



鉄鋼の形状・材質制御モデルの現状

柳本 潤*・劉 金山*

Recent Progress in Analytical Models for the Simultaneous Optimization of Deformed Geometry and Microstructure

Jun YANAGIMOTO and Jinshan LIU

Synopsis : Geometry of formed product and mechanical properties are the most important functions which are required in the products in metal forming processes. Numerical analysis for the evolution of microstructure in cold forming and hot forming is the key tool usable for the simultaneous optimization of geometry and mechanical properties of formed product. It is helpful not only to reduce time and cost for optimization but also to renovate design sequence of steel product.

Novel design of steel product will be the combined design of forming condition and alloy composition, which is operated fully on digital computers. Here, components are 1) macro-process simulation, 2) micro-process simulation, 3) mechanical properties simulation as a function of microstructure and 4) material genom, and 5) nano-process simulation should located behind material genom and mechanical properties simulation as a function of microstructure. Analytical methods for the analyses of microstructure evolution for the forming of steels are reviewed in this paper. Their present standpoint and recent achievement will be explained, and its expected advance in future will be discussed.

Key words: metal forming; microstructure control; numerical analysis; material genom.

1. はじめに

鉄鋼材料を含めた金属素材の製造において、製品に求められる機能をあえて2つに絞りこむとすれば、表面性状を含む寸法形状と、機械的特性すなわち材質である。これらを同時に適正な水準に保ちつつ鉄鋼材料を製造し、可能な限り安価かつ迅速に市場に供給することが、長らくの間、社会より鉄鋼業に課せられ続けてきたミッションである。

「表面性状を含む寸法形状」の創り込み技術は、変形加工技術の根幹をなしており、長い研究・開発の歴史がある。「機械的特性すなわち材質」の創り込み技術は、材料技術の根幹であり、これも長い歴史を経て発展を遂げてきた。材質を考慮することなく形状を創り込む、あるいは、形状のことを考慮せずに材質を創り込むことは比較的にやさしいであろう。では何と比較してたやすいのかといえば、「形状」と「材質」の同時創り込みである。「形状」と「材質」の同時創り込みは、High Qualityな製品の製造を常に目指してきた鉄鋼業において、過去30年以上最も重要な技術課題であり続け、技術開発ならびに学問・科学の発展を駆動する要因となってきた。厚板圧延の制御圧延技術^{1,2)}や、自動車用薄鋼板の製造技術³⁾は、この典型的な例である。

また、「形状」と「材質」の同時創り込みを実現するためには、「使える」理論の発展が不可欠であることは論を待たない。「形状」と「材質」を同時に最適なものとする材料および加工条件の設計は、従来の Try and Error アプ

ローチでは極めて効率が悪いであろうし、最適な解をえることも覚束ない。形状・材質制御モデルは、Manufacturing TechnologyとMaterial Technology, すなわち2つのMTを融合するための基盤ツールであって、今後のIT社会での鉄鋼業にとってますます重要性を増すであろう。

本稿では、以上の目的をもって研究が進められている形状・材質制御モデルについて、主として製造加工側の視点より、現在の状況をまとめる。

2. 圧延における形状・材質制御の具体例と問題点

2.1 厚板の制御圧延

形状・材質制御が実現されている典型的な例は、厚板の制御圧延である。低温じん性を維持するための内部組織制御・結晶粒微細化と、これを実現するための材料技術・圧延技術の開発が1970年代以後盛んに行われ、現在はTMCP (Thermo Mechanical Control Process) 技術として厚板の製造ほかに広く利用されている^{1,2)}。

TMCP技術は、厚板圧延機、圧延後板プロフィールおよび形状(平坦度不良)制御、冷却制御、など数多くの圧延技術開発と、材料技術との融合によって生み出された。厚板において形状・材質制御がいち早く達成され、同期して理論が発達した理由として、まずはNb利用のマイクロアロイテクノロジーの進展がある。マイクロアロイの機能を十

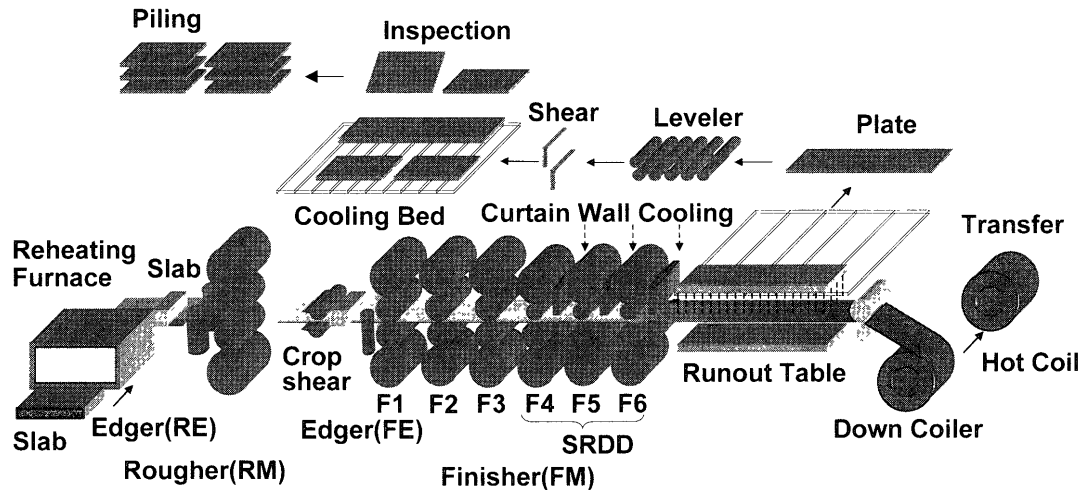


Fig. 1. Layout of continuous hot strip mill.

分に発現できる素地として、厚板圧延では鋼板温度と加工パス間時間の制御範囲が大きいことがあった。さらに、大艦巨砲ミル（大荷重広幅ミル）の建設を可能とする、技術的素地と経済状況が背景にあった⁴⁾。厚板の制御圧延では、1970年代以後、さらに精密な形状・材質制御を可能とすべく、制御モデルの研究開発が進んでいる⁵⁾。

2・2 薄板の連続熱間圧延

変態点以上の温度域で低温での大圧下を行えば、微細な γ 粒からの変態となりさらにフェライト変態が加速されるため、微細なフェライト-パーライト組織がえられる。この冶金原理は古くから知られていたことであるが、Fig. 1に示す薄板の連続熱間圧延で実現するのは容易ではない⁶⁾。まずは噛み込み限界の制約がある。Karmanの古典理論⁷⁾より導かれるとおり、摩擦係数 μ と噛み込み角 θ の間には、 $\mu \geq \tan \theta$ という関係がある。強い圧下を行うためには噛み込み角を小さくすれば良い、そのためにはロール径を大きくすれば良いと考えがちである。実験室では可能であろうが、現実の連続熱間圧延設備において利用できるロール径には限界がある。また、連続圧延であるがゆえにパス間時間を自由に制御することができない。さらに後段スタンドではパス間時間が短いため加工発熱による温度上昇を抑えるには大容量の冷却設備が必要であること、圧下率が大きいほど大きな動力、高強度の駆動軸を必要とすること、圧延荷重が高くなるのでミルの剛性を高める必要があること、など主として圧延設備面からの制約がある。さらに、大圧下に伴う圧延荷重の上昇は、板幅方向板厚精度の低下をもたらす、Fig. 2に示されているとおり、形状（平坦度不良）の乱れも大きくなる。

したがって、広幅薄板の大圧下連続圧延においては、圧延機の改良に併せて圧延条件の精密な制御が必要となり、そのための形状・材質制御モデルが要求されるわけである。従来、薄板圧延時の板プロフィール・平坦度不良の高精度な解明を目指して、3次元変形解析手法の開発が行われ

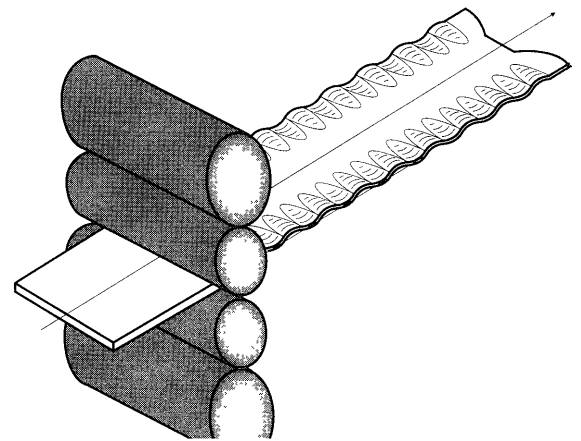


Fig. 2. Schematic illustration of waviness of sheet after rolling.

てきたが^{8,9)}、今後、薄板の連続熱間圧延が材質/内部組織制御の手段としてより積極的に活用されるためには、変形形状・材質制御モデルの開発と高精度化が必要であろう。

2・3 棒鋼の圧延

自動車用鍛造素材としての棒鋼には、高い真円度が要求される。製品の（最大径-最小径）によって定義される偏径差を、例えば $\pm 0.1 \text{ mm} \sim \pm 0.3 \text{ mm}$ 以下（製品径25 mm前後で）に保つ圧延は、精密圧延として実現されている¹⁰⁾。

棒鋼圧延は孔形圧延であるから、製品寸法にあわせたロール孔形系列の設計が必要である。その例をFig. 3に、3次元FEM解析例をFig. 4に示す¹¹⁾。ロール孔形系列は単純なものほど望ましく、ロール孔形数は少ないほど良い。製品寸法精度を保ちつつロール孔形数を削減するためには、例えば最終スタンドにサイジングスタンドを導入し、同一孔形を利用しつつも圧下率の変更によって多様な寸法の製品を造り分けることが有効である。ところが、サイジング圧延時の軽圧下によって結晶粒粗大化が引き起こされることが知られている。これは自動車メーカ等

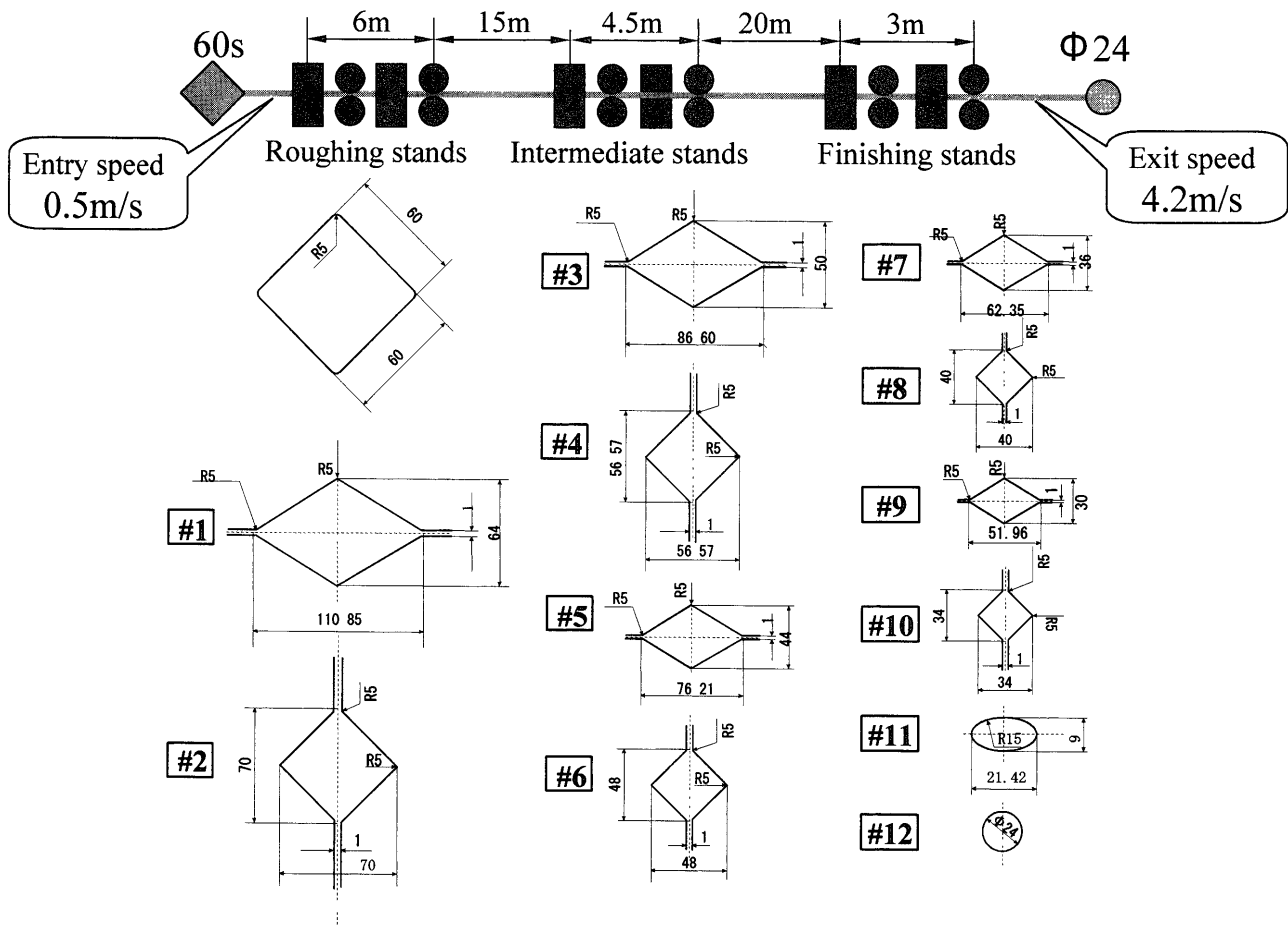


Fig. 3. Example of mill layout and calibers in bar rolling.

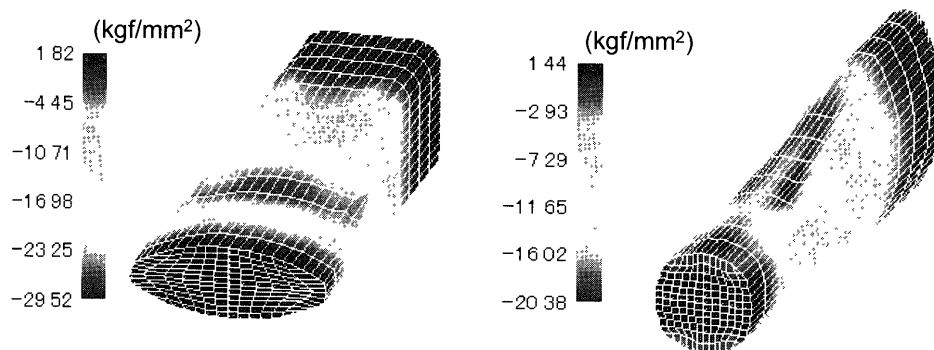


Fig. 4. Rolling pressure and deformed geometry in typical bar rolling.

での鍛造時の欠陥・割れの原因となるので、その抑制は重要な課題であり、取りえる圧延加工条件について材質/内部組織適正化の面から、一定の制約が課される¹²⁾。ゆえに、変形状と材質を同時に解析することによる、圧延工程の設計と制御が必要となる。

2.4 H形鋼の圧延

H形鋼をはじめとする形鋼の圧延では、複雑な断面形状を持つ製品を製造する。ゆえに形状寸法の制御が難しく、材質/内部組織を同時に適正化しえる条件を見いだすのはさらに困難な課題である。通常、変形状制御によって適正な形状寸法を持った製品を製造するためのロール孔形形

状・圧延条件は限られている。したがって、材質/内部組織を創り込む目的で変更できる圧延条件範囲は、さらに限られたものになる¹³⁾。

形状寸法を適正に製造するためのロール孔形系列を見いだすためには3次元FEMによる変形解析が有効である。Fig. 5に、不等辺アングル圧延のFEM解析結果を示す¹⁴⁾。他の圧延プロセスと同様、1990年代初頭より形鋼圧延の3次元変形解析がロール孔形設計に利用されてきており、見るべき成果を挙げているが、今後材質・内部組織をも適正化できる条件を探索するのには、形状・材質の連成理論解析を利用せざるをえない。

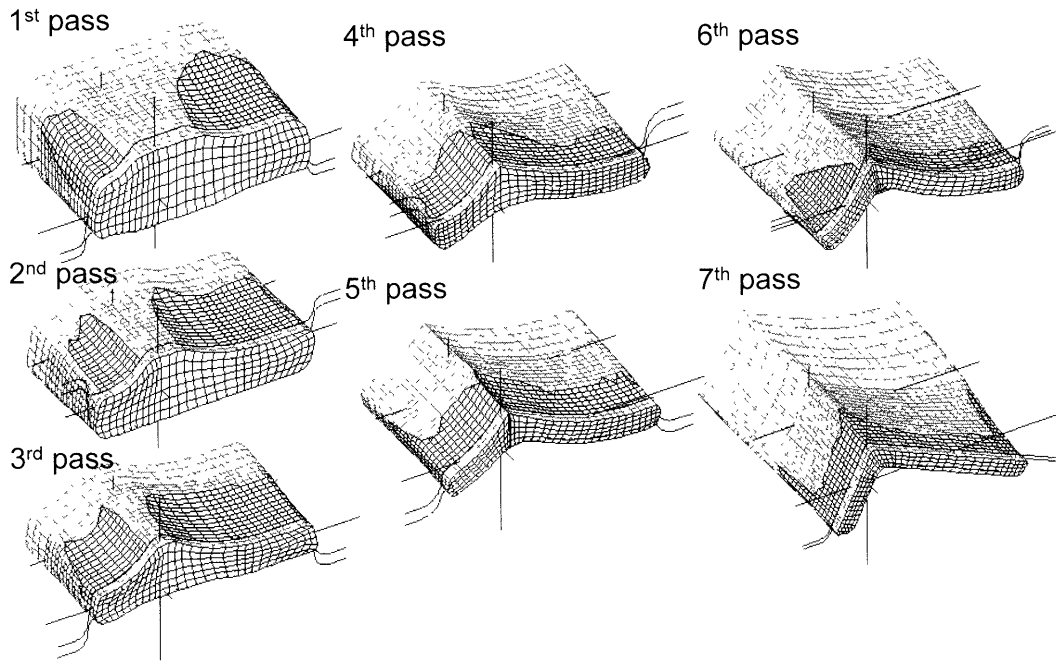


Fig. 5. Example of the overall analysis of unequal angle section.

3. 形状・材質制御モデルの現状と問題点

3.1 モデルの構成

圧延加工中の鉄鋼材料は、塑性変形を受けつつ形状が変化する。同時に、内部では多様な冶金現象が発生し、結晶粒径に代表される内部組織が変化する。鉄鋼材料の材質（機械的特性）すなわち強度、応力-ひずみ関係、一様伸び、局部伸び、脆性、疲労強度などは、材料の内部組織に依存した構造敏感性の特性である。

社会に供給される鉄鋼材料は使用状況に依存して定まる特性を有していなければならず、内部組織はこの特性（すなわち材質）を満たすように創り込まれていなければならない。同時に、鉄鋼材料の材質制御は、厚板、薄板、棒線材、形鋼など多様な品種を圧延する、量産の実用圧延プロセス中で行われねばならないので、材質制御の観点から見た「適正な（理想的な）」条件を常に利用できるとは限らない。むしろ「適正な（理想的な）」条件は、通常利用できないと考えるべきであって、この制約条件のもとで取りえる材質制御手段およびその条件を探索する必要がある。このことが形状・材質制御のための理論解析が求められている主な要因である。

金属材料の内部組織を規定する要因は、主として合金組成（成分）と加工プロセス条件（変形量と温度）であるから、成分設計と加工プロセス設計との両立が、形状・材質制御モデルには要求される。Fig. 6に、形状・材質制御モデルの構成を示す。多数のモジュールで構成されているが大まかに分類すれば、1) マクロプロセスシミュレーション・モジュール、2) ミクロ組織変化シミュレーション・モジュール、3) ミクロ組織-材質解析モジュール、4) 材

料ゲノム、である。この図には表れていないが、3) ミクロ組織-材質解析モジュールと、4) 材料ゲノムの背景には、内部組織形成過程を対象とした、5) ナノ組織変化シミュレーション・モジュールが控えている。

マクロプロセスシミュレーションのツールとしては、有限要素法による3次元解析が有効である。ミクロ組織変化シミュレーションは現在、世界の主要大学において精力的に研究が進められており、今後10年間程度の間には飛躍的な発展が期待できるであろう。材料ゲノムとは、Fig. 7に示されているとおり、再結晶、変態のKineticsなどの、温度と変形速度に依存した冶金学的変化を、種々の材料について解きほぐしたデータベースである。この材料ゲノムはミクロ組織変化の材料特性を与えるものであるから、データベースというよりかは材料組織変化を与える理論式の集合体というべきであるし、先に述べたナノ組織変化シミュレーション・モジュールの結果がここにはめ込まれるべきであろう。将来は、ナノ組織変化シミュレーション・モジュールによって材料ゲノムが置き換えられるかもしれないし、またこれが理想的な姿でもある。

3.2 マクロプロセスシミュレーション

ここでの基盤ツールは、有限要素法による3次元理論解析である。1990年代以後、3次元FEMによる塑性加工プロセスシミュレーションは実用化され、ロール孔形を含む塑性加工用金型設計の現場において広く利用されている¹⁵⁻¹⁷⁾。結果はFig. 4, Fig. 5に示されているとおりで、形状制御のためのツールとしての3次元FEM解析はすでに実プロセスへの適用が進んでいる。

塑性変形ならびに温度を対象としたマクロプロセスシミュレーションの結果、圧延中の被圧延材の各部分について

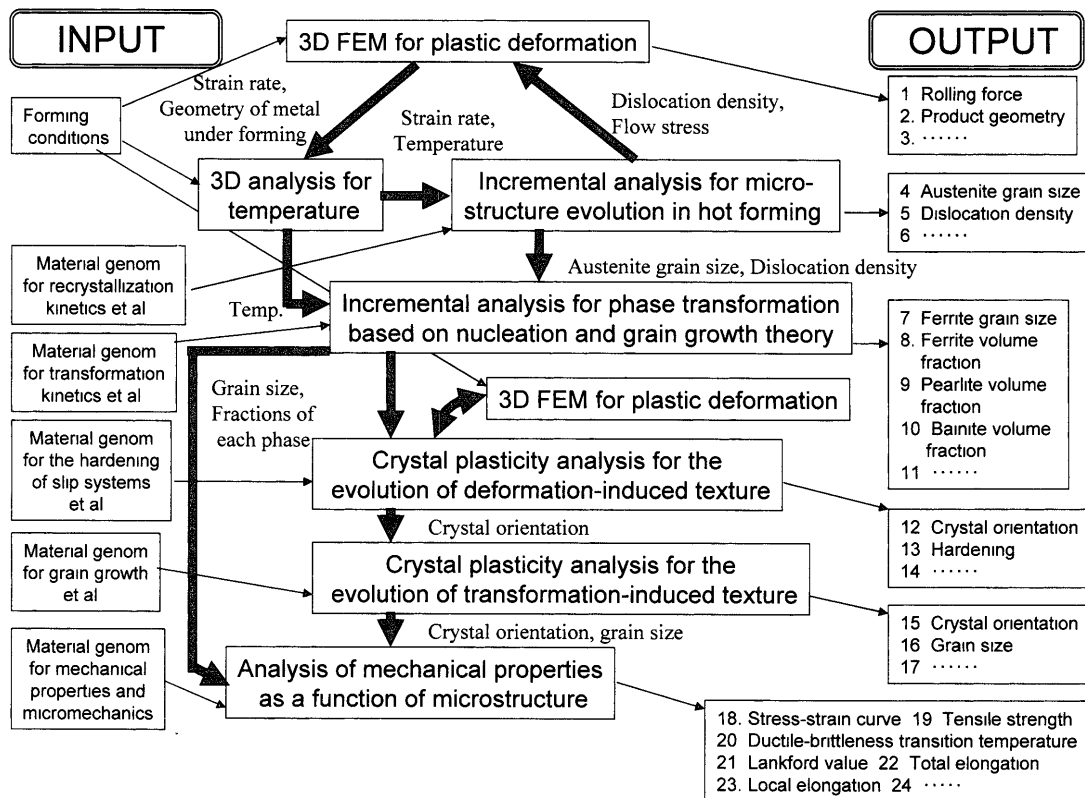


Fig. 6. Scheme of analysis for the microstructure evolution and its control.

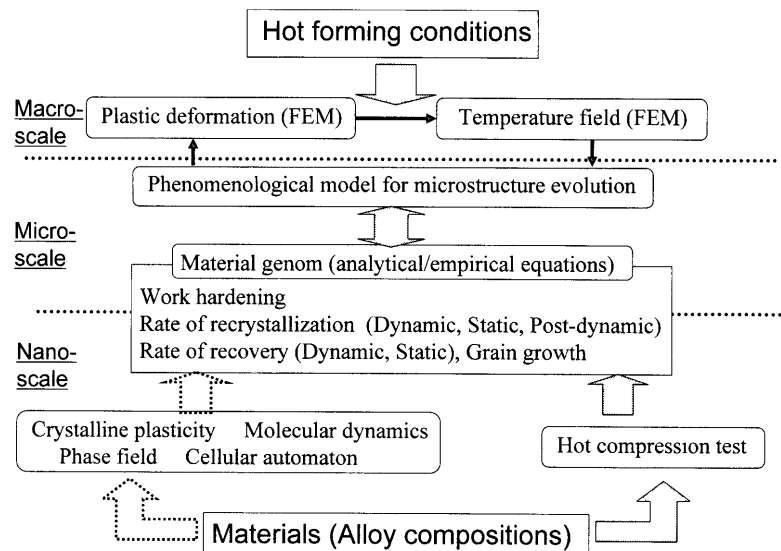


Fig. 7. Material genom (example for hot forming).

て、温度と変形速度（ひずみ速度）の変化とその履歴がえられる。これらは、加工中の材質（内部組織）変化を解析するための、マイクロ組織変化シミュレーション・モジュールに引き渡される。

3.3 ミクロ組織変化シミュレーション

マイクロ組織変化は主として熱間加工によってもたらされる。一方、熱間加工後の冷間加工と焼鈍によって結晶方位の分布が変化し、いわゆる集合組織が形成される。これら

を本稿では、マイクロ組織変化の範疇にて捉えて以下に説明する。

熱間加工時のマイクロ組織変化を記述するための主要なパラメータは、まずは結晶粒径分布、転位密度（または蓄積エネルギー）、ついで、相の分率、相中の炭素他の濃度、析出物の大きさと密度、析出物あるいは転位周りの炭素他添加元素の濃度、などであろう。これらのパラメータを基にして再結晶（動的、静的）、回復（動的、静的）、加工硬

化、粒成長などに伴うマイクロ組織変化を記述する方程式系についての研究は、数多く行われている。この動きは、厚板の制御圧延の開発と同期してまず始められ、制御圧延時の内部組織変化の予測と制御に大きな役割を果たした¹⁸⁻²⁴⁾。さらに、高張力鋼板の圧延を含めた連続熱間圧延への適用が進められた²⁵⁻²⁷⁾。とはいえ、これらの理論は、主としてマクロプロセスシミュレーションの開発と実用化の以前に研究されているため、変形および温度の履歴情報を正確に反映できない、次節にて述べる材料ゲノムと内部組織変化を記述する方程式が分離されていない、Nb鋼等マイクロ組織の静的組織変化のみを対象としている、などの問題があるため汎用性に欠ける。同時期に、転位密度をパラメータとして導入した材質予測モデルが提案され^{28,29)}、薄板の連続圧延に適用されている^{30,31)}。さらに、再結晶に伴うマイクロ組織変化を、マクロプロセスシミュレーションの結果を正確に反映させつつ解くための理論は、1990年代に入り次々と提案されている³²⁻⁴¹⁾。

冷間圧延加工における結晶方位変化は結晶塑性理論⁴²⁾により、連続焼鈍時の粒成長はモンテカルロシミュレーション等を援用した計算材料科学理論⁴³⁾によって解くことができる。冷間圧延加工と連続焼鈍において生じる結晶方位変化はいわゆる集合組織を形成し、プレス加工に供給される鉄鋼材料の機械的特性(異方性、均一のび、局所のび、など)を支配する要因である。変形集合組織をもとに連続焼鈍時の内部組織変化、結晶構造変化を解析することで、プレス加工用材料およびその製造方法を順次、冷間加工-熱間加工と遡及して設計することができるはずである。アルミニウムなどFCC結晶の変形集合組織については従来より解析事例が報告されている。これに対し、BCC構造を有する鉄鋼材料には3タイプ合計48個のすべり系があるため、BCC結晶変形集合組織の解析は格段に難しい^{44,45)}。

3.4 組織形成過程解明のためのナノ組織変化シミュレーションと材料ゲノム、マイクロ組織-材質解析モジュール

マイクロの世界で発生し、我々が再結晶、回復といった形で観察する現象は、より小さいスケールの物理現象の積み重ねである。再結晶、回復のKineticsは材料のゲノムであり、マイクロ組織変化シミュレーションでの境界条件となる。これらのKineticsは、対象とする材料ごとに圧縮実験を行うことで取得できる^{28,29,46-48)}。いままで材料ゲノムの取得を目的として取られてきた方法は、この様な絨毯爆撃法であって、確実ではあるけれども手間・コストがかかり、また出てきた成果の精度について必ずしも保障されているとはいえない。ここには、ナノ組織変化を対象とした理論、いわゆる計算材料科学がはめ込まれるべきである。この理論は、第1原理計算を起源としつつPhase-Field法⁴⁹⁻⁵¹⁾やCellular Automata法^{52,53)}を利用し、多結晶実用鉄鋼材料の組織形成過程を、再現できるものでなければならない。

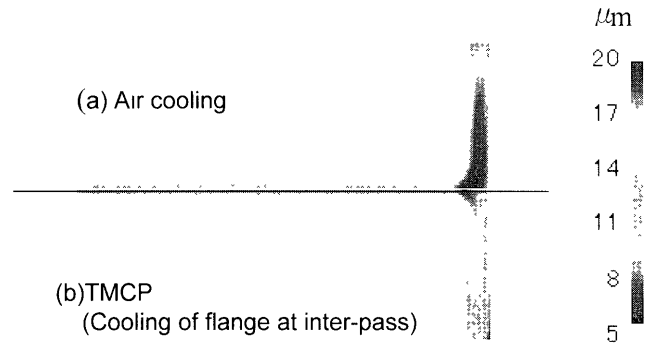


Fig. 8. Cross-sectional distribution of ferrite grain size after H-beam rolling.

マイクロ組織-材質解析モジュールも、過去は実験的結果の蓄積とその理論的な解釈に始まり⁵⁴⁾、最近は、有限要素セルモデルやマイクロメカニクス⁵⁵⁻⁵⁹⁾の適用が進んでいる。この分野の究極の姿は、ナノスケールでのメカニクスであろう。

4. 材質予測例

熱間圧延後の内部組織予測については、種々の解析例が報告されている。Fig. 8はH形鋼圧延後の内部組織を予測した例である¹¹⁾。ここでは、熱間加工中のオーステナイト組織より冷却変態後のフェライト-パーライト組織に至る変化が、転位密度を媒介とした増分形解析モデルによって解かれている。スタンド間においてフランジに水冷を行うことによって、フィレット部の温度を低減し結晶粒の粗大化が抑制できることが示されている。ここで示した解析以外にも、いくつかの圧延プロセスについて、変形と内部組織が連成解析によって求められている^{11,34,41,60-64)}。現在のところオーステナイト組織もしくはフェライト-パーライト組織を解くことに、連成解析の関心が向けられている。本来解かれるべきは材質(機械的特性)であるが、最近では圧延については材質に至るまで一貫した解析例は少ない。ただ、かつて厚板の制御圧延を対象として材質(機械的特性)まで解析されていたことを考えると^{65,66)}、近い将来に再度、圧延プロセスより材質までの一貫して解析が試みられるであろう。事実、マイクロ組織と材質の関係については、近年数多くの研究が報告されている^{55-59,65,66)}。また、厚板圧延については、先後端部の非定常変形をも含め、材質変化・内部組織変化を計算機上の仮想圧延として実現しようとする動きがあり、注目に値する⁵⁾。

冷間圧延および焼鈍時の結晶方位変化、異方性の解析は、鉄鋼材料については先に述べた理由によってさほど進んでいないとは言えない。焼鈍時の粒成長を対象とした理論は従来より研究されてきたが^{43,67-70)}、問題は冷間圧延時の変形集合組織形成過程の理論解析にある^{71,72)}。今後の研究によって、使えるツールとしての理論解析が実現されること

を期待したい。

さらに他の塑性加工プロセスに視点を拡大すると、鉄系特殊合金やチタン合金の鍛造について、内部組織解析例が報告されている⁷³⁻⁷⁵⁾。鍛造における内部組織予測は、精密な組織制御が要求される航空機部品の製造等への応用や、耐熱合金などによって構成される高機能部品の熱間鍛造加工への適用が進むであろう。

5. まとめ

本稿では、形状・材質制御モデルについて、主として製造加工側の視点よりまとめた。本来であれば、材質制御の基本である、内部組織形成過程や、内部組織-機械的特性についての理論についてより深く触れるべきではあるが、筆者の得意とする分野はあくまでも塑性加工であるので、ここでレビューされた研究成果は変形状制御を主としたものが多いことをご諒解いただきたく思う。

製造加工もしくは塑性加工の側から見ても、形状・材質の制御モデルに対する要求は真に高く、今後もこの傾向は変わらないであろう。形状と材質は鉄鋼製品の付加価値を規定する二大要因である。両者の最適化は、相互に制約条件を課した上で量産プロセスの中でなされねばならず、結局は理論によってその最適解をえる努力をせざるをえない。そのためには使える理論が必要なのである。しかし、文化の異なる異分野の理論による融合には困難も多い。例えば、塑性力学における「相当塑性ひずみ」は塑性変形に伴う増減以外はありえない（通常は増加のみ）。ところが圧延ではしばしば塑性変形を伴わないスタンド間において、「ひずみの累積や回復」といった表現を使う。これらのひずみは実は異なった概念であって、後者は本来、変形に伴い蓄積された転位のエネルギーというべきものである。単にひずみといってもこの2通りの解釈があり、いまだにこれらが分離されることなく議論されているのか、形状・材質制御モデルの現状でもあるわけである。

また、形状・材質の制御は、本来鑄造組織制御に始まるべきである。将来目指すべき方向は、凝固に始まり加工に至るまでの一貫した形状・材質制御であろう⁷⁶⁾。特に将来、薄スラブ連続鑄が一般的に利用されるようになれば、累積圧下を利用した現在の内部組織制御手段がそのまま利用できない可能性が高い⁷⁷⁾。一方、大圧下による超微細粒鋼製造が実現されると⁷⁸⁾、これに適合した形状・材質制御モデルが必要となろう。この分野の研究は、「発見形」の研究ではないので鉄鋼研究の主流とはなりえないとされてきたが、将来のIT社会ではますます重要度を増すであろうし、プロセスの革新に併せて研究テーマは尽きることはない。むしろ形状・材質制御モデルを駆使することによって、新しい鉄鋼材料製造プロセスを提案し、実現したいものである。

文 献

- 1) I.Kozasu: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **12** (1972), 241.
- 2) C.Ouchi and T.Okita: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **22** (1982), 543.
- 3) T.Senuma, H.Yada, Y.Matsumura and K.Yamada: *Tetsu-to-Hagané*, **73** (1987), 1598.
- 4) T.Kikuma: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **39** (1998) No. 450, 674.
- 5) Y.Hayashida, Y.Maeda, A.Kitamura, N.Okada, T.Yamano and K.Ooe: Proc. NUMIFORM 2001, Swets & Zeitlinger, Lisse, (2001), 495.
- 6) J.Yanagimoto, T.Morimoto, I.Chikushi and R.Kurahashi: *Steel Res.*, **73** (2002) No. 2, 56.
- 7) T.Karman: *Z. Math. Mech.*, **5** (1925), 139.
- 8) T.Sasaki, J.Yanagimoto, T.Kono and M.Kiuchi: *Tetsu-to-Hagané*, **79** (1993), 360.
- 9) H.Furumoto, K.Yamada and J.Yanagimoto: *ISIJ Int.*, **42** (2002), 736.
- 10) Y.Noguchi: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **34** (1993) No. 384, 25.
- 11) J.Liu and J.Yanagimoto: *ISIJ Int.*, **42** (2002), 868.
- 12) Y.Neishi, M.Akiyama and K.Kuroda: *Trans. ASME, J. Manufact. Sci. Eng.*, **122** (2000) No. 1, 109.
- 13) S.Hayashi, T.Yoshida and Y.Miura: *CAMP-ISIJ*, **13** (2000), 282.
- 14) Y.Kadomura, T.Muto, K.Inoue and J.Yanagimoto: *CAMP-ISIJ*, **13** (2000), 290.
- 15) K.Yamada: 169/170 Nishiyama Memorial Lecture, ISIJ, Tokyo, (1998), 55.
- 16) J.Yanagimoto: 173/174 Nishiyama Memorial Lecture, ISIJ, Tokyo, (2000), 107.
- 17) J.Yanagimoto, M.Kiuchi, H.Miyazawa and M.Asakawa: *Tetsu-to-Hagané*, **86** (2000), 452.
- 18) T.M.Maccagno, J.J.Jonas and P.D.Hodgson: *ISIJ Int.*, **36** (1996), 720.
- 19) J.H.Beynon and C.M.Sellars: *ISIJ Int.*, **32** (1992), 359.
- 20) T.Siwecki: *ISIJ Int.*, **32** (1992), 368.
- 21) W.Roberts, A.Sandberg, T.Siwecki and T.Werlefors: Proc. Int. Conf. on Technology and Applications of HSLA Steel, ASM, Philadelphia, (1983), 67.
- 22) C.Ouchi: *ISIJ Int.*, **41** (2001), 542.
- 23) K.Karhausen, R.Kopp and M.M.Desouza: *Scand. J. Metall.*, **20** (1996) No. 6, 351.
- 24) A.Zufia and J.M.Llanos: *ISIJ Int.*, **41** (2001), 1282.
- 25) H.Yoshida: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **38** (1997) No. 437, 577.
- 26) T.Senuma: *ISIJ Int.*, **41** (2001), 520.
- 27) B.Hutchinson and D.Artymowicz: *ISIJ Int.*, **41** (2001), 533.
- 28) H.Yada, N.Matsuzu, K.Nakajima, K.Watanabe and H.Tokita: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **23** (1983), 100.
- 29) T.Senuma, M.Suehiro and H.Yada: *ISIJ Int.*, **32** (1992), 423.
- 30) M.Suehiro, K.Sato, Y.Tsukao, H.Yada, T.Senuma and Y.Matsumura: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **27** (1987), 43.
- 31) T.Senuma, H.Yada, Y.Matsumura, S.Hamauzu and K.Nakajima: *Tetsu-to-Hagané*, **70** (1984), 1392.
- 32) K.Karhausen and R.Kopp: *Steel Res.*, **63** (1992) No.6, 247.
- 33) M.Pietrzyk, Z.Kedzierski and J.G.Lenard: Proc., NUMIFORM '92, Balkema, Rotterdam, (1992), 749.
- 34) T.Pauskar and R.Shivpuri. *Advanced Technology of Plasticity*, No. 3, Springer Verlag, Berlin, (1999), 1967.
- 35) J.Yanagimoto, K.Karhausen, A.J.Brand. and R.Kopp: *Trans. ASME, J. Manufact. Sci. Eng.*, **120** (1998) No. 2, 316.
- 36) J.Yanagimoto and J.Liu: *ISIJ Int.*, **39** (1999), 171.
- 37) M.Yoshino and T.Shirakashi: *Int. J. Mech. Sci.*, **39** (1997) No. 12, 1345.
- 38) H.Yoshida, A.Yorifuji, S.Koseki and M.Saeki: *ISIJ Int.*, **31** (1991), 571.
- 39) W.Lehnert and N.D.Cuong: *ISIJ Int.*, **35** (1995), 1100.
- 40) M.A.Wells, D.J.Lloyd, I.V.Samarasekera, J.K.Brimacombe and E.B.Hawbolt: *Metall. Mater. Trans. B*, **29** (1998) No.6, 709.
- 41) M.Glowacki, R.Kuziak, Z.Malinowski and M.Pietrzyk: *J. Mater. Process. Technol.*, **53** (1995), 159.
- 42) R.J.Asaro: *Adv. Appl. Mech.*, **23** (1983), 1.
- 43) Y.Saito: *Bull. Iron Steel Inst. Jpn.*, **4** (1999), 9.
- 44) K.C.Liao, P.A.Friedman, J.Pan and S.C.Tang: *Int. J. Solids Struct.*, **35** (1998) No.36, 5205.
- 45) J.Yanagimoto and Y.Kakuta: *CAMP-ISIJ*, **14** (2001), 468.
- 46) A.Yoshie, T.Fujita, M.Fujioka, K.Okamoto, H.Morikawa and

- H Mabuchi: *Tetsu-to-Hagané*, **80** (1994), 908.
- 47) A Yoshie, T Fujita, M.Fujioka, K.Okamoto and H Morikawa *Tetsu-to-Hagané*, **80** (1994), 914.
- 48) A Yoshie, T.Fujita, M.Fujioka, K Okamoto, H.Morikawa and H Mabuchi. *Tetsu-to-Hagané*, **80** (1994), 920
- 49) R Kobayashi *Physica D*, **63** (1993), 410.
- 50) T.Koyama, T Kozakai and T.Miyazaki *Materia Jpn.*, **38** (1999) No 8, 624.
- 51) H Aretz, R Luce, M Wolske, R Kopp, M Goerdeler, V Marx, G.Pomana and G Gottstein: *Modelling Simulation Mater Sci Eng*, **8** (2000) No 6, 881.
- 52) R Luce, M.Wolske, R Kopp, F.Roters and G.Gottstein *Comput Mater Sci*, **21** (2001) No 1, 1
- 53) G.Pariser, P.Schaffnit, I.Steinbach and W.Bleck *Steel Res.*, **72** (2001) No. 9, 354
- 54) F.B.Pickering: *ISI Special Rep.*, **81** (1981), 10.
- 55) Y Tomota, K Kuroki, T Mori and I Tamura: *Mater Sci Eng.*, **24** (1976), 85
- 56) M Umemoto. 159/160 Nishiyama Memorial Lecture, ISIJ, Tokyo, (1996), 19.
- 57) H.Masur *Bull Iron Steel Inst Jpn*, **6** (2001), 187
- 58) N Ishikawa, D M Parks, S.Socrate and M.Kurihara *ISIJ Int*, **40** (2000), 1170.
- 59) F Roters, D.Raabe and G.Gottstein: *Comput Mater Sci*, **7** (1996) No 1-2, 56.
- 60) J.Yanagimoto, T Ito and J Liu *ISIJ Int*, **40** (2000), 65.
- 61) A.J.Brand, S Kalz and R Kopp: *Comput Mater Sci.*, **7** (1996) No.1-2, 242.
- 62) R.Kuziak, M.Glowacki and M.Pietrzyk *J Mater Process Technol*, **60** (1996), 589.
- 63) P.Korczak, H Dya and JWPilarczyk *Met Mater-Korea*, **4** (1998) No. 4, 707.
- 64) S L.Semiatin, J.C.Soper and R.Shivpuri. *Metall Mater Trans A*, **25** (1994) No.8, 1681.
- 65) A.Kern, J.Degenkolbe, B.Musgen and U Schriefer: *ISIJ Int*, **32** (1992), 387.
- 66) Y.Watanabe, S.Shimomura, K.Funato, K Nishioka, A Yoshie and M Fujioka. *ISIJ Int*, **32** (1992), 405.
- 67) C.Zener. *Trans AIME*, **175** (1948), 15
- 68) T.Sakuma, N Watanabe and T Nishizawa. *Trans Jpn Inst Met*, **21** (1980), 159
- 69) N.A.Haroun: *J Mater. Sci*, **15** (1980) No 11, 2816.
- 70) Y.Saito and M.Enomoto: *ISIJ Int*, **32** (1992), 267.
- 71) K.Sekine: *J Jpn Inst Met*, **61** (1997) No 7, 561.
- 72) L S Toth, J J Jonas, D.Daniel and R.K Ray: *Metall Mater Trans A*, **21** (1990) No. 11, 2985.
- 73) G.S.Shen, S.L Semiatin and R.Shivpuri: *Metall Mater Trans A*, **26** (1995) No 7, 1795
- 74) H.Yoshida, Y Isogawa, Y Kaneko, Y Yogo and T.Ishikawa. *J Jpn Soc Technol Plast.*, **43** (2002) No 498, 619.
- 75) A J Brand, K.Karhausen and R.Kopp: *Mater Sci Technol.*, **12** (1996) No. 11, 963.
- 76) S Mizoguchi. *Bull Iron Steel Inst Jpn.*, **6** (2001), 599.
- 77) S.Umezawa: *Bull Iron Steel Inst Jpn*, **7** (2002), 545
- 78) N.Tsuji. *Tetsu-to-Hagané*, **88** (2002), 359.