

应变速率对 TWIP 钢 Fe-23Mn-2Al-0.2C 力学性能的影响*

秦小梅 陈礼清 邓伟 邱洪双

(东北大学轧制技术及连轧自动化国家重点实验室 沈阳 110819)

摘要 开展了固溶处理后 TWIP 钢 Fe-23Mn-2Al-0.2C 的拉伸实验,研究了应变速率对其拉伸变形行为的影响。结果表明,当应变速率在 2.97×10^{-4} – $1.49 \times 10^{-1} \text{s}^{-1}$ 范围内变化时,钢的屈服强度没有明显变化,随着应变速率增大,抗拉强度稍有降低,延伸率明显减小。当应变速率较低时,其加工硬化速率随着真应变呈现三个阶段的变化趋势;随着应变速率的提高,加工硬化速率随着真应变的变化趋势由三个阶段变为两个阶段。随着应变速率和真应变的增大,钢的加工硬化指数随之增大。对于不同的应变速率,实验钢变形时均形成高密度的形变孪晶,且随着应变速率的增大,形变孪晶束的宽度减小。

关键词 金属材料, TWIP 钢, 拉伸变形, 应变速率, 加工硬化速率

分类号 TG142

文章编号 1005-3093(2011)03-0278-05

Effect of Strain Rate on Mechanical Properties of Fe-23Mn-2Al-0.2C TWIP Steel

QIN Xiaomei CHEN Liqing** DENG Wei DI Hongshuang

(State Key Laboratory of Rolling and Automation, Northeastern University, Shenyang 110819)

* Supported by Fundamental Research Funds for the Central Universities No.N100507003.

Manuscript received January 4, 2011; in revised form March 2, 2011.

** To whom correspondence should be addressed, Tel:(024)83681819, E-mail:lqchen@mail.neu.edu.cn

ABSTRACT The effect of strain rate on the mechanical properties has been investigated for a solid-solution treated TWIP steel Fe-23Mn-2Al-0.2C. The results show that the strain rate in the range of 2.97×10^{-4} – $1.49 \times 10^{-1} \text{s}^{-1}$ has no obvious influence on yield strength. However, tensile strength was slightly decreased and elongation evidently decreased as the strain rate was increased. Deformation behavior with three stages was observed as the change of strain hardening rate for low strain rate. While for high strain rate, there exist only two stages in the deformation behavior with respect to the strain hardening rate and true strain. Strain hardening exponent of this steel increases with increasing true strain. High density deformation twins forms during the deformation for different strain rates, and the width of deformation twin lath decreases as the strain rate increases.

KEY WORDS metallic materials, TWIP steel, tensile deformation, strain rate, strain hardening rate

孪晶诱发塑性 (TWIP) 钢属于第二代高强度钢,在其塑性变形过程中产生大量形变孪晶和推迟颈缩,具有优异的强塑性、高应变硬化性和高能量吸收能力^[1,2]。Grässal 等发现孪晶诱发塑性钢^[3],并提出了 TWIP 的概念。研究发现,Fe-25Mn-3Si-3Al 钢具有最佳的 TWIP 效应。但是,高硅和高铝成分增大

了此钢的脆性,在轧制过程中容易产生边裂。关于 TWIP 钢的产业化发展,国内外研究者们将重点放在 Fe-Mn-C 系中碳 TWIP 钢的设计和开发。对 Fe-23Mn-0.6C 钢组织性能的研究表明,此成分附近的 Fe-Mn-C 系 TWIP 钢组织为单一奥氏体,平均晶粒尺寸约为 $5 \mu\text{m}$,晶粒中含有少量退火孪晶,具有发生 TWIP 效应的条件^[4-6]。目前对 Fe-Mn-C 系 TWIP 钢的研究侧重于在其中添加其他合金元素(如 N、Cr、Nb、V 等)来调整其热加工性能和力学性能。同时,国内外研究者们对 Fe-Mn-C 系 TWIP

* 中央高校基本科研业务费 N100507003 资助项目。

2011 年 1 月 4 日收到初稿;2011 年 3 月 2 日收到修改稿。

本文联系人:陈礼清,教授

钢的高加工硬化性也表现出浓厚的兴趣^[7-9],认为此钢的高加工硬化性源于形变过程中产生的高密度缠结位错和形变孪晶。对于 Fe-Mn-C 系 TWIP 钢,在 0.4%~3% 的应变区间其应变硬化机制为位错强化,而在 10%~50% 的应变范围内则为形变孪晶强化^[8]。本文研究改变应变速率时 Fe-23Mn-2Al-0.2C-TWIP 钢组织和性能的变化,并分析其塑性形变机制和加工硬化行为。

1 实验方法

实验用热轧钢坯的尺寸为 50 mm×150 mm×300 mm,其化学成分(质量分数,%)为:0.2C,23.0Mn,2.0Al,0.15Si,0.1V,余量为 Fe。将钢坯加热至 1200° 后保温 2 h,并将其在 $\phi 450$ 四辊热轧实验轧机上热轧成 6.0 mm 板,开轧温度为 1100 °C,终轧温度为 980 °C,空冷至室温;再将 6.0 mm 板在 1000 °C 固溶处理 60 min 后冷轧成厚度为 1.0 mm 的薄板;最后将冷轧后的薄板在 900 °C 固溶处理 10 min。根据《金属材料室温拉伸试验方法》(GB/T228-2002)将薄板加工成原始标距为 25 mm 的矩形截面试样,在 CMT 5105 型微机控制电子万能试验机上进行拉伸实验,应变速率为 2.97×10^{-4} ~ $1.49 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 。

将拉伸变形后的试样线切割、研磨、抛光后用 HCl 和 CrO_3 水溶液的混合溶液侵蚀,制成金相试样。利用 Leica DMIRM 光学显微镜(OM)、FEI QUANTA 600 型扫描电镜(SEM)观察实验钢的显微组织;将拉伸变形前后的试样制成薄膜试样,用 10% 高氯酸酒精溶液双喷减薄后,用 Tecnai G² F20 型透射电子显微镜(TEM)观察其显微组织。

2 结果与讨论

2.1 力学性能与应变速率的关系

图 1 给出了 Fe-23Mn-2Al-0.2C 钢以 2.97×10^{-4} ~ $1.49 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 应变速率拉伸时的工程应力-应变曲线。可以看出,对于所有的应变速率,变形开始后试样都迅速达到屈服,随后进入均匀变形阶段,达到抗拉强度后不久即断裂。当应变速率由 $2.97 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 提高到 $1.49 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 时,钢的屈服强度变化不大,抗拉强度由 641 MPa 降低到 598 MPa,断裂延伸率由 88.7% 减小到 72.2%。图 2 给出了该钢的基本力学性能随着应变速率的变化。在 2.97×10^{-4} ~ $1.49 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 的范围内,应变速率对该钢的屈服强度没有明显的影响,抗拉强度随着应变速率的增大稍有降低,而延伸率随着应变速率的增大明显减小。

2.2 应变速率对微观组织的影响

Fe-23Mn-2Al-0.2C 钢冷轧板在 900 °C 固溶处理 10 min 后,其金相组织为奥氏体,奥氏体基体中分布

着大量的退火孪晶,如图 3 所示。

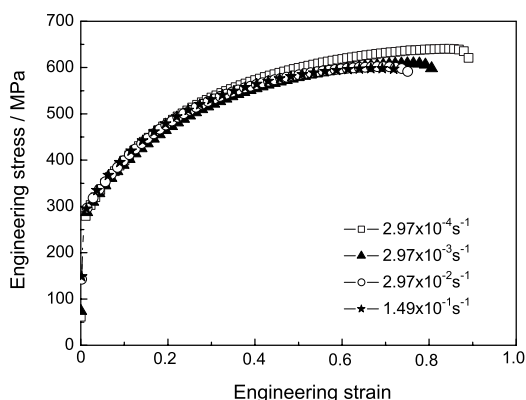


图 1 Fe-23Mn-2Al-0.2C 钢在不同应变速率下拉伸变形的工程应力-应变曲线

Fig.1 Engineering stress-strain curves of Fe-23Mn-2Al-0.2C steel deformed at different strain rates

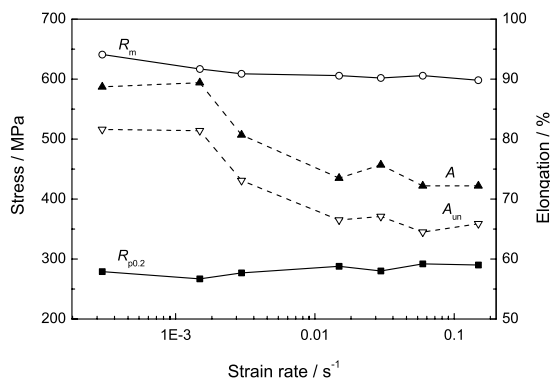


图 2 Fe-23Mn-2Al-0.2C 钢在不同应变速率下拉伸变形时力学性能的变化

Fig.2 Mechanical properties of Fe-23Mn-2Al-0.2C steel deformed at different strain rates

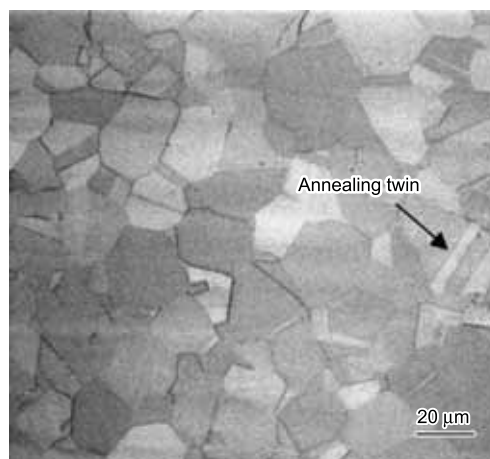


图 3 Fe-23Mn-2Al-0.2C 钢经 900 °C 固溶处理 10 min 后的显微组织

Fig.3 Optical microstructure of Fe-23Mn-2Al-0.2C steel after solid solution treatment at 900 °C for 10 min

图4给出了Fe-23Mn-2Al-0.2C钢在不同应变速率下拉伸变形后平行于轧制方向的SEM组织。由图4可见,随着应变速率的增加,晶粒变形程度减弱,形变孪晶数量稍有减少。当应变速率为 $2.97 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ 时,组织中有大量的形变孪晶,且几乎每个晶粒内部都有两组交叉的形变孪晶(图4a);当应变速率为 $2.97 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ 时,部分晶粒内部有两组交叉的形变孪晶,且晶粒变形程度与应变速率为 $2.97 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ 时相比有所减弱(图4b);当应变速率为 $2.97 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$ 时,形变孪晶的数量明显减少,且极少数晶粒内部有两组交叉的形变孪晶(图4c)。从图4d可见,当应变速率为 $1.49 \times 10^{-1} \text{s}^{-1}$ 时形变孪晶数量与低应变速率时相比更少,部分晶粒内部没有出现形变孪晶,甚至有部分退火孪晶没有完全消失,在其内部产生细小的形变孪晶,如图4d中箭头所示。这表明,在较低的应变速率条件下,在该钢的拉伸变形过程中有较充足的时间进行孪生;而在较高的应变速率条件下,由于变形进行得较快,不能充分进行孪生,因此变形后的孪晶组织和低应变速率相比较少^[10]。这可能是该钢的延伸率随着应变速率的增大而明显降低的主要原因。

2.3 加工硬化行为与应变速率的关系

图5a给出了该实验钢以不同应变速率变形时加工硬化速率与真应变的关系。应变速率分别为 $2.97 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ 和 $2.97 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ 时,其加工硬化速率随真应变的变化可以分为三个阶段:第一阶段(Stage I),加工硬化速率随真应变量的增加迅速降低,这个阶段非常短,当材料达到屈服时结束;第二阶段(Stage II),加工硬化速率随真应变量的增加继续降低,但是降低的幅度明显比第一阶段小,说明产生了孪生变形,此阶段持续到真应变量为0.3,在此阶段形变孪晶随真应变量的增加而增加;第三阶段(Stage III),加工硬化速率随真应变量的增加出现平台,这说明形变孪晶增长的速率减慢^[11]。当应变速率分别为 $2.97 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$ 和 $1.49 \times 10^{-1} \text{s}^{-1}$ 时,Stage I仍是加工硬化速率随着真应变量的增加而迅速降低;在Stage II,加工硬化速率随着真应变量的增加缓慢降低,且幅度较Stage I小,随着应变的增加,加工硬化速率持续降低直至断裂,没有出现平台。由图5a还可以看出,随着应变速率的增加,在Stage I和Stage II的开始阶段加工硬化速率变化不大,但是在变形的后期,低应变速率时出现平台,而高应变速率时没有产

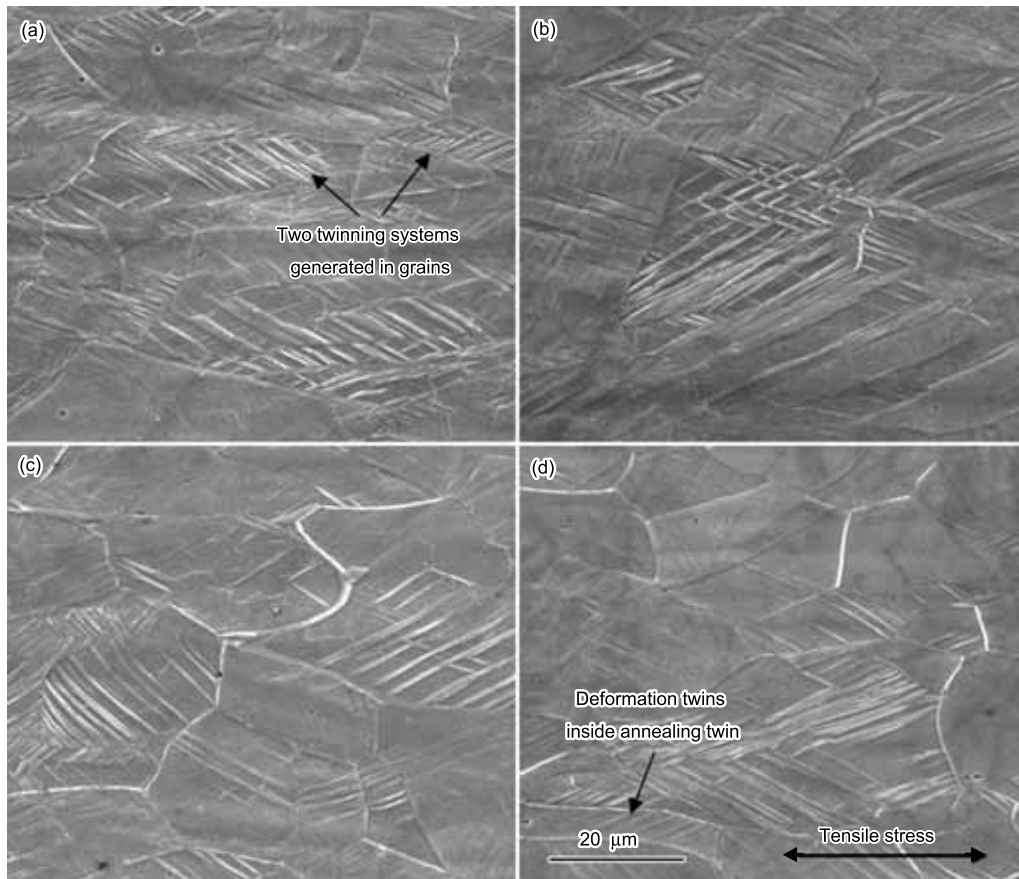


图4 Fe-23Mn-2Al-0.2C钢在不同应变速率下变形后的SEM显微组织

Fig.4 SEM micrographs of Fe-23Mn-2Al-0.2C steel after tensile deformation with different strain rates, (a) $2.97 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$; (b) $2.97 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$; (c) $2.97 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$; (d) $1.49 \times 10^{-1} \text{s}^{-1}$

生平台。这说明,低应变速率时试样在变形过程中能够产生持续的加工硬化,其加工硬化能力较大。图 5b 是不同应变速率下实验钢的加工硬化指数 (n) 随真应变的变化关系。由图可见, n 值随着真应变的增加而增大,因此该钢的真应力与应变不遵循

Hollomon 线性关系,这与文献 [12] 的结果一致。不同应变速率下,该钢的 n 值随真应变的变化规律为:在变形量较小的情况下 ($\epsilon < 0.3$), n 值随着真应变的增加而增大;而变形量较大时 ($\epsilon > 0.3$),高应变速率 ($\dot{\epsilon}$ 为 $2.97 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$ 和 $1.49 \times 10^{-1} \text{s}^{-1}$) 时的 n 值维持在

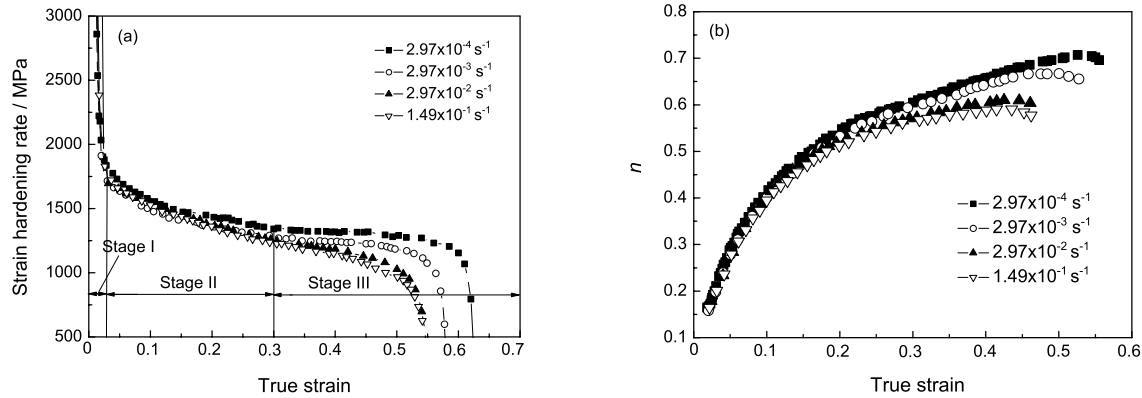


图 5 不同应变速率下 Fe-23Mn-2Al-0.2C 钢加工硬化速率 (a) 和加工硬化指数 (b) 随真应变的变化关系

Fig.5 Curves of strain hardening rate (a) and strain hardening exponent (b) vs true strain for Fe-23Mn-2Al-0.2C steel deformed at different strain rates

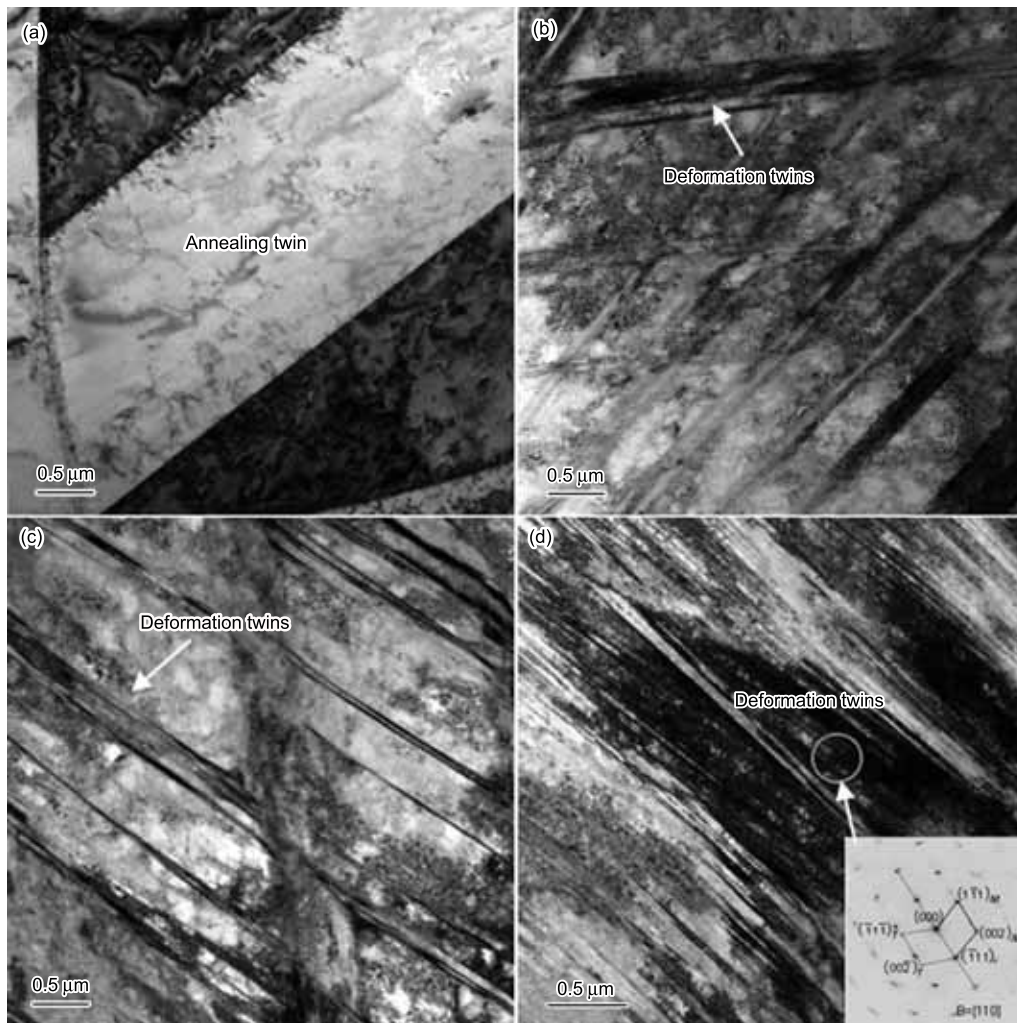


图 6 Fe-23Mn-2Al-0.2C 钢在不同应变速率下变形前后的 TEM 显微组织

Fig.6 TEM micrographs of Fe-23Mn-2Al-0.2C steel deformed at different strain rates, (a) undeformed; (b) $2.97 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$; (c) $2.97 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$; (d) $2.97 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$

较高的水平,且增幅较小,而低应变速率($\dot{\epsilon}$ 为 $2.97 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ 和 $2.97 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$)时的 n 值随真应变量的增加继续增大,在断裂前达到最大值。由图5b可知,应变速率分别为 $2.97 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ 、 $2.97 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ 、 $2.97 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$ 和 $1.49 \times 10^{-1} \text{s}^{-1}$ 时,变形后期的 n 值分别维持在0.71、0.67、0.61和0.59左右。以上分析表明,低应变速率时,试样因加工硬化而使应变均匀分配的能力大,在变形过程中抵抗颈缩的能力较强。

2.4 变形过程中形变孪晶的形成

图6给出了Fe-23Mn-2Al-0.2C钢未变形及不同应变速率变形后的微观组织TEM照片。由图6a可见,变形前的组织中存在着退火孪晶和少量位错;由图6b-6d可见,在不同应变速率下变形,在钢中均形成了大量高密度且交叉的形变孪晶(衍射斑见图6d中右下角所示)和大量位错。随着应变速率的增大,形变孪晶束的宽度减小。孪晶的萌生需要较大的应力,即孪生开动所需要的临界分切应力比滑移大得多,如镁晶体孪生所需的临界分切应力为4.9-34.3 MPa,而产生滑移仅需0.49 MPa。因此,只有在滑移受阻时应力才能累积到孪生所需的程度,但是在高应力下孪晶形核后可在远小于孪晶萌生的应力下扩展。应变速率较高时,由于变形时间短应力迅速达到临界分切应力,孪晶大量萌生并迅速扩展,因此形成的形变孪晶束较窄。当应变速率低时先发生滑移,当滑移剧烈进行并受到阻碍而使应力累积达到孪生临界分切应力时,在应力高度集中的地方诱发孪生^[13],因此孪晶束较宽。

3 结 论

1. 当应变速率在 2.97×10^{-4} - $1.49 \times 10^{-1} \text{s}^{-1}$ 范围内变化时,应变速率对Fe-23Mn-2Al-0.2C钢的屈服强度没有明显影响,抗拉强度随着应变速率的增大稍有降低,而延伸率随着应变速率的增大明显减小。

2. 低应变速率变形时,Fe-23Mn-2Al-0.2C钢变形过程中的应变硬化速率分为三个阶段:第一阶段,加工硬化速率随真应变量的增加迅速降低,这个阶段非常短,当达到屈服应力时结束;第二阶段,加工硬化速率随真应变量的增加继续降低,但降低的幅度明显比第一阶段小,此阶段持续到真应变量为0.3左右;第三阶段,加工硬化速率随真应变量的增加出现平台,说明形变孪晶增长速率减小。在高应变速率时,前两个阶段与低应变速率时的类似,但变形后期不出现平台,加工硬化速率随着真应变量的增加缓慢降低直至断裂。实验钢的加工硬化指数随着应变速率和真应变量的增大而增大。

3. 对于不同的应变速率,变形 Fe-23Mn-2Al-

0.2C 钢中均形成高密度的形变孪晶;随着应变速率的增大,形变孪晶束的宽度减小,晶粒变形程度减弱。

参 考 文 献

- O.Grassel, L.Krüger, G.Frommeyer, L.W.Meyer, High strength Fe-Mn-(Al, Si) TRIP/TWIP steels development-properties-application, International Journal of Plasticity, **16**(10-11), 1391(2000)
- G.Frommeyer, U.Brüx, P.Neumann, Supra-ductile and high-strength manganese-TRIP/TWIP steels for high energy absorption purposes, ISIJ International, **43**(3), 438(2003)
- O.Grassel, G.Frommeyer, C.Derder, H.Hofmann, Phase transformation and mechanical properties of Fe-Mn-Si-Al TRIP-steels, Journal de Physique IV France, **C5**(7), 383(1997)
- DAI Yongjuan, MI Zhenli, TANG Di, JIANG Haitao, LI Shensheng, Microstructure and mechanical properties of the Fe-Mn-C steel, Shang Hai Metals, **29**(5), 132(2007) (代永娟, 米振莉, 唐 荻, 江海涛, 李慎升, Fe-Mn-C 系 TWIP 钢的组织 and 性能, 上海金属, **29**(5), 132(2007))
- D.Barbier, N.Gey, S.Allain, N.Bozzolo, M.Humbert, Analysis of the tensile behavior of a TWIP steel based on the texture and microstructure evolutions, Materials Science and Engineering A, **500**(1), 196(2009)
- C.Scott, S.Allain, M.Faral, The development of a new Fe-Mn-C austenitic steel for automotive applications, Revue de Métallurgie, **6**(6), 293(2006)
- Bevis Hutchinson, Norman Ridley, On dislocation accumulation and work hardening in Hadfield steel, Scripta Materialia, **55**(4), 299(2006)
- M.N.Shiekhelsouk, V.Favier, K.Inal, M.Cherkaoui, Modelling the behaviour of polycrystalline austenitic steel with twinning-induced plasticity effect, International Journal of Plasticity, **25**(1), 105(2009)
- ZHOU Xiaofen, FU Renyu, SU Yu, LI Lin, Tensile strain hardening behavior of Fe-Mn-C TWIP steels, Iron and Steel, **44**(3), 71(2009) (周小芬, 符仁钰, 苏 钰, 李 麟, Fe-Mn-C 系 TWIP 钢的拉伸应变硬化行为研究, 钢铁, **44**(3), 71(2009))
- LI Wei, TANG Zhengyou, WANG Mei, DING Hua, YANG Ping, Microstructure and mechanical properties of high manganese austenite TRIP/TWIP steels, Iron and Steel, **42**(1), 71(2007) (李 卫, 唐正友, 王 玫, 丁 桦, 杨 平, 高锰奥氏体 TRIP/TWIP 钢的组织 and 力学性能, 钢铁, **42**(1), 71(2007))
- Ehab El-Danaf, Surya R Kalidindi, Roger D Doherty, Influence of grain size and stacking-fault energy on deformation twinning in fcc metals, Metallurgical and Materials Transactions A, **30**(5), 1223(1999)
- XIONG Ronggang, FU Renyu, LI Qian, ZHANG Mei, LI Lin, Tensile strain hardening behaviour of TWIP steels, Iron and Steel, **42**(11), 61(2007) (熊荣刚, 符仁钰, 黎 倩, 张 梅, 李 麟, TWIP 钢的拉伸应变硬化行为, 钢铁, **42**(11), 61(2007))
- WANG Zhanxue, Metallurgy for Plastic Processing, (Beijing, Metallurgical Industry Press, 2003) p.52-55 (王占学, 塑性加工金属学 (北京, 冶金工业出版社, 2003) p.52-55)