解 説

鍛造における材質予測と制御

石川孝司*

Modelling the Microstructural Evolution and Mechanical Properties of Forged Parts

Takashi Ishikawa

Synopsis

In recent years, there has been growing need in the metal forming industry to improve not only dimensional accuracy but quality and decrease in costs of products.

Mathematical models for predicting microstructural evolution and mechanical properties of forged part have been reviewed.

The metallurgical features of the hot strip rolling and forging are discussed and the fundamental idea of their modelling is introduced. These models describe quantitatively the transformation, recrystallization, grain growth and phase transition from austenite to ferrite. However the metallurgical model is not sufficient as compared to deformation model and there is no integrated model to predict the microstructure during forging satisfactorily. It is suggested that close cooperation among researchers and engineers from different disciplines would be indispensable to accomplish the goal.

1. は じ め に

鍛造加工の分野ではニアネットシェイプさらにネットシェイプへと高精度鍛造製品を効率よく製造できるような環境を構築すべく研究が進められている。これには、計算機や有限要素法をはじめとした解析技術の進歩の貢献が大きく、2次元形状部品に対しては材料の塑性変形と熱との連成解析さらに工具の弾性変形も取り込んだ解析が可能な状況にある。しかし、最近では形状・寸法ばかりでなく低コストで優れた材質の部品製造に対す

る要求が高まってきて、いわゆるネットシェイプ+ネットプロパティをめざす時代になってきたといえる。

塑性加工後の材質・性質の予測手法は、熱間圧延・制御圧延の分野で発展してきた^{1),2)}。ここではほとんどのモデルがSellers³⁾、矢田ら⁴⁾の研究をもとにしたものであり、結晶粒径などの組織をまず予測し、それをもとに機械的性質を求めるものである。そして、ひずみ、ひずみ速度、温度などを材料内で一様と仮定して導かれている。圧延のように変形が単純で短時間で終了する場合にはそのような仮定は許されるが、鍛造の場合には単純ではない。しかし、前述のように熱との連成有限要素解析が実用段階に入りつつある現在では、鍛

1995年4月26日 受付

*名古屋大学工学部、工博

Fig. 1. Outline of the prediction system for material properties evolution during forging⁹⁾.

造加工における材質予測精度も向上していくものと思われる。ここでは、鍛造加工における材質予測の現状と課題について述べる。

2. 材質予測と組織制御の概要

Fig. 1 は材質予測システムの一例である^{5),6)}。塑性変形（ひずみ）と温度の履歴が再結晶（動的再結晶，静的再結晶，粒成長），変態，回復などの組織変化に影響し，結果としてそれが機械的性質に影響する。また，延性が不足する場所では割れなどの欠陥を引き起こすことにもなる。この図からわかるように塑性変形の解析に必要な変形抵抗は，予測結果の一つとして決められるものであるから，全体が一つの系となり，どの項目の予測も重要である。現在までに鍛造の分野でこの系を統合モデルとしてまともに解析した例は報告されていないが，いろいろな近似や手法を用いて予測しようという努力がなされている。以下に2～3の考え方を紹介する。

3. 材質予測の現状

3.1 熱間鍛造における材質予測

3.1.1 Sellers, 矢田らの基礎式をベースとした方法^{3),4)}

Fig. 2. Schematic diagram of various restoration processes after hot deformation of steels⁹⁾.

Fig. 2 に示す熱間加工中に生ずるさまざまな冶金現象を熱間加工シミュレータによる実験結果をもとに定式化し，熱間圧延の材質予測のために提案された予測手法を熱間鍛造に適用しようとするものである。そのまま非常常，不均一変形の鍛造に適用できるかどうかは実験との対応をとりながら確認していく必要がある。

(1) 動的再結晶

Sellers, 矢田らは鉄鋼材料に対して，変形中に材料内部のひずみ(ϵ)がある限界ひずみ(ϵ_c)を越えたとき動的再結晶が生じ，その限界ひずみは次式のようにピークひずみ(ϵ_p)の0.8倍であるとした。

$$\epsilon_p = 4.9 \cdot 10^{-4} \cdot d_0^{0.5} \cdot Z^f \quad \dots\dots\dots(1)$$

$$\epsilon_c = 0.8 \cdot \epsilon_p \quad \dots\dots\dots(2)$$

ここで， f は0.15から0.175までのC量によって決まる値であり， d_0 は初期粒径， Z はZener-Hollomonパラメータである。また，再結晶後の粒径は次式で決定した。

$$d_{dyn} = 22600 \cdot Z^{-0.27} \quad \dots\dots\dots(3)$$

$$Z = \bar{\epsilon} \cdot \exp\left(\frac{Q}{RT}\right)$$

そして，動的再結晶の割合を次式で表現した。

$$X_{dyn} = 1 - \exp\left(-0.693 \cdot \left(\frac{\epsilon - \epsilon_c}{\epsilon_{0.5}}\right)^2\right) \quad \dots\dots\dots(4)$$

ここで，

$$\epsilon_{0.5} = 1.144 \cdot 10^{-3} \cdot d_0^{0.28} \cdot \epsilon^{0.05} \cdot \exp\left(\frac{6420}{T}\right) \quad \dots\dots\dots(5)$$

(2) 静的再結晶

静的再結晶は変形で導入された転位のほとんどが同時に消滅するプロセスであり、多くのモデルで次式のような Avrami 式が採用されている。すなわち、矢田らの式を例にとると再結晶率は

$$X_{st} = 1 - \exp\left(-0.693 \cdot \left(\frac{t - t_0}{t_{0.5}}\right)^{n_r}\right) \dots\dots\dots (6)$$

ここで、

$$t_{0.5} = 2.2 \cdot 10^{-12} S_v^{-0.5} \dot{\epsilon}^{-0.2} \epsilon^{-2} \cdot \exp(30\,000/T) \dots\dots\dots (7)$$

$$S_v = \frac{24}{\pi d_0} (0.491 e^\epsilon + 0.155 e^{-\epsilon} + 0.1433 e^{-3\epsilon}) \dots\dots\dots (8)$$

であり、 $n_r=2$ とすればよいがモデルによっては初期粒径、ひずみ、温度の関数とするものもある。

このときの結晶粒径は、

$$d_{st} = 5 / (S_v \cdot \epsilon)^{0.6} \dots\dots\dots (9)$$

(3) 粒成長

オーステナイト粒の再結晶により、変形によって導入された内部エネルギーのほとんどを放出するが、組織はまだ準安定状態であるため、高温状態では残留エネルギーにより粒成長する。

$$d^2 = d_{st}^2 + 1.44 \cdot 10^{12} \cdot t \cdot \exp(-Q/RT) \dots\dots\dots (10)$$

(4) 変態

一般に鋼の変態は炭素の拡散に律速される核生成-成長過程と考えられる。変態速度は、変態率を X とすると、核生成速度 I と成長速度 G が時間によらない場合、次式で書ける⁴⁾。

$$\frac{dX}{dt} = 4.046 (k_1 I S)^{\frac{1}{4}} \cdot G^{\frac{3}{4}} \cdot \left(\ln \frac{1}{1-X}\right)^{\frac{3}{4}} \cdot (1-X) \dots\dots\dots (11)$$

ここで S は単位体積当たりの核生成サイト、 k_1 は連続冷却実験により決定される定数である。 I と G を温度と成分の関数として表し、任意の冷却経路に対して変態量を計算する。

また、非調質鋼のように析出強化を利用する材料に対しては、析出現象の考慮も必要となろう。

(5) 計算手順

変形抵抗は別に求めた式 (例: $\bar{\sigma} = 0.36 Z^{0.12}$) を使って、有限要素法により温度、ひずみ、ひずみ速度を計算する。ひずみが限界ひずみを越えた領域には式(3)~(5)を適用して動的再結晶の割合、粒径を計算する。超えない領域は式(6)~(9)により静的再結晶割合、粒径を算出する。この計算は微小時間ごとに行い、残留ひずみは次式で仮定し、再結晶が完了するまで繰り返す。

$$\epsilon_{t+1} = \epsilon_t (1 - X_{st}) \dots\dots\dots (12)$$

その後、温度と焼入れまでの時間をもとに式(10)より最終的な粒径を計算する。

これら組織と粒径をもとに硬さ、引張強度、変形抵抗などの機械的性質が求められる。組織から機械的性質の予測はほとんどが回帰式を用いている。Table 1 に 1 例として Pickering⁷⁾ が示した関係式を示す。ただし、これは特定な条件下で得られた式であることに注意を要する。

Fig. 3 は本手法 (使用した式は少し異なる。) により計算された Kumar ら⁸⁾ の結果で、IS2062 炭素鋼の円柱状試片 ($\phi 10 \times 12 \text{ mm}$) を $1\,100^\circ\text{C}$ で据込みしたときの相当ひずみ (図 A) と温度分布 (図 B) を示す。そのときの結晶粒径は、図中の a, b, c, d の順に 90, 42, 82, $106\,\mu\text{m}$ の実測値に対して、74, 43, 63, $84\,\mu\text{m}$ の計算値であった。解析の方法が一方向で簡単化しているため、この結果の判断はもっと広い範囲の鋼種や加工条件で確認する必要がある。ここでは避けるが、熱間圧延の分野で提案された手法が参考になることは明らかである。

Kopp ら⁹⁾ も動的再結晶について同様な解析をしている。Fig. 4 に ϵ/ϵ_c の解析結果を示した。 $\epsilon/\epsilon_c > 1$ の領域での動的再結晶生成が実測と良く

Table 1. Prediction equations for material properties evolution in low carbon manganese steel⁷⁾.

$TS/MPa = 15.4(3.5 + 2.1(\text{Mn}) + 5.4(\text{Si}) + 23(\text{Nf}) + 1.13d^{-1/2})$	(1)
$YS/MPa = 15.4(3.5 + 2.1(\text{Mn}) + 5.4(\text{Si}) + 0.25(\text{パーライト}) + 0.5d^{1/2})$	(2)
シャルビー破面遷移温度/ $^\circ\text{C} = -19 + 44(\text{Si}) + 700(\sqrt{N_f}) + 2.2(\text{パーライト}) - 11.5d^{-1/2}$	(3)

Fig. 3. Results of calculation of distribution of equivalent strain(A) and temperature (B) after hot compression of low carbon steel (1100°C)⁸⁾.

Fig. 4. Region of dynamic recrystallization after hot upsetting of Cr bearing steel⁹⁾ (central; calculation, surroundings; experimental).

対応している。

3.1.2 基礎実験データからの回帰式を用いる方法

前項の方法は、多様な材料に適用でき汎用性

はあるが現状では精度に疑問がある。Vedhanayagam¹⁰⁾はまず、試験温度、ひずみ、冷却速度を数レベル変化させて恒温圧縮試験を行い、試験後の材料の組織観察と引張・硬さ・シャ

Fig. 5. Outline of the prediction and control system, assisted by computer, for material properties evolution¹⁰⁾.

ルビー試験を行った。そして、統計解析により組織の予測式を重回帰式として導出し、機械的性質（引張強度、シャルピー衝撃値、硬さ）はその組織データよりやはり回帰式として表現した。組織予測データとしては、初期オーステナイト粒径、フェライト率、パーライト率、フェライト粒径、パーライトコロニー径である。Fig. 5に全体のシステムを示す。素材、最終形状および中間形状、鍛造温度、ダイス温度、プレス特性、冷却方法などをインプットデータとしてFEMシミュレーション（市販のDEFORMを使用）を行い、その結果をもとに組織・機械的性質を求める。結果を部品内部の分布としてグラフィックディスプレイ上に出し、最終的に設計者の意図する形状・材質になるまで繰り返される。前記の各種組織に関する物理量や機械的性質は実測値と良い対応を示した。さらに、得られた結果をデータベースとして残すとともに、パソコン（IBM-PC）にグラフィ

ックデータとして蓄積し、だれもが自由に調査できるようにシステムを作成した。

3.2 オーステナイト系ステンレス鋼の加工誘起変態予測

SUS304に代表される準安定オーステナイトステンレス鋼は、室温でも加工の進行とともに変態が生じ、組織がオーステナイトからマルテンサイトに変化する。この変態量分布の予測は磁気特性や耐食性の点から重要である。この例は、塑性変形と組織変化の連成を考える上で基本的でありおそらく、品川ら¹¹⁾の方法を以下に紹介する。

マルテンサイト変態量は、ひずみと変形温度に大きく依存し、Fig. 6に示すように真ひずみに対してS字曲線となる。変態速度は次式のように変態量と温度の関数と仮定した。

$$\frac{dV_m}{d\bar{\epsilon}} = \frac{4s}{c^2} \left(V_m + \frac{cs_0}{4s} \right) (c - V_m) \quad \dots\dots\dots (13)$$

ここで、 V_m はマルテンサイト体積率、 $\bar{\epsilon}$ は相当

Fig. 6. Variation of the amount of martensite arising from deformation induced transformation in SUS304 stainless steel⁶⁾.

Fig. 7. Distribution of martensite(%) in section of cylindrical test piece upset by various presses (experimental)¹¹⁾.

ひずみ, s_0 , s , c はフィッティングのパラメータであり, 温度の関数である. 変形抵抗は生成するマルテンサイトを考慮して, 次式で表現した.

$$\bar{\sigma} = \bar{\sigma}_a(1 - V_m) + \bar{\sigma}_m V_m \quad [MPa] \quad \dots\dots\dots(14)$$

$$\bar{\sigma}_a = 1788 \cdot \bar{\varepsilon} + B + 12.7 \cdot \log\left(\frac{\bar{\varepsilon}}{0.001}\right)$$

$$(\bar{\varepsilon} < \varepsilon_c)$$

$$\bar{\sigma}_a = B \left(\frac{\bar{\varepsilon} - \bar{\varepsilon}_i}{\bar{\varepsilon}_c - \bar{\varepsilon}_i} \right)^n + 1788 \cdot \bar{\varepsilon}_c$$

$$+ 12.7 \cdot \log\left(\frac{\bar{\varepsilon}}{0.001}\right) \quad (\bar{\varepsilon} \geq \varepsilon_c) \quad \dots\dots\dots(15)$$

$$\bar{\sigma}_m = 1560 \quad \dots\dots\dots(16)$$

ここで, $\bar{\sigma}_a$, $\bar{\sigma}_m$ はそれぞれオーステナイト相, マルテンサイト相の変形抵抗, $\bar{\varepsilon}$ は相当ひずみ速度, $\bar{\varepsilon}_i$, $\bar{\varepsilon}_c$, B , n は温度の関数である.

変形-熱連成有限要素解析により, 1 変形ステッ

Fig. 8. Calculated results for upsetting¹²⁾.

(a). state of deformation (solid line; hydraulic press, broken line; mechanical press), (b) temperature distribution (mechanical press), (c) distribution of martensite (hydraulic press), (d) distribution of martensite (mechanical press)

プごとにひずみ, 温度を求め, 式(13)よりマルテンサイト量を, 式(14)~(16)より変形抵抗を計算し, それを最終ステップまで繰り返す.

Fig. 7 は円柱状試験片を低速 (油圧プレス; 速度 0.5mm/sec) と高速 (機械プレス; 速度 180 mm×50spm) で据込み加工した場合のマルテンサイト量を測定した結果で, 1/4 縦断面の分布を示している. 低速加工の場合は試験片中央部からフォールディング部にかけて変態量が多いが, 高速加工の場合は変形中に温度上昇を伴うため全体的に変態量が少ない. Fig. 8 に変形状態, 温度分布, マルテンサイト分布の計算結果を示す. 変態量の予測値は実測と比べやや小さいが, 傾向的には合っている.

4. ま と め

材質予測についての考え方を断片的に述べた. それぞれのモデルは適用範囲に制限があり, 一般的な統一モデルにするにはまだかなりの努力が必要である. 材料面の予測手法の確立が遅れているのは, 塑性変形や温度の解析に比べ, 冶金現象は

影響因子が非常に多いこと、しかも影響の仕方が複雑でなかなか定式化しにくいことなどが主な原因である。ただし、変形が定常で均一変形と仮定できる熱間圧延・制御圧延の分野では研究が進んでおり成果も得られている。今後鍛造の分野でも加工時の製品の形状・材料流動・応力分布だけでなく、加工後の機械的性質や組織も設計に組み入れた鍛造統合システムの開発が進むものと思われる。それには、加工屋と材料屋が今以上に緊密に情報交換して討議を積み重ねなければならないと考える。

(文 献)

- 1) Special Issue: ISIJ Int., **32** (1992), No.3 (p261-449)
- 2) 変形特性の予測と制御部会報告書, (1994), 日本鉄鋼協会 特基研究会
- 3) C. M. Sellars and J. A. Whitenman: Met. Sci., March-April (1979), 187
- 4) 矢田 浩: 塑性と加工, **28** (1987), 413
- 5) 吉野雅彦, 白樫高洋: 塑性と加工, **33** (1992), 1285
- 6) 品川一成: 塑性と加工, **35** (1994), 1169
- 7) F. B. Pickering (藤田利夫ら訳): 鉄鋼材料の設計と理論, (1981), [丸善]
- 8) A. Kumar, S. Jha and V. Ramaswamy: Steel Research, **64** (1993), 210
- 9) R. Kopp, M. Cho and M. M. Souza: Steel Research, **59** (1993), 161
- 10) A. Vedhanayagam: PhD thesis, The Ohio State University, (1993)
- 11) 品川一成, 西川裕之, 石川孝司, 細井祐三: 鉄と鋼, **76** (1990), 462