

# 应变速率对低 C 高 Mn TRIP/TWIP 钢组织演变和力学行为的影响 \*

吴志强 唐正友 李华英

张海东

(东北大学材料与冶金学院, 沈阳 110819)

(中冶京城工程技术有限公司, 北京 100176)

**摘要** 研究了 Fe-18Mn 低 C 高 Mn TRIP/TWIP 钢在应变速率范围为  $1.67 \times 10^{-4} \sim 10^3 \text{ s}^{-1}$  的室温拉伸实验过程中力学性能和组织的变化. 在准静态拉伸应变速率范围内 ( $1.67 \times 10^{-4} \sim 1.67 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ ), 应变速率对高 Mn TRIP/TWIP 钢的抗拉强度产生逆效应, 随着应变速率的加快, 抗拉强度和延伸率都降低; 而在动态拉伸应变速率范围内 ( $10^1 \sim 10^3 \text{ s}^{-1}$ ), 应变速率对高 Mn TRIP/TWIP 钢的延伸率产生逆效应, 抗拉强度和延伸率都随着应变速率的加快而增加; 在应变速率为  $10^3 \text{ s}^{-1}$  时, 高 Mn TRIP/TWIP 钢抗拉强度可达到 957 MPa, 延伸率达到 55.8%, 具有较好的综合力学性能; 随着应变速率的提高, 马氏体转变量减少, 孪生变形向多个方向发展. 采用 SEM, TEM 和 XRD 等方法对变形前后的组织进行了分析, 在所有应变速率范围内的拉伸变形过程中都产生了奥氏体向马氏体转变和形变孪晶, 并且在应变速率为  $10^3 \text{ s}^{-1}$  的高速拉伸过程中产生绝热升温效应, 使得基体软化.

**关键词** TRIP/TWIP 钢, 应变速率, 组织演变, 马氏体相变, 形变孪晶

中图分类号 TG142.41

文献标识码 A

文章编号

0412-1961(2012)05-0593-08

## EFFECT OF STRAIN RATE ON MICROSTRUCTURE EVOLUTION AND MECHANICAL BEHAVIOR OF A LOW C HIGH Mn TRIP/TWIP STEELS

WU Zhiqiang, TANG Zhengyou, LI Huaying

School of Materials and Metallurgy, Northeastern University, Shenyang 110819

ZHANG Haidong

MCC Capital Engineering & Research Incorporation Limited, Beijing 100176

Correspondent: TANG Zhengyou, lecturer, Tel: (024)83687746, E-mail: tangzy@smm.neu.edu.cn

Supported by National Natural Science Foundation of China (No.50901014) and Fundamental Research Funds for the Central Universities (No.N100402006)

Manuscript received 2011-09-20, in revised form 2012-02-20

**ABSTRACT** The microstructure and mechanical properties of Fe-18Mn low carbon high manganese TRIP/TWIP steels during tensile tests in the range of initial strain rate of  $1.67 \times 10^{-4} \sim 10^3 \text{ s}^{-1}$  at room temperature were studied. The inverse effect of strain rate on strength of steel was produced, the strength and ductility of steels decreased with increasing strain rate in the range of quasi-static tensile strain rate of  $1.67 \times 10^{-4} \sim 1.67 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ . While inverse effect of strain rate on ductility of steels was produced in the range of dynamic tensile strain rate of  $10^1 \sim 10^3 \text{ s}^{-1}$ , the strength and ductility of materials increased significantly with increasing strain rate. The tensile strength of high manganese TRIP/TWIP steels was 957 MPa and their elongation was 55.8%. These results indicated that Fe-18Mn steel had excellent mechanical properties and good fracture resistance. The higher the strain rates applied, the less martensite, the more directions of deformation twins. The microstructure evolution of the specimen was analyzed by SEM, TEM and XRD, martensitic transformation and

\* 国家自然科学基金项目 50901014 及中央高校基本科研业务费专项资金项目 N100402006 资助

收到初稿日期: 2011-09-20, 收到修改稿日期: 2012-02-20

作者简介: 吴志强, 男, 1987 年生, 博士生

DOI: 10.3724/SP.J.1037.2011.00590

deformation twins were produced during the tensile deformation, and adiabatic temperature rise effect made the matrix softening during the high-speed deformation.

**KEY WORDS** TRIP/TWIP steel, strain rate, microstructure evolution, martensitic transformation, deformation twin

低 C 高 Mn TRIP/TWIP 钢是一种新型汽车结构用钢, 具有较高的强度和延伸率, 其中 TRIP (transformation-induced plasticity) 效应更有利于提高钢的强度, TWIP (twinning-induced plasticity) 效应有利提高钢的塑性<sup>[1]</sup>, 使其可应用于汽车车身等部件的制造, 以达到减重、节能、提高安全性等目的. 在实际生产过程中, 车身部件成形过程的变形速率在  $10^{-1}$ — $10^1$   $s^{-1}$  之间, 而一般交通事故中汽车结构件的变形速率在  $10^3$   $s^{-1}$  左右<sup>[2]</sup>. 出于对汽车碰撞安全性的考虑, 高应变速率下高 Mn TRIP/TWIP 钢的性能是设计中必须考虑的问题. 但是到目前为止, 国际上对高 Mn TRIP/TWIP 钢的研究多侧重于工艺参数、成分、组织等对准静态性能的影响, 而对高应变速率下的相关性能研究较少<sup>[3]</sup>, 而在动态加载和准静态加载条件下的变形行为有很大的区别, 体现在材料变形的局部性、不等温性和强烈的冲击波效应等, 对动态变形行为研究的不足在一定程度上影响了材料抗碰撞性能的提高. 应变速率对低 C 高 Mn TRIP/TWIP 钢力学行为和塑性失稳的影响, 直接关系到它在汽车结构件中的生产和使用安全性<sup>[4]</sup>. 所以研究应变速率对低 C 高 Mn TRIP/TWIP 钢组织演变和力学性能的影响更具有实际意义和应用价值.

近年来 Grassel 等<sup>[5]</sup>和 Curtze 等<sup>[6]</sup>研究了不同应变速率对 TWIP 钢力学性能的影响, 但并未就变形过程中组织演变对 TWIP 钢形变机理的影响进行研究. Sahu 等<sup>[7]</sup>、Hwang 等<sup>[8]</sup>和 Parka 等<sup>[9]</sup>研究了 Al 含量对 TWIP 钢在高应变速率下组织演变的影响, 而高应变速率对 TWIP 钢力学行为的影响则较少涉及. 对于应变速率, 不同学者对其范围划分也不尽相同. 一般可以进行如下划分<sup>[10]</sup>: 准静态应变速率范围介于  $10^{-5}$ — $10^{-1}$   $s^{-1}$  之间, 应变速率大于  $10^{-1}$   $s^{-1}$  为动态应变速率范围. 本文综合考虑了实际生产和汽车碰撞中汽车结构件的变形速率, 研究了低 C 高 Mn TRIP/TWIP 钢在准静态拉伸应变速率范围 ( $1.67 \times 10^{-4}$ — $1.67 \times 10^{-1}$   $s^{-1}$ ) 和动态拉伸应变速率范围 ( $10^1$ — $10^3$   $s^{-1}$ ) 的室温拉伸实验过程中组织演变和变形行为及机理. 为综合利用 TRIP/TWIP 共生效应、实现低 C 高 Mn TRIP/TWIP 钢组织性能的控制及优化提供依据. 为潜在的新一代高安全性、重量轻的汽车用冲压钢板的生产提供理论基础.

## 1 实验方法

Fe-18Mn 钢用 50 kg 真空中频感应炉进行熔炼, 其化学成分 (质量分数, %) 为: Mn 18.10, Si 3.15, Al 3.12, C 0.03, S 0.009, P 0.008, Fe 余量. 将铸锭锻造成 30 mm

厚的锻坯, 然后加热至 1150 °C 保温 2 h, 热轧成厚度为 3 mm 的板材, 再经过 1100 °C 保温 30 min 后冷轧至厚度为 1 mm. 最后将冷轧板加热至 1000 °C 保温 10 min 固溶处理后水淬. 利用线切割把热处理后的钢板制成如图 1 所示的拉伸试样. 应变速率范围为  $1.67 \times 10^{-4}$ — $1.67 \times 10^{-1}$   $s^{-1}$  的拉伸实验在 MTS 材料实验机上进行, 应变速率范围为  $10^1$ — $10^3$   $s^{-1}$  的拉伸实验在 Zwick HTM 5020 高速拉伸材料实验机上进行, 拉伸方向与轧制方向相同.

通过线切割将拉伸前后的试样制成实验分析所用试样. 通过 SSX-550 扫描电镜 (SEM) 进行 SEM 分析. 用蒸馏水对 X 射线衍射 (XRD) 试样表面进行冲洗, 然后将试样放置在由 50 mL 的 30%  $H_2O_2$  和 5 mL 的 HF 的冰水混合溶液中进行表面浸蚀, 采用 D/Max-Ra X 射线衍射仪确定物相组成. 将拉伸前后的试样制成直径为 3 mm 的圆形薄片, 厚度为 50  $\mu m$ , 用 TenuPol-5 型电解双喷减薄仪进行减薄, 电解液用 9% (体积分数) 的高氯酸酒精溶液, 电压为 15—20 V, 温度为 -20 °C, 采用 TECNAI G<sup>2</sup> 20 透射电镜 (TEM) 观察拉伸前后的微观组织.

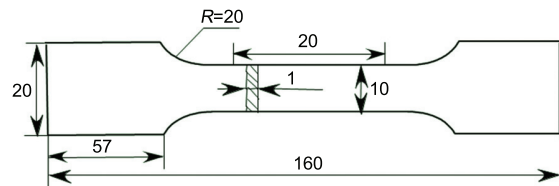


图 1 拉伸试样尺寸  
Fig.1 Dimension of tensile specimen (unit: mm)

## 2 实验结果与分析

### 2.1 拉伸变形行为

图 2 是 Fe-18Mn 钢准静态和动态拉伸的工程应力-应变曲线. 可以看出, 在应变速率范围为  $1.67 \times 10^{-4}$ — $10^2$   $s^{-1}$  时, 工程应力-应变曲线存在相同的变化趋势, Fe-18Mn 钢在极小的应变范围内达到屈服, 然后进入塑性变形阶段; 在塑性变形阶段, 应力随应变的增大而增加. 当应变速率为  $10^3$   $s^{-1}$  时, 在塑性变形初始阶段, 随应变的增加, 应力上升到一定值后有大幅度的下降, 然后再上升; 在随后的塑性变形阶段, 应力随应变的增大有波浪形的起伏, 起伏的幅度不是很大, 并且这一阶段持续了较长阶段, 直至试样断裂. 表 1 是 Fe-18Mn 钢在不同应变速率拉伸时的力学性能. 从表中可以看出, 以极低速率  $1.67 \times 10^{-4}$   $s^{-1}$  和极高速率  $10^3$   $s^{-1}$  进行拉伸变形时, Fe-18Mn 钢都表现出良好的力学性能, 不仅具有高的抗拉强度, 延伸率也较高. 其中, Fe-18Mn 钢在应变速率为  $1.67 \times$

$10^{-4} \text{ s}^{-1}$  时, 抗拉强度达到 915 MPa, 延伸率为 55%, 强塑积达到 50325 MPa·%。在应变速率为  $10^3 \text{ s}^{-1}$  时, 抗拉强度为 957 MPa, 延伸率为 56%, 强塑积达到 53595 MPa·%。可见, 动态加载和准静态加载条件下的变形行为有很大的区别, 在准静态拉伸应变速率为  $1.67 \times 10^{-4} \text{—} 1.67 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$  时, Fe-18Mn 钢的抗拉强度和延伸率都随着应变速率的加快而降低; 而在动态拉伸应变速率范围为  $10^1 \text{—} 10^3 \text{ s}^{-1}$  时, 随着应变速率的加快, Fe-18Mn 钢的抗拉强度和延伸率都增加。

由表 1 还可以看出, 在所研究的应变速率范围内, 力学性能在应变速率为  $1.67 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$  时出现拐点。图 3

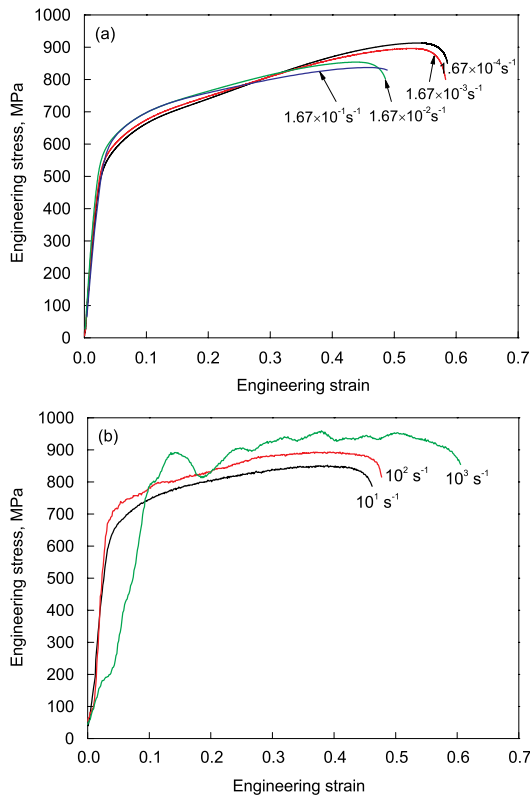


图 2 Fe-18Mn 钢在不同应变速率下的工程应力 - 应变曲线  
 Fig.2 Engineering strain-stress curves at strain rates in the range of  $1.67 \times 10^{-4} \text{—} 1.67 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$  (a) and the range of  $10^1 \text{—} 10^3 \text{ s}^{-1}$  (b) for the Fe-18Mn steel

表 1 Fe-18Mn 钢在不同应变速率下的力学性能

Table 1 Ultimate tensile strength ( $\sigma_b$ ), ultimate elongation ( $\delta$ ) and product of strength and ductility of Fe-18Mn steel at different strain rates

Strain rate, $\text{s}^{-1}$	$\sigma_b$ , MPa	$\delta$ , %	$\sigma_b \cdot \delta$ , MPa·%
$1.67 \times 10^{-4}$	915	55	50325
$1.67 \times 10^{-3}$	895	55	49225
$1.67 \times 10^{-2}$	855	45	38475
$1.67 \times 10^{-1}$	835	45	37575
$10^1$	850	43	36550
$10^2$	890	45	40050
$10^3$	957	56	53592

是应变速率为  $1.67 \times 10^{-4}$ ,  $1.67 \times 10^{-1}$  和  $10^3 \text{ s}^{-1}$  时的真应力和应变硬化率随真应变的变化曲线。从图 3a 可以看出, 2 个应变速率下试样的真应力 - 真应变曲线的变化趋势大致相同, 在弹性变形区, 真应力 - 真应变曲线相重合, 随着应变的增加, 在几乎相同真应变下屈服。在较低速率拉伸时真应力高, 应变硬化现象更为明显。随着真应变量的增加, 2 个应变速率下的应变硬化率出现明显差异, 应变速率为  $1.67 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  时应变硬化率峰值明显高于应变速率为  $1.67 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$  的应变硬化率。2 种应变速率下的应变硬化率都出现先下降, 再上升最后又下降的变化过程, Fe-18Mn 钢在应变速率  $1.67 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  要比应变速率  $1.67 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$  下出现峰值的应变量大 0.05 左右。表明在塑性变形阶段的应变硬化率峰值出现越晚, 越能推迟材料失稳, 其延伸率也越大, 所以较低速率拉伸时有更大的延伸率, 更好的塑性。

从图 3b 可以看出, 在应变速率为  $10^3 \text{ s}^{-1}$  时变形的 Fe-18Mn 钢的真应力和应变硬化率随真应变的变化关系。由此图可以看出, Fe-18Mn 钢的应变硬化率的变化趋势与真应力与真应变的变化趋势一致, 随真应变的增加, 应变硬化率和真应力上升到一定值后有大幅度的下降, 然后上升, 有波浪形的起伏, 并且 Fe-18Mn 钢在真应变为 0.15—0.2 和 0.3—0.35 的阶段, 应变硬化率有负值的出现, 这表明在高速变形过程中有软化现象。此现象的出现与 Fe-18Mn 钢在动态变形条件下的绝热温升以及特定的

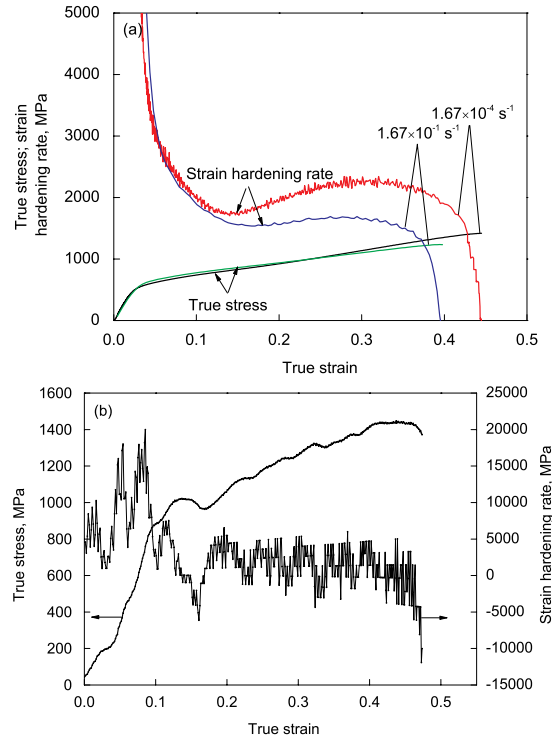


图 3 Fe-18Mn 钢在不同应变速率下变形的真应力和应变硬化率随真应变的变化关系  
 Fig.3 True stress and strain hardening rate against true strain curves of Fe-18 Mn steel at strain rates of  $1.67 \times 10^{-4}$  and  $1.67 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$  (a), and  $10^3 \text{ s}^{-1}$  (b)

组织演变有关.

## 2.2 显微组织

图 4 为 Fe-18Mn 钢在不同应变速率拉伸前后的 XRD 谱. 可以看出, Fe-18Mn 钢变形前后的组织由  $\gamma$ -fcc 相、 $\varepsilon$ -hcp 相和  $\alpha$ -bcc 相组成, 其中  $\alpha$ -bcc 相为  $\alpha$ -铁素体或  $\alpha'$ -马氏体. 比较变形前后衍射峰发现, Fe-18Mn 钢拉伸变形后  $111_\gamma$ ,  $200_\gamma$ ,  $220_\gamma$  和  $311_\gamma$  的  $\gamma$ -fcc 相的衍射峰明显减弱;  $110_\alpha$ ,  $200_\alpha$  和  $211_\alpha$  的  $\alpha$ -bcc 相衍射峰明显增强; 而  $002_\varepsilon$  的  $\varepsilon$ -hcp 相衍射峰变化很小. 表明, 在拉伸变形过程中发生了 TRIP 效应. 由图 4 还可以看出, 在应变速率为  $1.67 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  时  $\gamma$ -fcc 相的衍射峰低于其它应变速率时的衍射峰, 此应变速率时 Fe-18Mn 钢的  $\alpha'$ -马氏体转变量高于其它应变速率时的转变量.

采用直接比较法定量计算了 Fe-18Mn 钢在不同应变速率拉伸前后的各相的体积分数, 如表 2 所示. 可以看出, 拉伸变形后, 奥氏体 ( $\gamma$ ) 的体积分数明显减少,  $\alpha'$ -马氏体明显增多,  $\varepsilon$ -马氏体略有减少但变化不大, 表明拉伸过程可能发生了  $\gamma \rightarrow \alpha'$ ,  $\gamma \rightarrow \varepsilon$ ,  $\varepsilon \rightarrow \alpha'$  或  $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$  的转变. 由表 2 还可以看出, 应变速率对  $\alpha'$ -马氏体转变量影响较大, 随着应变速率的加快,  $\alpha'$ -马氏体转变量总体趋势是降低的, 动态拉伸时  $\alpha'$ -马氏体转变量少于准静态拉伸时的转变量.

图 5 是 Fe-18Mn 钢在不同应变速率拉伸变形前后的 SEM 像. 图 5a 是热处理后未变形的 Fe-18Mn 钢的显微组织, 退火后的组织有边界平直的退火孪晶出现. 其中, 凹下去的相为奥氏体 ( $\gamma$ ), 凸起岛状相为铁素体 ( $\alpha_F$ ). 结合 XRD 分析, Fe-18Mn 钢变形前的组织主要有奥氏体基体、铁素体和  $\varepsilon$ -马氏体组成; 而变形后的组织为奥氏体、铁素体、 $\varepsilon$ -马氏体和  $\alpha'$ -马氏体; 变形前后铁素体形貌没有发生明显变化.

从图 5a 还可以看出, 通过 1000 °C 固溶处理 30 min 水淬后, Fe-18Mn 钢的大多数奥氏体基体内存在大量退火孪晶, 少量基体内没有退火孪晶. 其中大部分退火孪晶

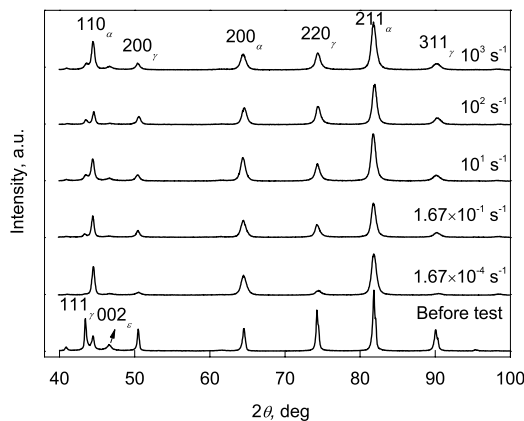


图 4 Fe-18Mn 钢拉伸前后的 XRD 谱

Fig.4 XRD patterns of Fe-18Mn steel before and after tensile deformation

起始于晶粒边界, 终止于晶粒的另一边界, 并且 fcc 晶系孪晶面为 111 晶面族, 每一个奥氏体基体内的孪晶都有一定的取向, 它们之间的取向角为  $60^\circ$  或  $120^\circ$ , 一个晶粒内就一个孪生系统. 从拉伸变形后的孪晶 (图 5b—f) 可以发现, Fe-18Mn 钢组织中有大量的形变孪晶, 表明拉伸过程发生了形变诱发孪生, 即 TWIP 效应. Fe-18Mn 钢的形变孪晶一部分由退火孪晶在应力的作用下产生, 还有一部分在无退火孪晶的晶粒内形成. 图 5b 为应变速率为  $1.67 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  时拉伸变形后的显微组织. 可以看出, 其形变孪晶多以单个孪生系统存在, 也有少量多个孪生系统的形变孪晶存在, 并且大部分形变孪晶终止于晶粒的另一边界. 应变速率为  $1.67 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$  (图 5c) 和  $10^1 \text{ s}^{-1}$  (图 5d) 时拉伸变形后的显微组织中出现较多两个方向的孪生系统, 应变速率为  $10^2 \text{ s}^{-1}$  (图 5e) 和  $10^3 \text{ s}^{-1}$  (图 5f) 时拉伸变形后的显微组织中大多存在多个方向的孪生系统相互交割, 形变孪晶还出现弯曲, 并且在高速拉伸过程中, 形变孪晶在极短的时间内来不及运动, 大部分终止于晶粒内部. 这些现象说明, 随着应变速率的加快, 多个不同方向的孪生系统启动, 对晶粒进行了进一步分割, 细化了晶粒.

图 6 是 Fe-18Mn 钢 1000 °C 固溶处理 30 min 水淬后 (变形前) 的 TEM 像. 从图 6a 和 b 可以看出, Fe-18Mn 钢固溶处理后存在晶界平直的退火孪晶和大量层错, 根据退火孪晶形成必须满足能量条件: 孪晶界的界面能远大于一位向大角度晶界的界面能, 所以退火孪晶通常在 fcc 奥氏体组织里形成. Fe-18Mn 钢的层错能较低, 出现大量层错. 大量层错的产生为后续变形时应变诱导马氏体的形核转变以及形变孪晶的产生, 提供有利的条件 [11,12]. 通过衍射斑测定, Fe-18Mn 钢固溶处理后有  $\varepsilon$ -马氏体 (图 6c) 和 bcc 铁素体 (图 6d), 并且铁素体内有少量位错分布.  $\varepsilon$ -马氏体的出现有利于应变诱发  $\alpha'$ -马氏体的产生, 在层错能低的高 Mn 钢中发现 [13], 马氏体总是在  $\varepsilon$ -马氏体接壤处特别是两片  $\varepsilon$  相交界面处出现, 堆垛层错核胚经过原子层适当平移和切变及点阵调整, 即可由  $\varepsilon$ -马氏体转变为  $\alpha'$ -马氏体. 即 fcc 奥氏体 ( $\gamma$ ) 经过 hcp 中间相 ( $\varepsilon$ ) 之后转变为 bcc 马氏体 ( $\alpha'$ ).

图 7 显示了 Fe-18Mn 钢应变速率为  $1.67 \times 10^{-1}$  和  $10^3 \text{ s}^{-1}$  时拉伸变形后的 TEM 像. 从图可以看出,  $\alpha'$ -马氏体在奥氏体晶界上形核长大 (图 7a), 同时在晶粒内

表 2 Fe-18Mn 钢不同应变速率拉伸前后各相体积分数

Table 2 Volume fraction of the constituent phases measured by XRD

Strain rate, $\text{s}^{-1}$	(volume fraction, %)			
	$\varepsilon$	$\alpha_F$	$\alpha'$	$\gamma$
0	8	44	0	48
$1.67 \times 10^{-4}$	3	44	40	13
$1.67 \times 10^{-1}$	3	44	23	30
$10^1$	4	44	22	30
$10^2$	3	44	16	37
$10^3$	5	44	21	30



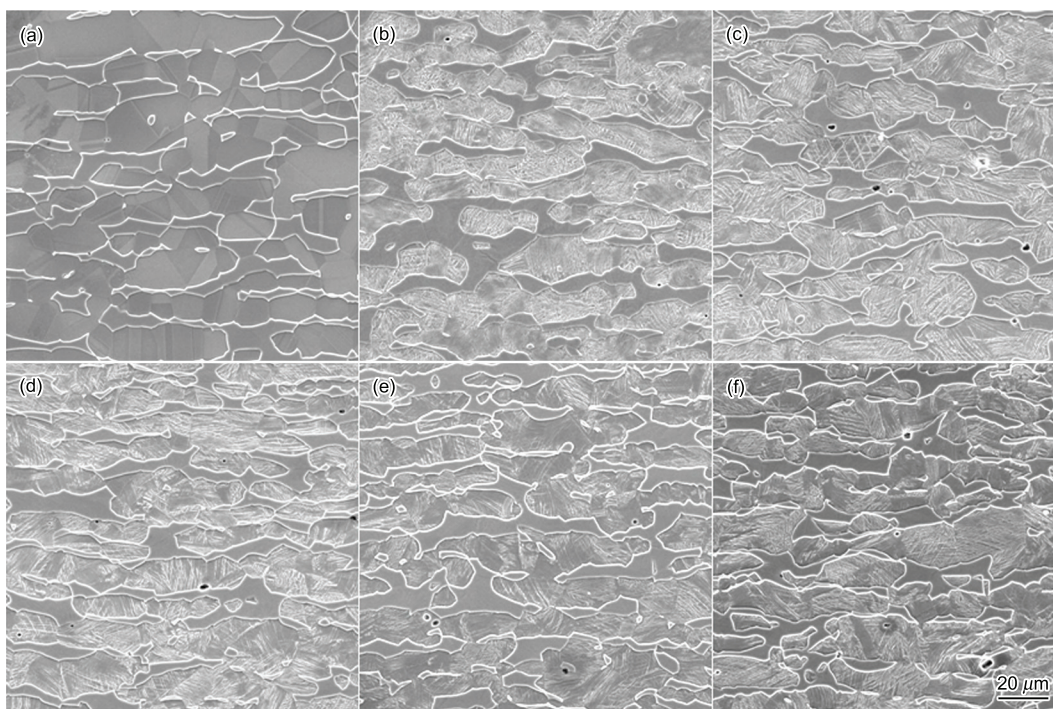


图 5 Fe-18Mn 钢在不同应变速率拉伸变形前后的 SEM 像

Fig.5 SEM images of the Fe-18Mn steel before deformation (a) and after tensile deformation with strain rates of  $1.67 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  (b),  $1.67 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$  (c),  $10^1 \text{ s}^{-1}$  (d),  $10^2 \text{ s}^{-1}$  (e) and  $10^3 \text{ s}^{-1}$  (f)

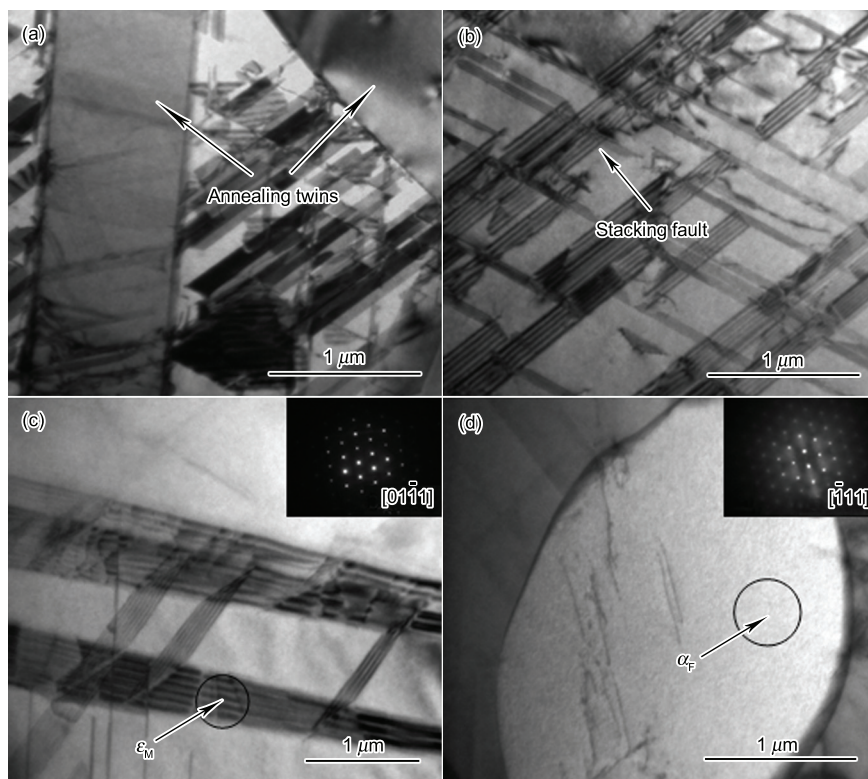


图 6 Fe-18Mn 钢拉伸变形前的 TEM 像和对应的 SAED 谱

Fig.6 TEM images of the Fe-18Mn steel before tensile deformation

- (a) annealing twins and stacking faults
- (b) large amounts of stacking faults
- (c) image and corresponding SAEDP of  $\epsilon$ -martensite ( $\epsilon_M$ )
- (d) image and corresponding SAEDP of  $\alpha_F$

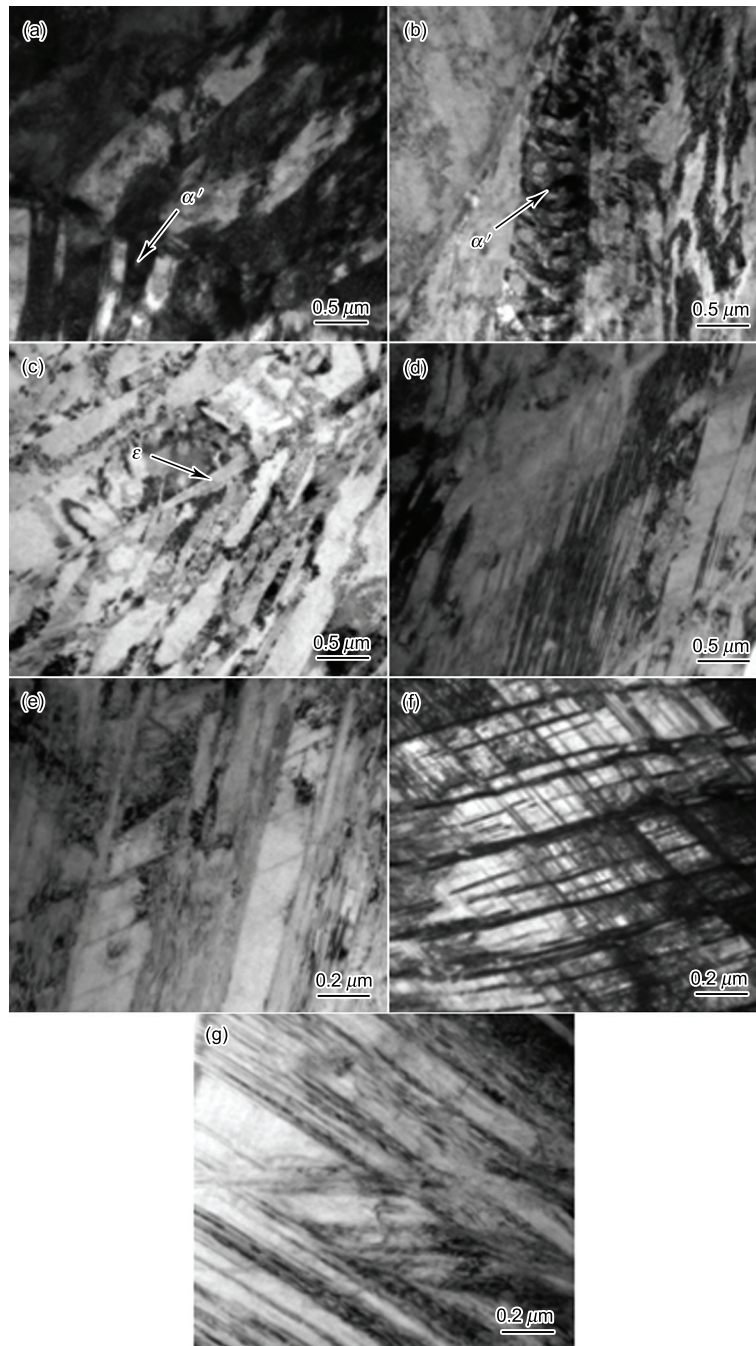


图 7 Fe-18Mn 钢在不同应变速率拉伸变形后的 TEM 组织

Fig.7 TEM images of Fe-18Mn steel after tensile deformation with strain rates of  $1.67 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$  (a—e) and  $10^3 \text{ s}^{-1}$  (f, g)

- (a) martensite presented at grain boundary (b) intragranular martensite  
 (c)  $\varepsilon$ -martensite (d) single twin system  
 (e) primary and secondary twin systems (f) dislocation and slip in twin system  
 (g) intersection of several sets of deformation twins

部也有  $\alpha'$ -马氏体形成 (图 7b), 马氏体在晶界形核并且长大, 晶界的缺陷组态也有利于马氏体的形核, 其原因是这些部位的原子能量相对较高, 可以满足相变所需的驱动力. 图 7c 中黑色细长条状组织为  $\varepsilon$ -马氏体, 这表明, 在拉伸变形过程中, 亚稳态的奥氏体转变为马氏体, 发生了  $\gamma \rightarrow \alpha'$ ,  $\gamma \rightarrow \varepsilon$ ,  $\varepsilon \rightarrow \alpha'$  或  $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$  的转变. 应

变速率为  $1.67 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$  时, 形变孪晶以单个孪生系统为主 (图 7d), 并且在退火孪晶内部也存在形变孪晶 (图 7e). 应变速率为  $10^3 \text{ s}^{-1}$  时, 奥氏体晶粒内出现孪生区域的错位和滑移 (图 7f) 和多个方向形变孪晶相互交割的现象 (图 7g). 可见, 应变速率对孪生形貌产生较大影响. 随着应变速率的加快, 孪生越复杂, 由单一孪生系统向多个



方向的孪生系统转变, 这与 SEM 观察的结果相符。

### 3 分析讨论

#### 3.1 应变速率对应变诱发 $\alpha'$ -马氏体转变的影响

应变速率对低 C 高 Mn TRIP/TWIP 钢力学行为的影响, 在很大程度上依赖于应变速率对应变诱发  $\alpha'$ -马氏体转变的影响。应变诱发  $\alpha'$ -马氏体转变与热力学自发转变的最大区别在于, 应变诱发  $\alpha'$ -马氏体转变不但在塑性变形中生成形核点, 还需由外加应力作为机械驱动力补充热力学驱动力不足的部分。变形温度越接近马氏体热力学自发转变的最高温度  $M_s$ , 所需的机械驱动力越小; 越接近应变诱发马氏体转变的最高温度  $M_d$ , 所需的机械驱动力越大, 高于  $M_d$  将不再有马氏体转变。在大气中对 Fe-18Mn 钢进行高应变速率的动态拉伸, 将带来与低应变速率的准静态变形不同的热力学问题, 准静态条件下的热变形效应对应变诱发  $\alpha'$ -马氏体转变的影响很小, 其塑性变形过程可以看做是一个等温过程, 而动态条件下可认为是一个绝热或准绝热过程, 相比准静态拉伸, 由于在动态高速拉伸过程中的局部性和不等温性, 应变能产生的热能在很短的时间不能全部扩散到大气中, 从而导致局部温度升高<sup>[14]</sup>。绝热温升  $\Delta T$  可由下式计算<sup>[15]</sup>:

$$\Delta T = \frac{\Delta Q}{\rho C_p} = \frac{\beta}{\rho C_p} \int_{\varepsilon_1}^{\varepsilon_2} \sigma d\varepsilon \quad (1)$$

式中,  $\Delta Q$  为机械能向热能的转变量,  $\rho$  为材料密度,  $C_p$  为比热容,  $\beta$  为机械能转变热能的系数,  $\sigma$  为真应力,  $\varepsilon$  为真应变。对于应变速率为  $10^3 \text{ s}^{-1}$  变形的高 Mn 钢,  $\beta$  一般取 0.95,  $\rho=7.8 \text{ g/cm}^3$ ,  $C_p=0.46 \text{ kJ/(kg}\cdot\text{K)}$ , 机械能通过实测的  $\sigma$ - $\varepsilon$  曲线积分得到。通过式 (1) 可计算出 Fe-18Mn 钢在应变速率为  $10^3 \text{ s}^{-1}$  时,  $\Delta T=121 \text{ }^\circ\text{C}$ 。变形前后有如此较大的温差, 必将会对组织演变和力学行为产生影响。

Fe-18Mn 钢主要由奥氏体和铁素体构成, 奥氏体层错能和稳定性的大小对 Fe-18Mn 钢组织演变和力学行为产生重要影响, 而变形温度和化学成分是影响奥氏体稳定性和层错能最重要的因素<sup>[16,17]</sup>。在层错能低的 Fe-18Mn 钢 (室温层错能为  $15 \text{ mJ/m}^2$ ) 组织中层错较多, 位错相对较少 (图 6b)。近期的相关研究<sup>[9]</sup> 显示, 温度和应变速率对  $\alpha'$ -马氏体转变的影响, 皆因这些因素导致层错能发生变化, 层错类缺陷交点的原子排列更利于向  $\alpha'$ -马氏体晶格转变。低应变速率条件下, 初始阶段加载外力上升速度慢, 马氏体转变速度较小, 转变量较少, 但是随着应变的增加, 机械驱动力增强, 马氏体相变的驱动力增加, 而且没有热效应, 马氏体转变速度增加, 转变量增多。而在高应变速率条件下, 当应变量达到一定值之后, 高应变速率条件绝热温升较大, 奥氏体层错能也升高, 变形温度达到或接近  $M_d$  转变,  $\alpha'$ -马氏体相变热力学驱动力减小, 所需的机械驱动力在变形中动态增加, 但达不到相变驱动力,

$\alpha'$ -马氏体转变速度减慢, 转变量减少。所以 Fe-18Mn 钢在动态拉伸下的  $\alpha'$ -马氏体转变量均小于在准静态拉伸下的转变量 (表 2), 并且在准静态拉伸条件下, 随着应变速率的降低, 马氏体转变量增加。研究<sup>[18,19]</sup> 证明, 奥氏体钢应变硬化率上升源自于其中的马氏体转变, 而且马氏体转变速率越快, 转变量越多, 应变硬化率上升也越快。所以应变速率  $1.67 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  下的应变硬化率上升比应变速率  $1.67 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$  快 (图 3a), 应变硬化效果明显。

#### 3.2 应变速率对于孪生变形的影响

应变速率对 Fe-18Mn 钢孪晶形貌和分布具有重要影响, 即使以很小的应变速率  $1.67 \times 10^{-4}$  和  $1.67 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$  进行拉伸, Fe-18Mn 钢试样在变形过程中也会产生大量的形变孪晶 (图 5b 和 5c), 并且形变孪晶大多终止于晶粒的另一边界。随着应变速率的加快, 形变孪晶变得更加细小致密, 并且孪晶分布趋于均匀, 由于变形时间短, 形变孪晶多终止于晶粒内部。应变速率还可以强烈影响 Fe-18Mn 钢的孪生模式, 当应变速率较低时, 同一晶粒内孪晶方向多为同一方向, 只有少量形变孪晶相交。随着应变速率的加快, 后续形成的形变孪晶与先形成的形变孪晶相互交错, 同一晶粒内有两组或多组形变孪晶相交成一定角度, 出现多个形变孪晶相互交割的现象 (图 7f 和 g), 并且每组孪晶互相平行。应变速率对孪生变形产生重要影响, 主要是由于当塑性变形达到一定值时, 由于较高的应力集中, 形变孪晶周围伴随着一定数量的位错, 在高的应变速率下, 位错来不及移动, 形变孪晶周围的应力将增大, 从而促进了孪生变形的发生<sup>[20]</sup>。

#### 3.3 应变速率对 Fe-18Mn 钢变形行为的影响

应变速率范围为  $1.67 \times 10^{-4}—10^3 \text{ s}^{-1}$  时对 Fe-18Mn 钢力学行为的影响分为两个部分。第一部分是应变速率为  $1.67 \times 10^{-4}—1.67 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$  的准静态拉伸时, 随着应变速率的较快升高导致塑性失稳和延伸率降低。孪晶产生的门槛值  $\varepsilon_c$  与应变速率有关, 应变速率越小,  $\varepsilon_c$  越小, 并且应变速率较小时材料形变时间较长, 应变诱发  $\alpha'$ -马氏体和形变孪晶有足够的时间生长, 导致材料强塑性增加<sup>[21]</sup>。Fe-18Mn 钢在极小的应变速率  $1.67 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  时  $\alpha'$ -马氏体的转变量达 40%, 高于其它应变速率的转变量。Fe-18Mn 钢在变形初期, 铁素体首先变形, 大量位错在铁素体晶粒内堆积, 产生有限的应变硬化, 积累的应变能提供了奥氏体应变诱发相变的力学驱动力。当应变积累到转变条件时, 奥氏体随变形深入逐渐转变为马氏体, 一方面由于两者的体积不同, 后者的体积较大, 产生了膨胀, 阻碍了滑移面滑移, 进而引起位错密度的急剧增加, 导致了高的应变硬化能力; 另一方面, 马氏体本身硬度较高, 对位错的运动亦有阻碍作用, 使得钢的应变硬化能力维持在较高水平。

第二部分是应变速率为  $10^1—10^3 \text{ s}^{-1}$  动态拉伸时,

应变速率对高 Mn TRIP/TWIP 钢的延伸率产生逆效应, 主要表现为随着应变速率的升高材料抗拉强度和延伸率提高. 动态拉伸时, Fe-18Mn 钢均匀变形阶段的  $\alpha'$ -马氏体转变量少于准静态拉伸时的转变量, 但抗拉强度却增加. 由此看出影响应力的因素不只是马氏体的转变量, 孪生变形也是影响 Fe-18Mn 钢强化机制和强化效果的重要因素. 在孪生为主要变形模式的变形中, 孪生应力随着应变速率的提高而降低<sup>[22]</sup>, 并且在滑移向孪生转化的过程中, 应变硬化程度的提高是由于滑移面上孪晶的影响, 而不是孪生所需应力的影响<sup>[23]</sup>. 动态高速拉伸时, 奥氏体晶内存在的大量多个方向的孪生系统相互交割, 一方面可以改变晶体某部分的位向, 使得原来不利于滑移的位向变得有利于滑移<sup>[12]</sup>; 奥氏体晶粒被多个方向的孪晶进一步细化, 从而使形变更均匀, 增加塑性; 另一方面, 多个方向产生的形变孪晶把原始晶粒分成更小的区域, 从而增加了材料进一步变形的阻力, 造成应变硬化率的进一步提高. 另外, 随着形变的进行, 形变孪晶将金属基体切割成很多小块, 位错由于被锁住而运动困难; 另外, 孪晶界的存在也阻碍了位错的运动, 使得 Fe-18Mn 钢发生塑性变形时需克服更大的阻力, 由于存在这两种阻力, 因此 Fe-18Mn 钢的强度会持续增加.

在动态拉伸变形条件下, Fe-18Mn 钢的应变硬化率和真应力随真应变的变化都呈现波浪形的起伏, 这是应变硬化和基体软化相互作用的结果. 动态拉伸变形过程中的应变硬化主要与以下 3 个方面有关: (1) 高速动态变形抑制了位错的交滑移和多系滑移, 使得材料急剧硬化; (2) 有大量的奥氏体相变为马氏体, 马氏体的硬化效应得以显现; (3) 随应力的不断升高, 奥氏体基体被大量多个方向相互交割的形变孪晶分割, 晶粒得到细化, 同时大量的形变孪晶界有效地阻碍了位错滑移. 而动态变形过程中的基体软化主要是因为绝热温升效应使得材料软化, 位错易于滑移<sup>[14,24]</sup>, 同时绝热温升使得层错能升高, 抑制了变形过程中奥氏体向马氏体的相变<sup>[16,17,25]</sup>.

#### 4 结论

(1) Fe-18Mn 钢在准静态拉伸条件下, 随着应变速率的加快, Fe-18Mn 钢的抗拉强度和延伸率都降低. 而在动态拉伸条件下, Fe-18Mn 钢的抗拉强度和延伸率都随应变速率的升高而增大. Fe-18Mn 钢在动态和准静态拉伸后都出现形变孪晶, 与准静态拉伸相比较, 动态拉伸后存在大量多个方向的孪生系统相互交割.

(2) 动态拉伸时均匀变形阶段的  $\alpha'$ -马氏体转变量少于准静态拉伸时的转变量, 但抗拉强度却增加, 孪生变形也是影响 Fe-18Mn 钢强化机制和强化效果的重要因素.

(3) 在动态拉伸条件下, Fe-18Mn 钢的应变硬化率和真应力随真应变的变化都呈现波浪形的起伏, 这是应变硬化和基体软化相互作用的结果.

#### 参考文献

- [1] Zhang W N, Liu Z Y, Wang G D. *Acta Metall Sin*, 2010; 46: 1230  
(张维娜, 刘振宇, 王国栋. 金属学报, 2010; 46: 1230)
- [2] Masaaki I, Kozo K. *Int J Impact Eng*, 2000; 24: 117
- [3] Liu C Y, Li D Z, Wei Y H, Hou L F, Liu D F, Jin X Z. *J Iron Steel Res*, 2010; 22(6): 48  
(刘春月, 李大赵, 卫英慧, 侯利锋, 刘东风, 金献哲. 钢铁研究学报, 2010; 22(6): 48)
- [4] Liu W, Li Z B, Wang X, Zou H, Wang L X. *Acta Metall Sin*, 2009; 45: 285  
(刘伟, 李志斌, 王翔, 邹骅, 王立新. 金属学报, 2009; 45: 285)
- [5] Grassel O, Kruger L, Frommeyer G, Meyer L W. *Int J Plast*, 2000; 16: 1391
- [6] Curtze S, Kuokkala V T. *Acta Mater*, 2010; 58: 5129
- [7] Sahu P, Curtze S, Das A, Mahato B, Kuokkalab V T, Chowdhury S G. *Scr Mater*, 2010; 25: 6
- [8] Hwang S W, Ji J H, Park K T. *Mater Sci Eng*, 2011; A528: 7267
- [9] Parka K T, Hwang S W, Ji J H, Lee C S. *Proc Eng*, 2011; 10: 1002
- [10] Hsu C H, Lee S C, Wang L, Dong X. *Mater Chem Phys*, 2002; 73: 174
- [11] Murr L E, Staudhammer K P, Hecker S S. *Metall Trans*, 1982; 13: 627
- [12] Yu Y N. *Fundamentals of Materials Science*. Beijing: High Education Press, 2006: 559  
(余永宁. 材料科学基础. 北京: 高等教育出版社, 2006: 559)
- [13] Xu Z, Zhao L C. *Metal Solid Phase Transformation Principle*. Beijing: Science Press, 2004: 86  
(徐洲, 赵连城. 金属固态相变原理. 北京: 科学出版社, 2004: 86)
- [14] Wu C C, Wang S H, Chen C Y, Yang J R, Chiu P K, Fang J. *Scr Mater*, 2007; 56: 717
- [15] Lee W S, Xiea G L, Lin C F. *Mater Sci Eng*, 2001; A257: 256
- [16] Hokka M, Kuokkala V T, Curtze S, Vuoristo T, Apostol M. *J Phys IV Fr*, 2006; 134: 1301
- [17] Huang B X, Wang X D, Rong Y H, Wang L, Jin L. *Mater Sci Eng*, 2006; A438-440: 306
- [18] De A K, Speer J G, Murdock D C, Mataya M C, Comstock R J. *Metall Mater Trans*, 2006; 37A: 1875
- [19] Schramm R E, Reed R P. *Metall Trans*, 1975; 6: 1345
- [20] Bolling G F, Richman R H. *Acta Metall*, 1965; 13: 709
- [21] Zhou X F, Fu R Y, Su Y, Li L. *J Mater Therm Treat*, 2009; 30(5): 145.  
(周小芬, 符仁钰, 苏钰, 李麟. 材料热处理学报, 2009; 30(5): 145)
- [22] Bohle J, Chmelic F. *J Alloys Compd*, 2004; 378: 207
- [23] Barnett M R, Keshavara Z, Beer A G, Atwell D. *Acta Mater*, 2004; 52: 5093
- [24] Xue Q, Liao X Z, Zhu Y T, Gray III G T. *Mater Sci Eng*, 2005; A410-411: 252
- [25] Allain S, Chateau J P, Bouaziz O, Migot S, Guelton N. *Mater Sci Eng*, 2004; A387-389: 158

(责任编辑: 毕淑娟)