

doi: 10.3969/j.issn.2095-0411.2022.05.002

# 临界退火时间对温轧中锰钢组织性能演变的影响

潘海军, 李新宇, 乔 博, 江 鹏, 王知鸷, 吴王平, 苗乃明

(常州大学 机械与轨道交通学院, 江苏 常州 213164)

**摘要:** 为探究临界退火 (即奥氏体和铁素体相区) 时间对温轧中锰钢组织性能的影响规律, 文章以 Fe-0.21C-0.20Si-6.1Mn-0.97Al 温轧中锰钢为研究对象, 借助 SEM 和 XRD 微观组织表征手段和力学性能测试方法, 探究了中锰钢在不同退火时间 (10 min, 1 h 和 12 h) 下的微观组织和力学性能。结果表明: 温轧中锰钢的机械性能对热处理时间就有极大的依赖性, 随着热处理时间从 10 min 增至 1 h, 实验钢的力学性能增加, 随着退火时间进一步增加至 12 h, 实验钢的力学性能降低; 随着退火时间延长, 实验钢的晶粒尺寸增加, 微观形貌从板条状逐渐变为等轴状; 残余奥氏体的体积分数和机械稳定性随着热处理时间从 10 min 增至 12 h, 均呈现先升高后降低的趋势。因此可以通过调控热处理时间对中锰钢微观组织和力学性能综合调控。

**关键词:** 温轧中锰钢; 热处理时间; 微观组织; 力学性能

**中图分类号:** TG 1

**文献标志码:** A

**文章编号:** 2095-0411(2022)05-0008-07

## Microstructure-Mechanical Properties of Warm Rolled Medium Mn Steel Affected by Intercritical Annealing Time

PAN Haijun, LI Xinyu, QIAO Bo, JIANG Peng, WANG Zhizhi, WU Wangping, MIAO Naiming  
(School of Mechanical Engineering and Rail Transit, Changzhou University, Changzhou 213164, China)

**Abstract:** So as to investigate the influence of intercritical annealing time on microstructure and mechanical properties of medium Mn steels based on the results of SEM, XRD and tensile properties, a Fe-0.21C-0.20Si-6.1Mn-0.97Al alloy was treated at different annealing times (10 min, 1 h and 12 h) in this papers. The results showed that the increase in annealing times from 10 min to 1 h led to the increase in mechanical properties of warm rolled medium Mn steels, as the annealing time further increased to 12 h, the mechanical properties of the experimental steel decreased; the increase in annealing time led to the increase in average grain size and the equiaxed microstructure ratio; with the increase

**收稿日期:** 2022-06-25。

**基金项目:** 江苏省自然科学基金资助项目(BK20200985); 常州大学科学启动基金资助项目(ZMF20020321)。

**作者简介:** 潘海军(1988—), 男, 河南周口人, 博士, 讲师。E-mail: phj@cczu.edu.cn

**引用本文:** 潘海军, 李新宇, 乔博, 等. 临界退火时间对温轧中锰钢组织性能演变的影响[J]. 常州大学学报(自然科学版), 2022, 34(5): 8-14.

of annealing time from 10 min to 12 h, the retained austenite fraction and stability increased firstly, and then decreased. Based on the above results, it can be inferred that the microstructure and mechanical properties of medium Mn steel could be controlled by controlling the annealing time.

**Key words:** warm rolled medium Mn steel; annealing time; microstructure; mechanical properties

随着能源短缺和环境污染等一系列问题的突出,节能、安全和环保成为了汽车行业发展的主题。为满足该主题,汽车用先进高强钢(Advanced High Strength Steels, AHSS)成为了材料研发的热点<sup>[1-2]</sup>。根据微观组织结构和力学性能,可将汽车用先进高强钢的发展分为3个阶段:①将强塑积(极限抗拉强度和塑性的乘积)为10~20 GPa·%的IF(Interstitial Free)钢、DP(Dual Phase)钢、TRIP(Transformation Induced Plasticity)钢和马氏体钢等称为第一代先进高强钢,这类钢具有成本低的优点,但难满足现代高强钢的力学性能要求;②将强塑积为50~60 GPa·%奥氏体钢和孪生诱导塑性(Twinning Induced Plasticity, TWIP)钢等称为第二代先进高强钢,这类钢具有优异力学性能,但由于高合金含量和复杂成型工艺导致生产成本居高不下限制了其工业化应用;③一般将安全性和轻量化指标高于第一代汽车钢而生产成本又低于第二代汽车钢的高强塑积钢称为第三代汽车钢,其中包括中锰钢、纳米贝氏体钢、淬火-配分钢、超细晶粒钢等<sup>[3-4]</sup>。中锰钢作为第三代汽车用钢的典型代表,具有“多尺度、多相、亚稳”的结构<sup>[5]</sup>,兼具优异力学性能和较低生产成本,满足了汽车在安全性与轻量化方面的需求,得到了学术界和工业界的广泛关注。

目前中锰钢主要采取“热轧+冷轧+临界区退火”的制备工艺。但由于中锰钢具有较高的强度和刚度,在冷轧过程中对设备要求较高,且容易发生加工硬化,最终产生较大的回弹,这极大地降低了冷轧的效率和板材的成形精度<sup>[6]</sup>。为了提高生产效率,降低轧制成本,文章做了大量中锰钢温轧工艺的研究。结果表明:①相对于热轧,中锰钢温轧时能耗显著降低,且具有较低的表面氧化;②由于适中的轧制温度,温轧中锰钢经临界退火后呈现板条和等轴复相混晶组织,这使残余奥氏体的机械稳定性分布在较宽的范围,进而使残余奥氏体在较大的应变范围内持续发生马氏体相变,提高了材料的力学性能<sup>[7-8]</sup>。目前中锰钢的温成形研究,特别是临界退火过程中组织演变规律的研究还相对较少。因此文章将探究临界区退火时间对温轧中锰钢组织形貌、奥氏体体积分数和稳定性、拉伸性能等的影响规律,以便于实现改善中锰钢的生产工艺、提高产品性能并实现节能环保的目标。

## 1 实验材料和方法

### 1.1 实验材料及制备

实验所用中锰钢的化学成分(质量分数,%)为:Fe-0.21C-0.20Si-6.1Mn-0.97Al。实验过程为:将40 mm厚的实验铸锭在800℃保温2 h,然后快速转移到热轧机组上进行温轧,在500~750℃范围内经7道次,轧至1.5 mm厚,轧制压下率约为96%,最后空冷至室温;将温轧板在662℃进行不同时间保温(10 min, 1 h和12 h),最后空冷至室温。

### 1.2 实验热处理工艺制定

基于Thermo-Calc软件(TCFE8数据库)获得了实验钢相分数随温度变化曲线,结果如图1(a)所示。实验钢的完全奥氏体温度为778℃。为了降低轧制板材的氧化现象和使板材完全奥氏体化,温轧奥氏体化温度定为800℃。采用了马氏体转变开始温度公式(1)和Koistinen-Marburger(K-M)方程(2)<sup>[9]</sup>,计算了室温下残余奥氏体的体积分数随温度的变化情况。

$$M_s = 539 - 423\omega(C) - 30.4\omega(Mn) - 7.5\omega(Si) + 30\omega(Al) \quad (1)$$

式中:  $M_s$  为马氏体转变开始温度,  $^{\circ}\text{C}$ ;  $\omega(C)$ ,  $\omega(Mn)$ ,  $\omega(Si)$  和  $\omega(Al)$  分别为奥氏体中 C, Mn, Si, Al 元素的质量分数。

$$f_{M_s}^q = 1 - e^{-1.1 \times 10^{-2} (M_s - t_q)} \quad (2)$$

式中:  $f_{M_s}^q$  为奥氏体在冷却至室温时转化为马氏体的体积分数;  $t_q$  表示室温, 文中取  $25^{\circ}\text{C}$ 。

用临界退火后的预期奥氏体体积分数减去奥氏体在冷却至室温时转化为马氏体的体积分数, 可得到预测的最终残余奥氏体的体积分数。这种方法可用于预测残余奥氏体的体积分数峰值的对应退火温度。计算结果如图 1 (b) 所示, 表明实验钢微观组织中残余奥氏体的体积分数随温度的升高呈先增加后降低的趋势; 当临界退火温度为  $662^{\circ}\text{C}$  时, 残余奥氏体的体积分数达到最大值, 约为 41%, 因此实验的退火温度设为  $662^{\circ}\text{C}$ 。为了详细探究热处理时间对实验钢组织演变的影响规律, 热处理时间设定为 10 min, 1 h 和 12 h。

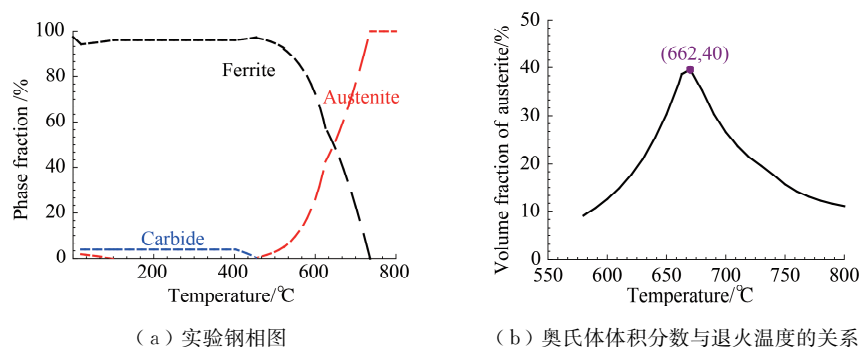


图 1 实验钢相图和理论奥氏体变化规律

Fig.1 Phase fraction and austenite pattern of experimental steel

### 1.3 组织表征和性能测试

借助扫描电镜 (SEM) 技术对不同退火时间的试样进行微观组织精细表征。其中涉及的 SEM 腐蚀剂为 15% 亚硫酸氢钠溶液。借助于 XRD 技术, 对实验样品中残余奥氏体的体积分数进行测定, 以评定残余奥氏体的稳定性。X 射线入射方向垂直于轧板表面, 使用 Ni 滤波片, 步进扫描速度为  $0.2(^{\circ})/\text{min}$ , 电压为 56 kV, 电流为 182 mA。计算所有铁素体晶面衍射峰以及所有奥氏体晶面衍射峰的积分强度, 然后计算出残余奥氏体的体积分数<sup>[10]</sup>。残余奥氏体的体积分数计算公式为

$$V_{\gamma} = \frac{\frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \frac{I_{\gamma,i}}{R_{\gamma,i}}}{\frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \frac{I_{\gamma,i}}{R_{\gamma,i}} + \frac{1}{M} \sum_{i=1}^M \frac{I_{\alpha,i}}{R_{\alpha,i}}} \quad (3)$$

式中:  $V_{\gamma}$  为奥氏体体积分数;  $I_{\gamma,i}$  为奥氏体晶面衍射峰的积分强度;  $I_{\alpha,i}$  为铁素体晶面衍射峰的积分强度;  $N$  为奥氏体晶面衍射峰数量;  $M$  为铁素体晶面衍射峰数量;  $R_{\gamma,i}$  为奥氏体晶面衍射峰的标准化常数;  $R_{\alpha,i}$  为铁素体晶面衍射峰的标准化常数。

根据 ASTM E8/E8M—2013a 国际标准, 借助 MTS CMT5303 系列电子万能试验机对实验材料进行拉伸性能测试。拉伸实验取样方向平行于轧制方向, 速度为 2 mm/min, 试样尺寸如图 2 所示。

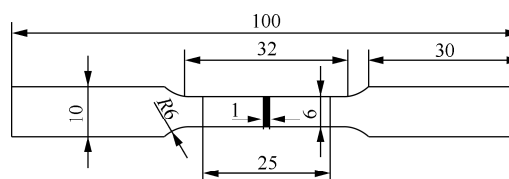


图 2 拉伸实验的尺寸示意图

Fig.2 Specimen of the tensile tests

2 实验结果

2.1 微观组织

温轧中锰钢退火前主要呈现板条状微观组织，板条方向和轧制方向一致，如图 3（a）所示。为了揭示实验钢在不同退火时间下的微观组织，对实验钢 662 ℃退火 10 min，1 h 和 12 h 后的微观组织进行表征，如图 3（b）~图 3（d）所示。基于不同组织中 Mn 和 Al 等元素体积分数及微观组织特征，亮白色组织为奥氏体或马氏体（ $\gamma$ ），灰黑色组织为铁素体（ $\alpha$ ）<sup>[11-12]</sup>。实验钢经 662 ℃热处理后的微观组织主要为铁素体和奥氏体组成的复相组织。当退火时间为 10 min 时，铁素体和奥氏体的形貌主要为板条状，如图 3（b）所示。当临界退火时间升至 1 h 时，铁素体和奥氏体呈现出板条和等轴状的混合形貌，如图 3（c）所示。当退火时间为 12 h 时，实验钢的微观组织主要为等轴状，如图 3（d）所示。

对比 3 组实验钢的 SEM 微观组织形貌不难得出：随着退火时间的延长，实验钢中等轴状微观组织的占比增加；随着退火时间延长，实验钢的晶粒尺寸或宽度增加。

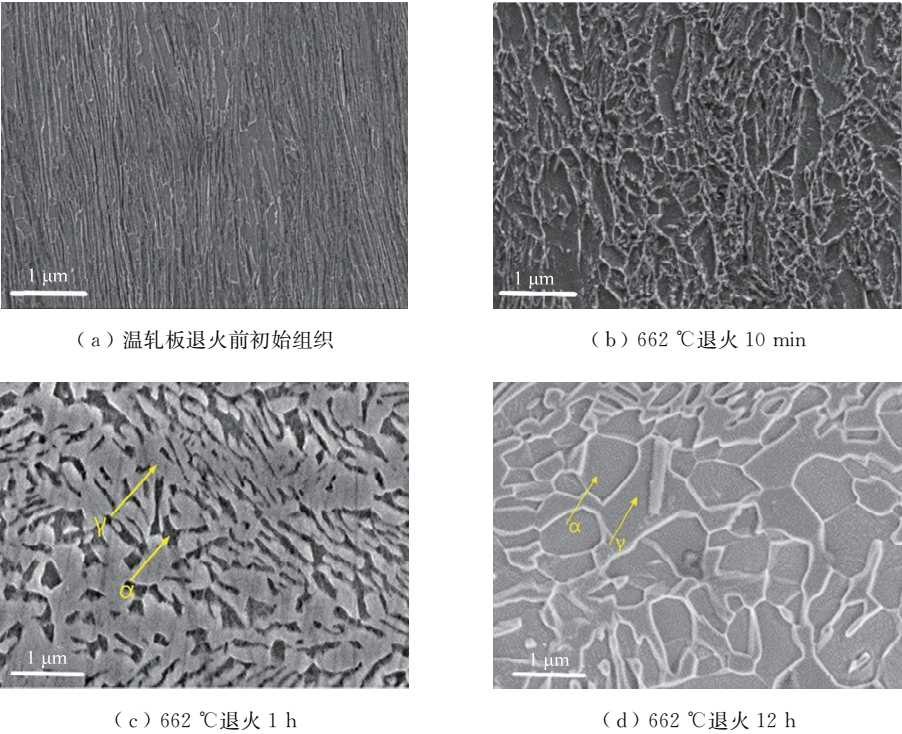


图 3 实验钢的 SEM 微观形貌  
Fig.3 SEM microstructure of experimental steel

2.2 拉伸行为

图 4 给出了 662 ℃退火时间分别为 10 min，1 h 和 12 h 的拉伸曲线。根据拉伸曲线的特征可把变形分为 4 个不同阶段：弹性变形、屈服平台、均匀塑性变形和断裂阶段。随着退火时间从 10 min 增至 12 h，实验钢的屈服平台降低。当退火时间为 1 h 和 12 h 时，拉伸曲线呈现了明显的锯齿特征，这可能与局部的动态应变时效或者 Portevin-Le Chatelier（PLC）效应相关。



不同退火时间的实验样品均呈现了不小于 1 000 MPa 的抗拉强度和  $\geq 18\%$  的延伸率。当退火时间从 10 min 增至 1 h, 实验钢延伸率从 18% 增至 41%。随着进一步增加退火时间至 12 h, 实验钢的延伸率降为 36%。当温轧中锰钢经临界退火后能具有大于 1 250 MPa 的抗拉强度和 40% 的延伸率, 退火时间为 1 h 时, 实验钢的力学性能最佳。

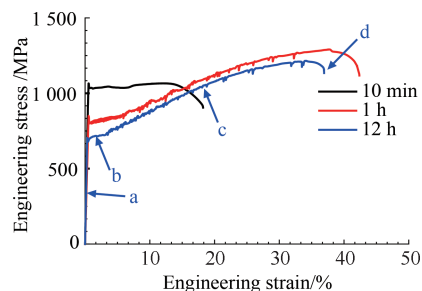


图 4 不同退火时间下实验钢的拉伸曲线

Fig.4 Tensile curves of experimental steels treated at different annealing times

### 3 结果讨论

#### 3.1 临界退火时间对中锰钢组织演变的影响

对于中锰钢, 经冷轧和临界退火后, 往往呈现出等轴状微观组织, 这是因为经冷轧后具有较大的形变储能, 在随后的临界退火过程中发生回复和再结晶, 最终呈现等轴状微观组织形貌。相比之下, 热轧态中锰钢往往形变储能不足, 其退火组织形貌为板条状。而温轧中锰钢的微观组织形貌呈现为热轧和冷轧混晶组织形貌, 这可能是因为中锰钢经温轧后一部分组织变形量较大, 在随后的临界退火过程中发生了再结晶, 而一部分变形量较小的组织仅仅发生了回复, 最终呈现为板条和等轴的混晶组织形貌特征<sup>[8,13-14]</sup>。

随着退火时间从 10 min 增至 12 h, 实验钢的微观组织形貌逐渐从板条和等轴状并存变为等轴状, 这是因为随着退火时间延长, 变形量较小的微观组织也将发生再结晶, 使等轴状微观组织的比例增加。其次, 随着退火时间的延长, 促进了铁素体和奥氏体的长大, 这也有利于等轴状微观组织比例的增加。因此上述两个因素可能是实验钢等轴微观组织随退火时间延长而增加的原因。

随着退火时间从 10 min 增至 12 h, 实验钢中残余奥氏体的体积分数呈现先增加后降低的趋势。这是因为随着临界退火时间延长, 一方面实验钢中 C/Mn 元素从铁素体向奥氏体扩散, 提高了奥氏体的机械热力学稳定性<sup>[14]</sup>, 最终使更多的残余奥氏体稳定至室温; 另一方面, 随着退火时间进一步增加, 奥氏体的平均晶粒尺寸增加, 这将有利于提高奥氏体的马氏体转变温度, 进而降低奥氏体的热力学稳定性, 最终在冷却过程中部分不稳定残余奥氏体发生马氏体转变, 降低残余奥氏体体积分数<sup>[14]</sup>。

#### 3.2 临界退火时间对温轧中锰钢力学性能的影响

中锰钢的力学性能与奥氏体的体积分数、稳定性和形貌密切相关。图 5 (a) 和图 5 (b) 为实验钢拉伸变形前后的 XRD 衍射图谱和残余奥氏体的体积分数。可以看出: ① 在拉伸变形前, 实验钢经 662 °C, 0.17 h (10 min) 后有约 17% 的残余奥氏体, 随着退火时间增至 1 h, 残余奥氏体体积分数约为 40%, 而进一步增加退火时间至 12 h, 残余奥氏体基体分数略有降低; ② 拉伸变性后, 实验钢中大量残余奥氏体发生马氏体相变, 仅剩约 4%; ③ 在热处理时间为 1 h 时, 实验钢中残余奥氏体发生马氏体转变的体积分数最大, 约为 36%, 如图 5 (c) 所示。结合图 4 的力学性能可知, 实验钢延伸率的变化趋势与残余奥氏体发生马氏体相变的体积分数基本一致, 因此可以推测实验钢中残余奥氏体发生马氏体相变的体积分数显著影响实验钢的延伸率。

中锰钢在残余奥氏体的机械稳定性也是影响实验钢力学性能的重要因素, 其可以通过式 (4) 进行评估<sup>[15]</sup>

$$K = -\frac{1}{\epsilon} \ln \left( \frac{f_r}{f_{r0}} \right) \quad (4)$$

式中： $f_{\tau 0}$ 为变形前奥氏体体积分数； $f_{\tau}$ 是应变为 $\epsilon$ 的奥氏体体积分数。

较低的  $K$  值，对应较高的奥氏体机械稳定性。不同退火时间样本的  $K$  值计算结果如图 5（d）所示。不难看出，退火 1 h 的样品中残余奥氏体具有较高的机械稳定性。因此实验钢经 662 ℃，1 h 后具有较好的力学性能可能是较高残余奥氏体转化体积分数和较高的奥氏体机械稳定性共同作用的结果。

综上可知，退火时间对中锰钢力学性能的调控主要通过如下途径：① 影响残余奥氏体的体积分数；② 影响残余奥氏体的机械稳定性；③ 影响微观组织的形貌和晶粒尺寸。

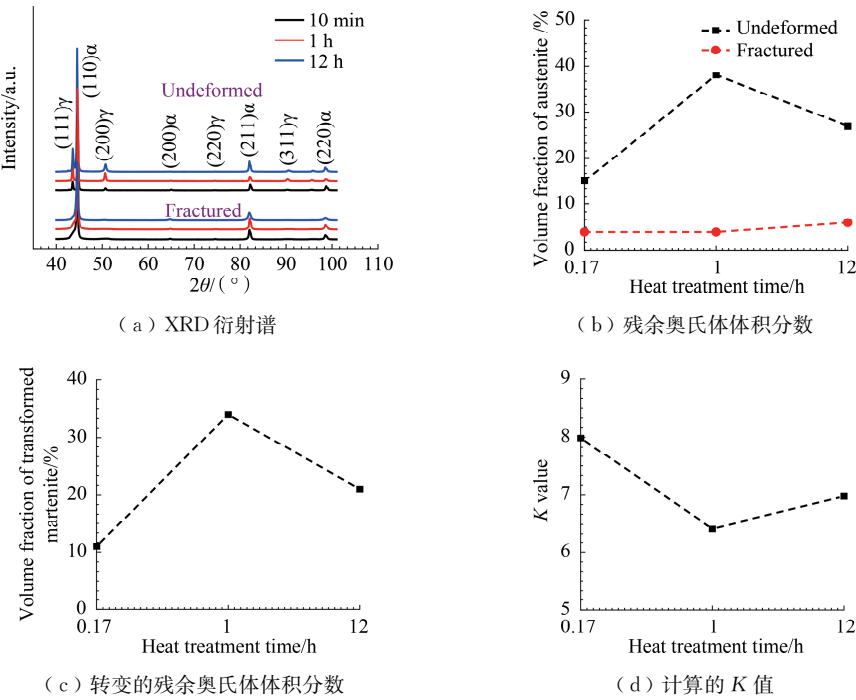


图 5 实验钢变形前后奥氏体变化规律及理论  $K$  值

Fig.5 Austenite pattern and the  $K$  value of experimental steel before or after tensile deformation

## 4 结 论

通过对中锰钢进行 662 ℃热处理 10 min，1 h 和 12 h 的试验，研究退火时间对实验钢组织性能的影响规律，主要结论为：

- 1) 温轧中锰钢经临界退火后能具有大于等于 1 250 MPa 的抗拉强度和大于等于 40% 的延伸率，当退火时间为 1 h 时，实验钢的力学性能最佳；
- 2) 温轧中锰钢经临界区短时间退火后仍为板条状组织，随着退火时间延长，板条状组织比例降低，等轴状组织比例增加；
- 3) 温轧中锰钢中残余奥氏体的体积分数随着退火时间的延长呈现先增加后降低的趋势，且其机械稳定性也呈现先增加后降低的趋势。

## 参考文献：

[1] 董瀚, 曹文全, 时捷, 等. 第 3 代汽车钢的组织与性能调控技术[J]. 钢铁, 2011, 46(6): 1-11.  
[2] 韦习成, 李麟, 符仁钰. TRIP 钢显微组织与性能关系的评述[J]. 钢铁研究学报, 2001, 13(5): 71-76.

- [3] 黄儒荣, 唐晓明, 管强. 汽车用特钢供需状况调研[J]. 特钢技术, 2004, 10(2): 61-66.
- [4] 王利, 陆匠心. 宝钢高强度汽车板技术进展[J]. 宝钢技术, 2009(S1): 36-40.
- [5] SUH D W, KIM S J. Medium Mn transformation-induced plasticity steels: recent progress and challenges[J]. Scripta Materialia, 2017, 126: 63-67.
- [6] 康永林, 王波. TRIP 钢板的组织、性能与工艺控制[J]. 钢铁研究学报, 1999, 11(3): 62-66.
- [7] ZHANG R, CAO W Q, PENG Z J, et al. Intercritical rolling induced ultrafine microstructure and excellent mechanical properties of the medium-Mn steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 583: 84-88.
- [8] HU B, LUO H W, YANG F, et al. Recent progress in medium-Mn steels made with new designing strategies, a review[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2017, 33(12): 1457-1464.
- [9] DE MOOR E, MATLOCK D K, SPEER J G, et al. Austenite stabilization through manganese enrichment[J]. Scripta Materialia, 2011, 64(2): 185-188.
- [10] VAN DIJK N H, BUTT A M, ZHAO L, et al. Thermal stability of retained austenite in TRIP steels studied by synchrotron X-ray diffraction during cooling[J]. Acta Materialia, 2005, 53(20): 5439-5447.
- [11] SUN B H, MA Y, VANDERESSE N, et al. Macroscopic to nanoscopic in situ investigation on yielding mechanisms in ultrafine grained medium Mn steels: role of the austenite-ferrite interface[J]. Acta Materialia, 2019, 178: 10-25.
- [12] YAN S, LI T L, LIANG T S, et al. By controlling recrystallization degree: a plain medium Mn steel overcoming Lüders deformation and low yield-to-tensile ratio simultaneously[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 758: 79-85.
- [13] HU B, LUO H W. A strong and ductile 7Mn steel manufactured by warm rolling and exhibiting both transformation and twinning induced plasticity[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 725: 684-693.
- [14] PAN H J, DING H, CAI M H. Microstructural evolution and precipitation behavior of the warm-rolled medium Mn steels containing Nb or Nb-Mo during intercritical annealing[J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 736: 375-382.
- [15] PAN H J, CAI M H, DING H, et al. Microstructure evolution and enhanced performance of a novel Nb-Mo microalloyed medium Mn alloy fabricated by low-temperature rolling and warm stamping[J]. Materials & Design, 2017, 134: 352-360.

(责任编辑:李艳)