

文章编号:1001-4888(2020)04-0607-09

孪晶诱导塑性钢的非均匀形变研究^{*}

陈月, 李超, 钟政烨

(西南交通大学 材料先进技术教育部重点实验室, 四川成都 610031)

摘要:通过原位电子背散射衍射(EBSD, Electron backscatter diffraction)和数字图像相关(DIC, Digital image correlation)技术,对孪晶诱导塑性(TWIP, Twinning induced plasticity)钢拉伸过程中的非均匀形变进行研究。结果发现,拉伸应变不均匀,应变集中于高角度晶界与大晶粒内部。滑移带的开启并不完全遵从斯密特(Schmid)定律,且滑移带与晶界作用明显。非均匀变形导致晶粒的取向梯度增大。研究表明,TWIP 钢在拉伸过程中,出现明显非均匀形变现象,非均匀程度随着变形的增大而降低,且降低速率逐渐减小,应变超过 12% 后非均匀程度趋于稳定,但其值相对较大导致 TWIP 钢在应变较大时(15%),非均匀变形现象依然明显。滑移带容易在高角度晶界处产生集中,在低角度的晶界处穿过晶界。晶粒内各区域不同的变形量造成晶格朝不同方向旋转,或者朝同一方向旋转不同的角度而形成较大的取向差,且随着应变的增加而增加。非均匀变形主要是由斯密特因子(Schmid factor, SF)的大小、晶粒内滑移带可滑移的长度、滑移带间的相互作用和晶界对滑移带阻碍强度等因素共同影响。

关键词: TWIP 钢; 原位 EBSD; 数字图像相关(DIC); 非均匀性

中图分类号: TG142.1 **文献标识码:** A **DOI:** 10.7520/1001-4888-19-007

0 引言

随着社会的发展,通过车身轻量化,可以有效地实现汽车节能、减排、减重^[1,2]。TWIP(Twinning Induced Plasticity,孪晶诱导塑性)钢具有优越的力学性能,在汽车轻量化方面得到广泛的应用。TWIP 钢的强塑积可达 60 GPa%^[3,4],具有超高的延伸率,故不易在发生强烈变形时失效;同时兼具超高比强度,满足汽车减重、节能要求。

目前,对 TWIP 钢的研究,主要集中在宏观力学性能、应变硬化、应变率效应、孪晶的生长变化及其影响因素等方面^[5-9]。米振莉等^[10]在研究 TWIP 钢变形过程中的孪晶变化时,发现了明显的应变非均匀现象,提出孪生改变晶粒内部亚晶取向,缓解变形部分的应力集中。蔡志辉等^[11]在对 TWIP 钢应变硬化行为研究时,提出孪晶与位错相互作用是应变硬化的主要原因之一,并观察到应变集中现象。Bouaziz 等^[12]在研究 TWIP 钢应变率效应时,提出位错与晶界之间的相互作用中存在应变非均匀现象。文献[13-15]在 TWIP 钢变形研究中发现,局部变形对材料性能有着显著的影响,但都没有对其进行深入的研究。目前,对面心立方金属材料中非均匀变形的研究较少。Abuzaid 等^[16,17]在研究中,虽然提出滑移系统激活的空间差异造成晶粒内的应变不均匀,但没有全面研究影响非均匀变形的因素。Ojima 等^[18]在研究高氮奥氏体钢加工硬化机理过程中通过 DIC(Digital Image Correlation,数字图像相关)应变场分布,发现在晶界附近的高应变导致应变分布不均,也没有详细深入研究其具体原因。

^{*} 收稿日期: 2019-01-09; 修回日期: 2019-01-31

基金项目: 中国国家重点研发计划(2017YFB0702002)资助

通讯作者: 钟政烨(1984—),男,博士,讲师。主要研究领域:金属材料的变形与损伤。Email:zyzhong@pims.ac.cn

本文通过对 TWIP 钢加载过程中非均匀形变现象进行更为深入的研究,系统地阐明非均匀性形变的机理,对完善材料结构对性能的影响具有一定意义。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

实验所用 TWIP 钢,经成分优化设计后,在电磁感应真空熔炼炉中熔炼,并通入氩气作为保护气体,浇铸成型;在 450℃下、保温 12h 后,随炉冷却,进行退火处理。实测成分如表 1 所示。

表 1 实验材料的化学成分

Tab. 1 Chemical compositions of the experimental steel

Element	Al	Si	Mn	Fe	C
Content(wt. %)	2.32	2.30	25.41	67.36	2.60

1.2 实验样品制备

在柱状材料中使用电火花线切割技术制得标准狗骨头状拉伸试样,使用 400#、800#、1200# SiC 砂纸对样品表面进行粗磨;然后在全自动磨抛机上用 SiO₂ 磨抛液进行机械抛光;最后在 -45℃、45V 和 0.5A 条件下,用体积比为 89.3%无水乙醇、5.7%高氯酸和 5.0%蒸馏水的电解液对样品进行电解抛光,去除样品表面的残余应力。将粒度为 80nm 的 Al₂O₃ 粉末加到无水乙醇中形成悬浊液,进行离心处理后,取出上清液,将电解抛光的样品置于上清液中进行 5min 超声的处理,制得不影响 EBSD(Electron Backscatter Diffraction,电子背散射衍射)标定且具有良好数字图像相关计算(DIC)散斑效果的实验样品,如图 1 所示。

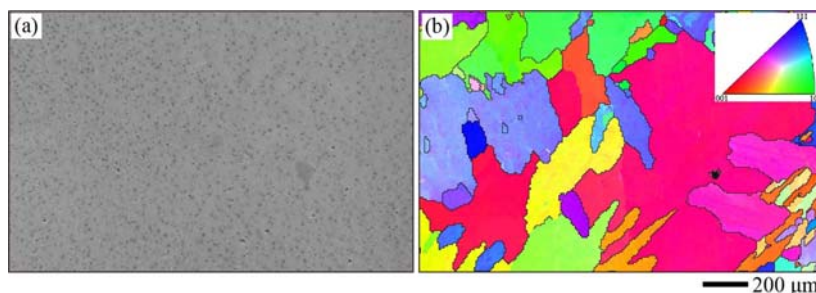


图 1 原始样品的表征:(a)带散斑的 SEM 图像,(b)EBSD 取向图

Fig. 1 Characterization of the as received sample:(a) SEM image with speckles,
(b) EBSD inverse pole figure map

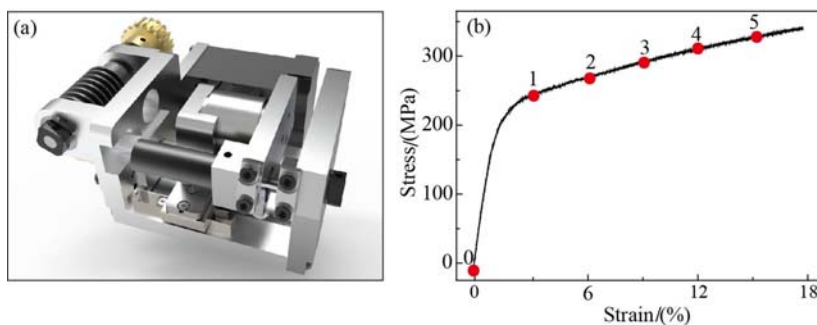


图 2 (a)自制 MMTS 试验机,(b)采样点分布,0:0%; 1:1.3%; 2:2.6%; 3:3.9%; 4:12%; 5:15%

Fig. 2 (a) Homemade MMTS testing machine, (b) Distribution of sampling points,
0:0%; 1:1.3%; 2:2.6%; 3:3.9%; 4:12%; 5:15%

1.3 实验方法

本实验是在配备有 Oxford Channel 5 EBSD 附件的 FEI Quanta 250 FEG-SEM 中,通过自制微型材料测试系统(Micromaterial Test System,MMTS)(如图 2(a)所示)进行准静态拉伸。实验工作电压

为 20kV, 距离为 15mm, 加载阶段样品相对平台倾斜 70° , 以 10^{-3} s^{-1} 的应变率拉伸加载, 在 0%、3%、6%、9%、12%、15% 的应变下以 300 倍的放大倍数和 $6\mu\text{m}$ 的步长对相同区域进行 6 次 EBSD 和 SEM 数据采集, 如图 2(b), 同时在 2% 和 4% 应变时, 以 300 倍的放大倍数采集 SEM 数据。

2 结果与分析

2.1 原位过程中的形变非均匀性

通过对原位拉伸过程中相同区域 SEM 图像进行 DIC 处理, 得到 0%~3%、0%~6%、0%~9%、0%~12% 和 0%~15% 五个过程的全应变场分布。分别选取 X 方向上的拉伸全应变场 (E_{xx}) 和等效塑性全应变场 (E_{eq}), 将 EBSD 图像提取的晶界与其叠加, 得出具体晶粒的应变场分布。 $10^\circ \sim 30^\circ$ 、 $30^\circ \sim 50^\circ$ 以及大于 50° 的三类取向差分别用依次变粗的三种黑色实线标出, 如图 3 所示。在原位拉伸加载过程中, 水平拉伸应变场 E_{xx} 和等效塑性应变场 E_{eq} 都表现出明显的应变局域化现象。在小应变场 (0%~3%) 和大应变场 (0%~15%) 中, 亦均呈现出非均匀应变分布现象, 且应变主要集中在较大晶粒内部和取向差较大的晶界处。

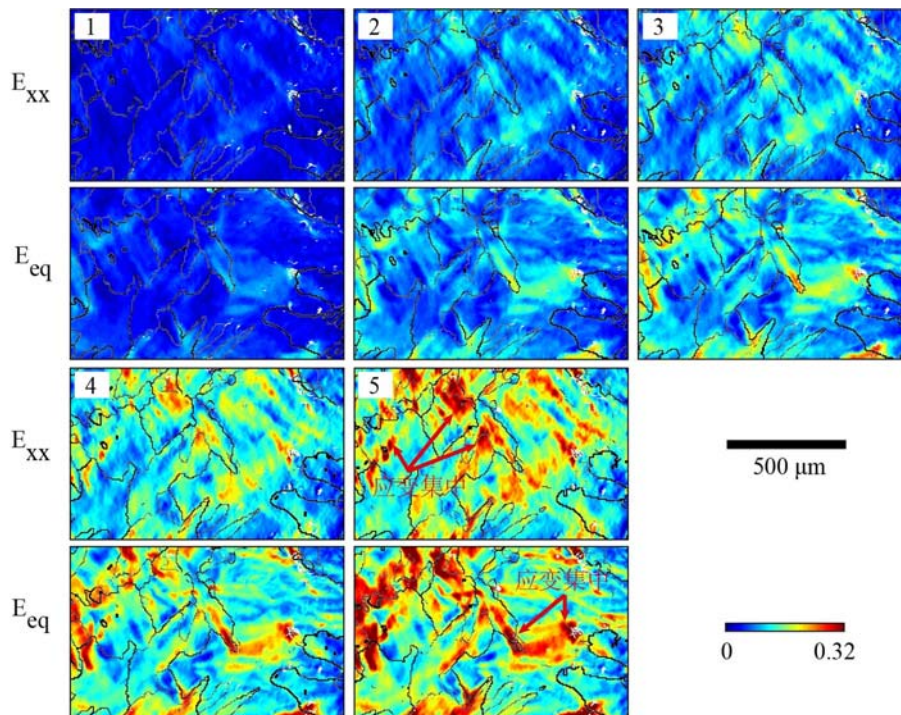


图3 不同应变区间的轴向全应变场 (E_{xx}) 与等效塑性全应变场 (E_{eq}): 1: 0%~3%; 2: 0%~6%; 3: 0%~9%; 4: 0%~12%; 5: 0%~15%, 晶界由细到粗表示 $10^\circ \sim 30^\circ$ 、 $30^\circ \sim 50^\circ$ 和 50° 以上的取向差, 红色为拉伸应变, 红色越深应变越大, 蓝色为无应变。

Fig. 3 Axial full strain field (E_{xx}) and equivalent plastic full strain field (E_{eq}) for different strain intervals: 1: 0%~3%; 2: 0%~6%; 3: 0%~9%; 4: 0%~12%; 5: 0%~15%. The grain boundaries are represented by fine to thick lines: $10^\circ \sim 30^\circ$, $30^\circ \sim 50^\circ$, and 50° or more. Red stands for tensile strain, and red is deeper where strain is larger. Blue means no strain.

对 DIC 计算得出的平均应变 E_{xx} 和 E_{eq} 与实验过程中实测应变进行量化得到相关曲线, 如图 4(a) 所示, 其中横坐标为实验中实测应变值, 左侧纵坐标为 DIC 计算所得平均工程应变, 右侧纵坐标为 DIC 计算所得平均应变的方差。随着加载应变的增大, 计算所得平均 E_{xx} 和 E_{eq} 的应变值都在增大, 最大应变 E_{xx} 达到 18% 左右; 整个实验过程中通过 DIC 计算所得的平均应变值均大于实测应变值, 且 E_{eq} 的值均大于 E_{xx} , 两者间的差值在 6%~9% 变形量下比 0%~6% 变形量下的大; DIC 平均应变的方差值也随着拉伸量的增加而不断增大, E_{eq} 的方差值均大于 E_{xx} 。

对拉伸过程中的非均匀程度进行量化, 如图 4(b) 所示, 非均匀程度 ξ 被定义为

$$\xi = \frac{\text{Stdev}}{\text{Avg}} \quad (1)$$

式中, Stdev 和 Avg 分别是正常应变的标准偏差和空间平均值。应变场的非均匀程度随着应变增加而减小, 在应变超过 12% 后趋于稳定, 但其非均匀程度仍较大, 且 E_{eq} 的非均匀程度均大于 E_{xx} 。

FCC(Face Center Cubic, 面心立方)金属在拉伸变形开始时由于晶粒取向、晶界等因素的作用都能观察到非均匀变形现象, 随着变形过程的进行, 变形趋于均匀化^[16-18]。正如实验所观察到的, TWIP 钢在拉伸过程中, 出现明显非均匀形变现象, 非均匀程度随着变形的进行而降低, 且降低速率逐渐减小, 应变超过 12% 以后非均匀程度稳定, 但其值相对较大导致 TWIP 钢在应变较大时(15%), 非均匀变形现象依然明显。

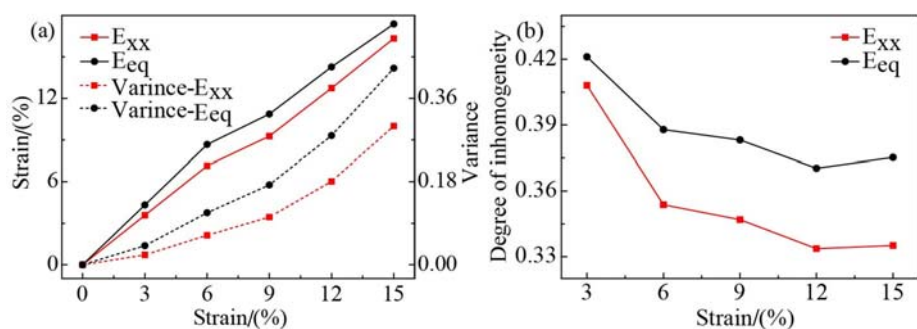


图 4 (a) 全应变和方差的变化曲线, (b) 应变场的非均匀度

Fig. 4 (a) Changing curve of full strain and variance, (b) inhomogeneity of strain field

2.2 形变非均匀性的影响因素

为探究拉伸过程中形变非均匀性的原因, 取较小的应变跨度做 DIC 计算, f1、f2 和 f3 分别表示 0%~2%、2%~4%、4%~6% 的应变跨度。同样选取 E_{xx} 、 E_{eq} 与 EBSD 图像提取的晶界叠加, 得出具体应变场的分布如图 5 所示。在小应变跨度下, E_{xx} 和 E_{eq} 应变场中能发现明显的滑移带。滑移带倾向于与晶粒最长轴平行。在较大晶粒中能发现多个不同的滑移带相互作用, 在滑移带交接处产生应变集中; 滑移带在遇到晶界时有明显的相互作用, 在 E_{xx} 中相互作用并不明显, 但在 E_{eq} 中晶界对滑移带有阻碍作用, 当遇到取向差较大的晶界时, 阻碍作用更为明显, 滑移带更易穿过取向差较小的晶界, 而难以穿过取向差较大的晶界。在取向差较大、晶粒尺寸较小的晶粒中, E_{eq} 滑移带不明显, E_{xx} 滑移带也明显少于其他晶粒。

位错滑移和晶界之间的相互作用对金属变形过程有着重要的影响, Patriarca 等^[19]对其做了深入的研究, 并通过残余伯氏矢量对 GB(Grain Boundaries, 晶界)传输或阻挡位错滑移的能力进行量化, 公式如下

$$|\vec{b}_r| = |\vec{b}_1 - \vec{b}_2| \quad (2)$$

式中, $\vec{b}_r$ 为残余伯氏矢量; $\vec{b}_1$ 为传入晶界的伯氏矢量; $\vec{b}_2$ 为传出晶界的伯氏矢量。 $\vec{b}_r$ 的大小直接反映晶界对滑移带的阻碍大小。残余伯氏矢量与晶界取向差呈正相关, 故晶界取向差越大, 对滑移带阻碍作用越强, 反之阻碍作用越弱。本文实验结论为滑移带在高角度(取向差大)晶界处易产生集中, 在低角度(取向差小)晶界处易穿过晶界, 可以用残余 Burgers 矢量来量化晶界对滑移带阻碍的强弱。

激活的滑移系统会在样品表面上产生相应滑动痕迹(假设该系统的滑移平面与样品表面不平行), 因此通过观察和识别与滑移轨迹相关联的滑移系统, 可确定被激活的滑移系。从本实验 SEM 结果中可以观察到明显的滑动痕迹, 并通过 Mtex 程序分别算出不同晶粒的最大(红线)、第二大(绿线)和第三大(蓝线)Schmid 因子(SF)及其决定的滑移面, 将其与 SEM 显微图叠加得到具体晶粒的滑移带分布图, 如图 6(a)所示。由于在拉伸实验过程中晶界和晶粒之间的协调应变明显, 故选取 E_{eq} 作对比分析, E_{eq} 应变场分布如图 6(b)所示。通过可能的滑移轨迹与观察到的滑动轨迹的匹配程度, 以及 DIC 标识出的滑移带, 进而确定被激活的滑移系统。

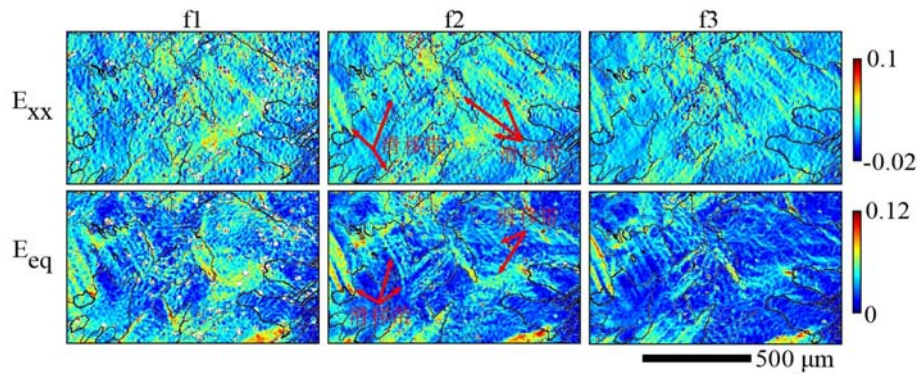


图5 小应变跨度下的应变场分布图: f1: 0%~2%; f2: 2%~4%; f3: 4%~6%, 晶界由细到粗表示 10°~30°, 30°~50°, 50°以上的取向差。

Fig. 5 Strain field distribution under small strain: f1: 0%~2%; f2: 2%~4%; f3: 4%~6%.

The grain boundaries are represented by fine to thick lines: 10°~30°, 30°~50°, and 50° or more.

不同晶粒中开启的滑移系统不同,部分晶粒仅开启最大 SF 所决定的滑移系统,部分晶粒开启最大及第二大 SF 所决定的滑移系统,而部分晶粒则开启第二大和第三大 SF 所决定的滑移系统。在某些晶粒中 SF 值虽大,但其决定的滑移面在晶粒内的可滑移距离小,而不能观察到明显的滑移带,如图 6(b); 计算所得晶粒内滑移面与 DIC 标定的滑移带有一定角度的偏差,穿过晶界的滑移带能引起相邻晶粒中的滑移带发生转动。

综上所述, SF 因子大小、滑移带可滑移长度、晶界的作用、滑移带之间的相互作用等因素都对非均匀变形有着重要的影响。

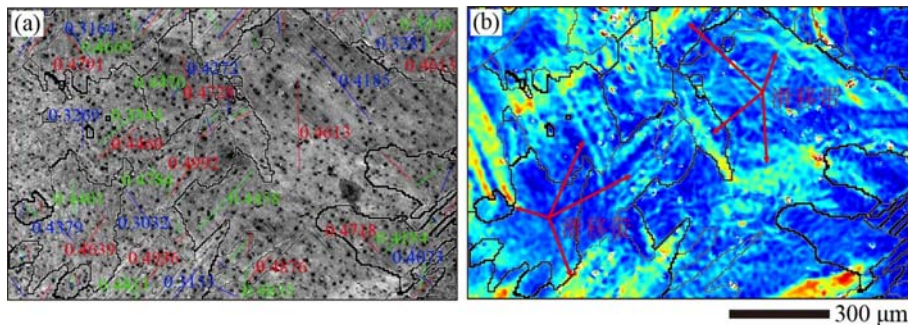


图6 (a)计算所得滑移带、SF 与变形样品 SEM 叠加图,最大(红线)、第二大(绿线)和第三大(蓝线)SF 与其决定的滑移面, (b) 2%~4% 的 E_{eq} 应变场分布图,晶界由细到粗表示 10°~30°, 30°~50°, 50°以上的取向差。

Fig. 6 (a) Image of SEM micrograph overlapped with calculated slip bands and SF for the deformed sample,

(b) the E_{eq} strain field distribution of 2%~4%. The grain boundaries are represented by fine to thick lines: 10°~30°, 30°~50°, and 50° or more.

2.3 非均匀性形变导致晶内取向梯度

通过对 5 个采样点 EBSD 图像的处理,得出对应 KAM(Kernel Average Misorientation, 核心平均取向差)分布, KMA 是针对晶粒内相邻的像素点确定平均取向差,其颜色反映晶粒内局部取向差大小,并可定性描述局部应变;针对图中每个像素点绘制其平均取向偏转角,得到相应的 GOA(Grod Angle, 平均取向偏转角)分布, GOA 能通过其颜色反映晶粒间的取向偏转角度,并定性描述应变梯度,如图 7 所示。随着应变增加, KAM 值和平均取向偏转角度都不断增加,且主要集中在较大晶粒内部和取向差较大的晶界处,变化情况与应变场非均匀分布相对应。

为了探究晶粒内部的非均匀形变造成的取向变化,分别选取了晶粒内部 4 处位置(如图 8(a)所示),对其在拉伸过程中 E_{eq} 的全应变差和取向差角度变化(对应于图中数字所标线段两端点处的应变差、取向差)进行量化,得到变化曲线(图 8(b)),实线代表应变差,虚线代表取向差。随着应变增加,应变差和取向差都增加;在线段 2 处应变差和取向差变化最大;在同一晶粒中,线段 3 处和线段 4 处都有

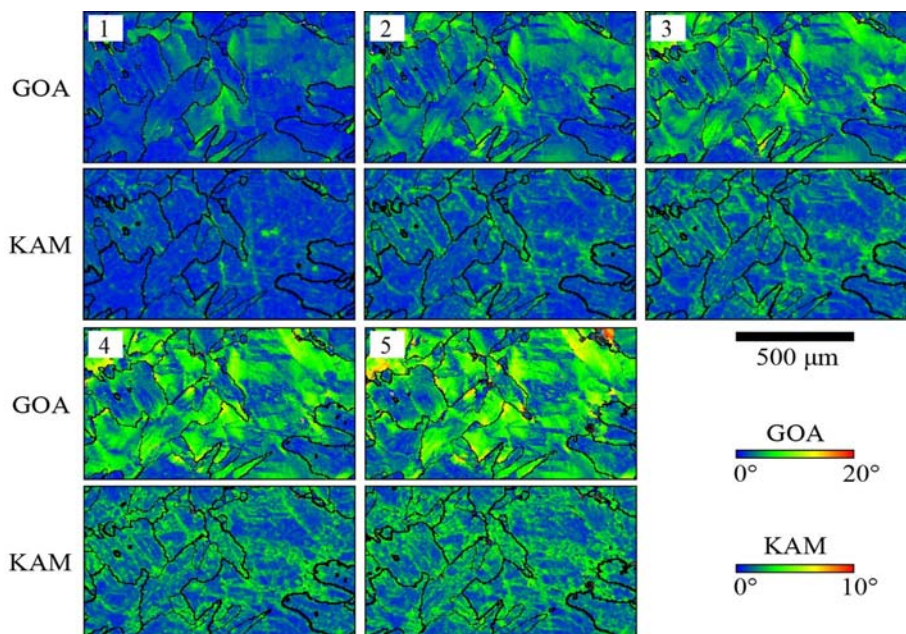


图 7 不同应变区间的 GOA 和 KAM 分布图: 1:0%~3%; 2:0%~6%; 3:0%~9%; 4:0%~12%; 5:0%~15%, 晶界由细到粗表示 10°~30°, 30°~50°, 50°以上的取向差。

Fig. 7 GOA and KAM distribution maps for different strain intervals: 1:0%~3%; 2:0%~6%; 3:0%~9%; 4:0%~12%; 5:0%~15%. The grain boundaries are represented by fine to thick lines: 10°~30°, 30°~50°, and 50° or more.

应变集中, 其中线段 3 处应变差与取向差的值均比线段 4 处大; 线段 1 处应变差增大但取向差变化较小。

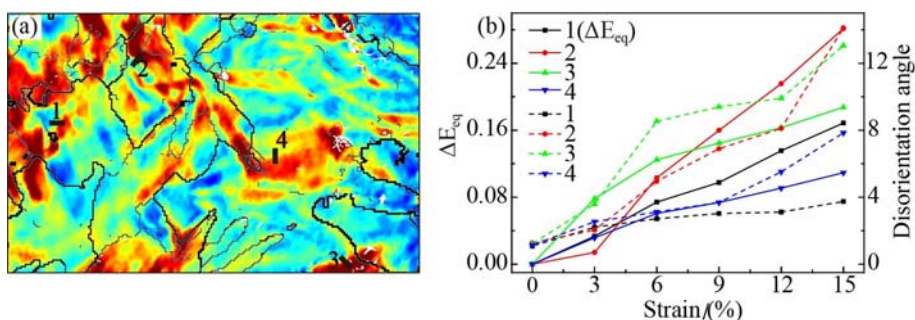


图 8 (a)应变区域的选取图, 1~4: 晶粒内部应变集中区, 1: 小晶粒中高角度晶界区; 2: 小晶粒亚界区; 3: 大晶粒内部集中区; 4: 大晶粒内部高角度晶界区, (b) 晶粒中应变差与取向差变化曲线, 选取(a)中线段两端点求得应变差与取向差。

Fig. 8 (a) Selection of strain regions, 1~4: strain concentration in different regions of the grain. 1: small grain with high angle grain boundary; 2: sub-grain boundary in small grain; 3: concentration area in large grain; 4: high angle grain boundary area in large grain. (b) Strain and orientation variation curve, selecting the two ends of the numbered line section in (a), to obtain the strain difference and the orientation difference.

Chen 等^[20]深入研究了晶粒转动机制, 研究表明在拉伸加载下多晶基体的塑性变形可以通过晶格旋转来适应, 不同晶粒的晶格旋转方向、旋转角度等规律不同, 同一晶粒不同部分的规律亦不同, 可分为 Taylor 和 Sachs 等模型。TWIP 钢的应变集中, 使得晶格按着不同规律发生偏转, 表现为 GOA 和 KAM 的非均匀集中、晶粒内部的取向差变大等现象, 如图 7、图 8 所示。

通过 Channel 5 软件处理 EBSD 数据, 得出晶粒平均取向差。从中选取 8 个不同大小的晶粒, 对所选晶粒的平均取向差值进行量化, 得到其变化曲线(图 9(a)), 黑色数字(1~4)代表尺寸较小的晶粒, 红色数字(5~8)代表尺寸较大的晶粒, 括号内数字分别表示晶粒直径和 SF 值。从图 9(a)曲线可得, 随着

应变的增大,晶粒的平均取向差增大,大尺寸晶粒增加更多。其中大尺寸晶粒中,5、8两个晶粒在应变为12%时,平均取向差增加至11°左右,当拉伸应变增加至15%时,平均取向差减小;6、7两个晶粒在15%的拉伸应变时,平均取向差迅速增加,7号晶粒约为9°,而6号晶粒则增至11°左右。在小尺寸晶粒中,1、4两个晶粒的平均取向差增加较大,在12%应变时,平均取向差增加至6°,在15%应变时,平均取向差减小。2、3晶粒平均取向差增加较为缓慢。对所选晶粒拉伸过程中平均KAM值进行量化得到其变化曲线(图9(a))。大尺寸晶粒的平均KAM值增加量均小于小尺寸晶粒。

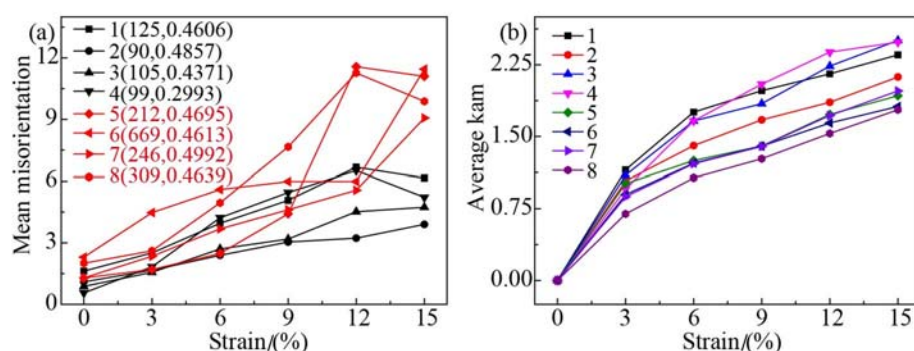


图9 (a)不同晶粒的平均取向差变化曲线。1~8:代表不同尺寸晶粒,黑色数字(1~4)代表小尺寸晶粒,红色数字(5~8)代表大尺寸晶粒,括号内为晶粒直径与SF值,(b)不同晶粒的平均KAM变化曲线。

Fig. 9 (a) Average orientation variation curves for different grains. 1~8: representing grains of different sizes; black numbers (1~4) for small-size grains, and red numbers (5~8) for large-size grains; the grain diameter and SF value are in the parentheses. (b) The average KAM variation curves for different grains.

DIC分析所得的全应变场结果显示出强烈的塑性响应非均匀性。结合图3和图4,DIC测量的应变场值明显大于实测应变场,这主要是由变形过程中非均匀变形造成的。同时, E_{eq} 的值均大于 E_{xx} ,方差亦是如此,说明拉伸过程协调应变作用强烈,其中晶界的作用尤为明显。图5中晶界处应变场集中亦能说明晶界在变形过程中协调应变的作用。晶界不同的取向差对滑移带的阻塞作用有着明显的差别,图5中明显可观察到滑移带之间的相互作用,以及滑移带在取向差较大的晶界处严重塞积,取向差较小的晶界对滑移带虽有阻塞作用,但滑移仍能穿过晶界。如图8(a)中4处,晶界的作用使得其应变差和取向差均大于同晶粒中的3处。很多研究者以残余Burgers矢量来量化晶界对滑移带传送的强度^[20-22],并表明晶界附近的局部应变值、残余Burgers矢量和晶界取向差大小存在内在联系。然而,这种晶界对滑移带的阻塞作用并不是唯一的非均匀变形贡献机制。

综合滑移轨迹、计算所得滑移系统和DIC结果发现,各个晶粒中的滑移系统开启并不是都遵循Schmid定律。晶粒内开启的滑移系统受晶粒间的相互作用和晶粒尺寸等因素的影响。相邻晶粒中的滑移通过晶界传递,对该晶粒中的滑移系激活有着一定促进作用,即使该滑移系不是最大SF所决定的滑移系,亦可以被激活。在部分晶粒中,即使是SF最大的滑移系,但受晶粒尺寸和形状限制,使得晶粒中滑移系的可滑移长度较小,不能看到明显的滑移带。各个晶粒开启的滑移系不同,滑移系激活的空间差异导致晶粒内的形变非均匀性^[17]。同样,在尺寸较大晶粒中开启的多个滑移系,存在相互作用,导致应变在滑移带交接处集中,形成非均匀形变,如图6(b)。受晶粒尺寸影响,平均取向差能达到的最大角度不同(图9(a)),在晶界约束下,这与大晶粒能承受的变形大、小晶粒能承受的变形小有关。

3 结论

(1) TWIP钢在拉伸过程中,出现明显非均匀变形现象,非均匀程度随着变形的进行而降低,且降低速率逐渐减小,应变超过12%后非均匀程度趋于稳定,但其值相对较大导致TWIP钢在应变较大时(15%),非均匀变形现象依然明显。

(2) 滑移带在高角度晶界处易产生集中,在低角度的晶界处易穿过晶界,可以用残余Burgers矢量

来量化晶界对滑移带阻碍的强弱。

(3) 非均匀变形会导致晶粒内形成较大的取向差,并且取向差随应变的增加而增加。这是由晶粒内不同的变形量导致晶格朝不同方向旋转或者朝同一方向旋转不同的角度而造成的。

(4) 非均匀变形主要由 SF 的大小、晶粒内滑移带可滑移的长度、滑移带间相互作用和晶界对滑移带阻碍强度等因素共同决定。

参考文献:

- [1] Cao W Q, Wang C, Shi J, et al. Microstructure and mechanical properties of Fe-0.2C-5Mn steel processed by ART-neannealing[J]. *Materials Science Engineering A*, 2011, 528:6661—6666.
- [2] Aydin H, Essadiqi E, Jung I H, et al. Development of 3rd generation AHSS with medium Mn content alloying compositions[J]. *Materials Science Engineering A*, 2013, 564:501—508.
- [3] 王玉昌, 兰鹏, 李杨, 等. 合金元素对 Fe-Mn-C 系 TWIP 钢力学行为的影响[J]. *材料工程*, 2015, 43(9):30—38 (WANG Yuchang, LAN Peng, LI Yang, et al. Effect of alloying elements on mechanical behavior of Fe-Mn-C TWIP steel[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2015, 43(9): 30—38 (in Chinese))
- [4] Ros-Yañez T, Houbaert Y, Fischer O, et al. Production of high silicon steel for electrical applications by thermomechanical processing[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2003, 143—144(1):916—921.
- [5] 付立铭. 高强韧低碳 TWIP 钢的制备及组织与性能研究[D]. 上海交通大学, 2014 (FU Liming. Fabrication of high-strength and high-ductility low carbon TWIP steels and their microstructures and properties[D]. Shanghai Jiaotong University, 2014 (in Chinese))
- [6] Madivala M, Schwedt A, Wong S L, et al. Temperature dependent strain hardening and fracture behavior of TWIP steel[J]. *International Journal of Plasticity*, 2018, 104:80—103.
- [7] 代永娟, 唐荻, 米振莉, 等. 锰元素对 TWIP 钢层错能和变形机制的影响[J]. *材料工程*, 2009(7): 39—42 (DAI Yongjuan, TANG Di, MI Zhenli, et al. The influence of manganese on the stacking fault energy and deformation mechanisms of the TWIP steel[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2009(7):39—42 (in Chinese))
- [8] 江海涛, 米振莉, 唐荻, 等. TWIP 钢拉伸变形过程中微观组织的原位观察[J]. *材料工程*, 2008(1):38—41 (JIANG Haitao, MI Zhenli, TANG Di, et al. In-situ observation of microstructure in TWIP steel during tensile deformation[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2008(1):38—41 (in Chinese))
- [9] Tewary N K, Ghosh S K, Chatterjee S, et al. Deformation and annealing behaviour of dual phase TWIP steel from the perspective of residual stress, faults, microstructures and mechanical properties[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 733:43—58.
- [10] 米振莉, 唐荻, 江海涛, 等. Fe-28Mn-3Si-3Al TWIP 钢变形过程中的孪晶观察[J]. *钢铁*, 2007, 42(12):73—76 (MI Zhenli, TANG Di, JIANG Haitao, et al. Twins observation during deformation of Fe-28Mn-3Si-3Al TWIP steel[J]. *Iron and Steel*, 2007, 42(12):73—76 (in Chinese))
- [11] 蔡志辉, 辛啟斌, 孔辉, 等. Fe-11Mn-4Al-0.2C 钢的应变硬化行为[J]. *东北大学学报(自然科学版)*, 2013, 34(12):1721—1724 (CAI Zhihui, XIN Qibin, KONG Hui, et al. Strain hardening behavior of Fe-11Mn-4Al-0.2C steels[J]. *Journal of Northeastern University (Natural Science)*, 2013, 34(12):1721—1724 (in Chinese))
- [12] Bouaziz O, Allain S, Scott C P, et al. High manganese austenitic twinning induced plasticity steels: A review of the microstructure properties relationships[J]. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 2011, 15(4): 141—168.
- [13] Luo Z C, Huang M X. Revisit the role of deformation twins on the work-hardening behaviour of twinning-induced plasticity steels[J]. *Scripta Materialia*, 2018, 142:28—31.
- [14] Lee S M, Lee S J, Lee S, et al. Tensile properties and deformation mode of Si-added Fe-18Mn-0.6C steels[J]. *Acta Materialia*, 2018, 144:738—747.
- [15] De Cooman B C, Estrin Y, Kim S K. Twinning-induced plasticity(TWIP) steels[J]. *Acta Materialia*, 2018, 142: 283—362.
- [16] Abuzaid W Z, Sangid M D, Carroll J D, et al. Slip transfer and plastic strain accumulation across grain boundaries in Hastelloy X[J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 2012, 60(6):1201—1220.
- [17] Abuzaid W Z, Sangid M D, Sehitoglu H, et al. The role of slip transmission on plastic strain accumulation across

- grain boundaries[J]. *Procedia IUTAM*, 2012, 4:169–178.
- [18] Ojima M, Adachi Y, Tomota Y, et al. Work hardening mechanism in high nitrogen austenitic steel studied by in situ neutron diffraction and in situ electron backscattering diffraction[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2009, 527(1-2):16–24.
- [19] Patriarca L, Abuzaid W Z, Sehitoglu H, et al. Slip transmission in bcc FeCr polycrystal[J]. *Materials science and engineering: A*, 2013, 588:308–317.
- [20] Chen P, Mao S C, Liu Y, et al. In-situ EBSD study of the active slip systems and lattice rotation behavior of surface grains in aluminum alloy during tensile deformation[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, 580: 114–124.
- [21] Lim L C. Slip-twin interactions in nickel at 573K at large strains[J]. *Scripta metallurgica*, 1984, 18(10):1139–1142.
- [22] Lee T C, Robertson I M, Birnbaum H K. An in-situ transmission electron microscope deformation study of the slip transfer mechanisms in metals[J]. *Metallurgical Transactions A*, 1990, 21(9):2437–2447.

Study of non-uniform deformation in twin-induced plasticity steel

CHEN Yue, LI Chao, ZHONG Zheng-ye

(Key Laboratory of Advanced Technologies of Materials, Ministry of Education, Southwest Jiaotong University, Chengdu 610031, Sichuan, China)

Abstract: In-situ electron backscatter diffraction (EBSD) and digital image correlation (DIC) methods are used to study the inhomogeneous deformation during tensile loading of a twinning-induced plasticity (TWIP) steel. The results show that the tensile strain is inhomogeneous, and the strain concentration occurs at the high-angle grain boundaries and in the interior of large grains. The activation of the slip bands does not completely follow the Schmid law, and the slip bands interact with the grain boundaries significantly. The inhomogeneous deformation results in the increase of grain orientation gradient. The studies show that during the tensile loading process, the TWIP steel exhibits an obviously inhomogeneous deformation phenomenon and the degree of inhomogeneity decreases with deformation increasing, but the decreasing rate goes down gradually. The degree of inhomogeneity tends to be stable when the strain is larger than 12%. The inhomogeneity degree value is relatively large, making the inhomogeneous deformation still obvious when the strain is large (15%). Slip bands are prone to concentrate at high-angle grain boundaries, and they tend to penetrate the low-angle grain boundaries. The different deformation amounts at various regions of grains make the lattice to rotate towards different directions or towards one direction with different rotation angles, thereby forming a large disorientation which increases with the strain increasing. The inhomogeneous deformation is mainly influenced by the value of Schmid Factor (SF), the slipping length of slip bands in a grain, the interaction among slip bands, and the grain boundary blocking strength on slip bands.

Keywords: TWIP steel; in-situ EBSD; Digital image correlation (DIC); non-uniformity