、真値が n_T と n_R の間に存在するという考えれば、従来引張法よりは信頼性の高い粘性特性値取得が可能であると言える。また両過程における n_{eff} の差を見ることでその信頼性を確認することが出来る点も提案法のメリットである。

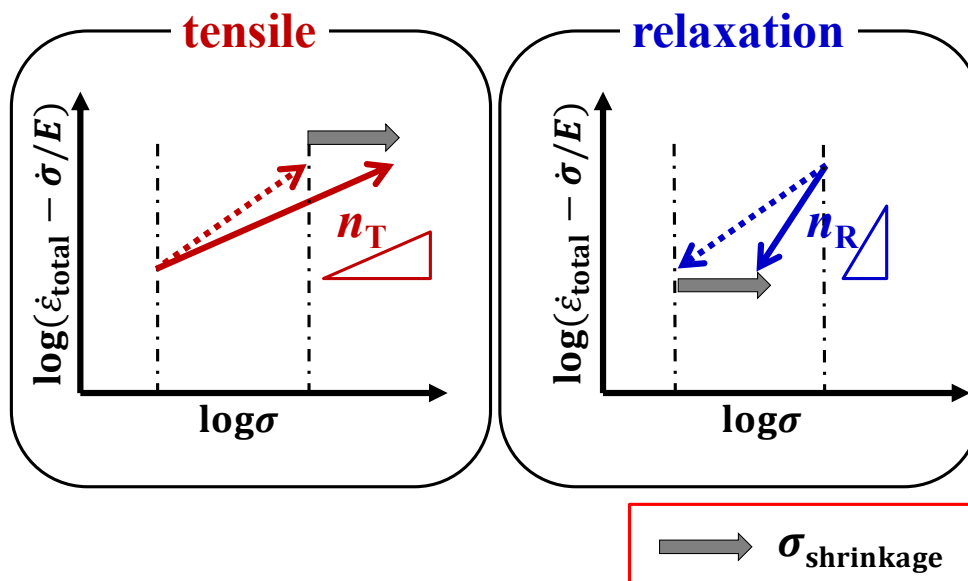


Fig. 2.15: Mechanism-1 of the gap of effective power-law coefficient between both tensile and relaxation processes.

第2章

次に原因2について考える。Fig. 2.16がそのメカニズムの模式図であり、Line(T)、Line($T-\Delta T$)はそれぞれ()内の温度における真値(傾き n_{eff} 、切片の直線 k)を表す。温度低下に伴って、 n_{eff} が増加、 k が低下することはFig. 2.9に示した通りである。温度低下が生じない場合、温度 T において引張変形を加え応力を $\sigma(\text{A})$ から $\sigma(\text{B})$ まで変化させた時のプロットは、当然点線ABとなり、Line(T)と一致する。しかしながら、実際は $\sigma(\text{B})$ の時点で ΔT だけ温度が下がっていたとする。その場合、応力 $\sigma(\text{B})$ 、温度 $T-\Delta T$ での理想上のプロットはBではなくDとなるため、応力・ひずみの温度補正を行ったとしても、実験的に得られるプロットはADとなり、得られる傾きはLine(T)、Line($T-\Delta T$)どちらよりも小さくなる。緩和過程についても同様の考え方をすれば、 n_{R} はLine(T)とLine($T-\Delta T$)どちらよりも大きい値となる(真値は n_{T} と n_{R} の間)。なおこの傾向が成り立つのは応力の測定領域がLine(T)とLine($T-\Delta T$)の交点よりも左側にある場合であり、測定領域が右側であれば傾向は逆転し、交点を跨ぐ場合は決まった傾向を示さなくなるため注意が必要である。交点の位置 $\log\sigma_X$ はEq. 2.11で求められる。

$$\log\sigma_X = -\frac{\log k(T-\Delta T) - \log k(T)}{n_{\text{eff}}(T-\Delta T) - n_{\text{eff}}(T)} \quad (2.11)$$

本実験においては $\log\sigma_X \sim 1.3$ ($\sigma_X \sim 20$ MPa)であり、固液共存状態の全測定領域において理論上 $n_{\text{R}} > n_{\text{T}}$ の傾向であることが確認された。

即ち、 $n_{\text{R}} - n_{\text{T}} = 1 \sim 2$ 程度の差は理論上生じるものであり、かつ真値は両者の間に存在する。またその差が小さいほど測定結果の信頼性は高いと言える。なおそれ以上の差が生じた場合にはマクスウェル粘弾性体として扱う仮定そのものが成り立っていない可能性について考える必要がある。

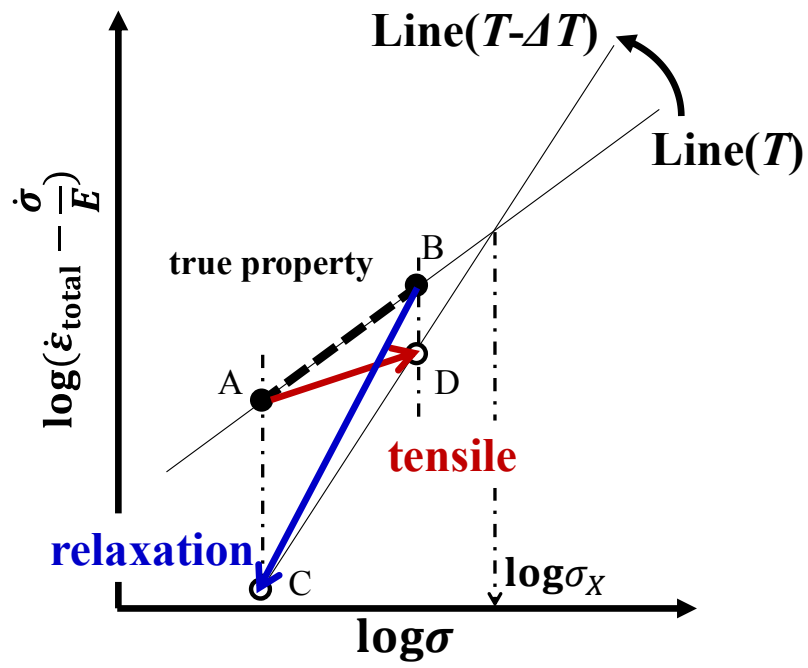


Fig. 2.16: Mechanism-2 of the gap of effective power-law coefficient between both tensile and relaxation processes.

第 2 章

2.5 結言

従来、凝固割れ予測を目的とした熱応力解析の実施ために、固液共存状態の粘性特性と、構成式の構築が試みられてきた。従来の粘性特性取得法は、固相線以下の合金の 2 次クリープ特性取得をベースとしており、いずれも定常応力状態を必要とする手法である。しかしながら、BTR の合金は粘性的挙動を示しながらも同時に脆性的でもあり、明確な定常応力が得られ難いという問題がある。加えて応力緩和試験法の固液共存状態への適用は、引張特性と緩和特性の比較なしでは妥当性に欠ける。そこで本章では BTR の合金に対して粘性特性取得が可能な提案法を提案した。結論は下記の通りである。

- (1) 固液共存状態ではひずみ硬化が生じないという仮定を導入することで、変形全域の構成則をマクスウェル粘弾性体モデルで表現した。これにより定常応力状態でなくとも粘性特性の取得が可能になった。ゆえに提案法では明確な定常応力が得られない BTR の合金での粘性取得が可能である。さらに提案法から得られる引張と緩和両過程の粘性特性が原理的に一致することから、提案法の妥当性を検証することも可能である。
- (2) 半凝固引張試験において避けがたい試験中の温度低下に関して、その影響を取り除くため、収縮拘束試験により取得した温度低下起因の応力・ひずみ挙動を用いて補正する手法を提案した。
- (3) 粘弾性特性を取得する際、従来の手法では除荷試験 1 回と、ひずみ速度を变量した最低 3 回の引張試験の計 4 回の試験が必要であった。これに対し提案法では引張-緩和-除荷試験最低 1 回と、従来の実験コストのおよそ 75%削減

第 2 章

が期待できる。なお、温度低下を考慮するための収縮拘束試験については 1 回の実施で全温度結果の補正が可能であるため、実験コストの増加は軽微である。

- (4) 実際に提案法を用いれば BTR の合金において粘性特性が取得できることを、固液共存状態の Al-5mass%Mg 合金の試験により示した。また従来引張法と結果を比較した所、従来引張法で見られた高固相率における n_{eff} の過剰な値が改善され、固相線以下の値と連続的な傾向を示した。
- (5) 半凝固引張試験では最大応力時に既に試験片が損傷しており、従来引張法で取得した粘性特性はその損傷の影響を受けている可能性について実験的根拠を示した。

第 2 章

参考文献

- [1] S. Suyitno, W. Kool, L. Katgerman, Finite element method simulation of mushy zone behavior during direct-chill casting of an Al-4.5 pct Cu alloy, *Metallurgical and Materials Transactions A* 35(9) (2004) 2917-2926.
- [2] J. Sengupta, S.L. Cockcroft, D.M. Maijer, A. Larouche, Quantification of temperature, stress, and strain fields during the start-up phase of direct chill casting process by using a 3D fully coupled thermal and stress model for AA5182 ingots, *Materials Science and Engineering: A* 397(1-2) (2005) 157-177.
- [3] S. Kou, A criterion for cracking during solidification, *Acta Materialia* 88 (2015) 366-374.
- [4] A.M. de Figueredo, A. Kato, M.C. Flemings, Viscosity of semi-solid A357 alloy in the transient high shear rate regime, *Metallurgical Science and Technology* 18(2) (2000) 32-36.
- [5] B. Magnin, L. Maenner, L. Katgerman, S. Engler, Ductility and rheology of an Al-4.5% Cu alloy from room temperature to coherency temperature, *Materials Science Forum*, Trans Tech Publications, 1996, pp. 1209-1214.
- [6] J.C. Gebelin, M. Suery, D. Favier, Characterisation of the rheological behaviour in the semi-solid state of grain-refined AZ91 magnesium alloys, *Materials Science and Engineering: A* 272(1) (1999) 134-144.
- [7] R. Takai, A. Matsushita, S. Yanagida, K. Nakamura, M. Yoshida, Development of an Elasto-Viscoplastic Constitutive Equation for an Al-Mg Alloy Undergoing a Tensile Test during Partial Solidification, *MATERIALS TRANSACTIONS* 56(8) (2015) 1233-1241.
- [8] M. Braccini, C.L. Martin, A. Tourabi, Y. Bréchet, M. Suéry, Low shear rate behavior at high solid fractions of partially solidified Al-8 wt.% Cu alloys, *Materials Science and Engineering: A* 337(1-2) (2002) 1-11.
- [9] E. Giraud, M. Suery, M. Coret, Mechanical Behavior of AA6061 Aluminum in the

第 2 章

Semisolid State Obtained by Partial Melting and Partial Solidification, *Metallurgical and Materials Transactions A* 41(9) (2010) 2257-2268.

[10] W.H. Bang, K.H. Oh, J.P. Jung, J.W. Morris, F. Hua, The correlation between stress relaxation and steady-state creep of eutectic Sn-Pb, *Journal of Electronic Materials* 34(10) (2005) 1287-1300.

[11] D.G. Eskin, Suyitno, L. Katgerman, Mechanical properties in the semi-solid state and hot tearing of aluminium alloys, *Progress in Materials Science* 49(5) (2004) 629-711.

[12] A. Zama, K. Toshimitsu, T. Watanabe, H. Chiba, T. Toriyama, M. Yoshida, Comparison of mechanical characteristics between semi-liquid state and semi-solid state in Al-Mg alloys, *Journal of Japan Institute of Light Metals* 61(9) (2011) 446-451.

[13] M. Mabuchi, H. Iwasaki, K. Higashi, An investigation of shear deformation in a semi-solid state of a high strain rate superplastic Si₃N₄p/Al-Mg-Si composite, *Acta Materialia* 46(15) (1998) 5335-5343.

[14] Y. Chino, M. Kobata, H. Iwasaki, M. Mabuchi, An investigation of compressive deformation behaviour for AZ91 Mg alloy containing a small volume of liquid, *Acta Materialia* 51(11) (2003) 3309-3318.

[15] C. Roucoules, P.D. Hodgson, S. Yue, J.J. Jonas, Softening and microstructural change following the dynamic recrystallization of austenite, *Metallurgical and Materials Transactions A* 25(2) (1994) 389-400.

[16] E. Giraud, M. Suéry, M. Coret, High temperature compression behavior of the solid phase resulting from drained compression of a semi-solid 6061 alloy, *Materials Science and Engineering: A* 532 (2012) 37-43.

[17] O. Ludwig, J.-M. Drezet, C.L. Martin, M. Suéry, Rheological behavior of Al-Cu alloys during solidification constitutive modeling, experimental identification, and numerical study,

第 2 章

Metallurgical and Materials Transactions A 36(6) (2005) 1525-1535.

[18] B. Hannart, C. Frederic, W.R. Schalwijk, Light Metals, The Minerals, Metals, and Materials Society (1994) 879-887.

[19] A. Matsushita, R. Takai, H. Ezaki, T. Okane, M. Yoshida, A New Theoretical Approach Based on the Maxwell Model to Obtain Rheological Properties of Solidifying Alloys and Its Validation, Metallurgical and Materials Transactions A 48(4) (2017) 1701-1707.

[20] J.E. Burke, D. Turnbull, Progress in Metal Physics, Progress in Metal Physics 3 (1952).

[21] C. Sellars, M., J. Whiteman, A., Recrystallization and grain growth in hot rolling, Metal Science 13(3-4) (1979) 187-194.

[22] C. Sellars, M., Modelling microstructural development during hot rolling, Materials Science and technology 6(11) (1990) 1072-1081.

[23] C.R. Brooks, Principles of Heat Treating of Nonferrous Alloys, Heat treating, ASM Handbook, vol. 4(9th edn.), ASM International (1991), pp. 707-709

[24] C.R. Brooks, Principles of Heat Treating of Nonferrous Alloys, ASM Handbook, ASM International 1991, pp. 707-709.

[25] S. Oya, M. Ohtaki, M. Kobayashi, K. Kobayashi, Embrittlement of Cu-Zn Alloys in the Solidification Process, Transactions of the Japan Institute of Metals 27(8) (1986) 623-631.

[26] 千葉浩行, 植木徹, 鳥山隆成, 遠藤至, 小林昂光, 吉田誠, その場観察によるアルミニウム合金の固液共存温度域における力学的特性の取得, 軽金属 61(4) (2011) 135-141.

[27] A. Matsushita, N. Tomoaki, T. Okane, M. Yoshida, Crack Prediction for a Partially Solidified Lead-free Bronze Casting Using Thermal Stress Analysis, Journal of Materials Processing Technology 249 (2017) 46-56.

第3章

3章

固液共存状態の Al-Mg 合金の力学特性に鑄物の初期欠陥および変形時の損傷が及ぼす影響

3.1 緒言

熱応力解析による凝固割れ予測の実施に必要な固液共存状態の粘性特性取得と構成式構築という課題に対して、2章では脆性温度領域のために明確な定常応力状態を示さない合金に適用可能な粘性特性取得手法（以下、損傷回避法と呼ぶ）を提案した。そして従来手法（2章の従来引張法）と損傷回避法で取得した特性値を比較した結果、「半凝固引張試験では最大応力到達時に既に試験片が損傷しており、従来引張法で得られた粘性特性はその損傷の影響を受けている」という可能性が示唆された。材料の損傷による変形挙動への影響に関しては1.4節でも述べたように、材料内の初期欠陥分布によっては変形に伴い損傷が進行することで見かけ上均質な伸びを生じ得ることが示唆されており、このことから定常応力状態の関係を使用する従来引張法で得られた粘性特性値が損傷の影響を受けていることは十分に考えられる。

そこで本章では2章の半凝固引張試験において押湯を追加することで、初期欠陥量を低減させ、力学特性値への影響を調査する。即ち、粘性特性値に及ぼす損傷の影響の低減という課題に関して、2章では取得法での対策を試みたのに対し、本章では物理的に損傷を低減することで対策を図り、その効果を検証する。そして2章での結果（従来引張法、損傷回避法）と本章の結果（押湯＋従来引張法、押湯＋損傷回避法）を突き合わせることで、損傷回避法が実際に損傷の影響を低減できていたのかについて検証する。また、その他力学特性値に初期欠陥量＋変形中の損傷が及ぼす影響についても併せて調査する。

第3章

3.2 先行研究

本節では本研究の先行研究として行われた川田らの研究[1, 2]についてまとめる。なお押湯効果（静水圧効果）を変量して固液共存状態での引張試験を行った従来研究について、他の研究機関からの報告はなされていない。

川田らは第2章で述べた水平式半凝固引張試験に関して、Fig. 3.1 に示すような押湯を追加した試験片での引張試験を新たに実施し、その際の力学特性値（強度、破断伸び、粘性特性）を取得している。Fig. 3.2 に押湯有無の違いによる粘性特性と破断伸び（延性）の結果の比較を示す。押し湯付加の効果により n 値が低下、 A 値が増加していることが分かる。また伸びについては押湯により向上する傾向を示した。なお、ポロシティ率についても言及しており、押湯により 7.4% から 3.4% に低減したと報告している。以上の結果を踏まえて川田らは、構成式および割れクライテリアにおいて押湯依存性の考慮の必要性があると結論付けている。

第2章で得られた結果を踏まえて彼らの研究について考察すると、押湯を付与した条件で得られた粘性特性値が、損傷回避法で得られた粘性特性値に近づいていると見ることが出来る。即ち、押湯効果により初期ポロシティ率を低減させたことにより、変形時の損傷の影響が低減し、結果として損傷回避法での値に近づいた可能性が考えられる。この仮説を検証するため、本章では押湯効果を更に大きくしポロシティ量を低減させることで、従来引張法と損傷回避法の結果が更に近づくのか調査を行う。

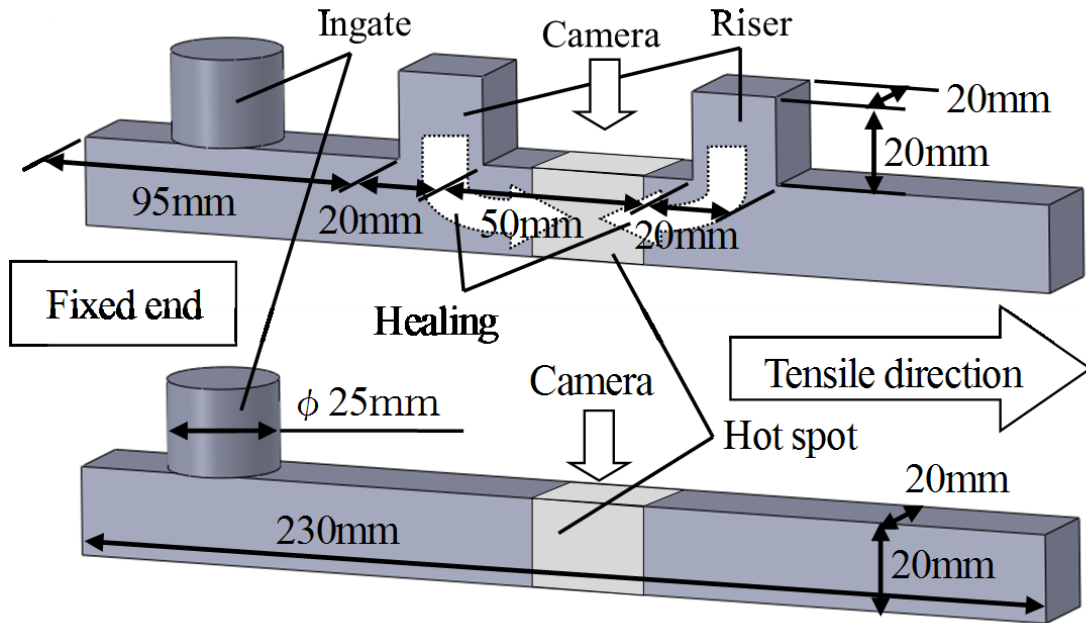


Fig. 3.1: Dimensions of the specimens: (upper side) with riser; (lower side) non riser.[1]

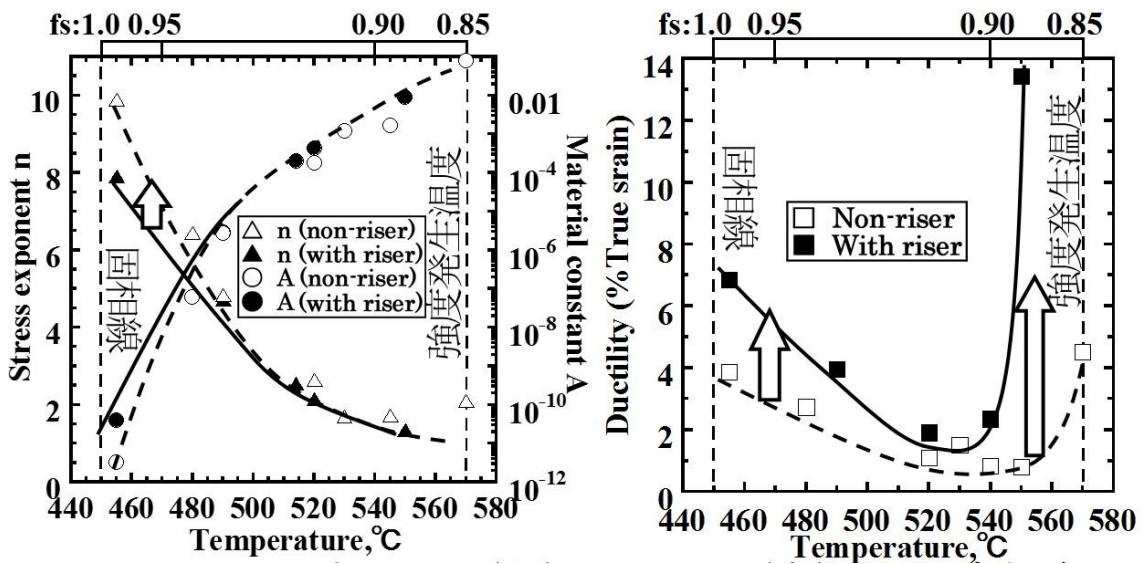


Fig. 3.2: Mechanical properties of the partially solidified Al-5wt.%Mg alloy.[2]

第3章

3.3 実験方法

3.3.1 実験装置

基本的な実験装置の構成は 2 章および川田らの研究と同様である。異なる点は試験片形状とそれに伴う上部断熱ボードの構成であり、Fig. 3.3 に示した。この変更の要点、および変更による実験への影響を下記に整理する。

- 変更点1. 固定端側の押湯部から注湯することにより、注湯穴を無くし、試験片形状を左右対称にした。
- 変更点2. 上部断熱ボードを 2 段重ねにし、押湯高さを 40 mm にした。なお 2 段目の押湯部ボードを撤去することで 20 mm 押湯条件での実験も可能になっている。(2 段目の中央部のボードは 40 mm 厚であり、1 段目の穴を塞ぐ様になっている)
- 変更点3. 最終凝固部の断熱材の材質・形状を変更した。
- 影響1. 最終凝固部近傍の温度分布が左右対称に近づき、最大温度位置が安定することで引張試験時の割れ位置が安定した。
- 影響2. 押湯高さが 20 mm から 40 mm に増加したことで、川田らの実験よりもさらに初期欠陥が低減したと考えられる。また、押湯無し条件を合わせた 3 水準の実験結果の比較が可能になった。
- 影響3. 最終凝固部の冶具に比較的消耗し難い断熱材を使用することで、交換頻度が低減した。これにより実験歩留まりと試験片形状の繰り返し精度が向上した。また山形形状にしたことで応力集中の緩和が期待される。

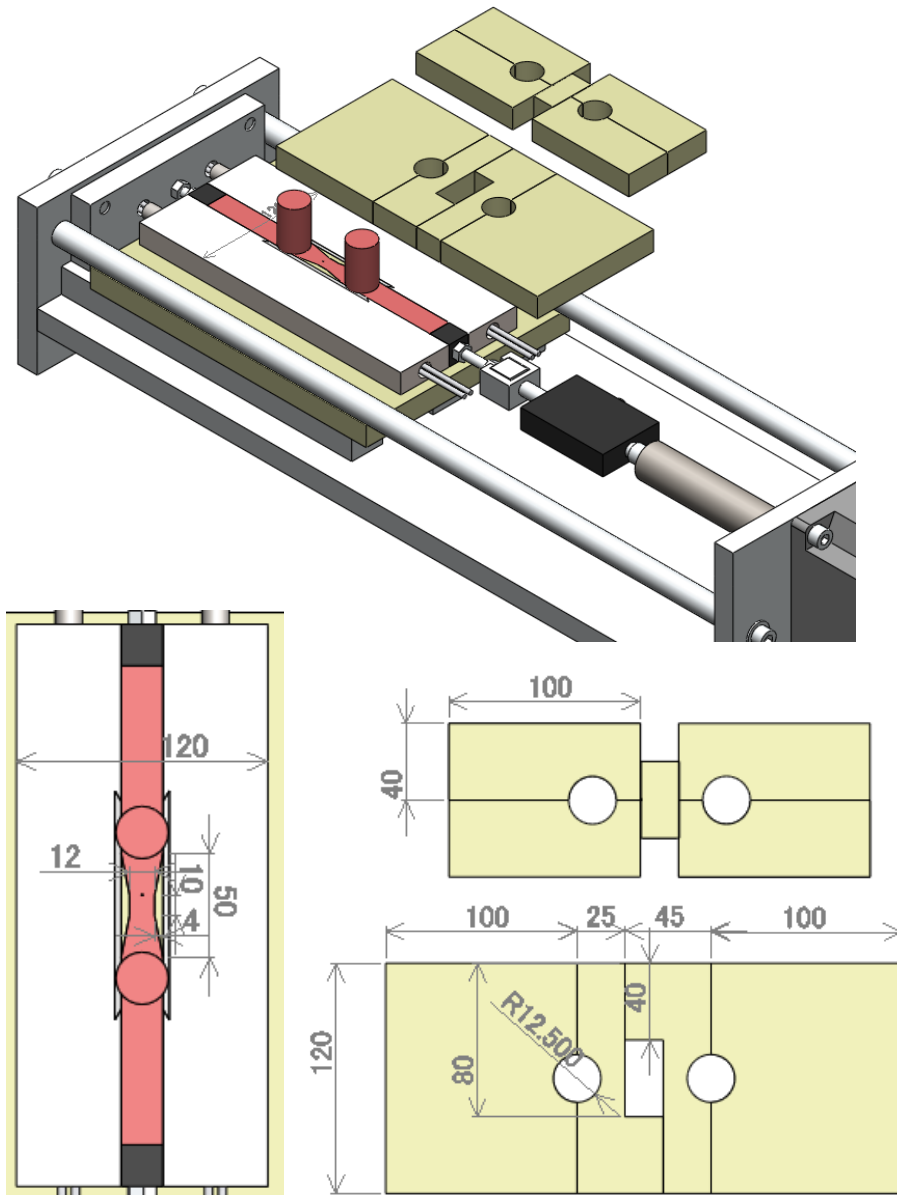


Fig. 3.3: Schematic of the tensile test device in chapter 3.

第3章

Fig. 3.4 に実際の試験装置写真を載せる．凝固収縮時に押湯が拘束される事で生じる荷重を低減するため，押湯穴の内周には1 mm 厚の断熱ペーパーを巻いている．また注湯時には静水圧によって上部断熱ボードが持ち上がらないように重しを載せている．押湯上面の穴は，空気による冷却を防ぐため，また撮影時の熱ゆらぎを低減するために，注湯後は断熱ペーパーで覆っている (Fig.3.4c 矢印部)．



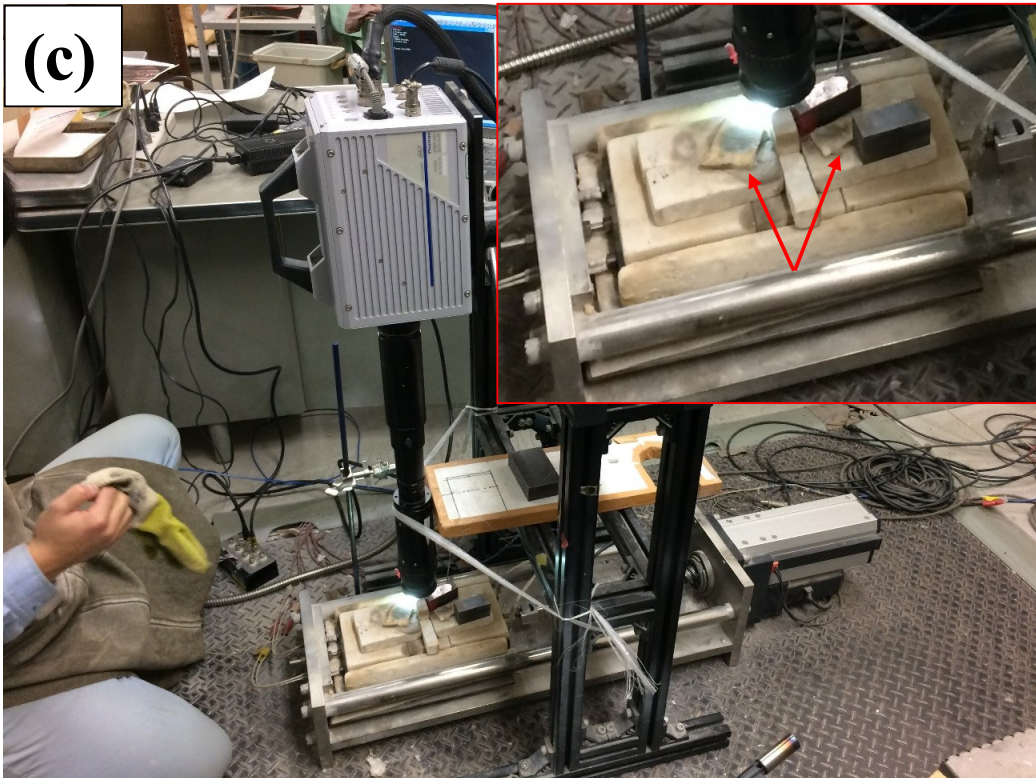
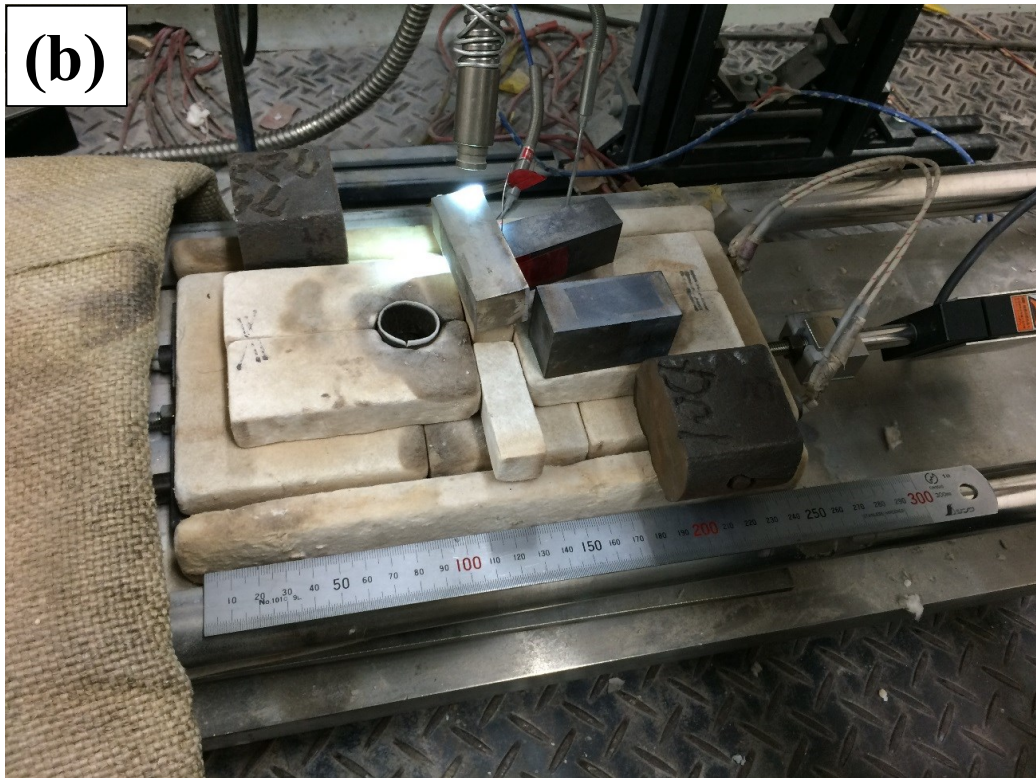


Fig. 3.4: Photographs of the tensile test device.

第3章

試験片形状の変更に伴い、温度分布測定を行った。測定位置は Fig. 3.5a に示すように、最終凝固部を中心に試験片長手方向 ± 10 mm の範囲である。測定結果の一例を Fig. 3.5b に示す。2 回の試験の結果、注湯から凝固完了までの最大温度差は約 5.8 °C であった。

また、最終凝固部の断熱部に関しては、厚さ 2 mm のムライト板（有限会社三和理研）の上に最大厚部で 5 mm 程度の山型に加工した長さ 50 mm の断熱ボード（ニチアス株式会社製）をアロンセラミック（東亜合成株式会社製）で貼り付けた後、ボード部をアロンセラミックでコーティングすることで作製した。なお、高引張速度条件での試験に関しては、ロードセルの許容荷重 5 kN を考慮し、試験片断面積を減少させるために上記ボードの厚みを片側約 2 mm ずつ増している。

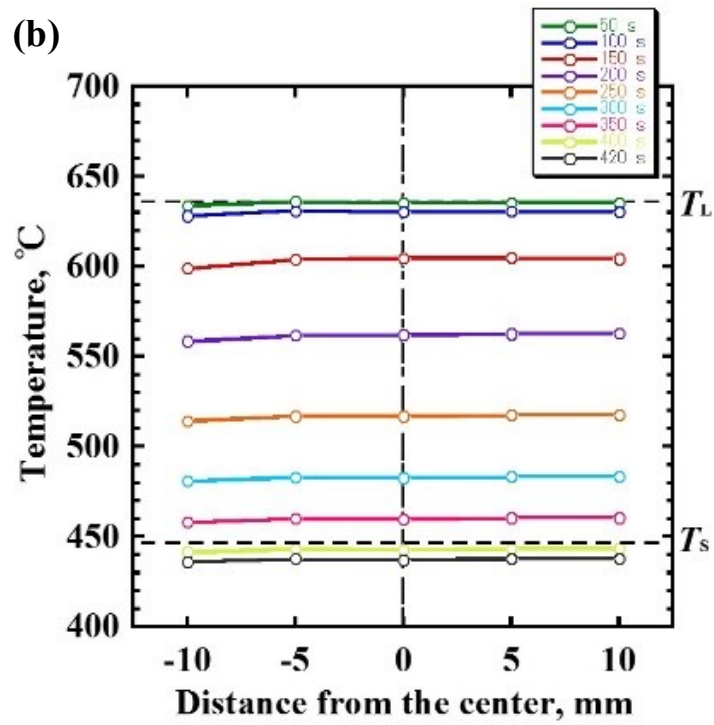
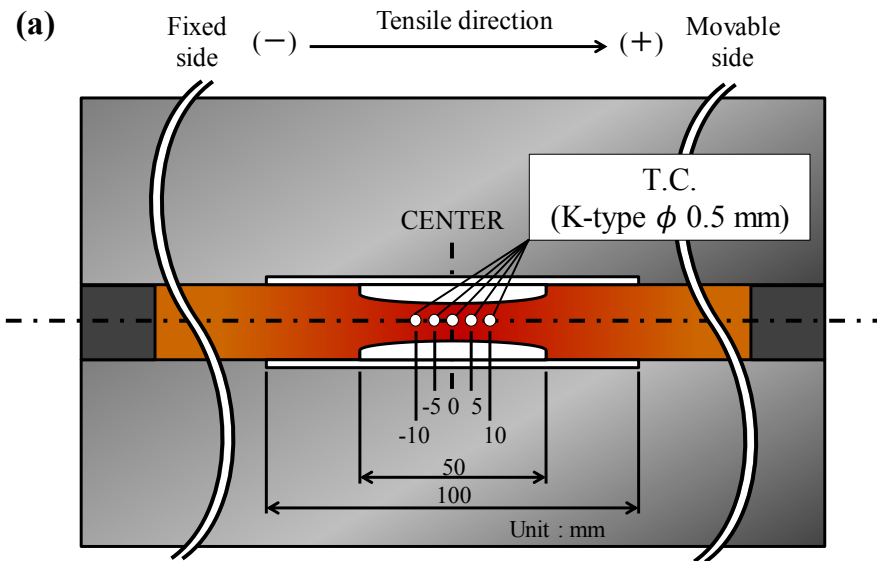


Fig. 3.5: Temperature distribution measurement:
a) measurement positions, b) measurement results.

第3章

3.3.2 供試合金

供試合金も 2 章および川田らの研究と同様である (AC7A)。合金組成に関しては, Table 3.1 に示すように製造ロットの違いによりやや差が生じているものの, 特性値を比較する上で問題にはならないと判断した。

Table 3.1: Chemical composition of the Al-Mg alloy (mass%).

	Mg	Si	Mn	Fe	Cu	Zn	Ti	Ni	Al
In Chap.2	4.702	0.093	0.411	0.179	0.033	0.018	0.012	0.008	Bal.
In Chap.3 and 4	4.876	0.098	0.405	0.167	0.030	0.021	0.009	0.010	Bal.

3.3.3 実験条件

実験手順に関しては 2 章の引張試験と同様である。その他条件については Table 3.2 にまとめた。試験温度は最大応力到達時を代表温度として定義した。冷却速度は比較対象の実験条件と同じ約 0.46 °C/s であることを確認している。引張速度の違いにより 1 試験あたりの撮影時間が異なるため, フレームレートは引張速度に合わせて変更している (高引張速度: 高 fps, 低引張速度: 低 fps)。また揺らぎへの対策として, 一部実験では窓開放直後に約 3 mm 厚の耐熱テンパックスガラスを撮影部へ被せた。

応力値を算出する際に使用する荷重値については, 摩擦の影響を考慮した。試験片破断後に引張を継続すると検出される荷重を摩擦荷重とし, 出力範囲全域に渡りオフセットしている。破断を伴わない実験に関しては摩擦を計測することが不可能なため, 破断を伴う実験における凡その平均値である 25 N でオフセ

第3章

ットした。(最終凝固部の)試験片断面積については、破断したものについてはノギスで計測した値を用いた。また押湯をつけていない実験に関しては凡その平均値である 204 mm^2 で、川田らの実験値に関しては 219 mm^2 で一律として補正をかけなおした上で生の実験データから応力-ひずみ曲線や力学特性値を算出し直すことで、算出方法を同等の条件に近づけた上での実験結果として比較した。

Table 3.2: Experimental conditions

Video camera	
Frame rate, fps	60, 125, 250
wtShutter speed, s	1/frame rate
Resolution, pixel	1024×2048
Lens magnification, x	2.0
Others	
Mold temperature, °C	400
Test temp. (at Max. stress), °C	455, 520, 540
Tensile speed, mm/s	0.02, 0.05, 0.1, 0.5

第3章

3.3.4 粘性特性値算出方法

本項では従来引張法を適用した際の詳細条件について述べる。Fig. 3.7 に実際に取得した時間-真応力曲線および時間-真ひずみ曲線の一例を示す。ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_c$ の算出は時間-ひずみ曲線を 9 次の多項式で近似し、その微分形式に最大応力（流動応力 σ_{flow} と見做す）時の時刻を代入することで行った。近似式の作成には Fit Equation Analyzer Ver. 1.0E を使用し、近似範囲は σ_{flow} の 30% を初めて示した時刻から σ_{flow} 到達後始めて σ_{flow} の 90% を下回った点とした (Fig. 3.15)。なお真応力値が低下しなかった実験に関しては、破断直前の時刻までを近似範囲とした。また 8 次の多項式近似の結果も併せて確認することで、上記結果が変曲点の影響を受けていないことを確認している。

なお、損傷回避法については後述の通り特性値の算出が出来なかったため、詳細は割愛する（基本的には第 2 章に従って算出を試みた）。

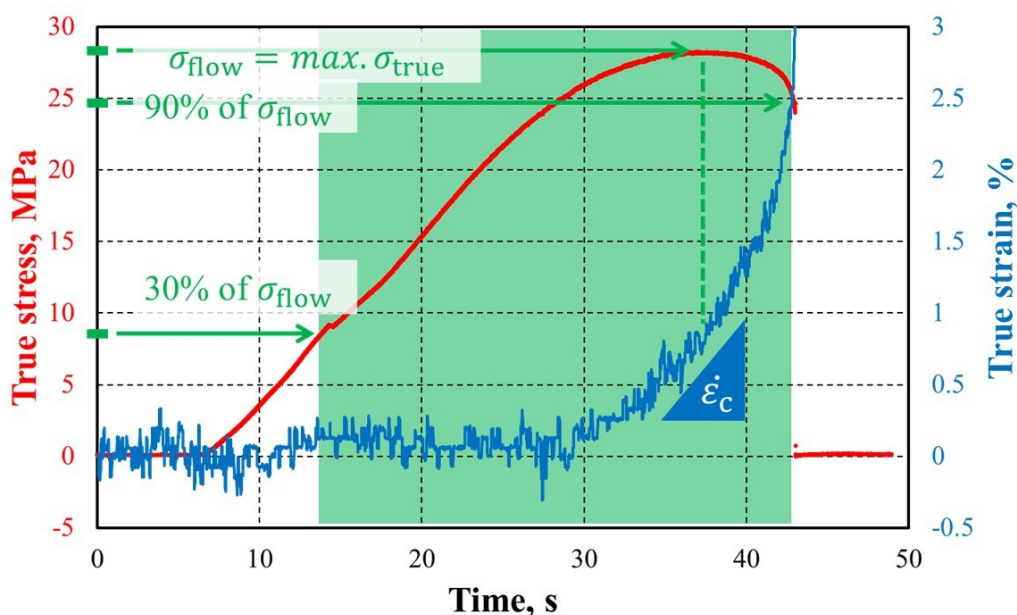


Fig. 3.7: Example of time-stress and time-strain curves (0.05 mm/s, 455 °C).

第3章

3.4 実験結果と考察

3.4.1 ポロシティ観察

高井らの先行研究[2]において、押湯の追加により鋳物のポロシティ量が低減することが確認されている。また第1章の従来研究においては、固液共存状態の合金を対象としたものではないが、欠陥の量や分布により、変形時に損傷を伴い見かけ上均質な伸びを生じることが確認されている。そこで固液共存状態の合金においても、初期欠陥の違いが変形挙動に影響を与えているのか確認するため、試験片の断面観察を行い、定性的ではあるがポロシティの量や分布などを確認した。

樹脂込めした試験片に対して SiC 研磨紙を用いて表面出し（#2400 まで）をした後、研磨時のポロシティ形状の変質を防ぐために真空樹脂込めにより表層のポロシティ内に樹脂を充填し、再度 #2400 まで研磨後に DP スプレー(9,3 μm)にて琢磨を実施することで観察試料を作製した。なお観察対象とする試験片は、押湯高さ 40 mm と押湯無しの条件についてそれぞれ①引張試験を実施し破断したもの、②引張試験装置に鋳込み、拘束フリーの状態凝固させたもの、の2条件である計4条件とした。そして引張方向のポロシティの分布、変形が分かるように、底面に対して水平に試験片中心を切断した面を観察した (Fig. 3.7 参照)。①の代表温度は、川田らの研究で特に押湯高さの影響が大きかった 455 °C を対象とした。

Fig. 3.8 に観察結果を示す。拘束なしの条件に関しては、赤線で囲んだ領域に関して画像解析により算出したポロシティ率を記載した。ガス欠陥と見られる丸い形状のポロシティはその量や分布にばらつきが大きいものの、収縮巣に関しては押湯を設けることで半定量的ではあるが低減していると考えられる。特に試験片外表面でその差は顕著であった。また引張試験後の画像から、押湯有無

第3章

によりその破断形態が異なることが確認できる（赤丸部）。この違いは、押湯なし条件では外表面および内部に欠陥が分散しており、これが連結・進展したものと考えられる。即ち、押湯無し条件は、変形中の鋳物の損傷により、マクロな視点で見ると見かけ上延性的な変形を示すことが示唆された。

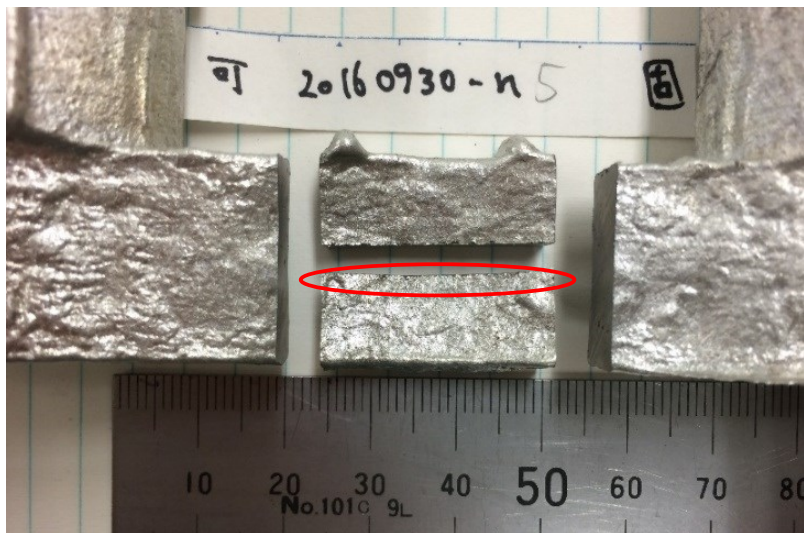


Fig. 3.7: External appearance of the specimen.

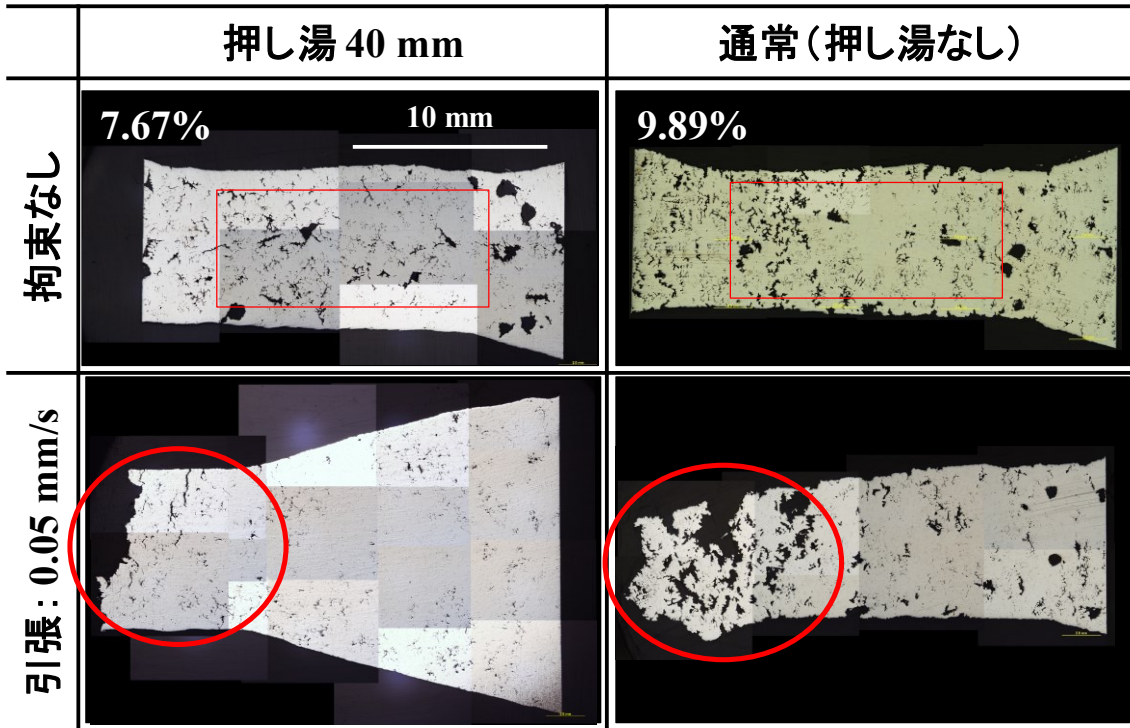


Fig. 3.8: Internal appearance of the specimens.

3.4.2 強度と伸びの比較

Fig. 3.9 に押し湯条件の違いによる応力-ひずみ曲線（代表温度 455 °C，引張速度 0.05 mm/s）の違いを示す．また押し湯条件の違いによる力学挙動変化を定量的に評価するため，最大応力およびその際のひずみ量を比較した結果が Fig. 3.10 and 11 である．まず最大応力に関しては，押し湯が高いほど，また温度が低い（固相率が高い）ほど大きな値を示している．押し湯高さの上昇が鑄巣やポロシティを低減させて，（空隙率まで考慮に入れた）実際の固相率が増加したことにより温度

第3章

低下と同様の影響を及ぼしたと考えられる。

その一方で、最大応力時のひずみ量は押湯高さに対する明確な傾向が見られなかった。ただし、押湯高さ 40 mm 条件に関しては、引張速度や固相率に依らず全て 1%未満となり、他の押湯高さ条件よりも低くなった。常温の鋳物においては、一般的に鋳物が健全になる（欠陥量が低減する）ほど、伸びや強度といった機械的特性は向上することが知られている。今回の実験結果は、最大応力は常温の鋳物の知見と同様であったが、伸びに関しては反する結果を示した。これは 3.4.1 項でも示唆した通り、押湯 40 mm 条件では欠陥が少なく、鋳物本来の伸びを測定していたのに対し、押湯なし条件に関しては、損傷の影響を含んだ見かけ上の伸びを測定していたためだと考えられる。

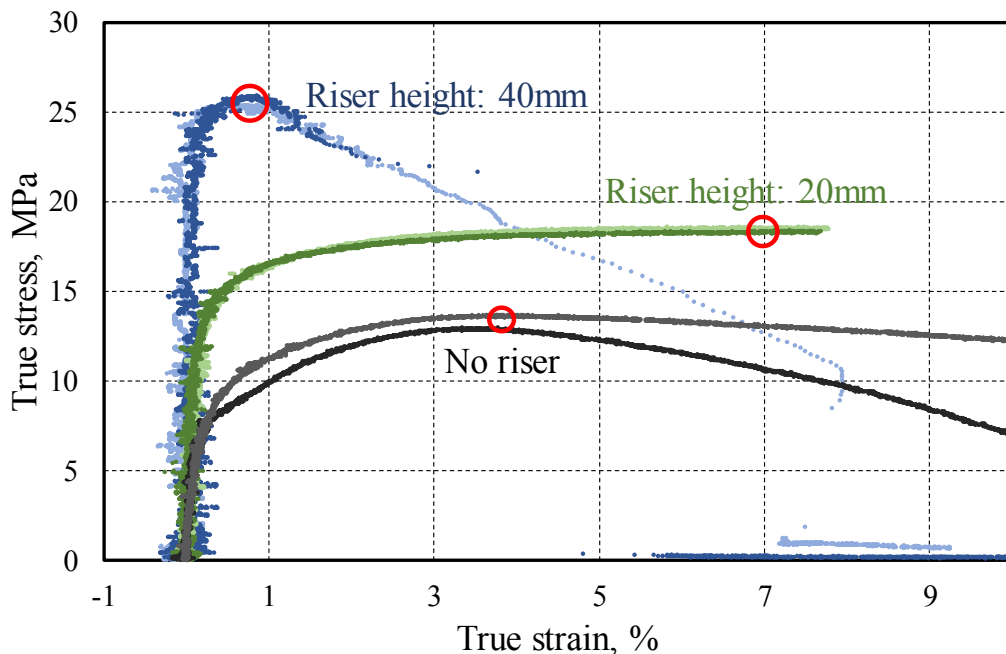


Fig. 3.9: Effect of riser height on stress-strain curve. (455 °C, 0.05 mm/s)

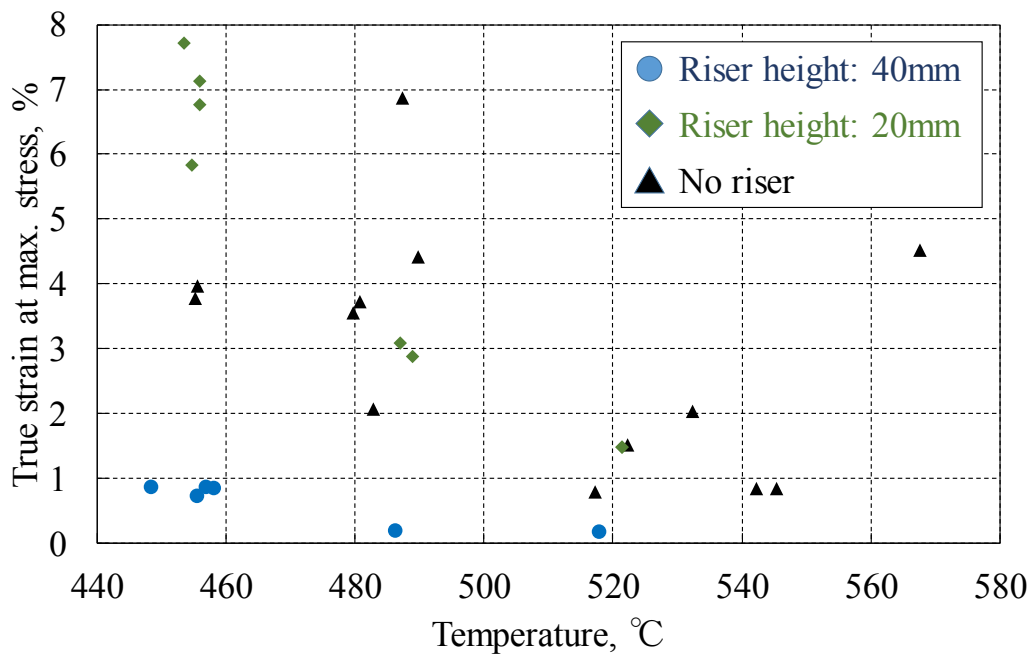
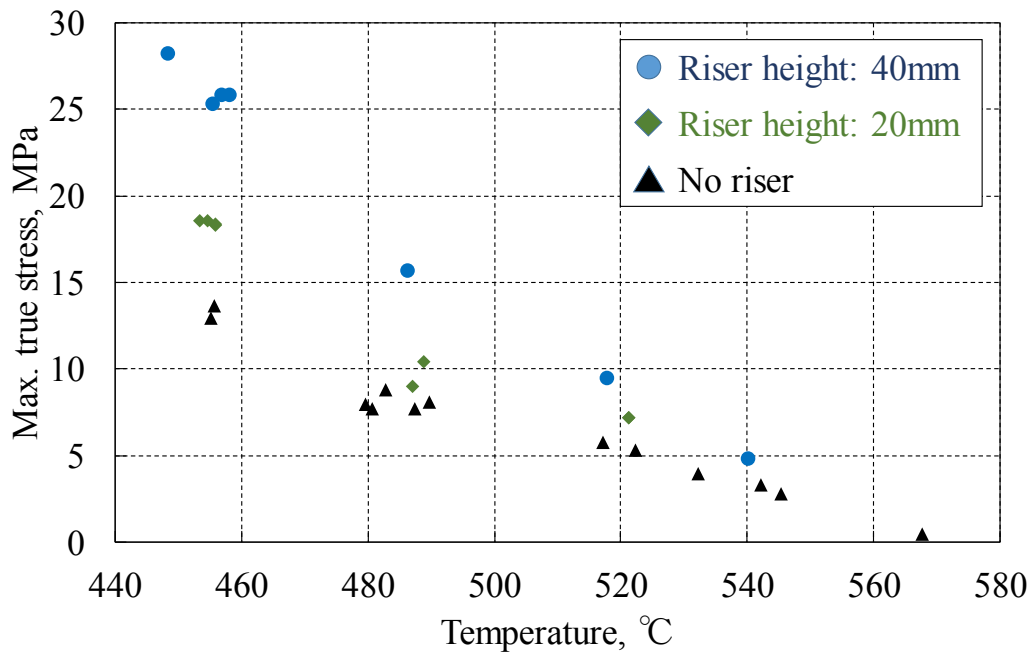


Fig. 3.10: Relation between riser height and maximum stress:
 (upper side) 455 °C, 0.05 mm/s; (lower side) 455 °C, 0.1 mm/s.

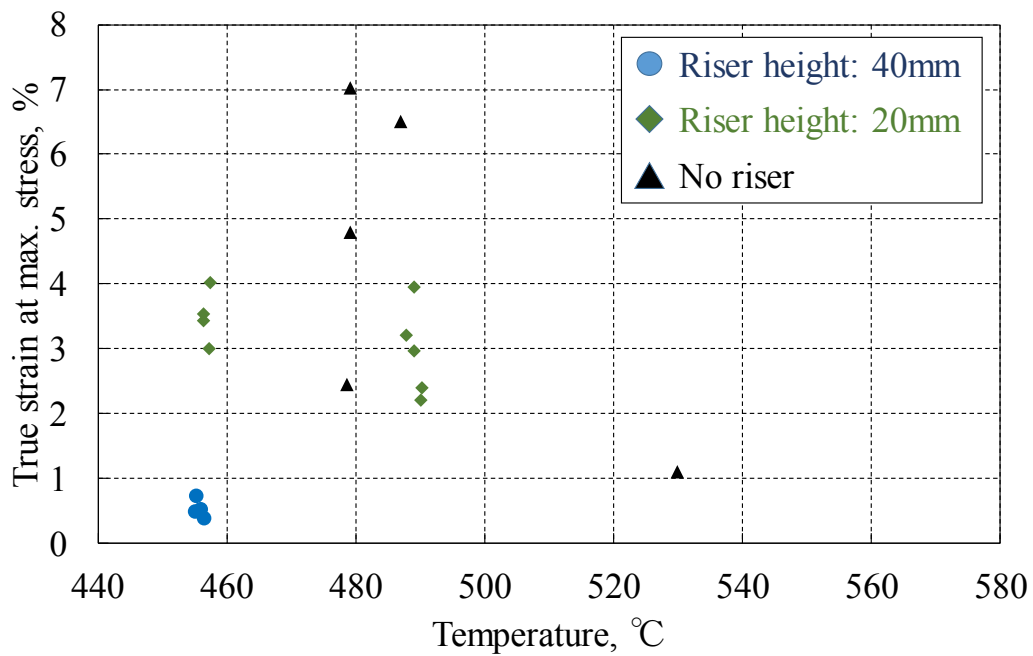
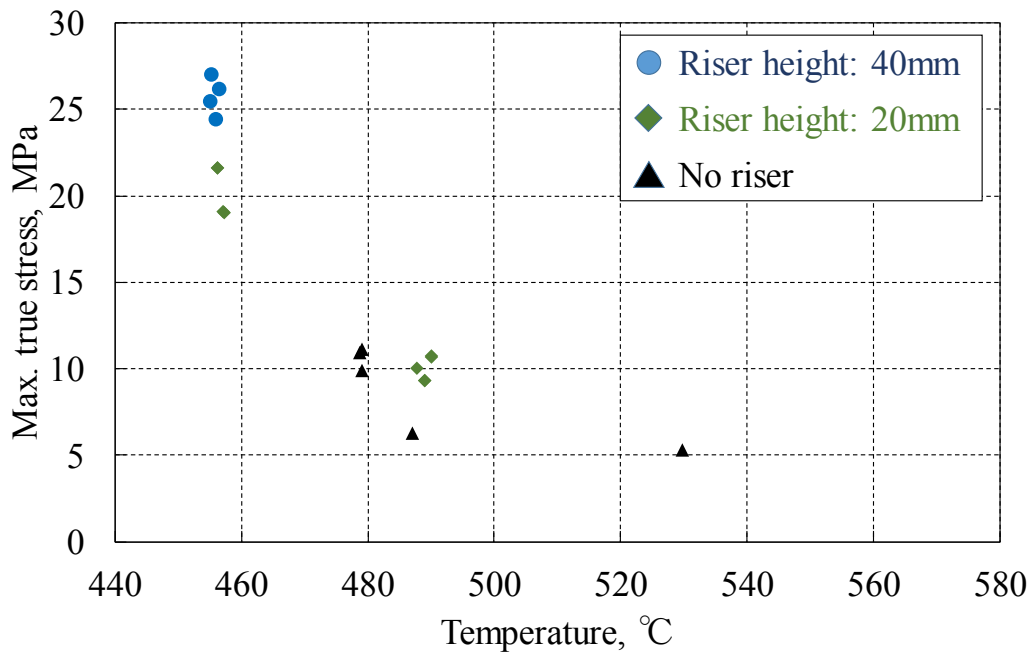


Fig. 3.11: Relation between riser height and strain at maximum stress:
 (upper side) 455 °C, 0.05 mm/s; (lower side) 455 °C, 0.1 mm/s.

第3章

3.4.3 粘性特性の比較

本章の目的の一つに、「損傷回避法で取得した粘性特性が、実際に損傷の影響を低減できているか」の検証がある。そのため、緒言でも触れたように [Table 3.3](#) に示す条件において取得した粘性特性を比較する。

Table 3.3: Measurement conditions to compare the rheological properties.

	押湯高さ 40 mm	押湯高さ 20 mm	押湯無し (0 mm)
従来引張法	本研究	Ref. 2	Ref. 3
損傷回避法	-	-	本研究

押湯高さ 40 mm 条件では、3.4.2 項で述べたように伸びが殆ど見られなかったため、応力速度変化に伴う連続的なひずみ速度の変化を算出することが困難であり、損傷回避法による粘性特性値は算出できなかった。従来引張法に関しても、粘性特性取得が出来たのは代表温度 455 °C の試験でのみである。また押湯無し + 従来引張法の組み合わせ条件に関しては、高井らのデータ[3]を基に、試験片の断面積の考慮の方法を 3.3.3 項で述べた基準に統一し直したため、文献値とやや値の差が生じている。なお押湯無し + 損傷回避法のデータは、従来引張法の算出に用いた複数の応力-ひずみ曲線全ての引張過程に対して適用しているため、プロット数が多くなっている。適用範囲は最大応力の 30%~90%を示した範囲とし、代表温度は 90%時点での温度とした。

[Fig. 3.12](#) に各条件で取得した粘性特性値の比較結果を示す。まず従来引張法の結果について比較すると、押湯高さの増加に伴い、 n_{eff} は低下、 k は増加する傾向を示した。さらに損傷回避法の結果と突き合わせると、押湯高さ 40 mm + 従

第3章

来引張法の条件における粘性特性は、押湯無し+損傷回避法の条件の結果と凡そ一致した。即ち、粘性特性取得の観点において、損傷回避法は押湯高さの増加と同等の効果「損傷の影響の低減」を示すことが確認された。

なお Fig. 3.9 に示した各条件の応力-ひずみ曲線において応力立ち上がり部分の傾きが異なることから、押湯なし条件では定常応力到達以前から鋳物の損傷が発生しており、損傷回避法でも損傷の影響を完全に排除することは出来ていないと考えられる。しかし 2 章で述べた通り、両対数グラフ上の実験データが引張の進行に伴って直線から逸れていくか否かを確認することでその影響の程度を確認することが出来るという点も、従来手法に対する損傷回避法の強みである。

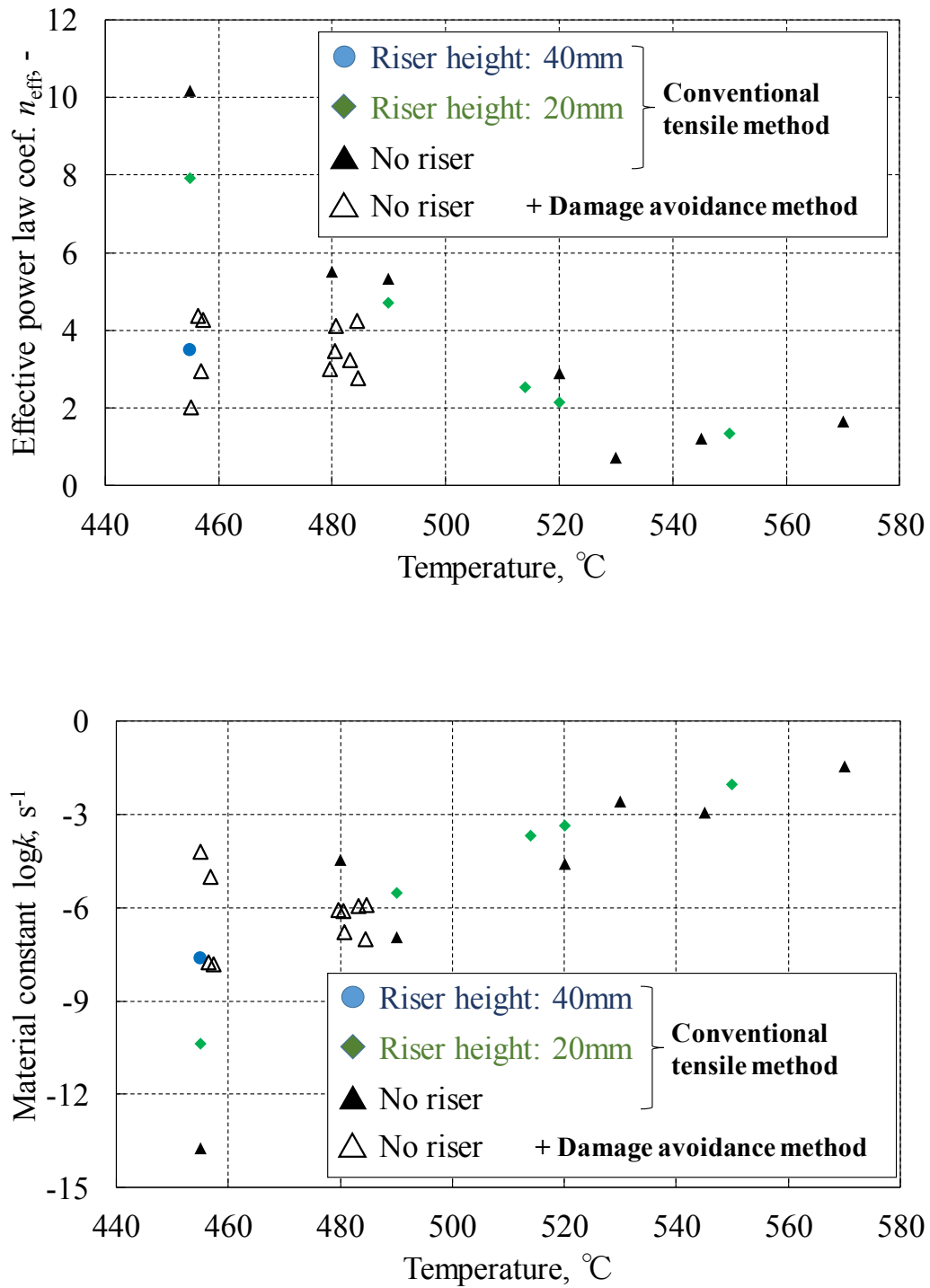


Fig. 3.12: Comparison of the rheological properties between the various conditions (Table 3.3).

第3章

3.5 結言

本章では、2章で提案した損傷回避法の有効性の追加検証として、半凝固引張試験片の押湯高さを変量した実験を実施し、力学特性値と押湯高さ・取得方法の関係について調査した。得られた結果を以下に示す。

- (1) 押湯高さの増加に伴い、引張強さの増加が確認された。この原因としては、半定量的ではあるものの押湯により初期欠陥量が低減したことが一因として考えられる。
- (2) 最大応力時の伸びは押湯高さとの相関が見られず、押湯 40 mm 条件では1%未満と最も伸びが小さくなった。断面観察結果と併せた考察より、押湯効果が少なく、初期欠陥量が多い試験片では、引張変形中に欠陥が連結・進展することで見かけ上の伸びを示すことが示唆された。
- (3) 2章で述べた従来引張法により取得したべき乗則指数 n_{eff} は、押湯高さの増加に伴い減少する傾向を示した。この変化は、見かけ上の伸びを特性値算出に用いていたため、即ち損傷の影響を受けていたためであると考えられる。
- (4) 押湯なし条件に損傷回避法を適用した結果は、押湯 40 mm 条件に従来引張法を適用した結果と良い一致を示した。このことから、損傷回避法は損傷の影響を低減して粘性特性を取得可能であることが示された。

第3章

参考文献

- [1] 川田康貴, 高井量資, 武野瑛, 吉田誠, Al-Mg 系合金の半凝固状態の力学特性に及ぼす押し湯の影響, 鋳造工学 全国講演大会講演概要集 第 163 回全国講演大会講演概要集, 公益社団法人 日本鋳造工学会, 2013, pp. 43-43.
- [2] 高井量資, 川田康貴, 吉田誠, 押し湯が Al 合金の固液共存状態の力学特性に及ぼす影響と凝固割れ性との関係, 鋳造工学 全国講演大会講演概要集 第 164 回全国講演大会講演概要集, 公益社団法人 日本鋳造工学会, 2014, pp. 62-62.
- [3] R. Takai, A. Matsushita, S. Yanagida, K. Nakamura, M. Yoshida, Development of an Elasto-Viscoplastic Constitutive Equation for an Al-Mg Alloy Undergoing a Tensile Test during Partial Solidification, MATERIALS TRANSACTIONS 56(8) (2015) 1233-1241.

第3章

第4章

第4章

鉛フリー青銅における固液共存状態の粘性特性値取得と 熱応力解析による金型鑄造の割れ予測

4.1 緒言

青銅鑄物は高い耐食性から水周り製品に使用されてきた。その製造方法は砂型鑄造が主流であるが、生産性や作業環境の向上の観点から金型鑄造の実施が試みられている。その際に問題となるのが凝固割れや冷間割れと呼ばれる鑄造時の割れ欠陥であり、剛性の高い金型では砂型よりも拘束力が強いため、割れが生じやすい。割れ欠陥の対策としては熱応力解析による割れ予測が注目されており[1, 2]、鑄造過程の熱応力解析の実施には固液共存状態を含めた高温度域の合金の構成式が不可欠となる。固液共存温度域の合金は粘性特性を示すことが確認され、力学特性値取得実験や構成式の構築が種々のアルミニウム合金において従来試みられてきた[3-5]。しかし銅合金においては固液共存状態の力学特性取得の知見は少なく[6-8]、特に粘性特性を取得した報告例はない。その原因の一つとして固液共存状態の合金は、粘性的挙動を示しつつも脆性体でもあるという相反する性質を持っているため、明確な定常応力を示し難いという問題が考えられる。

本章では、3章で述べた著者らが独自に開発した明確な定常応力挙動を示さない固液共存状態の合金に適用可能な粘性特性値取得法[9]を用いることで、固液共存状態の銅合金の粘性特性値の取得を試みる。そしてその特性値を用いた熱応力解析の結果が、実験で確認された割れを説明することが出来るか検討する。

第4章

4.2節では鉛フリー青銅の固液共存状態における粘弾性構成式の構築について、4.3節では熱応力解析結果の比較検証のために実施した水道メーター鋳物の金型鋳造試験について、4.4節では4.2節で構築した構成式を使用した熱応力解析について述べる。そして4.5節では応力とひずみの履歴に着目して実験と解析の比較および考察を行う。なお本章は公益社団法人日本鋳造工学会銅合金研究部会および銅合金金型鋳造研究部会における研究テーマ[10-13]の一環として実施したものであることをここに記載する。

4.2 固液共存状態における鉛フリー青銅の粘弾性特性値の取得

4.2.1 供試合金

本章では鉛フリービスマス青銅（JIS規格：CAC902）を供試合金とした（以下、「青銅」はこの合金を示す）。本合金は水道法の改正に伴う水道水中の鉛量の基準強化（2003年より0.01 mg/L以下に改正）に対応するために2006年にJIS H 5120で制定された鉛含有量0.25%以下の鉛フリー銅合金鋳物の一つで、被削性や鋳造性の向上を目的として添加されている鉛をビスマスに置換することで鉛フリー化を行っている。

組成はTable 4.1の通りで、温度-固相率関係はJmatProによる計算値を利用した（Fig. 4.1）。計算においては合金組成の入力が必要となるが、Cu合金のBi成分が考慮できない仕様のため、Biのみ非考慮で計算した。

Table 4.1: Chemical composition of the bismuth alloy (wt.%). [14]

Cu	Sn	Zn	Bi	Pb
84.5–90.0	4.0–6.0	4.0–8.0	1.0–2.5	<0.25

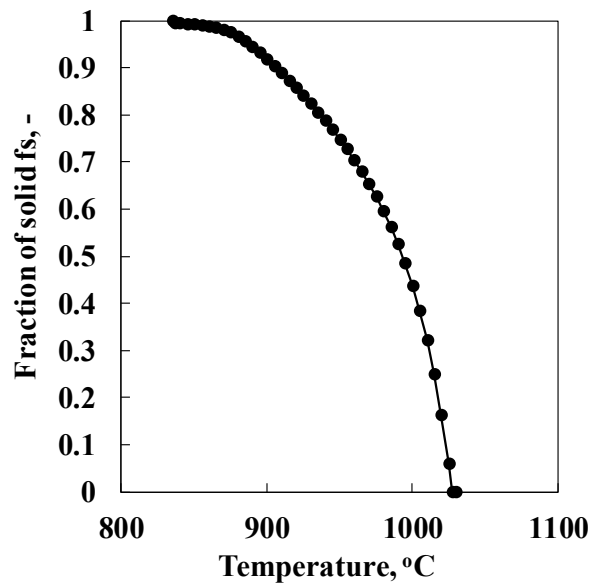


Fig. 4.1: Relationship between temperature and fraction of solid for the partially solidified bismuth bronze. [14]

4.2.2 実験方法

実験装置は 3 章と同じ水平式半凝固引張試験装置を用いた。サンプリング周波数は荷重が 250 Hz、温度が 10 Hz とした。均熱はゲージ領域(約 10 mm 長さ)で約 ± 4 °C であった。

4.2.2.1 鉛フリー青銅における半凝固引張試験の問題点

Fig. 4.2 に予備試験として実施した半凝固引張試験の結果の一例を示す。また参考として、3 章で述べた Al-5%Mg 合金 (JIS: AC7A, 以下 Al-Mg 合金と表記) の結果を併記した。青銅では赤丸で囲んだ部分において応力が急落し、その後定常応力を示している。行った青銅引張試験の内、8 割程度が同様の挙動を示した。Fig. 4.3 は引張試験時の撮影画像を示したものである。伸びながら微視亀裂が進展している様子の Al-Mg 合金に対して、青銅では試験片表面に凝固シェルが形成されており、シェルが割れてめくれ上がっている様子が見て取れる。両合金共

第4章

に固液共存温度域が広く，基本的にはマッシー型（粥状）凝固を示す合金ではあるが，青銅の方が溶解温度が高いため外気温との差が大きく，撮影部（覗き窓部）で薄いシェルを形成してしまったと考えられる．なお表面の白い物質は蒸発後に再凝固した亜鉛の結晶である．撮影画像と応力-ひずみ曲線の突き合わせにより，このシェルの破断が Fig. 4.2 で見られる応力の急落の原因であることが確認された．

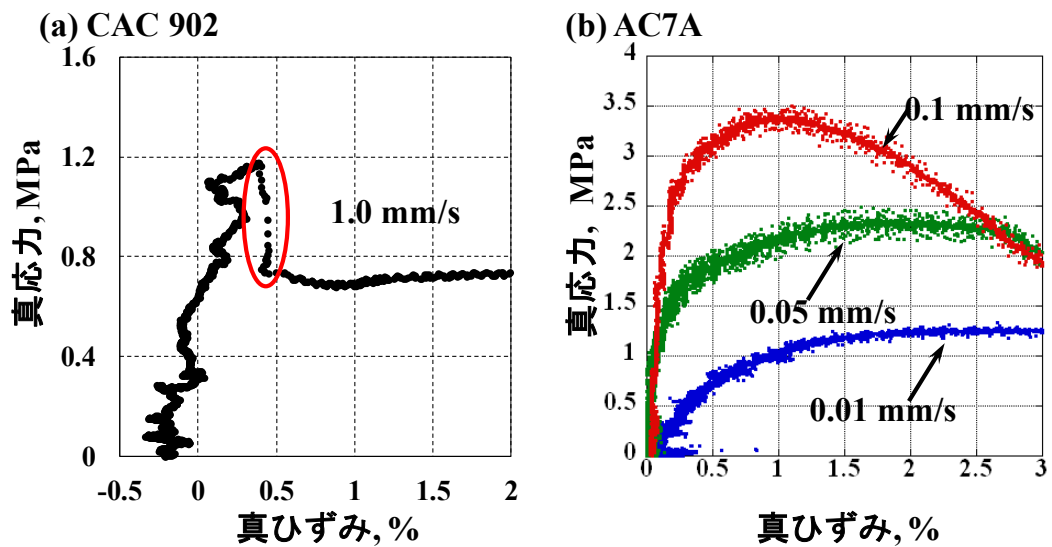


Fig. 4.2: Examples of the stress strain curves in the partially solidified state:
(a) CAC902 at 892 °C ($f_s \sim 0.94$); (b) AC7A at 530 °C ($f_s \sim 0.91$) [15].

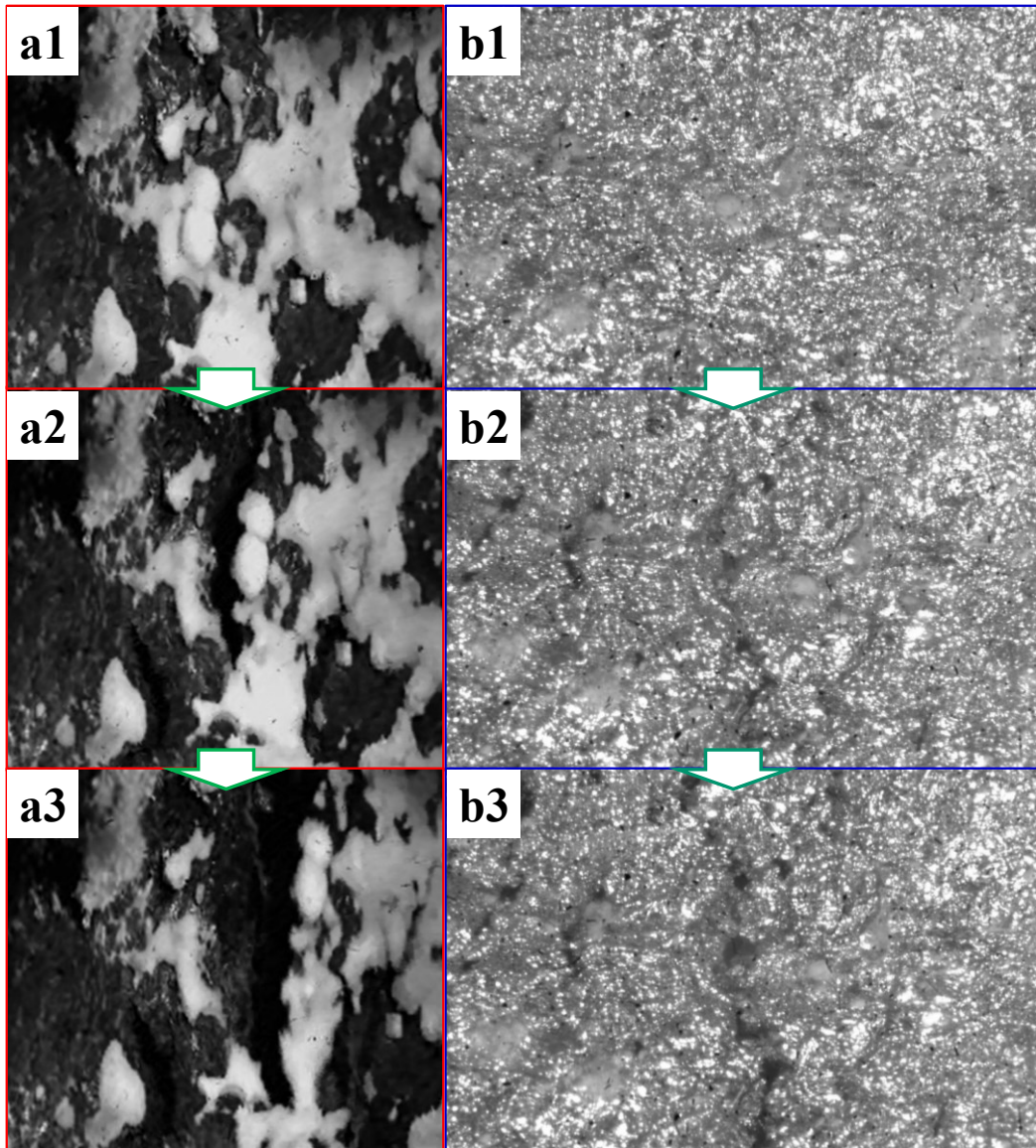


Fig. 4.3: Examples of the surfaces of the specimens during the tensile tests:
(a) CAC902; (b) AC7A.

第4章

粘性特性の取得に関して、Al-Mg 合金では最大応力を流動応力と見做すことにより、損傷の影響を含むことが示唆されているものの、従来引張法の利用が可能ではあった。しかしながら、青銅の場合では最大応力を流動応力とする仮定は明らかに成り立たない。そこでシェル破断後の定常応力を流動応力と見做して従来引張法を適用した結果が Fig. 4.4 である。同一引張速度における定常応力のばらつきが大きく、両対数グラフで直線傾向を得ることが出来なかった。図中の点線は線形近似を行った結果であるが傾きは負の値を示してしまった。なお決定係数 R^2 は約 0.04 であり、この近似曲線には何ら信頼性が無いことを示している。即ち、青銅の固液共存状態における粘性特性値の取得に関しては、従来引張法では大まかな傾向を取得することすら不可能であると言える。Fig. 4.4 の値のばらつきに関しては、シェル破断により試験片の断面積が低下することで、実際の真応力が 3 章で定義した算出式から大きく外れることが主たる要因と考えられる。しかしながら、シェル破断により低減する断面積は試験毎にランダムであり、破断後の試験片からシェル破断部の面積率を目視で区別することも困難なため、断面積の補正による結果の改善は出来なかった。

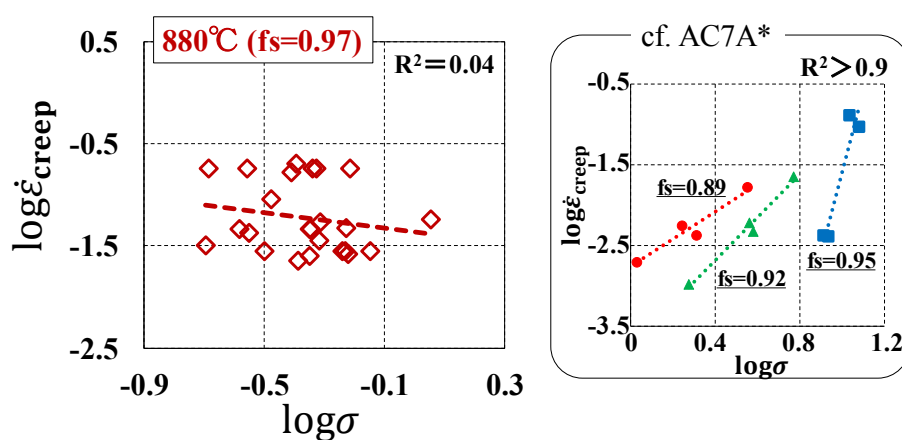


Fig. 4.4: Rheological property of CAC902 obtained by the conventional tensile method.

第4章

4.2.2.2 損傷回避法の利用による粘弾性特性の取得

前述の通り，青銅では試験片表面に形成するシェルが原因で，従来引張法による粘性特性値取得は不可能であった．そこで3章で提案した損傷回避法を適用することで，シェル破断前のデータから粘性特性を取得することとした．ひずみをシェル表面の変位から算出することには変わらないため，シェル形成の影響を排除することは出来ないが，粘性特性値の傾向すら取得出来ない現状における対策としては有効であると考えられる．

実施試験は引張-緩和試験，除荷試験，収縮拘束試験の3種で，各条件を [Table 4.2](#) に示す．その他基本的な試験条件は3章と同様である．

Table 4.2: Experimental conditions of tensile-relaxation, unload, and restrained shrinkage tests. [14]

	(i) tensile-relaxation test	(ii) unload test	(iii) restrained shrinkage test
pouring temperature, °C		1100	
mold temperature, °C		500	
tensile speed, mm/s	0.05	(unbind)	(hold)
frame rate*, fps	250	250	25

*equivalent to sampling amplitude of displacement

4.2.3 実験結果

Fig. 4.5 に引張-緩和 (+除荷) 試験の結果の一例 (補正&平均化処理前) を示す. Fig. 3.5 で示した Al-Mg 合金の結果と比較すると, ひずみのノイズが大きくかつ伸びの挙動が殆ど見られない事が分かる. ノイズが大きい原因としては, 試験温度が 300 °C 近く高いため, 撮影画像が受ける熱ゆらぎの影響がより顕著になる点が挙げられる. 加えて, Fig. 4.2 から分かるように, 青銅では Al-Mg 合金と異なり試験片表面が黒く, デンドライトの凹凸による光点が観察できないため, 表面に付着した亜鉛結晶をマーカーとしている. 画面内で比較的サイズの小さい結晶をマーカーとしているものの, デンドライトの光点よりは数倍以上大きく, 画像解析によるマーカー変位追尾精度は低下している. 伸びの挙動が殆ど見られない原因としては, シェルの剛性が内部より高いため, 実際の伸びよりも小さい値が算出されている可能性が考えられる. Fig. 4.6 が収縮拘束試験の結果 (平均化後), Fig. 4.7 が温度低下補正&平均化後の引張-緩和試験結果であり, 温度低下補正をしても上記傾向に変わりがないことが分かる.

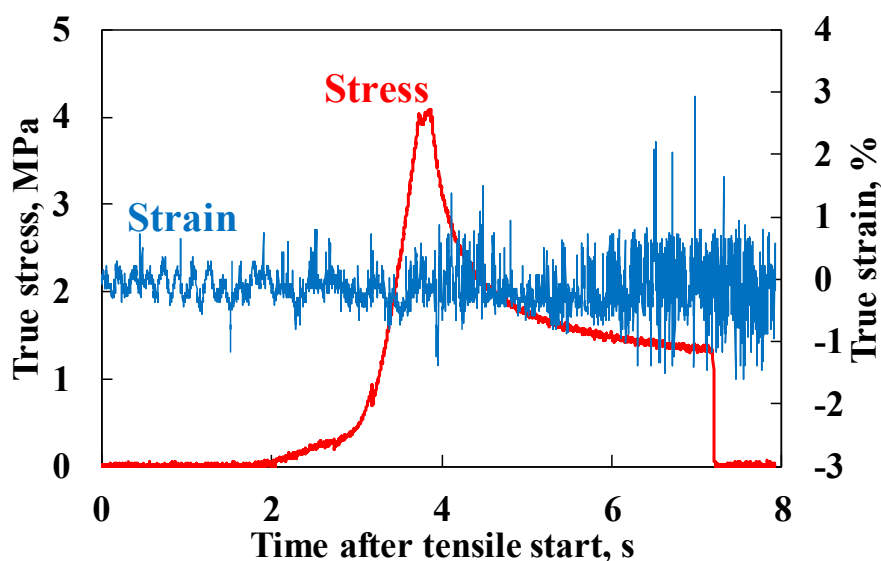


Fig. 4.5: Histories of the stress and strain by the tensile-relaxation-unload test at 802 °C.

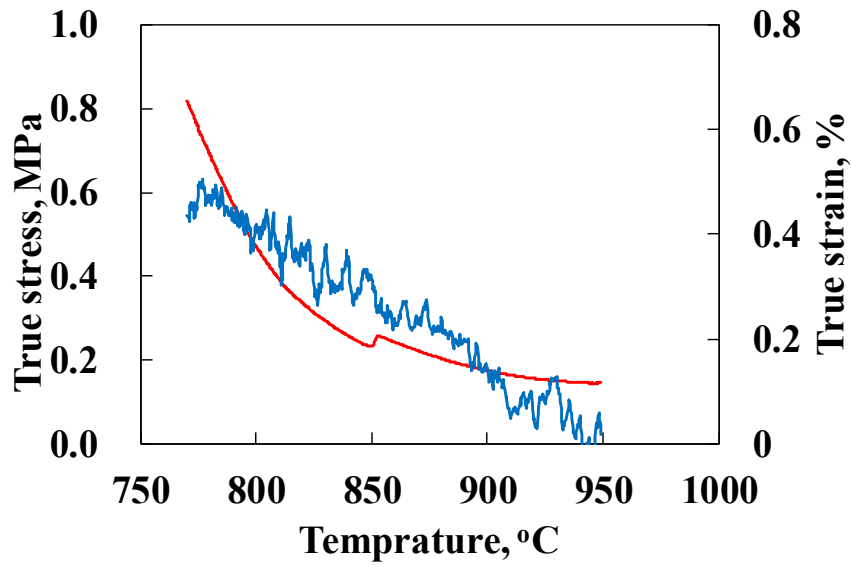


Fig. 4.6: Thermal stress and strain measured using the restrained shrinkage test.

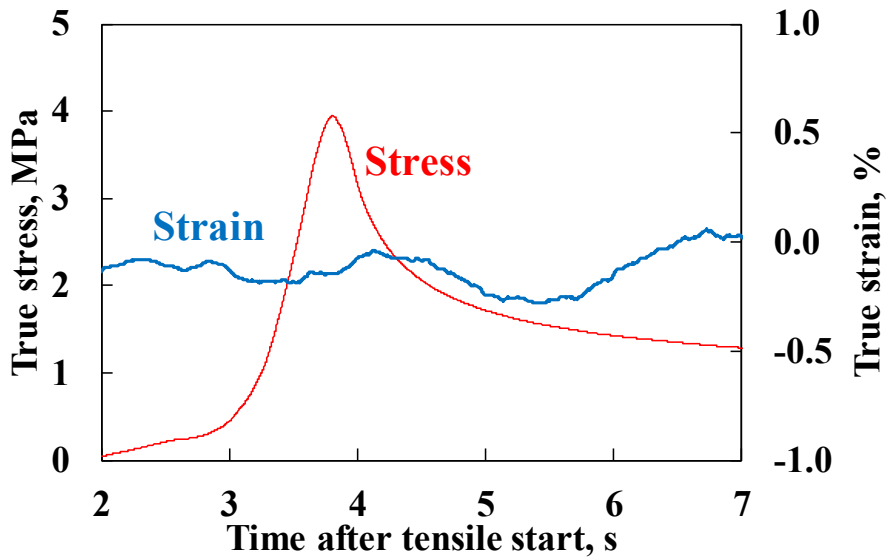


Fig. 4.7: Stress and strain histories during tensile and relaxation by Figs. 4.4 and 4.5.

第4章

Eq. 4.1 に改めて損傷回避法で使用する関係式を示す。前述の、ひずみが殆ど測定されない問題により、今回の引張-緩和試験における引張過程の大半において、この関係式の左辺の真数が負の値となってしまった。結果として、Fig. 4.8 におけるプロットは緩和過程で取得されたものが殆どである。また、真数は正から負へ連続的に変化しているため、非常に小さい正の値を取る領域が存在する。このことが原因で、Y 軸の値が急落する箇所が複数確認された。この急落自体は実際の粘性特性とは外れた傾向であるため、粘性特性取得の精度は Al-Mg 合金に比べて大きく低下している。しかしながら、温度上昇（固相率低下）により単調に $n=1$ に近づくという傾向は確認できた。

$$\log(\dot{\epsilon}_{\text{total}} - \dot{\sigma}/E) = n_{\text{eff}} \log \sigma + \log k \quad (4.1)$$

Fig. 4.9 に取得した粘弾性特性をまとめた。固相率の低下に伴い E , n_{eff} は減少し k は増加する傾向が確認された。これは黄銅[16]のヤング率や Al-Mg 合金[3]の粘弾性特性の取得結果と同様の傾向であった。以上より、測定精度および値の信頼性として Al-Mg 合金の結果には劣るものの、固液共存状態における青銅の粘弾性特性について、世界に先駆けて取得に成功したと言える。

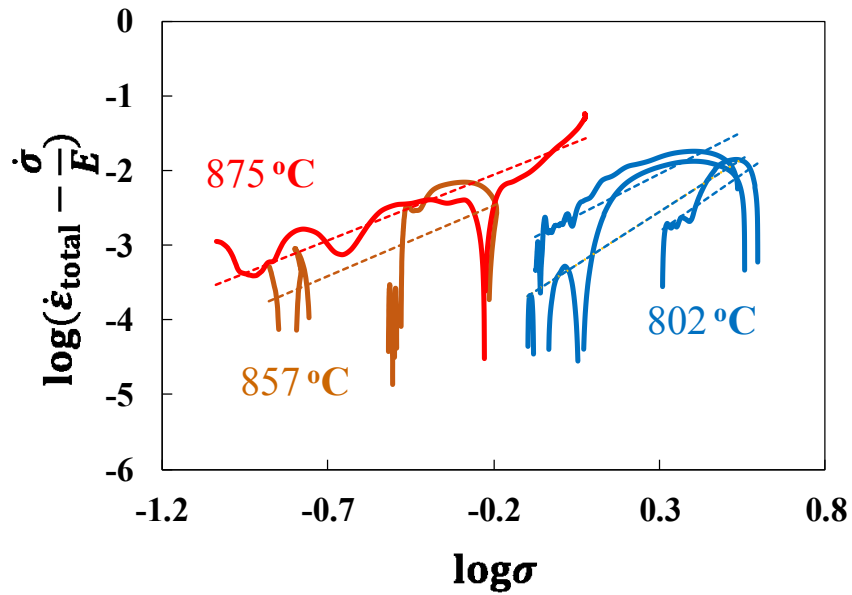


Fig. 4.8: Rheological data of the partially solidified bismuth bronze by the damage avoidance method.

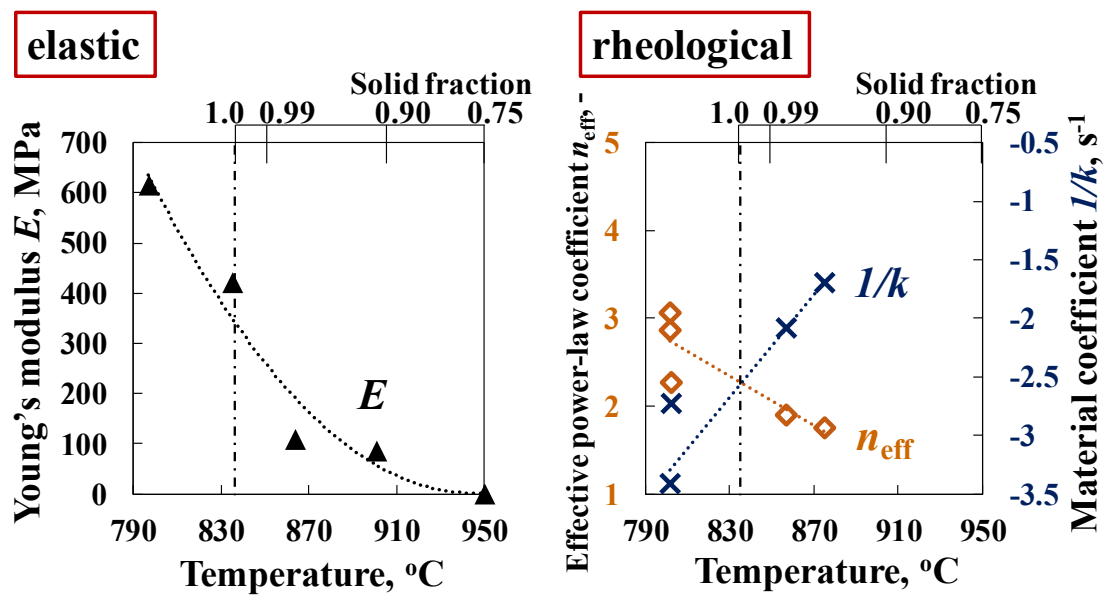


Fig. 4.9: Visco-elastic properties of the partially solidified lead-free bronze. [14]

第4章

4.3 水道メーター鑄物の金型鑄造実験および熱応力解析

4.3.1 実験方法

解析のバリデーションのため、金型鑄造試験を実施した[17]。金型寸法および熱電対による温度測定位置を Fig. 4.10 に示す。金型はベリリウム銅と鑄鉄製で、中子はレジンコーテッドサンド、熱電対は K 型（シース径：型温用 $\phi 0.5$ mm, 鑄物温度用 $\phi 1.0$ mm）を用いた。金型には離型剤としてアセチレンブラックを塗布した。供試合金は 2 章と同じ青銅であり、80 kVA 高周波誘導炉にて 1270 ± 10 °C に溶解し注湯した。また金型余熱温度は 220, 320 °C, 抜型時間は割れとの相関を調べるために注湯開始から 11~28 s と変量した。割れ位置については、浸透探傷試験を行うことで外観割れを確認した。

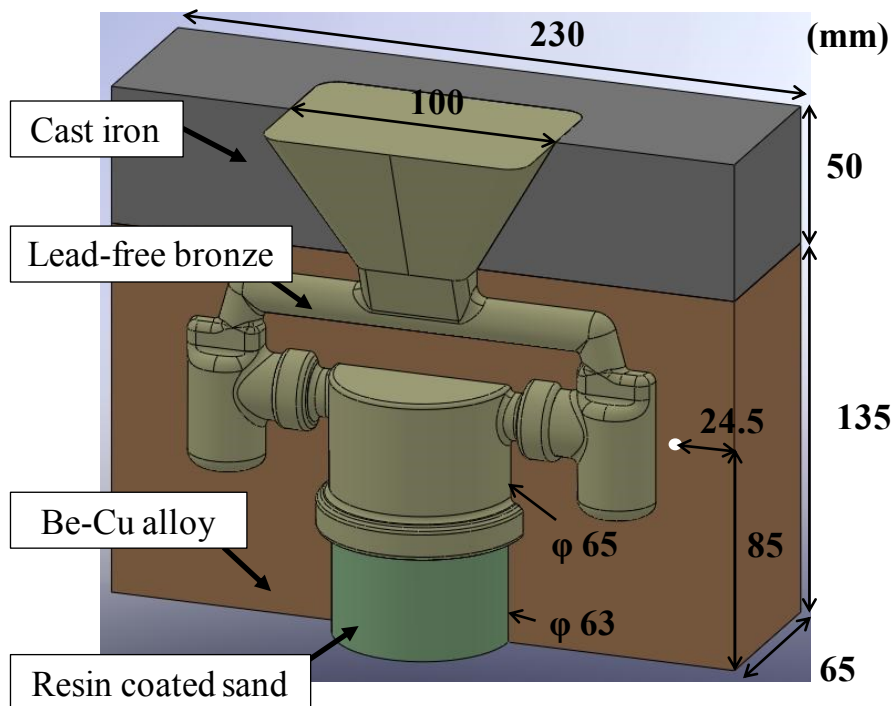


Fig. 4.10: The mold dimensions and measurement point of the mold temperature (white plot). [14]

第4章

4.3.2 解析条件

流動凝固・熱応力連成解析をフルモデルで行った。ソルバーは ProCAST (developed by the ESI Group 2013, Visual-Cast 8.6)を用いた。要素は1次四面体要素で、メッシュサイズは鋳物部が2 mm, 他が5 mmとした。全要素数は約70万である。鋳物の構成式は ProCAST の Elasto-viscoplastic model を用い、粘性挙動は Norton モデルを用いた。用いた構成式を Eqs. 4.2- 4.5 に示す。

$$\varepsilon_{\text{total}} = \varepsilon_{\text{elastic}} + \varepsilon_{\text{plastic}} + \varepsilon_{\text{viscoplastic}} \quad (4.2)$$

$$\varepsilon_{\text{elastic}} = \sigma/E \quad (4.3)$$

$$\sigma = \sigma_0 + H \varepsilon_{\text{plastic}} \quad (4.4)$$

$$\dot{\varepsilon}_{\text{viscoplastic}} = \frac{1}{\eta} \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \sigma^p \quad (4.5)$$

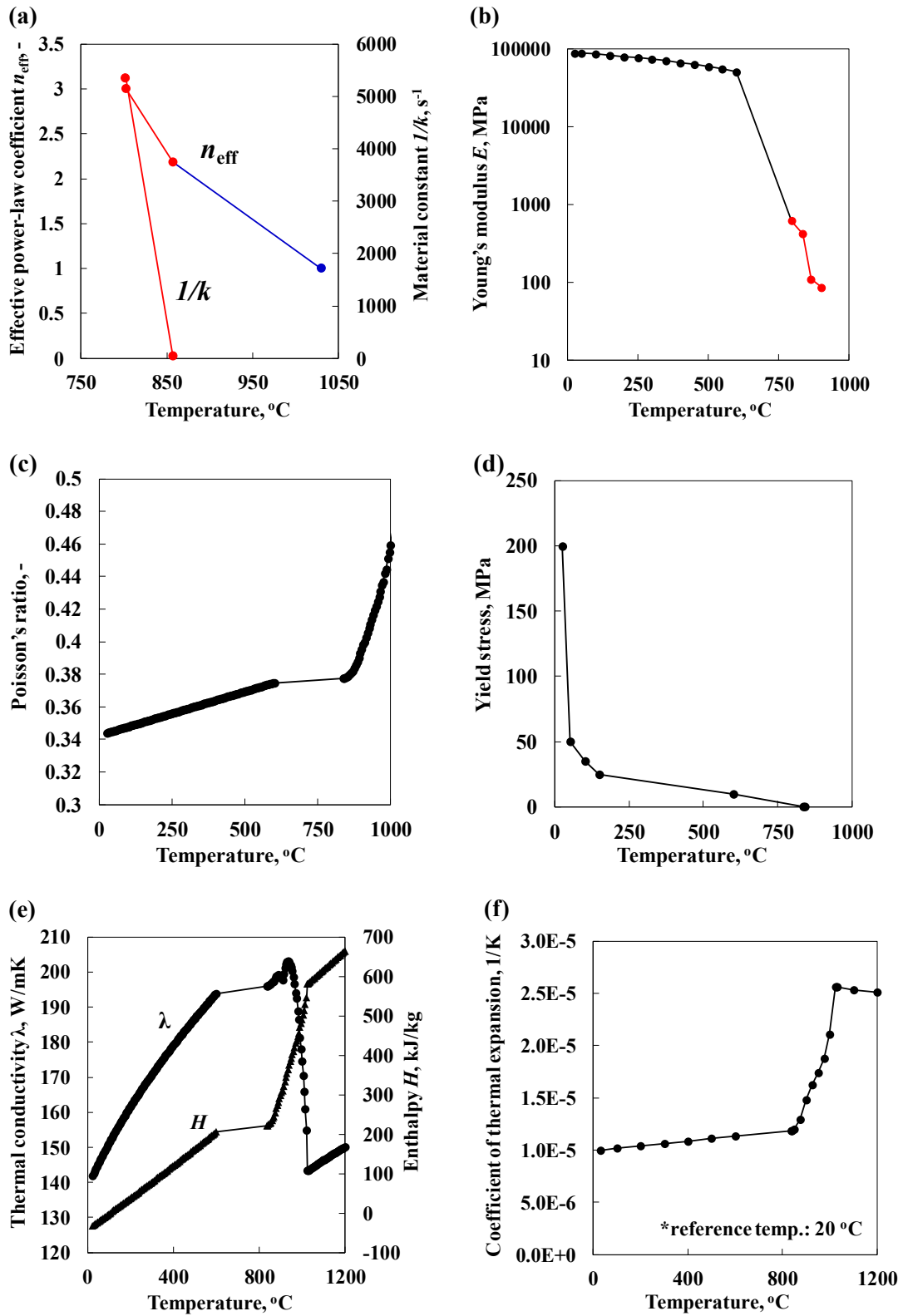
加工硬化パラメータ H と活性化エネルギー Q を 0, 降伏応力 σ_0 を固相線温度以上で 0 にすることで、マクスウェル粘弾性粘弾性モデルに等しくなり、4.2 節で取得した粘弾性特性値から構成式を構築出来る。 η は k の逆数である。また比較のために、Eq. 4.2 における粘塑性ひずみの項を無視した弾塑性モデルでの解析も行った。この構成式に必要なパラメータは粘弾塑性モデルと同じものを用いた。解析時間は鋳物の最大温度が固相線-10 °C (825 °C) に達する時点までとした。流動凝固解析における終了時点での鋳物温度は全領域で 560 °C 以上であったため、加工硬化の影響は無視できるレベルであり、加工硬化パラメータ H は 0 で問題ないと考えられる。鋳物の熱物性は JMatPro の計算値を用いた。青銅の材料パラメータを Fig. 4.11 に示す。4.2 節で実験的に取得したデータは赤色で、計算値は黒色でプロットした。また n_{eff} は青色プロットのように $fs = 0$ で 1 になる

第4章

ように入力した。なお固相率と温度の関係については Fig. 4.1 に示した通りであり、平行凝固モデルより計算した値を用いている。JmatPro で算出された固相線は、シャイル凝固モデルの場合 (600 °C) と平衡凝固モデルの場合 (835 °C) で計算結果が大きく異なり、本研究では平衡凝固モデルで算出された固相線が適切であると判断した。これは引張試験によって取得した最大引張強度と温度の関係 (Fig. 4.12) において、約 840 °C を境に挙動の変化が見られたためである。しかしながら JmatPro では固相率以外の解析に必要な特性値が平衡凝固モデルで計算不可なものがあったため、Fig. 4.13 のようにシャイル凝固モデルで計算した特性値を平衡凝固モデルの固相率に合うようにスライドさせることで対処した。また ZST が約 950 °C (Fig. 4.12) であることから、この温度以上のヤング率は 0 とした。Be 銅と鋳鉄とレジンスの力学特性値、物性値は ProCAST 内の preset データをそれぞれ用いた (Fig. 4.14)。Be 銅と鋳鉄は弾性体モデル、中子は剛体モデルとした。Be 銅に関しては Preset データの中で比較的合金組成に近いものとして、熱物性は純銅のものを、弾性特性は Cu-10AlNi のものを使用した。熱伝達係数と Be-Cu 型の熱伝導率については、まず初めに流動凝固解析を実施し、解析の鋳物温度履歴が型温条件 220 °C の実験結果と合うようにフィッティングを行い決定した (Table 4.3, Fig. 4.15)。

初期温度は鋳物 1200 °C、金型 220 °C、中子 300 °C とした。湯口範囲 (Fig. 4.16 の赤色領域) のみを断熱、それ以外の外周面からは空冷状態で抜熱 (10 W/m²K) する条件として解析を実施した。注湯条件については、湯口に内接する円 (緑色の実線) から流速 0.05 m/s で湯が充填される条件にすることで、注湯完了までの時間が 2.6 s と、4.3.1 項で述べた実験での充填時間 2.7 s と同等になった。拘束条件は型の熱膨張による過剰な圧縮応力が生じないように、Fig. 4.16 に示すように対称拘束を導入した。

第4章



第 4 章

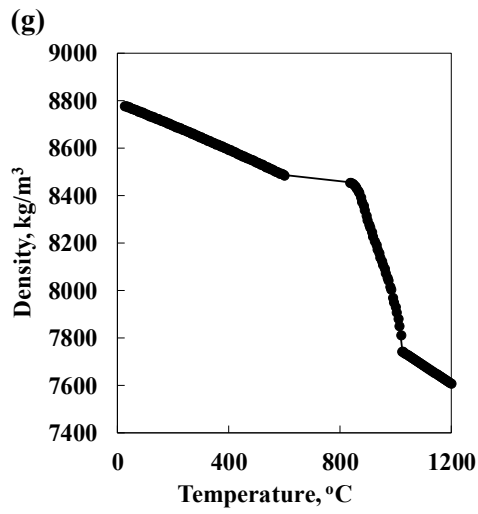


Fig. 4.11: Properties of the lead-free bronze for the analysis. [14]

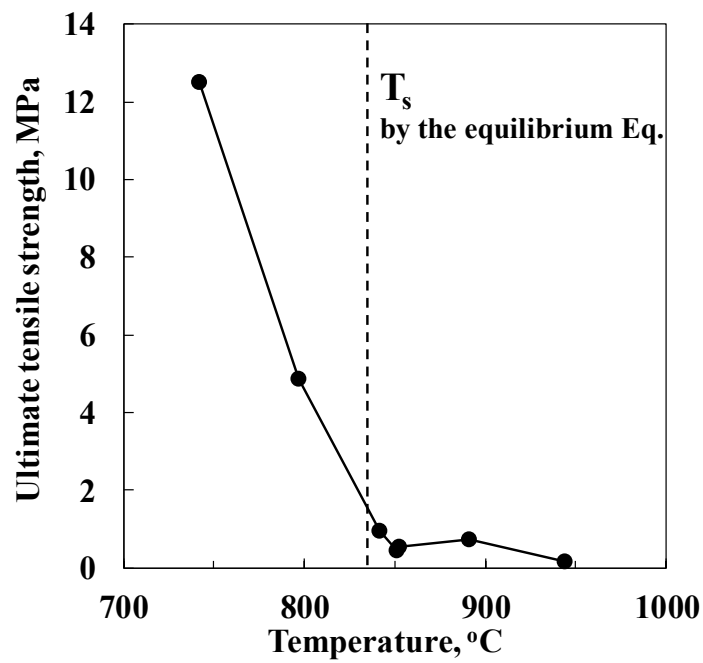


Fig. 4.12: Maximum stress of the lead-free bronze in the tensile tests. [14]

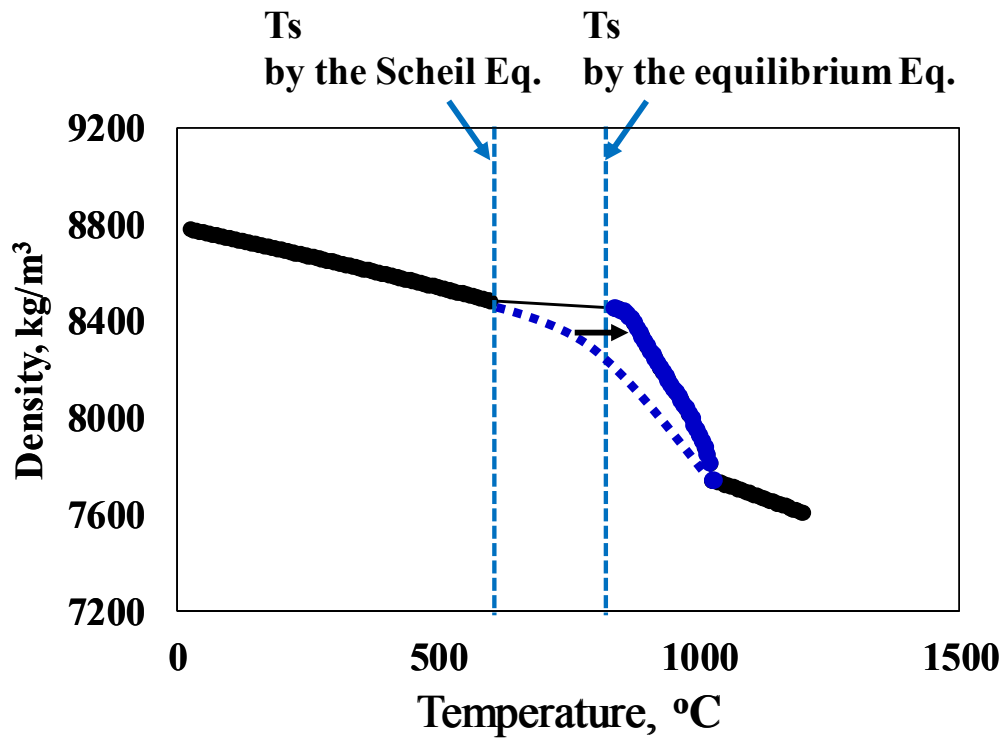
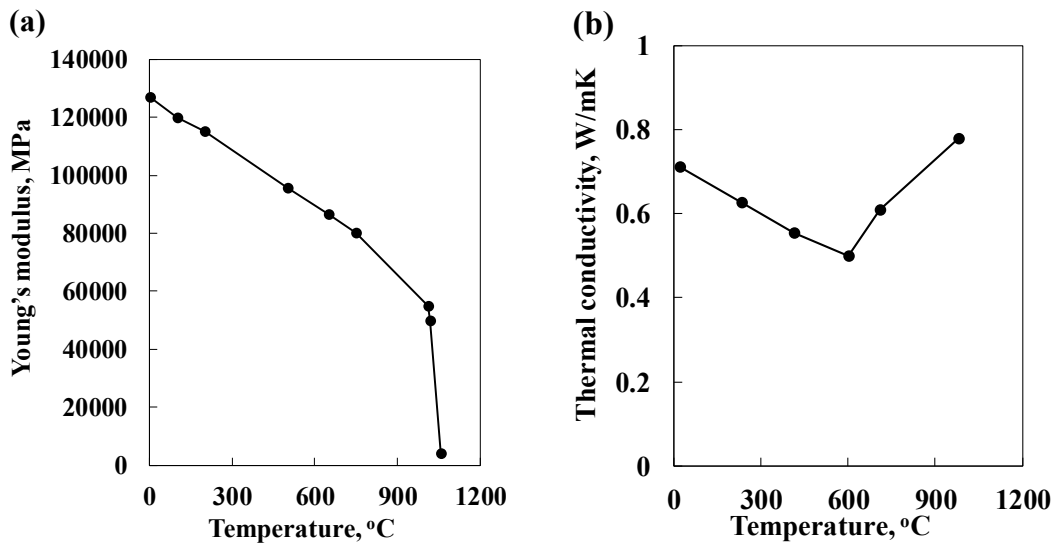


Fig. 4.13: Example of data fitting by the Scheil equation to the equilibrium one. [14]



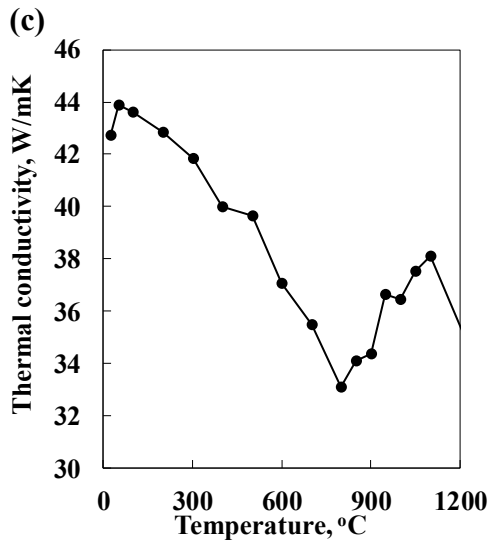


Fig. 4.14: Typical properties of the other materials for the analysis: (a) beryllium copper, (b) cast iron, (c) resin-coated sand. [14]

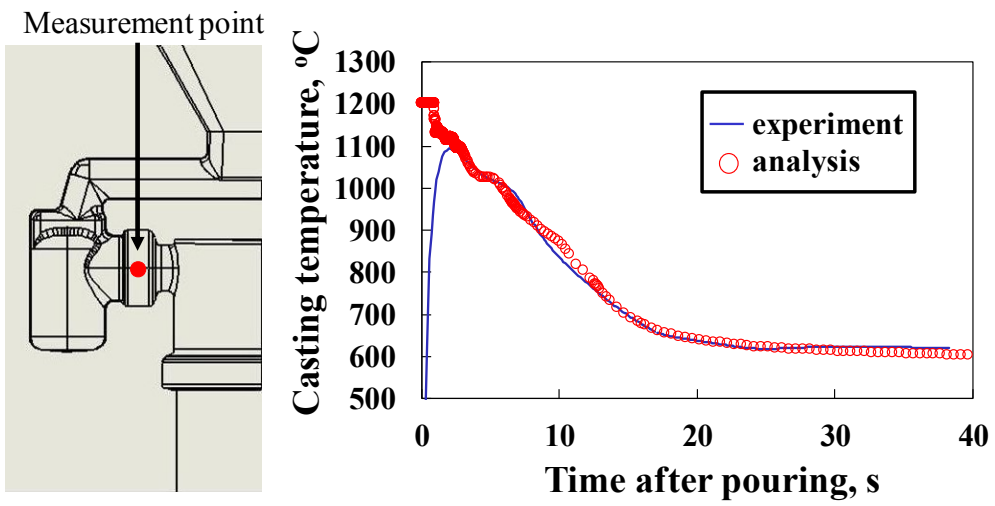


Fig. 4.15: Experimental and analytical temperature histories at the point of the casting. [14]

Table 4.3: Heat transfer coefficients for the analysis of the permanent mold casting. [14]

contact pair	mold-mold			mold-core				casting-core		
Temperature, °C	all temperature			all temperature				all temperature		
HTC, W/m ² K	2000			500				500		
contact pair	mold-casting									
Temperature, °C	620	650	660	700	800	830	840	860	890	910
HTC, W/m ² K	20	40	80	200	300	500	500	4800	4800	8800
contact pair	mold-casting									
Temperature, °C	920	950	960	980	1000	1010	1050	1100	1300	

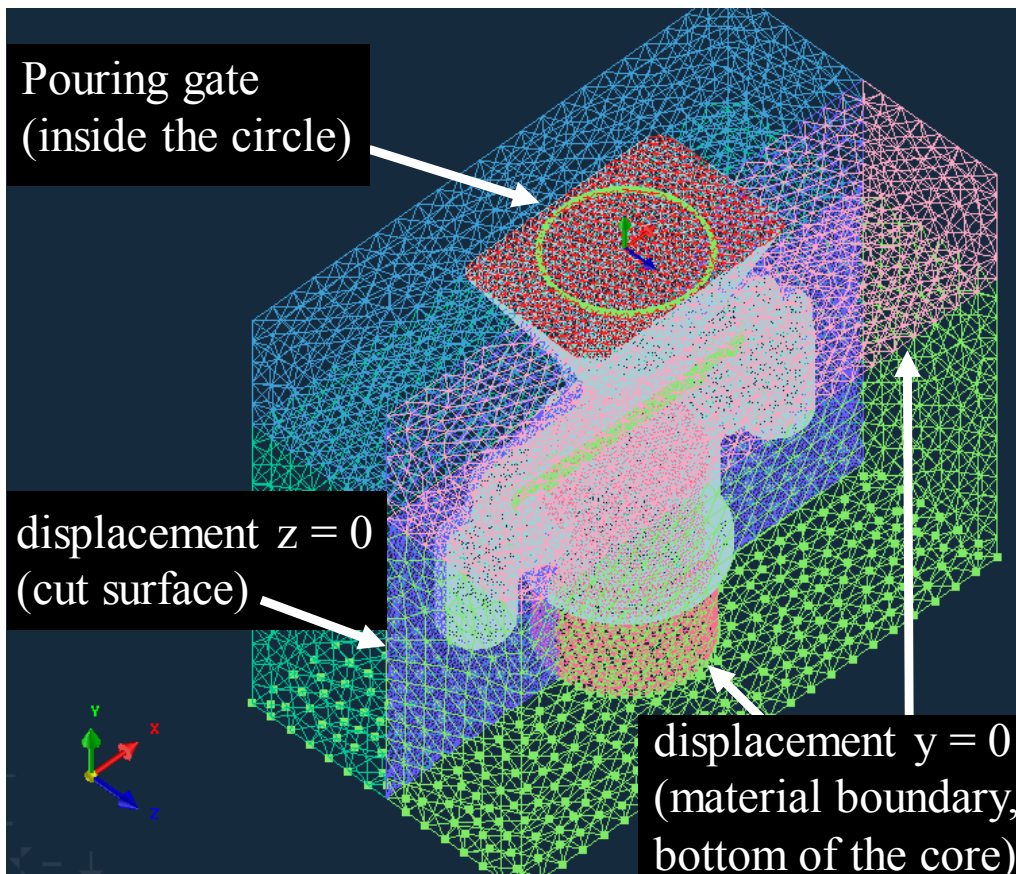


Fig. 4.16: Schematic representation of boundary conditions for the analysis. [14]

第4章

4.3.3 結果と考察

Fig. 4.17 に浸透探傷試験による外観検査の様子を示す。Fig. 4.18 にまとめたように、割れは大きく分けて3か所（リング部、ネック部、上面部）に発生した。また鑄造条件とこれら割れの発生状況について Table 4.4 に整理した。解析結果としては、Fig. 4.18 に白丸で示した4点、すなわち実験で割れを生じた3箇所（リング部、ネック部、上面部）と、割れの生じなかった湯道部における節点での出力について着目した。Figs. 4.19 and 4.20 にこれら節点における静水圧応力 σ_m 、相当塑性ひずみ $\bar{\epsilon}_s^p$ 、最大偏差主応力 σ'_1 、相当塑性ひずみ速度 $\dot{\bar{\epsilon}}_s^p$ の温度履歴をまとめた。グレーの背景の範囲は固液共存凝固領域を示す。実線が粘弾塑性解析、点線が弾塑性解析の結果である。4.4 節では、まず 4.4.1-4.4.3 項で割れ発生箇所別に粘弾塑性解析の結果（実線）と実験結果の比較を行う。次に 4.4.4 項で粘弾塑性解析（実線）と弾塑性解析（点線）の差について調査する。最後に、パラメータ毎の割れ予測の可能性について 4.4.5 項にまとめる。

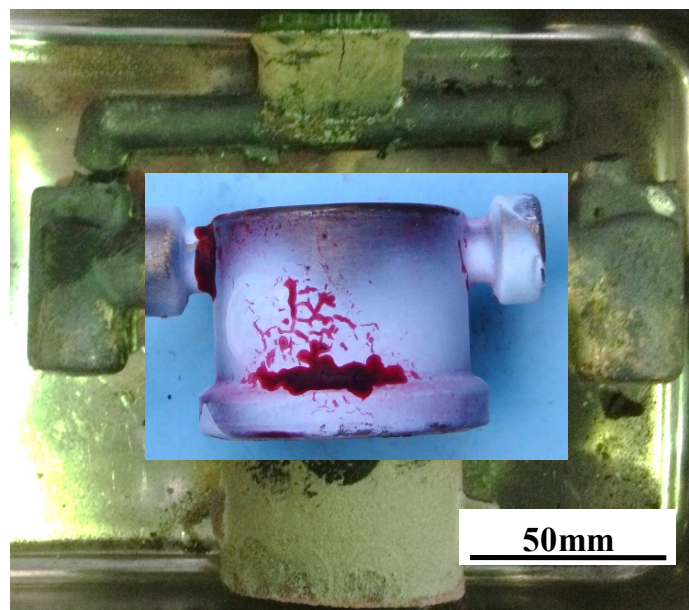


Fig. 4.17: A result of the penetrant testing for the cracks during the permanent mold casting.

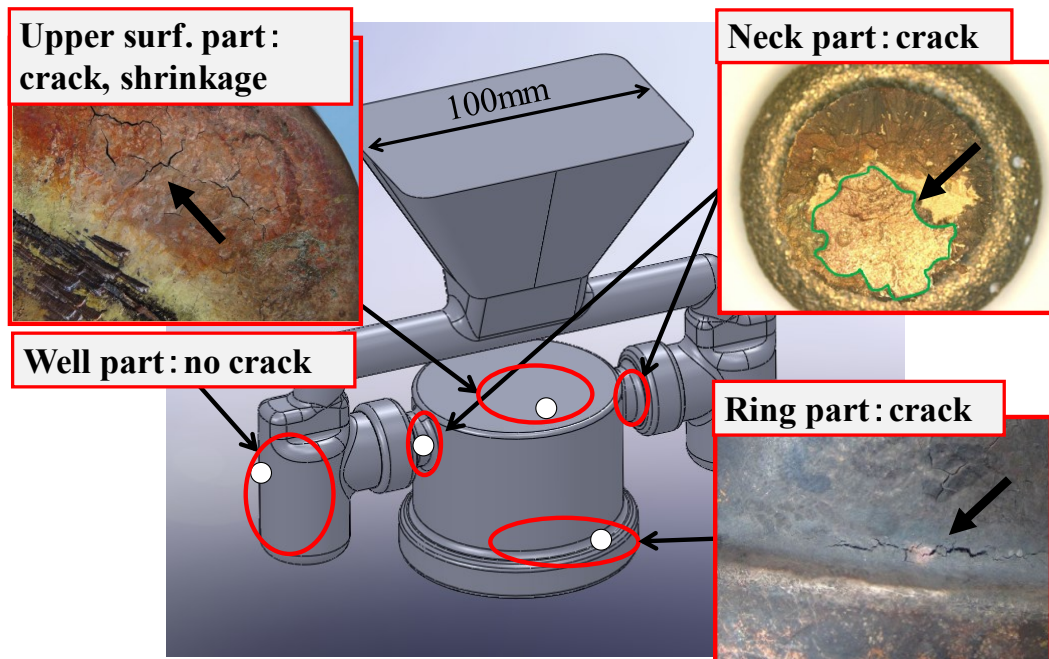
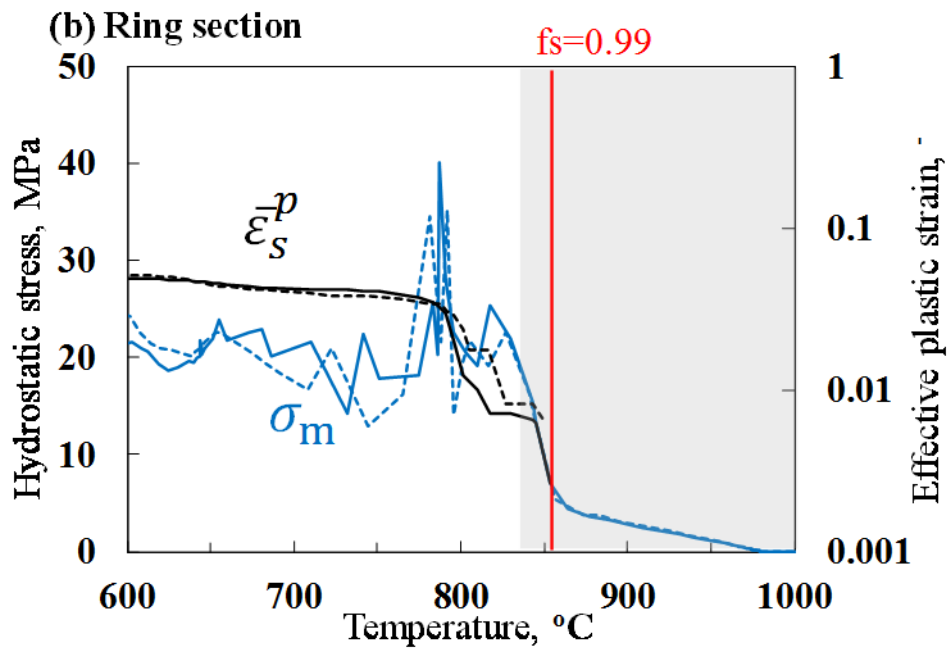
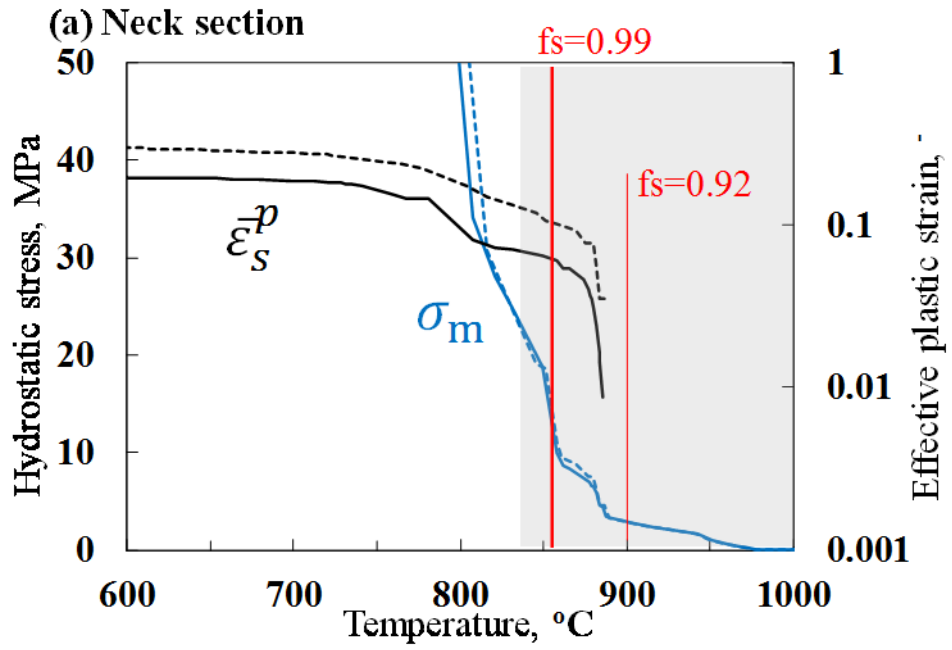


Fig. 4.18: Schematic representation of boundary conditions for the analysis. [14]

Table 4.4: Relations between casting conditions and crack locations
(C means crack and S means shrinkage). [14]

Mold temp., °C	Demolding time, s	Ring section	Neck section	Upper surf. Section	Well section
220	11	C	-	S	-
220	14	C	S	C, S	-
220	17	C	-	S	-
220	28	C	C, S	S	-
320	16	C	-	S	-
320	28	C	C, S	C	-



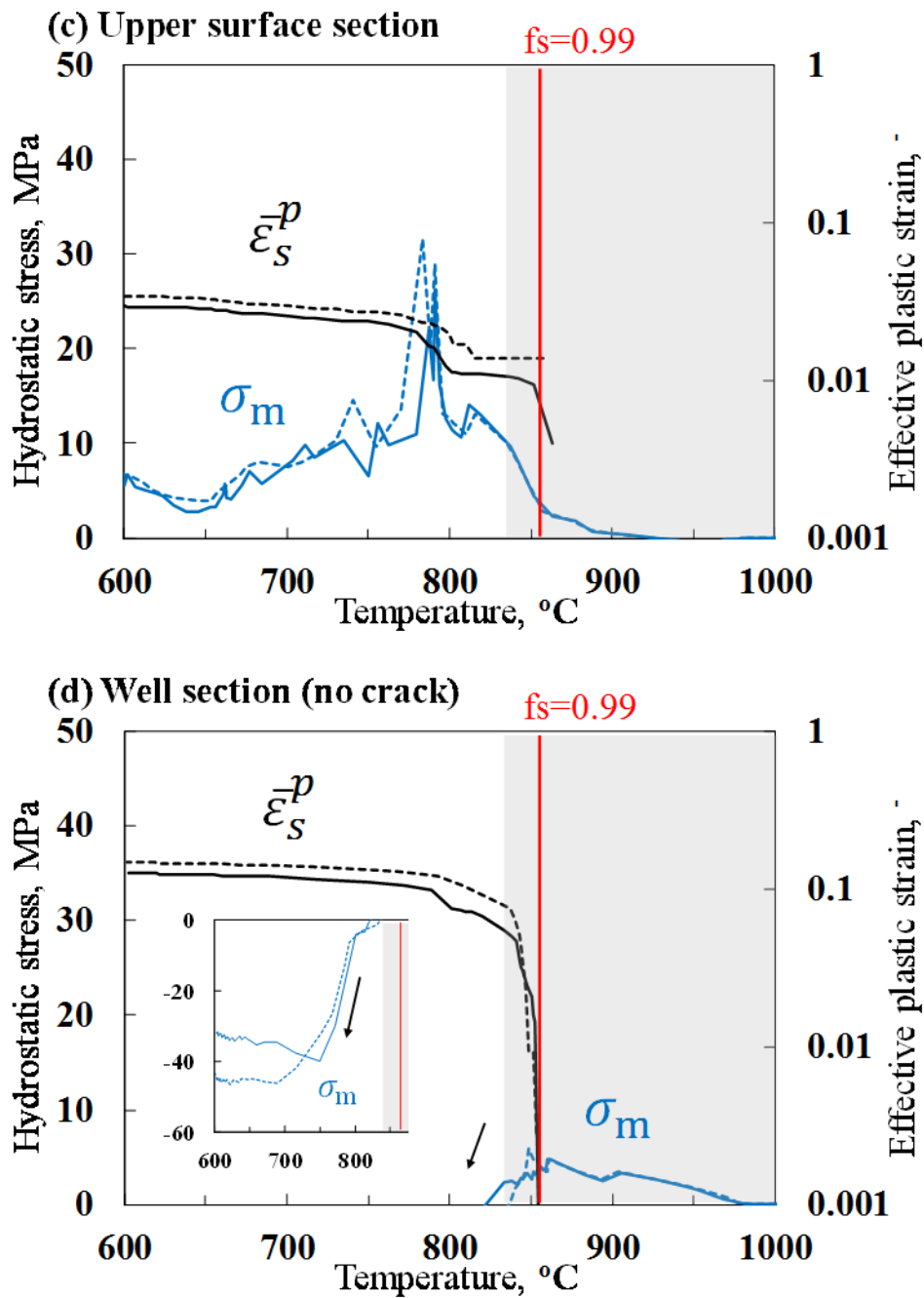
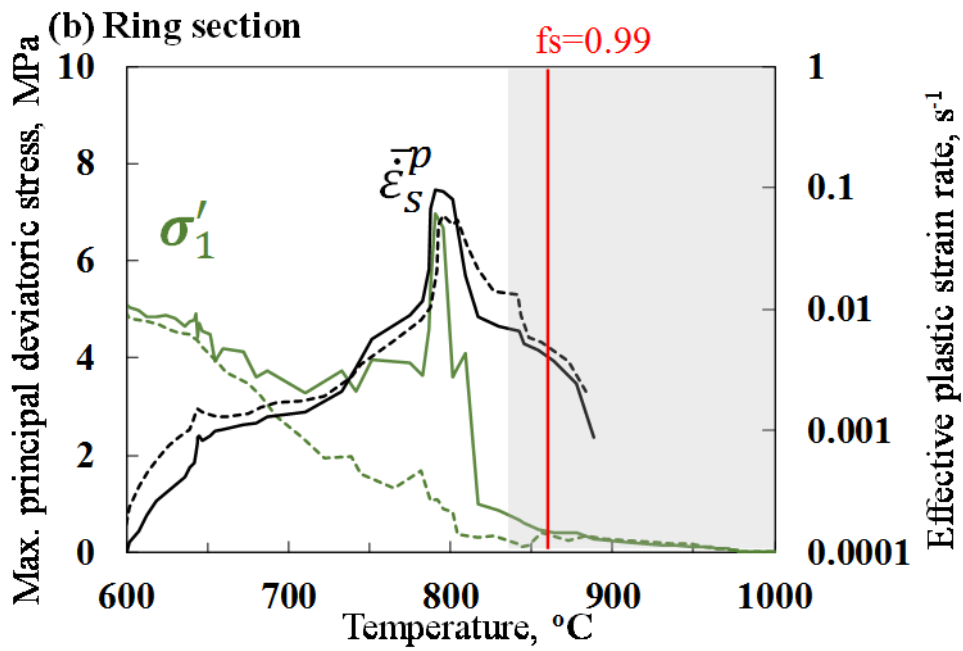
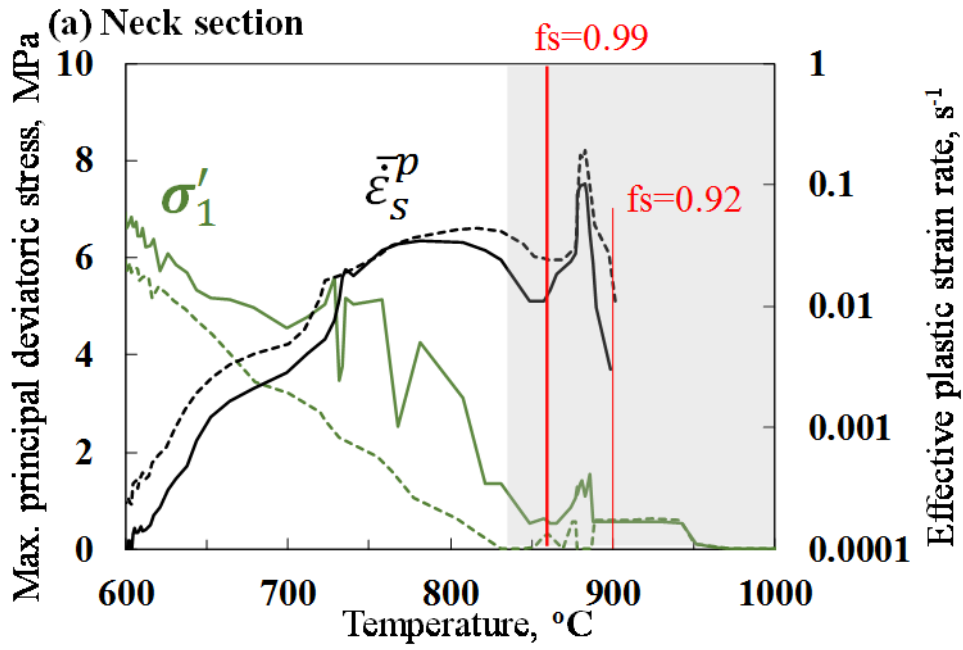


Fig. 4.19: Temperature histories of hydrostatic stress and effective plastic strain at the four points (solid line indicates E-VP results and dashed line indicates E-P results): (a) neck section, (b) ring section, (c) upper surface section, (d) well section. [14]



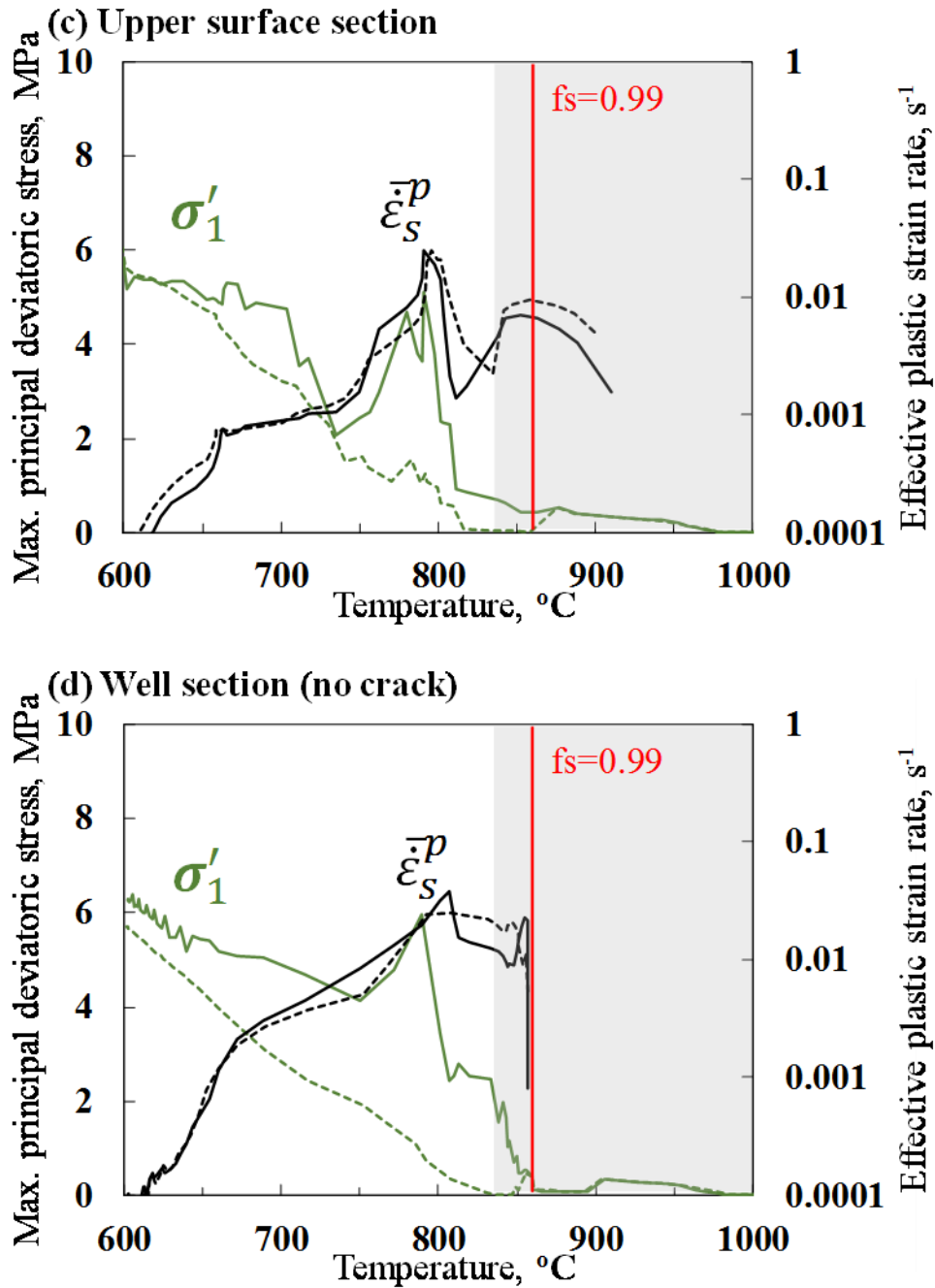


Fig. 4.20: Temperature histories of maximum principal deviatoric stress and effective plastic strain rate at the four points (solid line indicates E-VP results and dashed line indicates E-P results): (a) neck section, (b) ring section, (c) upper surface section, (d) well section. [14]

第4章

4.3.3.1 割れ位置毎の解析結果と実験結果の突き合わせ

A) ネック部

実験において、ネック部の強制破面を観察すると、一部デンドライト破面を確認することが出来た。即ちここでの割れは、凝固割れを含むことが示唆された。また Table 4.5 より、ここでの割れは最大抜型時間条件 (28 s) でのみ外観から確認された。後述の図 (Fig. 4.21) にあるように解析結果におけるネック部の凝固完了時刻は約 9 s であったことから、実験においても、28 s 時点でネック部の凝固は完了しているはずである。このことから、ネック部では凝固後に凝固割れ (亀裂開口) および冷間割れ (亀裂進展) が生じたと考えられる。

まず解析結果が凝固割れを示唆出来ているか、凝固完了前の結果に着目した。Figs. 4.19a and 4.20a より、ネック部では4つ全てのパラメータ (σ_m , $\bar{\varepsilon}_s^p$, σ_1' , $\bar{\varepsilon}_s^p$) が fs=0.92-0.99 の範囲で上昇もしくはピークを示した。この挙動が凝固割れを示唆していると考えられる。4.4.5 項で述べる割れ予測パラメータの導出にも用いられるように、 $\bar{\varepsilon}_s^p$ や $\bar{\varepsilon}_s^p$ はポロシティ発生と相関があると考えられている[18]。また σ_m の上昇は、固液共存状態の合金において液相が負圧になることを意味するため、ポロシティ発生を促進させ、凝固割れを引き起こすと考えられる。

次に実験での割れが冷間割れを含んでいた点について、凝固後の解析結果から考察を行った。ネック部をはじめ割れが生じた箇所での σ_m は fs=0.99 から急増した。一方実験で割れを生じなかった湯道部 (Fig. 4.19d) では σ_m は fs=0.99 を境に急低下して圧縮応力を示し、両測定箇所の挙動は明らかに異なった。Lalpoor ら[19]も Al 合金の DC 鋳造の研究において、高い引張の静水圧応力下で固相線以下の割れが生じやすいと報告している。 σ_1' と $\bar{\varepsilon}_s^p$ は凝固後、緩やかに上昇し続けた。 σ_1' の方向は、おおよそ実験の割れ方向に対して垂直方向に等しいことが確認された。以上より、 σ_m が主に割れ発生を、 σ_1' が主に割れ開口を促進させ、冷間

第4章

割れが生じたと考えられる。また ε_s^p は開口量と相関があると考えられる。

上記の考察により、実験での割れが最大抜型時間条件でのみ確認された点について、解析結果から説明がつけられる。Figs. 4.21 and 4.22 は Figs. 4.19a and 4.20a における σ_m と σ'_1 、および ε_s^p の温度履歴を時間履歴に変換したグラフであり、図中の赤線は実験での抜型時間に対応した時刻を示している。Fig. 4.23 は、Fig. 4.21 で示した Phase A-C (6.8~28 s) における割れ欠陥の推移のイメージを描いたネック部の断面の模式図である。Phase A ($f_s=0.92\sim 0.99$) では前述の通り凝固割れが生じると考えられる。実験において 28 s まで外観から割れが確認されなかったことから、この凝固割れは主に内部で発生したと考えられる。Phase B で σ'_1 の上昇に伴って亀裂が開口し、Phase C で亀裂が表面に達することで初めて割れ欠陥として外観から検知可能になったと考えることができる。

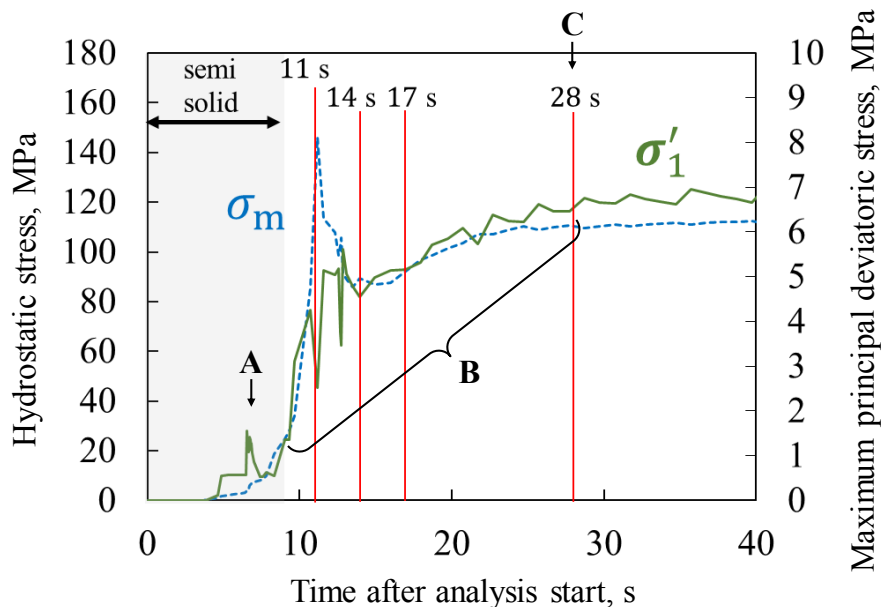


Fig. 4.21: Time histories of hydrostatic and maximum principal deviatoric stress at the neck section. [14]

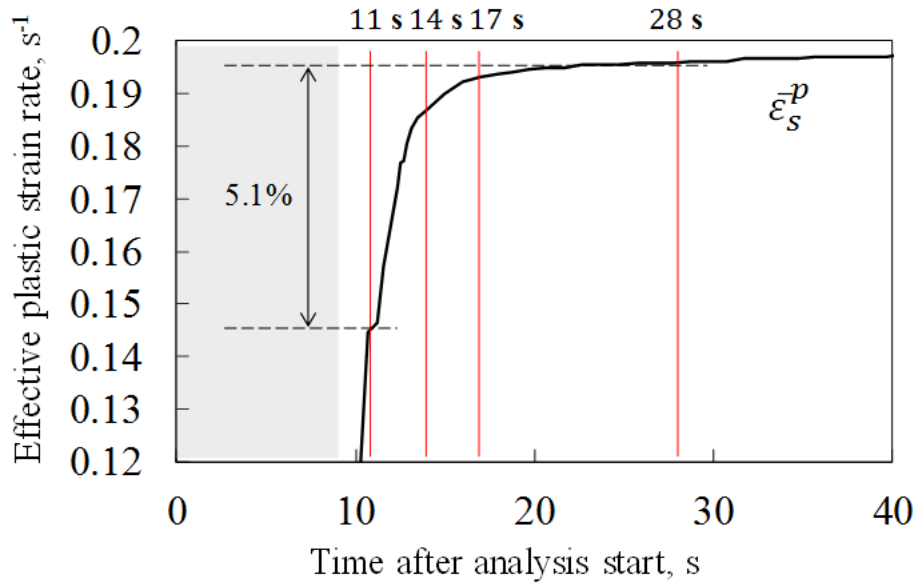


Fig. 4.22: Time histories of effective plastic strain at the neck section. [14]

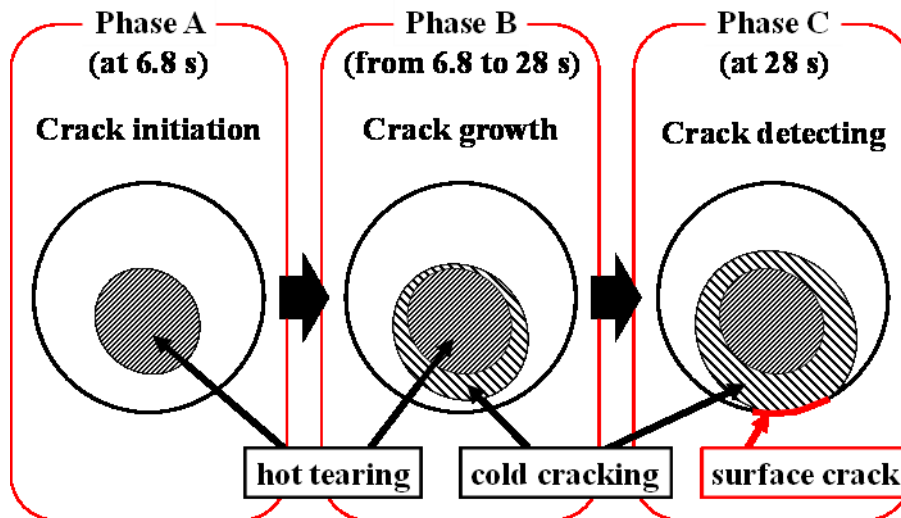


Fig. 4.23: Cross-sectional images of crack propagation in the neck section, corresponding to phases A–C in Fig. 4.21. [14]

B) リング部

リング部は抜型時間に拠らず全ての実験条件で割れを生じた (Table 4.4). この実験結果を解析結果から説明するため, ネック部と同様に σ_m と σ'_1 , ε_s^p の時間履歴を確認した. Fig. 4.24 をみると, σ_m と σ'_1 は共に凝固末期で急増し, 凝固完了直後にピークに達した. この σ_m と σ'_1 のピークに対応して ε_s^p が急増した (Fig. 4.25). その後の ε_s^p 増加量は 11-28 s 間で 0.43%とネック部の 5.1%と比べ非常に小さかった. 以上の結果から, σ_m と σ'_1 のピーク発生付近で割れが生じ, その後の割れ開口はわずかだったと考えられる. ピーク発生時刻は最短抜型時間条件の 11 s よりも早いため, この考察は全条件で割れが確認された本実験結果に対して矛盾しない.

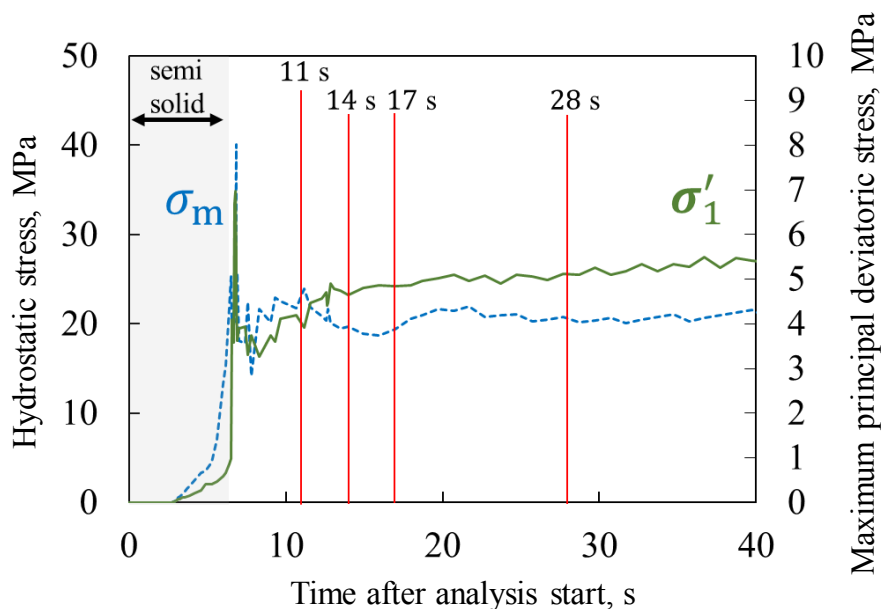


Fig. 4.24: Time histories of hydrostatic and maximum principal deviatoric stress at the ring section. [14]

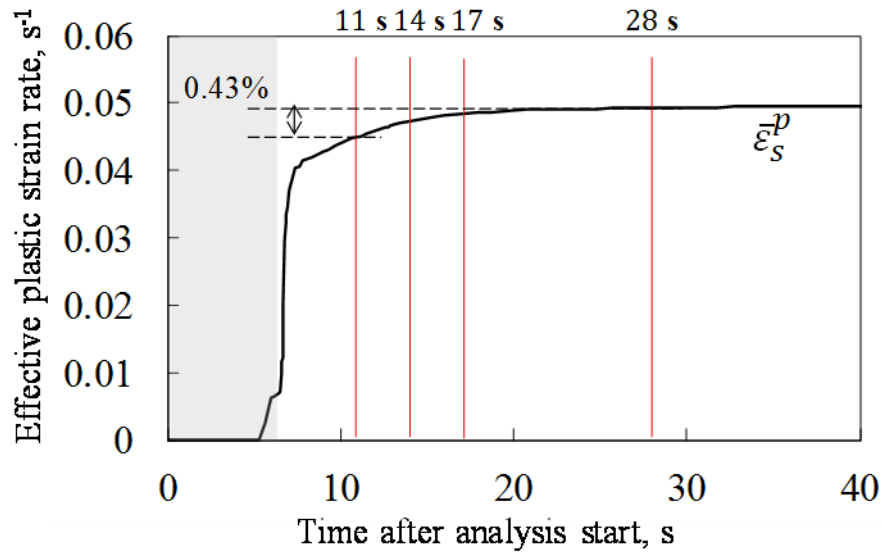


Fig. 4.25: Time histories of effective plastic strain at the ring section. [14]

C) 上面部

実験において上面部では外引けと割れが併せて生じていた。Table 4.4 に示すように、上面部の欠陥には抜型時間との相関は確認できなかった。Figs. 4.19c and 4.20c の解析結果をみると、凝固完了直後に、 σ_m と σ_1 はピークに達し、 ε_s^p は急増しており、割れ発生が示唆された。しかしながら実験において、上面部ではリング部と異なり必ずしも全ての条件では割れが見られていない。リング部 (Figs. 4.19b and 4.20b) と上面部 (Figs. 4.19c and 4.20c) の解析結果を比べると全体的な傾向は同様であった。ただし、ピーク近傍である $800\sim 790^\circ\text{C}$ においては、上面部の各パラメータはリング部よりも低い値を示した。 σ_1 に関してはこの比率 (上面部/リング部) はおよそ 0.68 であり、これは亀裂開口を促進させる力が上面部のほうが弱いことを示唆している。この差が実験で見られた上面部とリング部の結果の差の一因だと考えられる。なお湯道部では Figs. 4.19d and 4.20d に示すように σ_1 の値に対して約 10 倍の圧縮の静水圧応力が生じていたため、実験で割れが確認されなかったと考えられる。

第4章

4.3.3.2 弾粘塑性解析と弾塑性解析の差

Fig. 4.19 を見ると、 σ_m と $\bar{\varepsilon}_s^p$ については弾粘塑性解析（実線）と弾塑性解析（点線）に大きな差は見られなかった。Fig. 4.20 では、4つの箇所全てにおいて、弾粘塑性解析の σ_1 は $\bar{\varepsilon}_s^p$ のピーク発生温度付近でピークを示した。一方弾塑性モデルの σ_1 履歴はピークを示さず、4測定点間の差がほとんど見られなかった。これは応力のひずみ速度依存性（Eq. 4.5）の考慮の有無による差だと考えられる。以上の結果より、粘性を考慮しない弾塑性解析では $\bar{\varepsilon}_s^p$ 履歴の違いが σ_1 履歴に反映されないため、亀裂進展や冷間割れの予測に σ_1 を用いるべきでは無い。

4.3.3.3 割れ予測パラメータの有効性

Fig. 4.26 に弾粘塑性解析における Hot tearing indicator (HTI)の分布を示す。HTI はネック部のみ相対的に高い値を示した。HTI はデンドライトコヒーレント温度から固相線までの相当塑性ひずみの積算値[20]のため、Fig. 4.19 の $\bar{\varepsilon}_s^p$ の履歴から考えても上記結果は容易に推測できる。ひずみ積算値の割れ予測パラメータとしてはこの他に Damage porosity $g_{p,d}$ [18, 21]や effective tearing strain $\Delta\varepsilon$ (integrated critical strain, ICS) [22, 23]が従来提案されている。

$$\text{HTI} \equiv \int_{t_c}^{t_s} \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\varepsilon}^p : \dot{\varepsilon}^p} dt \quad (1)$$

$$g_{p,d} = \int_{t_f}^t g_s [\dot{\varepsilon}_{xx}^{vp} + \dot{\varepsilon}_{yy}^{vp} + \dot{\varepsilon}_{zz}^{vp}] dt \quad (2)$$

$$\Delta\varepsilon(w_v, w_d) = \begin{cases} 0 & \text{for } p_l \geq p_c \\ \int_{t(p_l < p_c)}^{t(g_s = g_s^{\text{nof}})} (w_v \cdot \text{tr}(\dot{\varepsilon}_s^p) + w_d \cdot \bar{\varepsilon}_s^p) dt & \text{for } p_l < p_c \end{cases} \quad (3)$$

上式で使用している記号は Table 4.5 にまとめた。Damage porosity と ICS も式か

第4章

ら分かるように残留液相によるヒーリングの停止する温度から固相線温度までの積算値であり，HTIと同様に原理的に冷間割れは予測できない．それに対して静水圧応力は，前項までに述べたようにその履歴が凝固割れおよび冷間割れの有無と良い一致を示した．また粘性を考慮した解析モデルにおいては，最大偏差主応力の履歴が割れ開口と相関があることが示唆された．以上より，熱応力解析を利用して鋳造過程で生じうる全ての割れ欠陥の対処を試みるのであれば，粘性を考慮した解析を実施し，HTIのようなひずみ積算値パラメータだけでなく σ_m や σ'_1 の履歴についても着目する必要がある．

また偏差応力成分は塑性変形に寄与するため，鋳塊の変形予測解析においても粘性の考慮が精度向上に繋がることが予想される．

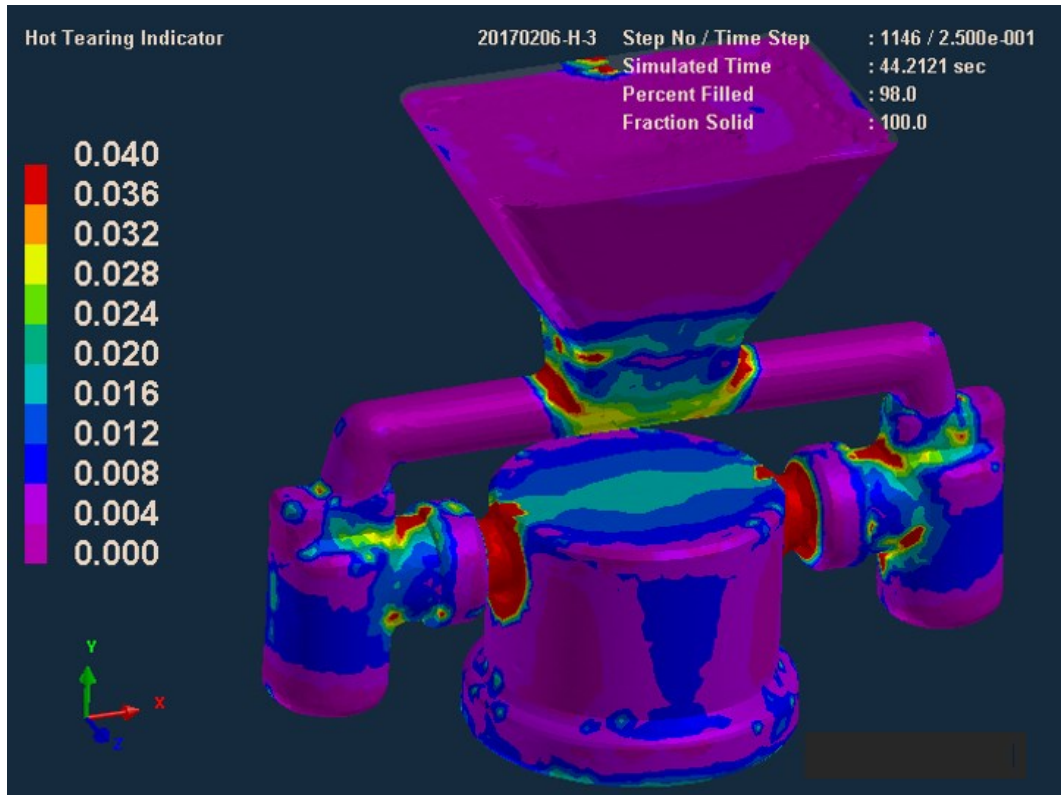


Fig. 4.26: Distribution of the hot tearing indicator (HTI) by the elasto-viscoplastic analysis. [14]

Table 4.5: Nomenclature: *1 [20], *2 [18], *3 [23]

t_s, t_c	time at solidus and at coherency temperature *1
$g_{p,d}$	damage porosity *2
g_s	solid fraction *2, 3
$\dot{\epsilon}_{xx}^{vp}, \dot{\epsilon}_{yy}^{vp}, \dot{\epsilon}_{zz}^{vp}$	visco-plastic strain rates *2
t_f	time when the feeding flow is cut off *2
$\Delta \epsilon$	effective tearing strain, or integrated critical strain (ICS) *3
w_v, w_d	volumetric, deviatoric strain factor *3
g_s^{nof}	fraction of solid at advanced coalescence *3
p_l, p_c	pressure in liquid, critical liquid pressure *3
$\bar{\epsilon}_s^p$	effective viscoplastic strain rate *3

第4章

4.4. 結言

固液共存状態における合金の力学特性値の取得は、近年の熱応力解析による割れ欠陥予測ニーズの増加によってより重要となっている。この温度範囲における合金は粘性挙動を示すことが知られているが、これまで銅合金において固液共存状態の粘性特性を取得した研究はなされていなかった。そこでまず本研究では、著者らが独自開発した定常応力状態を必要としない粘性特性値取得法を用いることで、鉛フリー青銅の固液共存状態における粘性特性を取得し、実験的に根拠のある粘性を考慮した構成式の構築を試みた。次に、割れ予測解析との突合せを目的として、金型鑄造試験を実施し水道メーター形状の青銅鑄物を作製した。最後に、その青銅鑄物を対象として、実験データを基に構築した上記の構成式を用いた流動凝固・熱応力解析を実施した。実験で割れを生じたネック部、リング部、上面部の3箇所と、割れを生じなかった湯道部の計4箇所について、解析で得られた静水圧応力、相当塑性ひずみ、最大主偏差応力、相当塑性ひずみ速度の履歴を調査した。結果は以下の通りである。

- (1) 世界に先駆けて、青銅の固液共存状態における粘性特性値を取得した。これにより、実験的根拠のある粘弾性構成式を構築することが可能となった。
- (2) HTI のような凝固中のひずみ積算値パラメータはその定義からして原理的に凝固後の割れを予測することは出来ない。それに対して静水圧応力は、その履歴から凝固割れと冷間割れの両方が予測できる可能性がある。割れ発生箇所でのみ $f_s=0.99$ から静水圧応力の急増が確認された。また凝固割れが確認された箇所では、 $f_s=0.92-0.99$ でも静水圧応力の上昇が見られた。

第4章

- (3) 実験結果および弾粘塑性解析の結果より，最大偏差主応力は割れ開口を促進させるということが示唆された．一方で弾塑性解析では最大偏差主応力は，割れ発生箇所と割れを生じなかった箇所ではほとんど同じ結果を示した．よって冷間割れを含めた鋳造時の割れ予測を目的とする熱応力解析においては，応力のひずみ速度依存性を考慮することで，予測精度の向上が期待される．

第 4 章

参考文献

- [1] H.W. Stoll, Casting Design Issues and Practices, Casting Design and Performance 2009, pp. 1-8.
- [2] J. Sengupta, S.L. Cockcroft, D.M. Maijer, A. Larouche, Quantification of temperature, stress, and strain fields during the start-up phase of direct chill casting process by using a 3D fully coupled thermal and stress model for AA5182 ingots, Materials Science and Engineering: A 397(1-2) (2005) 157-177.
- [3] R. Takai, A. Matsushita, S. Yanagida, K. Nakamura, M. Yoshida, Development of an Elasto-Viscoplastic Constitutive Equation for an Al-Mg Alloy Undergoing a Tensile Test during Partial Solidification, Materials Transactions 56(8) (2015) 1233-1241.
- [4] L.J. Colley, M.A. Wells, D.M. Maijer, Tensile properties of as-cast aluminum alloy AA5182 close to the solidus temperature, Materials Science and Engineering A 386(1) (2004) 140-148.
- [5] B. Magnin, L. Maenner, L. Katgerman, S. Engler, Ductility and rheology of an Al-4.5% Cu alloy from room temperature to coherency temperature, Materials Science Forum, Trans Tech Publications, 1996, pp. 1209-1214.
- [6] S. Oya, M. Ohtaki, M. Kobayashi, K. Kobayashi, Embrittlement of Cu-Zn Alloys in the Solidification Process, Transactions of the Japan Institute of Metals 27(8) (1986) 623-631.
- [7] F.T.H. Dörnenburg, C.H. Dickhaus, S. Engler, Mechanical Properties of Solidifying Shells of Copper Alloys. (In German.), Metall 50(11) (1996) 734-737.
- [8] K. Manabu, Deformation Characteristics of Mushy/Semi-Solid Metals (In Japanese), Monthly J. Inst. Ind. Sci., University of Tokyo 52(9) (2000) 367-375.
- [9] A. Matsushita, R. Takai, H. Ezaki, T. Okane, M. Yoshida, A New Theoretical Approach Based on the Maxwell Model to Obtain Rheological Properties of Solidifying Alloys and Its Validation, Metallurgical and Materials Transactions A 48(4) (2017) 1701-1707.

第4章

- [10] 吉田亮子, 丸山徹, 明石巖, 明石隆史, 岡根利光, 山下庄平, 小舘貞治, 森拓樹, 小林武, 青銅の金型鑄造における凝固割れ形態, 鑄造工学 全国講演大会講演概要集 第 160 回全国講演大会講演概要集, 公益社団法人 日本鑄造工学会, 2012, pp. 18-18.
- [11] 吉田亮子, 丸山徹, 吉田誠, 明石巖, 明石隆史, 山下庄平, 森拓樹, 小舘貞治, 青銅金型鑄造の凝固割れ性に及ぼす鑄造条件と抜型時間の影響, 鑄造工学 全国講演大会講演概要集 第 163 回全国講演大会講演概要集, 公益社団法人 日本鑄造工学会, 2013, pp. 24-24.
- [12] 中澤智顕, 吉田誠, 明石巖, 明石隆史, 吉田亮子, 丸山徹, 岡根利光, 山下庄平, 森拓樹, 小舘貞治, FEM による流動凝固・熱応力解析を用いた青銅金型鑄造における割れ予測の試み, 鑄造工学 全国講演大会講演概要集 第 163 回全国講演大会講演概要集, 公益社団法人 日本鑄造工学会, 2013, pp. 25-25.
- [13] 松下彬, 中澤智顕, 吉田誠, 明石巖, 明石隆史, 吉田亮子, 丸山徹, 岡根利光, 山下庄平, 森拓樹, ビスマス青銅の固液共存状態における粘弾性構成の構築と金型鑄造における凝固割れの予測の試み, 鑄造工学 全国講演大会講演概要集 第 167 回全国講演大会講演概要集, 公益社団法人 日本鑄造工学会, 2015, pp. 86-86.
- [14] A. Matsushita, N. Tomoaki, T. Okane, M. Yoshida, Crack Prediction for a Partially Solidified Lead-free Bronze Casting Using Thermal Stress Analysis, *Journal of Materials Processing Technology* 249 (2017) 46-56.
- [15] 高井量資, 松下彬, 柳田章吾, 中村浩一郎, 吉田誠, 半凝固状態における引張試験を用いた Al-Mg 系合金の弾粘塑性構成式の構築, *軽金属* 63(9) (2013) 310-317.
- [16] N. Kasuya, T. Nakazawa, A. Matsushita, T. Okane, M. Yoshida, Mechanical Properties of a Partially Solidified Cu-Zn Alloy, *Metallurgical and Materials Transactions A* 47(4) (2016) 1661-1667.
- [17] T. Nakazawa, M. Yoshida, R. Yoshida, T. Maruyama, I. Akashi, T. Akashi, S. Yamashita, H. Mori, T. Kodate, An attempt to predict cracks of bronze in a permanent mold casting by

第 4 章

thermal stress analysis by the finite element method (In Japanese), Reports of 163th JFS Meeting 163(24) (2013) 25.

[18] Z. Lin, R.K. Huff, Prediction of hot tear defects in steel castings using a damage based model, Modeling of casting, welding, and advanced solidification processes—XII. The Minerals, Metals & Materials Society, Warrendale (2009) 329-336.

[19] M. Lalpour, D.G. Eskin, G. ten Brink, L. Katgerman, Microstructural features of intergranular brittle fracture and cold cracking in high strength aluminum alloys, Materials Science and Engineering: A 527(7-8) (2010) 1828-1834.

[20] J. Guo, J.Z. Zhu, Prediction of hot tearing during alloy solidification, The 5th Decennial International Conference on Solidification Processing SP07, University of Sheffield, UK, 2007, pp. 549-553.

[21] C.A. Monroe, C. Beckermann, J. Klinkhammer, Simulation of Deformation and Hot Tear Formation using a visco-plastic Model with Damage, Modeling of Casting, Welding, and Advanced Solidification Processes-XII, eds. SL Cockcroft and DM Maijer, TMS, Warrendale, PA (2009) 313-320.

[22] T. Subroto, A. Miroux, D. Mortensen, M. M'Hamdi, D.G. Eskin, L. Katgerman, Semi-quantitative predictions of hot tearing and cold cracking in aluminum DC casting using numerical process simulator, IOP Conference Series: Materials Science and Engineering 33(1) (2012) 012068.

[23] M. M'Hamdi, A. Mo, H.G. Fjær, TearSim: A two-phase model addressing hot tearing formation during aluminum direct chill casting, Metallurgical and Materials Transactions A 37(10) (2006) 3069-3083.

第5章

イメージベースモデリング手法を利用した

固液共存状態の合金の粘弾性特性値予測とその有効性の検証

5.1 緒言

鋳造過程において発生する割れ欠陥の対策として昨今注目されている熱応力解析の利用には、固液共存状態の合金の構成式とそのパラメータとなる力学特性値が必要であり、その実験的取得の重要性に関しては、緒論に述べた通りである。また4章では著者らの提案した損傷回避法がAl合金以外にも有効であることを示し、加えて割れ予測のための熱応力解析に粘性を考慮した構成式を用いることの重要性を示唆した。しかしながら固液共存状態の応力-ひずみ曲線の実験的取得に関しては、試験片表面のシェル形成による測定精度の低下など、その技術的課題、困難さについても示される結果となった。

以上の結果を受けて本章では、実験的根拠を持ちつつ、容易・迅速に応力-ひずみ曲線を取得出来る新たなマクロ力学特性予測法を提案する。この手法は課題の3つ目「合金組成および鋳造条件の多様化というニーズに対して、解析に必要となる固液共存状態の合金の構成式およびその構築法はどうあるべきか」に対しての最終的な目標である汎用構成式構築の実現に役立てられると考えている。

5.2 提案手法の概要と本章の構成

今回提案する固液共存状態の合金に対するマクロ力学特性値予測手法は、前述の通りイメージベース有限要素法とマルチスケール解析を併用した手法である。大まかな手順について下記に示す。

1. 組織凍結試験を実施し、2D 凝固組織画像を実験的に取得する
2. 画像処理ソフト等を用い、取得した画像を固液 2 相モデルとしてソルバ
ーに取込む
3. 固相と液相にそれぞれの力学特性値を入力する
4. 実験の引張解析を模擬した境界条件を与え、応力解析を実施する
5. 解析結果からマクロ力学特性値を算出、応力-ひずみ曲線を作成する
6. 解析的に作成した応力-ひずみ曲線を利用して、実験時と同様に力学特性
値を求める

上記解析に必要とされるのは、固相の特性値、液相の特性値、固液 2 相体の組織モデル、の 3 つの情報であり、これらから固液 2 相体の特性値を求める。冷却速度や合金組成等によって組織形状が変化することは従来知られているため、それらの影響を本手法にて調査する場合には、上記 3 つのうち組織モデルのみを変量・取得すれば良いということになる。即ち、種々の合金種や鑄造条件に対してその変化が組織形状と結び付けられるものであれば、その条件に対応した組織画像を用いることで、固液共存状態の引張試験を実施せずに構成式を構築できる。本章においては固相率と冷却速度を変量した組織画像に対して実際に特性値予測を行った。

また本手法は解析上で引張試験を模擬するため、任意の変量パラメータ以外

の条件を常に同一に保つことが可能であり，その変量パラメータと力学特性値の関係を明らかにする上で強力なツールとなることが期待される．

本章でも Al-5%Mg 合金を供試合金として研究を進めた．5.3 節では，1 章の従来研究で触れたイメージベース有限要素法の適用時の課題についてその対策を説明する．5.4～5.6 節では上記の手順について，その結果を含めて順に述べていく．そして 5.7 節ではこの提案手法の妥当性を検証するため，特性値予測結果と 2，3 章の実験結果との比較，考察を行う．

なお，本章の解析ではソルバーに Abaqus ver. 6.14 を用いている．本章での Abaqus 仕様に関する記述内容およびその他の細かな Abaqus の仕様については Abaqus ユーザーズマニュアル[1]に記載されている．また，本解析で用いる単位系は mm-ton-sec とした（よって応力の入出力単位は MPa となる）．

5.3 イメージベース有限要素法の適用における課題と対策

2D, 3D 観察データを直接解析モデルとして使用出来る点が, 本研究にてイメージベース有限要素法を利用することに決定した理由であるが, その他にも画素 (ピクセル, ボクセル) 情報をそのまま要素に置き換えるために要素形状が安定しており, 解析精度がメッシング技術に依存しない点も大きな特長である. その反面, 材料境界が滑らかでなくなるために接触解析に不向きであり, またその影響の低減のために要素サイズを小さくする場合には計算負荷が大きくなるというデメリットも存在する. これらのデメリットに対する対策として, ①疑似2D解析と②Euler解析という2つの手法の導入を行った. 以下にそれぞれの詳細について述べる. また Fig. 5.1 に本節の概要を整理した図を示す.

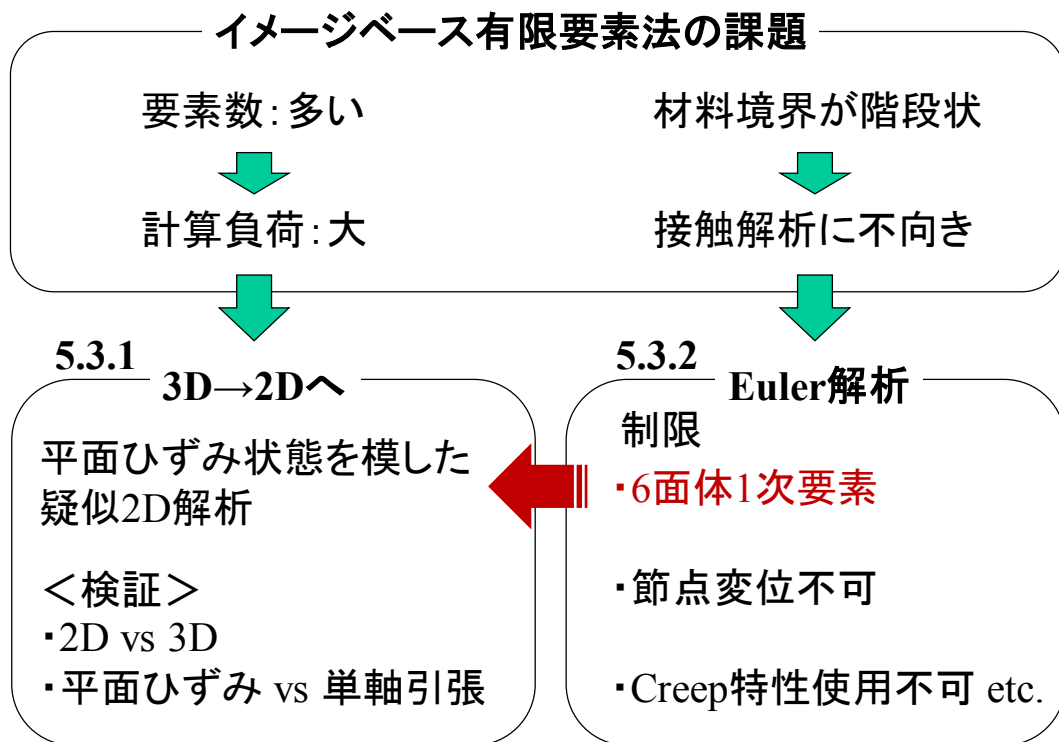


Fig. 5.1: Outline of section 5.3.

5.3.1 疑似 2D 解析の利用

疑似 2D 解析は計算負荷を低減するために導入した。なお、「疑似」としているのは、二次元要素を用いた解析ではなく、立方体 3 次元要素を用い、Fig. 5.2 に図示したような 1 要素厚みのモデルを用いているためである。後述の Euler 解析において 6 面体 1 次要素以外使用が不可能であるという制限への対策として、この解析方法を用いた。また本来の 2D 解析においては基本的に平面ひずみ場・平面応力場近似のどちらかを選択することになるが、Euler 解析と疑似 2D 解析の組み合わせにおいては、平面ひずみ場近似のみが再現可能である（平面ひずみ場の選定理由および再現方法については 5.6.1 で述べる）。なおこれ以降は単に 2D 解析と表記した場合、この疑似 2D 解析を指すこととする。

ここで 2D 解析の導入による計算負荷低減効果について述べる。解析時間は凡そ要素数（節点数）に比例すると考えられ、また結果出力からマクロ特性値算出までの計算時間も要素数の削減による短縮が見込まれる。詳細は 5.5 節で述べるが、マクロ特性値を予測するのに適切なモデルサイズを検討した結果、最低でも 1 mm 四方の観察領域に加え、5 μm より高いの解像度が必要であると判断した。ここから算出される要素数は、3D 解析の 800 万に対して 2D 解析では 4 万であり、計算コストも概算で 1/200 程度にまで低減することが期待できる。

5.3.1.1 2D 解析導入のための予備解析

2D 解析を導入するにあたり、得られる結果が 3D 解析のものと同等であることを担保する必要がある。実際の引張試験が単軸応力状態であるとする、2D 解析では①厚み方向の組織変化が考慮出来ていない、②単軸応力状態でなく、平面ひずみ場+1 軸引張である、という 2 つの現実との乖離点が考えられる。そこ

で予備解析として、簡易モデルによる 2D&3D 解析の結果比較を行った。まず初めに 2D 解析と 3D 解析との違い（厚み方向の組織が同じ、いわゆる金太郎飴の状態を仮定した 2D 解析と、厚み方向の組織変化を考慮できる 3D 解析の違い）を検証し、次に「単軸応力状態」と「平面ひずみ場近似での 1 軸引張」との差について 3D 解析同士での比較により考察した。

解析条件：

要素は 1 次の六面体 Lagrange 要素で、1 要素サイズの大きさは一辺 20 μm の立方体、解析モデルは一辺 50 要素（2D 合計 2,500 要素、3D 合計 125,000 要素）とした。材料特性は後述 (Table 5.4) の固相の特性であり、粘弾性モデルである。引張速度条件は本解析と同様のため割愛する (Fig. 5.25 の 0.006 mm/s 参照)。

モデル外表面には X 面 (yz 平面) 対称 (X-sym), Y 面对称 (Y-sym) および Z 面对称 (Z-sym) の境界条件を各々の片面に与え、反対の X 面に X 軸方向の強制変位を与えている。平面ひずみ場近似は反対の Z 面についても Z-sym を定義することで表現した (Fig. 5.2 参照)。よって境界条件の違いを含め解析モデルは下記の 3 パターンである。

- ① 2D 解析+平面ひずみ場近似+X 軸引張
- ② 3D 解析+平面ひずみ場近似+X 軸引張
- ③ 3D 解析+単軸応力状態近似 (X 軸引張)

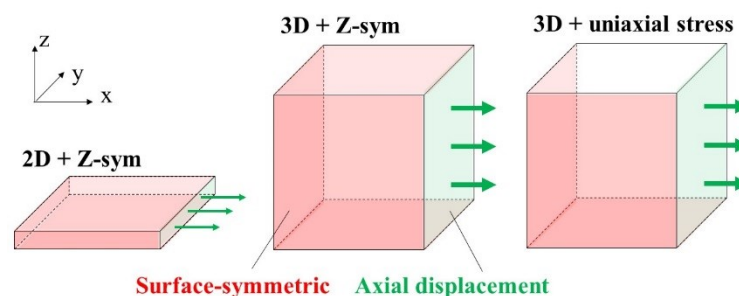


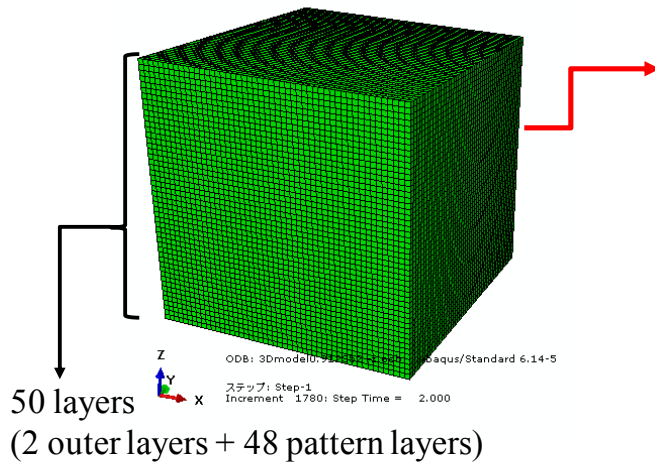
Fig. 5.2: Schematic of the boundary conditions.

材料組織の再現：

本項の予備解析はモデルの要素数が少ないため、イメージベースモデリングではなく乱数を利用したモデリングを採用した。したがって実際の凝固モデルとはその形状が異なるが、2D 解析と 3D 解析の結果を比較するという点に関しては有効だと考えられる。モデル作製は Excel を用いており、その概要は下記の通りである (Fig. 5.3 参照)。

- ・ 2D モデルは 3D モデルの 50 層を 1 層ごとに分割したモデルとして作製した。言い換えれば、3D モデルは 50 x 50 要素の 2D モデルが 50 層積み重なったモデルである。
- ・ 本解析 (5.6 以降) と同様の外周条件を再現するため、最外周の 1 要素厚み領域に関しては全て固相とした。(3D モデルにおける 1 層目と 50 層目は全て固相、他の層は外周が必ず固相)
- ・ 内部 (2~49 層目) の固液分布に関しては、各要素位置に 0~1 の乱数を与えて 2 値化することで決定した。閾値は層別 (48 パターン) に設定した。実際に作製した全体の固相率 0.912 の 3D モデルにおける層別固相率分布の一例を Fig. 5.4 に示す。

a) 3D model



b) 2D model

(1 layer of 3D model)
*only solid phase shown

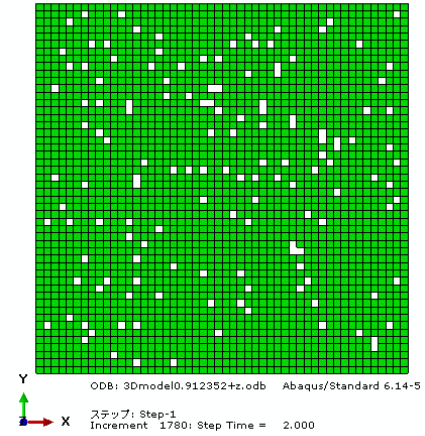


Fig. 5.3: Schematic of the analytical models.

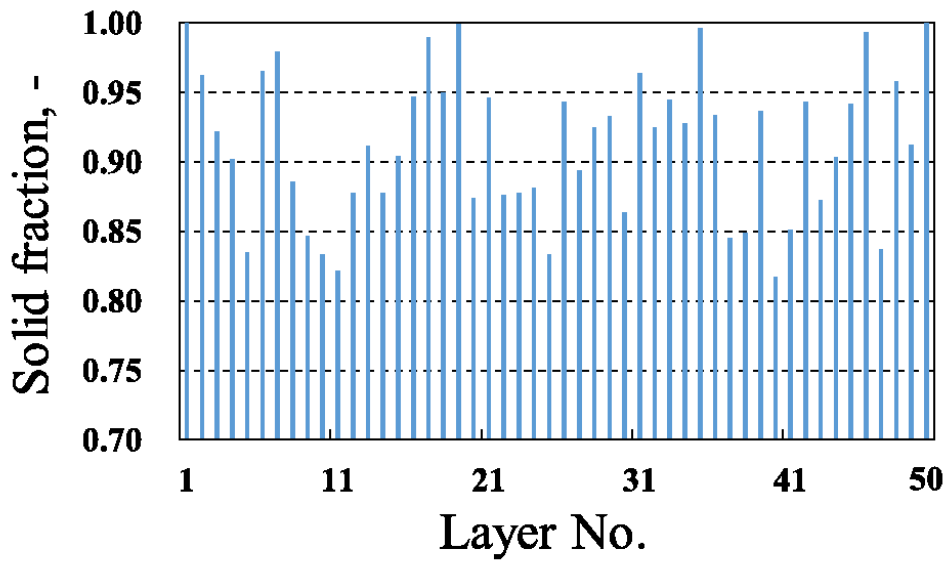


Fig. 5.4: The solid fraction of each 50 layers (fs average: 0.912).

5.3.1.3 予備解析結果

Fig. 5.5a に 2D 解析 ($f_s = 0.912$ の 3D モデルから分割して 1 層ずつ引張った各 50 層) により算出した応力-ひずみ曲線を示す. なお曲線は 2,500 要素全ての積分点出力の平均値として算出した. 引張応力は $f_s = 1.0$ の 1, 50 層目 (Z 軸方向の底面と上面) が最も高く, 固相率の減少に伴って線形的に低下する傾向を示した (Fig. 5.5b 参照).

Fig. 5.6 には 3D 解析の結果および 2D 解析において固相率が全体の平均値 ($f_s = 0.912$) に最も近い層の結果を示した. 2D 解析の場合と同様の境界条件を与えた 3D 解析 (3D+Z-sym) を基準とすると, 2D 解析の最大応力が約 2%低い結果となり, この差が 3D 解析と 2D 解析の差だと言える. また平面ひずみ場近似 (3D + Z-sym) は単軸応力状態 (3D + uniaxial stress) に対して約 1.2 倍の応力を示す結果となった.

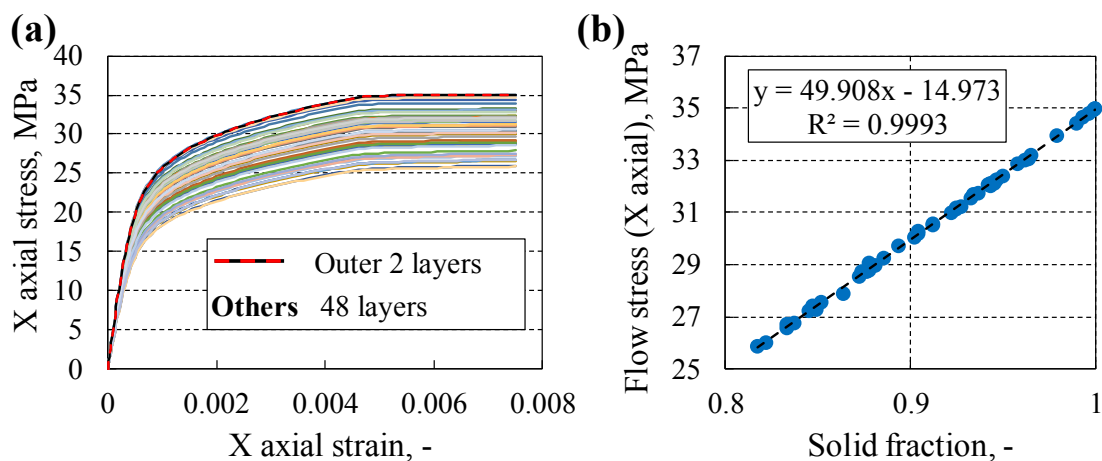


Fig. 5.5: The results of 2D analyses: (a) stress-strain curves; (b) relations between flow stress and solid fraction.

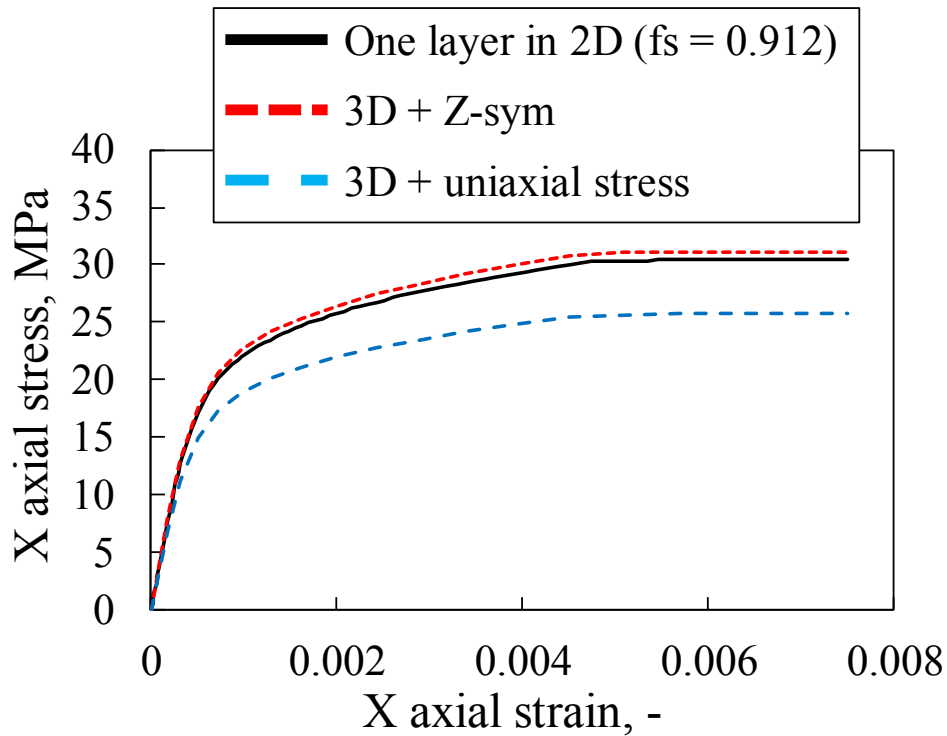


Fig. 5.6: The stress-strain curves of 2D and 3D analyses.

ここで両者の差について概算するため計算の容易な弾性体モデルを近似的に用いて考えてみる. Eq. 5.1 の関係を基にそれぞれの場合の X 軸方向ひずみは Eqs. 5.2 and 5.3 で表される (単軸応力状態では $\sigma_{22} = \sigma_{33} = 0$, 平面ひずみ場 + X 軸引張では $\sigma_{22} = \varepsilon_{33} = 0$). よって同一の引張変形量 (X 軸方向ひずみ) を与えた際の応力比は Eq. 5.4 となり, 予備解析で入力した $\nu = 0.35$ を代入すれば, 平面ひずみ場近似の方が約 1.14 倍高い応力を示すことが分かる.

$$\varepsilon_{11} = \frac{1}{E} \{\sigma_{11} - \nu(\sigma_{22} + \sigma_{33})\} \quad \text{一般形式} \quad (5.1)$$

$$\varepsilon_{11} = \frac{1}{E} \{\sigma_{11} - \nu(0 + 0)\} = \frac{\sigma_{11}}{E} \quad \text{単軸応力状態} \quad (5.2)$$

$$\begin{cases} \varepsilon_{33} = \frac{1}{E} \{\sigma_{33} - \nu(\sigma_{b11} + 0)\} = 0 \\ \varepsilon_{11} = \frac{1}{E} \{\sigma_{11} - \nu(0 + \sigma_{33})\} = \frac{1-\nu^2}{E} \sigma_{11} \end{cases} \quad \text{平面ひずみ場近似} \quad (5.3)$$

$$\sigma_{11}^{\text{平面ひずみ}} = \frac{1}{1-\nu^2} \sigma_{11}^{\text{単軸応力}} \quad (5.4)$$

実際は均質な弾性体でなく不均質な粘弾性体での解析であったため、応力比は 1.14 倍からずれたと考えられるが、理屈上でも平面ひずみ場がやや応力過剰となることが確認できた。実際の引張試験が純粋な単軸応力状態であれば本章の 2D 解析は 1.2 倍程度応力を過剰に見積もることが予想されるが、1 軸の引張試験でも厳密には多軸応力状態となっているため、誤差の程度については実験値との比較の上検証する必要がある。

なお、上記誤差の考慮手法としては、解析から応力-ひずみ曲線を作成する際に用いる応力出力に関して、X 軸方向応力の代わりにミーゼスの相当応力を用いる手段も考えられる。平面ひずみ場近似の場合のミーゼス応力は Eq. 5.5、その時の単軸応力状態の X 軸方向応力に対する比率は Eq. 5.6 となり、軸方向応力を用いるよりも誤差を小さく出来ることが予想される。

$$\bar{\sigma} = \sqrt{\frac{1}{2} \{(\sigma_{b11})^2 + (-\sigma_{b11})^2 + (\sigma_{b33} - \sigma_{b11})^2\}} = \sigma_{b11} \sqrt{\nu^2 - \nu + 1} \quad (5.5)$$

$$\bar{\sigma} = \sigma_{a11} \frac{\sqrt{\nu^2 - \nu + 1}}{1 - \nu^2} \approx 1.002 \sigma_{a11} \quad \dots \dots (\nu = 0.35) \quad (5.6)$$

5.3.2 Euler 解析の導入

本項ではイメージベース有限要素法が接触解析に適さないという問題の対策として導入した Euler 解析について説明する。なお Euler 解析は Abaqus で標準装備されているため、マニュアル[1]の Euler 解析の項を併せて参照されたい。

5.3.2.1 Euler 解析の概要

まずは、Euler 解析と対となる Lagrange 解析と併せて各々の概要を整理する。それぞれのイメージを Fig. 5.7 に示した。Lagrange 解析は一般的な構造解析で用いられる解析手法であり、材料内に節点を配置し、要素に分割する。したがって材料境界は要素境界と等しくなり、材料の変形は節点の移動によって表現される。それに対して Euler 解析では、節点とメッシュは空間に固定されており、材料はそれぞれの要素内の材料体積分率によって定義される。そのため、材料の変形は Euler 要素内を材料が流れることで表現され、また要素は必ずしも一つの材料で完全に満たされていない場合でもよい。材料境界は要素境界とは限らない。ただし Euler 要素内には各材料体積分率に基づく材料が均質に分布しており、全ての材料に対して各要素内で単一のひずみ場が適用されている。また材料界面については、周囲の Euler 要素の材料体積分率を照らし合わせることで、要素内部に材料界面が設定される（ひずみ場の計算には影響を与えない）。これら要素単位の情報は、Lagrange 解析と同様に、実際に計算を行っている節点（6 面体 1 次要素では 8 つ）から計算によって求められている。節点の計算・出力情報については、Euler 要素に関する概要に絞り、5.3.2.2 の出力変数の制限への対策、5.7 節の Table 5.5 に記載した。詳細はマニュアル[1]の「出力」の章（特に Abaqus/standard の出力変数キー、Abaqus/Explicit の出力変数キーの項）を併せて参照のこと。

これを踏まえてイメージベースモデリングとそれぞれの組み合わせについて考えてみる。Lagrange 解析では材料境界が階段形状であるため、曲面同士の接触解析において節点の食い込みや接触方向が曲面の法線にならないといった問題のために収束性が低下してしまう。一方 Euler 解析では初期の材料境界が階段形状であったとしても、変形中の材料境界はメッシュ形状に依存しない。よって Lagrange 解析のような接触問題の影響は低減出来る。

また FEM の解析精度は一般的に要素が潰れていくと低減してしまうため、変形に伴ってメッシュ形状が変形していく Lagrange 解析は大変形には適さない。Euler 解析ではメッシュのゆがみは発生しないため、大変形や流動の解析に適している点も、固液共存体の解析に対する利点と考えられる。

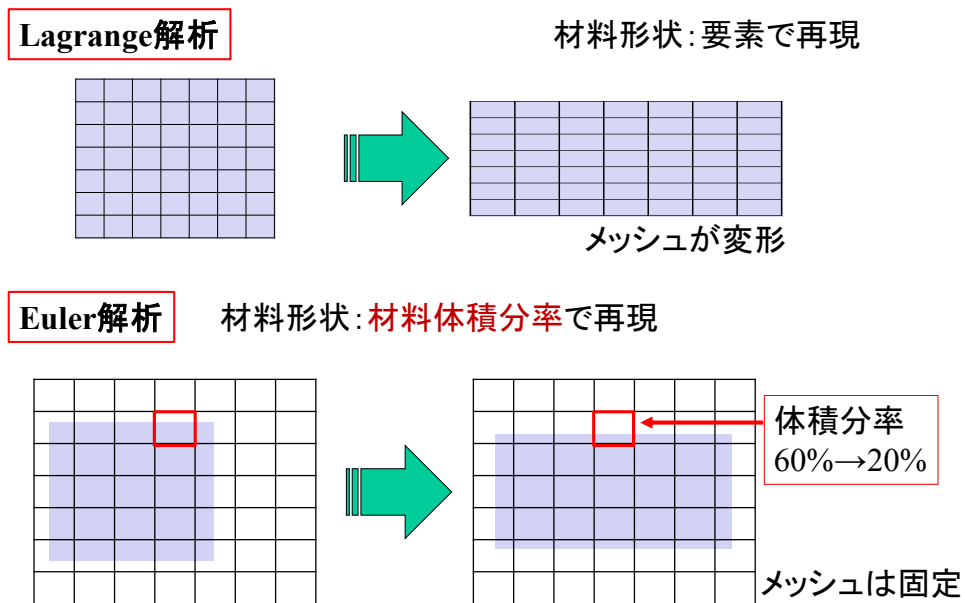


Fig. 5.7: Conceptual diagrams of the Lagrange and Euler analyses.

5.3.2.2 Euler 解析の適用における問題点と対策

ここでは Abaqus の使用を前提として、本解析手法に Euler 解析を適用する際の制限に対する処置について述べる。

接触挙動モデルの制限に関して：

5.3.2.1 で述べた通り、全ての材料に対して各 Euler 要素内で単一のひずみ場が適用されており、周囲の要素の材料体積分率より要素内部に材料界面が設定される（界面はひずみ場の計算には影響を与えない）。そして応力は材料同士の接触時にこの界面を通して応力伝達が生じるように計算される。この計算方法で再現可能な接触挙動は、固着挙動のみであり、すべりやはね返り挙動をモデル化することは出来ない。しかし局所的なデンドライト間の接触応力を求めるのではなく、マクロ特性値を算出するという本研究の目的においては、固着挙動のみでもある程度上記現象を再現できると考えた。また固液共存状態の合金の変形時において考慮すべき接触挙動については、柳楽らの X 線イメージング技術を利用した固液共存体のせん断変形その場観察に関する研究[2]から、固相粒子同士の衝突およびその衝突による固相粒子の並進・回転運動などが挙げられる。回転運動が生じる場合、液相部分の変形は著しいため、Lagrange 解析の場合では要素が大きく歪み、精度低下が懸念される。

上記理由および収束性の観点から、固着挙動のみの表現であっても、Euler 解析の方が Lagrange 解析より本研究に適していると考えられる。

Euler 節点で強制変位境界条件が使用不可能な制限への対策：

引張試験を解析上で模擬する場合、Lagrange 解析では材料の両端部の節点に対して固定と強制変位の境界条件を与えるという手段が考えられるが、先に述べた通り Euler 要素は空間に固定されており、節点は動くことが出来ない。よって単純な Euler 解析では上記境界条件を使用することが出来ない。この問題は Abaqus で使用可能な Euler-Lagrange 解析を用いることで解決した。Euler-Lagrange 解析では Euler 要素と Lagrange 要素を同時に用いて解析を行うことが可能である。以下に Euler-Lagrange 解析によるモデルの概要について述べる。

Figs. 5.8-5.11 に、材料体積分率の初期配置のコンター図（順に空孔、液相、固相①、固相②）を示す。初期配置のため、体積分率は全て 0%（青色）か 100%（赤色）のどちらかで表示されており、全ての Euler 要素は 1 種類の材料のみで満たされている（Figs. 5.8-5.11 のいずれか 1 つで赤色を示す）。まず空孔のコンター図 Fig. 5.8 を見ると、モデル中央に空孔率 0 の長方形があり、外部が空孔で満たされている。ここで空孔とは入力した材料体積分率の合計が 1 未満の時に自動的に満たされる材料であり、空孔材料は質量および強度を持たない（何も入っていない状態を再現）。よって見方を変えれば Fig. 5.8 は長方形の固液共存体モデルが Euler 要素空間内に配置されていることを示している（固液 2 相の分布は Figs. 5.9 and 5.10 の通り）。ここで黄色領域内の拡大図を見ると、固液共存体部分をグレーの要素が囲んでいることが分かる。これが Lagrange 要素であり、Euler 要素空間内に埋め込まれる形で配置されている（以下 Lagrange シェルと表記）。Lagrange シェルが有る部分の Euler 材料体積分率は 0（空孔率 100%）である。Figs. 5.8-5.11 内で Lagrange シェルの一部が赤色または青色になっているのは重なっている Euler 要素のコンターが見えているだけなことに注意されたい（Fig. 5.8 で重なりの色が赤なのは空孔率 100%のため）。

あとは固液共存体と Lagrange シェルを分離を許さない接触拘束により結合することで、Euler 材料の外周に擬似的に強制変位の境界条件を設定できるようになる。Euler 材料と Lagrange シェルを均一に結合するため、また変形時に Lagrange シェル外へ Euler 材料が流出することを防ぐため、下記の設定を加えた。

- ・ Lagrange シェルには全て固相特性を割り当て、2 要素分の幅をもたせた。
- ・ Euler 材料の初期材料定義について、Lagrange シェルの内側 2 要素厚みの領域は、組織モデルに依らず全て固相とした (Fig. 5.11 参照。以下 Euler シェルと表記)。

解析途中で Lagrange シェルと Euler シェルが剥離する現象は確認されなかった。これは両シェルが同一の特性値であるために変形挙動が追従しやすかったためだと考えられる。以上を整理した概略図を Fig. 5.12 に示す。

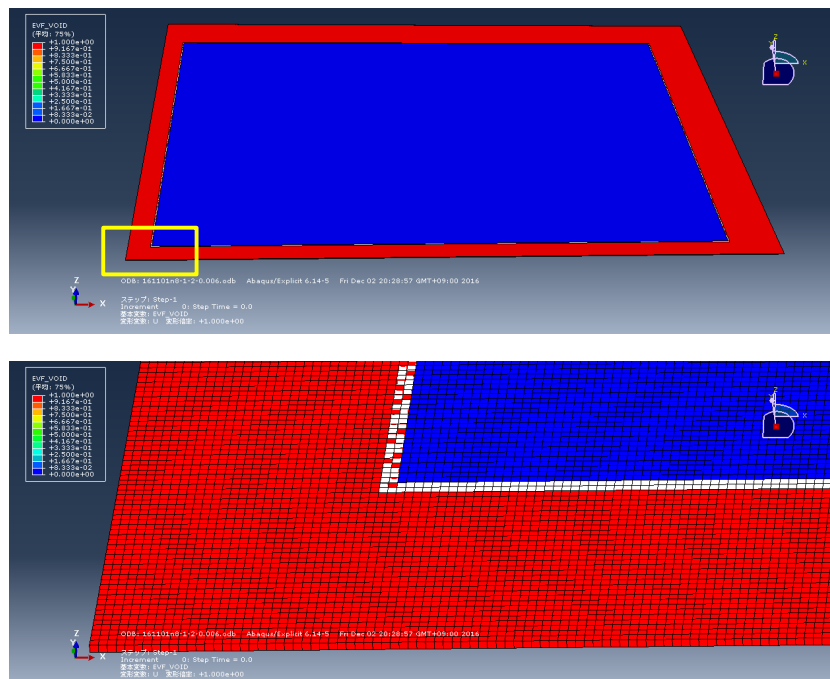


Fig. 5.8: Contour maps of the initial void fraction (lower side: enlarged view).

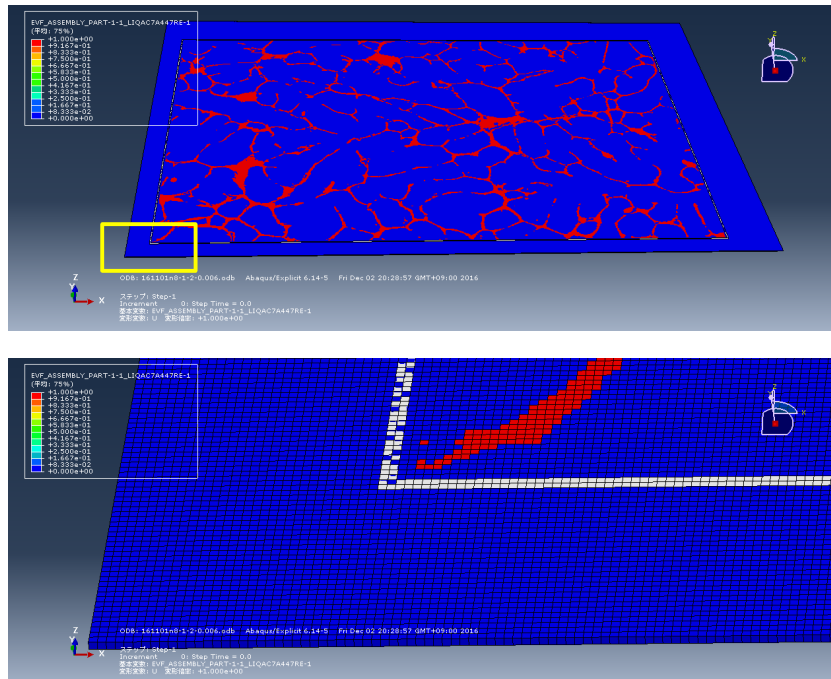


Fig. 5.9: Contour maps of the initial liquid fraction (lower side: enlarged view).

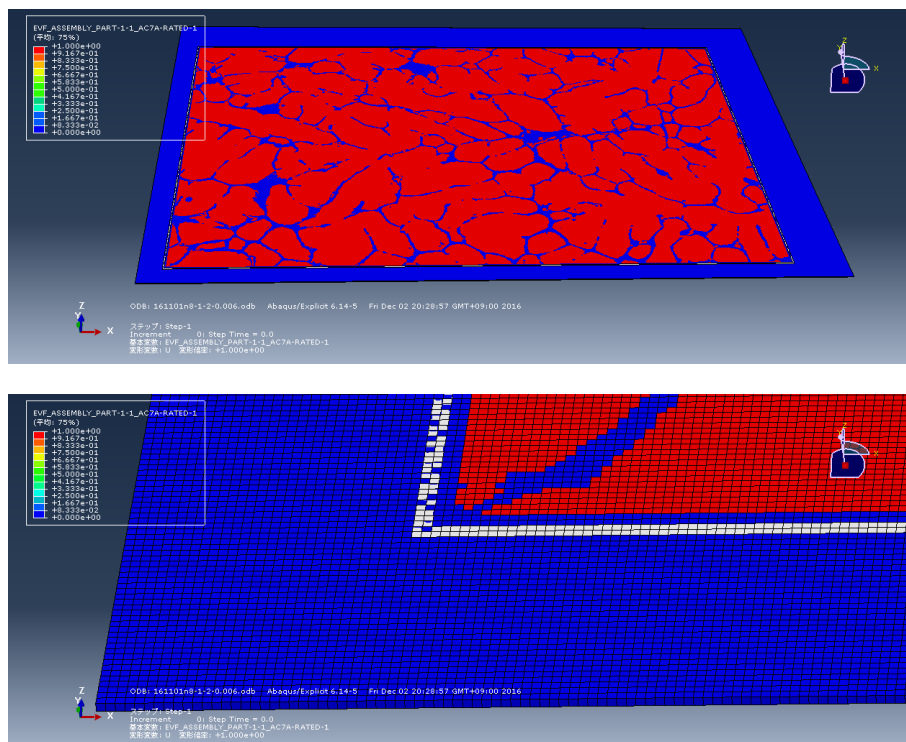


Fig. 5.10: Contour maps of the initial solid fraction (lower side: enlarged view).

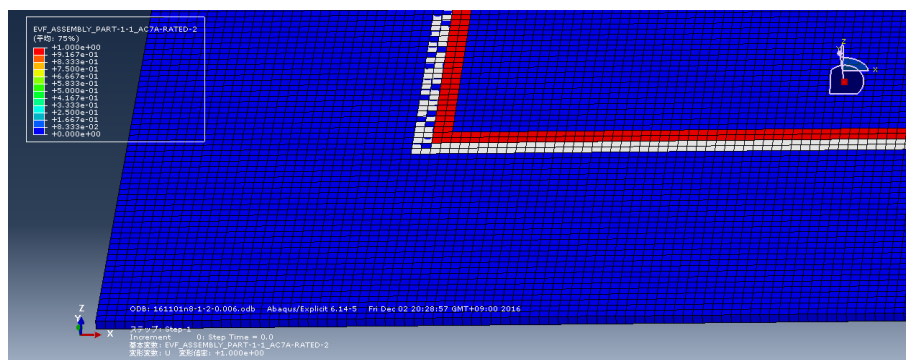


Fig. 5.11: Contour maps of the initial solid fraction (Euler shell).

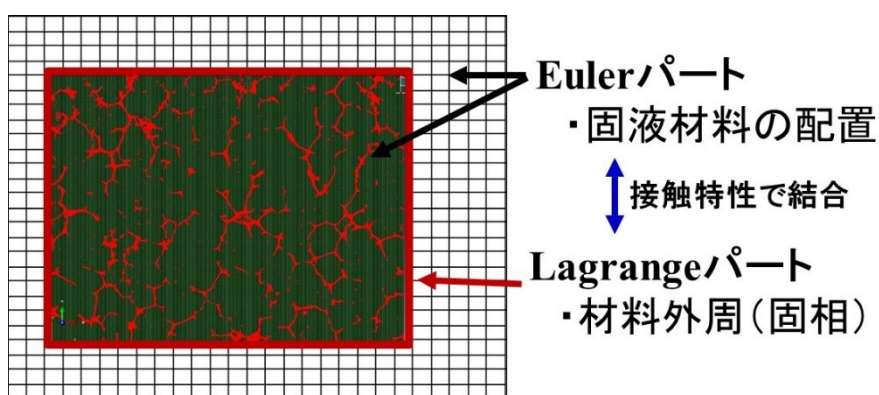


Fig. 5.12: Schematics of the Coupled Euler-Lagrange analysis in this study.

出力結果の解釈，取扱い：

解析結果の出力に関しても，Euler要素が空間に固定されていることで生じる問題がある．Lagrange解析においては特定の要素の時間履歴を調査することで材料の任意の一部分の時間履歴を取得することが可能であった．しかしEuler解析では要素内を材料が流れることで変形を表現しているため，そのような調査を定量的に行うことは非常に困難である．

本解析の目的である材料全体のマクロ力学特性値の算出に関しては，5.7節で後述するように，全Euler要素出力に対してその平均値を求めることで対処した．

出力変数の制限への対策：

Euler 解析で出力可能な変数の内マクロ応力-ひずみ曲線の算出に使用可能なものは、応力成分 SVAVG, 塑性ひずみ成分 PEVAVG, Euler 材料体積分率 EVF の 3 つである。なお、前 2 つの成分については要素内のすべての材料の体積分率加重平均として計算される。

問題は直接出力として弾性ひずみや全ひずみを算出することが出来ない点である。またクリープひずみについても算出することが出来ない(クリープひずみを出力する材料特性の使用が不可能)。弾性ひずみや全ひずみの算出に関しては 5.7 節で後述する。

クリープ材料特性が使用出来ない問題に対する解決策：

本論で用いている下記の粘弾性構成式は、Abaqus においては弾性特性とクリープ特性の組み合わせとして入力することが可能である。

$$\epsilon_{\text{total}} = \epsilon_{\text{elastic}} + \epsilon_{\text{creep}} \quad (5.7)$$

$$\epsilon_{\text{elastic}} = \sigma/E \quad (5.8)$$

$$\dot{\epsilon}_{\text{creep}} = k\sigma^{n_{\text{eff}}} \quad (5.9)$$

入力パラメータは、ヤング率 E , 粘性特性 n_{eff}, k となる。本解析に必要なのは固相の粘弾性特性であり温度依存性は無いため、 E, n_{eff}, k は定数として入力すれば良い。しかし前述の通り、Euler 解析ではクリープひずみを出力する材料特性は使用出来ない(厳密にはこの制限は Explicit ステップの使用から来ている。マニュアル[1]の陽的動解析の項を参照)。したがって、粘弾性特性を表現するためには別の構成式モデルを用いて上記特性を表現する必要がある。

本研究では「ひずみ速度に依存する降伏」をクリープ特性の代替として用いた。弾完全塑性体をベースとし、降伏応力をひずみ速度の関数として定義する。Eq. 5.9 を変形すると

$$\sigma = (\dot{\epsilon}_{\text{creep}}/k)^{\frac{1}{n_{\text{eff}}}} \quad (5.10)$$

となる。よってクリープひずみの代わりに塑性ひずみを使用することで、Eq. 5.11 の様に弾完全塑性体の降伏応力 σ_Y をひずみ速度のみの関数として表すことが出来る (n_{eff}, k は前述の通り同一温度条件下で定数)。

$$\sigma_Y = (\dot{\epsilon}_{\text{plastic}}/k)^{\frac{1}{n_{\text{eff}}}} \quad (5.11)$$

実際の入力は表形式となるため、 n_{eff}, k を代入した Eq. 5.11 から σ_Y と $\dot{\epsilon}_{\text{plastic}}$ の組を求めて入力していけば良い。なお、入力値の間のひずみ速度に関しては線形補間された関係が使用されるため、入力間隔が細かいほどクリープ挙動の再現性は高まる。Fig. 5.13 に表形式で入力した関係をグラフに示す。プロットの間隔はひずみ速度基準で決定しており、ひずみ速度を最小値の9.98E-14をベースに1.05～1.005倍していき、それに対する降伏応力を Eq. 5.11 式で決定するという手順でデータ表を作成した。

作成した特性値がクリープ特性値の挙動を再現しているかの確認として、均質立方体モデル (要素分割 3×3×3) に対してクリープ特性と速度依存の塑性特性の両方で1軸引張解析を行った。境界条件は単軸応力状態 (Fig. 5.2 参照)、材料特性は後述 (Table 5.4 の固相) のため割愛する。解析結果の応力-ひずみ曲線が

Fig. 5.14 であり，等ひずみ速度，等ひずみ加速度どちらの引張条件においても，速度依存の塑性特性はクリープ特性をよく再現できていることが見て取れる．応力の誤差は±1.5%以下であった．

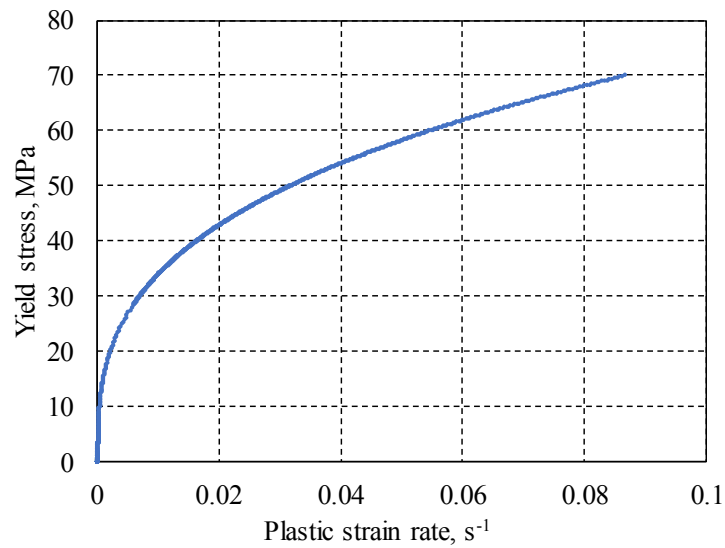


Fig. 5.13: Relationship between yield stress and plastic strain rate.

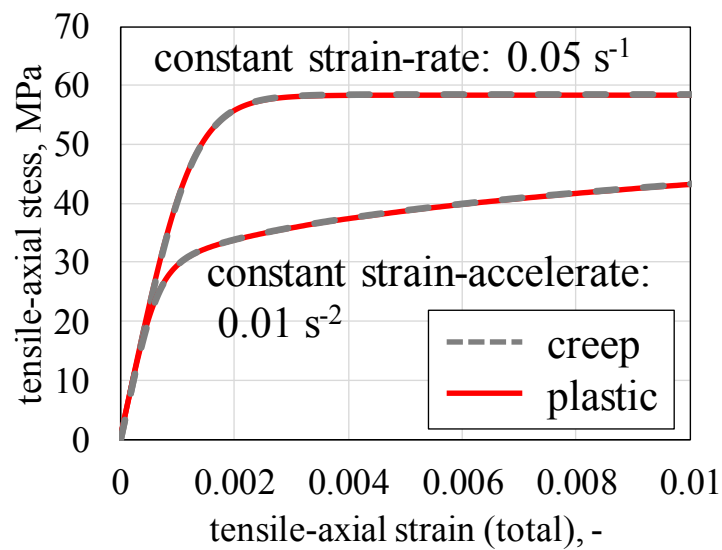


Fig. 5.14: Stress-strain curves by each elasto-creep and elasto-plastic constitutive models.

密度の考慮：

Explicit（陽的動解析）ステップでは質量マトリクスを用いた陽的積分法に基づいて計算が行われるため、密度 ρ の定義が必要となる。そして計算コストは大きめに $1/\sqrt{\rho}$ 乗に正比例して増加する。この関係を利用し、密度を人為的に増加させることで計算コストを低減させるマススケーリングというテクニックがある。注意点としては、密度の増加に伴い慣性力が大きくなることが挙げられる。

参考までにマススケーリングの影響について調査した結果を Fig. 5.15 に示す。解析モデルには 5.3.1 項の手順で作製した簡易 2D モデル (fs~0.92) を用い、基本的な材料特性は本解析と同様 (Table 5.4 参照)、密度のみ Fig. 5.15 の通りに計算した。引張速度は 0.006 mm/s (Fig. 5.25 参照) である。グラフの縦軸は「高密度で解析した応力/低密度で解析した応力」であり、値が 1 に近いほどマススケーリングの影響が小さいことを意味する。結果として、 32×10^9 倍のマススケーリングでも、解析時間 1 s 以降の結果は誤差が $\pm 2\%$ に収まることが確認できた。これにより解析時間はおよそ 5.6×10^{-6} に低減できる。

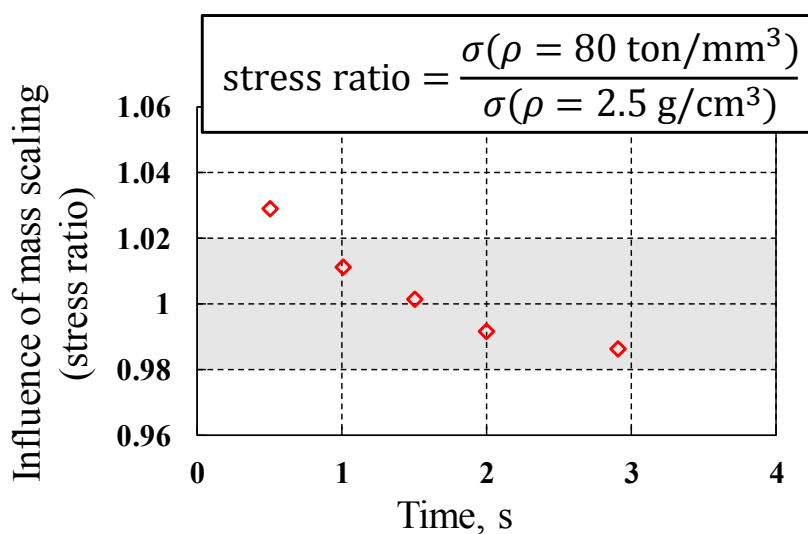


Fig. 5.15: Influence of mass scaling.

5.4 2D 凝固組織画像の取得

5.4.1 組織凍結試験

2D 凝固組織画像の取得は組織凍結法によって行った。組織凍結法とは凝固中の試験片を狙いの温度で急速に冷却し無拡散に近い状態で完全に凝固させることで、擬似的に急冷直前の凝固組織を観察することが出来るという手法である。

供試材は 2, 3 章と同様に AC7A を用いた。合金組成は 3 章のものと同様である。Fig. 5.16 に示す SUS304 製の金型（割り型，内径 40 mm，高さ 40 mm）を 1 mm 厚の断熱ペーパーを敷いた銅舟型（底の平らな面を使用）に載せ，上部から注湯することで，円柱状鋳物を作製する。金型予熱温度および金型内壁に巻いた断熱ペーパーにより冷却速度を調節し（Table 5.1），2, 3 章の実験と同様の 0.46 K/s，および力学特性値の冷却速度依存性を調査した先行研究[3, 4]内の条件である 0.24 K/s と同一の冷却上限を再現した。冷却速度は Eq. 5.12 の定義に従って算出した。また熱電対は $\phi 2$ mm の 2 穴ムライト管で先端部以外を絶縁，断熱してある。温度測定位置は鋳物中心から 15 mm かつ底部から 5 mm 上の箇所とし，Fig. 5.16 に示す治具によって位置を制御した。なお温度分布の対称性については，上記を満たす 2 点での温度測定を実施し，冷却速度の差が 0.01 K/s 以内であることを確認している。

$$\text{冷却速度 [K/s]} = \frac{\text{リカレッセンス温度} - \text{固相線温度}(448\text{ }^{\circ}\text{C})}{\text{リカレッセンスから } 448\text{ }^{\circ}\text{C} \text{ に到達するまでの時間}} \quad (5.12)$$

狙いの組織凍結温度は 440 °C から 590 °C であり，リカレッセンス温度（634 °C）付近で万力を緩め，目標水冷温度+2 °C において抜型後，目標温度で熱電対を切断して鋳物を氷水に落とすことで急冷した。なお，注湯により SUS 金型および

銅舟型は熱を持つため、毎回実験後に一度水冷することで注湯前の条件を同一に保っている。



Fig. 5.16: Method of fixation of thermocouple:
(left side) enlarged view of the thermocouple end.

Table 5.1: Conditions of the water quench tests.

Cooling rate, K/s	Mold temperature, °C	Thickness of insulation, mm
0.46	Room temp.	1.0
0.24	350	2.0

5.4.2 組織観察

各狙い温度で急冷した鋳物について、鋳物中心から 15 mm かつ底面から 5 mm の位置である温度測定位置と同一円周上の領域を対象に凝固組織画像を取得する。なお、これより中心側では収縮巣が多くなり、2 相モデル作製のための画像には適さないことを確認済みである。

試験片は SiC 研磨紙 #2400 まで研磨後、DP スプレー (9, 3, 1 μm) にて琢磨を行った後、5%NaOH 水溶液にてモデリングに適した腐食度合いになるまでエッチングを行った。得られた凝固組織画像の一例を Fig. 5.17 に示す。光学顕微鏡にて撮影した画像で、画像サイズは 602 \times 800 pixel, 1 pixel のサイズは 2 μm 角である。



Fig. 5.17: Microstructure obtained by the quench test (quench temp.: 590 $^{\circ}\text{C}$, cooling rate before quench: 0.24 K/s).

5.5 モデリング

5.5.1 モデルサイズの検討

前節で取得した撮影画像をそのまま解析モデルとして読み込むため、解析対象の固液共存体は総要素数 481,600、モデルサイズ $1.2 \times 1.6 \text{ mm}$ の長方形となる（厳密には厚み $2 \text{ }\mu\text{m}$ の直方体）。初めにこのモデルサイズ及び要素サイズが本研究の目的に対して妥当か考察を行う。まずモデルサイズに関して、第 1 章で述べた代表体積要素 RVE の考え方を適用すると、モデルサイズは固液共存体の平均的な構造を有している必要があるため、複数の結晶粒を含むことのできるサイズが望ましい。同一合金種かつ同一冷却速度の偏光観察結果から粒径は凡そ $600 \text{ }\mu\text{m}$ であることがわかっており (Fig. 5.18) [5]、本モデルサイズ内には 6, 7 個程度の結晶粒を含む事ができる。要素サイズに関しては、撮影画像の固液の区別をモデル上で十分に再現できる小ささが要求される。Fig. 5.19 に示すように撮影画像の一例に種々のサイズの正方形を重ねてみると、液相を再現するには最低でも $5 \text{ }\mu\text{m}$ 以下の要素サイズが必要だと分かる。画像の解像度は $2 \text{ }\mu\text{m}$ 角であるため、これをそのまま要素サイズとして用いれば、液膜を凡そ 2 要素厚みで表現できる。以上の検証結果より、設定したモデルサイズおよび要素サイズに問題は無いと考えられる。

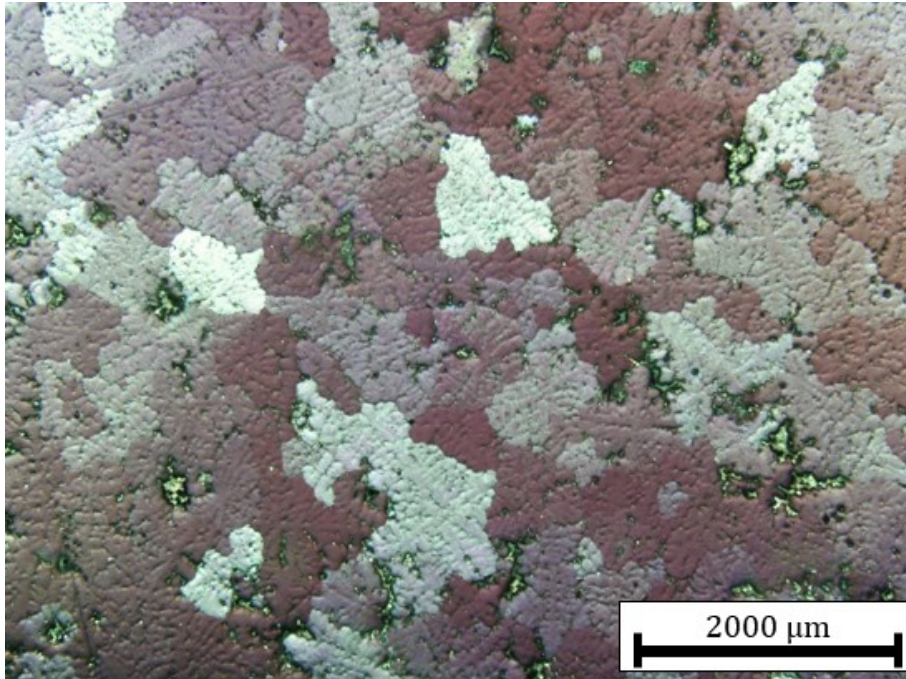


Fig. 5.18: Grain morphologies of the Al-5%Mg alloy. [5]

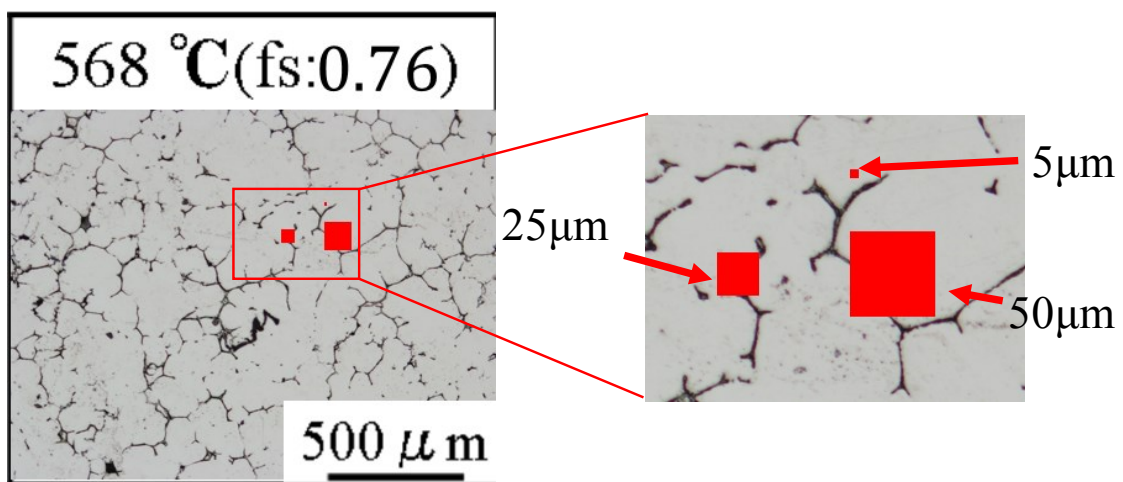


Fig.5.19: Examination of element size for the analysis.

5.5.2 画像処理から Abaqus への解析モデル読み込みまでの手順

イメージベースモデリング手法により、 602×800 pixel の組織画像に対して 1 pixel をそのまま 1 要素として変換し、固液共存体の 2 相解析モデルを作製した。手順としては、大まかに画像処理（二値化処理）と Abaqus へのインポート作業の 2 つに分けることができる。

画像処理（二値化処理）：

固液 2 相モデルを作製するため、まず撮影画像の各ピクセルを固相ないし液相に区別する必要がある。この作業は画像の色調を閾値とした二値化処理によって行う。Fig.5.17 の組織画像を見ても分かるように、基本的には固相デンドライトは薄く、液相部分は濃い色を示している。しかしながら、乾燥・エッチングムラや研磨傷、微細なゴミ等が原因と思われる固相内の色ムラや、急冷時に残留液相部で晶出した固相などが存在するため、単純な 1 回の二値化処理ではノイズの多いモデルとなってしまう。したがって Table 5.2 に示す手順を踏むことでノイズの影響を低減した二値化画像 (Fig. 5.20d) を作成した。

Table 5.2: Procedure of the binarization processing.

使用ソフト	作業内容	対応画像
Jtrim ^{*1}	・二値化処理（白：固相，黒：液相）	Fig.5.20a
Photoshifter ^{*2}	・白黒反転（白：液相，黒：固相） ・ソフト処理（ノイズや腐食後の影響を低減）	Fig.5.20b
ペイント	・固相部分を赤色に変換	Fig.5.20c
IrfanView ^{*3}	・黒色部（液相内に浮いた固相）を白色（液相）に一括置換 ・赤色を黒色に一括置換	Fig.5.20d

*1: <http://forest.watch.impress.co.jp/library/software/jtrim/>

*2: <http://hp.vector.co.jp/authors/VA028640/software/photoshifter.shtml>

*3: <http://www.irfanview.com/>

*1-3 はいずれもフリーソフト

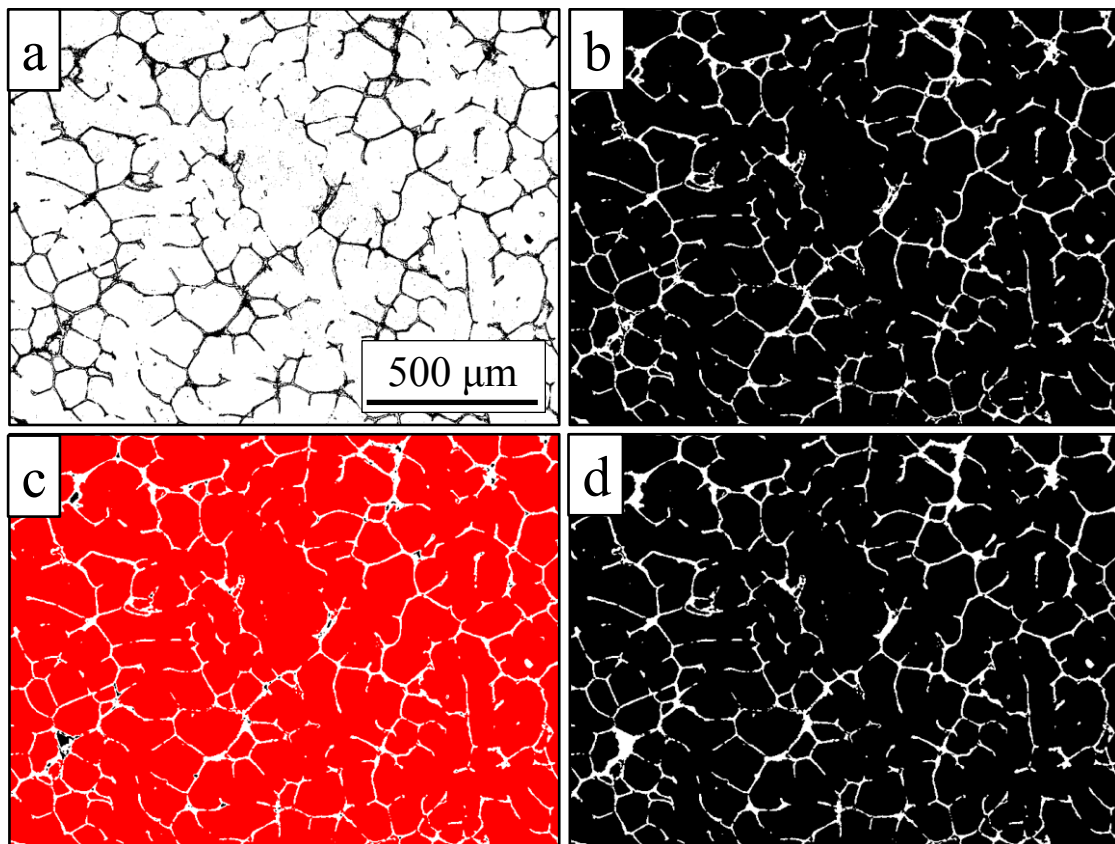


Fig. 5.20: Schematic views during the binarization processing.

Abaqus へのインポート作業：

上記で作成した二値化画像を解析モデルとして Abaqus にインポートする。Euler 解析上での固液共存体の表現は、5.3.2.1 で述べたように、初期材料体積分率を指定することで実現出来る。この初期材料体積分率の配置や、Euler 要素空間の定義、後述する解析条件の設定は input ファイル（～.inp）と呼ばれるテキストファイルにて行う。下記に解析モデルに関するテキストの一部を簡単な説明付きで抜粋した (Fig. 5.21)。組織画像毎に変更するテキスト箇所は Fig. 5.21b の Elset オプションの項目のみである。ここでは画像処理によって区別された全ての Euler 要素（事前に要素番号を割り当てている）について固相と液相どちらに属するのか記述している。二値化画像からこの Elset オプションのテキストを作成する手順を Table 5.3 に示した。

上記のノイズ処理によって、元画像を単純に二値化した場合と比べて固相率が多少変動する事が考えられる。しかし本研究では特性値を整理するのに用いる条件は凍結温度ではなく画像の固相率であり、これらの処理後の画像から算出しているため、ノイズ処理は得られる固相率-力学特性関係には影響しない。

(a)

```
*Part, name=PART1
*node
1, -0.06, -0.06, 0
2, -0.058, -0.06, 0
3, -0.056, -0.06, 0
...
631600, 1.738, 1.34, 0.002
631601, 1.74, 1.34, 0.002
10000001, -0.06, -0.06, 0
10000002, -0.058, -0.06, 0
...
10631601, 1.74, 1.34, 0.002
*element, type=EC3D8R
1, 1, 2, 903, 902, 10000001, 10000002, 10000903, 10000902
2, 2, 3, 904, 903, 10000002, 10000003, 10000904, 10000903
...
629999, 630698, 630699, 631600, 631599, 10630698, 10630699, 10631600, 10631599
630000, 630699, 630700, 631601, 631600, 10630699, 10630700, 10631601, 10631600
```

→ Euler 要素空間のための全節点座標を定義
cf. 節点番号, X, Y, Z
※1: Euler空間は700x900要素
材料の602x800が入り、
且つ変形後にはみ出さない領域サイズ
※2: 平面での必要節点数=631601
疑似2Dであるため、Z=0と0.002の層に節点が必要
→番号の対応&視認性を考慮し、左の様な番号設定
(欠番は無視される)
→要素の定義
cf. 要素番号, 使用する節点番号(8個)
※1: EC3D8Rは要素タイプの指定
(詳細割愛)

(b)

```
*Elset → 要素集合の定義
*Elset, elset=SOLID      cf. 要素番号
28833
28834                    ※1: SOLID, SOLID-shell, LIQUIDの集合を作成
                        固相、Eulerシェル部、液相の初期配置要素となる
⋮
566927                  ※2: SOLIDとSOLID-shellで要素が重複しているが、
                        体積分率定義の際には後者が優先される
566928
*Elset, elset=SOLID-shell
28833
⋮
566928
*Elset, elset=LIQUID
30658
30694
⋮
565098
565099
```

(c)

```
*Elset, elset=SET-1, generate →全要素を含む要素集合 SET-1 を作成
    1, 630000, 1
*Nset, nset=Zeuler          →全節点を含む節点集合を作成
1,631601,1
10000001,10631601,1
*Eulerian Section, elset=SET-1 →SET-1がEuler要素であることを宣言
AC7A-RATED, AC7A-RATED-1      Euler要素内に存在しうる材料を指定
                                cf. 使用材料特性, 材料名称
AC7A-RATED, AC7A-RATED-2
LIQAC7A447RE, LIQAC7A447RE-1 ※1: 固相とEulerシェルは別材料として定義
*Surface, type=EULERIAN MATERIAL, name=AC7A-RATED-1 →各Euler材料の表面を定義
AC7A-RATED-1                    変形時の表面の追跡は
                                自動計算
*Surface, type=EULERIAN MATERIAL, name=AC7A-RATED-2
AC7A-RATED-2
*Surface, type=EULERIAN MATERIAL, name=LIQAC7A447RE-1
LIQAC7A447RE-1
```

Fig. 5.21: Extracts from the input file.

Table 5.3: Input steps of the Elset options in Abaqus analysis.

使用ソフト	作業内容
IrfanView	・ Jpg ファイルを pbm ファイル (01 テキスト形式) に変換
TeraPad ^{*1}	・ 改行して 602×800 (800 文字×602 行) の文字集合に成形 (改行作業の自動化に HiMacroEX ^{*2} を使用)
Microsoft Excel	・ 上記テキストを, 独自作成した雛形に貼り付け (セル番地と要素番号を対応させてあるため, フィルターにて固液を分類しインポートファイル形式への変換が可能) ※下記は収束性向上およびノイズ低減のための処理 ・ 1 節点でのみしかつながっていない材料配置の修正 (Fig. 5.22a) ・ 1 要素のみ独立した材料配置の修正 (Fig. 5.22b)

*1: <http://www5f.biglobe.ne.jp/~t-susumu/>

*2: <http://fefnir.com/>

*1-2 はフリーソフト

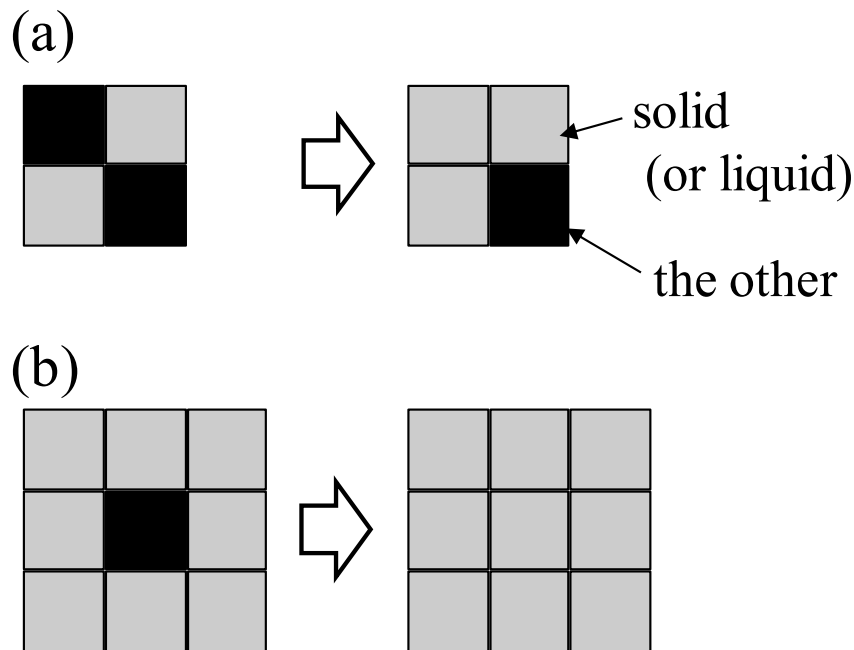


Fig. 5.22: Noise rejection algorithm.

5.5.3 モデル外周の境界条件に関する考察

上記で作製したモデルの引張解析を行う場合に考慮すべき点として、外周の境界条件（拘束条件）が挙げられる。本解析モデルは微小領域の組織を RVE として取り出しているため、現実の引張試験に対して、モデル表面（外周）の比率が大きくなる。よって適切な境界条件を与えない場合、解析精度が大きく低下することが懸念される。

適切な境界条件を与えるための最も単純な手段は、実際にモデルをタイル状に複数個並べて解析を行い、中心付近に配置されたモデルの結果を用いるというアプローチである。しかしながら、要素数が増大し RVE の考え方を用いるメリット（計算負荷の低減）を打ち消してしまうため本末転倒である。もう一つの手段としてはモデル外周に周期的拘束を与えることで、擬似的に前者の解析を再現する手法である。この場合、複雑な拘束条件の追加による計算負荷の増加はあるものの、要素数はモデル 1 つ分で済むために、前者よりも遥かに低コストでの計算が可能である。

実際に上記で述べた境界条件が、マクロ力学特性値の結果にどの程度影響を与えるのか検証した結果を Fig. 5.23a に示す。このグラフは前述の 2D 解析モデルを全て Lagrange 要素で作製し、下記の 3 条件で引張解析を再現した際の引張軸方向応力の結果である。また、参考までに各条件の解析結果（ミーゼス応力のコンター図）を Fig. 5.24 に示す。

条件 A : Fig.5.23b に示すようにモデルを 4×4 の合計 16 個並べて配置（モデル間は結合）し、固定側（太線部）を完全固定、可動側（太点線部）に X 軸方向強制変位を与えた。

条件 B：解析対象はモデル 1 つとし，条件 A と同様に固定・可動側に境界条件を設定した。

条件 C：解析対象はモデル 1 つとし，モデル外周の XY 変位が反対側の節点と同期するような拘束条件を与えた（周期的拘束条件*）。

応力結果を見ると，条件 A において，拘束条件を与えた固定・可動部のモデルの応力は中心部のモデルに対して 3%程度小さい値を示している。また条件 B は条件 A の固定・可動部よりも更に小さい応力を示した。一方で条件 C は条件 A の中心部と同等の値を示し，拘束条件で周期的配置の解析を模擬できていることが示された。以上の結果を踏まえて，本解析でも Lagrange シェルに周期的拘束条件を与えることとした。

*周期的拘束条件の詳細

この条件の設定には線形拘束方程式を使用した（マニュアル[1]の線形拘束方程式の項を参照）。Fig. 5.24c 内の点 O, P, Q, X_{TOP}, X_{BTM}, Y_{TOP}, Y_{BTM} を例に説明すると

$$\begin{cases} U2(X_{TOP}) = U2(X_{BTM}) \\ U1(X_{TOP}) - U1(X_{BTM}) = U1(P) \end{cases} \quad (5.13)$$

$$\begin{cases} U1(Y_{TOP}) = U1(Y_{BTM}) \\ U2(Y_{TOP}) - U2(Y_{BTM}) = U2(Q) \end{cases} \quad (5.14)$$

ここで U1()は()内の点における X 軸方向変位，U2()は Y 軸方向変位を示す。この拘束を外周の節点全てに適用することで外周の XY 変位が同期され，モデルは Fig. 5.24 c の様に隙間なく敷き詰められる形で変形する。

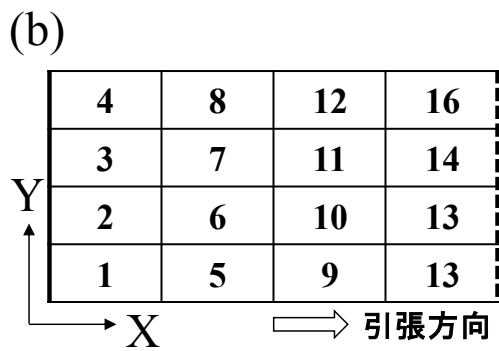
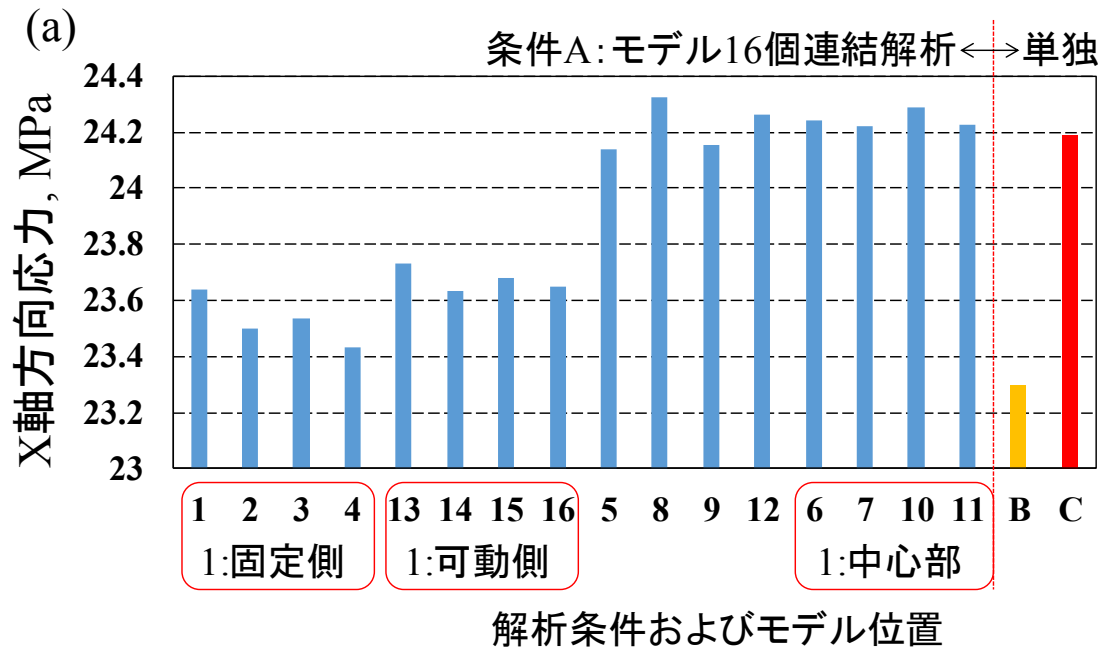


Fig. 5.23: Comparison of the X-axis stress between by the three boundary conditions analyses.

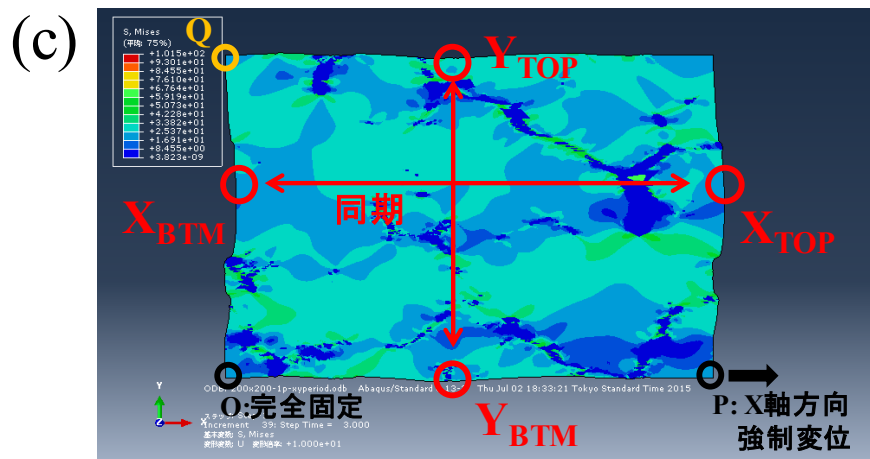
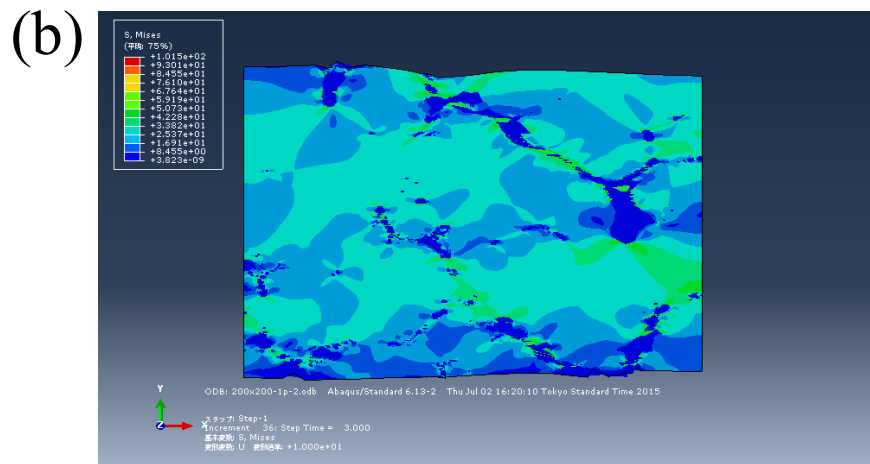
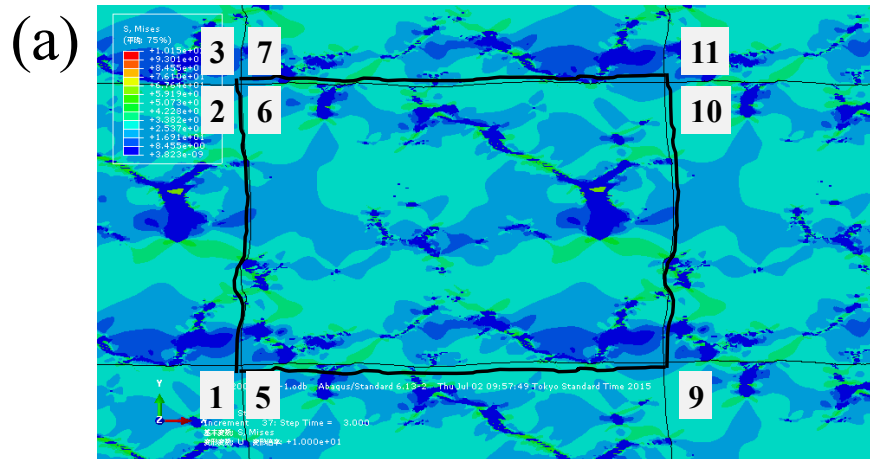


Fig.5.24: Distribution of the von Mises stress:
 (a) condition A, (b) condition B, (c) condition C.

5.6 応力解析

5.6.1 解析条件

解析は3水準の引張速度 (0.001, 0.003, 0.006 mm/s) での1軸引張試験を模擬しており、解析時間は0.006 mm/s条件のみ4 s、他は6 sとした。この解析時間内で十分に定常応力に到達することを確認している。また、計算頻度(出力頻度)は0.1 sないし0.02 s間隔とした。引張条件の詳細およびその他条件について下記で個別に説明する。

5.6.1.1 境界条件

境界条件は①モデルがRVEとしての性質を再現するための条件、②引張試験を再現するための条件、③その他条件、に分けられる。

① RVEとしての性質の再現：

5.5.2項で述べたように、周期的拘束条件をLagrangeシェル(2要素幅)における最外周の節点に与えた。

② 引張試験の再現：

引張を再現するために短辺の固定側節点に自由度0の完全拘束、可動側節点にX軸方向強制変位を与えた。周期的拘束条件があるため、それぞれ1つの節点のみにこの境界条件を与えることとなる。本解析ではExplicitステップでの計算であり、かつマススケーリングにより密度を増加しているため、慣性力が過剰に計算される。この影響を少しでも低減させるため、両短辺の中心節点を拘束した(Fig. 5.25のPattern 2；黒丸 ENCASTRE, 赤丸 U1 displacement + Y-sym)。この拘束方法では、一般的な剛体移動の拘束方法(Fig. 5.25のPattern 1)に比べて

全体的な材料の移動量が低減するために、慣性の影響を受け難くなる。

X軸方向強制変位の条件については、0.001, 0.003, 0.006 mm/s の3水準とした。また引張初期を等引張加速度とし、1~1.5 s後に狙いの引張速度になるような条件とする (Fig. 5.26) ことで、慣性の影響が大きくなる引張初期で計算が発散することを防いだ。解析モデル全体をゲージ範囲と見なしてひずみ速度に変換すると、 $6.4 \times 10^{-4} \sim 4.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ となり DC 铸造時のひずみ速度とされる $10^{-3} \sim 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ [6]の範囲に収まっていると言える。

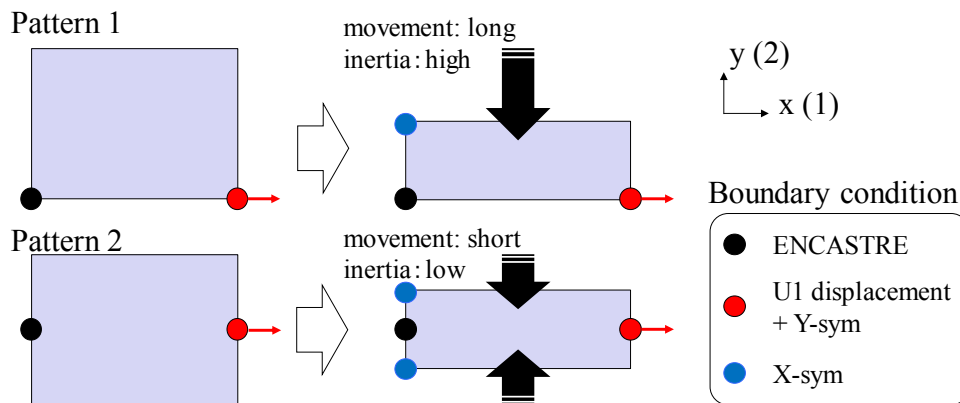


Fig. 5.25: Difference between two encastre conditions.

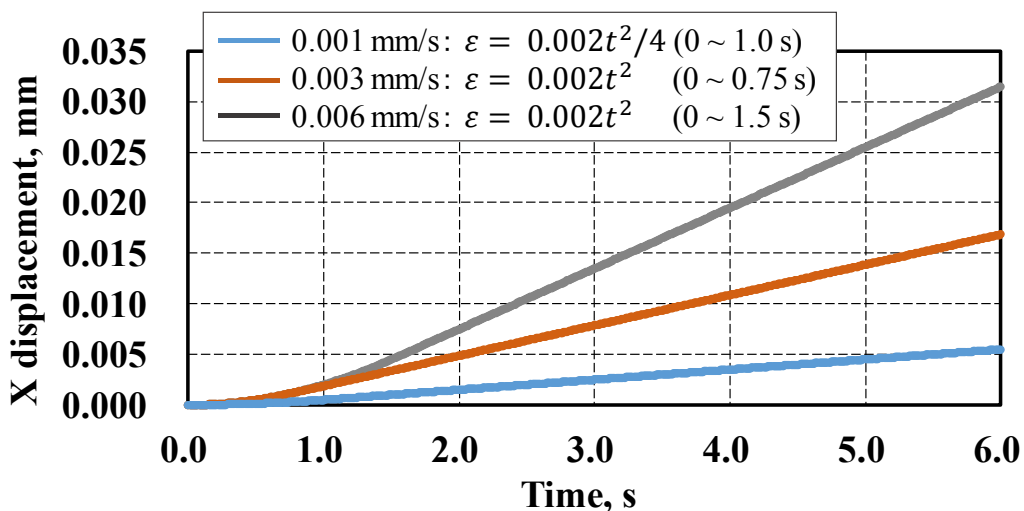


Fig. 5.26: Three tensile conditions.

③ その他の境界条件： Fig. 5.27 参照

5.3.1 項で述べたように、2D 解析を再現するには平面ひずみ、平面応力場近似のどちらかを再現する必要がある。平面応力場近似について考えると、Z 軸方向変位は拘束されていないため、材料が Z 軸方向に波打つ、たわむ等の変形を生じ得る。しかし本解析では立方体 Euler 要素を 1 要素厚みだけ敷き詰めており、その領域から Z 軸方向にはみ出すような変形を計算することは原理的に出来ない。よって平面ひずみ場近似を選択した。

平面ひずみ場近似を再現するために、大きく分けて 2 つの境界条件を設定した。1 つ目は引張変形中に材料の厚みを変形しない (Z 軸方向の変位が 0) という拘束である。Lagrange シェルに関しては、全節点に対して Z-sym ($u_z = \varphi_x = \varphi_y = 0$) の条件を与えた。また Euler 要素に関しては、Euler 要素内外での材料の流入出=0 という条件を設定することで、Lagrange シェル内の材料の厚み (+総量) が変形過程で増減しない様にした。2 つ目の条件は、1 要素厚みの中で Z 軸方向に対して組織が変化しない (金太郎飴状の組織である) ための拘束である。これについては、Lagrange シェルの最外周の節点に対して、厚み方向の節点組 (Fig. 5.27 のオレンジ色の節点) が Z 軸方向に対して常に平行になるように変位拘束を与えた (節点座標 $(x_1, y_1, 0)$ と $(x_2, y_2, 0.002)$ の組に対して、 $x_1 = x_2, y_1 = y_2$)。

以上の境界条件を設定することで、実際には 1 要素分の厚みを持つ 3D 解析において、2D 解析の平面ひずみ場近似と同等の解析条件を再現することが出来た。

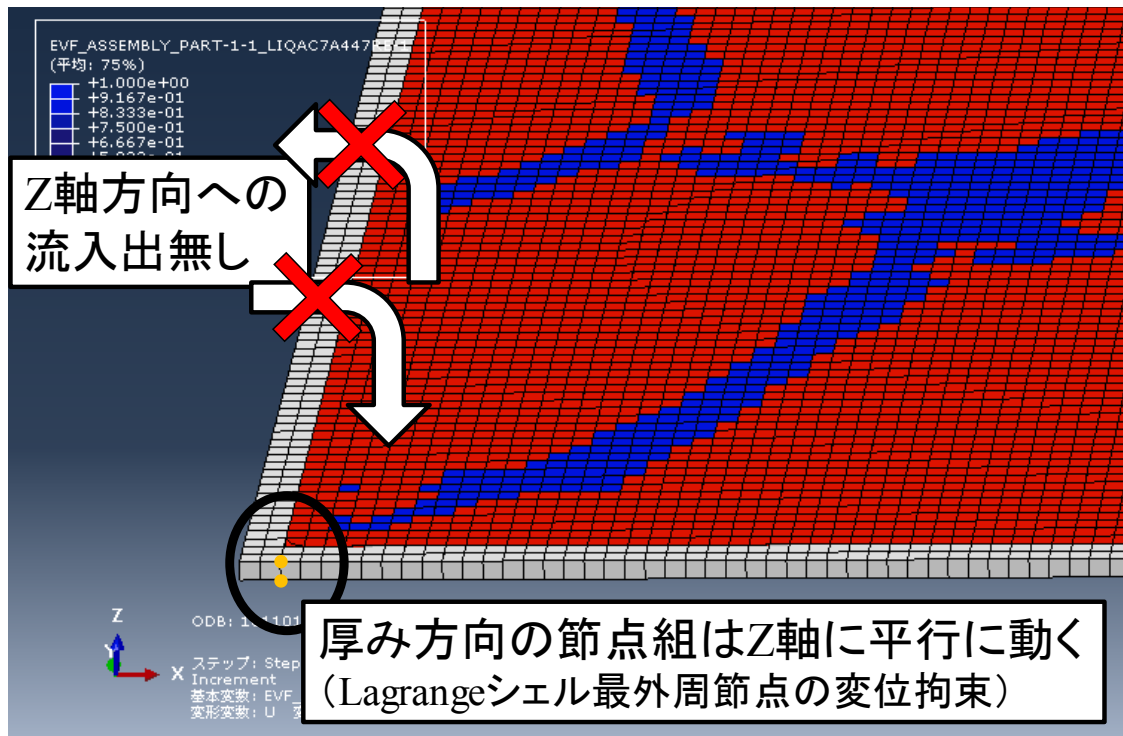


Fig. 5.27: Schematic view of the boundary conditions.

5.6.1.2 材料特性

次に入力する固相と液相の材料特性について述べる。固相は粘弾性体、液相は弾性体もしくは弾完全塑性体と仮定し、Table 5.4 に示す値を入力した。密度に関しては固相と液相の実際の密度をそれぞれ 2.7, 2.5 g/cm³ と定義した上で 32×10⁹ 倍（液相 ver.1 は 10⁹ 倍）することで計算時間の短縮を図っている（5.3.2.2 のマスケージング参照）。

固相の特性値は供試合金である AC7A の固相線直下の特性値を想定し、応力指数と材料定数は文献[7]から得た値を使用している。これらの入力については 5.3.2.2 で述べた通りひずみ速度依存の降伏応力を示す弾完全塑性体の構成式を用いて粘弾性挙動を表現している。ヤング率に関しては、Fig. 5.28 に示すように固液共存状態において取得した実験値と、JmatPro による計算値が連続的につながるように近似曲線を作成した上で 447 °C における概算値として 45,000 MPa を入力した。固相線以下の計算値に関しては、Mondolfo ら[8]の文献値とも良い対応を示すことを確認している。ポアソン比については 447 °C の計算値をそのまま使用した。

また液相は、固液共存温度域で ZST（Zero Strength Temperature：応力が 0 となる温度）が存在することから引張時において応力を負担しないと仮定し、極小ヤング率を持つ弾性体、もしくは弾完全塑性体として入力した。ここで、液体のポアソン比は一般的に 0.5 であるが、解析が発散してしまわないように 0.45 とした。降伏応力は小さいので、液相が応力負担をすることはほぼない。液相特性値の入力は、解析結果の視覚的な考察を容易にするために、ver. 2 の入力方法を追加した。ver.1 では液相のひずみが全て弾性ひずみとして計算されるため、弾性ひずみ、全ひずみが直接出力出来ない Euler 解析でコンター図によるひずみ分布の確認が出来なかったが、降伏応力の非常に低い弾完全塑性体では液相ひずみ

の大半が塑性ひずみとして出力されるため、塑性ひずみコンターを見ることで、
 (弾性ひずみ量 \ll 塑性ひずみ量のため) 解析モデルのおおよそのひずみ分布を
 定性的に確認することが出来る。

Table 5.4 Mechanical properties of solid and liquid phase

	E MPa	Yield Strength MPa	ν -	n_{eff} -	k s^{-1}	ρ ton/mm^3
Solid phase	45000	-	0.35303	3.00	2.43E-7	86.4
Liquid phase ver. 1	4.5E-3	-	0.45	-	-	2.5
Liquid phase ver. 2	45000	1.0E-3	0.45	-	-	80

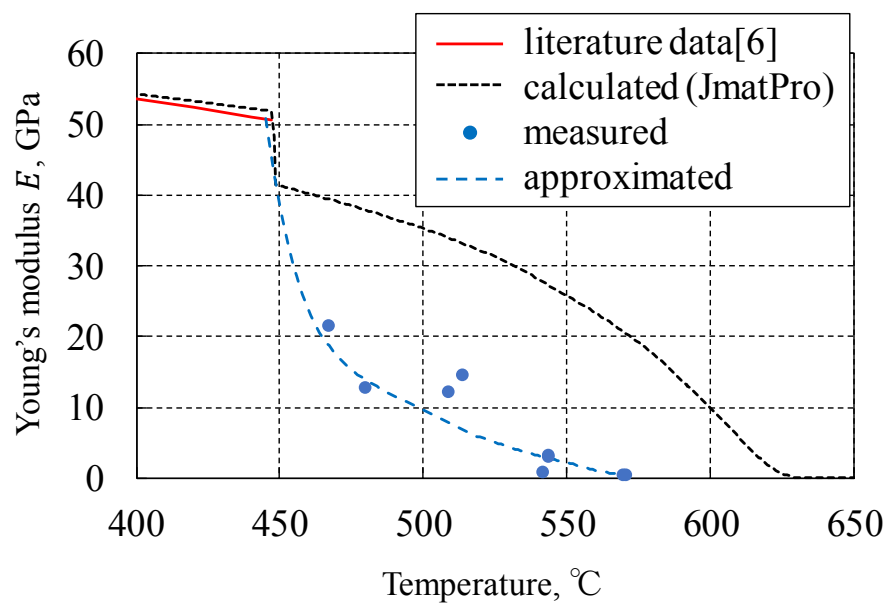


Fig. 5.28: Overlay of the Young's modulus data.

5.6.2 解析結果

冷却速度 0.46 K/s の組織においては固相率 $f_s = 0.856 \sim 0.981$, 冷却速度 0.24 K/s の組織においては $f_s = 0.880 \sim 0.988$ のモデルに対して解析を行った. 5.3.2.2 で述べた通り元の組織画像に依らずモデル外周部 (Lagrange シェル+Euler シェル) は全て固相としており, この影響を低減させるために解析モデルの固相率および応力・ひずみ出力は Lagrange・Euler シェルを除いた状態で計算した. なお, 実験で ZST となった固相率は約 0.83 であり, 上記解析モデルの固相率条件は応力計算の必要な固相率範囲を凡そ網羅している.

Figs. 5.29 and 5.30 に解析結果の一例として, 組織画像と X 軸方向応力, X 軸方向塑性ひずみのコンター図を示す. 固相の配置や変形挙動が見やすいように, 液相を非表示 (白抜き) にした. 応力は基本的に連結した固相により伝達されており, 液相の近傍では応力集中が見られる. また Fig. 5.30c のみ液相も表示させているが, 連続した液相 (いわゆる液膜と考えられる) が存在するとそこに変形 (塑性ひずみ) が集中していることも見て取れ, その結果としてほとんど応力が立ち上がらないことが Fig.5.30b から分かる.

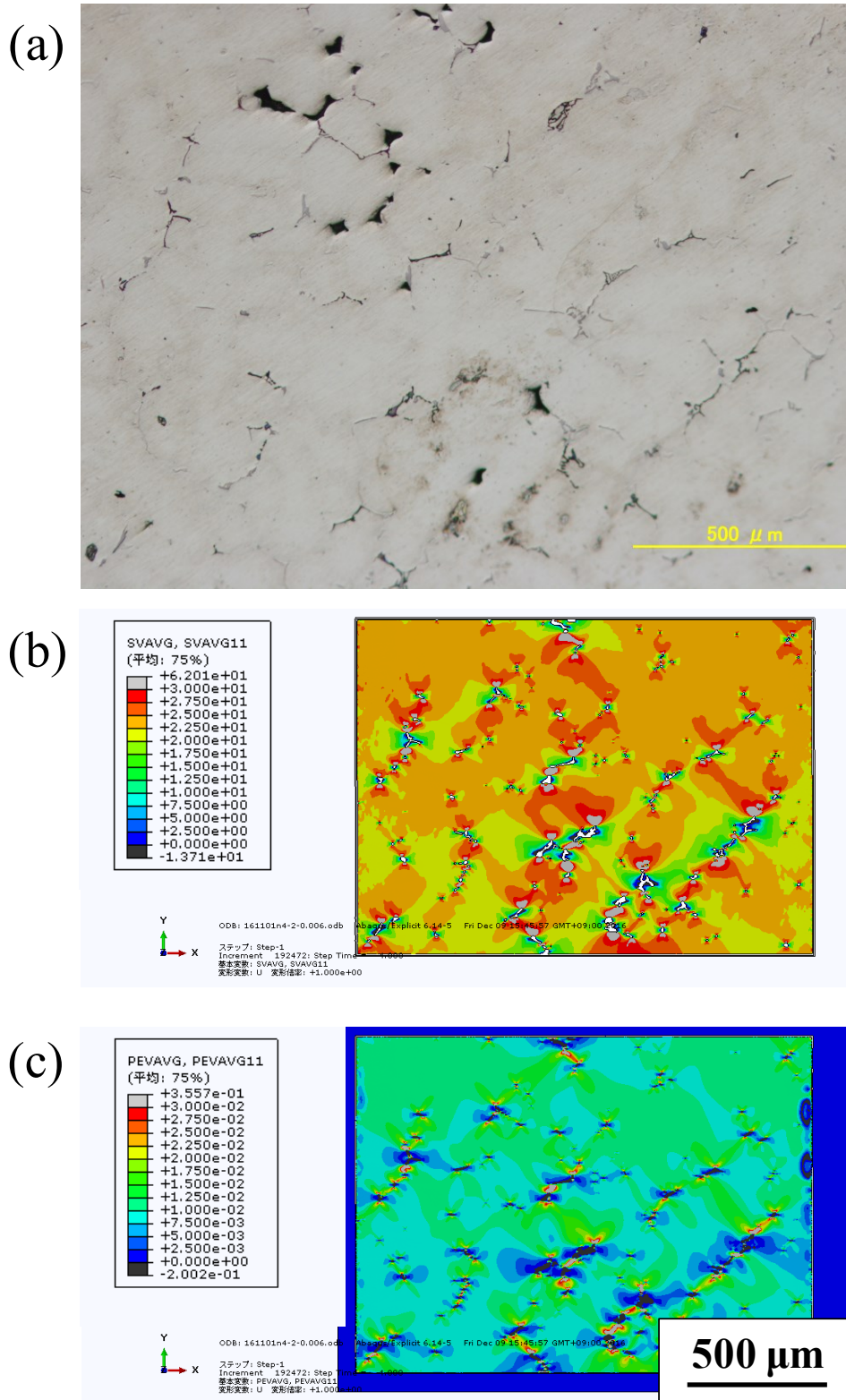


Fig. 5.29: Analytical results (0.24 K/s, $f_s = 0.988$, 0.006 mm/s):
 (a) microstructure; (b) X-axis stress; (c) X-axis plastic strain.

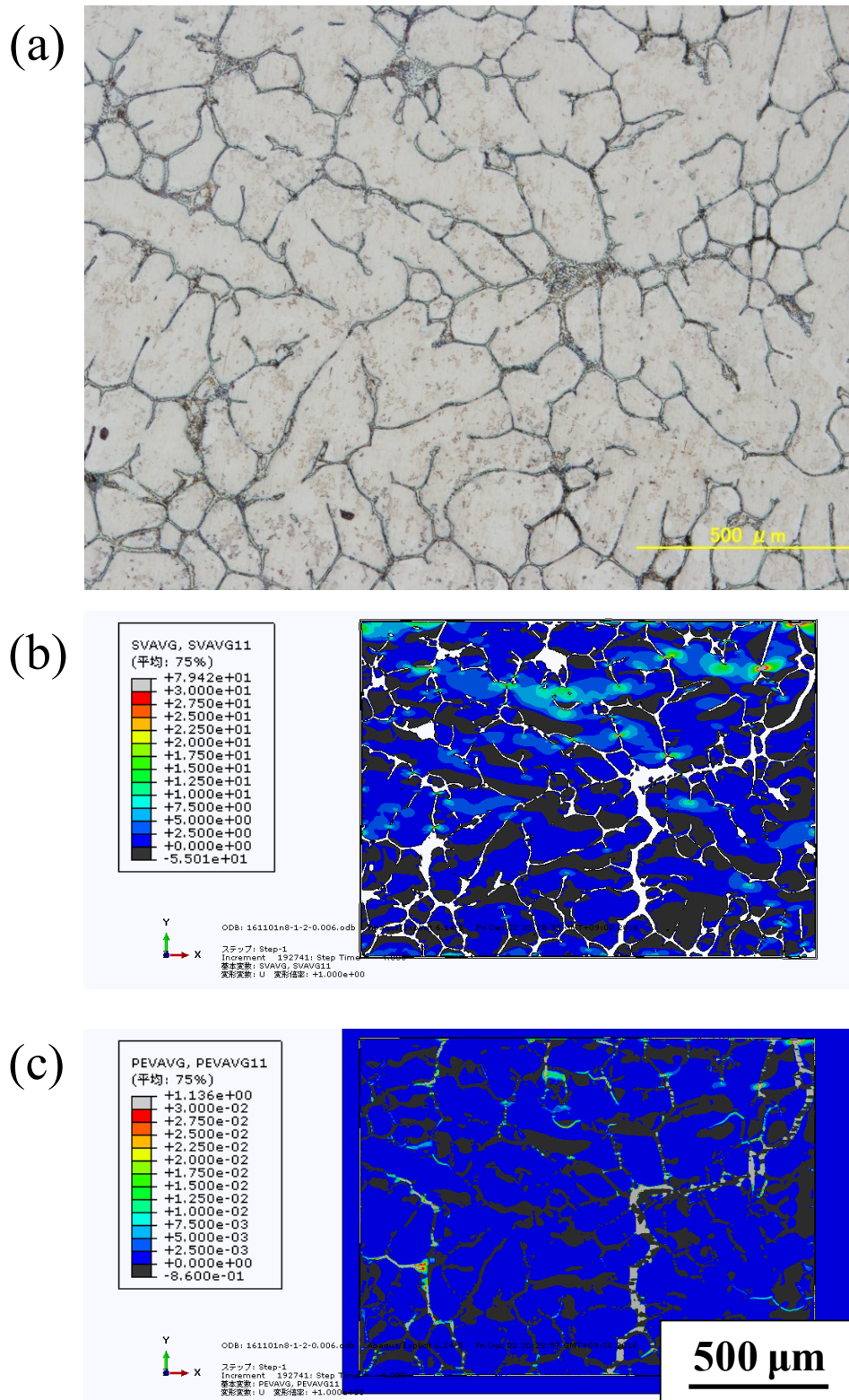


Fig. 5.30: Analytical results (0.24 K/s, $f_s = 0.880$, 0.006 mm/s):
 (a) microstructure; (b) X-axis stress; (c) X-axis plastic strain.

また固相粒の衝突や回転，再配列などの現象が解析上で表現出来ているかの検証として，別途 0.012 mm/s の引張速度で 4 s 引張解析を行い，総変形量を増加させた際の結果が Figs. 5.31a and 5.32 である．ミーゼス応力のコンター図を時系列で示した．なお強制変位条件は前述の 3 水準と同様の手順 (5.6.1.2 参照) で作成した．先の結果と同じく Fig. 5.32 から応力がデンドライトスケルトンにより網目状に伝達されていることが分かる．そしてモデル中心付近で縦方向に分布する液膜が局所変形をしたため，赤色点線部の固相連結部に応力が集中し，最終的に破断することで応力伝達が途切れている．また Fig. 5.31a (Fig. 5.32 で赤色の実線で囲んだ領域) に注目すると，白色矢印で示した固相粒が僅かに回転を伴って右下の固相を押しながら移動しており，接触に伴う応力が発生していることが確認できる．この傾向は柳楽らの固液共存状態の合金のせん断変形をその場観察した結果 (Fig. 5.31b) [2]とも類似している．以上より本解析手法でも固相の破断や衝突・回転を考慮できることが示された．

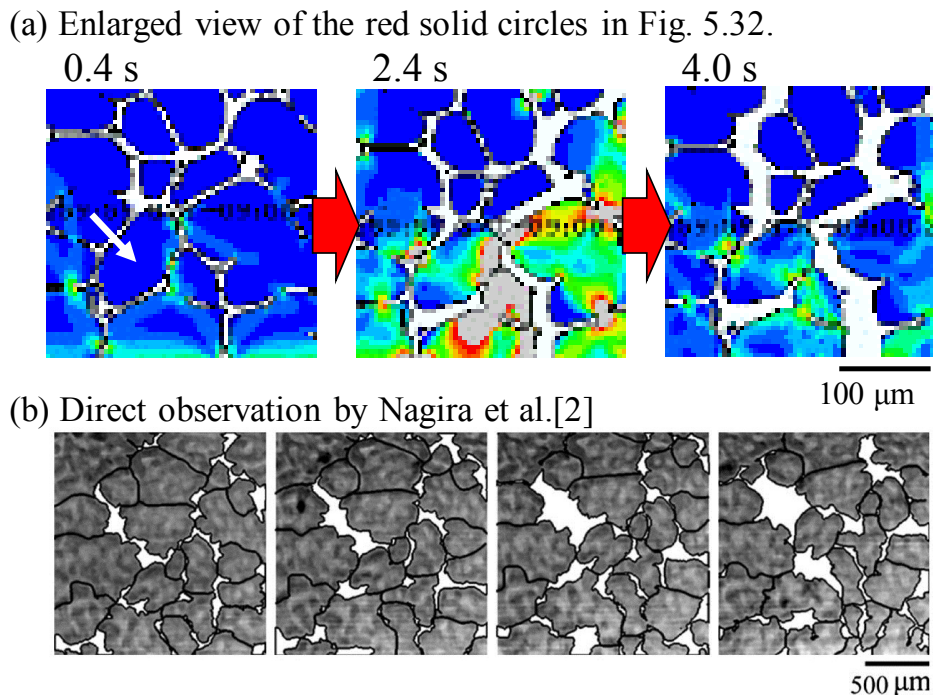
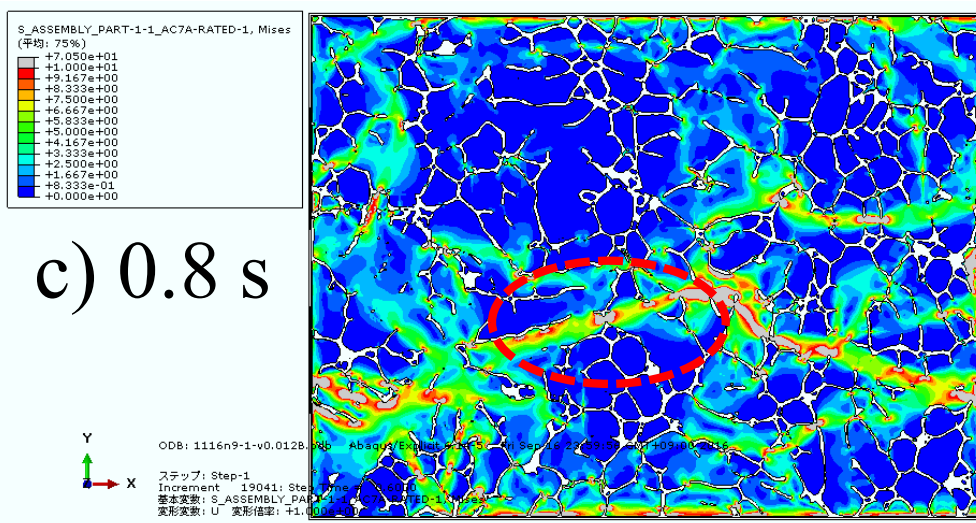
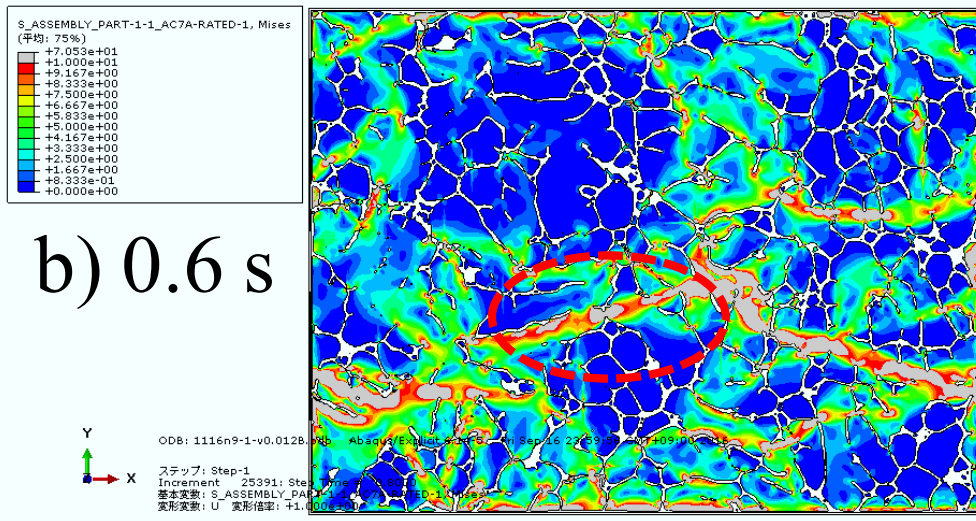
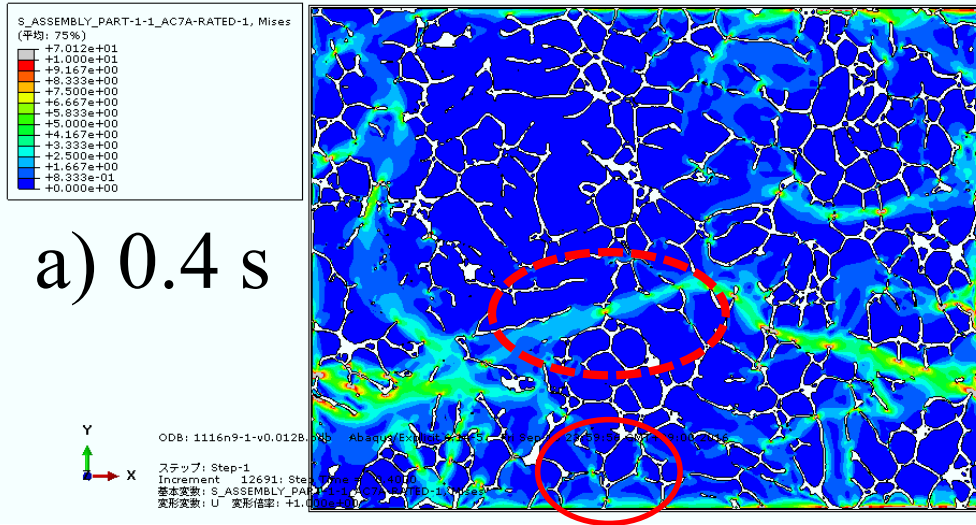


Fig. 5.31: Deformation behavior of the solid phase.



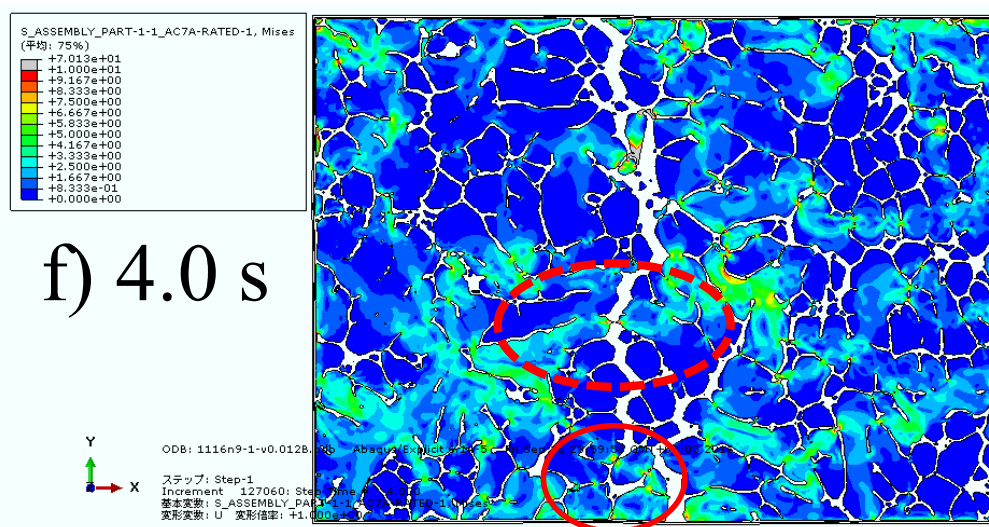
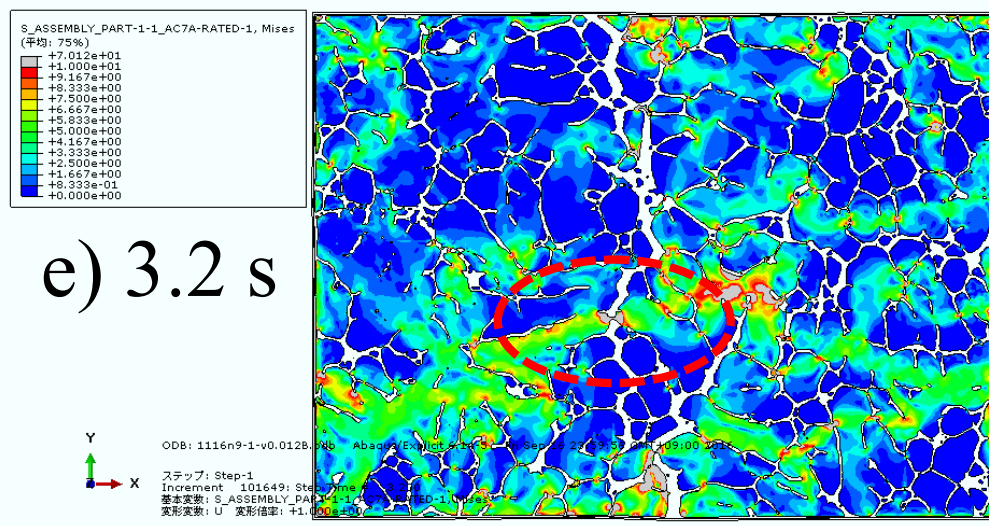
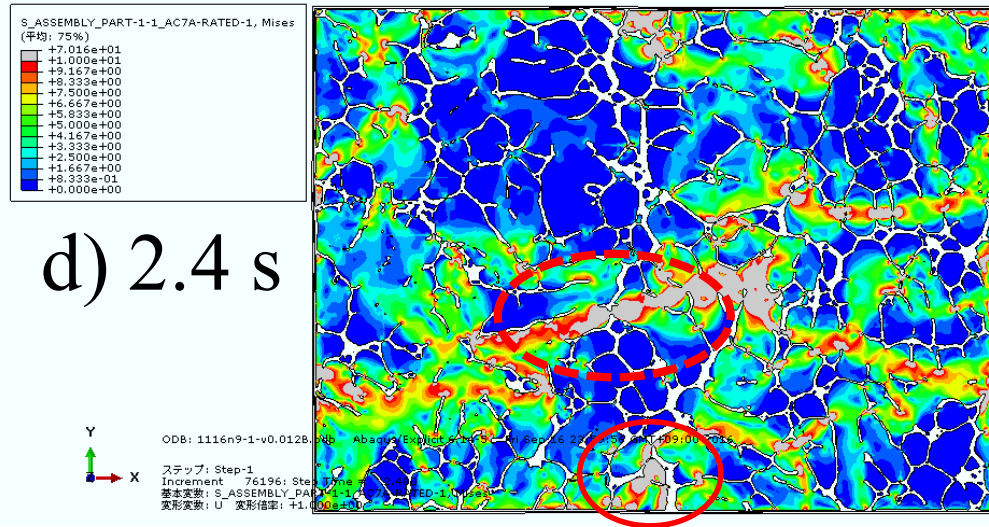


Fig. 5.32: Distribution of the Mises stress (0.46 K/s, $f_s = 0.856$, 0.012 mm/s).

5.7 マクロ力学特性値の予測

5.6 節の解析結果を基に、マクロ特性値を導出する。まず始めに、以下で用いる表記について Table 5.5 に示す。なおこの表記は Abaqus との対応を考慮して設定しており、表内の対数ひずみは真ひずみを意味する。また応力は真応力である。

Table 5.5: Nomenclature

記号	意味	Abaqus 出力表記例
F^a	材料 a の体積分率	EVF_solid
S_{ij}^a	材料 a の応力	S_solid, S11
Pe_{ij}^a	材料 a の塑性ひずみ	PE_solid, PE11
Le_{ij}^a	材料 a の全ひずみ (対数ひずみ)	-
Ee_{ij}^a	材料 a の弾性ひずみ	-
E^a	材料 a のヤング率	-

*下付き文字の ij は各出力の ij 成分 (ii 引張, ij せん断) を意味する

5.7.1 マクロ応力-ひずみ曲線の算出

解析結果を基に、材料モデル全体を均質体と見做した巨視的な力学特性値を取得する。モデル外周の固相による応力の過剰算出の影響を低減するために Lagrange・Euler シェルはマクロ力学特性値の算出には用いない。

応力解析は X 軸 (1) 方向の 1 軸引張試験を模擬しており、また材料は等方性を仮定している。よって材料モデル全体の特性値を算出するために、まず巨視的な X 軸方向の応力-ひずみ曲線を算出する。

解析結果から直接出力可能な値は、各 Euler 要素における①材料体積分率 (F^a)、②材料別の応力成分 (S_{ij}^a)、③材料別の塑性ひずみ成分 (Pe_{ij}^a) である。弾性ひずみ成分、全ひずみ成分は出力出来ない。よってマクロ応力-ひずみ曲線算出までの手順は下記の通りとなる。

1. 必要な時間間隔毎の全 Euler 要素出力に対し、Euler 要素 1 つ 1 つを均質体と見做した際の X 軸方向応力・ひずみ（全ひずみかつ真ひずみ）を算出
2. 1 で求めた応力とひずみに対して、その積算値を材料モデル全体の体積で割ることで、単位体積あたりの平均応力、平均ひずみを算出
3. 時間別に算出された 2 のデータを統合し、応力-ひずみ曲線を作成

この手順では、格子状に配置された Euler メッシュ（Euler 要素）内に含まれる材料の配置に依らずにマクロ応力-ひずみ曲線を算出できる。以下に手順の詳細を述べる。

まず手順 1 では、材料別の出力に材料体積分率を掛けることで、均質体としての X 軸方向応力・ひずみを算出する (Eqs. 5.15 and 5.16)。

$$S_{11} = F^{sol} S_{11}^{sol} + F^{liq} S_{11}^{liq} \quad (5.15)$$

$$L\varepsilon_{11} = F^{sol} (E\varepsilon_{11}^{sol} + P\varepsilon_{11}^{sol}) + F^{liq} (E\varepsilon_{11}^{liq} + P\varepsilon_{11}^{liq}) \quad (5.16)$$

その際の弾性ひずみは、下の関係式に従って求める。ヤング率 E は材料毎の入力値を使用する。

$$E\varepsilon_{11}^a = \{F^a S_{11}^a - \nu(S_{22}^a + S_{33}^a)\}/E^a \quad (5.17)$$

なお材料モデル外部は空白要素 ($F^{sol} + F^{liq} = 0$) であり、応力・ひずみの出力は 0 である (5.3.2.3 参照)。

手順 2 の式は下記の通りとなる.

$$\text{ave}S_{11} = \sum S_{11} / \sum (F^{\text{sol}} + F^{\text{liq}}) \quad (5.18)$$

$$\text{ave}L\varepsilon_{11} = \sum L\varepsilon_{11} / \sum (F^{\text{sol}} + F^{\text{liq}}) \quad (5.19)$$

この Σ の演算は全ての Euler 要素の出力を合計することを意味する. よって上記式の分母は Euler 要素 1 つ分の材料体積を 1 とした時の材料モデルの体積となる. よって計算時に空白要素の判定 (変形後の材料モデルの位置の特定) を行わずに, 材料モデル部分のみの平均値を導出することができる.

手順 3 では, 時間毎に出力された $\text{ave}S_{11}$, $\text{ave}L\varepsilon_{11}$ のデータ (csv ファイル) を時間軸で昇順に統合する. これはコマンドプロンプトの `type` コマンドを使用することで可能である (`type *.csv > all.csv`: 指定パス内の csv ファイルを結合し `all.csv` ファイルとして出力).

5.7.2 粘弾性特性の算出

5.7.2.1 粘性特性の算出

マクロ力学特性も固相と同様にマクスウェル粘弾性体と仮定する. よって 2, 3 章で取得した実験値との直接的な比較が可能である. まず, 2 章で提案した損傷回避法による粘性特性取得について考えてみる. Eq. 5.20 の関係を用い, 既知のヤング率 E と, 引張試験で取得した連続的な $\dot{\varepsilon}_{\text{total}} - \dot{\sigma}$ データから粘性特性を求めるのが損傷回避法であった. したがって損傷回避法による粘性特性値取得のためには, 解析結果から事前にヤング率を算出する必要がある. しかしながら, 本解析では計算速度の向上のためにマスケーリングテクニックを利用しているため, 除荷試験の模擬によるヤング率の取得は困難である.

$$\log(\dot{\epsilon}_{\text{total}} - \dot{\sigma}/E) = n_{\text{eff}}\log\sigma + \log k \quad (5.20)$$

そこで今回はひずみ速度変量引張試験の結果を用いる手法(2章で記載の従来引張法)を採用した。なお、2, 3章で検証した通り、従来引張法は得られる粘性特性が変形時の材料の損傷の影響を受けることが懸念されるが、本解析に用いた組織モデルは凍結試験から取得した初期欠陥量の少ない画像を基に作製しており、また画像の二値化による固液2相モデルのため、ポロシティは存在しない。よって第3章で押湯高さ40 mmの試験条件と同様に、損傷の影響は比較的少ないと考えられる。

従来引張法適用の際の定常応力およびひずみ速度の決定方法については、第2章に準拠して実施した。

5.7.2.2 弾性特性の算出

解析で除荷試験を模擬することが出来ない点については先に述べたが、今回の手順ではヤング率より先に粘性特性が算出されている。よって E は Eq. 5.20 の関係式から下記のように代数的に求められる。

$$E = \frac{\dot{\sigma}}{\dot{\epsilon}_{\text{total}} - k\sigma^{n_{\text{eff}}}} \quad (5.21)$$

即ち全ての $\dot{\epsilon}_{\text{total}} - \dot{\sigma}$ 関係において一定の E が算出できるはずである。しかしながら、得られた解析結果に対して実際に Eq. 5.21 を計算すると E の値は一定値を取らないことが分かった。この原因としては、分母の値が 10^{-5} オーダーと非常

に小さく，解析時や出力，ひずみ速度の計算時に生じる丸め誤差の影響を大きく受けてしまっていることが考えられる．これでは客観的定義に基づいて E を決定することが出来ないため，新たな計算方法を提案した．

まず， E が既知の場合の Eq. 5.20 から得られたグラフ Fig. 5.32 を考える．このグラフの直線の傾きが n_{eff} となるが，厳密にはプロット群は完全な同一直線上にはない．よって実際の n_{eff} 値の算出方法は最小二乗法を使用している．その時の算出式は Eq. 5.22 であり (N はデータ総数)，逆算による代数的な E の算出は困難であるため，別途この傾きを簡易的に算出できる式について考えると，グラフ両端の 2 点 (s 点, e 点) 間の傾きの式である Eq. 5.23 が候補として挙げられる．

$$n_{\text{eff}} = \frac{N \sum_{q=1}^N \log \sigma_q \log(\dot{\epsilon}_{\text{total},q} - \dot{\sigma}_q/E) - \sum_{q=1}^N \log \sigma_q \sum_{q=1}^N \log(\dot{\epsilon}_{\text{total},q} - \dot{\sigma}_q/E)}{N \sum_{q=1}^N (\log \sigma_q)^2 - (\sum_{q=1}^N \log \sigma_q)^2} \quad (5.22)$$

$$n_{\text{eff}} = \frac{\log(\dot{\epsilon}_{\text{total}} - \dot{\sigma}/E)_e - \log(\dot{\epsilon}_{\text{total}} - \dot{\sigma}/E)_s}{\log \sigma_e - \log \sigma_s} \quad (5.23)$$

最小二乗法における決定係数 $R^2 \doteq 1$ の場合には，Eq. 5.23 で求めた値はほぼ最小二乗法での算出値に等しい．よって，Eq. 5.23 を式変換した Eq. 5.24 より E の算出を行う．

$$E_s = \frac{\left(\frac{\sigma_e}{\sigma_s}\right)^{n_{\text{eff}}} \dot{\sigma}_s - \dot{\sigma}_e}{\left(\frac{\sigma_e}{\sigma_s}\right)^{n_{\text{eff}}} \dot{\epsilon}_s - \dot{\epsilon}_e} \quad (5.24)$$

具体的には，s 点，e 点の時刻を決定した上で，各点の応力-ひずみデータと先に求めた n_{eff} を代入してヤング率 E_s を算出する．s 点と e 点の決定手順であるが，まず e 点は最大応力点とした．s 点については，e 点よりも手前の時刻の任意の点 i に関して Eq. 5.24 で E_i (添字 s を i と置き替える) を算出する．そして i 点

の時刻を徐々に引張開始点に近づけていくことで e 点と i 点の距離を徐々に伸ばしていき、E の値が安定し始めた時点をも s 点と定義した。具体的には Eq. 5.24 で定義した E 変化率の履歴を確認し、E が正負に振動しなくなる点として定義した (Fig. 5.33 の赤色四角プロットが s 点の時刻)。

$$E \text{ の変化率} = \frac{E_{i+1} - E_i}{E_i} \quad (5.25)$$

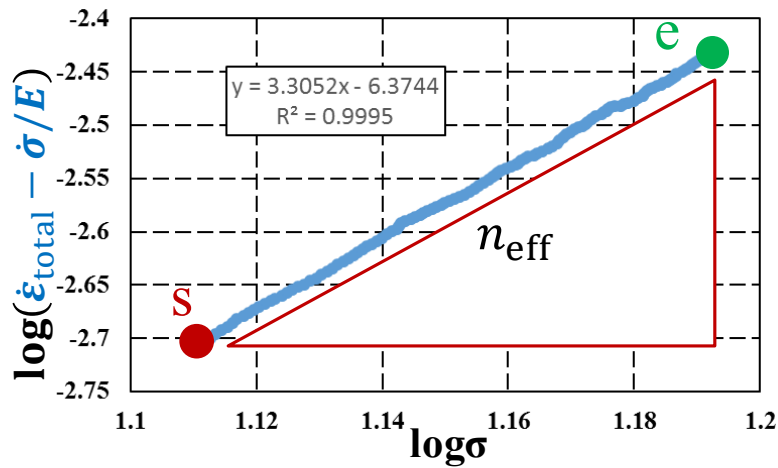


Fig. 5.32: The rheological behaviour by the tensile experiment.

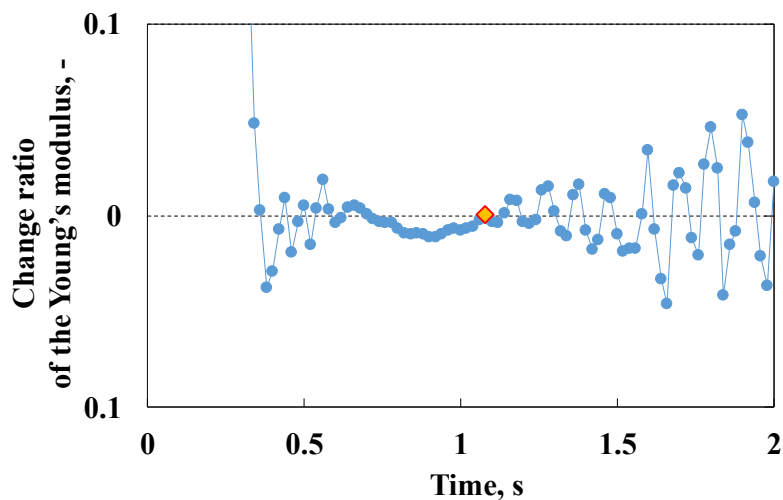


Fig. 5.33: Method to define the point “s” in Fig. 5.32.

5.7.3 結果と考察

5.7.3.1 応力-ひずみ曲線

Fig. 5.34 に算出したマクロ応力-ひずみ曲線の一例 (Figs. 5.28 and 5.29 と同条件) を示す. $f_s = 0.988$ (Fig. 5.34a) では明確な定常応力を示しているのに対して, 固相率の低い $f_s = 0.880$ (Fig. 5.34b, $f_s = 0.880$) では応力は最大応力到達後, 振動するような挙動を示しながら緩やかに減少している. $f_s = 0.880$ 条件のひずみの時間履歴 (Fig. 5.35) を見るとモデル端部に与えた強制変位に従った連続的な変化の挙動を示しているため, この現象は応力の時間変化 (Fig. 5.36) のみに起因するものである. 5.6.2 項で述べたような連結した固相が破断するなどの変形に伴う損傷の影響により, 上記の応力変化を生じ, 明確な定常応力を示さなかったと考えられる.

また Fig. 5.37 に最大応力 (≒定常応力) と固相率の関係を示した. 冷却速度の依存性は見られない結果となった. グラフは引張速度 0.006 mm/s の結果のみ示してあるが, 他の 2 引張条件に関しても傾向は全く同じであった.

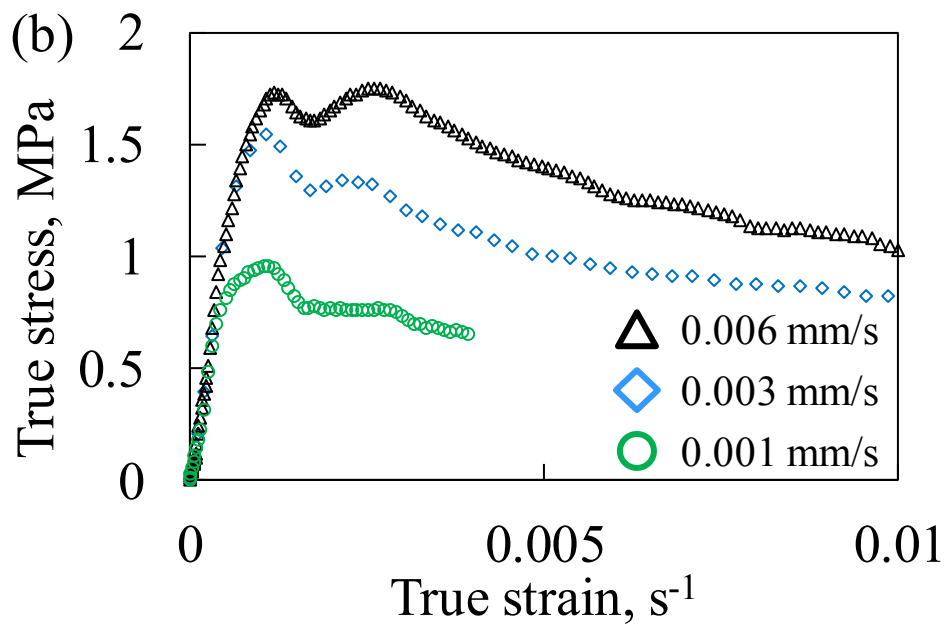
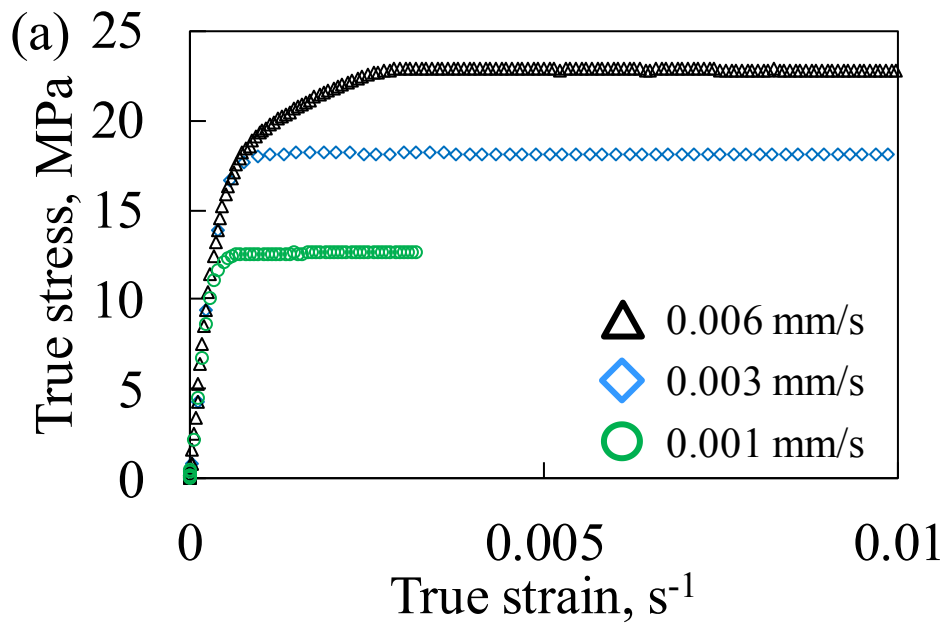


Fig. 5.34: Stress-strain curves by the analyses:

(a) 0.24 K/s, $f_s = 0.988$, 0.006 mm/s; (b) 0.24 K/s, $f_s = 0.880$, 0.006 mm/s

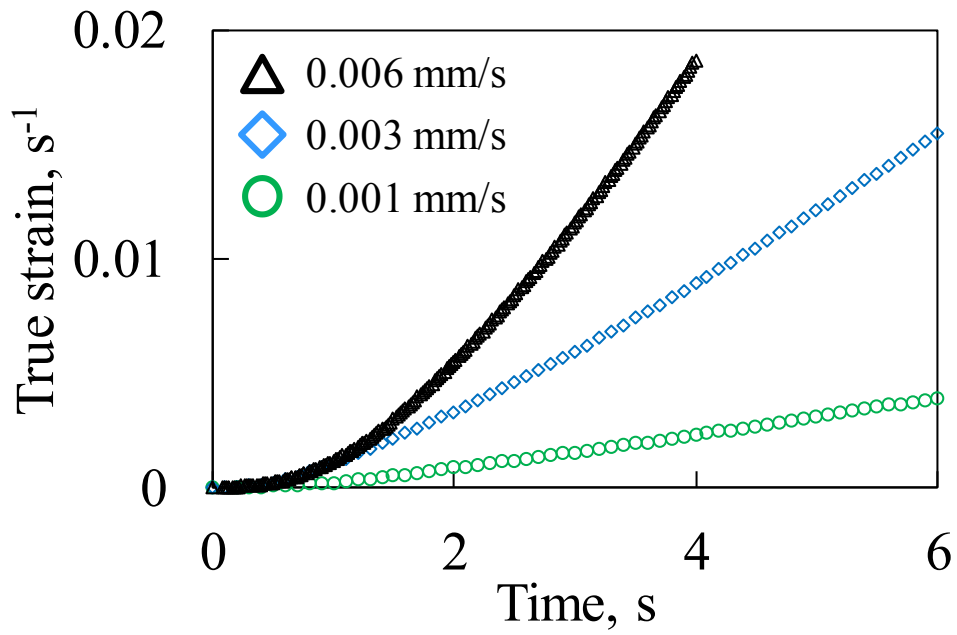


Fig. 5.35: Time histories of strain for Fig. 5.34b.

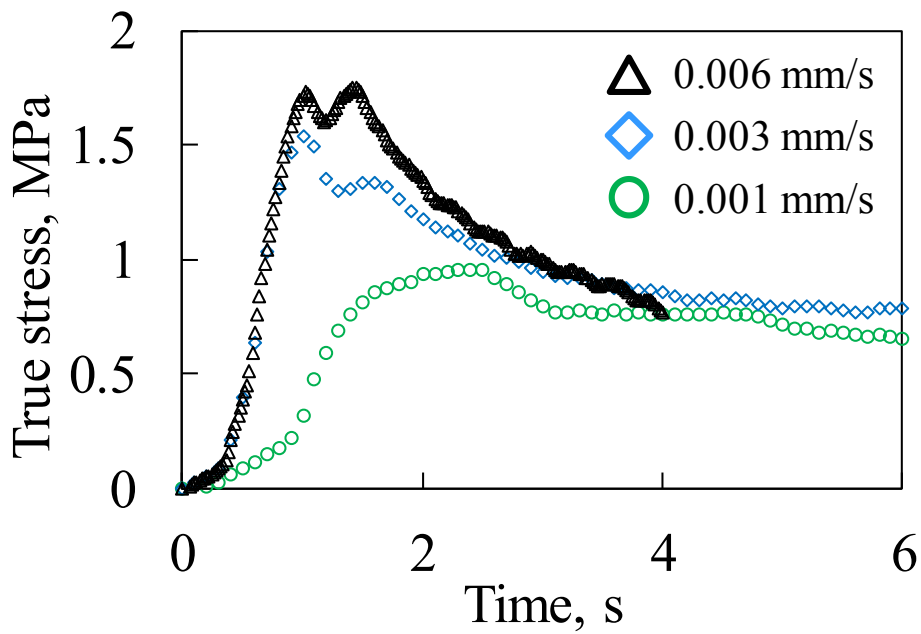


Fig. 5.36: Time histories of stress for Fig. 5.34b.

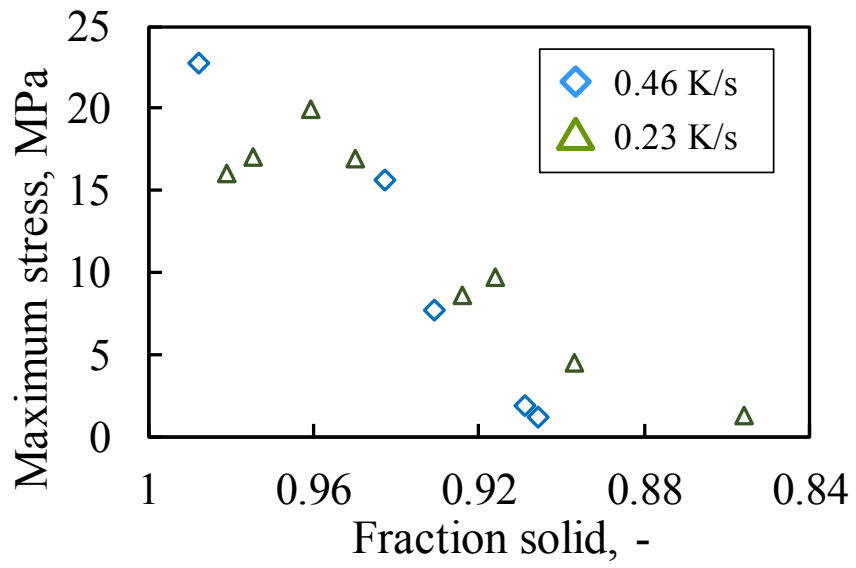


Fig. 5.37: Relationship between maximum stress and fraction solid (0.006 mm/s).

5.7.3.2 粘弾性特性

Figs. 5.38-5.40 に算出した粘弾性特性値を示す。全ての特性値が固相率変化に対して連続的な変化の傾向を示した。また、冷却速度の違いによる特性値の差は殆ど見られなかった。この結果は、冷却速度が影響を与えるのは温度-固相率関係に対してであり、固相率-特性値間の関係は冷却速度に依存しないことを示した広原らの結果[3]と一致する。

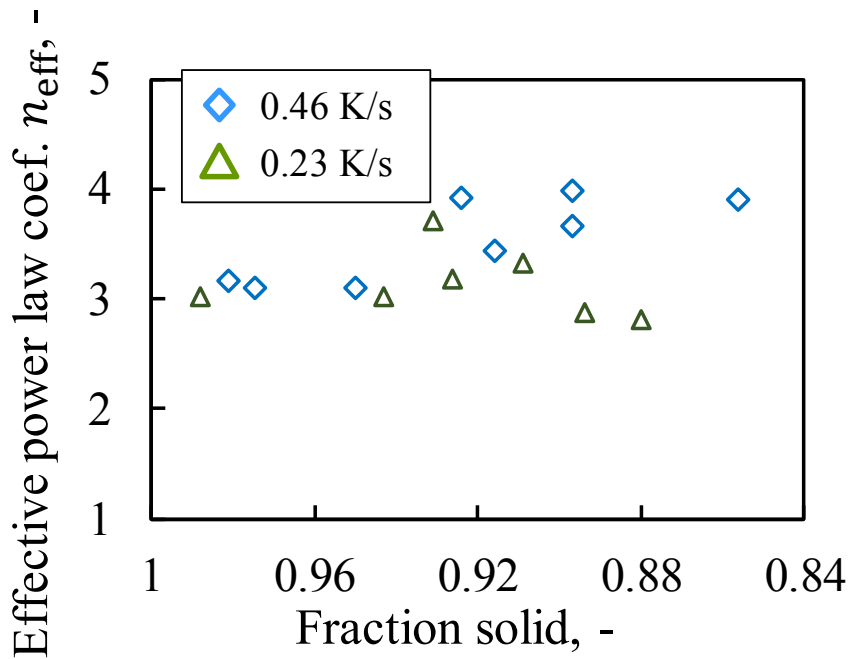


Fig. 5.38: Effective power law coefficients by the analyses.

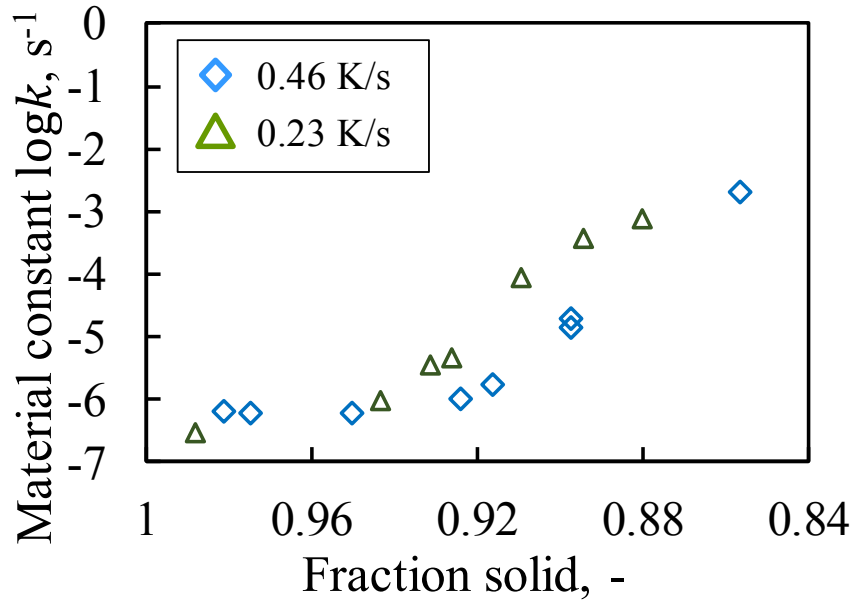


Fig. 5.39: Material constants by the analyses.

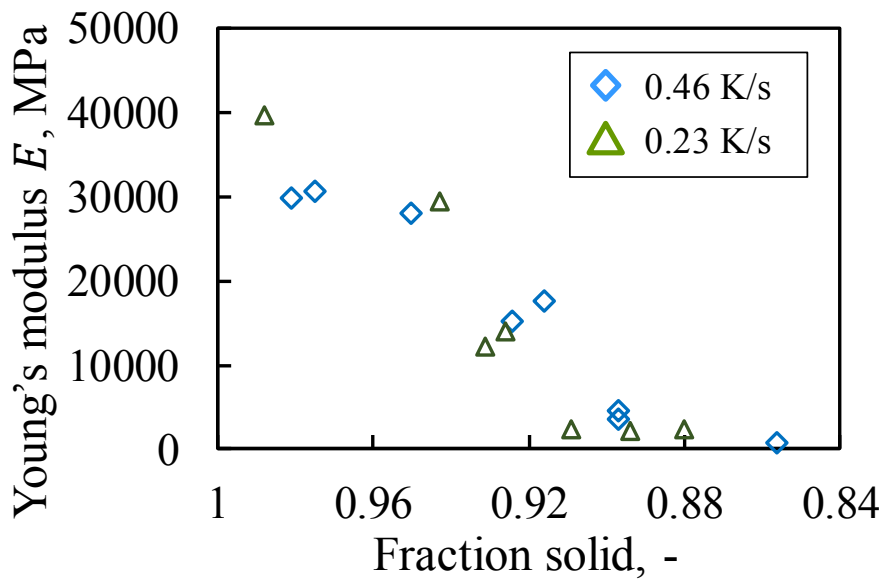


Fig. 5.40: Young's modulus by the analyses.

5.7.3.3 実験値との突き合わせによるバリデーション

本解析によるマクロ特性値予測の妥当性を検証するため、2, 3章の実験結果（冷却速度 0.46 K/s）との比較を行う。5.7.2項でも軽く触れたように、本解析に用いた解析モデルは内部に巣やガスポロシティが殆ど見られない組織画像を基に作製している。したがって、実験結果については下記のを比較対象に用いた。弾性特性に関しては押湯無しの実験ではあるが、最大応力到達前に引張を停止して除荷試験を行っているため、損傷の影響は少ないと判断した。

- ・ 応力-ひずみ曲線： 押湯高さ 40 mm の引張試験
- ・ 粘性特性： 押湯高さ 40 mm 試験 + 従来引張法,
押湯無し引張試験 + 損傷回避法
- ・ 弾性特性： 押湯無し条件での除荷試験[9]

Fig. 5.41 に応力-ひずみ曲線の比較結果を示す。グラフには流動応力（最大応力）時のひずみ速度を併記した。解析の流動応力とひずみ速度の関係は実験値の傾向と凡そ一致することが確認できた。また Fig. 5.42 に粘弾性特性値の比較結果を示す。実験値のばらつきがやや大きいものの、実験と解析値は基本的に良い一致を示した。以上より、本章で提案した固液共存状態の合金に対するマクロ力学特性値予測手法は有効であることが示唆された。

ただし n_{eff} に関しては、実験値では固相率の低下に伴い減少傾向にあるのに対し、解析値は緩やかな増加傾向を示し、低固相率側での両者の差が 1~2 程度となった。この原因としては、解析において固相率の低下に伴い 5.6.2 項の Fig.5.31 に示したような変形に伴う損傷が生じ、従来引張法を用いているために取得した n_{eff} が損傷の影響を受けて過剰に見積もられた可能性が考えられる。損傷により見かけ上の伸びが増加することは同一応力値における $\dot{\epsilon}_{\text{creep}}$ の増加を意味し、Norton 則 (Eq. 5.9) より n_{eff} を増加させる。この問題の対策案としては損傷回避

法の適用が考えられるが、その場合には①ヤング率の算出、②ヤング率を使用して粘性特性を決定、という手順となるため、粘性特性を用いずにヤング率を算出する方法の考案が別途必要である。

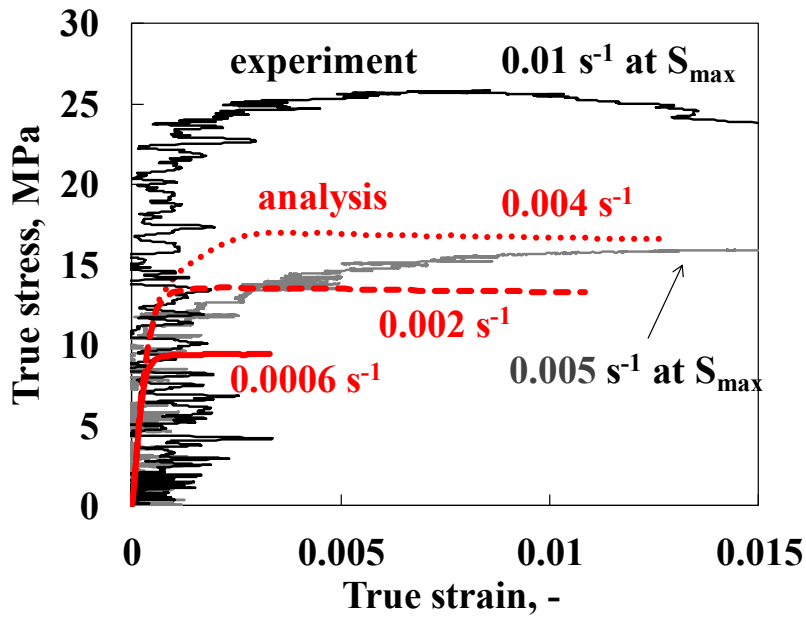
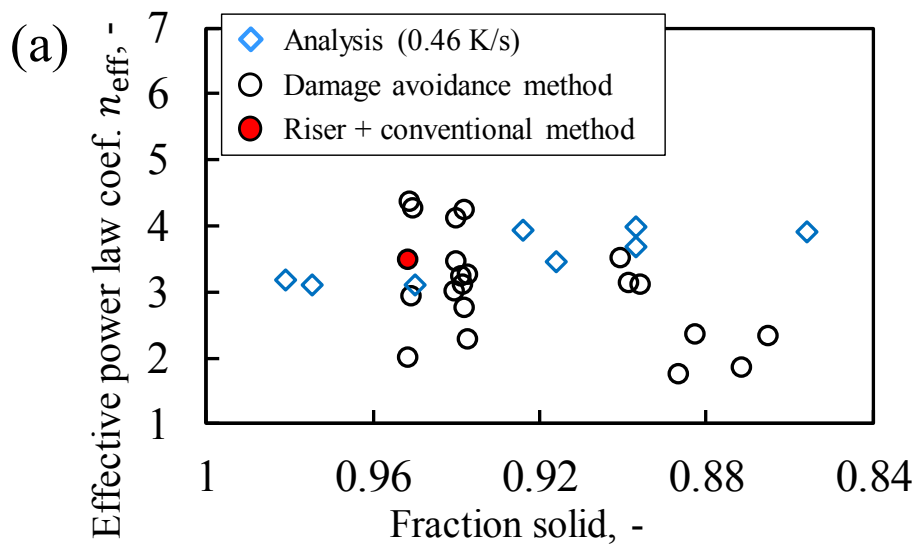


Fig. 5.41: Overlay of stress-strain curves by the analyses and experiments:
 $f_s = 0.95$ (~ 450 °C).



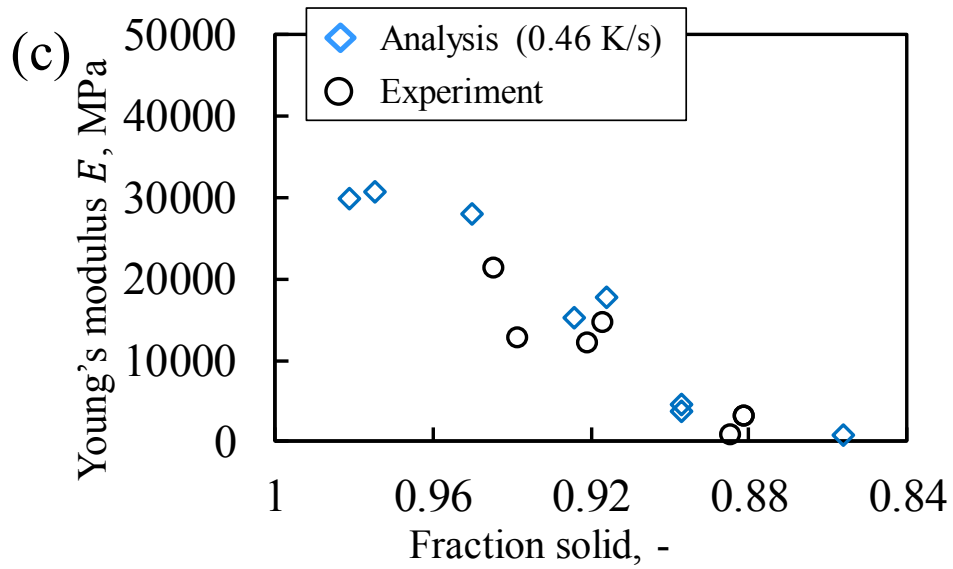
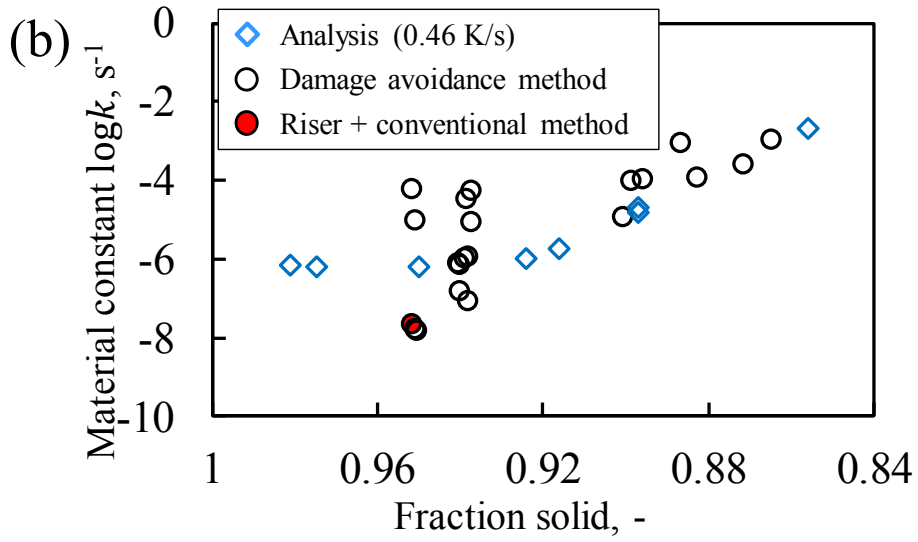


Fig. 5.42: Comparison of the visco-elastic properties between analyses and experiments.

5.8 結言

本章では、実験的根拠を持ちつつ、容易かつ迅速な応力-ひずみ曲線の取得方法として、イメージベース有限要素法とマルチスケール解析を併用した固液共存状態におけるマクロ力学特性値予測手法を提案した。そして Al-Mg 合金の AC7A に本手法を適用し、半凝固引張試験により求めた実験値と比較することでその有効性について検証した。その結果、応力-ひずみ曲線、粘弾性特性に関して解析値と実験値の傾向は良い一致を示し、本手法の有効性が示唆された。また解析において、固相粒同士の衝突や回転およびそれに伴う応力の発生、また変形の進行に伴うデンドライトスケルトンの破断による応力低下などが表現できていることについても確認した。

実験とのバリデーションは現状 1 種類の合金系のみであるが、本手法の理論は連続体力学と複合材の考え方をベースとしており、固液共存状態において 2 相モデルで近似出来るような合金系ならば、基本的に適用可能だと考えられる。

また本手法のメリットとして、任意の一つのパラメータ（例えば引張速度）のみを変量し、他の因子（凝固組織、固相率）は完全に同一な条件で引張試験を再現可能な点がある。加えて凝固組織内部の応力・ひずみ状態の定量的な評価も可能である。

よって本手法は組織形状（濡れ性や固相の結合状態）の変化を関数に組み込んだ構成式の構築に貢献できるものである。さらに言えば、ある因子と組織形状の関係が明らかな場合、その因子を組み込んだ構成式の構築が出来るようになる。例えば合金組成と組織形状の関係式を構築し上記構成式と併せることで、合金組成の壁を超えた汎用構成式の実現に結びつくと考えられる。

参考文献

- [1] Abaqus 6.13 Online Documentation, Dassault Systèmes, 2013.
- [2] T. Nagira, C. Gourlay, A. Sugiyama, M. Uesugi, Y. Kanzawa, M. Yoshiya, K. Uesugi, K. Umetani, H. Yasuda, Direct observation of deformation in semi-solid carbon steel, *Scripta Materialia* 64(12) (2011) 1129-1132.
- [3] 広原嶺, 川田康貴, 角田達也, 高井量資, 吉田誠, 冷却速度が半凝固状態の Al-Mg 系合金の粘塑性特性に及ぼす影響, 鑄造工学 全国講演大会講演概要集 第 166 回全国講演大会講演概要集, 公益社団法人 日本鑄造工学会, 2015, pp. 6-6.
- [4] 広原嶺, 川田康貴, 角田達也, 高井量資, 吉田誠, 岡根利光, Clyne-Kurz モデルによる Al-Mg 合金の半凝固状態における粘塑性特性の予測手法の提案, 鑄造工学 全国講演大会講演概要集 第 167 回全国講演大会講演概要集, 公益社団法人 日本鑄造工学会, 2015, pp. 83-83.
- [5] 高井量資, 半凝固状態の Al-Mg 合金の構成モデルの構築と FEM 熱応力解析による凝固割れ予測, 創造理工学研究科, 早稲田大学, 2017.
- [6] W. Van Haaften, W. Kool, L. Katgerman, Tensile behaviour of semi-solid industrial aluminium alloys AA3104 and AA5182, *Materials Science and Engineering: A* 336(1) (2002) 1-6.
- [7] K. Kuchařová, I. Saxl, J. Čadek, *Acta Metallurgica* 22 (1974) 465-472.
- [8] L. Mondolfo, *Aluminum alloys: Structure and properties*. 1976, London-Boston: Butterworths & Co Ltd.
- [9] R. Takai, A. Matsushita, S. Yanagida, K. Nakamura, M. Yoshida, Development of an Elasto-Viscoplastic Constitutive Equation for an Al-Mg Alloy Undergoing a Tensile Test during Partial Solidification, *Materials Transactions* 56(8) (2015) 1233-1241.

第 6 章

結論

6.1 本論のまとめ

鋳物形状の複雑化や鋳塊の大型化などのニーズに加え、コンピュータの計算速度の向上という背景も重なり、近年では熱応力解析を用いた鋳造時の割れ欠陥予測が着目されている。この現状を受けて本研究では、①固液共存状態の合金に対する実験的な粘性特性取得方法の提案、②割れ予測解析における粘性特性考慮の重要性の検証、③多様化する合金組成および鋳造条件に対して汎用的に使用可能な構成式を構築するための対応策の検討、の 3 点を研究課題とした。

課題①に関しては、固液共存状態における合金に対する力学特性取得方法についてレビューし、従来の方法で得られた粘性特性が引張変形に伴う材料の損傷の影響を受けている可能性を示唆した。加えて種々の分野における材料の損傷と変形挙動の関係を調査した研究から、応力上昇中であっても損傷が進行している場合があることや、初期欠陥量の増加により損傷を伴う変形が非局在化する、即ち見かけ上の伸びが増加し得るといった知見を得た。即ち、ガスポロシティや引け巣、残留液相といった母相よりも著しく強度の低い相が存在する固液共存状態では、見かけ上定常応力を示す応力-ひずみ曲線が得られていたとしても、損傷を受けている可能性が否定できないと考えられる。これにより、引張変形中の損傷の影響を低減した新たな粘性特性値取得法の必要性が示された。

課題②に関しては、熱応力解析を用いた鋳造時の割れ予測を行っている研究についてレビューした結果、解析結果の違いと割れ予測精度に対する影響につ

いて系統的に整理した報告は見られないことを述べた。固液共存状態の合金が粘性特性を示していることから、粘性の考慮により熱応力解析の精度が向上することは疑う余地は無いが、導入のコストに見合うだけの精度上昇が期待できるかを判断するための材料として、定量的な評価が必要であると考えられる。

課題③に関しては、最終目標として合金組成や鑄造条件が構成式内にパラメータとして組み込まれている構成式モデルを構築することを挙げ、その実現に向けてマルチスケール解析による力学特性値予測とイメージベース有限要素法を併用した応力-ひずみ曲線取得法を提案することを研究テーマとした。これを受けて複合則をはじめとした多相材料の力学特性値予測方法の発展およびマルチスケール解析による特性値予測を行っている従来研究などについてまとめた。その結果、従来の力学特性値予測手法はモデルの実験的根拠に乏しく、また実験値とのバリデーションも不十分であることが分かった。以上より、実験的根拠をベースとし、且つ最終的な予測結果に対して実験とのバリデーションがなされた、新たな力学特性値予測手法の提案は、汎用的な構成式モデルの構築の実現に貢献できると考えられる。

上記の従来研究調査を受けて、Al-5%Mg 合金および鉛フリー青銅を供試材とし、実験および熱応力解析により 3 点の課題に対して研究を行った。

新たな粘性特性値取得法に関しては、固液共存状態においてひずみ硬化が無視できるという仮定のもと、材料の変形をマクスウェル粘弾性モデルで表現することで、定常応力とその時のひずみ速度関係を用いずに粘性特性を取得可能な手法を提案した。また従来の取得法との比較や、押湯の付与により物理的に変

形時の損傷を抑制した実験などを実施し、提案手法の有効性について検証を行った。得られた結果は下記の通りである。

- ・ 従来のひずみ速度変量引張試験法で取得した粘性特性が変形中に進行する損傷の影響を受けている可能性について、実験的根拠を示した。
- ・ 上記損傷の影響を理論上受けにくい提案手法において、実験的に損傷の影響が低減されていることを示した。
- ・ 脆性的挙動が強くて明確な定常応力が得られず、従来手法では全く粘性特性が取得出来ない合金においても、提案手法の適用により粘性特性が取得可能であることを示した。これに伴い、世界に先駆けて銅合金の固液共存状態における粘性特性値の取得に成功した。
- ・ 提案手法の適用は、上記メリットに加えて実験コストを従来の約 25%に削減することが可能である。

割れ予測解析における粘性の考慮の重要性の検討については、水道メーター鋳物を対象に流動凝固・熱応力解析を実施した。弾粘塑性構成式と弾塑性構成式それぞれを使用した場合の差について、金型鋳造実験の割れ位置と付き合わせることで、半定量的な評価を行った。下記に得られた結果を示す。

- ・ 静水圧応力は割れ発生、最大偏差主応力は割れ開口と相関があることが示唆された。即ち、この2つの応力成分の履歴から凝固割れおよび冷間割れの予測が期待できる。
- ・ 構成式における粘性考慮の有無は主に偏差応力成分にのみ影響を与えることを確認した。よって冷間割れを含めた割れ予測（および鋳塊の変形予測）を行う場合には特に粘性考慮が重要であると考えられる。

汎用構成式を構築するための対応策としては、マルチスケール解析とイメージベース有限要素法を併用した、固液共存状態における合金のマクロ力学特性値予測手法の提案を行った。本手法は、組織凍結試験により取得した2D組織画像を解析モデルとしてソルバーに取り込み、半凝固引張試験を解析上で模擬することで、固液それぞれの材料特性および組織画像の組み合わせから固液共存体の力学特性を予測する手法である。また提案した手法に対して2,3章で得られた実験結果と比較することでその有効性を検証した。以下に得られた知見を記す。

- ・提案したマクロ特性値予測手法は、固液共存状態の合金に対して、応力-ひずみ曲線、粘弾性特性の傾向、および変形に伴う結晶粒の衝突や回転・デンドライトスケルトンの破断といった挙動を再現出来ることが確認された。
- ・本手法は、組織形状と力学特性の影響調査に貢献できるものである。よって例えば組織形状と合金組成の関係式を併用することで、最終的に合金組成の壁を超えた汎用構成式の構築にも役立つと考えられる。

以上3つの研究課題の成果は「熱応力解析を用いた鋳造時の割れ欠陥予測」という社会的ニーズに対して、①解析時における粘性考慮の重要性を示唆し、②解析に必要な特性値の実験的取得について従来手法の問題点とその改善案を提示し、③汎用構成式の実現に貢献できる新たな特性値予測手法を提案したものである。

6.2 今後の課題

6.2節では審査において指摘された事項について、今後の課題として記載する。

・2D解析の妥当性確認（3D解析との比較）について

5.3.1項において、本来3次元である凝固組織に対して2次元画像を用いるため、予備解析を行っている。平面ひずみ場近似の解析ではZ軸方向ひずみを拘束しているため、その拘束によって生じた応力分が単軸応力状態での解析に比べて1.14倍高く算出される結果となった。しかし予備解析のモデルはFig. 5.3で示したように液相（空孔）をランダム配置したものであり、液相が3軸全ての方向に連続的に存在するデンドライト組織とは形態が異なる。したがって予備解析における拘束状態の違いによる応力比と、デンドライト組織のモデルにおける拘束状態の違いによる応力比が同一とは限らない。

モンテカルロ法によるデンドライト結晶成長に関する研究などから3Dデンドライト画像を取得することは可能であると考えられるため、少なくとも1モデル条件において一度デンドライト組織モデルの2D-3D比較解析を行い、その傾向を確認することが望ましいと考えられる。

・液相、固相の入力特性値について

本論文では、液相は引張応力を負担しないという仮定のもとに材料特性を設定したが、高固相率領域では、固相により周囲を完全に覆われた液相が分散する。この場合、液相が負圧になることで引張応力を伝達する影響が無視できるレベルであるのか検証が必要だと考えられる。検証方法の案としては、液相への入力特性を変量し、得られるマクロ特性値への影響を定量的に評価する方法が挙げられる。

また固相の特性値については予測対象となる合金の固相線直下における特性値 ($f_s=1.0$ の特性値) としたが、温度上昇により固相率だけでなくデンドライト自体の温度も上昇し、力学特性が変化することが考えられる。従って固相線以下の力学特性値と温度の傾向から、固相線以上における固体の力学特性値の温度変化を外挿により入力するといった対策が考えられる。

加えて偏析によりデンドライト間隙に溶質が濃化することを考えると、厳密には固液共存状態における初晶デンドライトと固相線直下の合金の組成・力学特性は異なると考えられる。実験的に純粋な初晶デンドライトのバルク材の力学特性を取得することは困難であるため、この問題についても、理論上考えられる範囲において特性値を変量した上で、結果を定量評価することで検証を行う事が望ましいと言える。

・解析条件の妥当性検証について

解析モデルサイズの検証に関しては、連続的にモデルサイズを変量した際のマクロ特性値変化を確認し、値が安定する領域内で設定サイズ定めることが望ましい。

要素サイズについては、液相厚み約 $5\ \mu\text{m}$ に対してその半分以下の $2\ \mu\text{m}$ としているが、 $5\ \mu\text{m}$ を導出した基準が1つの凝固組織画像における定性的な判断である点は問題である。固相率変化により液相厚みも変化することも考えられるため、複数組織画像において、最小液相厚みを客観的基準で算出出来る手法について検討を要する。

周期拘束の妥当性に関しても、1つの解析モデルのみでの検証に留まっているため、固相率を変量した複数条件における検証が必要だと考えられる。

・凝固組織写真の 2 値化処理について

固液 2 相モデルを作製するにあたり, 色調による 2 値化処理を行っているが, その閾値の設定に関しては客観的な根拠に乏しい. 本論文では作製した解析モデルの固相率を基準に力学特性値を整理しているため, 閾値の信頼性が直接的に本結果の信頼性を脅かすものではないが, 今後凍結温度と固相率の関係を含めて整理する場合などには考慮が必要である. また金属間化合物やポロシティなどを考慮した 3 相以上のモデルに発展させるためには新たな組織判別手法を提案する必要があると言える.

謝辞

本論文をまとめるに当たり、ご指導ご鞭撻頂いた早稲田大学創造理工学部総合機械工学科 吉田誠教授に心より感謝申し上げます。

学位審査において、貴重なご指導とご助言を頂戴致しました早稲田大学創造理工学部総合機械工学科 宮下朋之教授、梅津信二郎准教授に心より感謝申し上げます。

学位審査に加え、研究室主催の進捗報告会においても度重なるご指導を頂きました早稲田大学創造理工学部総合機械工学科 岡根利光客員准教授（産業技術総合研究所）に心より感謝申し上げます。

公聴会および技術交流会に参加頂き、忌憚ないご意見、ご指導を賜りました、株式会社コベルコ科研 平野一孝氏、吉田治生氏、佐藤和史博士、産業技術総合研究所 本山雄一博士、中野生産技術研究所 中野耕作博士、日産自動車株式会社 志賀英俊氏、日本軽金属株式会社 竹田好宏氏、三菱アルミニウム株式会社 谷口兼一氏、渡辺英雄氏、三菱マテリアル株式会社 磯部毅博士、加藤公明博士、北原伸寛氏、福田隆氏、柳田章吾氏、株式会社 UACJ 久保貴司博士、株式会社ユーイーエス・ソフトウェア・アジア 木島秀彌氏、早稲田大学機械科学航空学科助手 森雄飛博士、早稲田大学総合機械工学科助手 ムハマド・ハイリ・ファイズ氏に、心よりお礼申し上げます。

学協会の方で平素よりご指導頂いておりました、日本アルミニウム合金協会 北岡山治博士、日本アルミニウム協会 大瀧光弘博士、日産自動車株式会社 神戸洋史博士、株式会社神戸製鋼所 森下誠博士に心よりお礼申し上げます。

供試合金の使用に関してご協力頂いた日軽エムシーアルミ株式会社様、供試合金の成分分析においてご助力を頂きましたリョービ株式会社様、大紀アルミニウム工業所様、鑄造合金の溶解に用いる黒鉛坩堝をご提供頂きました日本ルツボ株式会社様、本研究を遂行するにあたって研究助成金を頂きました三菱マテリアル株式会社様に深くお礼申し上げます。

鑄造実験に関してご協力頂いた、豊田常夫氏をはじめとした各務記念材料技術研究所の皆様
に深くお礼申し上げます。

青銅金型鑄造の割れ予測のテーマを頂き、金型鑄造実験にご協力頂きました銅合金委員会の
皆様に深くお礼申し上げます。

博士後期課程在籍時において、研究のディスカッションや学位申請に関するアドバイスを頂
いた高井量資博士、ムハマド・ハイリ・ファイズ氏に心よりお礼申し上げます。二人の協力なく
して、3年という期間での学位取得はなし得なかったと思います。また銅合金グループ、SBグ
ループの後輩諸氏には、新たな実験手法や解析方法が頻出する研究テーマにおいて食らいつい
て来てくれたこと、非常に感謝しています。また本研究を遂行する上で、テーマ設定や実験装置
の上でも、そして研究に対する取り組みを学んだという点でも、雄谷法グループの先輩・後輩に
感謝致します。

最後に、企業を退職して博士後期課程へ進学することに理解を示し、応援してくれた両親に深
く感謝致します。

2017年7月

松下 彬

研究業績

種 類 別	題名, 発表・発行掲載誌名, 発表・発行年月, 著者
論文○	Crack Prediction for a Partially Solidified Lead-free Bronze Casting Using Thermal Stress Analysis Journal of Materials Processing Technology, 249 (2017), p. 46-56 <u>Akira Matsushita</u> , Tomoaki Nakazawa, Toshimitsu Okane, and Makoto Yoshida
論文○	A New Theoretical Approach Based on the Maxwell Model to Obtain Rheological Properties of Solidifying Alloys and Its Validation Metallurgical and Materials Transactions A, 48.4 (2017), p. 1701-1707 <u>Akira Matsushita</u> , Ryosuke Takai, Hideaki Ezaki, Toshimitsu Okane, and Makoto Yoshida
論文	Development of an Elasto-Viscoplastic Constitutive Equation for an Al-Mg Alloy Undergoing a Tensile Test during Partial Solidification Materials Transactions, 56.8 (2015), p. 1233-1241. Ryosuke Takai, <u>Akira Matsushita</u> , Shogo Yanagida, Koichiro Nakamura, and Makoto Yoshida
論文	半凝固状態における引張試験を用いた Al-Mg 系合金の弾粘塑性構成式の構築 軽金属, 63.9 (2013), p. 310-317 高井 量資, <u>松下 彬</u> , 柳田 章吾, 中村 浩一郎, 吉田 誠
講演	イメージベースモデリングを用いた固液共存状態の合金の力学特性値予測法とその検証 軽金属学会第 131 回秋期大会, 2016.11, p. 203 <u>松下 彬</u> , 水野 裕登, 岡根 利光, 吉田 誠
講演	ビスマス青銅の固液共存状態における粘弾性構成式の構築と金型鑄造における凝固割れ予測の試み 日本鑄造工学会第 167 回全国講演大会, 2015.10, p. 85 <u>松下 彬</u> , 他 10 名
講演	固液共存状態の合金に適用可能な粘弾性構成式迅速作成法の提案 日本鑄造工学会第 166 回全国講演大会, 2015.5, p. 7 <u>松下 彬</u> , 高井 量資, 永崎 英章, 吉田 誠

研究業績

種 類 別	題名, 発表・発行掲載誌名, 発表・発行年月, 著者
その他 (論文)	Mechanical Properties of a Partially Solidified Cu-Zn Alloy Metallurgical and Materials Transactions A, 47.4 (2016), p. 1661-1667 Naoki Kasuya, Tomoaki Nakazawa, <u>Akira Matsushita</u> , Toshimitsu Okane, and Makoto Yoshida
その他 (論文)	Al-Mg 合金および Al-Si 合金における AE 法を用いた凝固割れ発生の判断基準 軽金属, 62.3 (2012), p. 104-108 <u>松下 彬</u> (筆頭), 遠藤 至, 吉田 誠
その他 (総説)	アルミニウム合金の凝固過程におけるアコースティック・エミッション検知方法の発展 軽金属, 61.7 (2011), p. 334-340 植木 徹, 遠藤 至, <u>松下 彬</u> , 吉田 誠