特集

溶接・接合における情報デジタル化の潮流

第II部 デジタル化とビジュアル化が教育・研究機関にもたらすもの

溶接冶金現象の モデリングとビジュアル化*

西本 和俊**, 才田 一幸**

西本 和俊

才田 一幸

Modelling and Visualization of Material Behaviors in Welding and Joining*

by NISHIMOTO Kazutoshi** and SAIDA Kazuyoshi**

キーワード

溶接・接合, 材料挙動, モデリング, 計算機シミュレーション, 可視化, 凝固解析, 再結晶, 粒成長, 相分解, 475°C脆化

1. はじめに

近年、製造業の各分野では、製品のより一層の高性能化、高信頼性が求められると同時に、これらを支えてきた熟練技能者の減少傾向に対して早急な対処が求められている。このような状況への対応策のひとつとして、製造業の様々な分野にコンピュータが積極的に導入されており、コンピュータ援用による生産加工プロセス・システムの革新は目覚ましいものがある。溶接技術もその例外ではなく、CAW (Computer Aided Welding) も著しい進歩をみせ、その技術は多くの溶接現場においてすでに実用段階にある。しかしながら、CAW は未だ発展途上であり、克服すべき課題も多い。例えば、現状のCAWでは、溶接結果の評価として溶接金属の形状に主眼が置かれた制御がなされているため、選定されたプロセスパラメータは、割れやブローホールなどの溶接欠陥の制御・低減に対して、必ずしも最適な値に決定されているとはいいがたい場合もみられる。さらに、溶接継手の機械的特性や耐食性などの特性制御の観点からは、これらの情報がデータベースにほとんど加えられていないのが現状といえる。

溶接部の欠陥発生や継手特性は溶接部の組織変化と密接な関連があり、その制御のためには、溶接部の材料挙動を定量的に把握する必要がある。そこで、本稿では、溶接・接合部の材料挙動（溶接冶金現象）のモデリングとビジュアル化（シミュレーション）を教育・研究開発に活用するときの基本的な考え方（システム化）をまとめるとともに、溶接冶金現象のモデリングとビジュアル化の実例について紹介する。

2. 溶接技術知伝承のための先進的エキスパートシステム

溶接・接合部における材料挙動シミュレーションを行う目的としては、①組織制御や欠陥制御による溶接・接合部の高信頼性化、②開発期間の短縮や実験の削減によるコスト低減などを目的としたプロセスパラメータの最適化、③溶接欠陥・特性劣化の機構解明、④実験的検討では解明困難な長期間使用時の特性予測、⑤材料挙動と特性変化の理解や欠陥発生原因の学習などを目的とした溶接技術の啓発・知識伝承、などが挙げられる。これらの目的を達成するため、コンピュータ援用による溶接・接合プロセスのシステム化や最適化手法として、熟練技能や経験を機械に置き換えたり、データベース化する、いわゆるエキスパートシステムの構築が試みられている。しかしながら、これまでのマニュアル化や機械化は、一定の成果は得られているものの、自動化や省力化を過度に進めると、逆に新たな要求や問題に対応することが困難となる問題点が生じる。このような背景のもと、これまでの経験や学習を生かしつつ、新たな問題に的確かつ柔軟に対応できる新たなエキスパートシステム、ならびに、溶接・接合部での材料挙動の理解を支援するシステムの開発が望まれている。以下では、そのひとつの対応事例として、溶接・接合プロセスの先進的エキスパートシステムについて紹介する。

2.1 溶接・接合プロセスの先進的エキスパートシステムの概要

溶接・接合プロセスやプロセスパラメータを選定するに際しては、データベースに基づく単なる経験的手法による最適解の推論ではなく、溶接・接合部の材料挙動の可視化や理解、机上シミュレーションが可能な教育的配慮を兼ね備え、かつ、数理的な多目的最適化手法によるプロセスの最適化を行うことができる工学的応用に重点

*原稿受付 平成19年11月2日

**正 員 大阪大学大学院工学研究科 Member, Graduate School of Eng., Osaka Univ.

を置いた先進的エキスパートシステムが求められる。図1¹⁾は筆者らが提案した溶接・接合プロセスの先進的エキスパートシステムの基本的な考え方を示したものである。母材情報と要求継手性能に基づくプロセスの最適化システム（推論エンジン）に、溶接・接合部の材料挙動の理解支援システムと溶接・接合部の特性・欠陥予測支援システムをリンクさせた構成となっており、プロセスパラメータの最適化のみならず、溶接・接合プロセス設計を可能とする先進的エキスパートシステムである。

2.2 溶接・接合部の特性・欠陥予測支援システムの構成

溶接・接合部の特性や欠陥を予測する支援システムの考え方を図2²⁾に示す。溶接・接合部の特性や欠陥発生をデータベースに基づき定式化するエンジンと要求特性を

図1 溶接・接合プロセスの先進的エキスパートシステムの基本コンセプト

満足するようにプロセスパラメータを最適化するエンジンから構成される。溶接・接合部の特性や欠陥を予測するため、ニューラルネットワークや回帰分析などの手法により、これらをプロセスパラメータの関数として定式化し、その変化の大略を等特性線図として視覚的に表示するのみならず、極値（あるいは最大値、最小値）を遺伝的アルゴリズムにより探索する。その後、多目的数理計画法によりすべての評価要素を合理的に満足する最適プロセスパラメータを選定すると同時に、最適プロセスパラメータにて施工したときの溶接・接合部の特性と欠陥発生を定量的に予測し、意志決定者が満足できるようにプロセスパラメータの最適化を行う。一方、これらの過程で得られた情報は、データベースに追加学習させる機能を装備する。これらの最適化システムの実用例として、液相拡散接合を対象としたプロセス最適化システム²⁾が提案されている。

2.3 溶接・接合部の材料挙動の理解支援システムの概念および構成

図3³⁾は溶接・接合部の材料挙動の理解支援システムの概念と構成を示したものである。溶接・接合部で生じる材料挙動の解析モジュールを用いて、溶接・接合部の材料挙動を定量的に解析し、材料挙動の可視化とシミュレーションを実施することにより材料挙動の理解を支援する。材料挙動解析モジュールでは、理論的解析、物理モデル解析および経験的解析などの解析手法を用いて、材料挙動のモデリングとシミュレーションを行う構成となっている。また、溶接・接合部の材料特性を理解するこ

図2 溶接・接合部の特性・欠陥予測支援システムの概要

図3 溶接・接合における材料挙動の理解支援システムの概要

とにより、組織、欠陥、材質や強度などの溶接・接合部の特性予測、さらには、材料、組織、構造やプロセスの設計などプロセス最適化へのフィードバックが可能となる。これらの支援システムを最適化推論エンジンと統合することにより、材料挙動や特性予測を視覚や直感に訴える教育的配慮と新たな問題に対する解決能力育成を指向した溶接・接合プロセスの先進的エキスパートシステムが構築できる。以下では、溶接・接合部の材料挙動を理解するためのモデリングとビジュアル化の方法およびその事例について述べる。

3. 溶接・接合部の材料挙動とその解析方法

3.1 溶接・接合部における材料挙動の特徴

溶接・接合部における材料挙動の最大の特徴は、室温→最高加熱温度→室温に至る位置および時間とともに温度が急激に変化する熱サイクル過程で生じる点といえる。溶接熱サイクル過程において溶接部各領域の組織を決定する支配因子は、各位置での最高加熱温度、加熱速度および冷却速度である。図4に溶接部に生じる材料の組織変化およびそれに関連する溶接欠陥と特性の変化を模式的に示す。溶接部の中で材料の融点以上に加熱される領域は溶融した後凝固し、溶接金属を形成する。溶接金属は母材と異なる凝固組織を有する組織となり、溶接金属内では凝固偏析や粒界偏析が生じる。その結果、ポロシティーや高温割れが発生することがある。溶接熱影響部では溶接熱サイクル過程で結晶粒の粗大化が、また、熱サイクルの加熱過程では析出物の固溶や高温相への変態、冷却過程ではその逆変態や析出物の再析出、水素の拡散集積などが生じる。その結果、脆化や耐食性の劣化、低温割れを引き起こす場合がある。加工硬化により強化された材料では再結晶温度以上に加熱された領域が回復や再結晶により加工歪みが解放され、材料の強度低下（軟化）が生じる。さらに、再加熱や供用期間において、割れの発生や脆化、継手特性劣化などが生じる場合がある。

以上のように、溶接・接合部における組織変化は一般の熱処理のそれとは異なり、急熱・急冷熱サイクルにより平衡状態に至る中間的な段階にあり、その定量的把握のためには温度が時間とともに変化する溶接熱サイクル過程・温度場における速度論的な取扱いが必要となる。

図4 溶接部における材料挙動の特徴

3.2 溶接・接合部の材料挙動の解析方法

溶接・接合部の材料挙動を理解するためには、まず、溶接・接合過程における熱サイクルや温度分布を知ることが必要である。溶接・接合プロセスには多くの物理現象が含まれるため、溶接・接合方法や熱源の種類、材質や継手形状などにより、溶接・接合部の熱サイクルや温度分布が微妙に変化する。このため、溶接・接合過程における温度変化や分布を厳密に求めることは一般に困難とされるが、固相状態での温度を解析するための近似的な取り扱いとしては、Fickの熱伝導方程式を基礎式とした定常あるいは非定常熱伝導解析が有効である。これに対して、溶融・凝固過程（液相状態）での温度を正確に解析する有効な手法は確立されておらず、熱伝導解析を外挿的に適用しているのが現状である。

溶接・接合部の温度解析結果をもとに溶接・接合部における材料挙動を解析するためには、等温・均熱状態における材料挙動解析を非等温過程および温度場（溶接・接合過程の熱サイクル・温度場）に拡張することが必要である。等温過程の材料挙動解析を非等温過程へ拡張する方法としては、①現象論方程式（支配方程式）に温度依存性を追加、②微小等温過程に分割して増分法や加算則を適用、③データベース応用による推定、などが考えられる。また、温度場への拡張方法としては、①熱伝導解析と連成、②微小均熱領域に分割（空間的離散化）、などが挙げられる。これまでの検討の多くでは、熱伝導解析結果に基づいて増分法や加算則を用いる解析手法が適用されており、比較的簡便で、かつ、精度の高い解析が可能とされている。

実際の溶接・接合部における材料挙動（組織変化や特性変化など）は、温度以外にも、流動や応力・歪みなどの影響も受けることから、溶接・接合部における材料挙動のより精密な可視化理解のためには、熱伝導解析のみならず、流体解析や応力・歪み解析を材料挙動解析と連成して解析する必要がある。これまで、材料挙動の連成解析を実施した事例としては水素脆化（水素拡散挙動）解析があり、熱伝導解析、応力・歪み解析および水素拡散解析を連成させることにより、溶接・接合部での水素挙動の可視化、水素脆化挙動の予測ならびに水素脆化機構の解明に重要な知見を与えている。また、溶融池の凝固挙動や結晶成長などに対する連成解析も進められているが、その適用は限定的である。一方、これらの連成解析で注意すべき点は、各解析間の解析スケールの大きな差異である。すなわち、材料挙動の多くは金属組織オーダー（ μm 以下）で生じるのに対して、流動挙動や応力・歪み挙動の解析では計算機容量の観点から、解析オーダーをかなり大きく（mm程度に）せざるを得ない。したがって、多くの連成解析ではマイクロ・マクロ連成やズーミングなどの手法を導入することが必要となる。

4. 溶接・接合部の材料挙動シミュレーション

溶接・接合部における材料挙動の解析事例として、凝固、粒成長・再結晶および相分解・脆化挙動を対象に、

それらのモデリングとビジュアル化について紹介する。

4.1 溶接金属の凝固挙動

Ni 基単結晶超合金に肉盛溶接を施したときの溶接金属の凝固挙動を明らかにすることを目的として、熔融金属（溶加材）の流動解析と熱伝導解析および凝固解析を連成させた解析モデルを用いて、肉盛部の凝固形態、結晶成長（デンドライト成長）および結晶制御挙動を予測した。解析モデルは、Ni 基単結晶超合金 CMSX-4 に対して同組成の溶加材を用いて、レーザ肉盛溶接を施した場合を模擬し、図 5 に示すように、直径 0.6~1.0mm（溶加材供給量と溶接速度の比 V_f/V_w により異なる）の熔融金属が母材平板の上に接触して置かれている状態を初期状態とし、熔融金属が母材平板上をぬれ拡がりながら母材に溶け込むと同時に、冷却・凝固するモデルとした。肉盛溶接時の熔融金属（ビード）の形態変化および温度分布の計算には、Navier-Stokes 式、連続体方程式、エネルギー方程

図 5 肉盛溶接金属の流動・凝固解析モデル

図 6 肉盛溶接過程における熔融金属の流動解析および熱伝導解析結果

式の 3 式を基礎式とした流体力学解析プログラムである FLOW-3D を用いた。なお、溶接熱源はガウス分布として与え、肉盛ビード形状は対流、表面張力、粘性および重力を考慮して解析した。一方、凝固解析では肉盛部の凝固形態、デンドライト成長方向およびストレイ結晶の体積比を計算するため、Geometric モデルに基づき結晶のデンドライト優先成長方向を考慮した上で、デンドライト界面前方の温度勾配と凝固速度を求める解析理論とともに、CET 理論からストレイ結晶の生成予測を行う解析理論を用いた。これらの詳細は文献 3) を参照されたい。

レーザ肉盛溶接過程のビード形成挙動および温度変化を解析した一例を図 6 に示す。図中のカラーは温度を示す。時間の経過に伴い、熔融金属は母材平板上をぬれ拡がりながら母材に溶け込む（固液界面を点線にて示す）ことが可視化できる。溶接金属が凝固を開始する時点（図 6 の解析条件では $t=0.008s$ の時点に相当し、熔融金属が母材上に最も拡がった状態）を初期状態として、凝固過程における肉盛金属内のデンドライト成長方向の経時変化を解析した結果を図 7 に示す。赤で示す部分が溶融部分（液相）である。凝固は溶融池の端部から開始し、中央部表面にて完了する。ビード底部（特に、中央）では、凝固の進行に伴い母材からエピタキシャルに [001] デンドライトが成長し、ビード上部では直交デンドライト（[100] デンドライト）が成長する過程が確認できる。図 8 にレーザ肉盛溶接条件を変化させたときの肉盛部の凝固形態、デンドライト成長方向、ストレイ結晶の体積比 ϕ の計算結果および同条件でのビード断面組織と結晶方位解析の結果をまとめて示す。凝固形態はいずれの条件でも肉盛部内がデンドライトで構成され、実験結果とよく一致する。デンドライト成長方向は、肉盛部の下部では [001] デンドライトがみられ、肉盛表層付近では [100] デンドライトにて占められ、 V_f/V_w およびレーザ出力が大きくなるに伴い、[001] デンドライトの占める割合が増加する。実験結果と比較すると、 V_f/V_w が小さい条件ではやや差異がみられるが、他の条件では比較的良好な一致がみられる。一方、ストレイ結晶の体積比 ϕ の計算

図 7 凝固過程における肉盛金属内のデンドライト成長方向の経時変化

結果（ ϕ 値は 0~1 の範囲にて示す）をみると、ストレイ結晶は肉盛表面中央部に向かうに伴い発生しやすい傾向が窺える。実験結果でも肉盛部表層付近で多くのストレイ結晶が発生している。また、 V_f/V_w およびレーザ出力が大きい条件になると、ストレイ結晶の体積比 ϕ の値は大きくなり、実験結果でも同様にストレイ結晶の発生が増加している傾向が窺える。以上のように、流動解析と凝固解析の連成解析により、溶接金属内の組織形態および結晶成長をおおむね予測できることがわかる。

4.2 溶接熱影響部の結晶粒成長および再結晶挙動

溶接熱影響部における結晶粒成長および再結晶挙動をモンテカルロ・シミュレーションにより可視化した。粒界移動のモンテカルロ・シミュレーションには、Potts モデルを適用した。すなわち、六角形からなる結晶組織を考え、結晶粒界を異なる番号のセル同士の境界で与える。ひとつのセルの番号を変化させる（粒界を 1 セル分移動させる）ことによる粒界エネルギーの総和 E （式 (1)）が減じる方向へ粒界移動が進行するものとする。

$$E = \sum_{i \neq j}^k \left(1 - \delta_{|s_i||s_j|} \right) \quad (1)$$

ただし、 $\delta_{|s_i||s_j|}$ はクロネッカー δ 関数。モンテカルロ・ステップは、結晶粒成長の理論式に対応させ実時間に変換した。溶接熱影響部では、温度場と非等温過程を考慮する必要があるため、式 (1) で示したセルの方位変化を式 (2) に示す確率関数 W により生起した。

$$W = 0 (\Delta E > 0) \\ = \exp\{Q/T_{\max}\} \exp(-Q/T) (\Delta E \leq 0) \quad (2)$$

ここで、 Q は活性化パラメータ、 $T_{\max}$ は確率関数 $W=1$ となる温度（融点）である。

一方、再結晶現象のモンテカルロ・シミュレーションでは、式 (1) に示す粒界エネルギーに再結晶の駆動力である蓄積エネルギーを加えた式 (3) で示すエネルギーを用いた。

$$E = \sum_{i \neq j}^k \left(1 - \delta_{|s_i||s_j|} \right) + H \sum_i \theta(Q_u - S_i) \quad (3)$$

図8 肉盛溶接金属の凝固形態、デンドライト成長方向、ストレイ結晶の体積比 ϕ の計算結果および断面組織、結晶方位解析結果

ただし、 $\theta(x)=1, x \geq 0, \theta(x)=0, x < 0$ であり、 H は蓄積エネルギー係数、 Q_u は未再結晶セルの最大背番号である。なお、モンテカルロ・ステップは、再結晶の理論式 (Johnson-Mehl 型速度式) との対応により実時間に変換した。解析手法の詳細は文献 4) を参照されたい。解析対象とした材料は、炭素鋼 (S35C) および純 Ni である。溶接熱サイクルは、溶接方法に応じて移動点熱源と移動線熱源を組み合わせることにより再現し、溶接熱影響部（最高到達温度が融点以下の領域）について、再結晶現象ならびに結晶粒成長を解析した。

炭素鋼溶接熱影響部（移動点熱源）の結晶粒成長状況を図 9 に示す。溶接金属近傍の高温にさらされる領域で結晶粒の成長が顕著であることがわかる。また、熱源の移動に伴う結晶粒成長挙動がよく可視化できている。溶接熱影響部の結晶粒粗大化に及ぼす溶接方法の影響を解析した結果を図 10 に示す。アーク溶接 (GTAW) では熱

図9 炭素鋼溶接部近傍での結晶粒成長挙動（モンテカルロ法）

図10 炭素鋼アーク溶接熱影響部とレーザ溶接熱影響部の結晶粒成長挙動の差異（モンテカルロ法）

源を移動点熱源とし、レーザ溶接 (LBW) では移動点熱源 + 移動線熱源とし、いずれも完全溶込み条件を再現している。GTAW 熱影響部は LBW 熱影響部に比べ平均結晶粒径が大きく、結晶粒が粗大化している範囲も広いことがわかる。

純 Ni を対象に、溶接熱影響部の再結晶挙動をモンテカルロ・シミュレーションにより検討した。図11は GTAW 熱影響部 (移動点熱源) における再結晶挙動に及ぼす溶接入熱の影響について示したものである。図中の影を施した結晶粒が再結晶粒を表している。溶接入熱が増加するに伴い、再結晶領域が拡大し、未再結晶域との境界付近では、結晶粒が微細化している。また、再結晶域における結晶粒成長 (二次再結晶) も溶接入熱が大きくなるほど顕著に生じる傾向が認められる。

(a) 溶接入熱 : 13.6 kJ/cm

(b) 溶接入熱 : 12.0 kJ/cm および 2.4 kJ/cm

図11 純 Ni 溶接熱影響部における再結晶挙動に及ぼす溶接入熱の影響 (モンテカルロ法)

以上のように、モンテカルロ・シミュレーションにより溶接部の結晶粒成長および再結晶挙動が可視化でき、溶接方法・条件などの変化に伴う溶接部組織の差異を直感的に理解することが可能である。

4.3 ステンレス鋼溶接部におけるスピノーダル分解挙動および 475℃ 脆化予測

ステンレス鋼溶接熱影響部における相分解挙動とそれに伴う脆化 (475℃ 脆化) を予測するシミュレーションについて紹介する。スピノーダル分解過程の計算機シミュレーションは、式 (4) に示す Cahn-Hilliard の非線形拡散方程式 (x - y 二次元モデル) を熱サイクル過程に拡張して (増分法) 実施した。

$$\frac{\partial c_B}{\partial t} = \frac{\partial \left\{ \tilde{D}_x \left(\frac{\partial c_B}{\partial x} \right) \right\}}{\partial x} + \frac{\partial \left\{ \tilde{D}_y \left(\frac{\partial c_B}{\partial y} \right) \right\}}{\partial y} - 2 \left[\frac{\partial \left\{ \tilde{K}_x \left(\frac{\partial^3 c_B}{\partial x^3} \right) \right\}}{\partial x} + \frac{\partial \left\{ \tilde{K}_y \left(\frac{\partial^3 c_B}{\partial y^3} \right) \right\}}{\partial y} \right] \quad (4)$$

ここで、 c_B は溶質濃度、 $\tilde{D}_x, \tilde{D}_y$ は相互拡散係数 (組成に依存) であり、 $\tilde{K}_x, \tilde{K}_y$ は濃度勾配エネルギー係数 (組成に依存) である。なお、Cahn-Hilliard の非線形拡散方程式の解法は、文献5) を参照されたい。

スピノーダル分解に伴う 475℃ 脆化の予測モデルとしては、Mott-Nabarro の析出硬化理論 (Cut-through モデル) を適用した。すなわち、スピノーダル分解過程の析出相 (α' 相) の粒径 R 、体積率 V とすると、

$$\Delta_v T_E = K r^{1/2} V^{4/3} \left\{ \ln \left(\frac{1}{V} \right) \right\}^{3/2} \quad (5)$$

により脆化量 (破面遷移温度上昇 $\Delta_v T_E$) を予測した (K : 定数)。本解析では、30Cr-2Mo ステンレス鋼を Fe-34at%Cr 二元系合金に近似し相分解過程の計算を行った。計算に用いた熱サイクルは単純な多重熱サイクル、ならびに、アーク溶接を模擬して移動点熱源による準定常熱伝導解析にて計算される熱サイクルである。

多重熱サイクル過程におけるスピノーダル分解挙動の二次元シミュレーション結果を熱サイクルと対比させて図12に示す。ここでは、溶質濃度分布をカラーで表現している。時効時間 100 s あたりで相分解が開始し、熱サイクル初期段階では Cr 濃度ゆらぎが単調に増大し、 α' 相が析出・成長する様子が認められる。しかし、ある程度相分解が進行すると、 α' 相の Cr 濃度は加熱過程で減少し、冷却過程で増加するという周期的に変化する様子が見られる。また、 α' 相の Cr 濃度変化に伴い、粒径も加熱過程で小さくなり、冷却過程で大きくなることがわかる。すなわち、 α' 相の Cr 濃度および粒径変化は、熱サイクルの繰り返しと対応関係が認められ、熱サイクル過程におけるスピノーダル分解挙動をよく可視化していると判断される。

アーク出力を 2.0 kW で一定とし、溶接速度を 0.5 ~ 4.0 mm/s と変化させた場合のアーク溶接部の 475℃ 脆化予測を行った。図13は、これらの条件で溶接を行った際

図12 多重熱サイクル過程における Fe-Cr 合金のスピンodal分解挙動 (Fe-34at%Cr 合金)

図13 30Cr-2Mo 鋼アーク溶接部における破面遷移温度上昇に及ぼす溶接条件の影響

の破面遷移温度変化について計算した結果である。破面遷移温度変化は入熱量の値が大きくなるにつれて増加している。溶接速度が4.0 mm/sおよび2.0 mm/sの場合では、破面遷移温度変化は生じないのに対し、速度が

図14 30Cr-2Mo 鋼多層盛溶接部における破面遷移温度上昇の分布

1.0 mm/s の場合では約 10 K、溶接速度が 0.5 mm/s の場合では約 50 K を示す。また、脆化域も入熱量が大きいほど広いことから、溶接入熱量が大きくなるほど脆化が顕著になることがわかる。さらに、アーク溶接により多層盛溶接を行った場合の溶接部の 475℃ 脆化予測を行った。第1パス溶接から第3パス溶接時における破面遷移温度変化を図14に示す。なお、それぞれのパスは同じ溶接条件とした。第1パス溶接時では破面遷移温度変化は約 5 K の値を示し、第2パス溶接時には約 20 K を示し、第3パス溶接時には約 40 K の値を示す。また、最高到達温度がスピンodal分解温度域と重なった位置での脆化が厳しくなっていることがわかる。

以上のように、溶接冶金現象に材料強度理論を組み合わせることにより、溶接・接合部の材料挙動解析のみならず、特性予測も行えることが示唆される。

5. おわりに

これまで述べてきたように、溶接・接合部における材料挙動をモデル化・ビジュアル化することにより、様々な溶接冶金現象を直感的に理解できるのみならず、溶接・接合部の特性予測およびこれらに基づいたプロセスの最適化や材料設計も可能である。このことは、これらの手法が今後の教育・研究開発に活用できる有効なツールとなり得ることを示すものである。しかしながら、溶接・接合部の材料挙動のモデリングとビジュアル化に関しては、解決すべき課題も残されている。例えば、学術的課題としては、①非等温過程への拡張を含めた適用理論式の確立、②材料定数（物性値）の充実、③連成問題への展開、④非平衡・準安定状態の取り扱い、などがある。

る。また、適用への課題としては、①特性予測・欠陥予測とその制御、②材料設計への応用、③プロセスパラメータの最適化、④教育・啓発への応用（可視化理解）、などがある。さらに、大規模連成解析のための高速計算機および計算手法の開発なども解決しなければならない課題のひとつである。今後、これらの課題が克服されれば、複雑な溶接冶金現象をより高精度に、かつ、リアルタイムに解析・予測することが可能であり、溶接・接合プロセスの高度化、高性能化および高信頼性化に寄与するものと推察される。溶接・接合部における材料挙動のモデリングおよびビジュアル化が一層進展することを期待したい。

参考文献

- 1) 西本，才田，鳥居：“材料挙動の理解支援システムの基本概念，－溶接エキスパートシステムにおける材料挙動の理解支援システム（第1報）－”，溶接学会全国大会講演概要，66 (2000)，p.234-235.
- 2) 坂元，妙中，才田，西本：“数理計画法を用いた液相拡散接合エキスパートシステムの構築，－液相拡散接合プロセス最適化システムの開発（第1報）－”，溶接学会論文集，24-1 (2006)，p.93-99.
- 3) 才田，西本：“単結晶合金補修への凝固解析の適用”，溶接学会誌，76-4 (2007)，p.230-242.
- 4) 西本，才田，鳥居，大重：“溶接熱影響部における結晶粒成長と再結晶のモンテカルロ・シミュレーション”，溶接学会論文集，21-2 (2003)，p.256-266.
- 5) K. Nishimoto, K. Saida and H. Ohshige: "Prediction of 475°C Embrittlement in 30Cr-2Mo Ferritic Stainless Steel Weldments", Mathematical Modelling of Weld Phenomena 6, ed. by H.Cerjak, Maney Publishing (2002), p.365-390.

1) 西本，才田，鳥居：“材料挙動の理解支援システムの基本