Regular Article

Formulation of a Generalized Flow Curve for 0.2% Carbon Steel under High-speed Hot Forming Conditions by a Regression Method

Hyeon-Woo PARK^{1)*}, Kyunghyun KIM²⁾, Hyung-Won PARK³⁾, Sheng DING¹⁾ and Jun YANAGIMOTO¹⁾

1) Graduate School of Engineering, The University of Tokyo

2) Makino Milling Machine Co., Ltd.

3) Faculty of Production Systems Engineering and Sciences, Komatsu University

Abstract: A precise flow curve for a wide range of forming conditions is important for accurately predicting forming force. Moreover, since the flow curve reflects microstructural changes, its accurate description must be obtained under various temperatures and strain rates up to 300 s^{-1} . For practical forming processes such as hot strip rolling and wire rod rolling, the deformation behavior at high strain rates ($50\text{--}200 \text{ s}^{-1}$) must also be studied. However, a uniform axial high strain rate is difficult to achieve. Hence, a new deceleration method is developed. Also, the compression test at high strain rates is accompanied by marked internal heat generation, therefore, temperature and deformation are highly inhomogeneous compared with those in tests at lower strain rates. In addition to this problem, heat conduction to the die and friction should be corrected using inverse analysis. By considering the internal temperature increase effect at high strain rates, the uniaxial flow curve obtained using inverse analysis is shown to be greater than the experimental apparent stress–axial strain curve. And then, a regression method is applied to obtain a generalized flow curve at high strain rates, which can cover wider ranges of strain rates and temperatures. Finally, they are compared with an extrapolated flow curve that is regressed using an intermediate strain rate in our previous research. By comparing those results, the extrapolated flow curve is greatly different from the flow curve obtained in the current research. To find the reason for the difference, a microstructure analysis using EBSD is implemented.

Keywords: high strain rate; flow curve; heat generation; regression; extrapolation.

Received on Sep. 27, 2021; Accepted on Dec. 20, 2021; J-STAGE Advance published on Jan. 28, 2022; originally published in ISIJ Int., Vol.60 (2020), No.12, pp.2896-2904

* Corresponding author. E-mail: hyeonwoo.park@cem.t.u-tokyo.ac.jp, Address: The University of Tokyo, 7-3-1 Hongo Bunkyo-ku Tokyo 113-8656

© 2022 The Iron and Steel Institute of Japan. This is an open access article under the terms of the Creative Commons Attribution-NonCommercial-NoDerivatives license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>).

回帰法による高速熱間成形条件下での 0.2% 炭素鋼の流動応力統合式の定式化

朴 賢祐^{1)*}・金 勁賢²⁾・朴 亨原³⁾・丁 晟¹⁾・柳本 潤¹⁾

Formulation of a Generalized Flow Curve for 0.2% Carbon Steel under High-speed Hot Forming Conditions
by a Regression Method

Hyeon-Woo PARK, Kyunghyun KIM, Hyung-Won PARK, Sheng DING and Jun YANAGIMOTO

1. 緒言

生産システムへの数値シミュレーションの応用は、製造プロセスの向上に当たって非常に重要である。このためには、成形中の鉄鋼材料の塑性変形の、固体力学に基づく予測と正確な解析が必要である。また、塑性加工分野では、適切な構成式を使用して金属材料の変形中の微細組織の変化を数値的に予測し、温度、ひずみ、ひずみ速度などの処理条件を最適化しようとする研究がなされている¹⁾。熱間成形中の変形プロセスは、素材を所望の形状に成形することを目的としているだけでなく、変形と微細組織変化が密接に関係しているため、材料固有の機械的特性にも影響を与える。また、高温での微細組織の変化は、流動応力曲線に影響を与える。電子後方散乱回折 (EBSD)、走査型電子顕微鏡 (SEM)、または透過型電子顕微鏡 (TEM) を使用した微細組織分析は、成形後の低温状態の微細構造であっても、微細構造を明らかにするのに多くの時間と費用がかかる。ゆえに、高温圧縮試験で得られた結果を使用して、高温での組織変化を予測するためには、流動応力曲線を正確に取得する必要がある。

得られた流動応力曲線は、動的再結晶、動的回復、加工硬化の影響を考慮した構成方程式や材料ゲノムを計算するために使用できる²⁾。工具鋼SKD61³⁾、オーステナイト系ステンレス鋼SUS316⁴⁾、炭素鋼S15C⁵⁾、およびアルミニウム合金A5083BE-O⁶⁾の材料ゲノムはすでに取得されているが、これらは50 s⁻¹未満といった中ひずみ速度未満の速度域で得られたものであるため、50 s⁻¹を超える高ひずみ速度域に拡張する必要がある。なぜなら実際の生産現場では、大型の厚板、薄板材、線材の熱間圧延、および一部の鍛造および押出成形プロセスで、高ひずみ速度での流動応力

曲線が特に必要となるからである。高速熱間成形試験機の性能向上により、現在では最大300 s⁻¹の軸方向ひずみ速度で圧縮試験を行い、荷重-ストローク曲線を測定することが可能となっている⁷⁾。しかしながら、一方で流動曲線を取得する上で障壁となりうる重大な物理的問題がいくつか存在するために、小規模な圧縮試験でも理想的な高速変形を実現することは困難となっている。また、高ひずみ速度での流動応力曲線に関して検討すべき点もいくつか存在する。

第一の点は、試験機の応答と遅延時間の限界のため、圧縮工具の挙動を制御するのが難しいことである。これは、変形時間が短く、ひずみ速度が高い圧縮試験では無視できない。試験片の変形時間は、100 s⁻¹を超えるひずみ速度で10 ms未満であるため、油圧プレスラム運動のフィードバック制御はほとんど不可能である。ラム速度や軸方向ひずみ速度の変動は、一軸流動応力を取得するときに逆解析によって補正できるが、軸方向ひずみ速度は可能な限り目標値に近くあるべきである。

第二の点は試験機の弾性応答、剛性の制限、およびラムと高温試験片の衝撃に起因して発生する振動の問題である^{8,9)}。これゆえに得られる応力-ひずみ曲線には振動パターンが生じる。このような曲線の振動部分は、Savitzky-Golay フィルタリング法やハイパスフィルターを用いることなどによって数値的に除去する必要がある¹⁰⁾。

第三の点は、高ひずみ速度の圧縮試験は、低ひずみ速度の試験よりも試験片の内部の温度上昇が大きいことである。また、発熱量はひずみ速度に比例するために中心部から熱が放散するまでの時間が非常に短く、中心部と表面の温度差が大きくなる。したがって、試験片内部に生じる不均一な変形分布は、高ひずみ速度の試験では特に重要な

原著論文: ISIJ Int., Vol.60 (2020), No.12, pp.2896-2904

2021年9月27日受付 2021年12月20日受理 2022年1月28日J-STAGE 早期公開 (Received on Sep. 27, 2021; Accepted on Dec. 20, 2021; J-STAGE Advance published on Jan. 28, 2022; originally published in ISIJ Int., Vol.60 (2020), No.12, pp.2896-2904)

1) 東京大学大学院工学系研究科 (Graduate School of Engineering, The University of Tokyo)

2) 牧野フライス製作所 (株) (Makino Milling Machine Co., Ltd.)

3) 公立小松大学生産システム科学部 (Faculty of Production Systems Engineering and Sciences, Komatsu University)

* Corresponding author. E-mail: hyeonwoo.park@cem.t.u-tokyo.ac.jp, Address: The University of Tokyo, 7-3-1 Hongo Bunkyo-ku Tokyo 113-8656

© 2022 The Iron and Steel Institute of Japan. This is an open access article under the terms of the Creative Commons Attribution-NonCommercial-NoDerivatives license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/deed.ja>).

る可能性がある。このような問題は、実験的に得られた見かけの応力-ひずみ曲線に大きな誤差をもたらす要因となりうる。この最も重要な第三の問題を解決して流動曲線を取得するための方法として、熱連成有限要素解析 (FEM) を用いて熱間圧縮実験をシミュレートすることで上記の影響を補うことができる逆解析が導入されている¹¹⁾。熱連成 FEM 解析を利用することによって、実験的には測定するのが非常に難しい変形中の内部温度上昇量を求めることが可能である。この一連の逆解析を利用して、0.2%炭素鋼の高温流動応力統合式の 50 s^{-1} のひずみ速度までの統合回帰式が求められている¹²⁾。荷重-圧縮ストローク曲線から一軸流動応力を取得するためのこの逆解析を利用すると、より高速度の変形に起因する発熱量を補償することもできる。しかしながら、 50 s^{-1} を上回る高ひずみ速度での流動応力の統合回帰式は、どの種類の金属材料についてもいまだに報告されていない。

本報ではより高いひずみ速度での高温流動応力を得ることを目的として、上述の第一の問題を克服するために、新しいストローク時間パターン生成方法を適用した。第二の問題点に関しては以前の報告¹⁰⁾ですでに議論されており、その解決策は現在の研究にも適用されている。こうした上で一連の高速圧縮試験と圧縮荷重-ストローク曲線に逆解析を適用することによって、高温高速での流動応力曲線が得られる。さらに逆解析により各ひずみ速度と温度条件の一軸流動応力曲線を取得した後、計算された流動曲線の係数を回帰することにより、広範囲の変形パラメータをカバーすることができる高ひずみ速度での流動応力統合式を提案する。得られた流動曲線は、以前の研究¹²⁾で取得された低および中ひずみ速度での流動応力曲線と併用することにより、炭素鋼 S20C の $1173 \sim 1373 \text{ K}$ の温度範囲と $10 \sim$

200 s^{-1} のひずみ速度範囲をカバーすることが可能である。なお一般に、低および中ひずみ速度データから得られた流動応力回帰曲線を使用して、実験条件範囲外に適用する単純な外挿法は、外挿範囲において未解明の現象がある場合や、その現が発熱による温度上昇や応力低下に起因している可能性があるため、望ましくない。

2. 実験

2.1 圧縮試験機

本研究での一軸圧縮実験は、Fig.1 に示すサーボ油圧式高速熱間成形シミュレーター Thermecmaster-Z 15ton 試験機を使用して行った。この試験機は、最高温度 1300°C 、負荷ありで最高ラム速度 $3500 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ 、負荷なしで $5000 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ の条件で圧縮試験を実施できる。試験片の長さによっては、 300 s^{-1} を超える高いひずみ速度での試験も可能である。

この機械には、水冷、ミスト冷却、不活性ガス (N_2 , He) 冷却といった微細組織を制御するための3種類の冷却システムが装備されている。冷却応答時間は、ガスシステムで 0.1 秒、水システムで 0.2 秒である。冷却速度は、ガスシステムで最大 $30^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ 、急冷システム (ミスト冷却なし) で最大 $600^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ である。また圧縮前に N_2 ガスで満たされるチャンバーを真空にするために、真空システムが使用される。 N_2 を充填することによって試料の酸化を防ぐことができ、この操作は流動応力曲線に酸化の影響がある材料には重要である。また昇温は $\pm 50 \text{ kHz}$ の高周波の電磁誘導加熱により行われる。この誘導加熱システムにより、温度を正確に制御でき、加熱時間の短縮が可能である。一定の温度を維持するために、PID フィードバックシステムが温度制御に適用されており、非常に短時間で一時的な温度変化

Fig. 1. A view of the experiment (left) and a schematic illustration of the high-speed compression test machine (right). (Online version in color.)

を補正する。試料表面にR型熱電対を取り付けて温度を測定することで、変形時の表面温度上昇も測定できる。試験機には試験片の上下にそれぞれダイが備えられている。圧縮は上部ダイで行い、下部ダイは圧縮位置を変更するために用いられることで、高速多段圧縮試験が可能となっている。両側のダイは窒化ケイ素 (Si_3N_4) 製であり、弾性率 E は高いが密度 ρ は低く、それらの比 E/ρ である音速が大きいことで、高速変形による振動の影響を最小限に抑えることができる。ラムの位置は、容量が ± 60 mmのライナー電圧差変圧器 (LVDT) によって測定される。この試験機の最大荷重は100 kNであり、荷重値は、下部ダイの下に配置されたロードセルによって測定される。各データ値は、1 MHzのログサンプリング速度で収集される。

2・2 実験条件

本研究では0.2%低炭素鋼合金であるS20Cを対象として実験を行なった。その化学組成をTable 1に示す。実験前に、摩擦と熱伝達効果を最小限に抑えるために、雲母シートを試験片と試験機の間に挿入している。

試験片は円筒形で、高さ12 mm、直径8 mmである。圧縮試験は試験片の高さがもとの4分の1となるまで行い、これを10, 50, 100, 150, および200 s^{-1} のひずみ速度においてそれぞれ実施した。フェライトの生成を抑制するために、圧縮は900, 1000, 1100, および1200°Cの高温で行われ、0.2%炭素鋼はオーステナイト単相である。圧縮前に、試験片を10°C・ s^{-1} の加熱速度で目標温度まで加熱した後180秒間保持することにより完全なオーステナイト相を生成し、試験片内の温度を均一に維持させ、内部ひずみを排除し、等軸結晶粒のサイズを均質化した。この操作中の温度履歴図をFig.2に示す。

Table 1. Chemical composition of the experiment material by weight percentage.

JIS-S20C (wt%)								
C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ni	Fe
0.2	0.2	0.42	0.02	0.023	0.1	0.1	0.1	Bal.

Fig. 2. Experimental conditions, temperature history, and quenching method. (Online version in color.)

2・3 ひずみ速度制御

変形中において高ひずみ速度を均一に維持することは非常に困難である。例えばひずみ速度とひずみがそれぞれ100 s^{-1} と1の場合、変形に要する時間は0.01 sである。その場合、試験機の応答時間は約0.004秒であり、無視することはできない。したがって、各パターンデータは、影響を補正するために0.004秒分だけ延長されて記録される。また、圧縮開始から高いひずみ速度を実現することは困難であるため、圧縮前にラムを加速させる助走法を採用している⁸⁾。従来は、変形時のストローク時間制御パターンの計算に次の式を使用していた¹⁰⁾。

$$h = h_0 \exp(-\dot{\epsilon} t) \quad (1)$$

ここで、 h_0 は試験片の初期高さ、 h は変形中のラムの瞬間的な高さである。しかしながら、助走法の適用においては別の問題が発生する。助走距離が短いためにラムの加速は必ずしも十分では無く、また同時にラムを式(1)に従って減速させるための新しい方法が必要である。圧縮が進みことで試験片の高さが低くなると軸方向のひずみ速度が急激に上昇し、流動曲線の実験精度に影響を与える可能性があるからである。

そこで本研究では、以下に示すプロセスにてラムの減速を行なった。その概略図はFig.3に示す。ここで、(1, 1)表示の先の1は繰り返し順番、後の1は繰り返し順番中の手順である。

- (i) 結果(1, 1)を得るためのパターンを作成した。このパターンの作成では実際の結果(1, 1)とパターン(1, 1)の時間差 $\Delta t_{(1,1)}$ と、パターン(1, 2)とパターン(1, 1)の時間差 $\Delta t_{(1,2)}$ が等しくなるものとした。
- (ii) 結果(1, 2)を取得した後、パターン(1, 3)とパターン(1, 1)の時間差 $\Delta t_{(1,3)}$ と、パターン(1, 3)と結果(1, 2)の間の時間差 $\Delta t_{(1,4)}$ とが等しくなるようなパターン(1, 3)を作成した。
- (iii) 結果(1, 3)を取得し、以降は収束するまで手順全体を繰り返して結果(n, 3)を取得した。

初期パターンとして、式(1)を適用したストローク-時間パターンを使用した。減速方法の概略図、およびひずみ速度制御結果と減速前の結果を比較したものをFig.3に示す¹⁰⁾。50 s^{-1} のひずみ速度では、減速方法なしで適切にラム速度が制御されている一方で、ひずみ速度が100 s^{-1} を超えると、減速法が有効であることが示されている。

2・4 振動フィルタリング方法

高ひずみ速度での試験では、試験機の弾性応答による振動が発生する。傾向全体を大きく歪めることなく精度を向上させるための振動フィルタリング方法として、本研究ではSavitzky-Golayフィルタリング法を適用した。著者らの以前の研究より、振動の影響を受ける応力¹⁰⁾は、次のように記述される。

$$\sigma_{\text{exp}} = f(\sigma_m, \sigma_{\text{noise}}) \quad (2)$$

$$\sigma_{\text{noise}} \cong \sigma_{\text{xx}} = E \varepsilon_{\text{xx}} = \frac{V_0}{w_d} \cdot \sqrt{\rho E} \cdot e^{-\zeta w_d t} \cdot \cos(w_d t + \phi) \quad (3)$$

ここで、 σ_{exp} は実験で得られた応力、 σ_m は材料の応力、 σ_{xx} は圧縮方向の振動応力、 ε_{xx} は圧縮方向の振動ひずみ、 σ_{noise} は圧縮試験機の弾性応答によって影響を受ける応力ノイズである。 E 、 ρ 、 V_0 、 ζ 、 w_n 、 w_d は、それぞれ、弾性率、密度、圧縮開始後の試験機の初速度、臨界減衰係数、機械システムの固有振動数、および減衰係数を含む固有振動数を示す。

2・5 応力-ひずみ曲線

軸方向の応力-ひずみ関係は、Suzukiら¹³⁾の方法でバルジ変形を補償することで決定できるが、一軸の流動応力曲線は、実験的に得られた圧縮荷重-ストロークデータの逆解析によって同定できる¹¹⁾。試験機の雲母の厚さ、たわみの変化の補償、ストロークの補正も考慮に入れられてい

る。温度1000℃での振動補償された見かけの応力-軸方向ひずみ曲線の結果をFig.4に示す。

3. 逆解析

3・1 流動応力曲線

逆解析で使用される流動応力曲線の構成式は、Yanagida and Yanagimoto¹¹⁾によって提案されており、変形中の軟化現象が考慮されている。構成式は次のように表される。

$$\left\{ \begin{array}{ll} \bar{\sigma} = F_1 \bar{\varepsilon}^n & (\bar{\varepsilon} \leq \varepsilon_c) \\ \bar{\sigma} = F_2 \exp[a(\bar{\varepsilon} - \varepsilon_{\text{max}})^2] + F_3 & (\bar{\varepsilon} > \varepsilon_c) \end{array} \right\} \quad (4)$$

$$\sigma_f = \bar{\sigma} \cdot \varepsilon^{m_0} \quad (5)$$

式(4)で、 F_1 (塑性係数)、 n (加工硬化指数)、 ε_c (臨界ひずみ)、および F_3 (定常応力)は、逆解析によって取得できる独立パラメータである。これらはすべて材料定数であ

Fig. 3. (a) A schematic illustration of the deceleration control method for the high-strain-rate compression test, and (b) the axial strain rate result comparison at the temperature of 1000℃ between the previous method¹⁰⁾, and the deceleration method. (Online version in color.)

Fig. 4. Apparent stress-axial strain curve at the temperature of 1000℃ (a) before filtering, and (b) after filtering out vibration patterns. (Online version in color.)

り、明確な個々の物理的意味を持っている。式 (5) のひずみ速度の影響を補償した流動応力を取得するにあたっては、ひずみ速度とひずみ速度依存指数 m_0 を考慮した。 $m_0 = (1.6 \times 10^{-4}) T - 0.1031$ を m_0 の初期値に用いた¹²⁾。 T は変形時の温度である。

3・2 内部温度分布

内部温度分布は、逆解析中に組み込まれている熱連成 FEA を用いて取得することができ、次の式を使用して計算される。

$$\rho c \left(\frac{\partial T}{\partial t} - v_r \frac{\partial T}{\partial r} \right) = \frac{\kappa}{r} \left(r \frac{\partial^2 T}{\partial r^2} + r \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) + \dot{Q} \quad (6)$$

$$\dot{Q} = \sigma_f \dot{\varepsilon} + \dot{q}_e \quad (7)$$

ここで、 ρ , c , および κ は、密度、比熱、および熱伝導率を表す。また、 $\dot{Q}$ は内部総発熱量、 $\sigma_f \dot{\varepsilon}$ は塑性加工による発熱量、 $\dot{q}_e$ は誘導加熱の電磁的要因による発熱量である。式 (7) からわかるように、ひずみ速度が高いほど系は断熱的になりより内部発熱の影響が大きくなる。この傾向は Vazquez-Fernandez らおよび Seidt らによって IR カメラを使用して実験的に実証されている^{14,15)}。変形前の初期温度分布状態と各ひずみ速度における 75% 圧下率での温度分布を可視化した結果を Fig.5 に示す。Fig.5 から、温度が試験片の中央部分で高く、表面部分が低いこと、またひずみ速度が大きくなるとその差が大きくなることが分かる。中央部分の最高温度は、ひずみ速度が 200 s^{-1} の場合では約 1061°C に達する一方で、ひずみ速度が 10 s^{-1} の場合では 1022.4°C にしか達しない。言い換えれば、試験片は高ひずみ速度でより不均一に変形していると結論付けることがで

きる。その影響を補償した逆解析から求めた流動応力の結果を Fig.6 に示す。式 (4) の流動応力 $\bar{\sigma}$ は、 T_0 を基準温度として以下のように求められる。

$$\bar{\sigma}|_T = \bar{\sigma}|_{T_0} \frac{\exp(A_0/T)}{\exp(A_0/T_0)} \quad (8)$$

式 (5) の $\bar{\sigma}$ の代わりに式 (8) の $\bar{\sigma}|_T$ を使用することによって、逆解析で得られる流動応力曲線は次のようになる。

$$\bar{\sigma}_f|_T = \bar{\sigma}|_T \cdot \dot{\varepsilon}^{m_0} \quad (9)$$

ここで初期温度依存指数 A_0 は 4260 である¹²⁾。ここで、 $\bar{\sigma}|_T$ は温度補正された流動応力を示し、 $\bar{\sigma}|_{T_0}$ は基準温度での応力を示す。したがって、温度が上昇すると、特定の箇所での応力が低くなる。このような影響により、Fig.4 の温度 1000°C での実験から得られた見かけの応力-軸方向ひずみ曲線は、逆解析によって得られた一軸流動応力曲線とは完全に異なることが分かる。Fig.6 (b) での逆解析による流動応力の同定の際の実験荷重と計算荷重の間の誤差は、Modified Lavenberg-Marquardt 法によって 3% 未満に抑えられている。

Fig.7 は、逆解析で得られた流動応力が、内部発熱の影響のために実験で測定されたものよりも大きくなっていることを示している。計算中、温度の上昇は、解析荷重と実験荷重の両方に反映される。逆解析を使用して流動応力を同定計算した結果として、流動応力曲線の各独立パラメータが取得される。Fig.7 (b) に示すように構成式に基準温度を適用すると、流動応力が増加する。Fig.6 (b) と Fig.4 の間で見られる差は、理論的に説明ができることを示している。

Fig. 5. Internal temperature distribution at 1000°C (a) before compression, and at the strain rates of (b) 10, (c) 50, (d) 100, (e) 150, and (f) 200 s^{-1} . (Online version in color.)

4. 流動応力の統合式

4・1 流動応力の回帰

Fig.6の逆解析による流動応力の同定結果に示されているように、各温度における高ひずみ速度圧縮試験での流動応力曲線の傾向は規則的ではなく、大きな誤差が存在している。したがって、それらの正しい関係を決定し、統合化された流動応力 σ^* を取得するには、回帰プロセスが必要である。このためには流動応力式の中のすべての独立したパラメータ F_1 , ε_c , n , F_3 および初期ひずみ速度依存指数 m_0 と

初期温度依存指数 A_0 をそれぞれ F_1^* , ε_c^* , $\bar{n}$, F_3^* , m , A に変換する必要がある¹²⁾。動的再結晶の開始点となる臨界ひずみ ε_c は条件によって異なるため、本研究では次式を用いてフィッティングを行った。

$$\varepsilon_c = a \cdot \left(\dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{c}{T}\right) \right)^b \quad (10)$$

フィッティングを最適化することにより、式(10)中の定数 a , b , c をそれぞれ0.096, 0.197, 5441.153に決定した。フィッティング結果とデータ点をFig.8に示す。逆解析に

Fig. 6. Flow curves obtained by inverse analysis at temperatures of (a) 900, (b) 1000, (c) 1100, and (d) 1200°C. (Online version in color.)

Fig. 7. Schematic illustrations of (a) the inverse analysis calculation using temperature-increase-reflected load data and (b) the flow stress increase after applying the reference temperature. (Online version in color.)

Fig. 8. Regression of critical strain ε_c obtained by inverse analysis. (Online version in color.)

Table 2. Regressed independent parameters (F_1^* , ε_c^* , $\bar{n}$, and F_3^*) and sensitivities (m and A).

Independent parameters	F_1^*	$\bar{n}$	F_3^*
	123.6	0.212	94.64
Strain rate sensitivity m	$m = (-2.8 \times 10^{-7}) \cdot T^2 + 0.00092 \cdot T - 0.614$		
Reference temperature T^*	1323K		
Temperature sensitivity A	5628.5		
Critical strain ε_c^*	$\varepsilon_c^* = 0.096 \cdot \left(\dot{\varepsilon} \cdot \exp \frac{5441.15}{T} \right)^{0.197}$		

よる臨界ひずみは、一般に 100 s^{-1} 未満のひずみ速度ではひずみ速度に比例して増加するが、 100 s^{-1} を超えるひずみ速度にはその限りではない。臨界ひずみとひずみ速度の関係については未だ議論がなされている。Senuma らは臨界ひずみとひずみ速度は無関係であると主張した¹⁾が、最近では臨界ひずみとひずみ速度の比例関係を示す研究結果が増えている¹⁶⁾。

臨界ひずみでの関数の連続性を考慮することにより、従属パラメータ F_2 , $\varepsilon_{\max}$, a は、回帰された独立パラメータ F_1^* , ε_c^* , $\bar{n}$, F_3^* を使用して、それぞれ F_2^* , $\varepsilon_{\max}^*$, a^* に変換される。決定されたすべてのパラメータを Table 2 に示す。これらを使用すると、流動応力統合式曲線の完全な定式化は次のように表される。

$$\sigma^* = \dot{\varepsilon}^m \exp \left[A \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T^*} \right) \right]$$

$$\left\{ \begin{array}{ll} \bar{\sigma} = F_1^* \bar{\varepsilon}^{\bar{n}} & (\bar{\varepsilon} \leq \varepsilon_c^*) \\ \bar{\sigma} = F_2^* \exp \left[a^* (\bar{\varepsilon} - \varepsilon_{\max}^*)^2 \right] + F_3^* & (\bar{\varepsilon} > \varepsilon_c^*) \end{array} \right\} \quad \text{..... (11)}$$

式 (11) を用い、 $10 \sim 200 \text{ s}^{-1}$ のひずみ速度圧縮試験での 0.2% 炭素鋼の流動応力統合式曲線を描いた結果を Fig.9 に示す。図中には Fig.6 で示した逆解析によって得られた流動曲線も再掲している。この結果より、流動応力が最大応力の後に急激に低下していることが明らかとなっている。

Fig. 9. Regressed flow curves at temperatures of (a) 900, (b) 1000, (c) 1100, and (d) 1200°C. (Online version in color.)

Jonas らは外挿法により高ひずみ速度試験での流動応力曲線を取得し、これがDRX (Dynamic Recrystallization) 型の流動応力曲線であることを示した¹⁷⁾。彼らは、ひずみ速度が高いほど、DRX体積分率が大きくなると想定した。また高ひずみ速度が変形中に双晶構造をもたらすことを示した研究結果も報じられている。Mandal らは高ひずみ速度での変形中に発生する双晶構造は、DRXの核形成サイトになりうると主張した¹⁸⁾。しかしながらYanagida and YanagimotoのDRX連続生成モデルは高ひずみ速度で流動応力が軟化現象を反映するDRXタイプになる場合でも、実際の動的再結晶率と体積分率が非常に低くなることも示している¹⁹⁾。

4・2 中ひずみ速度での回帰流動応力曲線との比較

流動応力曲線の完全な形式は、50~200 s⁻¹のひずみ速度域においては次のように記述される。

$$\sigma^* = \bar{\sigma} \cdot \dot{\varepsilon}^{\left\{(-2.8 \times 10^{-7})T^2 + 0.000927T - 0.614\right\}} \exp\left[5628.5\left(\frac{1}{T} - \frac{1}{1323}\right)\right] \quad (12)$$

$$\left\{ \begin{array}{ll} \bar{\sigma} = 123.6 \cdot \bar{\varepsilon}^{0.212} & (\bar{\varepsilon} \leq \varepsilon_c^*) \\ \bar{\sigma} = F_2^* \exp\left[a^* (\bar{\varepsilon} - \varepsilon_{\max}^*)^2\right] + 94.64 & (\bar{\varepsilon} \geq \varepsilon_c^*) \end{array} \right\} \quad (13)$$

$$\varepsilon_c^* = 0.096 \cdot \left(\dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{5441.15}{T}\right) \right)^{0.197} \quad (14)$$

従属パラメータ F_2^* , $\varepsilon_{\max}^*$, a^* は、回帰臨界ひずみ ε_c^* における関数連続の仮定を適用することによって取得することができる。それらの式は次のように表される。

$$\varepsilon_{\max}^* = \varepsilon_c^* + \frac{F_1^* \varepsilon_c^{*\bar{n}} - F_3^*}{\bar{n} F_1^* \varepsilon_c^{*\bar{n}-1} - (\bar{n}-1)(F_1^* \varepsilon_c^{*\bar{n}} - F_3^*) \varepsilon_c^{*-1}} \quad (15)$$

$$a^* = \frac{\bar{n} F_1^* \varepsilon_c^{*\bar{n}-1}}{2(\varepsilon_c^* - \varepsilon_{\max}^*)(F_1^* \varepsilon_c^{*\bar{n}} - F_3^*)} \quad (16)$$

$$F_2^* = \frac{F_1^* \varepsilon_c^{*\bar{n}} - F_3^*}{\exp\left[a^* (\varepsilon_c^* - \varepsilon_{\max}^*)^2\right]} \quad (17)$$

1, 10, 50 s⁻¹の中ひずみ速度で得られた結果を使用して回帰された流動応力曲線は、Yanagida and Yanagimotoによって取得されている¹²⁾。これを使用して、1000℃の温度と50, 100, 150, 200 s⁻¹のひずみ速度での流動応力曲線を計算することが可能である。この式¹²⁾から外挿された流動応力曲線は、本研究の高ひずみ速度で新たに求めた流動応力統合式曲線とともにFig.10に示されている。

2つの結果の全体的なピーク応力レベルはそれほど違いないが、外挿された曲線の定常状態の応力は、本研究で得られた流動曲線よりも低くなっている。また、本研究における臨界ひずみは、外挿された曲線から得られたものよりも0.05ほど高くなっている。上記の結果から得られた温度依存指数 A は5628であるのに対し、以前の研究で得られたものは4260であった。3・2節で述べたように、この外挿された流動応力曲線と本研究で得られた流動応力曲線との応力差は、高ひずみ速度での変形中の大幅な温度上昇を反映する逆解析を用いることによって明らかにされたものである。高いひずみ速度の変形に起因する冶金学的現象が生じたことによって、以上のような応力の温度依存性指数の変化が発生した可能性があると考ええる。

5. EBSD分析

高ひずみ速度範囲での流動応力曲線に対する変形速度の影響を調べるため、電界放出型走査電子顕微鏡 (FE-SEM, JEOL 7100 F) を備えたEBSD (Electron Backscatter Diffraction)

Fig. 10. (a) Extrapolated flow curve regressed from an intermediate strain rate and (b) flow curve at high strain rates obtained in the current investigation. (Online version in color.)

Fig. 11. Image quality maps obtained by EBSD using SUS316 austenitic stainless steel at initial temperature of 1000°C, 75% reduction rate of height, and strain rates of (a) 50, and (b) 200 s⁻¹. (Online version in color.)

分析を行い、微細組織の観察を実施した。なお0.2%炭素合金鋼は高温でオーステナイトから冷却後にフェライト、パーライト、マルテンサイト組織に変化するため、微細組織のEBSD分析には相変化の生じないSUS316オーステナイト系ステンレス鋼を用いた。圧縮試験を行って変形させた試験片をカッターで圧縮方向に半分に切断してホットマウントし、OP-U ノンドライ コロイダルシリカ懸濁液 (Struers 社製) を使用して研磨した。それらの比較結果を Fig.11 に示す。初期温度 1000°C で 2 つの異なるひずみ速度 50, 200 s⁻¹ の条件で変形させた試験片に対して微細組織をスキャンした。

200 s⁻¹ の高ひずみ速度で双晶組織が多く見られるのに対し、50 s⁻¹ では双晶組織が少ないことが示されている。面心立方格子構造 (Face-Centered Cubic, FCC) を有する金属や積層欠陥エネルギー (Stacking Fault Energy, SFE) の低い材料の変形中において、双晶生成は加工硬化速度の増加につながる事が知られている²⁰⁾。高ひずみ速度での塑性加工によって材料内部の温度が上昇すること、あるいはそもそも変形速度自体が高くなることによって結晶粒界の移動量の増加につながり、最終的には双晶生成を加速する可能性がある²¹⁾。さらに、200 s⁻¹ ひずみ速度での DRX の結晶粒サイズは一般に小さなものとなっているが、50 s⁻¹ のひずみ速度で変形した結晶粒サイズははるかに小さくなっている。S20C と SUS316 鋼の化学的性質が完全に異なるものの、上記の結果から、逆解析を使用して流動応力曲線を取得するために高速変形試験を行う必要があることが分かる。これらの材料間の違いとして、SUS316 の実験では変形した試験片はひずみ速度が低いと結晶粒径がはるかに小さくなるが、炭素鋼ではひずみ速度が大きいほど動的再結晶の結晶粒径が小さくなるという点がある¹⁾。Fig.10 から、流動応力の変化には双晶形成の寄与が含まれているために単純な外挿ではひずみ速度間の流動応力の違いを反映することは不可能であると考えられる。この結果から、中ひずみ速度

データを使用して回帰した流動応力統合式曲線からの外挿流動応力は、高速圧縮試験によって直接得られた結果とは異なると結論付けることができる。

6. 結言

高温および高ひずみ速度での 0.2% 炭素鋼の流動応力曲線について研究を実施した。

- (1) Thermecmaster-Z 15 トン試験機の特種な制御方法を用いることでラム速度の減速を行い、均一な軸方向ひずみ速度での高速圧縮試験を実現した。
- (2) 圧縮試験機の 1000 Hz の周波数の弾性応答を考慮した振動フィルタリング法を使用して、高ひずみ速度での振動の影響を排除した。この振動データを効果的にフィルタリングする数値的方法として、Savitzky-Golay フィルタリング法を適用した。
- (3) 逆解析法を用いることによって、流動応力曲線を取得した。この計算結果と見かけの応力～軸方向ひずみ曲線との比較を行い、両者が大きく異なる主な理由が、内部発熱と不均一な変形につながる不均一な温度分布であることを明らかにした。
- (4) 独立パラメータ、ひずみ速度依存指数、温度依存指数の回帰を行い、広範囲のひずみ速度、ひずみ、温度に対応した流動応力統合式曲線を取得した。
- (5) 中ひずみ速度データから回帰した流動応力曲線を高ひずみ速度の領域まで外挿し、本研究で得られた回帰流動応力曲線と比較した。外挿された流動応力曲線の定常応力は、直接得られた結果とは大きく異なるものとなった。この違いは、高ひずみ速度の変形による双晶効果が原因である可能性がある。以上から低ひずみ速度および中ひずみ速度から高ひずみ速度への外挿法は不適切であると結論付けることができる。

文 献

- 1) T.Senuma, H.Yada, Y.Matsumura and T.Futamura: *Tetsu-to-Hagane*, **70**(1984), 2112 (in Japanese). https://doi.org/10.2355/tetsutohagane1955.70.15_2112
- 2) J.Yanagimoto: *Mater. Trans.*, **50**(2009), 1620. <https://doi.org/10.2320/matertrans.MF200906>
- 3) M.Soltanpour and J.Yanagimoto: *J. Mater. Process. Technol.*, **212**(2012), 417. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2011.10.004>
- 4) E.Dupin, A.Yanagida and J.Yanagimoto: *Steel Res. Int.*, **85**(2014), 1099. <https://doi.org/10.1002/srin.201300173>
- 5) Y.Meng, J.-Y.Lin, A.Yanagida and J.Yanagimoto: *Steel Res. Int.*, **88**(2017), 1700036. <https://doi.org/10.1002/srin.201700036>
- 6) S.Ding, S.A.Khan and J.Yanagimoto: *Mater. Sci. Eng. A*, **728**(2018), 133. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.05.025>
- 7) J.Yanagimoto, Y.Kobayashi and A.Yanagida: *Steel Res. Int.*, **78**(2007), 812. <https://doi.org/10.1002/srin.200706290>
- 8) A.Yanagida, M.Ikeda, H.Komine and J.Yanagimoto: *ISIJ Int.*, **52**(2012), 574. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.52.574>
- 9) G.Haugou, F.Fabis, B.Langrand, E.Deletombe and E.Markiewicz: *Structures Under Shock and Impact*, Vol. 7, WIT Press, Southampton, UK, (2002), 113.
- 10) H.-W.Park, K.Kim, H.-W.Park and J.Yanagimoto: *ISIJ Int.*, **60**(2020), 573. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2019-426>
- 11) A.Yanagida, J.Liu and J.Yanagimoto: *Mater. Trans.*, **44**(2003), 2303. <https://doi.org/10.2320/matertrans.44.2303>
- 12) A.Yanagida and J.Yanagimoto: *ISIJ Int.*, **45**(2005), 858. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.45.858>
- 13) H.Suzuki, S.Hashizume, Y.Yabuki, Y.Ichihara, S.Nakajima and K.Kenmochi: *Rep. Inst. Ind. Sci. Univ. Tokyo*, **18** (1968), No. 3, 139.
- 14) N.I.Vazquez-Fernandez, G.C.Soaes, J.L.Smith, J.D.Seidt, M.Isakov, A.Gilat, V.T.Kuokkala and M.Hokka: *J. Dyn. Behav. Mater.*, **5**(2019), 221. <https://doi.org/10.1007/s40870-019-00204-z>
- 15) J.D.Seidt, V.-T.Kuokkala, J.L.Smith and A.Gilat: *Exp. Mech.*, **57**(2017), 219. <https://doi.org/10.1007/s11340-016-0237-z>
- 16) E.I.Poliak and J.J.Jonas: *ISIJ Int.*, **43**(2003), 692. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.43.692>
- 17) J.J.Jonas, X.Quellenec, L.Jiang and É.Martin: *Acta Mater.*, **57**(2009), 2748. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.02.033>
- 18) S.Mandal, P.V.Sivaprasad and V.S.Sarma: *Mater. Manuf. Process.*, **25**(2010), 54. <https://doi.org/10.1080/10426910903162985>
- 19) A.Yanagida and J.Yanagimoto: *J. Mater. Process. Technol.*, **151**(2004), 33. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2004.04.007>
- 20) S.Mandal, A.K.Bhaduri and V.S.Sarma: *Metall. Mater. Trans. A*, **43**(2012), 2056. <https://doi.org/10.1007/s11661-011-1012-5>
- 21) Y.Z.Tian, L.J.Zhao, S.Chen, A.Shibata, Z.F.Zhang and N.Tsuiji: *Sci. Rep.*, **5**(2015), 16707. <https://doi.org/10.1038/srep16707>