



圧延加工の塑性変形とマイクロ組織変化の連成計算による内部組織予測

Coupled Analysis of Plastic Deformation and Microstructure Evolution in Hot Rolling

柳本 潤
Jun Yanagimoto

東京大学 生産技術研究所第二部
教授

1 はじめに

鉄鋼を含む金属製品の特性は、材質と形状によって規定される。ここでいう材質とは製品の機械的特性のことであり、製品の内部組織に依存して定まる。また、形状は製品の寸法精度のことであり、これは素材が塑性加工を経て製品に至るまでに受ける塑性変形に依存する。鉄鋼製品には材質と形状の適正化が重要であって、これは古くから鉄鋼技術開発や研究開発の目的となってきた。

鉄鋼製品は社会を支える代表的な構造材であるから、1) 優れた材質の製品が、2) 不良が無く安定して大量に、市中に供給されねばならない。前者はより付加価値の高い鉄鋼製品目指した材料・商品開発、後者はいかなる鉄鋼製品であっても安定して製造するためのプロセス開発、に関連している。高付加価値鉄鋼製品の開発と製造が今後のわが国鉄鋼業の向かうべき方向であろう。そうだとすると、鉄鋼製品の高付加価値化と同期してプロセス技術も発展せざるを得ないし、また、プロセスと材料とを一元化した技術に鉄鋼製品の付加価値の新たな源泉があるのかもしれない。いずれにせよ、商品/材料/機械的特性/内部組織と、プロセス/製造/形状/塑性変形とがより密接に結びついた領域が、今後の鉄鋼技術開発や研究開発の焦点となるであろう。結局のところ「製品の内部組織」と「塑性変形」の適正化は、今後も重要であり続ける、ということである。

本稿では、塑性変形と内部組織(マイクロ組織)とを連成させて行う圧延プロセスの解析について、理論の構成と若干の解析例を示すことで現状の姿を解説することを試みる。

2 圧延プロセスとマイクロ組織の連成解析

2.1 圧延プロセスの変形・温度解析

塑性加工のマクロな塑性変形や負荷特性の解析は、現在では主として有限要素法で行われる。圧延加工については、材料の弾性変形を無視した剛塑性有限要素法を利用した、定常3次元変形解析が主として適用されている^{1,2)}。材料の変形および温度の解析の流れを図1に示す。入力データとなるのは、材料および金型であるロールの力学的条件、幾何学的条件、熱的条件と、FEM解析のモデリング条件、収束条件である。これら入力された数値をもとに、プリプロセッサ/CADによってFEM解析用のデータを作成し、解析を行う。解くべき支配方程式は、変形については応力場の釣合い条件式、温度については熱伝導方程式であり、それぞれ式(1)、式(2)で表される。なお、式(1)、式(2)は指標記法と総和規約を利用した表示である。

$$\frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial x_j} = 0 \dots\dots\dots (1)$$

$$\Delta C \frac{\partial T}{\partial t} = \dot{Q} + \frac{\partial}{\partial x_i} \left(\kappa \frac{\partial T}{\partial x_i} \right) + \sigma_{ij} \frac{\partial \dot{u}_j}{\partial x_i} \dots\dots\dots (2)$$

ここで σ_{ij} は真応力の成分、 x_i は座標成分、 \dot{u}_i は速度成分、 T は温度、 t は時間、 Δ は密度、 C は比熱、 κ は熱伝導率、 \dot{Q} は発熱量である。FEM解析で行っていることは、式(1)および式(2)の微分方程式を数値的に解くことであり、その際に、材料構成式(応力-ひずみ関係式)や、材料表面での各種の境界条件を現実の圧延加工をできるだけ忠実に再現しつつ与えることで、変形および温度をシミュレート(模擬)しているのである³⁾。その結果、図1に示したとおり、材料

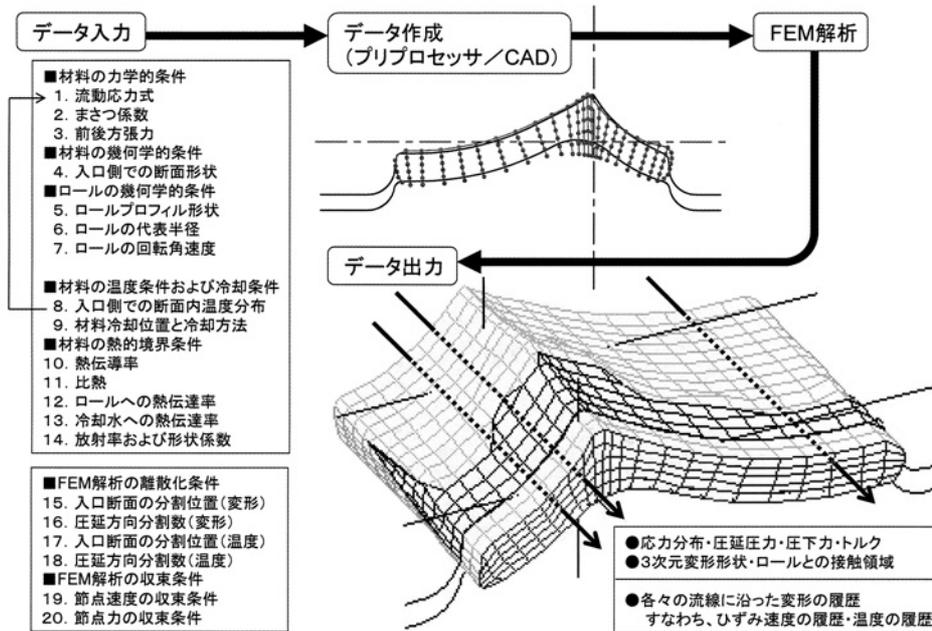


図1 材料の変形および温度解析の流れ

の3次元変形と応力分布、温度分布が得られる。このうち、材料のマイクロ組織変化に大きく影響するのはひずみ速度の履歴と温度の履歴であるが、各要素単位について、すなわち材料横断面内の各々の流れ線に沿って独立した値が得られる。

2.2 熱間圧延加工時の再結晶、変態による
マイクロ組織変化の解析

塑性加工の教科書には、「塑性加工は金属素材に力を加えることにより塑性変形を発生させ、この塑性変形を利用して材料の形状を変えたり、材料の性質を改善する技術である」としばしば記述されている。材料の性質の改善は、塑性加工によるマイクロ組織の変化に対応している。マイクロ組織すなわち結晶組織の変化と塑性変形との関わりはというと、まずは、結晶の変形が想定されるが、言うまでも無く話はさほど単純ではない。塑性変形によって誘起される鉄鋼材料のマイクロ組織変化は、再結晶、結晶粒成長、相変態、などによる結晶粒の微細化や粗大化、結晶回転による配向など実に多様であって、これらの現象は固溶、析出、さらに核生成、転位の相互作用、また原子の拡散などの、種々のスケールに跨る様々な要因と相互に複雑に絡み合っているわけである。これらの複雑さは認めた上で、熱間加工中のマイクロ組織変化を模式的に示すと、図2の通りとなる。なお、図2に示されている冷却の後には、冷間圧延加工ならびに連続焼鈍によって集合組織が形成される。集合組織はプレス成形性に影響する異方性の発現と深く関わっているため、その理論解析は重要な課題である。集合組織の予測には結晶塑性論を利用することができるが⁴⁾、FCC系材料についてもいまだ定量的な予測精度に問

題があることが指摘されており、より複雑なすべり系を有する鉄鋼などのBCC系材料については、信頼するに足る理論解析手法が存在していないのが現在の状況である。そこで以後、熱間圧延加工時の再結晶、変態によるマイクロ組織変化の解析に絞り、論を進める。

前節にて述べたとおり、塑性加工の変形・温度解析によって、断面内の各流れ線に沿ったひずみ速度の履歴と温度の履歴が得られる。これらの時間ステップ $\langle n \rangle$ についての値を、 $\dot{\epsilon}^{\langle n \rangle}$ 、 $T^{\langle n \rangle}$ と記す。 $\dot{\epsilon}^{\langle n \rangle}$ 、 $T^{\langle n \rangle}$ は、熱間圧延加工中の塑性変形の過程で時々刻々変化するが、この影響をマイクロ組織の解析に反映させる必要がある。図3に、C-Si-Mn単純組成鋼について従来得られている、加工硬化・動的回復・動的再結晶・静的回復・静的再結晶、等の熱間加工時に生じる組織変化についての冶金モデルの一例を示す⁵⁾。これらは、熱間加工中のマイクロ組織変化について、その素過程毎に得られており、数多くの熱間圧縮試験を行い、試験前後の内部組織変化を顕微鏡観察し、その結果を定量化し、冶金学的に適切である回帰式として整理したものである。式を見れば明らかであるが、これらの冶金モデルは一定のひずみ速度、一定の温度についての材料データに相当しており、いわば材料ゲノムと称すべきものである。これらは熱間加工中の内部組織変化について重要な情報を与えるが、直接これらの式を利用して熱間圧延中および圧延後の材料内部組織変化を計算することはできない。なぜなら $\dot{\epsilon}^{\langle n \rangle}$ 、 $T^{\langle n \rangle}$ は、熱間圧延加工中の塑性変形の過程で時々刻々変化するからで、故に、ひずみ速度の履歴と温度の履歴に応じた内部組織変化を解析するための枠組み（内部組織予測手法）がさらに必要となってくる。

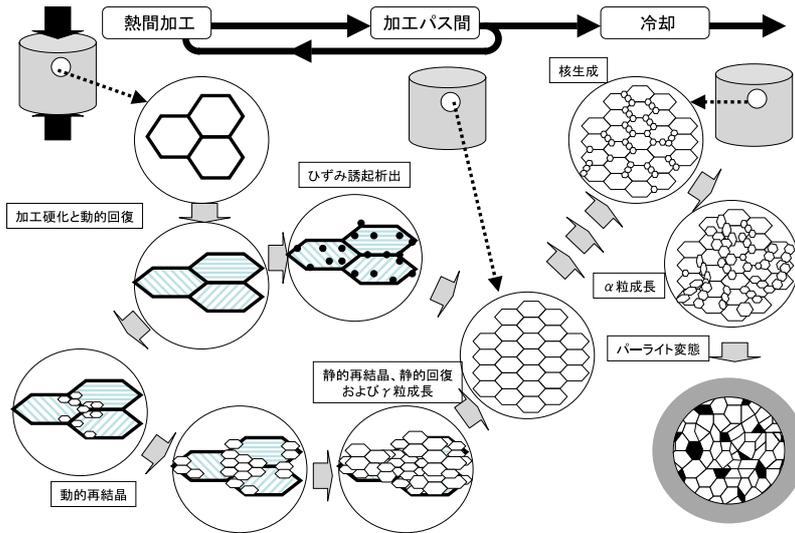


図2 熱間加工中のマイクロ組織変化

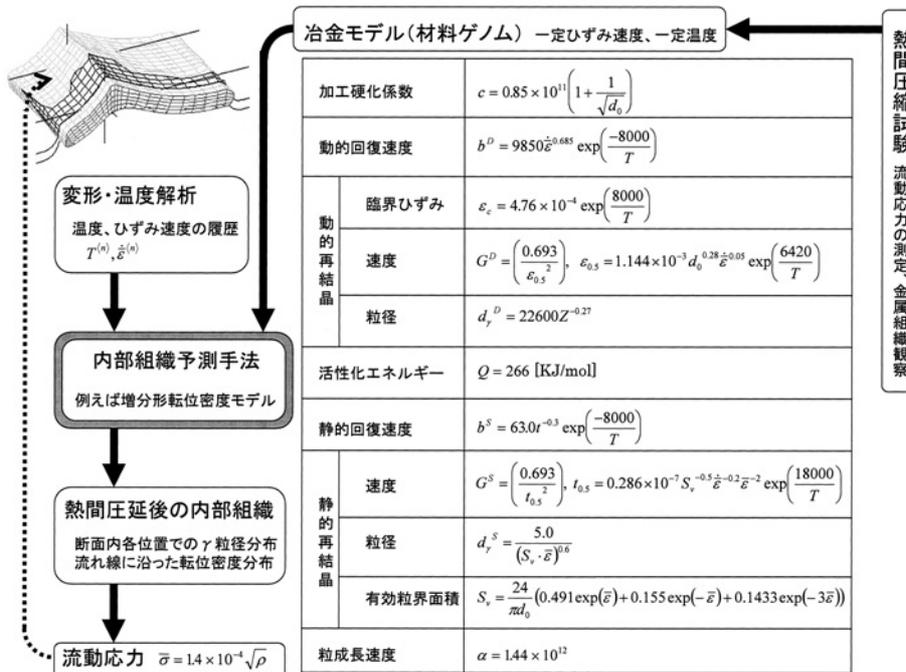


図3 冶金モデル(材料ゲノム)と内部組織予測手法

1990年代に入り幾つかの手法が提案されているが⁶⁾、ここでは転位密度を媒介とした増分形モデル^{7,8)}について紹介する。
熱間塑性加工パス内での組織変化

加工硬化時の転位密度 ρ と塑性ひずみ ε の関係は以下の通りに表される。

$$\rho = c \varepsilon \dots\dots\dots (3)$$

c は加工硬化係数である。動的回復による単位時間当たりの転位の消失速度は、転位密度 ρ に比例すると仮定し(式(4))、加工硬化と動的回復による転位密度増分を表すと式(5)が

得られる⁵⁾。

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} = -b^D \rho \dots\dots\dots (4)$$

$$\Delta \rho = (c \dot{\varepsilon} - b^D \rho) \Delta t \dots\dots\dots (5)$$

b^D は動的回復速度である。動的回復は結晶粒径の変化に関係しないが、粒成長が起きているので、結晶粒径の変化は後述する粒成長式で解析する。

動的再結晶の進行は式(6)に示す、Avramiプロットによって整理できるとする。

$$X^D = 1 - \exp[-G^D(\bar{\epsilon} - \epsilon_c)^p] \dots\dots\dots(6)$$

ただし X^D は動的再結晶率、 G^D は動的再結晶速度、 ϵ_c は動的再結晶が始まる臨界ひずみである。指数 p は $p=2$ である。動的再結晶した粒の転位密度が焼鈍組織の転位密度 $\rho_0 = 10^8$ [cm/cm³]に常に等しいのであれば、式(5)を積分して得られる、加工硬化—動的回復による転位密度 ρ^* をもとにして、加工硬化—動的回復—動的再結晶が共存する場合の(平均)転位密度 ρ を、

$$\rho = (1 - X^D)\rho^* + X^D\rho_0 \dots\dots\dots(7)$$

とすることができるが、動的再結晶した粒はすぐに塑性変形によって加工硬化し、さらに動的回復が同時に進行し、また、一度動的再結晶した粒が再び動的再結晶するといった現象を呈する。

式(6)のAvramiプロットは再結晶する体積分率を塑性ひずみの関数として表しているが、これはまた、1回動的再結晶した結晶粒の集合体のひずみ分布を表している。図4に示したとおり、再結晶率の塑性ひずみに対する勾配をもとに、未再結晶部から1回動的再結晶部へのひずみ分布を、式(8)の通りに表すことができる。

$$dV^1(t) = \frac{dV^1(t)}{d\bar{\epsilon}^1} d\bar{\epsilon}^1 = G^D(\bar{\epsilon}_{MAX^1}(t) - \bar{\epsilon}^1)^{p-1} \exp[-G(\bar{\epsilon}_{MAX^1}(t) - \bar{\epsilon}^1)^p] d\bar{\epsilon}^1 \dots\dots\dots(8)$$

ただし、 dV^1 は1回動的再結晶した副組織のひずみ $\bar{\epsilon}^1$ から $\bar{\epsilon}^1 + d\bar{\epsilon}^1$ の部分の占める体積率である。 $\bar{\epsilon}_{MAX^1}$ は、動的再結晶した部分の最大の塑性ひずみ(代表ひずみ)であり、これは[未再結晶部の塑性ひずみ—臨界ひずみ ϵ_c]に等しい。式(8)をもとに、1回動的再結晶した副組織のうち2回目の

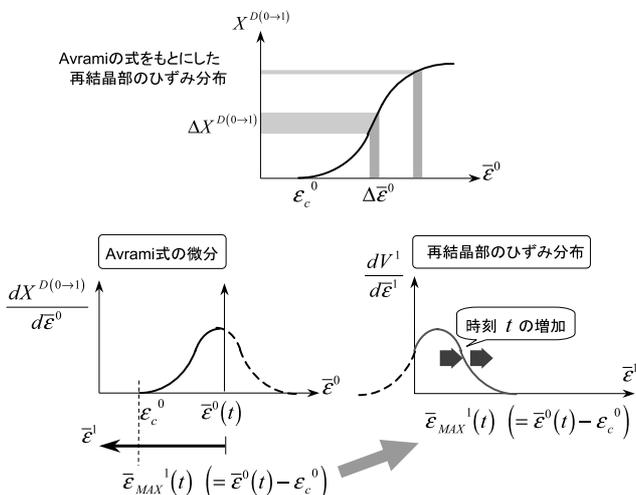


図4 動的再結晶部のひずみ分布とAvramiプロットとの関係

動的再結晶に必要な臨界ひずみを超えている部分の相対分率が、次式により計算できる。

$$B^1 \approx \frac{\int_{\epsilon_c}^{\bar{\epsilon}_{MAX^1}} dV^1}{\int_0^{\bar{\epsilon}_{MAX^1}} dV^1} = \frac{1 - \exp[-\bar{G}^D(\bar{\epsilon}_{MAX^1} - \epsilon_c)^p]}{1 - \exp[-\bar{G}^D(\bar{\epsilon}_{MAX^1})^p]} \dots\dots(9)$$

以上の考察に基づき、副組織を図5の通りに再結晶の繰り返し数で分類するものとし、 S_{ij} と表す。第1指標はパス間番号、第2指標は動的再結晶サイクル数である(第1指標の持つ意味については、静的再結晶の解析の部分で以後説明する)。まずは第1パスについて考え、動的再結晶副組織 S_{0N} の体積分率を A^N とする。以下、上添え字 N は動的再結晶の繰り返し数を表すものとする。未再結晶組織から1回動的再結晶副組織への再結晶速度は次式によって表される。

$$\dot{x}^{D(0 \rightarrow 1)} = \frac{1}{A^0} \frac{dX^{D(0 \rightarrow 1)}}{dt} = \dot{\bar{\epsilon}} G^D(\bar{\epsilon} - \epsilon_c)^{p-1} \dots\dots(10)$$

なお、($N \rightarrow N+1$)は、 N 回動的再結晶副組織より $N+1$ 回動的再結晶副組織への移行を表す。ちなみに式(10)は $N=0$ つまり未再結晶部からの動的再結晶速度の表示式である。(10)式はAvramiプロットの時間微分と、残存する0回再結晶副組織(もとの未再結晶組織)の体積分率より導かれている。すべての副組織 S_{0N} の再結晶速度は、次式(11)で表される。 $\langle n \rangle$ は時間ステップである。

$$\dot{X}^{D(N \rightarrow N+1)\langle n \rangle} = A^{N\langle n \rangle} B^{N\langle n \rangle} \dot{x}^{D(N \rightarrow N+1)\langle n \rangle} = A^{N\langle n \rangle} B^{N\langle n \rangle} \dot{\bar{\epsilon}}^{\langle n \rangle} G^{N\langle n \rangle} p(\bar{\epsilon}^{N\langle n \rangle} - \epsilon_c^{N\langle n \rangle})^{p-1} \dots\dots\dots(11)$$

$B^{N\langle n \rangle}$ はそれぞれの副組織 S_{ij} について、式(9)によって計算する。平均転位密度、平均結晶粒径は、式(12)、式(13)に

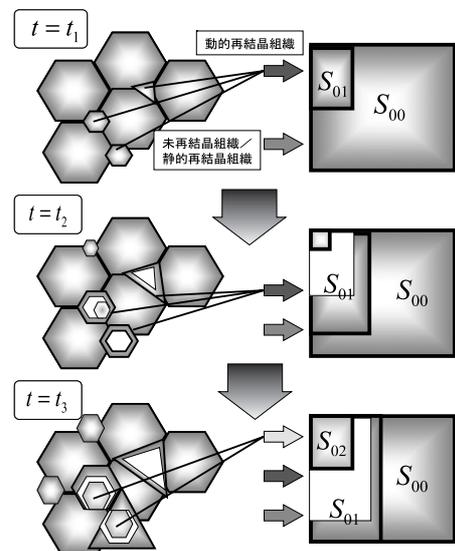


図5 再結晶の繰り返し数による動的再結晶組織の分類

よって、時間ステップ $\langle n \rangle$ ごとに順次更新して求める。なお、体積分率の変化は、それぞれの副組織 S_{ij} について $\Delta X = \dot{X} \Delta t$ である。

$$\rho^{N\langle n+1 \rangle} = \frac{1}{A^{N\langle n+1 \rangle}} \times \{ A^{N\langle n \rangle} (\rho^{N\langle n \rangle} + \Delta \rho^{N\langle n \rangle}) - \Delta X^{D(N \rightarrow N+1)\langle n \rangle} \rho^{N\langle n \rangle} + \Delta X^{D(N-1 \rightarrow N)\langle n \rangle} \rho_0^{N\langle n \rangle} \} \dots\dots\dots (12)$$

$$d^{N\langle n+1 \rangle} = \frac{1}{A^{N\langle n+1 \rangle}} \times \{ A^{N\langle n \rangle} (d^{N\langle n \rangle} + \Delta d^{N\langle n \rangle}) + \Delta X^{D(N \rightarrow N+1)\langle n \rangle} d^{N-1\langle n \rangle} \} \dots\dots\dots (13)$$

なお、 d_γ は動的再結晶粒径であり、Zener-Hollomonパラメータ $Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT)$ の関数としてあらわされる。

熱間塑性加工パス間での組織変化

熱間加工された結晶粒からのパス間での組織変化は、大きく分けて「粒成長」起因のポストダイナミック再結晶と、「核生成-成長」起因の静的再結晶に分割できる。パス間時間が十分長い場合には、ポストダイナミック再結晶した部分と静的再結晶した部分とはほぼ同じ結晶粒界の形状、同じ転位密度を持つであろうから、両者を区別する理由は無くなる。これに対してパス間時間が短い場合には、結晶粒界の形状や転位密度が異なることが予想されるので、両者を同一の特性を持つものとして理論に組み込むことは合理性を欠く。そこで、思い切った仮定ではあるが、

- 1回動的再結晶した結晶粒は、ポストダイナミック再結晶の結果としてパス間での回復はあるものの、次パスでさらに動的再結晶を繰り返す。これを動的再結晶組織と呼ぶ。
- 1回も動的再結晶していない粒は、静的再結晶をパス間で繰り返す。もしくは、パス内で動的に再結晶する。これを静的再結晶組織と呼ぶ。
- ポストダイナミック再結晶時の粒界移動によって、静的再結晶組織の分率は変化する。

として計算を簡略化する。以後、再結晶副組織を S_{ij} の第1指標を「静的に再結晶したパス間番号」とする。ちなみに、第2指標は動的再結晶回数であるから、 S_{i0} が*i*番目のパス間で生成した静的再結晶組織、これ以外が動的再結晶組織に対応している。図6は、この仮定に従う副組織相互の関係である。以後、説明を簡略化するために、ポストダイナミック再結晶の影響を省略して方程式を記す。

静的再結晶の進行は時間に依存したAvramiプロットで表される。

$$X^S = 1 - \exp[-G^S(t-t_0)^m] \dots\dots\dots (14)$$

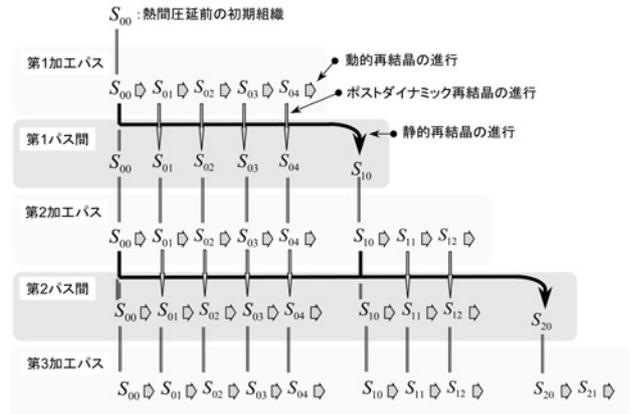


図6 動的再結晶と静的再結晶が並存する場合の副組織相互の関係

G^S は静的再結晶速度、 X^S は静的再結晶率、 t_0 は潜伏時間、 $m=2$ である。式(14)をもとに、単位体積率あたりの静的再結晶速度、および静的再結晶率の増分は、式(15)、式(16)で表わされる。

$$\dot{x}_{k0}^{S\langle n \rangle} = G_{k0}^{S\langle n \rangle} m (t^{\langle n \rangle} - t_{k0}^{S\langle n \rangle})^{m-1} \dots\dots\dots (15)$$

$$\Delta X_{i0}^{S\langle n \rangle} = \sum_{k=0}^{k=i-1} \Delta X_{k0}^{S\langle n \rangle} = \sum_{k=0}^{k=i-1} A_{k0}^{\langle n \rangle} \dot{x}_{k0}^{S\langle n \rangle} \Delta t^{\langle n \rangle} \dots\dots\dots (16)$$

ただし、 $A_{k0}^{\langle n \rangle}$ は静的再結晶副組織 S_{k0} の時刻 $t^{\langle n \rangle}$ での体積率である。ポストダイナミック再結晶の影響を省略した場合には、すべての副組織 S_{ij} についての体積率の増減は、式(17)、式(18)で表現できる。

$$A_{k0}^{\langle n+1 \rangle} = \begin{cases} A_{k0}^{\langle n \rangle} (1 - \dot{x}_{k0}^{S\langle n \rangle} \Delta t^{\langle n \rangle}) & (k < i) \\ A_{k0}^{\langle n \rangle} + \Delta X_{k0}^{S\langle n \rangle} & (k = i) \end{cases} \dots\dots (17)$$

$$A_{kj}^{\langle n+1 \rangle} = A_{kj}^{\langle n \rangle} \quad (k < i, j \geq 1) \dots\dots\dots (18)$$

静的回復による転位密度の変化率は、動的回復と同じくその時点での転位密度に比例するものと仮定する。

$$\frac{d\rho}{dt} = -b^S \rho \dots\dots\dots (19)$$

静的回復に伴う転位の消失を考慮することによって、各副組織の転位密度の増減を式(20)、式(21)で表す。なお、 $\rho_{recry.}^{S\langle n \rangle}$ は静的再結晶粒の転位密度(= ρ_0)、 $\Delta \rho_{kj}^{\langle n \rangle}$ は副組織 S_{ij} について式(19)より計算される転位密度増分である。また、パス間での回復は次パスでの動的再結晶を抑制する効果を持つ。そこで、パス間での冶金ひずみの回復率は転位密度の回復率と等しいと考え、式(22)で表す。

$$\rho_{k0}^{<n+1>} = \begin{cases} \rho_{k0}^{<n>} + \Delta\rho_{k0}^{<n>} & (k < i) \\ \frac{1}{A_{k0}^{<n>} + \Delta X_{k0}^{S<n>}} \times \dots\dots\dots (20) \\ (A_{k0}^{<n>} \rho_{k0}^{<n>} + \Delta X_{k0}^{S<n>} \rho_{recry.}^{S<n>}) & (k = i) \end{cases}$$

$$\rho_{kj}^{<n+1>} = \rho_{kj}^{<n>} + \Delta\rho_{kj}^{<n>} \dots\dots\dots (21)$$

$$\Delta\varepsilon_{kj}^{<n>} = \frac{\rho_{kj}^{<n+1>} - \rho_{kj}^{<n>}}{\rho_{kj}^{<n>}} \varepsilon_{kj}^{<n>} \dots\dots\dots (22)$$

粒径の変化は、粒成長式 (23) をもとに式 (24)、式 (25) で求める。 d_{γ}^S は静的再結晶粒径である。

$$\dot{d}_{k0}^{<n>} = \frac{\alpha}{2d_{k0}^{<n>}} \exp\left(-\frac{Q}{RT^{<n>}}\right) \dots\dots\dots (23)$$

$$d_{i0}^{<n+1>} = \frac{1}{A_{i0}^{<n+1>}} (A_{i0}^{<n>} (d_{i0}^{<n>} + \dot{d}_{i0}^{<n>} \Delta t^{<n>})) + \Delta X_{i0}^{S<n>} d_{\gamma}^{S<n>} \dots\dots\dots (24)$$

$$d_{kj}^{<n+1>} = d_{kj}^{<n>} + \dot{d}_{kj}^{<n>} \Delta t^{<n>} \quad (k < i, j \geq 0) \dots\dots\dots (25)$$

流動応力の計算、変態の増分計算、塑性変形解析との連成方法

以上の式によって求められた転位密度をもとに、Bailey-Hirschの関係を利用して流動応力 $\bar{\sigma}$ が求められる。

$$\bar{\sigma} = K S \bar{b} \sqrt{\rho} \dots\dots\dots (26)$$

ただし K は定数、 S は横弾性係数、 \bar{b} はパーガースベクトルの大きさである。

以上、加工中および加工パス間のミクロ組織変化の解析について述べたが、同種の定式化は変態についても得ることができる⁹⁾。熱間加工について与えられた式 (3) ~ 式 (25) を利用することで、残留転位密度が計算できる。この影響を核生成頻度の増加として組み込むことができるので、熱間加工の影響を変態によって形成されるフェライト・パーライト組織に反映させることが可能である⁹⁾。図7は、熱間加工のマクロ変形とミクロ組織を連成解析する手法の枠組みであって、個々の手法の構成については今まで示した通りである。

3 塑性変形とミクロ組織との連成解析事例

図8は、6パス連続熱間圧延後の内部組織変化である¹⁰⁾。仕上げスタンド入口温度1100℃、出口温度850℃であり圧下率は上段より順に、48%→44%→37%→36%→29%→20%すなわち前段強圧下、後段軽圧下とした一般的なスケ

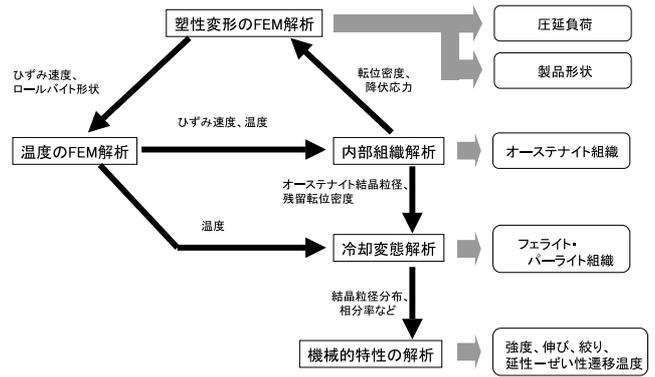


図7 熱間加工のマクロ変形とミクロ組織変化を連成解析するための枠組み

ジュールAと、温度を約100℃低下させさらに圧下率を38%→37%→33%→40%→41%→38%と後段強圧下としたスケジュールBとについて、ランアウトテーブルでの時間経過に伴うフェライト結晶粒径変化と各相の分率変化を示している。内部組織の解析結果は実機圧延結果を相応の精度で再現している。強いて言えば、後段強圧下としたスケジュールBのフェライト粒径解析精度が劣っているが、これは主として、結晶粒界での核生成のみを変態の解析対象としていることに起因している¹⁰⁾。なお、以上に示した内部組織解析手法ではパス間での転位の累積を考慮して解析を行っているので、圧延荷重についても実機での実測結果に近い解析結果が得られている¹¹⁾。薄板や棒線材など連続圧延によって製造されている鉄鋼製品は数多く、各スタンドでの圧延荷重の予測精度は形状寸法精度と関連している。連続圧延における各スタンドの圧延荷重を精度良く見積もるためには、パス内やパス間での内部組織変化とこれに伴う転位密度の変化を考慮せざるを得ないことは、以前より指摘されている通りである¹²⁾。

図9はH形鋼の圧延について、仕上げ圧延機出口での温度分布、オーステナイト粒径分布とフェライト変態終了時点でのフェライト粒径分布との比較結果である¹³⁾。フランジとウェブとの中間にあるフィレット部分では、圧延中温度が一貫して高い状態に保たれており、また塑性変形量も他の部分に比較して小さい。その結果として、この部分の結晶粒径は他の部分と比較して大きくなることが知られているが、塑性変形と内部組織との連成解析によってこの状況が正しく捉えられている。

4 まとめ

塑性加工・圧延加工の塑性変形と内部組織との連成解析についてまとめた。本稿は、鉄鋼への計算科学の応用を趣旨とした特集号の一部であるため、内部組織(ミクロ組織)の解

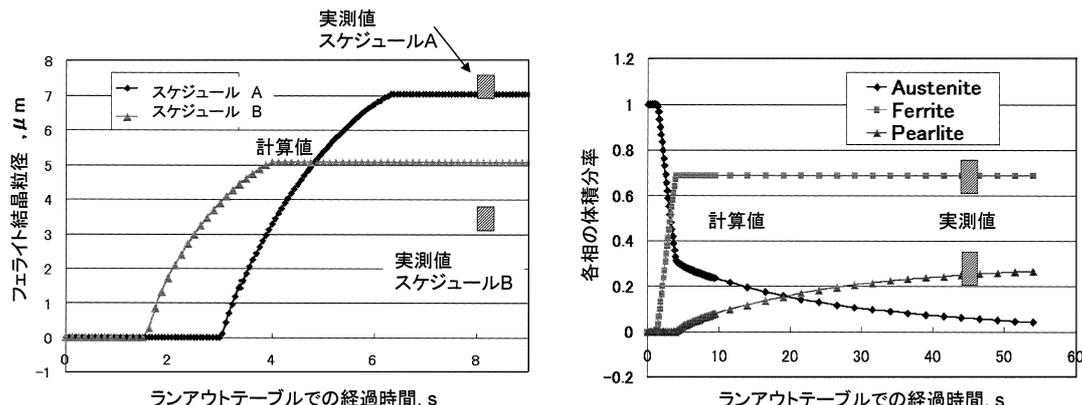


図8 6パス連続熱間圧延加工後の内部組織変化

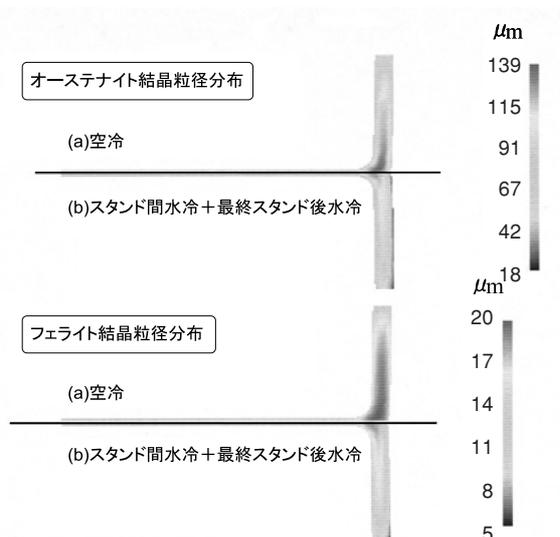


図9 H形鋼圧延後の内部組織変化

析について方程式を一部ではあっても具体的に示すことが重要であると考え、かくのごとき構成とした。ゆえに、変態の解析や集合組織の解析について十分に触れることができず、また筆者の手法を主として述べることとなった。塑性変形と内部組織との連成解析手法は他にも提案されているので⁶⁾、こちらをご参照いただければと思う。また本稿は、材料側よりかはむしろ製造側の視点で著したつもりである。材料を主眼とした計算科学については、本特集号の他の記事をご参照いただきたい。

最後に、今後の2つの課題について触れる。本稿では材質予測すなわち機械的特性の予測の問題には触れていないが、これは極めて重要な課題である。古くから研究はされているこの課題はあるいはNever Ending Storyであるのかも知れない。ここにて取り扱った連成解析の最終的な目的は材質予測にあるのであるから、塑性変形と連成してプロセスの情報を正確に反映した内部組織の予測は重要ではあるものの、ここで留まっては片手落ちであることを強調しておく。次いで、図3に示されている材料ゲノム(冶金モデル)についてであ

るが、本来はこれこそ計算科学で取得されるべきであると思う。ゴミだらけで多様な鉄鋼について、材料ゲノムを計算科学で取得するには大きな困難が伴うであろうが、「鉄鋼ナノテク」のに含まれる一つの重要な課題であることは間違いない。

参考文献

- 1) 山田健二：第169・170回西山記念技術講座，(1998)，53.
- 2) 柳本 潤：第173・174回西山記念技術講座，(2000)，89.
- 3) 柳本 潤：塑性と加工，42-490 (2001)，1106.
- 4) 前田恭志：塑性と加工，40-467 (1999)，1164.
- 5) 矢田 浩：塑性と加工，28-316 (1987)，413.
- 6) Karhausen, K. and Kopp, R. : Steel Res., 63-6 (1992)，247.
- 7) Yanagimoto, J., Karhausen, K., Brand, A.J. and Kopp, R. : Trans. ASME, J. Manufact. Sci. Eng., 120-2 (1998)，316.
- 8) Yanagimoto, J. and Liu, J. : ISIJ Int., 39-2 (1999)，171.
- 9) Yanagimoto, J. and Liu, J. : ISIJ Int., 41-12 (2001)，1510.
- 10) Yanagimoto, J., Morimoto, T., Chikushi I. and Kurahashi R : Steel Res., 73-2 (2002)，56.
- 11) 森本敬治，倉橋隆郎，竹士伊知郎，柳本 潤：鉄と鋼，88-11 (2002)，747.
- 12) 矢田 浩，瀬沼武秀：塑性と加工，27-300 (1986)，34.
- 13) Yanagimoto, J. and Liu, J. : ISIJ Int., 42-8 (2002)，1510.

(2004年9月13日受付)