論説

Paper

フェライト系ステンレス鋼の材質予測技術の開発

平野伸和^{*1}, 藤原正尚^{*2}, 吉田広明^{*3}, 五十川幸宏^{*3}

Development of Microstructural Prediction Technology for Ferritic Stainless Steel

Nobukazu Hirano, Masanao Fujiwara, Hiroaki Yoshida, and Sachihiro Isogawa

Synopsis

In the ferritic stainless steel, such as SUS430, grain refinement is one of the useful measures to improve the strength and the toughness. So it is important to optimize the rolling schedule as rough process of production with the view of grain refinement. In optimization of the rolling schedule, microstructural prediction by computer simulation is one of the most important elemental technologies from the viewpoint of cost reduction and superior quality. In this study, microstructural prediction technology for SUS430 has been developed to optimize the rolling schedule for grain refinement. And trial production in actual multi-stage mill has done to test accuracy of prediction.

Obtained results are as follows.

- 1. It became possible to predict microstructure on multi-stage rolling by application of incremental microstructure prediction method.*
- 2. This system is useful for microstructure prediction on multi-stage rolling within adequate preciseness.*
- 3. On designed rolling schedule with using microstructural prediction system, mean grain size of center in wire has been reduced about 36 %.*

1. 緒 言

SUS430 に代表されるフェライト系ステンレス鋼は、加工硬化が小さく、冷間での加工性に優れることから、冷間鍛造や深絞りなどのさまざまな加工法を経て、耐食性に優れた構造部材として使用される。しかし、冷間加工性の点において、低温域での加工時に割れが生じ、靱・延性不足が問題となる場合がある。一般的に、結晶粒が微細なほどき裂に対する伝播抵抗が増加し、靱・延性は向上する¹⁾。また、微細化により粒界面積が増加するため、結晶粒界における不純物濃度が低減され、低温靱性の改善が図られる。結晶粒径の微細化に対しては、熱間加工における再結晶現象の利用が考えられ、製品製造の粗過程である、熱間圧延における結晶粒微細化のための工程最適化が求められる。

原価低減や高品位化の観点から、割れの回避や組織の制御を目的とした熱間圧延工程の最適化が今後さらに重要になると考えられる。一般に工程の最適化は工業的な試作の繰返しによって検討されることが多い。しかし、この手法では試作期間の長期化を招きやすく、また、現状の設備能力での試作にとどまり、設備改造が伴う条件下での試作検討が実施不可能である。一方、試作に先立ち、コンピュータシミュレーションによる工程案の検証と最適化がなされれば、試作期間の短縮と高品位化の同時実現が期待される。特に装置の能力や配列の大幅な変更を検討する場合には、シミュレーションによる事前の検討が必要不可欠である。以上のように、創形や創質に対するプロセスシミュレーション技術の適用は極めて有効である。

結晶粒径や再結晶率などミクロ組織の予測を目的とした材質予測モデルが数多く提案されている。柳本ら^{2)~4)}

2005 年 2 月 28 日受付

* 1 大同特殊鋼㈱星崎工場 (Hoshizaki Plant, Daido Steel Co., Ltd.)

* 2 大同特殊鋼㈱技術開発研究所 (Research & Development Lab., Daido Steel Co., Ltd.)

* 3 大同特殊鋼㈱技術開発研究所, 工博 (Dr., Eng., Research & Development Lab., Daido Steel Co., Ltd.)

は、転位密度を媒介とした材質予測モデルを提案しており、動的回復・再結晶や静的回復・再結晶（ポストダイナミック再結晶）による転位密度の増減を計算し、変形抵抗にフィードバックさせて圧延荷重などをより正確に見積ることを可能としている。この予測モデルの適用範囲は広く、インラインプレス（鍛造シミュレーション⁵⁾）や、線材圧延の材質予測にも適用され⁶⁾、予測精度の確認もなされている。また、吉野ら^{7),8)}は、ギブスの自由エネルギーバランスにおいて、再結晶の駆動エネルギーを変形によるひずみエネルギーの増大に対応させ、エネルギーの揺らぎを考慮して、焼鈍時の再結晶・粒成長挙動をシミュレートする予測モデルを提案している。しかしながら、いずれの予測モデルも、実験データと比較して、定性的な傾向は一致するものの、定量的な予測精度の確認は十分とはいえない。

そこで本研究では、熱間圧延工程において、再結晶挙動を利用した細粒化プロセスの改善を目的として、圧延シミュレータにおける圧延工程の材質予測プラットフォームを開発し、フェライト系ステンレス鋼のSUS430を例にとり、連続多パス圧延における材質予測技術を確立する。また、実機試験による予測精度の検証結果についても報告する。

2. 材質予測のプラットフォーム開発

2.1 圧延シミュレータ

使用する圧延シミュレータは、大同工業大学との共同開発によるもので、高効率な熱連成の定常解析が可能な剛塑性有限要素法解析ソフトである。解析モデルの例を Fig.1 に示す。有限要素エネルギー法により速度場を最適化して材料流線を求め、変形後の形状を一致させる。このとき、体積一定の条件はペナルティ法により満足させる⁹⁾。また、

Fig.1. Output geometry of rolling simulator.

ロールとの接触面における伝熱計算は、接線方向の温度勾配が法線方向のそれに比べて無視できると仮定し、法線方向での1次元伝熱解析で行う。材料内部の温度解析に関しては、3次元伝熱解析にて計算する。

2.2 材質予測モデル

今回適用する材質予測モデルは、熱間加工における再結晶挙動および粒成長挙動を予測するものであり、主な出力として、結晶粒径や再結晶率の分布を予測する。Fig.2 に熱間加工における組織変化の模式図を示す。加工中の動的再結晶（DRX）に続き、加工後のパス間では、静的再結晶（SRX）またはポストダイナミック再結晶が進行し、再結晶完了後には、定常粒成長（GRW）へと移行する。実際の加工においては、温度や加工速度が順次変化する逐次加工となる。そのため、加工条件が絶えず変化する逐次加工において正確な材質予測を行うためには、パラメータ変化に対応した増分形の予測モデルを構築する必要がある¹⁰⁾。

2.3 材質予測モデルの導入

Fig.3 に圧延シミュレータに材質予測モデルを導入する

Fig.2. A schematic diagram of microstructure evolution of hot working.

Fig.3. A schematic diagram of microstructure prediction with rolling simulator.

ための模式図を示す。材料の各部位は変形により生ずる材料流線に沿って流れると仮定し、時系列的な加工条件の変化は、材料流線上の節点に従って推移するとした。この場合、ある時点 ($i+1$) における横断面内の組織分布 $M(i+1)$ は、一つ前の横断面の組織分布 $M(i)$ と加工条件の増加分から計算されると仮定した。このように、増分形の予測モデルを適用することにより、動的および静的な組織変化を同時に計算可能とし、ひずみ速度や温度の変動に対応が可能となった。

Fig. 4 に材質予測計算のフローチャートを示す。変形・非変形の判定は、ひずみ速度に一定のしきい値を設け、しきい値以上の場合には変形状態とする。変形状態では、動的な組織変化、非変形状態では、静的な組織変化を計算する。順次、横断面内の各節点から分布を計算し、入り側から出側まで連続的に計算し、次パスへと引き継いでいくことで連続多パス圧延における材質（結晶粒径）予測に適用する。

2.4 材質予測の実施例

圧延シミュレータに導入した材質予測モデルの妥当性を検証するため、NCF58(Inconel718) を用いて圧延シミュレーションを行った。検証材は鍛伸シミュレーションなどで材質予測の実施例を多く持ち、予測精度の確認も十分なされている¹¹⁾。結果の一例として、Fig.5 に単パスでのひずみ速度、再結晶率および平均結晶粒径の予測結果を示す。(b)の再結晶率の分布を見ると、中心部においては、

Fig.4. Outline of flow chart for microstructure prediction in rolling simulation.

加工中に動的再結晶が発現し、加工終了後から静的な再結晶が進行する。温度が低く、ひずみの付与が小さい表層部においては、動的再結晶は発現せず、加工後も再結晶はほとんど進行しない。(c)の平均粒径に関しては、中心部において再結晶の進行に伴い細粒化するが、表層部においては初期の粒径が保たれている。以上の計算実施例から、各横断面内で動的・静的な組織を同時に計算可能で、ひずみ速度、温度の変化にも十分に対応可能で、動的な組織変化から静的な組織変化へと移行する、連続的な組織変化を予測することが可能であることが分かった。

3. フェライト系ステンレス鋼の連続多パス圧延への適用

3.1 対象材

対象材はフェライト系ステンレス鋼の SUS430 である。Table 1 に化学組成を示す。加工性向上のため、C 量を 0.006 mass% と微量に制御している。Fig.6 に ThermoCalc(Fe-DATA, ver.3) による平衡状態図を示す。約 900

Fig.5. An example of microstructure prediction in rolling simulator.

Table 1. Chemical composition of SUS430 (mass%).

C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ni	Mo	Al	N	O	Fe
0.006	0.25	0.39	0.02	0.001	0.05	16.58	0.13	0.10	0.003	0.018	0.002	Bal.

Table 2. Experimental condition of compression test.

Initial grain size [μm]	Temperature [$^{\circ}\text{C}$]	Strain	Strain rate [s^{-1}]	Time [sec.]
460 ~ 1160	750 ~ 1150	0.1 ~ 0.4	1.5 ~ 30.0	0 ~ 3000

Fig.6. Calculated phase diagram of SUS430.

から 1000 にかけて，相が析出して 相と 相の二相状態となる。

Fig.7には加工と熱処理を組合せて 結晶粒径を調整した材料の平均粒径と限界圧縮率の関係を示す。平均粒径が小さくなるほどに限界圧縮率は増加し，加工性が向上するが，25 μm 付近を極大値として，加工性は悪化した。これは，微細粒化により，個々の結晶粒の均一伸びが減少し，局部的に変形が集中しているためであると考えられる。

Fig.8 は平均粒径とシャルピー衝撃値の関係である。細粒化に伴い，延性・脆性破壊遷移温度が低下し，低温靱性の改善が見られた。以上の基礎データから，25 μm 程度までの結晶粒の微細化は，冷鍛性の向上に有効であると考えられる。

3.2 材質予測データベースの構築

数値計算に先立ち，SUS430 の熱間加工における再結晶挙動ならびに粒成長挙動データベースを構築する。実験には 50t の熱間加工シミュレータを用いて，円柱の均一圧縮試験を行った。種々の初期粒径 d_0 の試験片に対して，加熱温度 T ，ひずみ ϵ ，ひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ ，加工後の加熱保持

Fig.7. Relationship between mean grain size and critical compressibility.

Fig.8. Relationship between mean grain size and Charpy impact value.

時間 t を制御し，動的・静的な組織変化のデータベース化を行う。実験条件を Table 2 に示す。

Fig.9 に結晶粒径を約 650 μm に調整した試験片を，950 ~ 1150 で約 50 % の圧縮加工を加えたときの加工中の変

形抵抗を示す。動的再結晶が発現した場合に見られる変形抵抗の極大値は観察されず、動的再結晶はほとんど生じない。フェライト系ステンレス鋼である SUS430 は bcc 金属であり、動的回復による転位の再配列が活発で、動的再結晶の核生成に必要な転位密度差の集積が非常に困難であるためと考えられる¹²⁾。

Fig.10 に加工後に一定温度で保持したときの静的再結晶率の時間的推移の測定結果を示す。1000 以下では急激に再結晶の進行速度が減少した。これは、Fig.6 の平衡状態図からも予測されるように、1000 以下では二相状態となり、結晶粒界における転位の集積は、相変態に優先的に消費され、再結晶核の生成には至らないためであると考えられる¹³⁾。

Fig.9. Flow stress of SUS430.

Fig.10. Time transition of static recrystallization.

Fig.11 に一定温度で保持したときの、結晶粒成長挙動の測定結果を示す。二相状態となる 1000 以下では成長速度が急激に低下しており、粒のピンニング効果により、粒の成長が抑制されたものと考えられる。

以上の実験データをまとめて、定式化を行い、材質（粒径・再結晶率）予測データベースとする。動的再結晶に関しては、本試験条件では発現が確認されなかったため、動的再結晶率 $X_{DRX} = 0$ とする。以下に、定式化を行った後の各構成式を示す。構成式は一般的なものを適用し、再結晶挙動に関しては Avrami の式、粒成長に関しては、単相組織に用いられる 2 乗則を適用する。

(静的再結晶)

$$X_{TOT} = X_{DRX} + (1 - X_{DRX})X_{SRX} = X_{SRX} \quad (X_{DRX} = 0)$$

$$X_{SRX} = 1 - \exp\{-0.693(t/t_{0.5})^2\}$$

$$t_{0.5} = C_1 \{6.24 \times 10^{-5} d_0^{1.63} - 0.49 \cdot 0.11 \exp(Q_{REX}/R/T)\}^{C_2}$$

$$Q_{REX} = 2.66 \times 10^5$$

$$C_1 = \exp(-27.29), C_2 = 9.41 \quad (T < 1000)$$

$$C_1 = \exp(0.017), C_2 = 1.04 \quad (T \geq 1000)$$

$$d_{CPL} = 2.59 d_0^{0.72} - 0.34$$

(定常粒成長)

$$d_{GRW}^2 = d_{CPL}^2 + C_3 t^{C_4} \exp(-Q_{GRW}/R/T)$$

$$C_3 = 1.61 \times 10^{10}, Q_{GRW} = 2.35 \times 10^5 \quad (750 < T < 900)$$

$$C_3 = 3.53 \times 10^{24}, Q_{GRW} = 5.55 \times 10^5 \quad (900 < T < 1150)$$

$$C_4 = 0.91 \quad (750 < T < 950)$$

$$C_4 = 4.42 - 0.25 \times 10^{-2} T \quad (950 < T < 1150)$$

ただし、 X_{TOT} : 全体の再結晶率、 X_{SRX} : 静的再結晶率、 $t_{0.5}$: 50% 再結晶にかかる時間、 Q_{REX} : 静的再結晶の活性化エネルギー、 d_{CPL} : 再結晶完了時の平均粒径、 d_{GRW} : 成長後の平均粒径、 Q_{GRW} : 粒成長の活性化エネルギー。

Fig.11. Behavior of static grain growth.

材質予測データベース構築試験の結果から、圧延工程中に細粒化を促進させるために必要な再結晶の促進と粒成長の抑制を図るには、工程中の温度推移を 1000 近辺に制御する必要があると考えられる。

3.3 圧延ライン

Fig.12 に SUS430 の試作圧延ラインの概略図を示す。圧延スケジュールは粗列 6 パス、第 1 中間列 6 パス、第 2 中間列 6 パスの合計 18 パスで、155 角から 20.6 まで細径化する。粗列前と第 1 中間列の前に誘導加熱装置 (IH: Induction Heater) が設置されており、表層温度を最大で 150 程度上昇させることが可能である。SUS430 の圧延条件を Table 3 に示す。材質予測の適用前と適用後の条件を併記する。

Fig.13 に材質予測による改善前の横断面各部位のミクロ写真を示す。(a) の中心部は粗大粒となっており、加工発熱による温度上昇により粗大化したものと考えられ、平均粒径は約 220 μm であった。(b) の R/2 部分においては、

比較的細粒となっており、結晶粒界も直線的で整粒化された再結晶組織であった。(c) の表層部では、加工により伸張した結晶粒が見られ、未再結晶部分が多く存在する。以上のミクロ観察結果から、細粒化を目的とした工程改善の基本方針として以下の二点が挙げられる。

- 1) 中心部の温度上昇を抑えるため、抽出温度を下げる。
- 2) 表層部の再結晶を促進するため、高周波加熱誘導装置により表面温度を上げる。

以上の二点を基本として、工程改善案を Table 3 に示す。改善前工程と比較して抽出温度と粗列前 IH(IH1) の加熱温度を 50 低下し、中間列 IH(IH2) による表層加熱温度を改善前の 1080 から 1150 とした。

3.4 材質予測シミュレーション

Table 3 に示した改善工程案の妥当性を検証するため、材質予測シミュレーションを実施した。

Fig.14 に改善前および改善後の温度推移予測結果を示す。改善前に比較して、経過時間が 70 秒以上となる仕上

Fig.12. Outline of hot rolling line.

Table 3. Rolling condition of SUS430.

	Before	After
Cross-section geometry of a billet [mm]	155B	
Initial heating temperature []	1150	1100
IH1 heating temperature []	1250	1200
IH2 heating temperature []	1080	1150
Rolling speed at out of roughing V1 [m/s]	2.3	
Rolling speed after final pass V2 [m/s]	11.4	
Total reduction in area [%]	98.6	
Number of rolling pass	18

Fig.13. Microphotographs of SUS430 with no improvement. (Rolling direction)

(a) Before improvement

(b) After improvement

Fig.14. Time transition of temperature on hot rolling simulation.

げ圧延領域での中心部と表層部の温度履歴がR/2部の温度履歴により近いものとなり、中心、表層においてもR/2部で見られた整細粒組織への改善が期待された。

Fig.15 に改善後の中心部における温度、平均粒径および再結晶率の時間推移の予測結果を示す。初期粒径の大きい粗列では、パス間における静的再結晶の進行はほとんど見られず、粗列後のインターバルで保持時間が長く保たれて細粒化し、第1中間列の入り側では約500 μm まで減少した。中間列では、加工前の平均粒径が細くなるため、静的再結晶の進行は早く、第2中間列の後段ではパス間において再結晶が完了し、粒成長にまで移行する予測結果となった。最終的に、18パス圧延後に一定時間空冷した後の中心部の平均粒径は約121 μm と予測され、改善前の220 μm と比較して約45%の結晶粒径の低減効果が見込まれた。

3.5 予測精度の検証

前節の解析結果に基づき、実機ラインで細粒化効果を狙った試作圧延を実施した。試作途中で放射温度計により鋼材表面の温度測定を行った。温度測定結果はFig.14の温度推移予測シミュレーションの結果に併記する。

Fig.16 に平均粒径の測定結果と材質予測解析により得られた予測値の比較を示す。第1中間列および第2中間列の出側で比較している。中心部およびR/2部では実績値と予測値はほぼ同等であり、十分な予測精度が確認された。表層部に関しては、解析においては再結晶が完了せず、初期の粗大粒が残存して平均粒径が大きくなると見積ったため、実測値より大きな値となった。Fig.17 に各部位のミクロ組織写真を示す。各部位で再結晶した整細粒組織が観測され、断面内で均一な微細組織の創製が実現された。また、中心部における平均結晶粒径は約140 μm であり、改善前と比較して約36%の低減効果が得られた。

Fig.15. Result of microstructure prediction on hot rolling simulation.

Fig.16. Comparison of experimental value with predicted value.

Fig.17. Microphotographs of SUS430 after improvement.

表層部における実測値と予測値の違いが生じた原因として、以下の点が考えられる。

- 1) 表層付近でのせん断ひずみ付与による細粒効果を再現できない。
- 2) 表層のメッシュサイズが大きく、実際の温度分布を正確に再現できていない。

より正確な材質予測を行う上では解決しなければならない問題ではあるが、本システムを工程改善の指標を与える一つのツールとして考えた場合、短時間で工程案の検証が可能なツールとして十分な有用性はあると考えられる。

4. 結 論

圧延シミュレータにおける材質予測プラットフォームを構築し、連続多パス圧延工程における材質予測シミュレーションを可能とした。また、フェライト系ステンレス鋼 SUS430 を対象として材質予測データベースを構築し、材質予測を行い、実機での試作結果との比較・検証を行った。以上の検討により、以下の結論を得た。

- 1) 増分形の材質予測モデルを圧延シミュレータに導入し、逐次加工に対応した材質予測を可能とした。

2) 連続多パス圧延において、工程設計に必要な十分な予測精度を持った材質予測解析が可能となった。

3) SUS430 圧延工程に材質予測技術を適用し、工程最適化を検討した結果、材料中心部の結晶粒径を約 36 % 減少させることができた。

(文 献)

- 1) 高橋昇, 浅田千秋, 湯川夏夫: 金属材料学第3版, 森北出版株式会社。
- 2) 柳本潤, A. J. Brand, K. Karhausen, R. Kopp: 塑性加工春季講演会 (1995), 325。
- 3) 柳本潤, A. J. Brand, K. Karhausen, R. Kopp: 塑性加工春季講演会 (1995), 327。
- 4) 柳本潤, A. J. Brand, K. Karhausen, R. Kopp: 塑性加工春季講演会 (1995), 329。
- 5) 三宅勝, 黒木高志, 曾谷保博: 塑性加工連合講演会, (2004), 367。
- 6) 柳本潤, 劉金山: 塑性加工春季講演会 (2000), 181。
- 7) 吉野雅彦, 澤田真也, 白樺高洋: 塑性加工連合講演会, (1999), 389。
- 8) 吉野雅彦, 白石知宏, 白樺高洋: 塑性加工連合講演会, (1999), 391。
- 9) 小森和武: 日本機械学会論文集A, 59(1993), 2993。
- 10) 河野正道, 五十川幸宏: 塑性加工春季講演会 (2000), 179。
- 11) 河野正道, 五十川幸宏: 塑性加工春季講演会 (2002), 361。
- 12) 辻伸泰, 松原行宏, 齋藤好弘, 牧正志: 日本金属学会誌, 62(1998), 967。
- 13) 木村謙, 山本章夫, 竹下哲郎, 原勢二郎: 新日鉄技報, (1996), 361, 9。