

## 中 Mn 鋼と変態誘起塑性型ベイニティックフェライト鋼 の応力・ひずみ分配挙動の比較

### Comparative study of stress and strain partitioning behaviors in medium manganese and transformation-induced plasticity-aided bainitic ferrite steels

○北條 智彦* (和訳者)	小山 元道**	熊井 麦弥**
○Tomohiko HOJO	Motomichi KOYAMA	Bakuya KUMAI
柴山 由樹**	城 鮎美***	菖蒲 敬久****
Yuki SHIBAYAMA	Ayumi SHIRO	Takahisa SHOBU
齋藤 寛之***	味戸 沙耶**	秋山 英二**
Hiroyuki SAITOH	Saya AJITO	Eiji AKIYAMA

**Abstract:** The origins of the superior work hardening capability of medium manganese (M-Mn) and conventional transformation-induced plasticity-aided bainitic ferrite (TBF) steels of similar tensile strength and elongation are comparatively investigated via synchrotron X-ray diffraction measurements. The M-Mn steel undergoes preferential plastic deformation in austenite; its superior work hardening capability and associated uniform elongation are attributed to the high rates of martensitic transformation and dislocation accumulation per strain in the retained austenite. By contrast, the excellent work hardening behavior and uniform elongation of the TBF steel are attributed to the sustained transformability until the occurrence of a large strain and significant stress partitioning between the face-centered cubic (FCC) and body-centered cubic (BCC) phases due to the high austenite phase stability and high resistance to slip deformation of austenite.

**キーワード:** マルテンサイト変態, 加工硬化, 放射光

**Keywords:** Martensitic phase transformation, Work hardening, Synchrotron radiation

#### 本論文の翻訳元

本論文は

T. Hojo, M. Koyama, B. Kumai, Y. Shibayama, A. Shiro, T. Shobu, H. Saitoh, S. Ajito and E. Akiyama: "Comparative study of stress and strain partitioning behaviors in medium manganese and transformation-induced plasticity-aided bainitic ferrite steels":

Scripta Materialia, Vol. 210 (2022), 114463.

を翻訳したものであり, 併せて参照いただきたい.

第三世代先進高強度鋼板 (AHSS: Advance High-Strength Steel)として期待される中 Mn 鋼 [1-5], および TRIP 型ベイニティックフェライト (TBF) 鋼 [6-10] は引張変形中の残留オーステナイト ( $\gamma$ ) の変態誘起塑性 (TRIP: transformation-induced plasticity) [11-13] により優れた強度-延性バランスを有する. 中 Mn 鋼は 5 mass% 程度の Mn を添加した鋼で, 熱延, 冷延後に二相域焼鈍することにより粒状のフェライト+残留  $\gamma$  の組

\* 東北学院大学

\*\* 東北大学

\*\*\* 量子科学技術研究開発機構

\*\*\* 日本原子力研究開発機構

○連絡先 E-mail: tomohiko.hojo@mail.tohoku-gakuin.ac.jp

織が得られる[14-16]. 中 Mn 鋼の応力ひずみ曲線は降伏直後のリュウダース変形とセレーション(動的ひずみ時効)を伴った加工硬化挙動を示す[4,14]. 一方, TBF 鋼ではおもに(0.1-0.6)C-1.5Si-1.5Mn (mass%)の化学組成を有する冷延鋼板に $\gamma$ 域焼鈍+オーステンパー処理を施すことによりベイニティックフェライトラス母相とラス境界にフィルム状残留 $\gamma$ が存在する微細組織が得られ, 連続降伏型の応力-ひずみ曲線を示す[6,10,17]. ゆえに, 中 Mn 鋼, および TBF 鋼の優れた機械的特性を達成するメカニズムの理解のため, 残留 $\gamma$ の変態挙動, 体心立方(BCC: body-centered cubic; フェライト, マルテンサイト; $\alpha$ )相, および面心立方(FCC: face-centered cubic:  $\gamma$ )相の応力, 塑性ひずみ分配挙動を明らかにすることは重要である. これまでに放射光 X 線回折[5,18,19]や中性子線回折[20-24]を用いて中 Mn 鋼や従来の低合金 TRIP 鋼の引張変形中の応力分配挙動, 残留 $\gamma$ 変態挙動をそれぞれの鋼について検討した報告はあるが, 中 Mn 鋼と TBF 鋼のそれらを同様の条件で解析して比較した報告はない. 本研究では, in-situ 放射光 X 線回折-引張試験により中 Mn

鋼, TBF 鋼の BCC 相, FCC 相の応力, ひずみ分配挙動, 残留 $\gamma$ 変態挙動, およびその結果生じる加工硬化挙動の解析を行った.

本研究では 0.092C-0.04Si-4.91Mn-0.024Al-0.005O-0.001N (mass%)の化学組成を有する冷延鋼板に  $650^{\circ}\text{C} \times 1800 \text{ s}$  の二相域焼鈍後, 空冷を施した 5 mass%Mn-中 Mn 鋼(M-Mn 鋼), および 0.401C-0.49Si-1.51Mn-1.02Al0.051Nb-0.20Mo-0.0015O-0.019N (mass%)の化学組成を有する冷延鋼板に  $915^{\circ}\text{C} \times 1200 \text{ s}$  の $\gamma$ 域焼鈍と  $425^{\circ}\text{C} \times 500 \text{ s}$  のオーステンパー処理を施した TRIP 型ベイニティックフェライト鋼(TBF 鋼)を用いた. in-situ 放射光 X 線回折-引張試験は SPring-8 のビームライン BL14B1 にて白色 X 線と Ge 半導体検出器を用いたエネルギー分散法にて行った. 入射 X 線は高さ 0.3 mm, 幅 0.1 mm のスリットを用いて制限し, 試験片を透過した回折 X 線は高さ 5 mm, 幅 0.1 mm の受光スリットにより制限した. また, 検出器の回折角は  $10.23^{\circ}$  とした. 引張試験中の BCC 相, FCC 相の弾性ひずみ, 塑性ひずみの変化, および残留 $\gamma$ 体積率の変化の解析のため, 放射光 X 線回折によって得られた

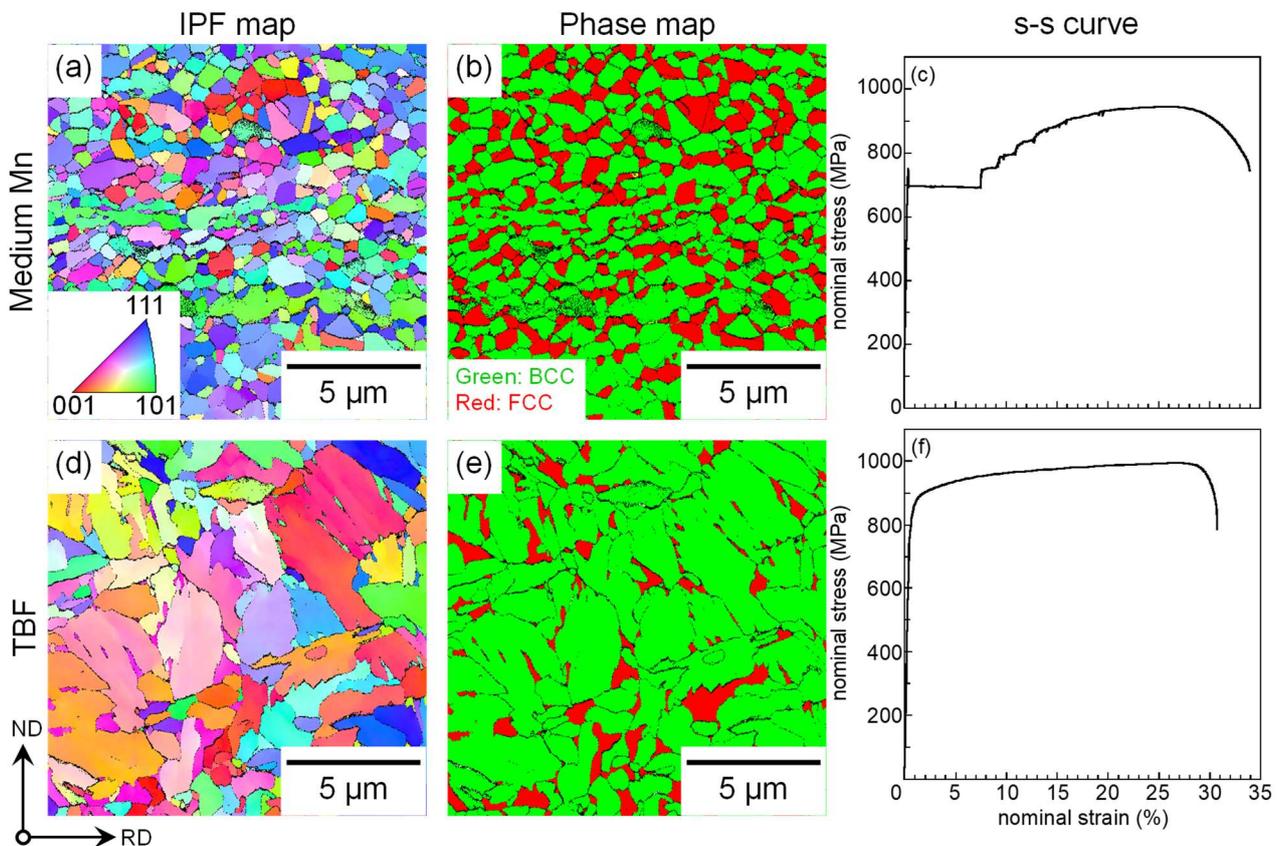


Fig. 1. (a), (d) Inverse pole figure (IPF) maps, (b), (e) phase maps and (c), (f) nominal stress-strain curves of (a), (b), (c) M-Mn steel and (d), (e), (f) TBF steel. ND and RD represent normal direction and rolling direction, respectively.

$\alpha\text{Fe200}$ ,  $\alpha\text{Fe211}$ ,  $\alpha\text{Fe220}$ ,  $\alpha\text{Fe321}$ ,  $\gamma\text{Fe200}$ ,  $\gamma\text{Fe220}$ , および $\gamma\text{Fe311}$ 回折ピークを用いた。これらの回折ピークはガウス関数を用いて近似して、各回折ピークのピーク中心エネルギー、半価幅 (FWHM: full width at half maximum), およびピーク積分強度を求めた。各回折ピークの相応力は各回折ピーク中心エネルギーから求めた格子面間隔  $d$  の変化より計算した。また、塑性ひずみの増加は各回折ピークの FWHM により評価した。(本研究では転位密度の定量解析は行わなかった。)さらに、残留 $\gamma$ 体積率はBCC相とFCC相の回折ピーク積分強度の比から求めた[25]。(本研究では、炭素濃度の変化、および残留 $\gamma$ のサイズ分布は考えていない。)引張試験は平行部長さ 20 mm, 幅 3 mm, 板厚 1.2 mm の試験片を用い、ひずみ速度  $8.33 \times 10^{-5}$  /s, 25°Cで行った。引張試験機は試験片平行部の中央を X 線が透過するように設置した。

Fig. 1 に M-Mn 鋼, および TBF 鋼の微細組織の EBSD 解析による inverse pole figure, および phase マップ, および公称応力-ひずみ線図を示す。公称ひずみは伸び計を用いて計測した。M-Mn 鋼は粒径が 1  $\mu\text{m}$  以下の非常に微細なフェライトと残留 $\gamma$ の二相組織を有した。放射光 X 線回折により算出した残留 $\gamma$ 初期体積率は 23.3 vol% であった。一方, TBF 鋼は 10  $\mu\text{m}$  程度の粒径のベイニティックフェライト母相を有し, 残留 $\gamma$ はラス, パケット, ブロック, 旧 $\gamma$ 粒界にフィルム状, またはブロック状に存在した。TBF 鋼の残留 $\gamma$ 初期体積率は 15.1 vol% であった。M-Mn 鋼において, 降伏直後にリュウダース伸び, およびリュウダース変形後に動的ひずみ時効[26,27]によるセレーションを示す典型的な公称応力-ひずみ線図を示した。TBF 鋼は連続降伏型の公称応力-ひずみ線図を示した。M-Mn 鋼の引張強さ, 降伏点, 全伸び, および一様伸びはそれぞれ 943 MPa, 697 MPa, 33%, および 26% であった。一方, TBF 鋼の引張強さ, 0.2%耐力, 全伸び, および一様伸びは 993 MPa, 800 MPa, 30%, 26% であった。これらの供試鋼の引張強さ, および伸びのレベルは同程度であったが, 降伏から一様伸びまでの塑性変形中の応力-ひずみ挙動はおおきく異なった。本研究では, 同程度の強度-延性バランスを有する中 Mn 鋼, および TBF 鋼の塑性変形挙動の違いを検討した。

はじめに, 残留  $\gamma$  を有する鋼の優れた延性はお

もにマルテンサイト変態による継続的な加工硬化と大きな一様伸びによって得られるため, M-Mn 鋼, および TBF 鋼のマルテンサイト変態挙動を検討した。Fig. 2 に M-Mn 鋼, および TBF 鋼の引張試験中の残留 $\gamma$ 体積率の変化を示す。なお, Figs. 2, 3, および 4 の公称ひずみはクロスヘッド変位から計算した。M-Mn 鋼の残留 $\gamma$ 体積率は 7%の塑性ひずみまで一定で, リューダース変形中に突然, 低下した。その後, リューダース変形が終了するまで, 残留 $\gamma$ 体積率の低下はみられなかった。リュウダース変形後, 塑性変形中の残留 $\gamma$ 体積率は塑性ひずみ量が増加するにしたがって単調に低下し, 一様伸びの塑性ひずみ付与により約 5 vol%まで低下した。リュウダース変形中の急激な残留 $\gamma$ 体積率の低下はリュウダース帯の先端が X 線回折測定位置を通過したときに残留 $\gamma$ がマルテンサイトに変態したことに起因したと考えられる。一方, TBF 鋼では約 13%の公称ひずみ以降で, 塑性ひずみが増加するにしたがって残留 $\gamma$ 体積率は単調に低下した。一様伸びに相当する塑性ひずみ付与により残留 $\gamma$ 体積率は約 10 vol%まで低下した。一様変形時の残留 $\gamma$ のマルテンサイト変態量は TBF 鋼よりも M-Mn 鋼のほうが多い傾向がみられた。しかし, M-Mn 鋼では塑性ひずみの増加によって単位ひずみ当たりの残留 $\gamma$ の変態量はおおきく減少し, TBF 鋼の単位ひずみ当たりの変態量はほぼ一定であった。すなわち, M-Mn 鋼と TBF 鋼で TRIP 効果による優れた一様伸びのメカニズムは異なると考えられる。とくに, M-Mn 鋼と TBF 鋼の持続的な加工硬化能は多量の残留 $\gamma$ の変態, およびじゅうぶんな単位ひずみ当たりの変態量が一様変形後期まで持続したことによって得られたと考えられる。(本研究では, 動的ひずみ時効での回折プロファイルの変化は検出できなかった。)

次に加工硬化挙動に影響を及ぼす重要な因子である応力分配挙動[28-30]について考察する。Fig. 3 に M-Mn 鋼, および TBF 鋼の引張試験中の公称ひずみ変化にともなう BCC 相と FCC 相の弾性ひずみ(相応力)変化を示す。ここで, (1)十分なピーク強度が得られたこと, (2)ガウスピークフィッティングの単純化のため, 他の回折ピークと重なっていないこと, および(3)解析の再現性に重要な多くの等価な面が存在することから本解析では $\gamma\text{Fe311}$ , および $\alpha\text{Fe321}$ 回折ピークを用いた。M-Mn 鋼では, リューダース変形時の局所降伏が生じたとき, 残留 $\gamma$ の弾性ひずみ(応力)は減少し

始めた。これは、マルテンサイト変態の観点から解釈される。具体的には、高応力の FCC オーステナイトは優先的に BCC マルテンサイトに変態することによって残留 $\gamma$ の平均応力が低下した。さらに、FCC-BCC マルテンサイト変態は体積膨張をともなうため、マルテンサイト変態を生じた $\gamma$ 粒の周囲の引張応力が低下したと考えられる。また、リュウダース帯通過中の FCC 相への多量の転位の導入、およびリュウダース変形中の引張応力保持に

よって残留 $\gamma$ の応力緩和が生じ、緩やかな弾性ひずみ低下が生じたと考えられる。一方、TBF 鋼の FCC 相の応力は BCC 相の応力よりも高く、大きく塑性変形した後も残留 $\gamma$ の高い応力は維持された。TBF 鋼において一様変形後期まで残存した残留 $\gamma$ が高い応力を負担したのはオーステンパー処理中の FCC 相への炭素分配により炭素濃度が上昇し、高い相安定性を有したこと、およびすべり変形に対する抵抗性が得られたことに起因したと考えられ

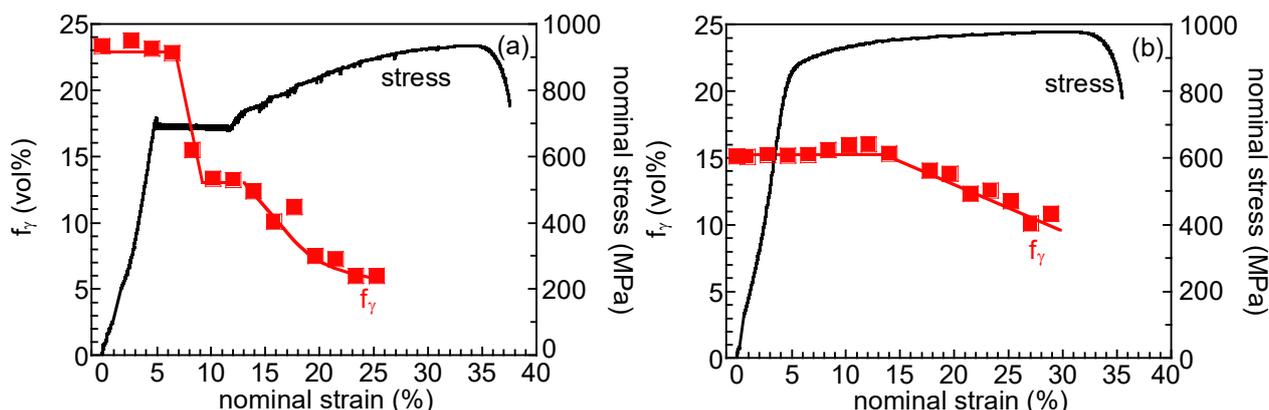


Fig. 2. Variations in austenite fraction as a function of nominal strain in (a) M-Mn and (b) TBF steels. Corresponding nominal stress–strain curves are also plotted.

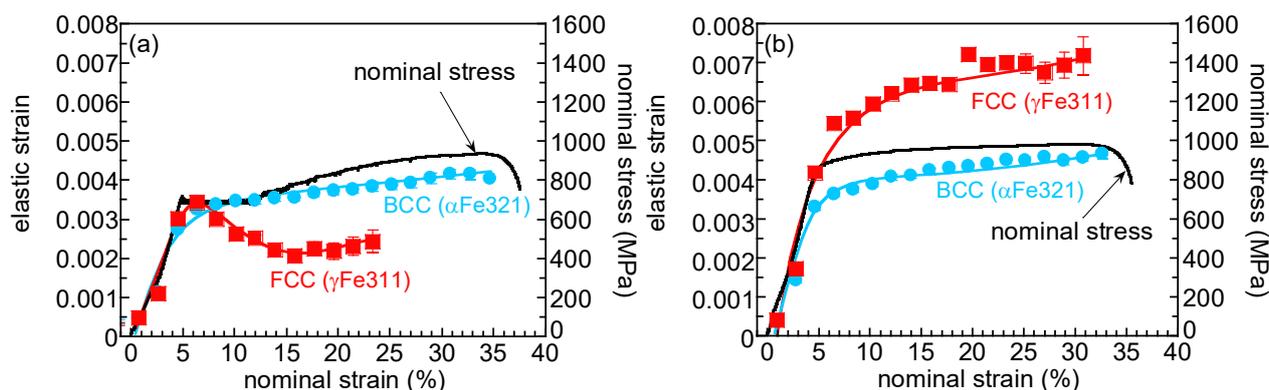


Fig. 3. Variation in elastic strain of BCC ( $\alpha$ Fe321) and FCC ( $\gamma$ Fe311) phases as a function of nominal strain and corresponding nominal stress–strain curve in (a) M-Mn and (b) TBF steels.

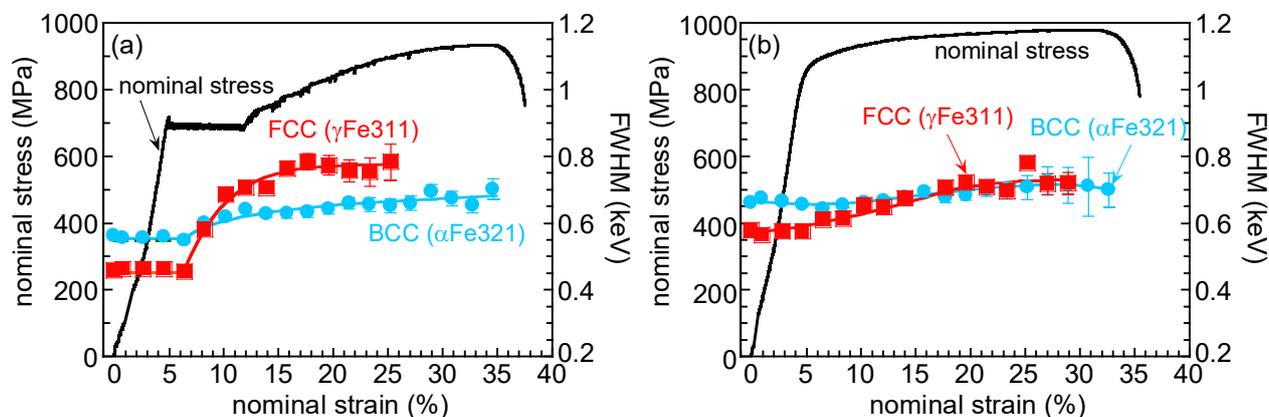


Fig. 4. Variation in full width at half maximum (FWHM) of BCC ( $\alpha$ Fe321) and FCC ( $\gamma$ Fe311) phases as a function of nominal strain and corresponding nominal stress–strain curve in (a) M-Mn and (b) TBF steels.

た。TBF 鋼において、このような FCC 相の継続した高い応力分配は、複相鋼で報告[28-30]されるような応力分配効果に起因して加工硬化能を上昇させることが可能であったと考えられる。

最後に、もっとも加工硬化[31,32]に影響を及ぼす因子である転位密度上昇挙動について考察を行った。Fig. 4 に M-Mn 鋼、および TBF 鋼の公称ひずみ変化にともなう FCC 相、および BCC 相の半価幅(FWHM)変化を示す。M-Mn 鋼ではリューダースフロントが X 線回折測定領域を通過時に多量の塑性ひずみが付与され、FCC 相の FWHM が大きく上昇した。この FWHM が大きく上昇したタイミングは Fig. 2 のマルテンサイト変態挙動と一致した。リューダース変形後、FCC 相の FWHM は塑性ひずみ量の上昇にしたがって緩やかに上昇した。また、リューダース帯通過時の FWHM の上昇は BCC 相よりも FCC 相のほうが顕著であり、M-Mn 鋼は FCC 相が優先的に塑性変形したと考えられた。また、局所降伏後において、単位塑性ひずみ量当たりの FWHM の高い上昇量は維持された。これは Fig. 1(c)でみられたセレーションの発現から明らかなように動的ひずみ時効が転位密度上昇、および加工硬化に寄与したためと考えられる。一方、引張試験前の TBF 鋼において、BCC 相、および FCC 相の FWHM は M-Mn 鋼と比較して大きかった。これは TBF 鋼が比較的転位密度の高いベイニティックフェライト母相、および残留  $\gamma$  からなる微細組織を有し、M-Mn 鋼の微細組織は超微細粒フェライト-残留  $\gamma$  から構成されたためと考えられる。引張試験中の TBF 鋼の FWHM は塑性ひずみ付与によって緩やかに上昇したため、TBF 鋼の BCC 相、および FCC 相には M-Mn 鋼と比較して均一に塑性変形が付与されたと考えられた。TBF 鋼の FCC 相の FWHM の単位塑性ひずみ当たりの上昇量は BCC 相よりも大きかったことから、TBF 鋼では FCC 相が優先的に塑性変形したが、残留  $\gamma$  のひずみ局所化の程度は M-Mn 鋼よりも小さかったと考えられた。

本研究では SPring-8 での in-situ 放射光 X 線回折-引張試験により同程度の強度レベル、および伸びを有する M-Mn 鋼、TBF 鋼の残留  $\gamma$  変態挙動、応力、塑性ひずみ分配挙動の解析を行った。M-Mn 鋼は TBF 鋼と比較して変態した残留  $\gamma$  量が多かったが、TBF 鋼のマルテンサイト変態は M-Mn 鋼よりも高ひずみまで継続した。ゆえに、両鋼で変態挙動が異なったが、同程度の強度、延性

が得られた。さらに、この変態挙動の違いは加工硬化に及ぼす他の要因を二次的に変化させた。まず、M-Mn 鋼のマルテンサイト変態のしやすさは残留  $\gamma$  の応力緩和の原因となり、BCC 相と FCC 相の応力差を減少させた。一方、TBF 鋼の残留  $\gamma$  の安定性は M-Mn 鋼よりも高く、残留  $\gamma$  の高炭素濃度化による固溶強化によりすべり変形に対する抵抗性が高くなった。ゆえに、TBF 鋼の FCC 相の応力は BCC 相よりもかなり高く、持続的な加工硬化に寄与した。さらに、FWHM の解析は M-Mn 鋼の FCC 相の転位密度や単位ひずみあたりの FWHM の上昇量が BCC 相のそれらよりもかなり高かったことを示した。急激な転位密度上昇やセレーションの発現は、残留  $\gamma$  で優先的な塑性変形、および動的ひずみ時効が生じたことを示す。すなわち、動的ひずみ時効による転位密度の急激な上昇は加工硬化を促進する付加的な要因であると考えられた。M-Mn 鋼の塑性変形の局所化は残留  $\gamma$  相の安定性に関して重要な要素となる。すなわち、M-Mn 鋼の残留  $\gamma$  相の局所ひずみはマクロひずみよりもかなり大きく、各塑性変形段階でマルテンサイト変態をアシストしたと考えられた。結果として、M-Mn 鋼の優れた加工硬化能とそれにとまらぬ大きな一様伸びは残留  $\gamma$  の高い変態能と動的ひずみ時効によって得られた。一方、TBF 鋼の同等の加工硬化能と伸びはひずみ当たりの継続的なマルテンサイト変態量、および BCC 相と FCC 相の顕著な応力分配に起因した。TBF 鋼と M-Mn 鋼の顕著な変態挙動の違いの知見は強度-延性バランスをさらに向上するために必要である。

## 利益相反宣言

著者らは本論文で報告された研究に影響を及ぼすと思われる既知の利益相反関係や個人的関係はないことを宣言する。

## 謝辞

本研究の SPring-8 の放射光を用いた応力、塑性ひずみ解析、残留オーステナイト体積率測定は文部科学省委託事業「ナノテクノロジープラットフォーム」事業の QST 微細構造解析プラットフォーム課題番号 A-18-QS-0034, A-20-QS-0016 の支援を受けて実施した。また、高輝度光科学研究センター(JASRI)承認のもと、SPring-8 の QST ビームライン BL14B1(課題番号 2018B3681, 2020A3681)にて行われた。

## 参考文献

- [1] J. Han, J.H. Nam, Y.K. Lee, *Acta Mater.*, 113 (2016), 1–10.
- [2] Z.C. Li, H. Ding, R.D.K. Misra, Z.H. Cai, *Mater. Sci. Eng. A*, 679 (2017), 230–239.
- [3] D.W. Suh, S.J. Park, T.H. Lee, C.S. Oh, S.J. Kim, *Metallur. Mater. Trans. A*, 41 (2009), 397–408.
- [4] X.G. Wang, L. Wang, M.X. Huang, *Acta Mater.*, 124 (2017), 17–29.
- [5] M. Zhang, L. Li, J. Ding, Q. Wu, Y.D. Wang, J. Almer, F. Guo, Y. Ren, *Acta Mater.*, 141 (2017), 294–303.
- [6] K. Sugimoto, M. Tsunazawa, T. Hojo, S. Ikeda, *ISIJ Int.*, 44 (2004), 1608–1614.
- [7] K. Sugimoto, T. Hojo, J. Kobayashi, *Mater. Sci. Technol.*, 33 (2017), 2005–2009.
- [8] J. Zhou, B.Y. Wang, M.D. Huang, D. Cui, *Int. J. Miner. Metallur. Mater.*, 21 (2014), 544–555.
- [9] F.G. Caballero, C. García-Mateo, J. Chao, M.J. Santofimia, C. Capdevila, C.G.D. Andrés, *ISIJ Int.*, 48 (2008), 1256–1262.
- [10] Y. Zhou, T. Hojo, M. Koyama, E. Akiyama, *Mater. Sci. Eng. A*, 819 (2021), 141479.
- [11] V.F. Zackay, E.R. Parker, D. Fahr, R. Bush, *Trans. Am. Soc. Met.*, 60 (1967), 252–259.
- [12] J. Speer, D.K. Matlock, B.C. De Cooman, J.G. Schroth, *Acta Mater.*, 51 (2003), 2611–2622.
- [13] H.K.D.H. Bhadeshia, *Mater. Sci. Technol.*, 15 (2013), 22–29.
- [14] X.G. Wang, C.H. Liu, B.B. He, C. Jiang, M.X. Huang, *Mater. Sci. Eng. A*, 761 (2019), 138050.
- [15] Y. Zhang, C. Shao, J. Wang, X. Zhao, W. Hui, *Int. J. Hydrog. Energy*, 44 (2019), 22355–22367.
- [16] M.T. Kim, T.M. Park, K.H. Baik, W.S. Choi, J. Han, *Mater. Sci. Eng. A*, 752 (2019), 43–54.
- [17] T. Hojo, R. Kikuchi, H. Waki, F. Nishimura, Y. Ukai, E. Akiyama, *ISIJ Int.*, 58 (2018), 751–759.
- [18] W. Lemos Bevilaqua, J. Epp, H. Meyer, A. Da Silva Rocha, H. Roelofs, *Metallur. Mater. Trans. A*, 51 (2020), 3627–3637.
- [19] M. Zhang, H. Chen, Y. Wang, S. Wang, R. Li, S. Li, Y.D. Wang, *J. Mater. Sci. & Technol.*, 35 (2019), 1779–1786.
- [20] P.J. Gibbs, B.C. De Cooman, D.W. Brown, B. Clausen, J.G. Schroth, M.J. Merwin, D.K. Matlock, *Mater. Sci. Eng. A*, 609 (2014), 323–333.
- [21] Y. Onuki, T. Hirano, A. Hoshikawa, S. Sato, T. Tomida, *Metallur. Mater. Trans. A*, 50 (2019), 4977–4986.
- [22] C. Song, H. Wang, Z. Sun, Z. Wei, H. Yu, J. Lu, *Steel Res. Int.*, (2020), 91.
- [23] Y. Tomota, N. Sekido, S. Harjo, T. Kawasaki, W. Gong, A. Taniyama, *ISIJ Int.*, 57 (2017), 2237–2244.
- [24] N. Tsuchida, T. Tanaka, Y. Toji, *ISIJ Int.*, 60 (2020), 1349–1357.
- [25] H. Kitagawa, T. Sohmura, *Trans. ISIJ*, 23 (1983), 543–549.
- [26] J.H. Nam, S.K. Oh, M. Park, Y.K. Lee, *Acta Mater.*, 206 (2021), 116613.
- [27] D.M. Field, D.C. Van Aken, *Metallur. Mater. Trans. A*, 49 (2018), 1152–1166.
- [28] H.K.D.H. Bhadeshia, *ISIJ Int.*, 42 (2002), 1059–1060.
- [29] S. Harjo, N. Tsuchida, J. Abe, W. Gong, *Sci. Rep.*, 7 (2017), 15149.
- [30] T. Morikawa, S. Yoshioka, M. Tanaka, Y. Toji, K. Hasegawa, *ISIJ Int.*, 61 (2021), 625–631.
- [31] O. Bouaziz, *Scr. Mater.*, 66 (2012), 982–985.
- [32] N. Ridley B. Hutchinson, *Scr. Mater.*, 55 (2006), 299–302.