

# Fe-Mn-C-Si-Cr 高锰钢中的层错能和实验研究

郎 东,黄维刚

(四川大学 材料科学与工程学院,四川 成都 610065)

**摘 要:**基于 Cohen 和 Olson 提出的热力学模型,研究了 Cr 和 Si 含量对 Fe-(7-25)Mn-0.6C-Cr-Si 高锰钢层错能的影响,并通过拉伸和冲击实验,探究了 Fe-15Mn-0.6C-4Cr-3Si 高锰钢的力学性能和加工硬化行为。结果表明,高锰钢中的层错能随 Cr 含量的增加而降低。Si 对层错能的影响取决于钢中的 Mn 含量,当 Mn 含量低于 13%时,层错能随 Si 含量的变化呈现出先增加后降低的趋势。当 Mn 含量为 13%时,层错能先随 Si 含量的增加而保持不变,当 Si 含量超过 3%时,层错能随 Si 含量的增加而下降。当 Mn 含量超过 13%时,Si 的增加降低钢中的层错能。试验钢的抗拉强度和屈服强度为 928 MPa 和 450 MPa,伸长率为 28.6%,冲击韧度为 156 J/cm<sup>2</sup>。试验钢在变形过程中产生大量的-马氏体,使其具有较高的加工硬化能力。

**关键词:**高锰钢;热力学模型;层错能;力学性能;加工硬化

**中图分类号:** TG142.1

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1000-8365(2021)07-0575-05

## Stacking Fault Energy in Fe-Mn-C-Si-Cr High Manganese Steels and Experimental Investigation

LANG Dong, HUANG Weigang

(School of Materials Science and Engineering, Sichuan University, Chengdu 610065, China)

**Abstract:** Based on a thermodynamic model proposed by Cohen and Olson, the effects of Cr and Si contents on the stacking fault energy (SFE) of Fe-(7-25)Mn-0.6C-Cr-Si high manganese steels were studied. The mechanical properties and work hardening behavior of Fe-15Mn-0.6C-4Cr-3Si high manganese steel were investigated by tensile and impact tests. The results show that the stacking fault energy in high manganese steel decreases with the increase of Cr content. The effect of Si on the stacking fault energy depends on the content of Mn in the steel. When the content of Mn is lower than 13%, the stacking fault energy increases first and then decreases with the change of Si content. When the content of Mn is 13%, the stacking fault energy first remains unchanged with the increase of Si content, and when the content of Si is more than 3%, the stacking fault energy decreases with the increase of Si content. When the content of Mn exceeds 13%, the increase of Si decreases the stacking fault energy in steel. The tensile strength, yield strength and elongation of the tested steel are 928 MPa, 450 MPa and 28.6%, respectively, and the impact toughness is 156 J/cm<sup>2</sup>. A large amount of -martensite is produced in the test steel during deformation, which makes it have high work hardening ability.

**Key words:** high manganese steels; thermodynamic model; stacking fault energy (SFE); mechanical properties; work hardening

由于具有优异的加工硬化能力和高的强度、塑性和韧性,高锰钢被广泛应用于矿山、冶金、煤炭和铁路等领域。然而,高锰钢经固溶处理后为奥氏体组织,导致钢的屈服强度较低,在使用过程中容易发生变形而影响工件的正常工作。由于高锰钢只有在高应力的作用下才能表现出高的加工硬化能力,

在低应力的作用下则不容易产生加工硬化,然而高锰钢通常在中低应力载荷的工况条件下使用,这就大大降低了高锰钢的使用效果<sup>[1-3]</sup>。

高锰钢的加工硬化行为与其变形机制有关。Koyama<sup>[4]</sup>等人的研究结果表明,不同变形机制对加工硬化能力的贡献从大到小的顺序为: $\epsilon$ -马氏体>变形孪晶>动态应变时效。李冬冬<sup>[5]</sup>等人认为当层错能低于 15 mJ/m<sup>2</sup>,高锰钢在塑性变形的过程中会形成  $\epsilon$ -马氏体,产生 TRIP 效应。当层错能在 18~45 mJ/m<sup>2</sup> 时,高锰钢的变形机制以孪生诱发塑性为主。当层错能超过 45 mJ/m<sup>2</sup> 时,高锰钢的变形机制主要为位错滑移<sup>[6]</sup>。文玉华<sup>[7]</sup>等人的研究结果表明,层错能越低,高锰钢在塑性变形的过程中形成的

收稿日期:2021-04-06

**基金项目:**黄维刚(1956—),重庆人,教授,博士生导师。研究方向:材料结构与性能方面的研究工作。

电话:13699011340, Email: huangwg56@163.com

**作者简介:**郎 东(1995—),云南昭通人,硕士。研究方向:合金的结构与性能。电话:18582522724,

Email:1958448414@qq.com

$\varepsilon$ -马氏体越多,加工硬化速率也越高。因此,可从降低层错能的角度来设计合金成分,来提升高锰钢在低应力的作用下低的加工硬化能力。

本文作者综合考虑了高锰钢的固溶强化机制和变形机制,通过热力学模型研究了 Si 和 Cr 含量对 Fe-(7-25)Mn-0.6C-Si-Cr 系高锰钢中层错能的影响,并选取 Fe-15Mn-0.6C-3Si-4Cr 高锰钢为实验研究对象,探讨了试验钢的力学性能和变形过程中的加工硬化行为。

## 1 实验材料与方法

试验钢通过中频感应炉冶炼,浇注成 20 kg 的铸锭,将铸锭在 1 200 °C 的炉内加热均匀化后进行热锻,随后空冷到室温,最终所得坯料的尺寸为 1400 mm×60 mm×30 mm。从坯料上取实验用试样,然后进行 1 050 °C+1 h 的固溶处理,并水冷至室温。拉伸试样的尺寸为直径 5 mm,标距 20 mm,冲击试样的尺寸为 10 mm×10 mm×55 mm,U 型缺口。冲击韧性试验在 JB-300B 型摆锤式冲击试验机上进行,在 DDL100 型电子试验机上进行拉伸试验,拉伸速率为  $1.7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 。通过光学显微镜(MDS-400)观察试样拉伸前和拉伸后的显微组织,利用扫描电子显微镜(SEM/EDS)观察试样的拉伸断口形貌,采用 X'Pert PRO 型 XRD 衍射仪分析试样变形前和拉伸后的物相结构,扫描速度为  $2^\circ/\text{min}$ ,扫描角度范围为  $30^\circ\text{--}100^\circ$ 。

## 2 层错能计算的热力学模型

根据 Cohen 和 Olson 提出的奥氏体中层错形成热力学模型<sup>[8]</sup>,一片层错可看做两个原子层厚度的  $\varepsilon$ -马氏体,因此奥氏体中的层错能可表示为:

$$\gamma_{\text{SFE}} = 2\rho\Delta G^{\gamma\rightarrow\varepsilon} + 2\sigma^{\gamma/\varepsilon} \quad (1)$$

式中, $\rho$  是面心立方晶体中密排面 {111} 的摩尔表面密度,与奥氏体的点阵参数  $\alpha$  有关, $\Delta G^{\gamma\rightarrow\varepsilon}$  为  $\gamma\rightarrow\varepsilon$  相变时吉布斯自由能的变化, $\sigma^{\gamma/\varepsilon}$  是  $\gamma$ -奥氏体与  $\varepsilon$ -马氏体之间的界面能,可取值为  $8 \times 10^{-7} \text{ J/cm}^2$ <sup>[9]</sup>。

根据规则固溶体模型, $\Delta G^{\gamma\rightarrow\varepsilon}$  可表示为<sup>[10]</sup>:

$$\Delta G^{\gamma\rightarrow\varepsilon} = \Delta G_{\text{che}}^{\gamma\rightarrow\varepsilon} + \Delta G_{\text{mg}}^{\gamma\rightarrow\varepsilon} + \Delta G_{\text{seg}}^{\gamma\rightarrow\varepsilon} \quad (2)$$

式中, $\Delta G_{\text{che}}^{\gamma\rightarrow\varepsilon}$ ,  $\Delta G_{\text{mg}}^{\gamma\rightarrow\varepsilon}$  和  $\Delta G_{\text{seg}}^{\gamma\rightarrow\varepsilon}$  分别是  $\gamma\rightarrow\varepsilon$  相变过程中两相的摩尔化学自由能差,磁性转变自由能差与 Suzuki 效应引起的自由能差, $\Delta G_{\text{seg}}^{\gamma\rightarrow\varepsilon}$  在室温下的值很低通常可以忽略不计<sup>[11]</sup>。对于多元合金, $\Delta G_{\text{che}}^{\gamma\rightarrow\varepsilon}$  表

示为<sup>[12]</sup>:

$$\Delta G_{\text{che}}^{\gamma\rightarrow\varepsilon} = \sum_i x_i \Delta G_i^{\gamma\rightarrow\varepsilon} + \sum_{ij} x_i x_j \Omega_{ij}^{\gamma\rightarrow\varepsilon} \quad (3)$$

式中, $x_i$  和  $x_j$  分别表示纯合金元素  $i$  和  $j$  的摩尔分数, $\Delta G_i^{\gamma\rightarrow\varepsilon}$  为纯合金元素  $i$  在  $\gamma$  与  $\varepsilon$  相间的摩尔吉布斯自由能差, $\Omega_{ij}^{\gamma\rightarrow\varepsilon}$  为合金元素  $i$  和  $j$  之间的交互作用自由能。 $\Delta G_{\text{mg}}^{\gamma\rightarrow\varepsilon}$  可由下式计算:

$$\Delta G_{\text{mg}}^{\gamma\rightarrow\varepsilon} = \Delta G_{\text{mg}}^{\varepsilon} - \Delta G_{\text{mg}}^{\gamma} \quad (4)$$

式中, $G_{\text{mg}}^{\varepsilon}$  和  $G_{\text{mg}}^{\gamma}$  为  $\gamma$  与  $\varepsilon$  相磁性贡献的自由能,根据 Inden 提出的模型, $G_{\text{mg}}^{\phi}$  可表示为<sup>[12]</sup>:

$$G_{\text{mg}}^{\phi} = RT \ln(\beta^{\phi} + 1) f^{\phi}(\tau^{\phi}) \quad (5)$$

$$\tau^{\phi} = \frac{T}{T_{\text{Neel}}^{\phi}} \quad (6)$$

式中, $R$  和  $T$  分别为气体常数和温度(K), $f^{\phi}(\tau^{\phi})$  为关于  $\tau^{\phi}$  的多项式函数,其可表示为<sup>[13]</sup>:

$$f(\tau^{\phi}) = 1 - \frac{\left[ \frac{79\tau^{-1}}{140p} + \frac{474}{497} \left( \frac{1}{p} - 1 \right) \left( \frac{\tau^3}{6} + \frac{\tau^9}{135} + \frac{\tau^{15}}{600} \right) \right]}{D} \quad (7)$$

$$f(\tau^{\phi}) = - \frac{\left( \frac{\tau^{-5}}{10} + \frac{\tau^{-15}}{315} + \frac{\tau^{-25}}{600} \right)}{D} \quad (\tau > 1) \quad (8)$$

$$D = \frac{518}{1125} + \frac{11692}{15975} \left( \frac{1}{p} - 1 \right) \quad (9)$$

式中, $p$  为晶体的结构常数,对于面心立方 fcc 和密排六方 hcp 结构  $p=0.28$ 。 $\beta^{\phi}$  和  $T_{\text{Neel}}^{\phi}$  的计算公式如下<sup>[9]</sup>:

$$\beta^{\varepsilon} = 0.62X_{\text{Mn}} - 4X_{\text{C}} \quad (10)$$

$$\beta^{\gamma} = 0.7X_{\text{Fe}} + 0.62X_{\text{Mn}} - 0.8X_{\text{Cr}} - 0.64X_{\text{Fe}}X_{\text{Mn}} - 4X_{\text{C}} \quad (11)$$

$$T_{\text{N}}^{\varepsilon} = 580X_{\text{Mn}} \quad (12)$$

$$T_{\text{N}}^{\gamma} = 251 + 681X_{\text{Mn}} - 272X_{\text{Cr}} - 1157X_{\text{Si}} - 1740X_{\text{C}} \quad (13)$$

因此,根据规则固溶体模型相似原理,Fe-Mn-C-Cr-Si 系 TRIP 钢的相变自由能可表示为:

$$\begin{aligned} \Delta G^{\gamma\rightarrow\varepsilon} = & X_{\text{Fe}} \Delta G_{\text{Fe}}^{\gamma\rightarrow\varepsilon} + X_{\text{Mn}} \Delta G_{\text{Mn}}^{\gamma\rightarrow\varepsilon} + X_{\text{C}} \Delta G_{\text{C}}^{\gamma\rightarrow\varepsilon} + X_{\text{Cr}} \Delta G_{\text{Cr}}^{\gamma\rightarrow\varepsilon} \\ & + X_{\text{Si}} \Delta G_{\text{Si}}^{\gamma\rightarrow\varepsilon} + X_{\text{Fe}} X_{\text{Mn}} \Delta \Omega_{\text{FeMn}}^{\gamma\rightarrow\varepsilon} + X_{\text{Fe}} X_{\text{Cr}} \Delta \Omega_{\text{FeCr}}^{\gamma\rightarrow\varepsilon} \\ & + X_{\text{Fe}} X_{\text{Si}} \Delta \Omega_{\text{FeSi}}^{\gamma\rightarrow\varepsilon} + X_{\text{Fe}} X_{\text{C}} \Delta \Omega_{\text{FeC}}^{\gamma\rightarrow\varepsilon} + X_{\text{Mn}} X_{\text{C}} \Delta \Omega_{\text{MnC}}^{\gamma\rightarrow\varepsilon} \\ & + X_{\text{Mn}} X_{\text{Cr}} \Delta \Omega_{\text{MnCr}}^{\gamma\rightarrow\varepsilon} + \Delta G_{\text{Mg}}^{\gamma\rightarrow\varepsilon} \quad (14) \end{aligned}$$

由此热力学模型计算层错能所需的物理参数可从文献[9-10, 14-16]中获得。

### 3 试验结果与分析

#### 3.1 Fe-(7-25)Mn-0.6C-Si-Cr 钢层错能的计算结果

图 1 为 Fe-(7-25)Mn-0.6C-Si-Cr 系钢中的层错能随 Si 和 Cr 含量的变化曲线。由图 1(a)可见,高锰钢中的层错能均随着 Cr 含量的增加而线性降低,并且 Mn 含量越高,层错能随 Cr 含量增加而降低的速率越快。由图 1(b)可知,Si 对层错能的影响比较复杂,层错能随 Si 含量的变化趋势取决于钢中的 Mn 含量。当 Mn 含量为 7%时,层错能先随 Si 含量的增加而提高至一个最大值,当 Si 含量超过 4%时,层错能随着 Si 含量的增加而降低。当 Mn 含量为 13%时,层错能在 Si 含量低于 3%时不随 Si 含量的增加而变化,当 Si 含量超过 3%时,层错能则随 Si 含量的增加而降低。然而当 Mn 含量大于 13%时,Si

含量的增加均不同程度地降低钢中的层错能,并且 Mn 含量越高层错能降低的速率越快。从图 1(c)可以发现,4%的 Cr 加入钢中后层错能随 Si 含量的变化与图 1(b)中的规律类似,说明 Si 对层错能的影响规律与钢中的 Cr 含量无关。由图 1 中的结果发现,Mn 含量的增加均提高不同合金成分钢中奥氏体的层错能,结果导致奥氏体的稳定性增加。

#### 3.2 试验钢的组织与性能

在层错能计算的基础上,为了提高钢的强度和加工硬化率,使高锰钢能够在较低的应力下发生  $\varepsilon$ -马氏体相变,产生加工硬化,本试验设计了 Fe-15Mn-0.6C-3Si-4Cr 高锰钢,并对其微观组织和力学性能进行了研究。

图 2 为试验钢变形前和拉伸断裂后的金相组织。从图 2(a)可以看出,试验钢拉伸实验前的组织为

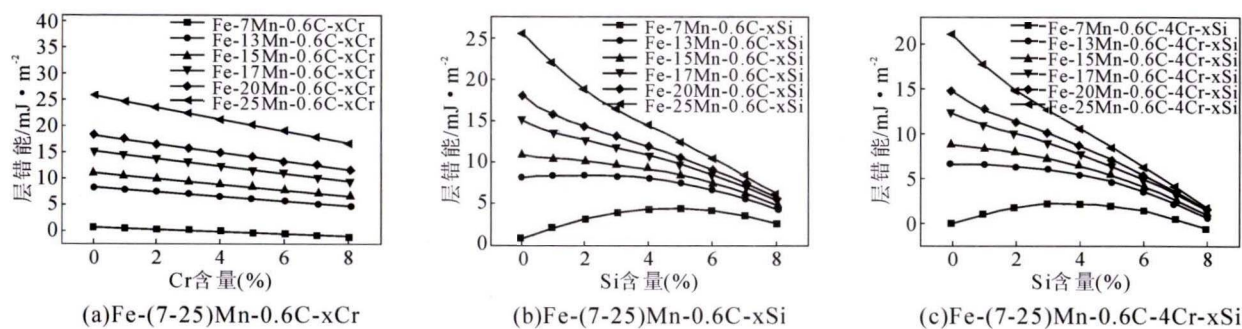


图 1 Fe-(7-25)Mn-0.6C-Si-Cr 系钢中的层错能随 Si 和 Cr 含量的变化曲线

Fig.1 Variations of SFE values with Si and Cr contents in Fe-(7-25)Mn-0.6C-Si-Cr steels

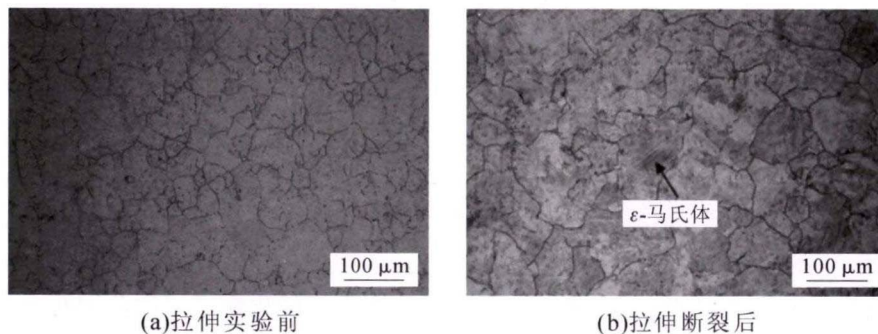


图 2 实验钢拉伸实验前后的显微组织  
Fig.2 Microstructure of the experiment steel before and after tensile test

奥氏体,拉断后的组织中存在大量密集排列的  $\varepsilon$ -马氏体,见图 2(b)。图 3 为试验钢变形前后的 X-射线衍射谱(XRD),由图 3 可知,变形前试验钢的组织为奥氏体,而变形后出现了  $\varepsilon$ -马氏体的衍射峰,这也证明了设计的高锰钢在应力作用下发生了面心立方的奥氏体(g)向密排六方的  $\varepsilon$ -马氏体转变。已有的研究表明<sup>[15]</sup>,当层错能小于 18 mJ/m<sup>2</sup>,高锰钢易于发生应力诱发  $\varepsilon$ -马氏体相变。试验钢的层错能为 7.1 mJ/m<sup>2</sup>,因此在变形过程中容易发生  $\varepsilon$ -马氏体相变。

试验钢的力学性能见表 1,由表 1 可知,试验钢

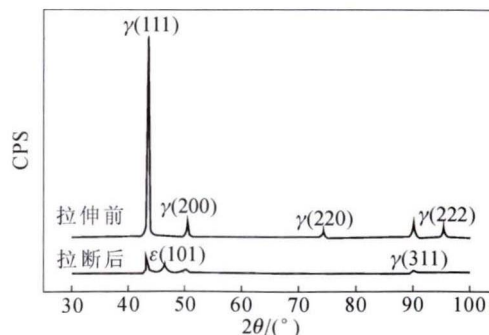


图 3 实验钢拉伸实验前后的显微组织  
Fig.3 XRD patterns of the experiment steel before and after tension test

表1 试验钢的力学性能  
Tab.1 Mechanical properties of the experiment steel

| 试验钢                  | 抗拉强度 /MPa             | 屈服强度 /MPa | 伸长率 (%) | 冲击韧度 /J·cm <sup>-2</sup> |
|----------------------|-----------------------|-----------|---------|--------------------------|
| Fe-0.6C-15Mn-3Si-4Cr | Fe-1.0C-13.3Mn-0.35Si | 928       | 869     | 450                      |
| 352                  | 28.6                  | 28.8      | 156     | >300                     |

的抗拉强度和屈服强度分别为 928 MPa 和 450 MPa, 伸长率为 28.6%, 冲击韧度为 156 J/cm<sup>2</sup>, 其强度显著高于传统高锰钢。图 4 为试验钢室温拉伸的工程应力-应变曲线和加工硬化速率-真应变曲线。由工程应力-应变曲线可见, 试验钢的拉伸表现出连续屈服行为, 随应变的增加, 应力连续升高。由图 4(b) 可知, 试验钢的加工硬化速率在 2 500 MPa 左右, 而且加工硬化速率随真应变的增加而逐渐升高, 表明试验钢具有较高的加工硬化能力。试验钢较高的加工硬化能力可理解为在拉伸塑性变形的过程中会发生

奥氏体→ $\epsilon$ -马氏体的相转变, 形成大量的  $\epsilon$ -马氏体,  $\epsilon$ -马氏体作为硬质相, 其可有效阻碍位错的运动从而提高试验钢的加工硬化能力。实验结果也证明了低层错能的高锰钢的塑性变形机制主要为应力诱发  $\epsilon$ -马氏体相变。

图 5 为试验钢的拉伸断口形貌。由图可见, 断口形貌为明显的韧窝特征, 表明试验钢为韧性断裂行为。实验结果说明试验钢在具有较高强度的同时仍具有良好的韧性。

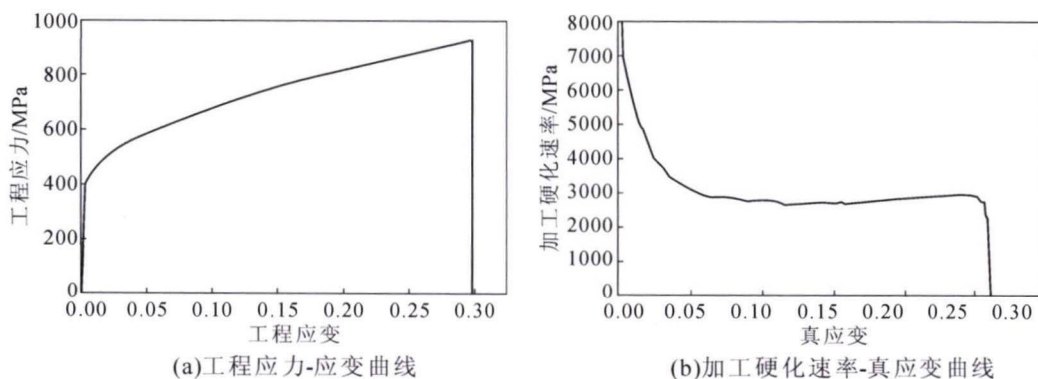


图 4 试验钢的工程应力-应变曲线和加工硬化速率-真应变曲线  
Fig.4 The engineering stress-strain curve and work hardening rate-true strain curve of the experimental test

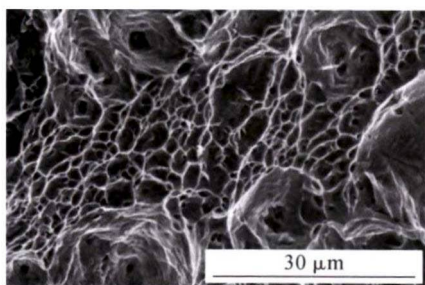


图 5 试验钢的拉伸断口形貌  
Fig.5 The tensile fracture morphology of the experimental test

## 4 结论

(1) Fe-(7-25)Mn-0.6C-Si-Cr 系钢中的层错能随 Cr 含量的增加而线性降低, 且 Mn 含量越高, 层错能随 Cr 含量的增加而降低的速率越快。

(2) Si 含量对 Fe-(7-25)Mn-0.6C-Si-Cr 系钢中层错能的影响规律与钢中的 Mn 含量有关。当 Mn 含量低于 13% 时, 层错能先随 Si 含量的增加而升高, 升高到一个最高值后, 层错能开始随 Si 含量的增加而降低。当 Mn 含量为 13% 时, 层错能在 Si 含量低

于 3% 时不随 Si 含量的增加而变化, 当 Si 含量超过 3% 时, 层错能随 Si 含量的增加而下降。当 Mn 含量超过 13% 时, 层错能则随 Si 含量的增加而降低。

(3) 试验钢的层错能为 7.1 mJ/m<sup>2</sup>, 在变形过程中形成了大量的  $\epsilon$ -马氏体, 使试验钢的抗拉强度和屈服强度分别达到 928 MPa 和 450 MPa, 并具有较高的加工硬化能力。试验钢在具有高强度的同时仍然保持较高的塑性和冲击韧度。

## 参考文献:

- [1] ZHOU Z Z, SHAN Z X. Influence of Heat-Treatment on Enhancement of Yield Strength and Hardness by Ti-V-Nb Alloying in High-Manganese Austenitic Steel[J]. Metals, 2019, 9(3): 299.
- [2] XIONG P H, REN L, WEN Y H. Effects of Si on the Microstructure and Work Hardening Behavior of Fe-17Mn-1.1C-xSi High Manganese Steels [J]. Metals and Materials International, 2020: 1-14.
- [3] 张银海, 武玉海, 赵强. 合金化高锰钢性能的试验研究 [J]. 铸造技术, 2016, 37(04): 636-637.
- [4] KOYAMA M, SAWAGUCHI T, TSUZAKI K. Work hardening as-

(下转第 588 页)

升高,SLM 试样的应变率有下降的趋势。

(2)SLM 成型的 316L 不锈钢试样拉伸过程中,塑性变形区附近打印态任意方向排列的微观组织经充分滑移后逐渐演变为接近于沿拉伸方向排列的纤维状组织。

### 参考文献:

- [1] LEE H, LIN C H J, LOW M J, et al. Laser in additive manufacturing: a review [J]. International Journal of Precision Engineering and Manufacturing Green Technology, 2017, 4(3): 307-322.
- [2] SINGH S, RAMARKISHNA S, SINGH R. Material issues in additive manufacturing: a review [J]. Journal of manufacturing Processes, 2017, 25: 185-200.
- [3] 张学军,唐思熠,肇恒跃,等. 3D 打印技术研究现状和关键技术[J]. 材料工程, 2016, 44(2): 122-128.
- [4] 段望春,高佳佳,董兵斌,等. 3D 打印技术在金属铸造领域的研究现状与展望[J]. 铸造技术, 2018, 39(12): 2895-2900.
- [5] 李涤尘,贺健康,田小永,等. 增材制造:实现宏微结构一体化制造[J]. 机械工程学报, 2013, 49(6): 129-135.
- [6] 郭志飞,张虎. 增材制造技术的研究现状及其发展趋势[J]. 机床与液压, 2017, 43(5): 148-151.
- [7] 杨强,鲁中良,黄福享,等. 激光增材制造技术的研究现状及发展趋势[J]. 航空制造技术, 2016, 12: 26-31.
- [8] 郑增,王联凤,严彪. 3D 打印金属材料研究进展[J]. 上海有色金属, 2016, 37(1): 57-60.
- [9] 刘洪军,刘川,韩龙,等. 薄壁陶瓷零件的挤出冷冻 3D 打印工艺[J]. 兰州理工大学学报, 2018, 44(6): 17-23.
- [10] 孙婷婷,杨永强,苏旭彬,等. 316L 不锈钢选区激光熔化成型致密化研究[J]. 激光技术, 2010, 34(4): 443-446.
- [11] 朱兆雨,陈长军,张敏. 激光增材制造镁合金的研究现状及展望[J]. 激光与光电子学进展, 2019, 56(19): 190006.
- [12] 陈迪,王燎,高海燕,等. 3D 打印钛合金内部孔洞的研究进展[J]. 应用激光, 2019, 39(1): 72-78.
- [13] 宗学文,高倩,周宏志,等. 基于激光选区熔化的 316L 激光能量密度和各向异性研究[J]. 中国激光, 2019, 46(5): 0502003.
- [14] 王黎,魏青松,贺文婷,等. 粉末特性与工艺参数对 SLM 成形的影响[J]. 华中科技大学学报(自然科学版), 2012, 40(6): 20-23.
- [15] 张乔石,陈向东,袁自钧,等. 选择性激光熔化中铺粉层厚的影响[J]. 合肥工业大学学报(自然科学版), 2017(9): 1226-1230.
- [16] 王迪,杨永强,黄延禄,等. 选区激光熔化直接成型金属零件致密度的改善[J]. 华南理工大学学报(自然科学版), 2010, 38(6): 107-111.
- [17] 付立定,史玉升,章文献,等. 316L 不锈钢粉末选择性激光熔化快速成形的工艺研究[J]. 应用激光, 2008, 28(2): 108-111.
- [18] 丁利,李怀学,王玉岱,等. 热处理对激光选区熔化成形 316 不锈钢组织与拉伸性能的影响[J]. 中国激光, 2015, 42(4): 0406003.
- [19] 尹燕,刘鹏宇,路超,等. 选区激光熔化成型 316L 不锈钢微观组织及拉伸性能分析[J]. 电焊机, 2017, 47(9): 69-74.

(上接第 578 页)

- sociated with  $\varepsilon$ -martensitic transformation, deformation twinning and dynamic strain aging in Fe-17Mn-0.6C and Fe-17Mn-0.8C TWIP steels [J]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 528(24): 7310-7316.
- [5] 李冬冬,钱立和,张福成. Mn 含量对 Fe-Mn-C 孪生诱发塑性钢拉伸变形行为的影响[J]. 金属学报, 2018, 54(12): 1777-1784.
- [6] CURTZE S, KUOKKALA V T. Dependence of tensile deformation behavior of TWIP steels on stacking fault energy, temperature and strain rate[J]. Acta Materialia, 2010, 58(15): 5129-5141.
- [7] WEN Y H, PENG H B, RAABE D. A novel high manganese austenitic steel with higher work hardening capacity and much lower impact deformation than Hadfield manganese steel[J]. Materials & Design, 2014, 55: 798-804.
- [8] O. GB, C. M. A general mechanism of martensitic nucleation Part I. General concepts and the FCC→HCP transformation [J]. METALLURGICAL TRANSACTIONS A-PHYSICAL METALLURGY AND MATERIALS SCIENCE, 1976, 7: 1897-1904.
- [9] CURTZE S, KUOKKALA V T, Hänninen H. Thermodynamic modeling of the stacking fault energy of austenitic steels [J]. Acta Materialia, 2011, 59(3): 1068-1076.
- [10] WU B, QIAN B, WEN Y. Effects of Cr on stacking-fault energy and damping capacity of FeMn[J]. Materials Science and Technology, 2016, 33(8): 1019-1025.
- [11] ISHIDA K. Direct estimation of stacking fault energy by thermodynamic analysis [J]. PHYSICA STATUS SOLIDI A-APPLIED RESEARCH, 1976, 36: 717-728.
- [12] RIBAMAR G G, ANDRADE T C, ABREUH F G. Thermodynamic Stacking Fault Energy, Chemical Composition, and Microstructure Relationship in High-Manganese Steels [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2020, 51(9): 4812-4825.
- [13] DINSDALE A T. SGTE DATA FOR PURE ELEMENTS[J]. CALPHAD-COMPUTER COUPLING OF PHASE DIAGRAMS AND THERMOCHEMISTRY 1991, 15: 317-425.
- [14] DUMAY A, CHATEAU J P, BOUAZIZ O. Influence of addition elements on the stacking-fault energy and mechanical properties of an austenitic Fe-Mn-C steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2008, 483-484: 184-187.
- [15] XIONG R, PENG H, WEN Y. Thermodynamic calculation of stacking fault energy of the Fe-Mn-Si-C high manganese steels[J]. Materials Science and Engineering: A, 2014, 598: 376-386.
- [16] RENBO S, SHUAI L, PEI Z. Stacking fault energy and compression deformation behavior of ultra-high manganese steel[J]. Procedia Engineering, 2017, 207: 1821-1826.