

文章编号: 1001-4888(2018)05-0790-09

织构对两种轨道车辆用钢力学性能的影响研究^{*}

孟立春¹, 李晓东^{1,2}, 孙晓红¹, 吴思佚³

(1. 中车青岛四方机车车辆股份有限公司, 山东青岛 266111; 2. 材料科学与工程学院, 上海交通大学, 上海 200240;
3. 教育部先进材料与技术重点实验室, 西南交通大学, 四川成都 630031)

摘要: 轨道车辆在实际服役过程中会经受复杂的应力状态和环境条件。为获取轨道车辆用钢的准确本构关系, 首先必须对材料不同方向的力学性能进行系统研究。本文对两种常用的车辆用钢 Q345C 和 SUS304 板材进行准静态单轴拉伸测试, 发现两种板材在轧制面内的力学性能(主要是屈服强度和抗拉强度)有明显各向异性。为了获取材料宏观力学性能差异性的微观机理, 利用电子背散射衍射技术(EBSD)对初始和回收试样进行了微结构表征。通过对材料加载前后的织构演化进行量化分析, 发现主要是初始轧制织构导致了这两种板材宏观力学性能的各向异性。

关键词: 车辆用钢; 准静态拉伸; 各向异性; 织构

中图分类号: O341

文献标识码: A

DOI: 10.7520/1001-4888-17-162

0 引言

高速列车在我们国民经济和生产生活中扮演着愈来愈重要的角色。随着列车速度逐步提升, 列车运行安全性(如碰撞脱轨、强侧风)已经成为人们重点关注的工程科学问题之一^[1,2], 在高速碰撞过程中, 车体材料和结构的耐撞性研究势在必行^[3,4]。整车碰撞试验成本高昂, 现场测试困难, 因此大型模拟平台是列车碰撞问题研究的重要工具^[5-7]。

目前的列车碰撞模拟将车体作为刚体考虑^[5,7], 很少考虑车体材料和结构的弹塑性变形, 这与真实情况有较大差异^[8], 不利于开展精确的列车安全性评估。因此研究考虑应变率效应和变形损伤效应的材料本构模型对开展精确的列车碰撞模拟和人车安全性评估至关重要^[9]。

车体材料在工程应用中会经受复杂的应力状态和环境条件^[2,10]。通过轧制工艺制造的板材有可能产生强烈的初始织构, 进而使板材各个方向可能表现出迥然不同的力学性能和本构关系^[11,12]。为了获取准确的材料本构关系, 首先必须对材料不同方向的力学性能进行系统研究, 确认材料的力学性能是否存在较强的各向异性。

本文也是基于上述背景, 对两种常用的车体材料 Q345C 和 SUS304 板材进行准静态单轴拉伸测试, 发现两种板材在轧制面内的力学性能有明显的各向异性。为了获取这种差异的微观机理, 我们利用电子背散射衍射技术(EBSD)对初始和回收试样进行了微结构表征, 发现材料的初始织构导致了宏观力学性能的差异性。

1 实验材料和装置

本文的实验材料是 Q345C 和 SUS304 钢材, 原始材料是截面积为 800mm×800mm 的板材, 厚度为

^{*} 收稿日期: 2017-08-10; 修回日期: 2017-09-26

通讯作者: 孟立春(1956—), 教授级高级工程师, 主要从事轨道车辆先进技术研究。Email: mlc@cqsf.com

8mm。从原始板料上加工 270mm×500mm 的板料,然后在轧制面内沿轧制方向(RD)和垂直轧制方向(TD)分别加工 5 个拉伸试样。试样尺寸和加工精度都遵照国标 GB/T 228—2002。

试样标距长度为 50mm,标距宽度和厚度分别为 20mm 和 2mm。

初始材料的显微组织结构如图 1 所示。图 1(a)和(b)分别是 Q345C 和 SUS304 初始材料的 EBSD 取向成像图。EBSD 表征使用 FEI Quanta 250 FEG-SEM 扫描电镜,利用 Oxford EBSD 探头采集数据(工作电压为 20kV),然后用 HKL channel 5 OIM 软件包进行后处理。图中显示两种材料的初始晶粒尺寸分别为 5 μm 和 50 μm 左右。SUS304 初始材料中含有大量孪晶,图 1(b)左下角插图中用红线标记了该区域的孪晶界。这是因为奥氏体不锈钢的层错能较低,在轧制过程中容易形成孪晶^[13]。轧制板材通常会具有较强的初始织构^[12],即晶粒沿着轧制方向被明显拉长。从 EBSD 取向成像图上来看,本文所选的板材织构并不太强,肉眼很难分辨。因此,我们在 2.2 节引入了反极图来量化材料织构。反极图是将试样宏观坐标中某个方向(如轧制板的 RD、TD 和 ND)投影到材料晶体坐标内。计算反极图首先需要计算极图,即将晶体的某一个晶面投影到试样的宏观坐标,同时基于极图计算取向分布函数,然后将试样的宏观坐标与晶体坐标的相对位置计算出来,即为反极图。

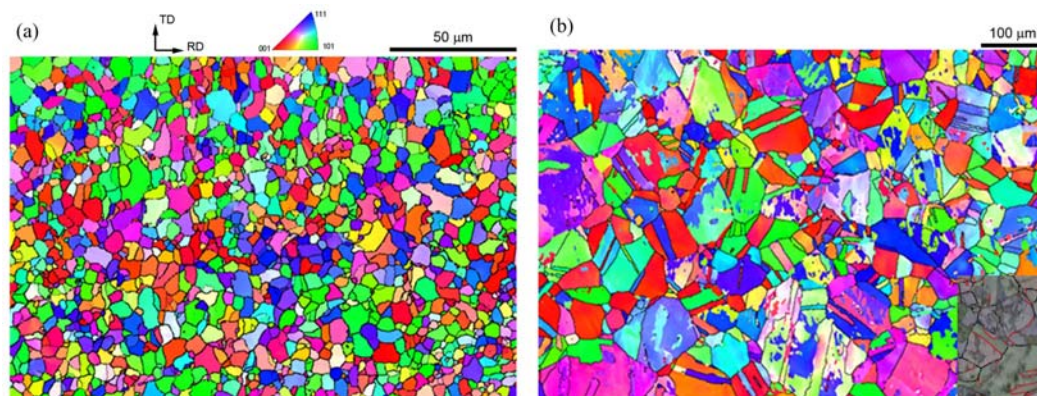


图 1 初始材料的 EBSD 取向成像图:(a) Q345C;(b) SUS304。图中 RD 表示板材轧制方向

Fig. 1 EBSD inverse pole figure maps (IPFs) of initial materials: (a) Q345C; (b) SUS304.

In the figure, RD refers to the rolling direction

本次实验加载装置采用三思公司的 300kN 拉伸试验机,载荷精度经计量认证可达 0.1%,因此有能力分辨材料不同方向的应力差异。加载应变率控制在 0.001/s,夹头运动速度为 0.05mm/s。通过对试样沿 RD 和 TD 进行准静态单轴拉伸,获取了材料在轧制面内沿轧制方向和垂直轧制方向的工程应力应变曲线。每种实验条件至少开展三次实验,最终应力应变曲线为三次结果的平均曲线。

2 实验结果与讨论

2.1 应力应变曲线

图 2 是两种材料沿 RD 和 TD 加载后的工程应力应变曲线对比。图中显示 Q345C 和 SUS304 沿 RD 和 TD 加载的应力应变曲线都表现出明显差异。对 Q345C 而言,相同应变下沿 RD 加载时的试样内部应力要高于沿 TD 加载时的应力,而 SUS304 则正好相反,这表明两种材料的力学性能在轧制面内呈现各向异性。此外,SUS304 塑性段的硬化率要明显高于 Q345C。

两种材料的屈服和抗拉强度对比如图 3 所示。图中显示 Q345C 试样沿 RD 加载的屈服和抗拉强度(分别为 417MPa 和 529MPa)均要高于沿 TD 加载的屈服和抗拉强度(分别为 368MPa 和 498MPa)。而对于 SUS304 试样而言,其沿 TD 加载的屈服强度和抗拉强度(分别为 346MPa 和 853MPa)却均要高于沿 RD 加载的屈服强度和抗拉强度(分别为 321MPa 和 782MPa)。

2.2 微观结构表征和分析

为了解释材料宏观力学性能上的各向异性,我们对两种材料加载前后的组织结构进行了 EBSD 表征。图 4 是 Q345C 试样沿 RD (a) 和 TD (b) 拉伸加载后的 EBSD 取向成像图。图中显示 Q345C 试样

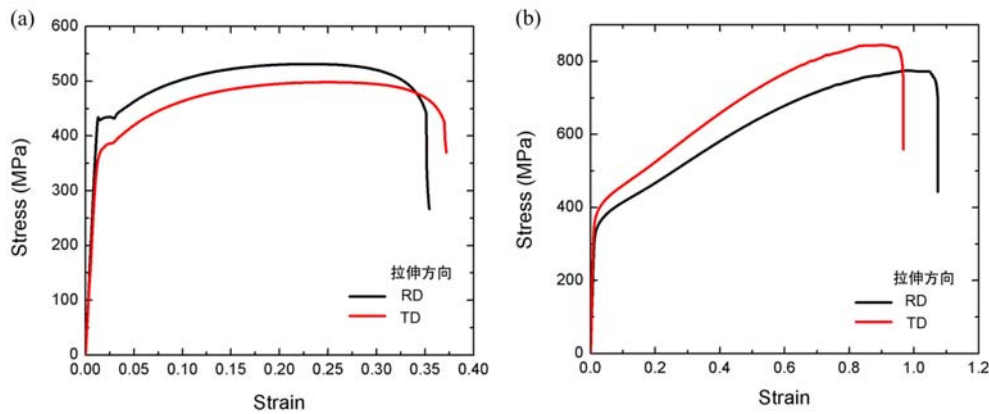


图 2 材料沿 RD 和 TD 拉伸的工程应力应变曲线:(a)Q345C; (b)SUS304

Fig. 2 Engineering stress-strain curves of materials subjected to tension parallel and perpendicular to the rolling direction: (a)Q345C; (b)SUS304

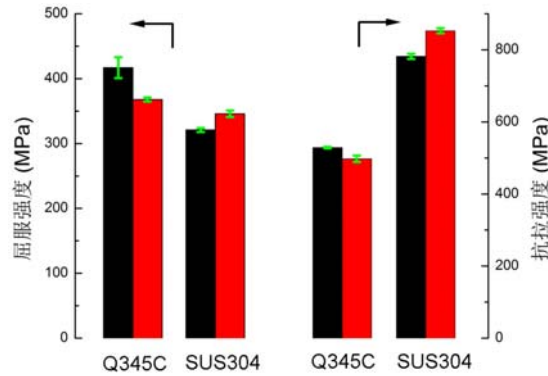


图 3 材料沿 RD 和 TD 拉伸的屈服和抗拉强度对比

Fig. 3 Comparison of yield and ultimate tensile strengths of two materials subjected to tension parallel and perpendicular to the rolling direction

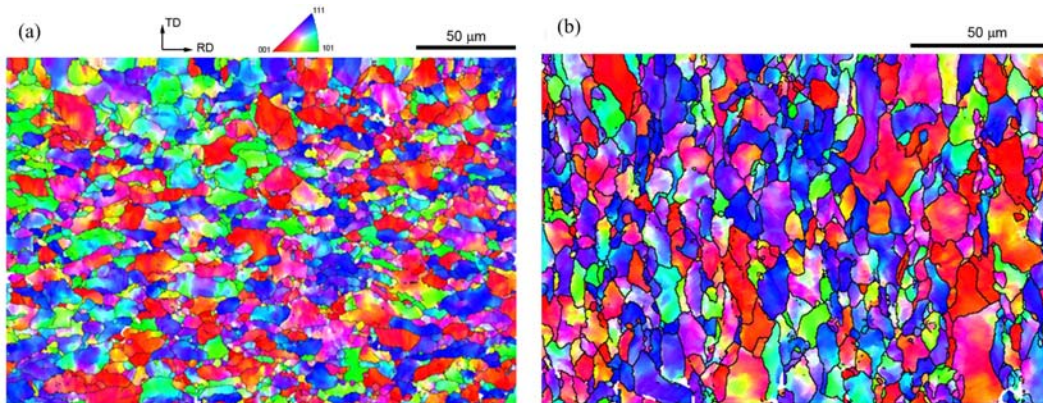


图 4 Q345C 回收试样断口附近材料的 EBSD 取向成像图:(a)沿 RD 拉伸; (b)沿 TD 拉伸

Fig. 4 EBSD IPFs of Q345C materials near the fracture plane after tension along the: (a)RD; (b)TD

在拉伸加载后材料内晶粒呈现明显的取向变化,晶粒都沿着拉伸方向伸长,而晶粒形状的变化常伴随组织的变化^[12]。

为了量化材料的组织变化情况,我们根据图 1(a)和图 4 计算了材料的反极图^[13],如图 5 所示,图中颜色和色柱代表织构强度,一般用 mrd(倍随机分布)表示^[13],值越大表示织构越强。图 5(a)表明 Q345C 材料的初始织构约为 2.5mrd,总体织构较弱;而且具有沿着 $\langle 101 \rangle$ 方向平行于 RD 的织构组分,以及 $\langle 001 \rangle$ 方向平行于 TD 的组分。图 5(b)和(c)则表明试样无论是沿 RD 还是沿 TD 拉伸,试样内都

会在拉伸方向上形成沿着或靠近 $\langle 101 \rangle$ 方向的丝织构。主要原因是 Q345C 是 BCC 金属,其不像 FCC 金属具有典型的 12 个 $\{111\}$ 面上的滑移系^[14],可能的滑移面有 $\{110\}$ 、 $\{112\}$ 和 $\{123\}$ 三组^[14]。从加载后的材料织构分析来看(图 5),Q345C 的滑移面主要以 $\{110\}$ 为主。Q345C 材料在拉伸加载过程中发生宏观弹塑性变形,在微观上主要通过晶粒内位错滑移和晶粒自身旋转来实现,基本没有变形孪晶^[15](图 4)。在外载作用下 $\{110\}$ 晶面容易在 $\langle 111 \rangle$ 方向上发生滑移,释放内部剪应力并使晶粒发生塑性变形。同时, $\{110\}$ 晶面还会在外部载荷驱动下朝着拉伸方向旋转以抵抗外部变形,这是金属材料应变硬化的原因之一。这也解释了 BCC 金属在大塑性变形后容易在拉伸方向形成 $\langle 101 \rangle$ 方向丝织构的原因。因此,对于 Q345C 材料而言,初始材料中已经有沿着 $\langle 101 \rangle$ 方向并平行于 RD 的织构组分,即有部分晶粒的 $\langle 101 \rangle$ 方向与 RD 方向近似平行。当沿着 RD 拉伸时,这部分晶粒的 $\{110\}$ 面与拉伸方向近似平行,面内分解剪应力很小, $\{110\}$ 滑移系不容易在这部分晶粒中启动。因此微观上晶粒发生塑性变形需要更高的驱动力,在宏观上则表现为材料的屈服(抗拉)强度的上升。另外,沿 TD 加载后的试样内的丝织构稍微偏离 $\langle 110 \rangle$ 方向,可能的原因是试样的拉伸变形量不够大(25%),不足以完全破坏起始织构而形成典型体心立方金属的拉伸织构($\langle 101 \rangle$ 丝织构)。

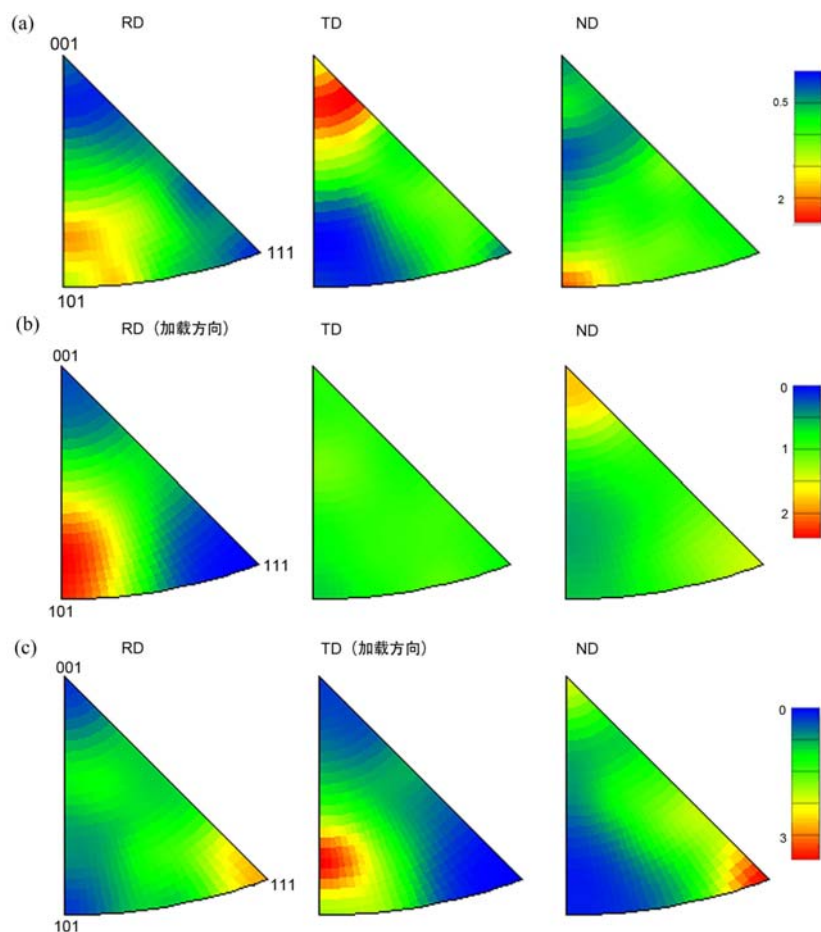


图5 Q345C 初始和回收试样的反极图:(a)初始材料;(b)沿 RD 拉伸;(c)沿 TD 拉伸。

图中颜色代表织构强度,单位为 mrd。

Fig. 5 Inverse pole figures of initial and recovered Q345C: (a) initial material; (b) after tension along RD; (c) after tension along TD. Color code in the figure represents texture intensity in the dimension of mrd.

SUS304 材料韧性很好,试样拉伸后再取样进行 EBSD 表征则效果很差^[16]。所以我们在试样拉伸加载到 30% 应变时卸载应力,然后在标距段中心附近取样进行 EBSD 表征。为观测织构演化情况,我们又对 RD 方向额外加载到 65% 应变,再卸载回收表征一次。图 6 是 SUS304 试样沿 RD 加载到 30% (a) 和 65% (c) 以及沿 TD 加载到 30% (b) 后材料的 EBSD 取向成像图。从图中可以看出,由于试样

变形量不大,材料晶粒并不像 Q345C 中(图 4)那样出现沿着拉伸方向明显伸长的现象。通过对孪晶数量和相含量(主要是奥氏体和马氏体)的统计分析,发现 30%应变拉伸后材料中的孪晶数量、相含量(奥氏体与马氏体含量比)与初始材料的都差别不大。

因此在小变形阶段孪晶变形和相变还没有被启动,材料的主要变形机制是位错形核和扩展,这与前人的文献报道一致^[17]。但在大塑性变形阶段(如 65%),SUS304 材料中出现大量马氏体相,并在马氏体相内部产生大量变形孪晶。由于马氏体相硬度和强度一般高于奥氏体相,所以材料表现出很强的应变或加工硬化效应。此外,在大变形阶段材料沿 RD 和 TD 加载时的硬化率也出现明显差异,除织构效应之外,马氏体相变可能也是重要原因之一。本文主要关注材料初始织构对后续材料弹塑性变形的影响,对相变和孪晶等变形机制的耦合作用不作过多探讨。

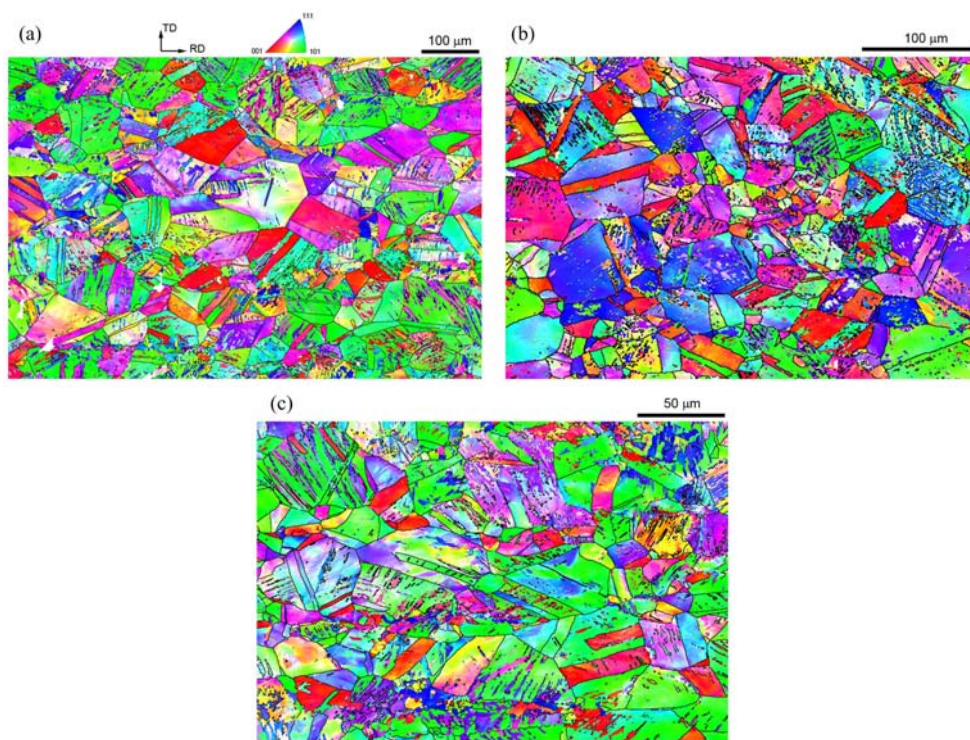


图 6 SUS304 回收试样标距段中心附近材料的 EBSD 照片:(a) 沿 RD 拉伸 30%应变;
(b) 沿 TD 拉伸 30%应变;(c) 沿 RD 拉伸 65%应变

Fig. 6 EBSD graphs of SUS304 materials in the middle of gauge section: (a) 30% tension along RD;
(b) 30% tension along TD; (c) 65% tension along RD

图 7 是根据图 1(b)和图 6 分别计算得到的材料反极图。图 7(a)表明 SUS304 材料的初始织构强度约 2mrd,而且起始织构中存在两个主要组分:一是靠近 $\langle 111 \rangle$ 方向并平行于 TD 的组分,二是沿着 $\langle 001 \rangle$ 方向并平行于 ND 的组分,后者是典型的再结晶(热轧或退火)织构^[13,15]。图 7(b)、(c)和(d)表明试样无论是沿 RD 还是 TD 拉伸,试样内都会在拉伸方向上形成沿 $\langle 111 \rangle$ 方向的丝织构,而且织构强度随着塑性变形增大而增大。主要原因是 SUS304 钢属于 FCC 金属, $\{111\}$ 是其密堆积晶面,也是滑移面^[14]。在外载荷下 $\{111\}$ 晶面容易在 $\langle 110 \rangle$ 方向上发生滑移,释放内部剪应力并使晶粒发生塑性变形。同时, $\{111\}$ 晶面还会在外部载荷驱动下朝着拉伸方向旋转以抵抗外部变形,这同样也解释了 FCC 金属在大塑性变形后容易在拉伸方向形成 $\langle 111 \rangle$ 方向丝织构的原因。因此,对于 SUS304 材料而言,初始材料中已经有靠近 $\langle 111 \rangle$ 方向并平行于 TD 的织构组分,即有部分晶粒的 $\langle 111 \rangle$ 方向与 TD 基本平行。当沿着 TD 拉伸时,这部分晶粒的 $\{111\}$ 滑移面簇与拉伸方向近似平行,面内分解剪应力很小, $\{111\}$ 滑移系不容易在这部分晶粒中启动。所以微观上晶粒发生塑性变形需要更高的驱动力,在宏观上则表现为材料的屈服(抗拉)强度的提高。单从织构效应而言,这与 Q345C 沿 RD 拉伸时材料强度较高的物理机

理相似。

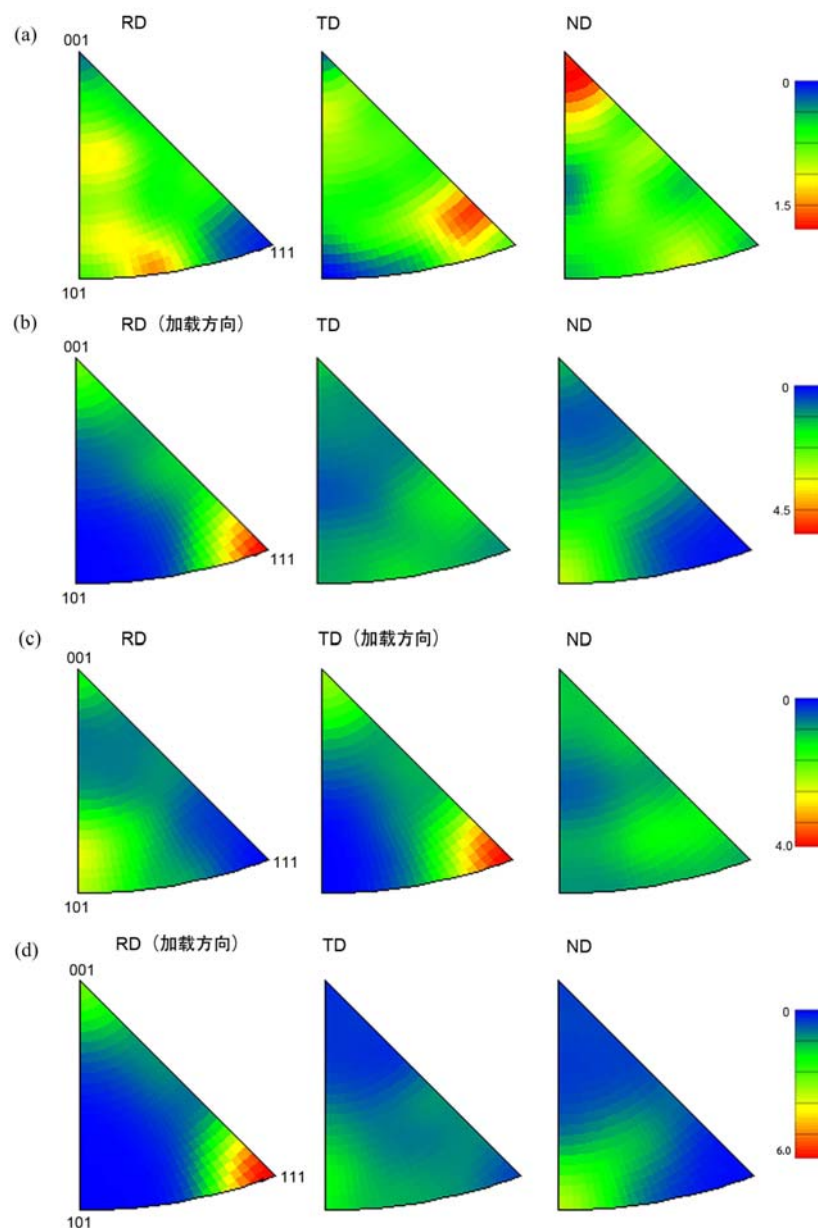


图 7 SUS304 初始和回收试样的反极图:(a)初始材料;(b)沿 RD 拉伸 30%应变;(c)沿 TD 拉伸 30%应变;(d)沿 RD 拉伸 65%应变。图中颜色代表织构强度,单位为 mrd。

Fig. 7 Inverse pole figures of initial and recovered SUS304 specimens: (a)initial material; (b)30% tension along RD; (c)30% tension along TD; (d)65% tension along RD. Color refers to texture strength in the unit of mrd.

对于 FCC 金属 SUS304 钢而言,还可以利用施密特因子^[18]辅助分析材料织构演化对其强度的影响。施密特因子是无量纲量,一般用来表征滑移系启动的难易程度^[18]。SUS304 初始材料沿 RD 和 TD 加载时的施密特因子分布图如图 8(a)和(b)所示。图中显示加载轴为 TD 时,具有较小施密特因子的晶粒(如绿色)数目更多,晶粒的平均施密特因子更小。而施密特因子越小,滑移面上分解剪应力越小,晶粒内部滑移系开动所需的外加应力越大,材料表现出来的宏观塑性流动应力也就越高。这与之前从织构角度分析得到的结论以及宏观应力应变曲线都是吻合的。事实上,织构效应的微观机制可以通过施密特因子演化来反映。图 8(c)和(d)分别展示了试样拉伸加载到 30%和 65%应变后回收表征并计算得到的晶粒施密特因子分布图。图中显示随着材料内部应力应变逐步增大,大部分晶粒的施密特

因子出现明显减小的趋势,意味着晶粒“变强变硬”。这与材料在宏观上表现出很强的应变硬化能力相吻合,同时也说明材料织构效应一直存在。

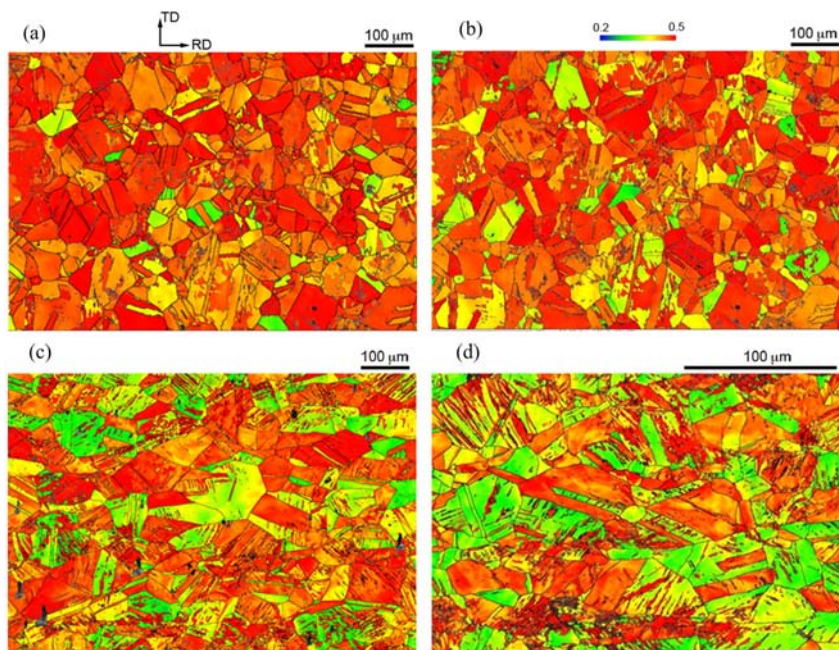


图 8 SUS304 初始和回收试样的施密特因子分布图:(a)初始材料沿 RD 拉伸;(b)初始材料沿 TD 拉伸;
(c)回收试样沿 RD 拉伸 30%应变;(d)回收试样沿 RD 拉伸 65%应变。

Fig. 8 Schmidt factor maps of initial and recovered SUS304 specimens: (a)initial material tension along RD;
(b)initial material tension along TD; (c)recovered material after 30% tension along RD;
(d)recovered material after 65% tension along RD

2.3 讨论

综上所述,Q345C 和 SUS304 两种板材宏观强度各向异性的微观机理主要归因于材料具有特定的初始织构。两种材料的宏观表象不同,主要是源于其晶体结构不同,层错能不同,轧制过程中形成的板料初始织构也有差异,进而在宏观上导致了完全不同的强度表现。

事实上,从微观表征上来看,两者的强化机理是相似的。对 BCC 结构的 Q345C 而言,轧制过程中形成的板织构由许多不同的织构组分形成,晶粒的 $\langle 101 \rangle$ 方向有向轧制方向 RD 集中的趋势;而对于 FCC 结构、低层错能的 SUS304 钢而言,轧制过程中会形成典型的低层错能轧制板织构,晶粒的 $\langle 111 \rangle$ 方向有向垂直轧制方向 TD 集中的趋势。由于 BCC 和 FCC 金属具有特定的滑移系,加载条件与织构组分的相互作用使得 Q345C 沿 RD 加载时以及 SUS304 沿 TD 加载时晶粒内典型滑移系启动受阻,从而材料在宏观上表现出不同程度的强度升高。

3 结论

对两种轨道车辆用钢 Q345C 和 SUS304 沿 RD 和 TD 进行了准静态单轴拉伸实验,获取了板材轧制面内沿 RD 和 TD 的应力应变曲线,同时对初始和回收试样进行了 EBSD 表征,得出以下结论。

(1) Q345C 和 SUS304 两种板材在轧制面内具有明显的各向异性。Q345C 试样沿 RD 加载的屈服和抗拉强度均要高于沿 TD 加载的屈服和抗拉强度。而 SUS304 试样沿 TD 加载的屈服和抗拉强度却均要高于沿 RD 加载的屈服和抗拉强度。

(2) 材料强度的各向异性主要来源于板材轧制过程中形成的初始织构。Q345C 轧制过程中形成的板织构具有沿着 $\langle 101 \rangle$ 方向并平行于轧制方向 RD 的织构组分;而 SUS304 钢轧制过程中形成的板织构具有靠近 $\langle 111 \rangle$ 方向并垂直轧制方向 TD 的织构组分。由于 Q345C(BCC 结构)和 SUS304(FCC 结构)

具有特定的滑移系,加载方向与织构组分的相互作用使得 Q345C 沿 RD 加载时以及 SUS304 沿 TD 加载时晶粒内典型滑移系启动受阻,从而材料在宏观上表现出不同程度的强度升高。

参考文献:

- [1] 田红旗. 中国列车空气动力学研究进展 [J]. 交通运输工程学报, 2006, 6(1):1—9 (TIAN Hongqi. Study evolvement of train aerodynamics in China[J]. Journal of Traffic and Transportation Engineering, 2006, 6(1):1—9 (in Chinese))
- [2] 关庆华. 列车脱轨机理及运行安全性研究 [D]. 成都: 西南交通大学, 2010 (GUAN Qinghua. Study on the derailment mechanism and running safety of trains[D]. Chengdu: Southwest Jiaotong University, 2010 (in Chinese))
- [3] Liao X, Li Q, Yang X, et al. A two-stage multi-objective optimisation of vehicle crashworthiness under frontal impact[J]. International Journal of Crashworthiness, 2008, 13(3):279—288.
- [4] 单其雨. 高速列车车体耐碰撞结构研究 [D]. 成都: 西南交通大学, 2010 (SHAN Qiyu. The study of crash-resistant structure for high-speed trains[D]. Chengdu: Southwest Jiaotong University, 2010 (in Chinese))
- [5] 王文斌, 康康, 赵洪伦. 列车耐碰撞系统有限元和多体动力学联合仿真 [J]. 同济大学学报(自然科学版), 2011, 39(10):1552—1556 (WANG Wenbin, KANG Kang, ZHAO Honglun. Joint simulation of crashworthy train set based on finite element and multi-body dynamic[J]. Journal of Tongji University (Natural Sciences), 2011, 39(10):1552—1556 (in Chinese))
- [6] 刘金朝, 房加志, 王成国, 等. 铁道客车大变形碰撞仿真研究[J]. 中国铁道科学, 2004, 25(6):1—8 (LIU Jinzhao, FANG Jiazhi, WANG Chengguo, et al. Simulation research on finite deformation crashworthiness of railway passenger car[J]. China Railway Science, 2004, 25(6):1—8 (in Chinese))
- [7] 杜志岐, 邵朋礼. 铝合金车体抗冲击能力的动态有限元仿真 [J]. 兵工学报, 2009, 30(1):1—4 (DU Zhiqi, SHAO Pengli. Dynamic finite element simulation of the aluminum alloy hull at landing[J]. Acta Armamentarii, 2009, 30(1):1—4 (in Chinese))
- [8] Eskandarian A, Marzougui D, Bedewi N E. Finite element model and validation of a surrogate crash test vehicle for impacts with roadside objects[J]. International Journal of Crashworthiness, 1997, 2(3):239—258.
- [9] Mizuno K, Kajzer J. Head injuries in vehicle-pedestrian impact (No. 2000-01-0157)[R]. SAE Technical Paper, 2000.
- [10] 王波, 唐志平. 薄壁管预扭冲击拉伸实验装置的研制[J]. 实验力学, 2016, 31(3):299—305 (WANG Bo, TANG Zhiping. The development of a thin wall tube pretorsional tensile testing device [J]. Journal of Experimental Mechanics, 2016, 31(3):299—305 (in Chinese))
- [11] 张铭, 何家文. TiN 薄膜掠射侧倾法应力测试[J]. 实验力学, 2000, 15(4):385—391 (ZHANG Ming, HE Jiawen. Stress test of TiN thin film by grazing method[J]. Journal of Experimental Mechanics, 2000, 15(4):385—391 (in Chinese))
- [12] Lu L, Huang J W, Fan D, et al. Anisotropic deformation of extruded magnesium alloy AZ31 under uniaxial compression: a study with simultaneous in situ synchrotron X-ray imaging and diffraction[J]. Acta Materialia, 2016, 120:86—94.
- [13] 许久凌, 黄海威, 赵明纯, 等. 316L 不锈钢在表面机械滚压处理时的形变诱导马氏体相变和组织细化过程[J]. 材料研究学报, 2016, 30(1):15—22 (XU Jiuling, HUANG Haibo, ZHAO Mingchun, et al. Processes of deformation-induced martensite transformation and microstructure refinement of 316L stainless steel during surface mechanical rolling treatment[J]. Chinese Journal of Materials Research, 2016, 30(1):15—22 (in Chinese))
- [14] 李言荣, 恽正中. 材料物理学概论[M]. 北京: 清华大学出版社, 2001 (LI Yanrong, YUN Zhengzhong. Materials physics introduction[M]. Beijing: Tsinghua University Press, 2001 (in Chinese))
- [15] Knezevic M, Levinson A, Harris R, et al. Deformation twinning in AZ31: influence on strain hardening and texture evolution[J]. Acta Materialia, 2010, 58(19):6230—6242.
- [16] 陈玉新, 凌祥, 涂善东. SUS304 材料的小冲孔蠕变试验研究[J]. 实验力学, 2005, 20(2):219—225 (CHEN Yuxin, LING Xiang, TU Shandong. Study on small punching creep test of SUS304 materials[J]. Journal of Experimental Mechanics, 2005, 20(2):219—225 (in Chinese))

- [17] Shen Y F, Li X X, Sun X, et al. Twinning and martensite in a 304 austenitic stainless steel[J]. Materials Science and Engineering A, 2012, 552:514—522.
- [18] Randle V, Engler O. Introduction to texture analysis: macrotexture, microtexture and orientation mapping[M]. Swansea: CRC Press, 2000.

Study of texture effect on mechanical properties of two kinds of steel for railway vehicle

MENG Li-chun¹, LI Xiao-dong^{1,2}, SUN Xiao-hong¹, WU Si-yi³

(1. CRRC Qingdao Sifang CO., LTD, Qingdao 266111, Shandong, China; 2. Department of Materials Science and Engineering, Shanghai Jiaotong University, Shanghai 200240, China; 3. Key Laboratory of Advanced Technologies of Materials, Ministry of Education, Southwest Jiaotong University, Chengdu 610031, Sichuan, China)

Abstract: Railway vehicles will undergo complex stress state and harsh environmental condition during real service process. In order to obtain the accurate constitutive relation of steel for railway vehicle, first of all, the mechanical properties of material in different directions must be studied systematically. In this paper, Q345C and SUS304 steel plate, which are two kinds of commonly used steel for railway vehicle, were tested by quasi-static uniaxial tension. It is found that the mechanical properties (mainly yield strength and tensile strength) of two kinds of plate present obvious anisotropy in rolling plane. In order to obtain the microscopic mechanism to explain the difference of macroscopic mechanical properties, the microstructure of initial and recovered specimens was characterized by using electron backscatter diffraction (EBSD). Through quantitative analysis of the texture evolution before and after loading, it is found that the texture caused by initial rolling leads to the anisotropy of macroscopical mechanical properties of the two plates.

Keywords: railway vehicle steel; quasi-static tension; anisotropy; texture