

2-1. レーザ三次元積層造形プロセスに関連した予測技術

執筆者名:

物質・材料研究機構 渡邊 誠、北野 萌一、草野 正大、野本 祐春、片桐 淳、伊藤 海太、
北嶋 具教、

大阪大学 小泉 雄一郎、

兵庫県立大学 鳥塚 史郎、

東北大学 青柳 健大、

川崎重工業株式会社 岩崎 勇人

はじめに

三次元積層造形 (Additive Manufacturing (AM), 以下AM) は、コンピュータ上の三次元 (3D) モデルに基づいて、レーザや電子ビーム等の熱源を移動させ、原料を熔融凝固し積層していくプロセスである。鋳造や鍛造等の従来プロセスでは困難な複雑形状を実現でき、熱源の条件やそのスキャンストラテジーにより多様な微視組織の制御が可能である。これにより、一つの部材の中で部位毎に特性を変化させることや、異方性を意図的に制御することも可能である。全ての工程をコンピュータ制御で実施するため、デジタル技術との親和性が高く、モノづくりのDX化という大きな潮流の中で、革新的な製造技術と位置づけられている。金属やプラスチック、炭素繊維強化複合材料、セラミックスなど様々な材料で技術開発が進められている。一方で、AMプロセスにおいても、非常に多くのプロセスパラメータが存在し、さらには部材形状そのものに高い設計自由度があることから、実験だけで最適なプロセス条件や最適形状を決定していくことは非常に効率が悪い。そこでデータ科学や数値計算を活用した予測技術の開発が重要となっている。本節では、代表的なAMプロセスであるレーザ粉末床熔融結合 (PBF-LB) 法を対象として開発された、幾つかの予測技術フローについて紹介する。具体的には、レーザ照射時の温度場予測、温度場予測に基づいた凝固割れ予測、フェーズフィールド法を用いた凝固組織・偏析予測、温度場予測に基づいたプロセスウインドウ予測について、説明する。

レーザ照射時の温度場予測

PBF-LB 法は、ステージ上に原料粉末を敷き、それをレーザ照射で部分的に熔融・凝固させるプロセスの繰り返しにより、任意の三次元形状の部材を造形する。レーザ照射条件に応じて、プロセス中の熱履歴が変化するため、凝固やその後の冷却過程における組織形成や、気孔やき裂の発生等が影響を受ける。このため、レーザ照射による温度場や熔融プールの予測は、プロセス制御や組織・特性の最適化において重要となる。本節では、レーザのシングルスキャンを対象として、異なるレーザ照射条件での温度場を予測するワークフローについて紹介する。有限要素法 (FEM) を用いた二次元熱伝導解析を適用し、熱源モデルとして溶接分野で一般的に利用されている Goldak モデルを用いている [1]。こういった数値解析手法などの知見や経験が無いユーザであっても、MInt 上で入力パラメータを設定することで、熔融プールサイズや温度勾配、冷却速度を推定するための温度場変化を計算できる点で有用である。

図1にMIntシステム上に実装されている予測ワークフローを示す。有限要素法ソルバーであるレーザ照射伝導解析モジュール（図中央）に対し、左側に並ぶ23のパラメータを入力することで、場所(x, y)、時間tに対する温度tempを出力するワークフローとなっている。このワークフローでは商用有限要素ソフトABAQUS（ダッソー・システムズ社）をソルバーとして用いているため、本ソフトのポストプロセッサソフトで利用できるodb形式のファイルも出力可能となっている。注意点として、利用においてはABAQUSのライセンス規約に沿った制約がある。シングルスキャンの計算ではあるが、多くの物性値が入力として必要であり、一から準備することは容易では無い。本ワークフローでは、Ni基合金であるHastelloy Xについて文献などから収集したデータが、デフォルト値として設定されている。

計算モデルは粉末層30 μmが基材の上に形成された構造となっており、紙面に垂直にレーザが奥から手前へ1回移動する過程を計算している。移動熱源および相変態に伴う物性変化を取り扱うために独自サブルーチンが追加されている。基材部には対象とするNi基合金の物性が、粉末層にはその合金粉末の物性がそれぞれ温度依存の関数として与えられる。粉末層では、レーザ照射により温度が融点を超えると、その物性を粉末から基材のものへと切り替え、溶融現象をモデル化している。レーザ熱源qには以下で示す二重楕円モデルを用いている。

$$q(x, y, z, t) = \begin{cases} \left(\frac{6\sqrt{3}AP}{abc_1\pi\sqrt{\pi}} \exp \left\{ -3 \left[\left(\frac{x}{a} \right)^2 + \left(\frac{y}{b} \right)^2 + \left(\frac{z-vt}{c_1} \right)^2 \right] \right\} \right) & (z \geq vt) \\ \left(\frac{6\sqrt{3}AP}{abc_2\pi\sqrt{\pi}} \exp \left\{ -3 \left[\left(\frac{x}{a} \right)^2 + \left(\frac{y}{b} \right)^2 + \left(\frac{z-vt}{c_2} \right)^2 \right] \right\} \right) & (z < vt) \end{cases} \quad (1)$$

二つの半楕円体を組み合わせた形となっており、Aが吸収率、Pがレーザ出力、a, b, c₁, c₂が形状表すパラメータとなる（図2（文献[1]を参考に作成））。レーザが金属表面上に照射されると、溶融と共に蒸発が生じ、この蒸発反力により液面が押されることと、レーザ多重反射によりレーザが深くまで入り込むことで、より深く溶融部が形成される。このような複雑な現象を計算するためには流体解析を適用する必要があるが、流体解析は計算コストが大きいという課題がある。そのため、相対的に計算コストの小さい有限要素法等の手法が温度場の計算では良く用いられる。この場合、実際の温度場に近しい状態を再現することのできる仮想的な熱源モデルが適用される。代表的な熱源モデルとして、溶接分野で良く利用されてきたものが上式のGoldakらによって提案された二重楕円体モデルである。SIPプロジェクトでは、対象材料について実験での溶融プール断面形状データを測定し、数値解析による予測結果が合うように熱源モデルのパラメータ最適化を行った。この溶融プール形状は、レーザの出力やスキャン速度によって変化するため、様々な条件で得られた実験データに対してフィッティングを行うことで、より精度の高い予測が可能となった。本ワークフローでは、Hastelloy Xでの実験結果に基づいて得られた値がデフォルト値となっている。図3に、MIntシステム上でのワークフロー実行により得られた計算結果例を示す。レーザスキャンに伴う温度場の変化が示されており、中央部のグレーで示す領域が溶融領域となっている。このような計算結果から、各箇所での冷却速度や温度勾配を見積もることが可能である。前述した通り仮想的な熱源モデルを用いた計算であるため、溶融プール内の温度場は実際の状態と全く異なるが、熱源モデルパラメータを適切に設定することで、固相部の温度場はある程度再現可能である。

さらに、このワークフローを開発した草野らは、二重楕円体モデル以外の熱源モデルの方が、レーザ照射により深く入り込む、アスペクト比の大きな溶融池形状を再現できる可能性があることに着目し、詳細な検討を行った。その詳細は文献[2]に報告されている。4つの熱

源モデル形状（台形回転体、Linearly decaying、Exponentially decaying、二重楕円体）について、ベイズ最適化を適用し、モデル毎に実験と合う最適な形状パラメータを算出し、さらに異なるレーザ出力 P およびスキャン速度 v のデータに対して行うことで、その形状パラメータを P, v の関数として近似した。この精緻な取り組みの結果、台形回転体モデルの場合に幅広い (p, v) の範囲に渡って、最も誤差の小さい予測結果を得ることが可能となった。MInt 上には、この台形回転体の熱源モデルを適用した温度場予測ワークフローも実装されている。実際の造形中には、造形体の形状による抜熱の変化により、造形面の基材温度が大きく変化し、レーザ条件が同じであっても溶融プール形状が大きく変化する場面がある。マクロな基材温度を計算あるいは温度モニタリングにより取得することが出来れば、本ワークフローでの基材初期温度として与えることで、造形中の溶融プール形状の変化を予測することも可能となる。溶融プール形状は、ガス欠陥やき裂の生成、凝固組織形成に大きく影響を与えるため、その制御のために有用なツールとなる。

凝固割れ予測

優れた高温強度を有する Ni 基合金の造形においては、プロセス中に割れが発生することが課題となっている。L.N. Carter ら[3]はその要因として、凝固割れ (Solidification Cracking)、液化割れ (Liquation Cracking)、ひずみ時効割れ (Strain-age Cracking, SAC)、延性低下割れ (Ductility-dip Cracking, DDC) を挙げている。溶接分野では従来より、これらの割れ発生メカニズムについて、多くの研究が進められてきた。以降は、この溶接分野での知見に基づき、PBF-LB プロセスにおける凝固割れの予測技術を構築したものであり、詳細は北野らの論文[4]に記載されている。

凝固割れは、凝固の最終過程において、柱状晶境界面に残留する液膜が収縮ひずみに抵抗しきれず発生する割れの形態である。溶接に関する研究によって、Ni 基合金は、構造材料の中でも凝固割れ感受性が高い材料であることが明らかとなっている[5]。これは、Ni 基合金の凝固過程が γ 単相凝固であり、凝固中の残留液膜へ不純物元素が偏析しやすく、さらに生成される金属間化合物の融点が低いことに起因する。PBF-LB プロセスにおいても、D. Tomus らは、固溶強化型 Ni 基合金である Hastelloy X について、偏析元素である Mn、Si 等の量を変えた造形材を作成し、偏析元素が多いと割れが増加することを明らかにしている[6]。柴原ら[7]は、溶接における凝固割れについて、塑性ひずみ増分を指標として予測する新たな手法を提案している。塑性ひずみ増分は、冷却過程時において液相線温度から固相線温度に至るまでの固液共存温度域における、塑性ひずみの変化量として定義される。柴原らは熱弾塑性解析を適用し、塑性ひずみ分布の温度変化を算出することで、塑性ひずみ増分を求めている。PBF-LB プロセスにおける凝固割れ発生予測手法の開発では、異なるレーザ出力や走査速度に対して、多数のシングルトラック試験を実施し、その断面観察から凝固割れ発生の有無や位置などの情報を取得した。この実験データと、熱弾塑性解析から求められた塑性ひずみ増分との相関を比較することで、凝固割れ発生予測を行う[4]。ここでは、Hastelloy X を対象として開発を行った。解析には有限要素法 (ABAQUS, ダッソー・システムズ社) による熱伝導解析と弾塑性解析の片方向連成解析を適用した。熱伝導解析は前節で説明した手法と同様であり、粉末層と基材部からなる二次元モデルを用いた。弾塑性解析では平面ひずみ状態を仮定した。得られた温度場の時間変化に基づいて、弾塑性解析により塑性ひずみ分布の時間変化が計算される。この解析データから、各節点毎に塑性ひずみ増分を算出した。ある節点における温度変化と塑性ひずみ変化の例、および塑性ひずみ増分の定義について、図 4 に示す[4]。溶融状態から温度が低下していき、温度が液相線 T_L より低くなると凝固が開始し、固相線 T_S にて凝固が完了する。この T_L と T_S の間の固液共存域における、塑性ひずみの変化量を塑性ひずみ増分 $\Delta \epsilon^p$ として、節点毎に算出する。図 5 に、四つの異なるレーザ条件 (レーザ出力 100, 180, 300, 500 W、スキャン速度 250 mm/s 一定) に対し、求められた塑性ひずみ増分 (x 方向および y 方向) の分布を示す[4]。塑性ひずみ増分は、いずれの方向についても、溶融プール先端側よりも中央付近で大きな値を示す傾向が認め

られた。これは中央部の冷却完了までの時間が長く、凝固完了までにより多くのひずみが蓄積されたことに対応している。また、図5には、各レーザ条件で実際にシングルトラック試験を行い、得られた断面組織写真を並べて示している。レーザ出力が増加し、熔融プールが深くなるにつれ、き裂が多く発生している傾向が認められた。さらに各条件での塑性ひずみ増分最大値 ($\Delta\varepsilon_{max}^p$) を求め、シングルトラック試験でのき裂発生の有無と対応させることで、き裂発生のクライテリオンを導出した (図6) [4]。塑性ひずみ増分最大値は、エネルギー密度が増加するにつれて大きくなる傾向があり凝固割れ発生のクライテリオンとして、塑性ひずみ増分最大値が $\Delta\varepsilon_{max}^{p,crit} \geq 0.0041$ であることが推定された。図7には、シングルトラック試験での、レーザ条件とき裂発生有無の相関についてまとめている。白丸および黒丸は、シングルトラック試験における断面でのき裂の有無を示している。白丸は断面観察においてき裂が認められなかった場合であり、一方、黒丸はき裂が観察された場合を表している。実験においてもエネルギー密度が増加していく (スキャン速度が低下しレーザ出力が増加する) と、凝固割れが発生しやすくなる傾向が明瞭に認められた。

固液共存域での弾塑性解析による塑性ひずみ分布、そしてその増分値は、熔融部の温度履歴、および固相と液相の混合状態での物性に依存する。ここでの解析では熔融部の流動を考慮せず、また二次元での解析となっており、さらに、このような固液共存状態での力学物性は一般的には不明である。したがって、ここで議論している塑性ひずみ増分最大値については、その正確さを議論することは重要ではなく、実験結果との比較のうえで、現象を説明するためのパラメータとして位置づけられる。導出したクライテリオンを用いることで、 Hastelloy X について、凝固割れ発生の有無を推定することができる。

上記の原理に基づき、MIInt システム上に実装された予測ワークフローを図8に示す。熱伝導解析に必要なパラメータ以外に、弾塑性解析用の物性を入力パラメータとして与える必要がある。また、凝固割れ発生を判定するための塑性ひずみ増分最大値の臨界値 $\Delta\varepsilon_{max}^{p,crit}$ が必要となるが、本研究で対象とした Hastelloy X の PBF-LB 材について得られた値がデフォルトとなっている。出力結果は、最大塑性ひずみ増分の分布データと、x および y 方向それぞれについて割れ発生の有無の予測結果が得られる。さらに他の Ni 基合金について同様のデータを蓄積することで、より汎用性の高い予測技術としての発展が今後、期待できる。

凝固組織・偏析予測

PBF-LB プロセスの特徴である高温度勾配および高冷却速度による凝固組織の形成は、き裂発生や造形体の力学特性に大きな影響を与える。そこで数値シミュレーションを用いたマクロ-ミクロスケールの連成による、凝固組織形成予測技術の開発が近年進められている [8-10]。冷却速度が 10^5 K/s オーダー以下では、凝固界面での擬平衡仮定が成立するが、冷却速度 10^6 K/s 以上かつ温度勾配 10^7 K/m 以上では非平衡溶質分配になるという報告がなされている [11]。本プロジェクトでは、Steinbach らにより提案された非平衡マルチフェーズフィールド法 (Non-Equilibrium Multi-Phase Field Method (NEMPFM)) [12, 13] の実用開発を進めてきた [14]。多元系である実際の Ni 基超合金の組織予測へ適用するために、世界的に広く用いられている計算状態図ソフトウェア Thermo-Calc [15] の熱力学データベースと連携し、合金組織を形成する全ての相に柔軟に対応できるプログラムを開発した [14]。このプログラムは、熱力学連携計算の更なる安定性向上が図られている [14]。図9に非平衡仮定のもと、冷却速度 10^5 K/s で、9元系 Ni 基超合金 (Ni-Al-Co-Cr-Mo-Ta-Ti-W-C (Inconel 738LC)) に対し、等軸晶凝固組織形成を計算した結果を示す [14]。それぞれ、Al、C、Co、Cr、Mo、Ta、Ti、W の濃度分布を表しており、白色領域は液相である。凝固界面での溶質元素の拡散と偏析が、全ての元素について適切に計算されている。さらに大きな冷却速度の擬平衡仮定と非平衡仮定の解析結果と比較すると、擬平衡仮定の方が凝固界面の移動が速く進む傾向が認められた [14]。図10は、異なる冷却速度 10^4 、 10^5 、 10^6 、 10^7 K/s に対して、 γ 相面積率 (凝固率)

と温度の関係を、非平衡と擬平衡、およびSheil凝固計算の場合で比較したものである[14]。冷却速度が 10^5 K/sよりも小さい場合には、非平衡と擬平衡条件での計算結果はほぼ一致している。一方で、冷却速度が 10^6 K/sになると、両者の差が大きくなり、擬平衡条件の場合、凝固速度がより大きくなる。さらに、冷却速度が大きくなると、両者の差はより大きくなる事が分かる。図11は柱状組織の凝固過程について、一定の界面速度 (0.1 m/s) の下で、さまざまな温度勾配値および冷却速度に対し解析した結果である[14]。冷却速度が増加するにつれて、セル幅は(a) $1.43 \mu\text{m}$ から(d) $0.31 \mu\text{m}$ へと減少した。また、図12には定常凝固速度の場合での、(a)拡散過冷度と(b)熱過冷度の計算結果を示している。過冷度が大きくなるにつれ拡散過冷度が低下し、一方で、熱過冷度が増加するという一般的に良く知られた傾向が確認出来る。しかし、これらの過冷度範囲では拡散過冷度に比べて熱過冷度が大幅に大きくなっており、高冷却速度の凝固組織形成に対して熱過冷度が支配的であることが示唆されている。非平衡モデルと擬平衡モデルでは熱過冷度が大きく異なっており、この違いは凝固セル間隔の差として表れている。実際にInconel 738LCのPBF-LB造形材において観察されたセル幅は約 $1 \mu\text{m}$ 程度であり、非平衡MPFMによる予測結果と良く一致していた[14]。非平衡MPFMは、PBF-LB造形材の凝固組織推定において、より正確なツールであるといえる。これらの計算手法や結果の詳細については文献[14]を参照されたい。また、MIntシステム上に実装された予測ワークフローの例 (Inconel 738LC用) を図13に示す。温度勾配と冷却速度、初期底面温度を入力として与えるものとなっている。商用ソフトであるThermo-Calcとの連携ワークフローとなっているため、規約に基づいた利用制限がある。

プロセスウインドウ予測

PBF-LB法を新しい材料に適用する場合に、実験による試行を実施する前に、適切なレーザ条件範囲を推定できることは効率的な部材開発において有用である。本ワークフローは、この”当たり”をつけるためのものである。前述したレーザのシングルスキャンに対する熱伝導解析結果から、熔融プールの形状パラメータを取得し、この形状パラメータから、ボーリング、熔融不足、キーホールモードのいずれも生じない条件範囲を、適切なプロセスウインドウとして推定するものである。図14(a)に出力事例を示す。図中のgood scanで示される領域が推定された適切なレーザ条件範囲となる。それぞれの欠陥タイプについては図14 (b~d) に示されている。

ここで判定に用いている形状パラメータと、判定の閾値について簡単に説明する。詳細については、文献[16, 17]を参照されたい。図15に熔融プール断面での形状パラメータ模式図を示す[17]。熔融池深さ (D)、幅 (W)、粉末層厚さ (t)、ハッチング距離 (h)、隣り合う熔融プールと重なった部分の長さ (D_{ov}) となっている。また、紙面垂直方向の熔融プール長さを L としている。この L について、FEM解析は二次元モデルであるが熱源移動速度と熔融領域の存在時間から、導出することができる。Inconel 738LCを対象として、ハッチング距離 h を $100 \mu\text{m}$ とした場合について、様々なレーザ条件でのシングルトラック試験データから、各欠陥状態に対するクライテリオンは次のように決定された。図14はこの判定基準に基づいて推定されたものである。

- ・キーホールモード発生の判定： $D/W > 2.0$
- ・ボーリング発生の判定： $L/D > 7.69$
- ・熔融不足の判定： $D_{ov}/t < 0.1$

このクライテリオンについては様々な提案がなされており、当然ながら材料が変われば変化することになる。上記の閾値はInconel 738LCに対して、本研究において導出されたものであり、熱物性の類似した合金についてはある程度、有用であると考えられるが、その妥当性の範囲については、今後調査していく必要がある。異なる材料についてシングルビード試験データを蓄積していくことで、さまざまな材料へと適用範囲が広がっていくことが期待さ

れる。また、このような最適条件範囲の推定は、複雑形状部材の造形のようにプロセス中に造形体そのものの温度が変化していく場合にも有用である。複雑な形状では、部材形状により熱の逃げ方が変化し、温度が場所毎に変化する。このため、同じレーザー条件でも部位により溶融プール形状が変化し、温度勾配や冷却速度が変わる。この結果、微視組織や欠陥分布の変化が生じる。本ワークフローでは、熱伝導解析での基材温度を任意に与えることで、このような造形中のマクロな温度変化を反映させることができる。基材の温度変化に応じた適切なレーザー条件範囲を推定するといった利用が期待できる。

おわりに

ここでは、Ni 基超合金のレーザー粉末床溶融結合 (PBF-LB) プロセスを対象として、そのプロセス最適化や組織制御に資する幾つかの予測技術について紹介した。3D 積層造形プロセスは高い設計自由度を有しつつ、部位毎の組織制御により従来プロセスでは不可能な新しい高性能部材を実現することが期待できる。多様な部材かつ材料に対して、使いこなすためには、計算技術や AI 技術を取り入れた取り組みが必要不可欠である。MIInt に実装した解析プログラムは、プロジェクトで対象とした合金について得られたデータに基づき最適化したものであり、異なる材料では十分な精度が得られない可能性がある。しかし、解析の基盤や手法は構築されているため、材料毎の最適化を進め、その成果を蓄積していくことで、世界に類を見ない非常に汎用性の高い予測システムとなっていくことが期待できる。今後の発展に期待したい。

謝辞

本研究はで紹介した研究は、内閣府の戦略的イノベーション創造プログラム (SIP) 「統合型材料開発システムによるマテリアル革命」(管理法人: JST) によって実施された。

参考文献

- [1] J. Goldak, A. Chakravarti, M. Bibby, *Metallurgical Transactions B*, 15 (1984) 299-305.
- [2] M. Kusano, M. Watanabe, *Integrating Materials and Manufacturing Innovation*, 13 (2024) 288-304.
- [3] L.N. Carter, M.M. Attallah, R.C. Reed, *Superalloys 2012: 12th International Symposium on Superalloys*, (2012).
- [4] H. Kitano, M. Tsujii, M. Kusano, A. Yumoto, M. Watanabe, *Additive Manufacturing*, 37 (2021).
- [5] J.C. Lippold, J.W. Sowards, G.M. Murray, B.T. Alexandrov, A.J. Ramirez, *Weld Solidification Cracking in Solid-Solution Strengthened Ni-Base Filler Metals*, in: T. Böllinghaus, H. Herold, C.E. Cross, J.C. Lippold (Eds.) *Hot Cracking Phenomena in Welds II*, Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 2008, pp. 147-170.
- [6] D. Tomus, P.A. Rometsch, M. Heilmaier, X. Wu, *Additive Manufacturing*, 16 (2017) 65-72.
- [7] T. Harada, K. Ikushima, M. Shibahara, F. Kimura, T. Morimoto, *溶接学会論文集*, 33 (2015) 190s-194s.
- [8] Y. Yang, O. Ragnvaldsen, Y. Bai, M. Yi, B.-X. Xu, *npj Computational Materials*, 5 (2019).
- [9] P. Jiang, S. Gao, S. Geng, C. Han, G. Mi, *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 161 (2020).
- [10] L.-X. Lu, N. Sridhar, Y.-W. Zhang, *Acta Materialia*, 144 (2018) 801-809.
- [11] K. Karayagiz, L. Johnson, R. Seede, V. Attari, B. Zhang, X. Huang, S. Ghosh, T. Duong, I. Karaman, A. Elwany, R. Arróyave, *Acta Materialia*, 185 (2020) 320-339.

- [12] I. Steinbach, L. Zhang, M. Plapp, *Acta Materialia*, 60 (2012) 2689-2701.
- [13] L. Zhang, M. Stratmann, Y. Du, B. Sundman, I. Steinbach, *Acta Materialia*, 88 (2015) 156-169.
- [14] S. Nomoto, M. Segawa, M. Watanabe, *Metals*, 11 (2021).
- [15] Thermo-Calc Software, <https://thermocalc.com/>.
- [16] H. Kitano, M. Kusano, M. Tsujii, A. Yumoto, M. Watanabe, *Crystals*, 11 (2021).
- [17] J. Katagiri, M. Kusano, S. Minamoto, H. Kitano, K. Daimaru, M. Tsujii, M. Watanabe, *Materials* (Basel), 16 (2023).

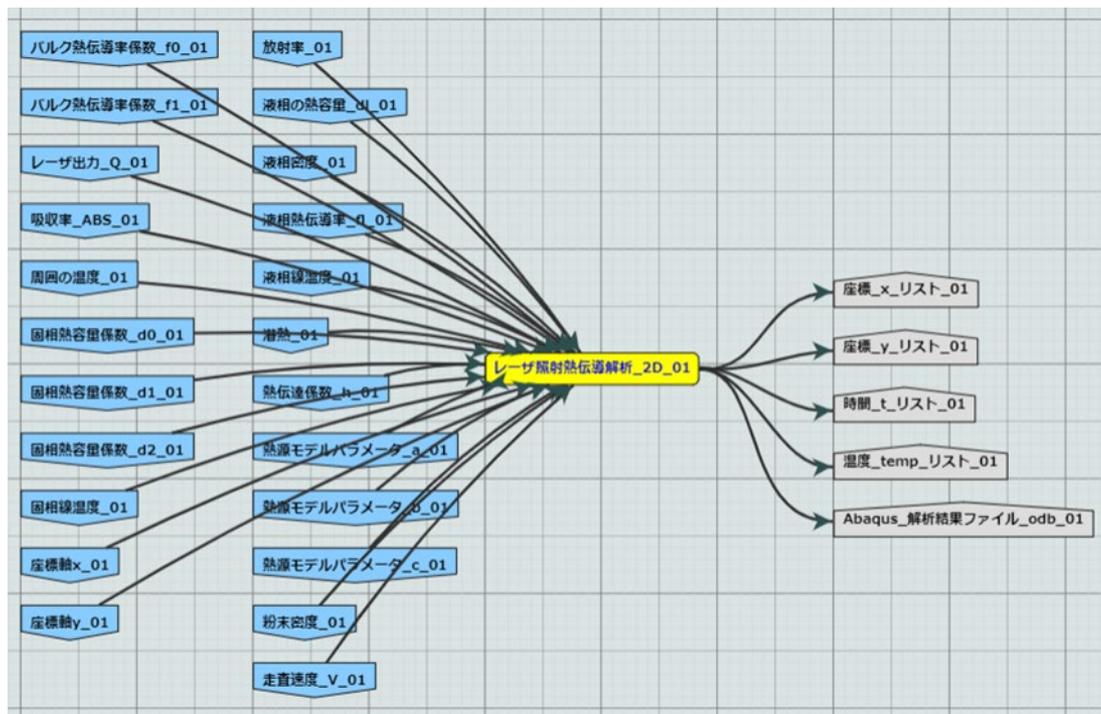


図1. MInt上で表示されるレーザー照射時の温度場予測ワークフロー

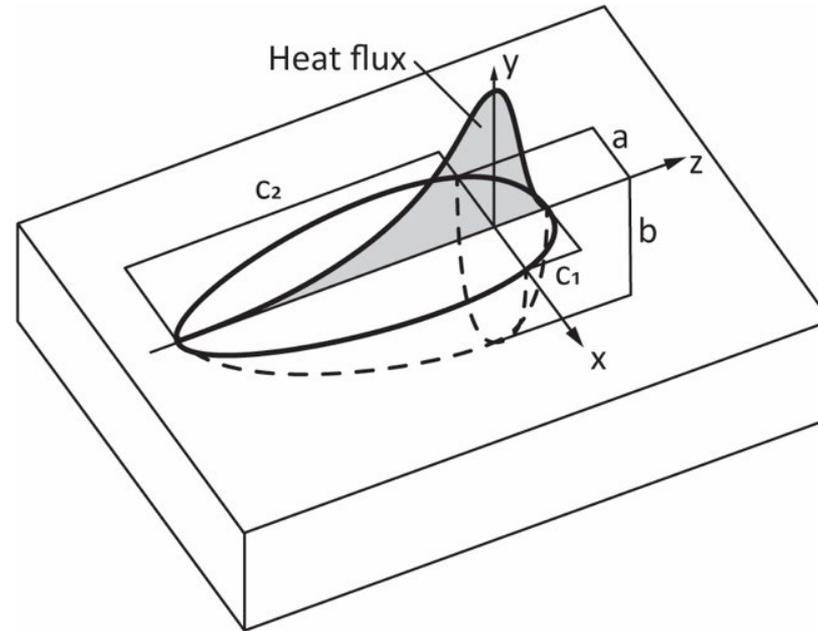


図2. 二重楕円体モデル（文献[1]を参考に作成）

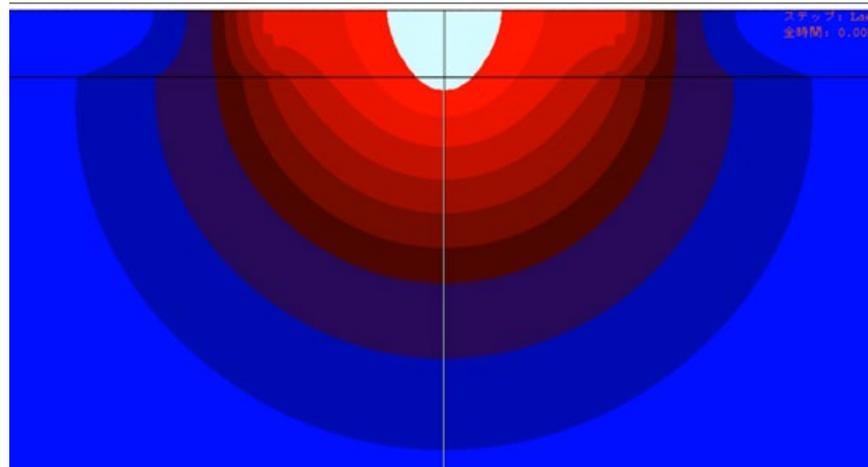


図3. 温度場分布の予測結果例

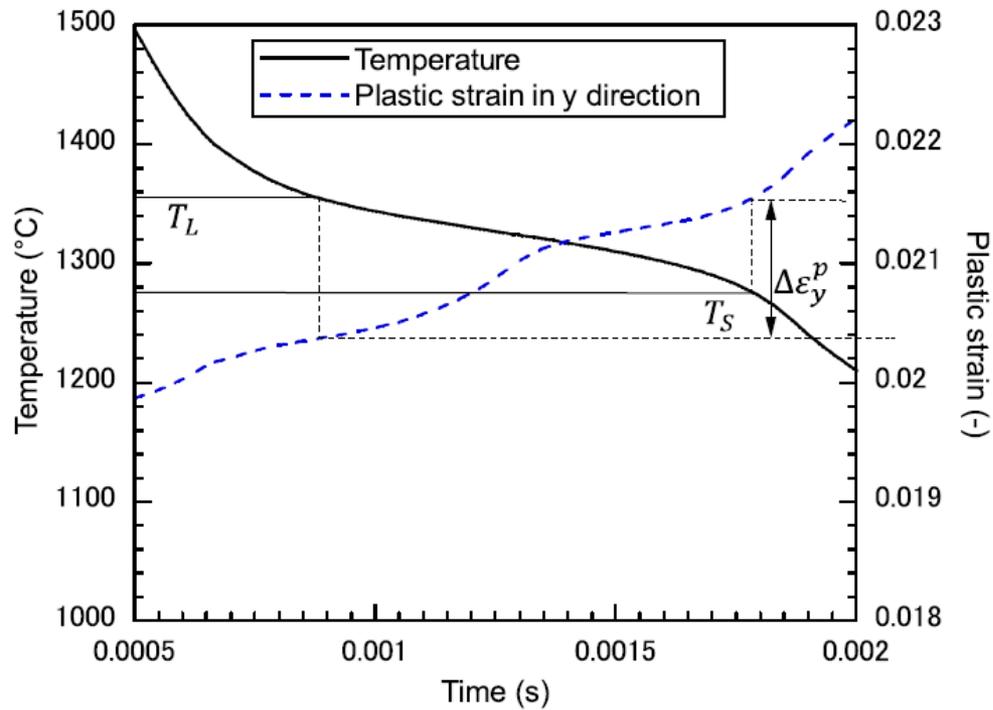
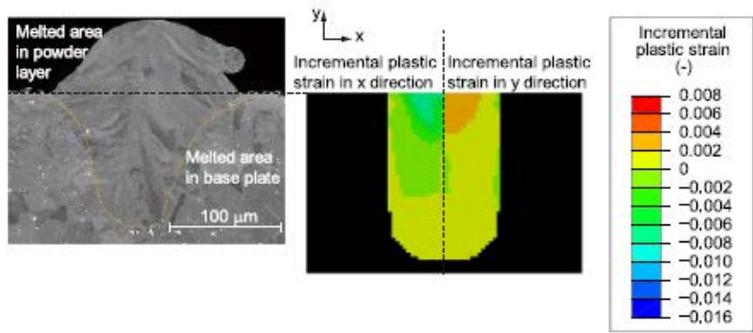
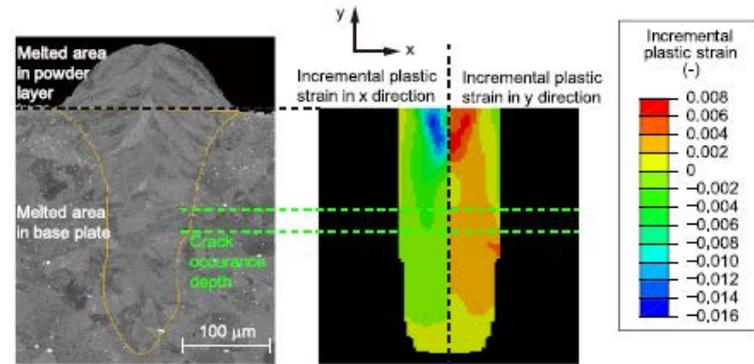


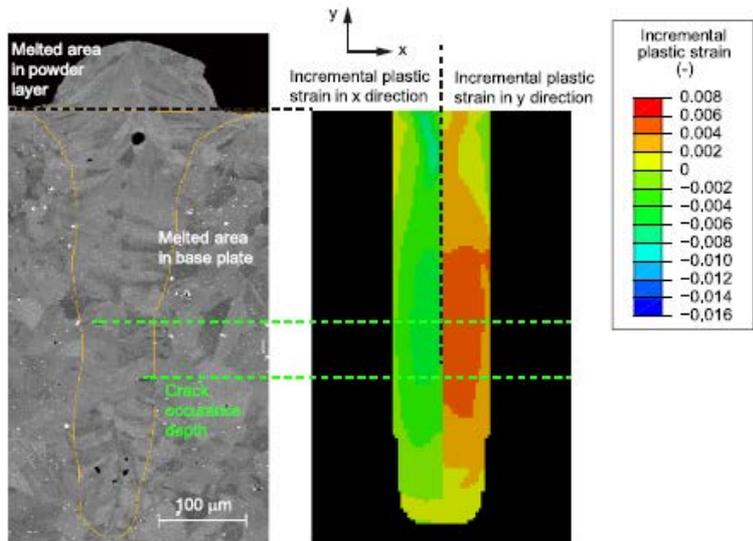
図4. ある節点での温度変化と塑性ひずみ変化の例. 塑性ひずみ増分の定義が示されている [3].



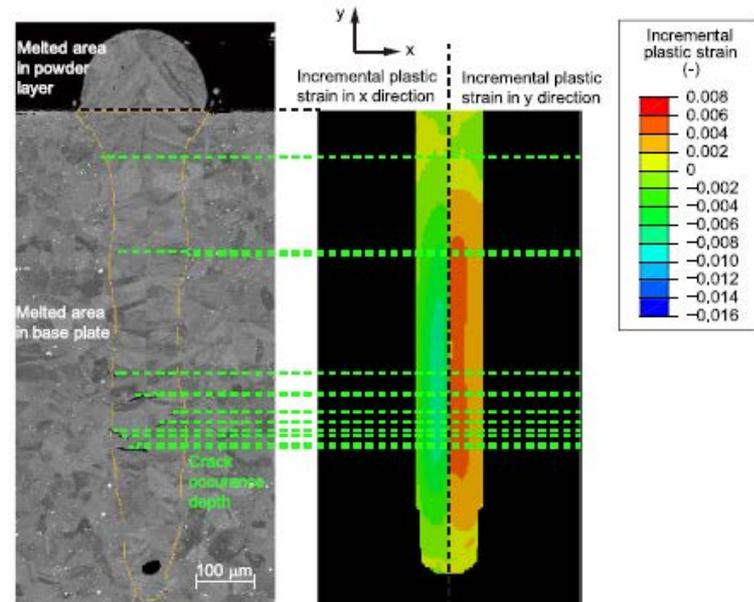
(a) $L_P = 100$ W



(b) $L_P = 180$ W



(c) $L_P = 300$ W



(d) $L_P = 500$ W

図5. 凝固中に蓄積されたxおよびy方向塑性ひずみ増分の分布と、シングルトラック試験での断面組織との対応 [3].

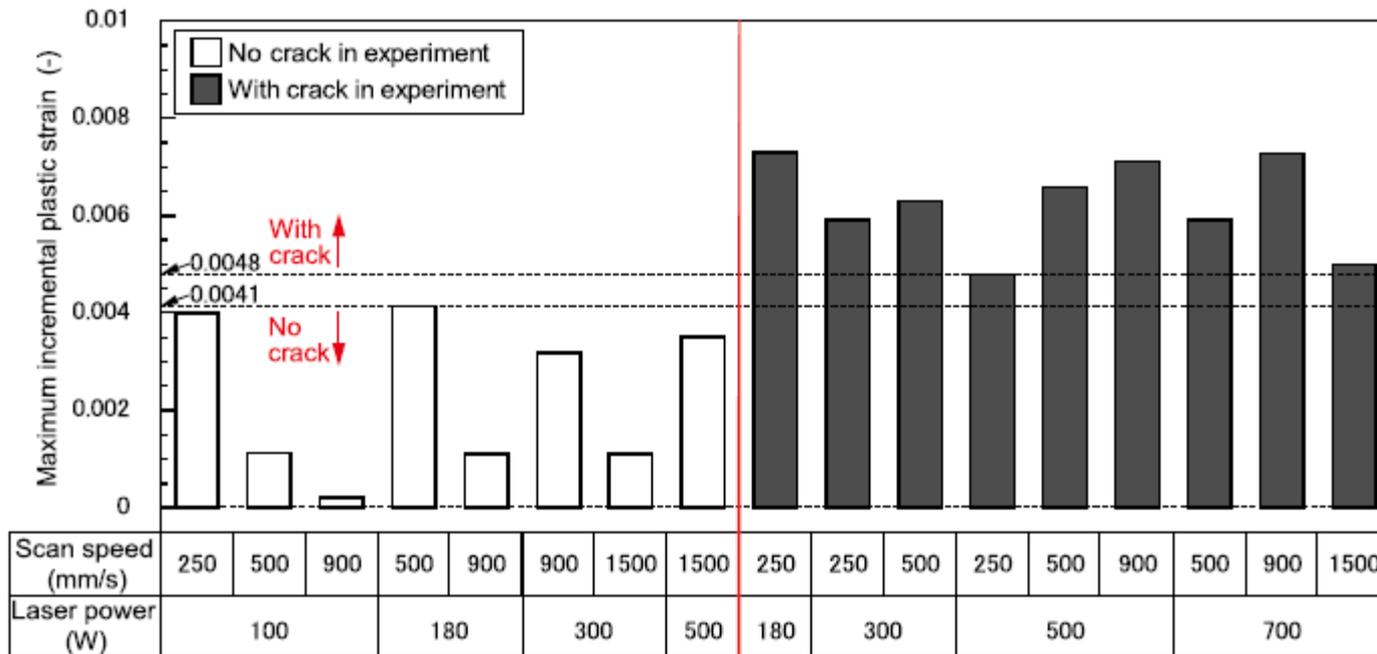


図6. 塑性ひずみ増分最大値とき裂の有無との対応[3].

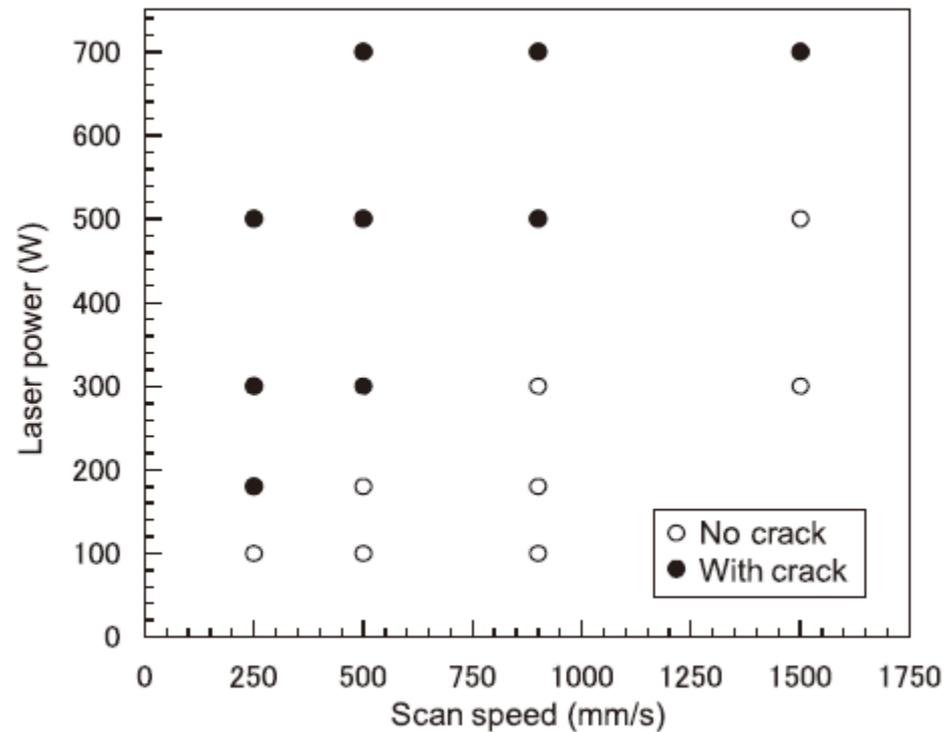


図7. シングルトラック試験におけるレーザ条件とき裂発生
の相関[3].

凝固割れ予測

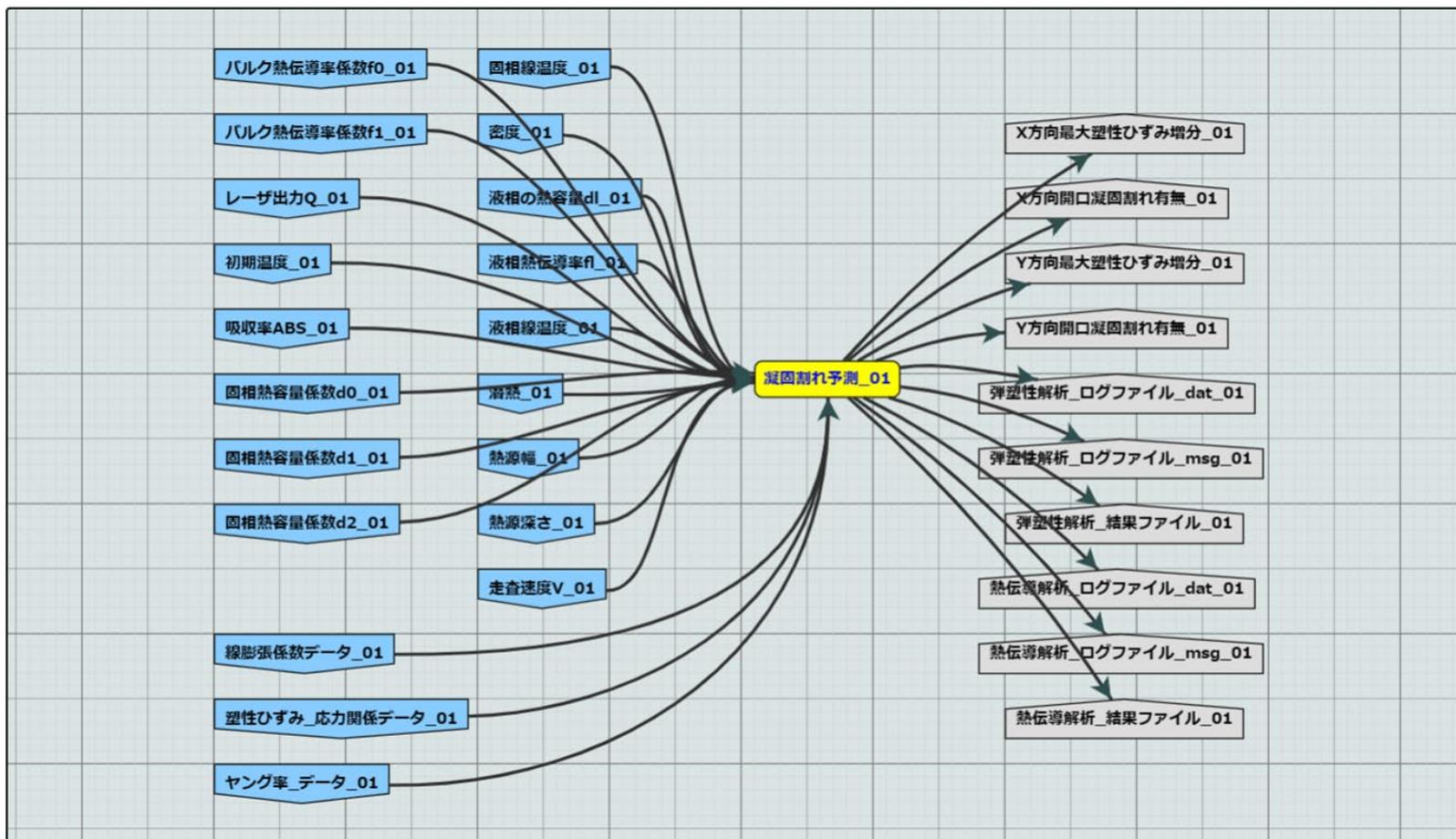


図8. 実装されている凝固割れ予測ワークフロー

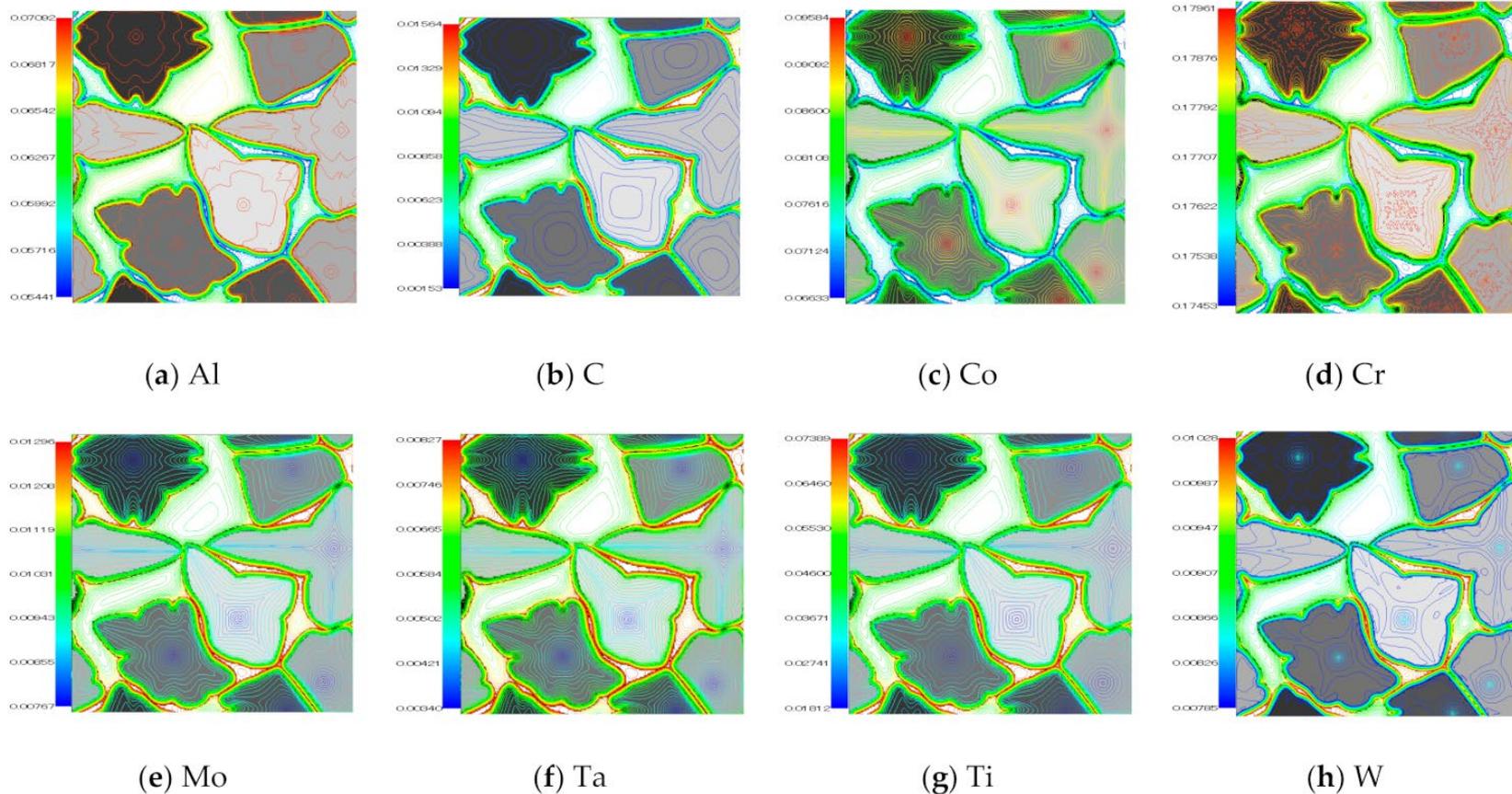


図9. 溶質濃度 (Al、C、Co、Cr、Mo、Ta、Ti、W) と γ 粒の分布を示している等軸組織形成過程の予測結果: (a) 冷却速度 10^5 K/s に対して非平衡マルチフェーズフィールド法により得られた、時間 0.06 ms の組織 [11].

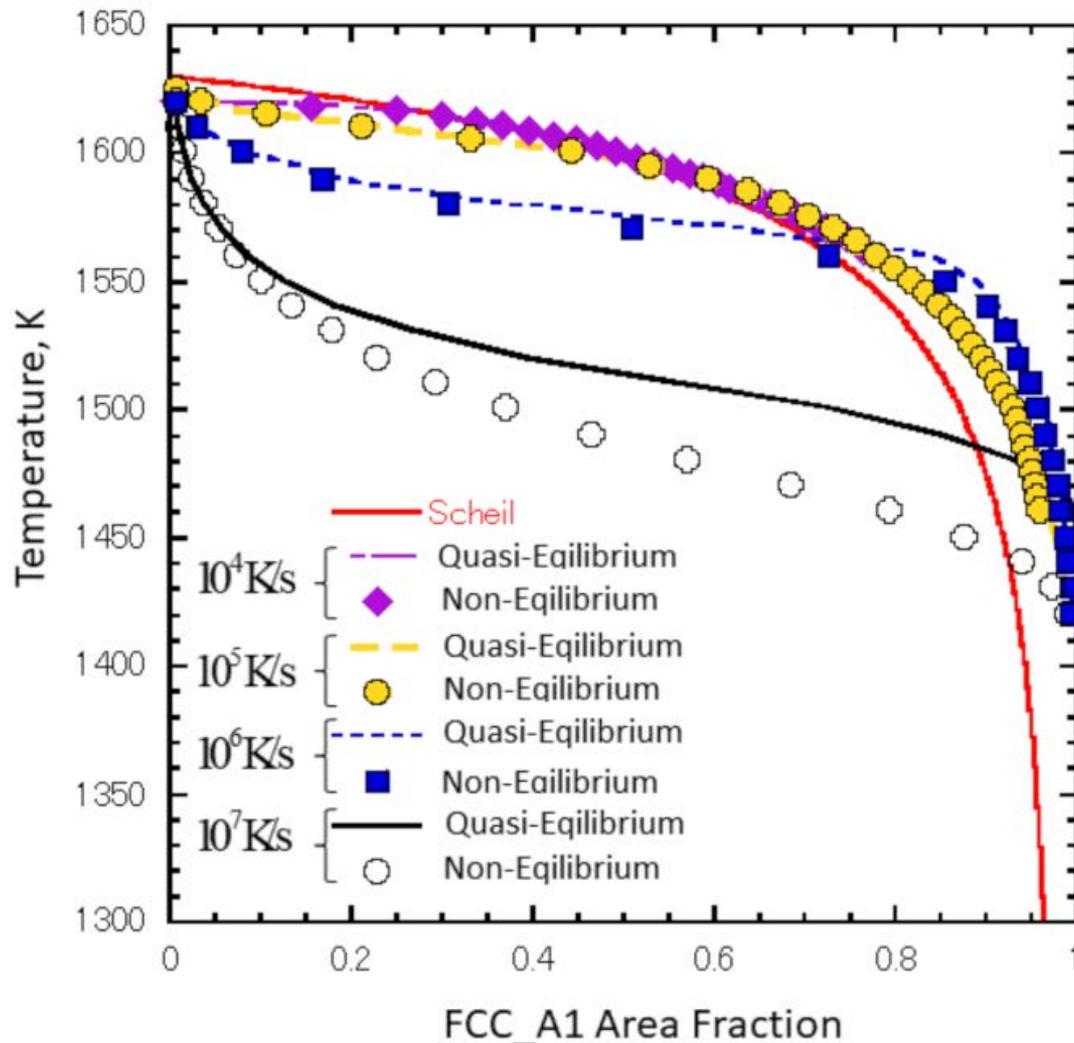


図10. 非平衡および擬平衡MPFMとScheilモデルでの、様々な冷却速度 (10^4 , 10^5 , 10^6 , 10^7 K/s) での γ 相面積率 (凝固率) と温度の相関 [11].

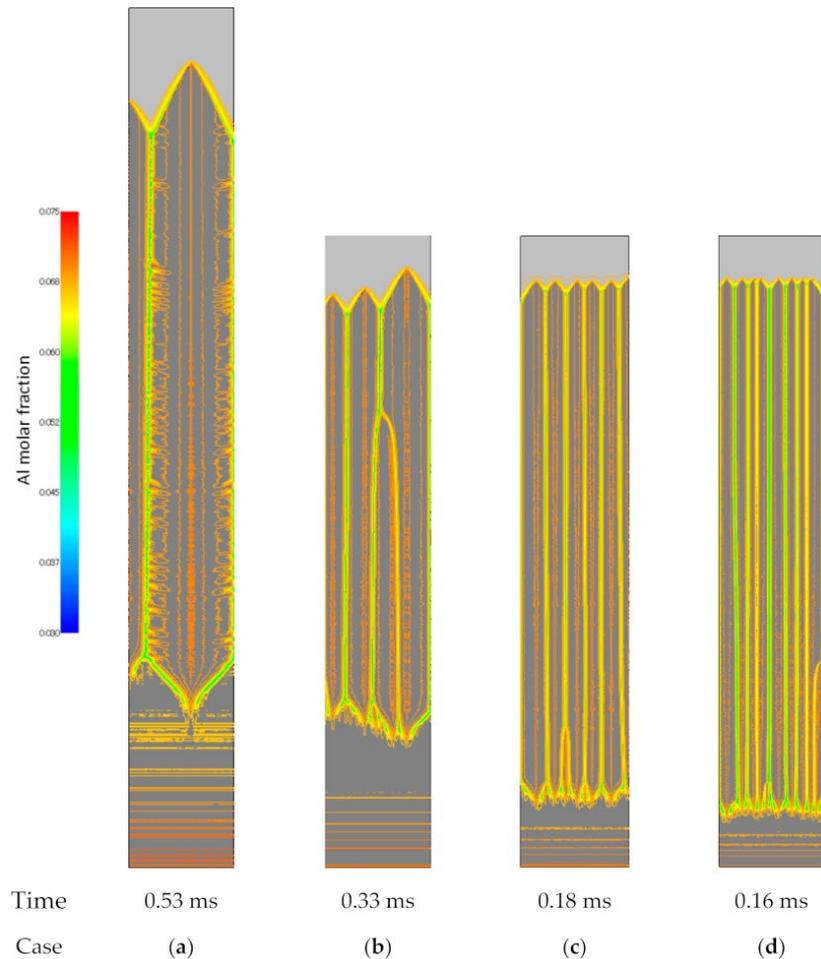


図11. 異なる冷却速度、温度勾配に対して、非平衡MPFMで得られた凝固組織 (Al濃度分布) のスナップショット: (a) 5×10^5 K/s, 5×10^6 K/m, (b) 1×10^6 K/s, 1×10^7 K/m, (c) 5×10^6 K/s, 5×10^7 K/m, (d) 1×10^7 K/s and 1×10^8 K/m [11].

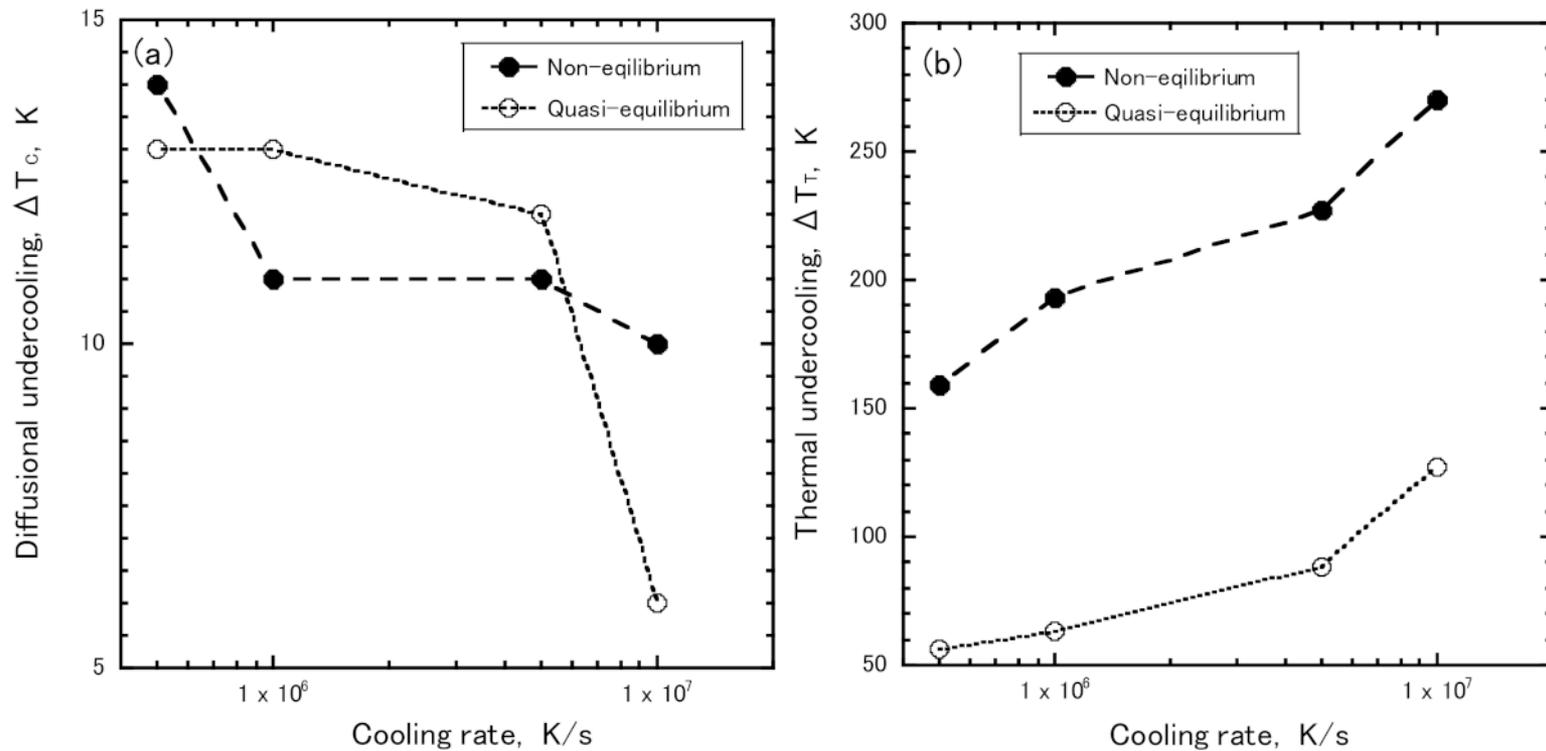


図12. 非平衡および擬平衡MPFMでの冷却速度と過冷度の相関:
 (a)拡散過冷度, (b)熱過冷度 [11].

偏析予測

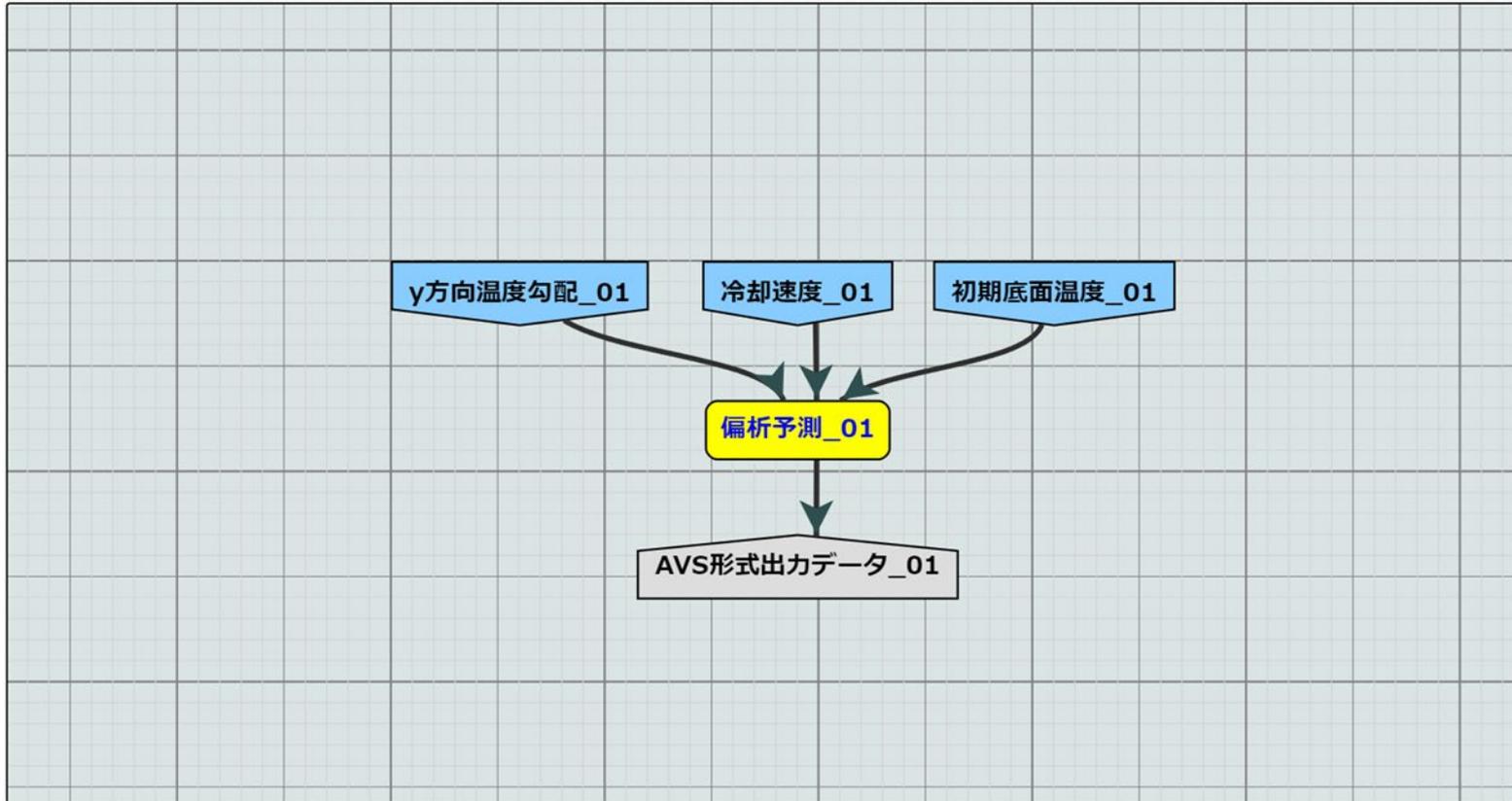


図13. 実装されている凝固組織・偏析予測ワークフロー

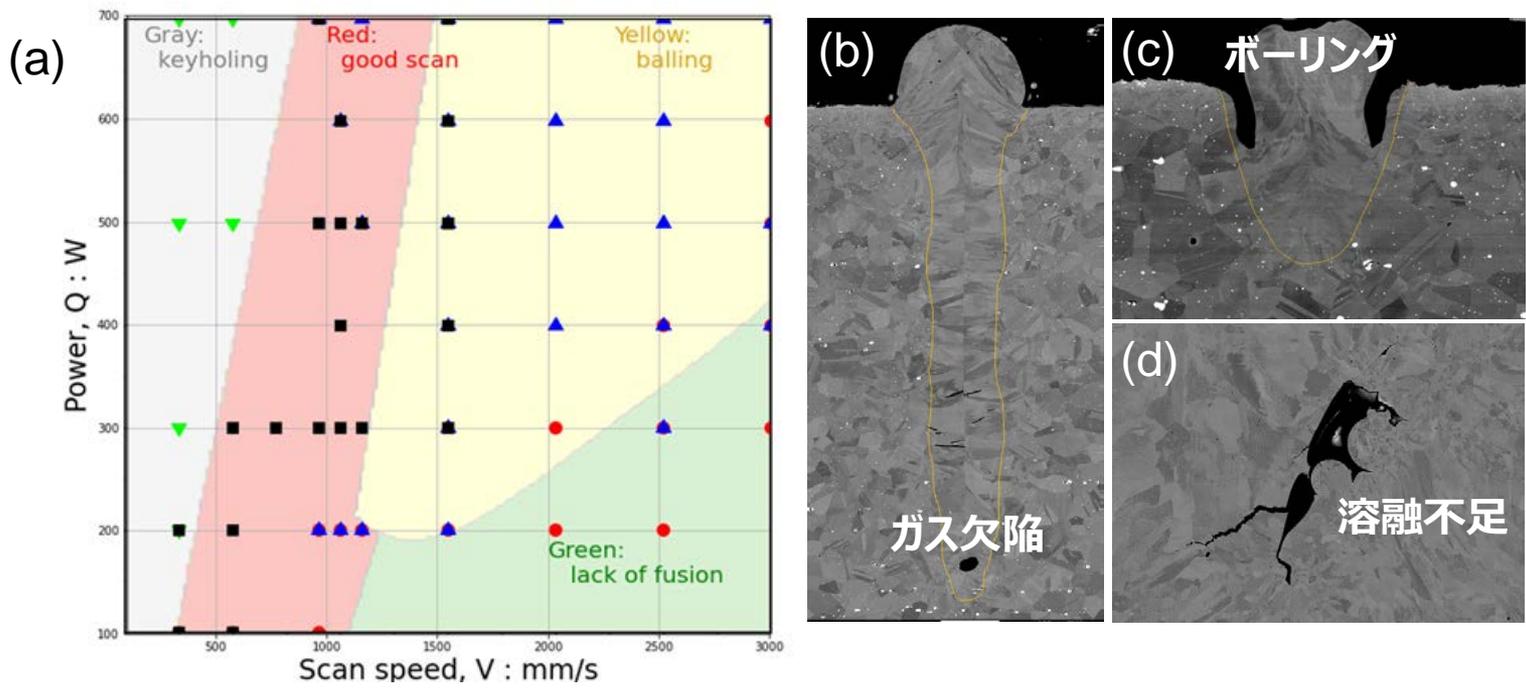


図14. (a) 予測されたプロセスウインドウ、(b)キーホールモードでのガス欠陥、(c)ボーリング、(d) 溶融不足 [17].

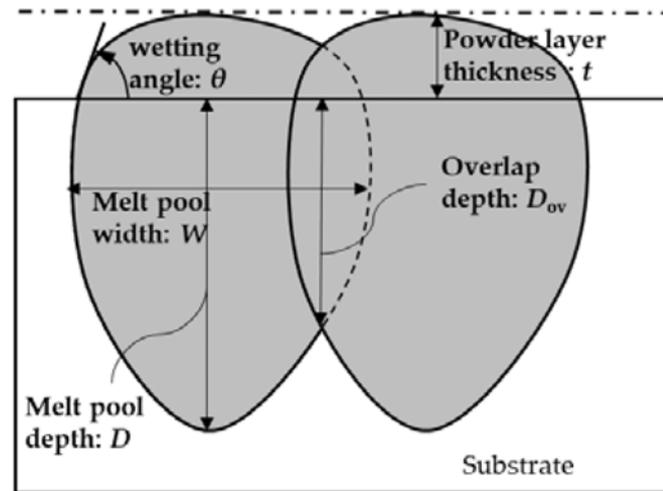


図15. 隣り合うレーザーキャンにより形成される溶融プールの断面模式図 [17].