2024 年度日本原子力研究開発機構・量子科学技術研究開発機構施設利用共同研究
一般共同研究成果報告書

［2024105204］

残留オーステナイトを含む複合組織鋼のせん断変形時のマルテンサイト変態挙動

Martensitic Transformation Behavior during Shear Deformation in Dual Phase Steels containing Retained Austenite

北條智彦#,A)，興津貴隆 B)，小林純也 C)，菊池護 D)
Tomohiko Hojo #,A), Yoshitaka Okitsu B), Junya Kobayashi C), Mamoru Kikuchi D)
A) Department of Mechanical and Intelligent Systems, Faculty of Engineering, Tohoku Gakuin University
B) Honda Motor Co., Ltd.
C) Department of Mechanical Systems Engineering, College of Engineering, Ibaraki University
D) Iwate Prefectural University, Miyako Junior College

Abstract

Martensitic transformation behavior of retained austenite and elastic and plastic strain partitioning behaviors during tensile and shear deformations in the medium Mn steel were investigated using neutron diffraction at Japan Research Reactor (JRR)-3 in Japan Atomic Energy Agency (JAEA). The transformation of retained austenite occurred during both tensile and shear deformations. Tensile elastic strain increased with displacement during both tensile and shear deformations although high tensile elastic strain owing to the tensile deformation was applied compared with that of shear deformation. Full width at half maximum (FWHM) increased with displacement owing to both tensile and shear deformations. The values of the FWHM after deformation were similar between tensile and shear deformations. A large amount of retained austenite transformed during Lüders deformation in the medium Mn steel.

Keyword: retained austenite, martensitic transformation, shear deformation, neutron diffraction, elastic strain, plastic strain

1. 緒言

自動車の衝突安全性と軽量化によるエネルギー効率向上の両立ため，構造部材には高強度鋼板が適用されている．今後，構造部材のさらなる軽量化が求められ，高強度鋼板のさらなる高強度化が要求されると予想される．高強度鋼板は引張強さが 1000 MPa を超えると延性，プレス成形性が低下[1,2]することが問題となる．さらに，高強度鋼板製造時，および使用中に鋼中に侵入した微量水素によって水素脆化を生じる[3,4]ことが懸念される．

残留オーステナイト（γ）の変態誘起塑性（TRIP: transformation-induced plasticity）[5]を利用した超高強度低合金 TRIP 鋼[6,7]や中 Mn 鋼[8,9]は高強度と高延性，優れたプレス成形性の両立が可能である．

これまでに放射光 X 線回折や中性子回折を用いて残留γを含む超高強度低合金 TRIP 鋼や中 Mn 鋼の引張変形時の残留γのマルテンサイト変態挙動やフェライト，ベイニティックフェライトと残留γの弾性ひずみ，塑性ひずみ分配挙動が明らかとなり[10,11]，超高強度低合金 TRIP 鋼や中 Mn 鋼の高強度・高延性発現メカニズムの解明が進められている．しかし，せん断変形時の残留γのマルテンサイト変態挙動やフェライト，ベイニティックフェライトと残留γの弾性ひずみ，塑性ひずみ分配挙動は明らかになっていない．

本研究では，中 Mn 鋼の引張変形，およびせん断変形時の残留γのマルテンサイト変態挙動，フェライト，ベイニティックフェライトと残留γの弾性ひずみ，塑性ひずみ分配挙動を明らかにし，引張変形時，せん断変形時の残留γのマルテンサイト変態メカニズムの解明を行った．

2. 実験方法

2.1 供試鋼

供試鋼には Fe-0.15C-0.44Si-4.95Mn-0.046Nb（mass%）の化学組成を有する冷延鋼板を用いた．この鋼板に 700℃×120 s 保持したあとに空冷し，フェライト＋マルテンサイト（α＋α’）の二相鋼としたあと，660℃×30 min のα＋γ二相域焼鈍を行い空冷した．この鋼板からワイヤカット放電加工により引張試験片，およびせん断試験片を作製した．

2.2 引張試験およびせん断試験

引張試験は平行部長さ 20 mm，幅 3 mm，板厚 1.0 mm の引張試験片を用い，クロスヘッド速度 0.1 mm/min で行った．

せん断試験は長さ 2 mm，幅 2 mm，板厚 1.0 mm のせん断試験片を用い，クロスヘッド速度 0.1 mm/min で行った．

引張変形中，せん断変形中の中 Mn 鋼の残留γ変態挙動，およびフェライト，残留γの弾性ひずみ，塑性ひずみ分配挙動は日本原子力研究開発機構の原子力科学研究所 JRR-3 の RESA-1 にて中性子回折応力測定により行った．αFe110, αFe200, αFe211, γFe111, γFe200, γFe220, およびγFe311 回折ピークを取得し，ガウス関数を用いて回折ピークのフィッティングを行った．このピークフィッティング結果から，各回折ピークの中心角度，半価幅，ピークの面積を算出

した．弾性ひずみは各回折ピーク中心角度から求めた格子面間隔の変形前からの変化より算出し，塑性ひずみ量は半価幅により評価した．また，残留γ体積率変化はα相とγ相の回折ピーク面積の比より見積った．

3. 実験結果および考察

3.1 中性子回折測定

Fig. 1 に熱処理ままの中 Mn 鋼のαFe110，およびγFe111 回折ピークとガウスフィッティングした中性子回折ピークを示す．本測定により中 Mn 鋼のαFe110，およびγFe111 回折ピークが明確に観察された．また，精密にガウスフィッティングすることが可能であった．

3.2 引張試験

中 Mn 鋼の応力 - ひずみ曲線とα相，γ相の弾性ひずみ変化を Fig. 2(a)に，半価幅変化を Fig. 2(b)に，残留γ体積率変化を Fig. 2(c)にそれぞれ示す．本研究で用いた中 Mn 鋼の降伏応力，引張強さ，一様伸び，および全伸びは 592 MPa，1558 MPa，12.0 %，および 13.3 %であった．中 Mn 鋼は引張変形時に明確な降伏点がみられ，リューダース変形後，加工硬化する応力 - ひずみ挙動を示した．約 4%の引張ひずみ付与時にγ相はマルテンサイト変態して回折ピークが小さくなくなり，ガウスフィッティングが精密にできなかった．引張変形中のα相の弾性ひずみは変形が進むにしたがって増加した．α相よりもγ相のほうが高い弾性ひずみを負担する傾向にあった．α相の FWHM は塑性変形が進むにしたがって増加した．一方，γ相の FWHM はリューダース変形時に急激に上昇した．α/γ相ピーク積分強度比（残留γ体積率）はリューダース変形時に急激に低下した．これら傾向はこれまでの報告[10,11]と同様であった．

3.3 せん断試験

中 Mn 鋼のせん断応力 - 変位曲線とα相，γ相の弾性ひずみ変化を Fig. 3(a)に，半価幅変化を Fig. 3(b)に，残留γ体積率変化を Fig. 3(c)に示す．せん断変形時も引張変形時と同様に，降伏点がみられ，降伏後にリューダース伸びを生じたあと加工硬化するせん断応力 - 変位挙動を示した．最大せん断応力は 901 MPa であった. 弾性ひずみはαFe110 で加工硬化とともに著しく上昇した．γFe311 の弾性ひずみはα相と比較して小さい傾向があった．せん断変形時の弾性ひずみは引張変形時と比較して小さかった．FWHM はせん断変形が進むにしたがって上昇した．変形後期のα相の FWHM は引張変形時と同程度であった．α/γ相ピーク積分強度比（残留γ体積率）はリューダース変形後の加工硬化時に急激に低下した．

4. 結言

中 Mn 鋼の引張変形，およびせん断変形時の残留γのマルテンサイト変態挙動，フェライトと残留γの弾性ひずみ，塑性ひずみ分配挙動を JRR-3 の RESA-1 にて中性子回折応力測定により明らかにした．得られた結果を以下にまとめる．

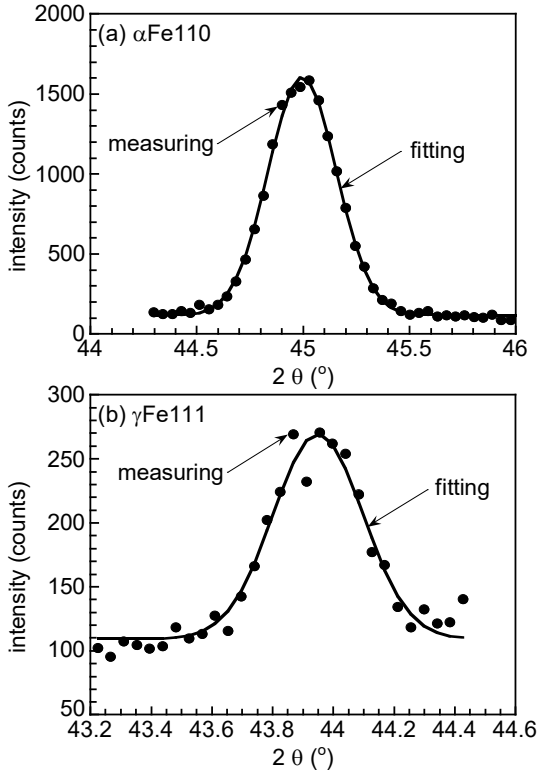

Fig. 1 Typical diffraction patterns and Gaussian fitting curves of (a) αFe110 and (b) γFe111 peaks of as-heat-treated medium Mn steel.

（1）本中性子回折測定により中 Mn 鋼のα相，およびγ相の回折ピークが得られることを確認し，精密にガウスフィッティングして弾性ひずみ，半価幅，および回折ピークの積分強度を評価することが可能であった．

（2）引張変形中の弾性ひずみは変形が進むにしたがって増加した．α相の FWHM は塑性変形が進むにしたがって増加し，γ相の FWHM はリューダース変形時に急激に上昇した．α/γ相ピーク積分強度比（残留γ体積率）はリューダース変形時に急激に低下した．

（3）せん断変形中のα相の弾性ひずみは加工硬化領域で著しく上昇した．γ相の弾性ひずみはα相と比較して小さい傾向があった．α相，γ相とも FWHM はせん断変形が進むにしたがって上昇した．α/γ相ピーク積分強度比（残留γ体積率）はリューダース変形後の加工硬化時に急激に低下した．

参考文献

[1] J. Yanagimoto, et al.: “Springback-free Isothermal Forming of High-strength Steel Sheets and Aluminum Alloy Sheets under Warm and Hot Forming Conditions”, ISIJ International, 46 (2006), 1324–1328. https://doi.org/10.2355/isijinternational.46.1324

[2] Y. Yang et al.: “The Impact of Strain Heterogeneity and Transformation of Metastable Austenite on Springback Behavior in Quenching and Partitioning Steel”, Metals, 8 (2018), 432. https://doi.org/10.3390/met8060432

[3] M. Wang et al.: “Effect of hydrogen on the fracture behavior of high strength steel during slow strain rate test”, 49 (2007), 4081–4097. https://doi.org/10.1016/j.corsci.2007.03.038

[4] K. Takai et al.: “Effect of Si and Ca Addition on Delayed

Fracture of High-strength Steels", Tetsu-to-Haganè, 79 (1993), 685–691. https://doi.org/10.2355/tetsutohagane1955.79.6_685
[5] V. F. Zackay et al.: "The enhancement of ductility in high-strength Steels", Trans. Am. Soc. Met., 60 (1967), 252–259.
[6] K. Sugimoto et al.: "Ductility of 0.1–0.6C–1.5Si–1.5Mn Ultra High-strength TRIP-aided Sheet Steels with Bainitic Ferrite Matrix", ISIJ International, 44 (2004), 1608–1614. https://doi.org/10.2355/isijinternational.44.1608
[7] K. Sugimoto et al.: "Microstructure and Mechanical Properties of Ultrahigh-Strength TRIP-aided Steels", Tetsu-to-Hagane, 103 (2017), 1–11. https://10.2355/tetsutohagane.TETSU-2016-064
[8] J. Han et al.: "The mechanism of hydrogen embrittlement in intercritically annealed medium Mn TRIP steel", Acta Materialia, 113 (2016), 1–10. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.04.038
[9] D. W. Suh et al.: "Medium Mn transformation-induced plasticity steels: Recent progress and challenges", Scripta Materialia, 126 (2017), 63–67. https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2016.07.013
[10] T. Hojo et al.: "Comparative study of stress and strain partitioning behaviors in medium manganese and transformation-induced plasticity-aided bainitic ferrite steels", Scripta Materialia, 210 (2022), 114463. https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2021.114463
[11] T. Hojo et al.: "Stress and Plastic Strain Partitioning Behaviors and Those Contributions to Martensitic Transformation of Retained Austenite in Medium Manganese and Transformation-Induced Plasticity-Aided Bainitic Ferrite Steels", ISIJ International, 65 (2025), 284–296. https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2024-268

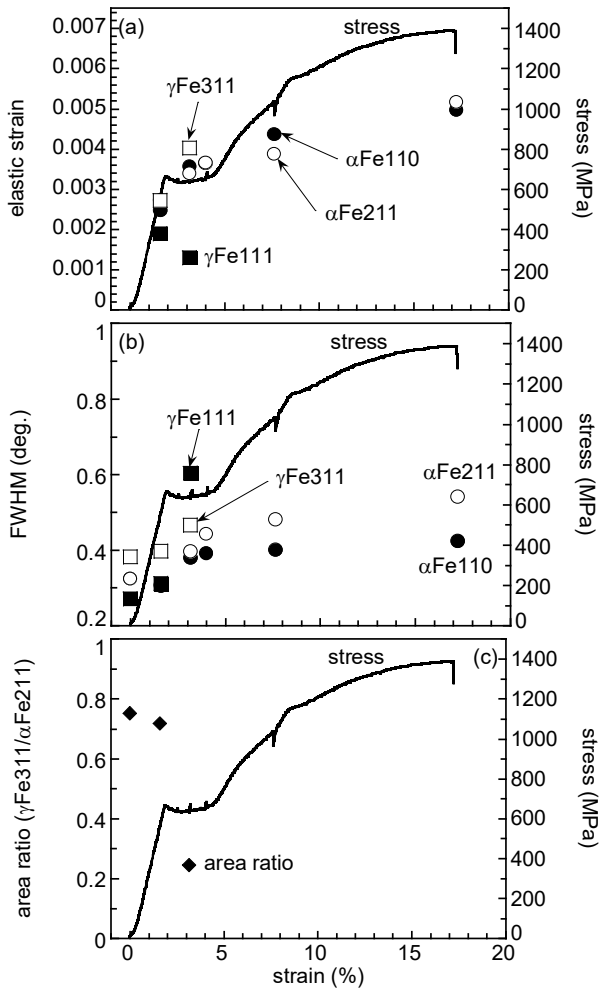

Fig. 2 Variation in (a) elastic strain, (b) full width at half maximum (FWHM) and (c) area ratio of α and γ phases (γFe311/αFe211) of αFe110, γFe111 and αFe211 as a function of strain and corresponding stress–strain curve obtained by tensile test in medium Mn steel.

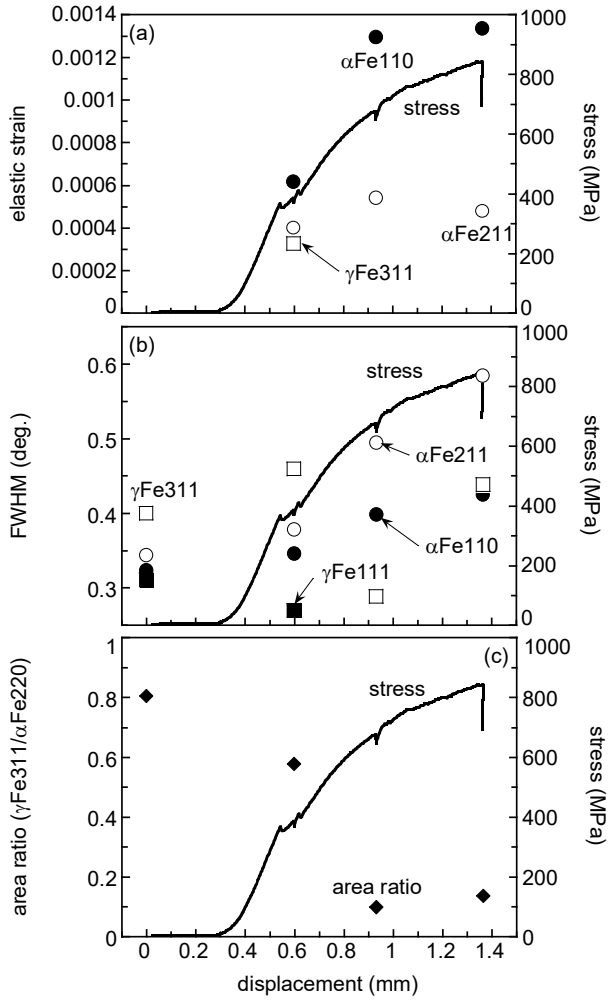

Fig. 3 Variation in (a) elastic strain, (b) full width at half maximum (FWHM) and (c) area ratio of α and γ phases (γFe311/αFe211) of αFe110, γFe111 and αFe211 as a function of strain and corresponding stress–strain curve obtained by shear test in medium Mn steel.