



私の論文

今振り返ってみて、行間にこめた思い、エピソード

二相ステンレス鋼の各相の流動応力の逆解析による同定*

Identification of Flow Stresses in Each Phase of a Duplex Stainless Steel by Inverse Analysis

金 勁賢
Kyunghyun Kim

元) 東京大学工学系研究科
機械工学専攻 柳本研究室
博士課程 学生
現) (株) 牧野プライス製作所
スペシャリスト

1 はじめに

このたびISIJ International, Vol. 61 (2021) に掲載された論文¹⁾が、澤村論文賞を受賞することになり、嬉しさと感謝の気持ちでいっぱいである。指導教授である東京大学の柳本先生には、研究を進めるにあたり相談に乗っていただいたり、研究に関する指導を受けたりしたことに心から感謝している。公立小松大学の朴 亨原准教授には、論文の全体的な流れや構成について相談に乗っていただいたり、アドバイスをいただいたりしたことに感謝している。逆解析の設定や実験装置の操作とデータ分析に関して様々なアドバイスをいただいた朴 賢祐氏と丁 晟氏にも感謝の意を表す。本稿では、本研究の背景や研究を進める上で考え方などを論文の概要と共に解説する。

2 本研究の背景

金属材料の流動応力を求めるために通常、熱間圧縮実験が行われる。しかし、実験の過程で試験片には、工具との拘束摩擦や塑性加工による加工発熱、工具と空気への熱伝達による不均一変形といった問題が避けられない。そこで、圧縮実験のデータから有限要素法を用いて上記の問題を補正する逆解析が提案された²⁾。私が研究した二相ステンレス鋼(以下、二相鋼とする)においては、2相の積層欠陥エネルギー(SFE: Stacking Fault Energy)が異なるため、熱間加工中にオース

テナイトでは動的再結晶(DRX: dynamic recrystallization)が、フェライトでは動的回復(DRV: dynamic recovery)が支配的に生じ、異なる軟化挙動が観察される。したがって、各相の動的軟化の特徴を反映した流動応力式を提案し、二相鋼の流動応力を同定することが必要となった。

3 二相ステンレス鋼の流動応力の構成式

熱間加工においては、二相鋼の流動応力には異なる変形メカニズムの複合作用が影響する。二相鋼のオーステナイト相ではDRXが起きるため、柳田ら²⁾により提案されたひずみ、ひずみ速度、温度の関数とした式(1) - 式(3)によって流動応力($\bar{\sigma}^*$)が表現できる。

$$\bar{\sigma} = \bar{\sigma}(C, \bar{\varepsilon}, \dot{\bar{\varepsilon}}, T) \dots\dots\dots (1)$$

$$\bar{\sigma}^* = \bar{\sigma} \dot{\bar{\varepsilon}}^m \frac{\exp \frac{A}{T}}{\exp \left(\frac{A}{T_0} \right)} \dots\dots\dots (2)$$

$$\bar{\sigma} = \begin{cases} F_1 \bar{\varepsilon}^n & (\bar{\varepsilon} < \bar{\varepsilon}_c) \\ F_2 \exp \left[a(\bar{\varepsilon} - \bar{\varepsilon}_p)^2 \right] + F_3 & (\bar{\varepsilon} \geq \bar{\varepsilon}_c) \end{cases} \dots\dots\dots (3)$$

* [今回の対象論文]

Kyunghyun KIM, Hyung-Won PARK, Sheng DING, Hyeon-Woo PARK, 柳本 潤: [Flow Stress of Duplex Stainless Steel by Inverse Analysis with Dynamic Recovery and Recrystallization Model] ISIJ International, Vol. 61 (2021), No.1, pp. 280-291 (2023年澤村論文賞表彰)

ここで、 m , A , T_0 はそれぞれひずみ速度感受性指数、温度感受性、基準温度である。この流動応力 ($\bar{\sigma}$) の構成式は、ひずみ ($\bar{\varepsilon}$)、ひずみ速度 ($\dot{\bar{\varepsilon}}$)、温度 (T) として金属の熱間加工において重要な物理現象である塑性係数 (F_1)、加工硬化指数 (n)、臨界ひずみ ($\bar{\varepsilon}_c$)、最大ひずみ ($\bar{\varepsilon}_p$)、および定常応力係数 (F_3) をパラメータに含んでおり、DRXが現れる合金の流動応力を表現するのに適している。

一方、フェライト相ではSFEが高いため、加工中に蓄積した転位がDRVと連続動的再結晶 (cDRX: continuous DRX) によって軟化することが知られている。転位の発生に伴いサブグレインが形成され、DRVによる転位の消滅、さらに強変形を受けるとcDRXの形成につながり、転位の生成と消滅が平衡状態となり、飽和応力 ($\bar{\sigma}_{sat}$) に至る。このフェライト相の流動応力式を導き出すには加工硬化と転位密度の関係を考えて提案し、次のように式 (4) から式 (7) で表される。

$$\bar{\sigma} = \alpha \sqrt{\rho} \quad (4)$$

$$d\rho = \frac{\partial \rho}{\partial \bar{\varepsilon}} d\bar{\varepsilon} + \frac{\partial \rho}{\partial t} dt \quad (5)$$

$$\rho = \frac{c}{b^D} \dot{\bar{\varepsilon}} \left[1 - \exp(-b^D t) + \rho_0 \exp(-b^D t) \right] \quad (6)$$

$$\bar{\sigma} = \bar{\sigma}_{\delta,sat} \left\{ 1 - \exp\left(\frac{-b^D}{\dot{\bar{\varepsilon}}}\bar{\varepsilon}\right) \right\}^{\frac{1}{2}} \quad (7)$$

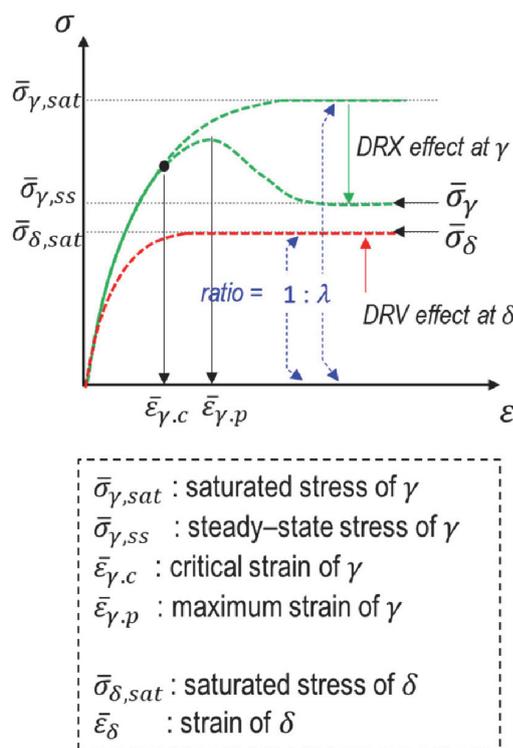


Fig.1 Conceptual illustration showing the determination of λ . (Online version in color.)

ρ と a はそれぞれ転位密度、材料定数である。また、時間 t に対する転位密度の変化 ($\partial\rho/\partial t$) は、式 (5) で表されるように転位密度に比例する³⁾。転位密度 (ρ) はひずみ ($\bar{\varepsilon}$) と時間 (t) に依存するため、式 (6) が導出される⁴⁾。ここで、 b^D は動的回復率、 ρ_0 は初期転位密度、 c は材料定数である。結果として、式 (7) によって二相鋼のフェライト相の動的回復が表現される。ここで、 $\bar{\sigma}_{\delta,sat}$ はフェライト層の飽和応力である。

これらの二相鋼の流動応力は、DRXとDRVが混合しているため、各相の流動応力を同定するためには、応力を分配する必要である。式 (8) の λ を各相の飽和応力の比として導入した。

$$\bar{\sigma}_{\gamma,sat} = \lambda \bar{\sigma}_{\delta,sat} \quad (8)$$

オーステナイトはDRXによる軟化が発生するため、オーステナイトの飽和応力 ($\bar{\sigma}_{\gamma,sat}$) は実験データから直接求めることはできない。そのため、臨界ひずみ ($\bar{\varepsilon}_c$) を接線外挿法によって計算して求めた。

Fig.1に示すように、 λ はひずみに依存し連続的に変化するが、定常状態に達すると一定となる。式 (9) と式 (10) のように各相の飽和応力と相分率を用いることで λ が求められる。

$$\bar{\sigma}_{sat} / \bar{\sigma}_{\delta,sat} = \bar{\sigma}_{\gamma,sat} / \bar{\sigma}_{\delta,sat} \times Vf_{\gamma} + Vf_{\delta} \quad (9)$$

$$\bar{\sigma}_{sat} / \bar{\sigma}_{\delta,sat} = (\lambda - 1) \times Vf_{\gamma} + 1 \quad (10)$$

飽和応力率 ($\bar{\sigma}_{sat} / \bar{\sigma}_{\delta,sat}$) の値は、JMatProを用いてシミュレーションを行い、得られたデータから飽和応力率 ($\bar{\sigma}_{sat} / \bar{\sigma}_{\delta,sat}$) と Vf_{γ} の関係を求め、回帰法によって λ が求められる (Fig.2)。本研究に用いられた二相鋼の λ は、温度が減少することによって増加する傾向となった (Fig.3)。

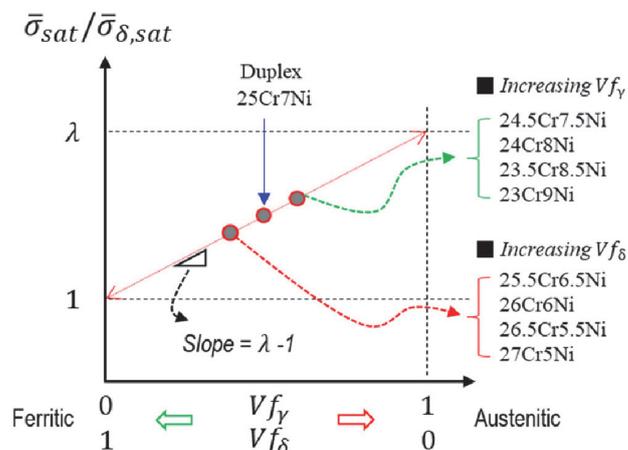


Fig.2 Determination of relative saturated stress (λ) and linear relationship for similar chemical compositions. (Online version in color.)

4 流動応力の逆解析による同定と組織変化の観察

4.1 実験方法

本研究での圧縮実験は、油圧サーボ式高速熱間成形シミュレーター (Thermecmastor-Z 15ton) 試験機を使用して行った。試験片は10℃ s⁻¹の一定速度で目標温度 (1050, 1150, 1250℃) まで加熱し、目標温度で3分間保持することで試験片の温度を安定化した。その後、ひずみ速度0.1, 1, 10s⁻¹、圧縮率 75%まで圧縮して荷重-ストローク線図が得られた。実験前後の試験片は電子線後方散乱回折法 (EBSD: Electron Backscatter Diffraction Pattern) を用いて内部組織の変化を分析した (Fig.4)。

4.2 Thermo-mechanical CAEと連動した逆解析による流動応力の同定

熱間加工中に実験データを用いて流動応力を同定するためには、変形の不均一性と熱伝達を考慮する必要がある。そのため、熱間圧縮に至る過程をThermo-mechanical CAEにより再現し、荷重-ストローク線図を実験結果とThermo-mechanical CAEを用いた計算結果を比較して逆解析を行い、流動応力曲線に含まれるパラメータを同定した (Fig.5)。

オーステナイトのDRXとフェライトのDRVに各相の飽和応力の比 (λ) を考慮した流動応力式を式 (11-13) に示す。二相のひずみについては、柔らかい相の変形量が大きいため、ひずみ分配を行う必要があるが、本研究ではTaylor仮定 (1938) を用いて同一ひずみで計算を簡略化した。

$$\bar{\sigma}(\bar{\epsilon}) = \bar{\sigma}_\gamma(\bar{\epsilon}) \times Vf_\gamma + \bar{\sigma}_\delta(\bar{\epsilon}) + Vf_\delta \quad (11)$$

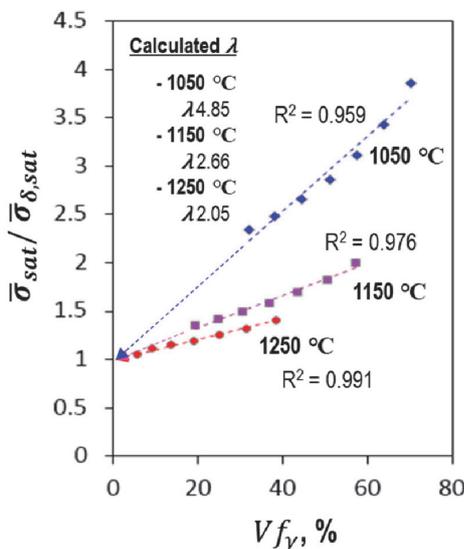


Fig.3 Determination of λ value for 25Cr7Ni duplex stainless steel. (Online version in color.)

$$\bar{\sigma}_\gamma(\bar{\epsilon}) = \begin{cases} F_1 \bar{\epsilon}^n & (\bar{\epsilon} < \bar{\epsilon}_c) \\ F_2 \exp[\alpha(\bar{\epsilon} - \bar{\epsilon}_p)^2] + F_3 & (\bar{\epsilon} \geq \bar{\epsilon}_c) \end{cases} \quad (12)$$

$$\bar{\sigma}_\delta(\bar{\epsilon}) = \frac{\bar{\sigma}_{\gamma,sat}}{\lambda} \left\{ 1 - \exp\left(\frac{-b^D}{\bar{\epsilon}} \bar{\epsilon}\right) \right\}^{\frac{1}{2}} \quad (13)$$

Fig.6に逆解析により、加工温度・ひずみ速度の変化による流動応力の結果を示す。二相の流動応力は温度が高いほどその差が小さい。各温度に対応するλの適用により、温度の増加による各相の応力の差が小さくなる傾向が表現できた。ひずみ速度が大きくなると軟化時間が減少するため、それに対応した応力の分配が計算された。σ_γとσ_δの差は、温度が低く、ひずみ速度が大きいほど大きくなることが確認できた。

Fig.7に示したように、逆解析中のThermo-mechanical

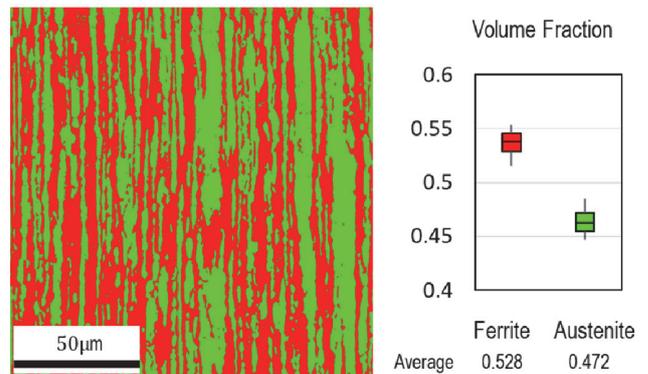


Fig.4 Phase map and volume fractions by EBSD of as-received specimen over an area of 150 × 150 μm² with a step size of 0.25 μm. (Online version in color.)

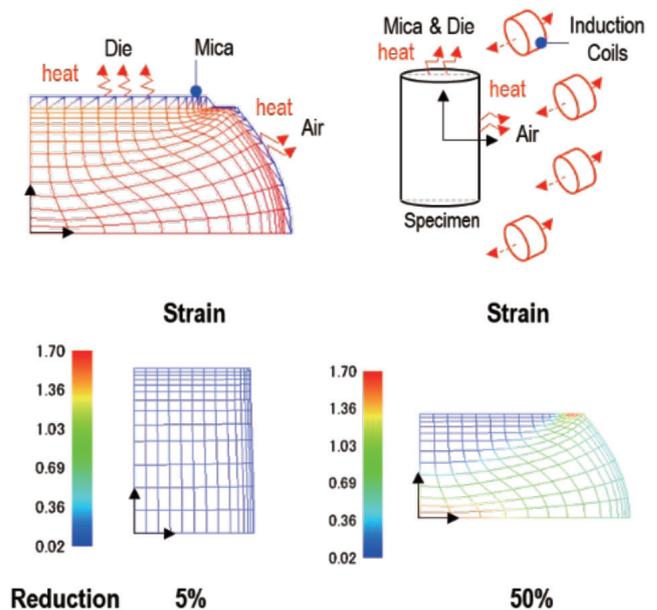


Fig.5 Uneven distributions of temperature and strain in SUS329J4L during hot deformation. (Online version in color.)

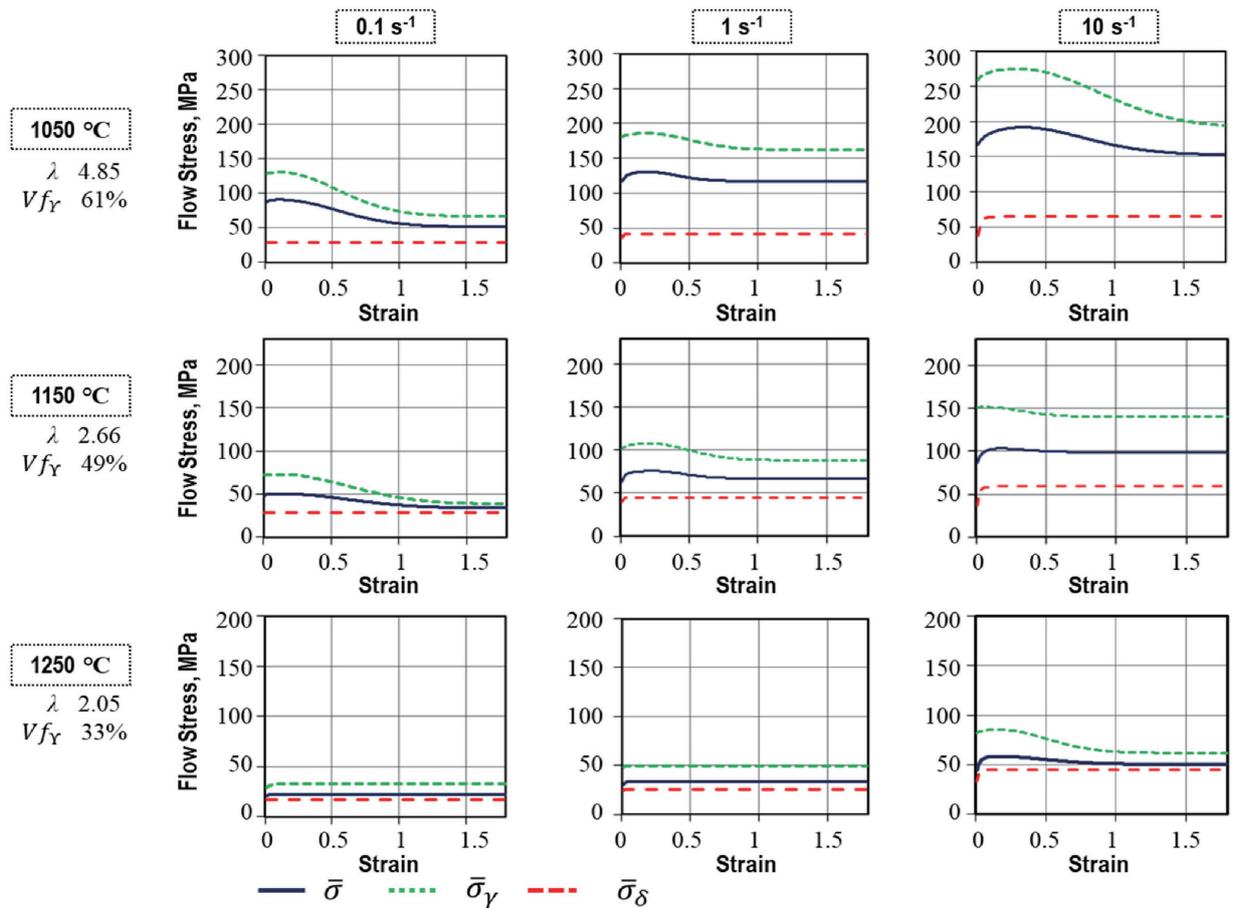


Fig.6 Results of inverse analysis under various conditions with calculated λ values of 4.85 (1050 °C), 2.66 (1150 °C), and 2.05 (1250 °C). (Online version in color.)

CAEによる荷重-圧下率曲線は、実験の荷重-圧下率曲線とよく一致した。これは本研究で求めた二相鋼の流動応力式のパラメータが、実験結果を反映し精度よく求まっていることを意味する。

4.3 微細組織変化で軟化機構の検証

支配的な軟化機構として、オーステナイトではDRX、フェライトではDRVと仮定したため、圧縮後の二相鋼のオーステナイトとフェライトの方位差 (Misorientation) マップ、逆極点図 (IPF map : Inverse pole figure map)、粒径分布とサイズを確認した。熱間加工においてオーステナイト領域では、Misorientationマップを比較するとオーステナイト領域では高角粒界を持つ等軸粒が明らかに存在し、高角粒界 (High angle grain boundary, HAGB) を持つ等軸粒や粒界のトリプルジャンクションが観察された。これはDRXの発生を意味する⁵⁾。

一方、フェライト領域では主に低角粒界 (LAGB : Low angle grain boundary) を含むサブグレインが観察されたため、DRVが支配的であることがわかる。圧縮応力を受けた

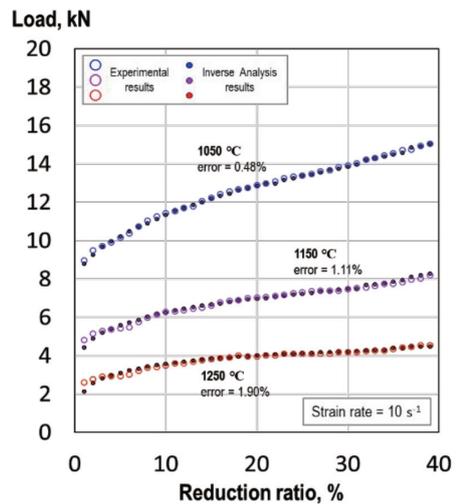


Fig.7 Comparison of load-reduction results of 1050, 1150, and 1250 °C and strain rate of 0.1 s⁻¹. (Online version in color.)

フェライトはサブグレインを有しつつ、 $\langle 001 \rangle // RD$ と $\langle 111 \rangle // ND$ の集合組織が強く発達すると知られており^{6,7)}、今回の実験結果とよく一致した (Fig.8)。

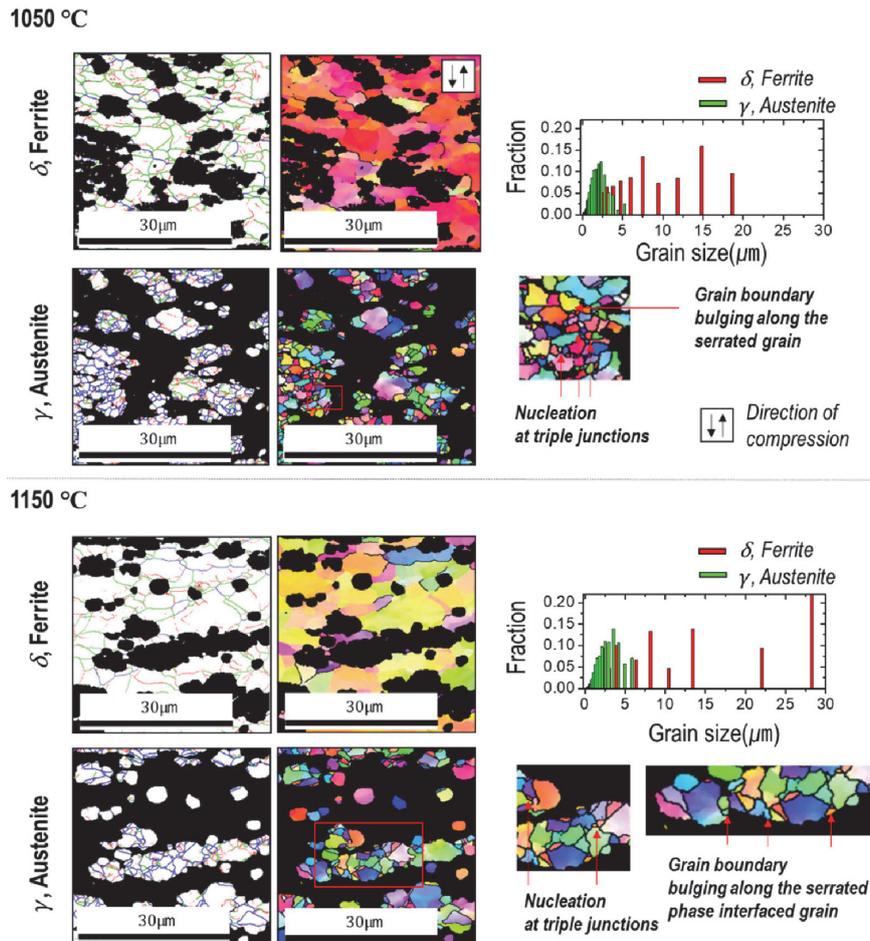


Fig.8 Misorientation distribution maps, IPF maps, and grain size distributions after compression at temperatures of 1050 and 1150 °C , a strain rate of 0.1 s⁻¹, and a height reduction ratio of 75 %. (Online version in color.)

5 おわりに

「私の論文」として、「二相ステンレス鋼の各相の流動応力の逆解析による同定」の背景と概要について解説した。本研究では、二相鋼の流動応力を取得するために、二相の異なる加工軟化メカニズムや応力分配比 (λ) と各相の相分率の関係を考慮した新たな流動応力式を提案した。これを用いて逆解析により二相ステンレス鋼 (SUS329J4L) の熱間加工時の流動応力を同定した。EBSD 分析により、二相鋼において熱間加工中に異なる軟化メカニズムが発生し、 γ 相と δ 相で異なる流動応力モデルを適用することが必要であることを確認した。

最近、多相の合金について研究が活発に行われているが、多相の流動応力を同定することは困難である。今回提案した手法が多相合金の流動応力挙動を分析する際の一つのアイデアとして参考していただければ幸いである。

参考文献

- 1) K. Kim, H. W. Park, S. Ding, H. W. Park and J. Yanagimoto : ISIJ Int., 61 (2021), 280. <https://doi.org/10.2355/>

isijinternational.ISIJINT-2020-122

- 2) A. Yanagida, J. Liu and J. Yanagimoto : Mater. Trans., 44 (2003), 2303. <https://doi.org/10.2320/matertrans.44.2303>
- 3) R. Sandström : Acta Metall., 25 (1977), 897. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(77\)90176-6](https://doi.org/10.1016/0001-6160(77)90176-6)
- 4) 瀬沼武秀, 矢田浩, 松村義一, 浜渦修一, 中島浩衛 : 鉄と鋼, 70 (1984), 1392. https://doi.org/10.2355/tetsutohagane1955.70.10_1392
- 5) T. Sakai, A. Belyakov, R. Kaibyshev, H. Miura and J. J. Jonas : Prog. Mater. Sci., 60 (2014), 130. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2013.09.002>
- 6) H. W. Park and J. Yanagimoto : Mater. Sci. Eng. A, 567 (2013), 29. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.12.061>
- 7) H. W. Park, K. Shimojima, S. Sugiyama, H. Komine and J. Yanagimoto : Mater. Sci. Eng. A, 624 (2015), 203. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.11.070>

(2023年8月3日受付)