

# Fe-8/11Mn-4Al-0.2C 钢的力学性能及应变硬化行为

蔡志辉, 李志超, 才博, 丁桦  
(东北大学材料科学与工程学院, 辽宁沈阳 110819)

**摘要:** 对 Fe-8Mn-4Al-0.2C(8Mn) 和 Fe-11Mn-4Al-0.2C(11Mn) 实验钢进行不同温度的淬火热处理, 实现奥氏体体积分数和稳定性的最优化。通过拉伸实验可得, 8Mn 钢和 11Mn 钢在淬火温度为 750℃ 时, 获得最佳的力学性能组合, 即强塑积为 46.4 GPa% 和 66.9 GPa%。8Mn-750 试样和 11Mn-750 试样在拉伸过程中表现出相同的三阶段应变硬化行为。通过 XRD 测定变形过程中奥氏体体积分数的变化, 研究发现 TRIP 效应主要发生在变形的第二和第三阶段。11Mn-750 试样由于具有更高的奥氏体含量、转变量和稳定性, 使得其塑性远远高于 8Mn-750 试样。

**关键词:** 中锰钢; 力学性能; TRIP 效应; 应变硬化行为

**中图分类号:** TG 335.58      **文献标志码:** A      **文章编号:** 1005-3026(2017)02-0224-05

## Mechanical Properties and Strain Hardening Behavior of Fe-8/11Mn-4Al-0.2C Steels

CAI Zhi-hui, LI Zhi-chao, CAI Bo, DING Hua  
(School of Materials Science & Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819, China. Corresponding author: CAI Zhi-hui, E-mail: tsazhihui@163.com)

**Abstract:** In order to optimize austenite volume fraction and stability, Fe-8Mn-4Al-0.2C (8Mn) and Fe-11Mn-4Al-0.2C (11Mn) steels were quenched at different temperatures. The variation of austenite fraction during tensile testing was measured by XRD. The results showed that 8Mn steel and 11Mn steel quenched at 750℃ obtain the best tensile property combinations, i. e., the product of strength and elongation is up to 46.4 GPa% and 66.9 GPa%, respectively. 8Mn-750 sample and 11Mn-750 sample exhibit a similar three-stage strain hardening behavior. TRIP effect mainly occurs in stage 2 and 3. The 11Mn-750 sample, which has higher austenite fraction, transformation ratio and stability, has a much better ductility than 8Mn-750 sample.

**Key words:** medium Mn-content steel; mechanical property; TRIP effect; strain hardening behavior

近年来以中锰 TRIP 钢(锰的质量分数为 4%~12%)为代表的第三代汽车用钢正成为国内外学者的主要研究方向。Heimbuch<sup>[1]</sup>提出用强塑积(即抗拉强度和伸长率的乘积)来表征第 3 代汽车钢的综合性能。Merwin<sup>[2-3]</sup>研发的中锰(5%~7%)、低碳(0.1%)成分的铁素体-奥氏体双相钢,采用罩式炉退火方式获得了大于 30 GPa% 的强塑积;Lee 等<sup>[4]</sup>所研究的 Fe-6Mn-0.05C 钢能获得 23 GPa% 的强塑积;李振等<sup>[5]</sup>研究的 Fe-6.7Mn-0.1C 钢获得大于 30 GPa% 的强塑积;Gibbs 等<sup>[6]</sup>研究的 Fe-7Mn-0.1C 钢获得的强塑积为 36 GPa%;Shi 等<sup>[7]</sup>研究的 Fe-7Mn-0.2C 钢能获得 44 GPa% 的强塑积。

近年来为进一步实现中锰汽车钢的轻量化,很多研究人员在中锰钢中加入了 Al 或者 Si 等元素,这两种元素可以有效地抑制碳化物的析出,提

高奥氏体稳定性,从而获得优秀的力学性能. 例如,Suh 等<sup>[8]</sup>研究的 Fe - 6Mn - 0. 1C - 3Al 能获得强塑积 30 GPa% ;Li 等<sup>[9]</sup>研究的 Fe - 6Mn - 0. 2C - 1. 6Al 能获得强塑积 42 GPa% ;Park 等<sup>[10]</sup>研究的 Fe - 8Mn - 0. 2C - 5Al 能获得强塑积 51 GPa% .

本文实验钢的名义成分为 Fe - 8Mn - 0. 2C - 4Al (8Mn 钢) 和 Fe - 11Mn - 0. 2C - 4Al (11Mn 钢). 对两种实验钢进行不同温度的淬火热处理,实现奥氏体体积分数和稳定性的最优化. 通过研究拉伸过程中实验钢的显微组织变化和应变硬化行为,着重分析奥氏体体积分数和稳定性对实验钢的力学性能和应变硬化行为的影响.

## 1 实验方法

8 Mn 钢和 11 Mn 钢通过真空中频感应炉熔炼成 50 kg 的铸锭. 将铸锭进行高温锻造,加工成截面积为 100 mm × 30 mm 的锻坯. 将锻坯放入高温炉加热至 1 200 ℃,保温 2 h,经过八道次热轧,最终轧成 4 mm 厚的板材,空冷至室温. 在冷轧机上轧至 1 mm 厚的冷轧板. 拉伸实验在美特斯 CMT5303 系列电子万能试验机上进行,设定拉伸速度 3 mm/min.

### 1. 1 热处理工艺

对于低合金 TRIP 钢,一般采用临界退火 - 贝氏体等温转变的热处理工艺<sup>[11]</sup>;而中锰钢则通常采用奥氏体逆相变 ( austenite reverted transformation, ART) 的热处理工艺<sup>[2-5]</sup>,该工艺耗时长. 本实验尝试上述两种热处理工艺均不能获得优良的力学性能,因此对实验钢进行淬火处理,即将实验钢分别在 700, 750, 800, 850 和 900 ℃保温 5 min 后淬火. 相比之下,本实验钢所需的热处理时间短,操作简便,而且能获得优秀的综合性能.

### 1. 2 XRD 分析

为研究不同淬火温度下奥氏体的含量和稳定性对实验钢力学性能的影响,利用 XRD 分别测定热处理后的拉伸试样在拉伸前和拉断后的残余奥氏体含量. 通过分析 XRD 衍射能谱,对试样的残余奥氏体含量进行计算. 利用 OriginPro 软件进行寻峰处理,并计算积分强度,选择奥氏体的 (200), (220) 和 (311) 晶面衍射线以及铁素体的 (200) 和 (211) 晶面衍射线计算残余奥氏体体积分数<sup>[12]</sup>:

$$\varphi_{\gamma} = 1. 4I_{\gamma} / ( I_{\alpha} + 1. 4I_{\gamma} ) . \quad (1)$$

式中:  $\varphi_{\gamma}$  为奥氏体的体积分数;  $I_{\gamma}$  为奥氏体 (200), (220) 和 (311) 晶面衍射峰的积分强度;  $I_{\alpha}$  为铁素体 (200) 和 (211) 晶面衍射峰的积分强度.

## 2 结果与讨论

### 2. 1 显微组织

图 1 为 8Mn 实验钢在不同温度淬火后显微组织的 SEM 图像. 从图中可以看出,8 Mn 钢在 750 ~ 800 ℃ 淬火后显微组织为铁素体 (F) 和奥氏体 (A); 在 850 ℃ 淬火后,显微组织为铁素体、奥氏体和马氏体 (M); 而在 900 ℃ 淬火后,生成较多的马氏体. 随着温度的升高,晶粒尺寸逐渐增大,奥氏体稳定性降低,因此在高温淬火时生成了马氏体.

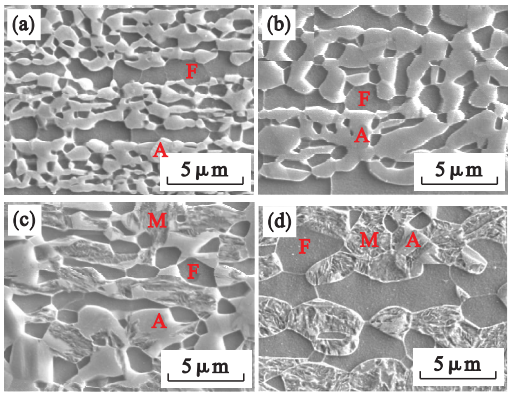


图 1 8 Mn 实验钢不同淬火温度下的显微组织  
Fig. 1 Micrographs of 8 Mn steel quenched at different temperatures  
(a) — 750 ℃; (b) — 800 ℃; (c) — 850 ℃; (d) — 900 ℃.

图 2 为 11 Mn 实验钢在不同温度淬火后显微组织的 SEM 图像,其显微组织随淬火温度的变化规律与 8 Mn 钢相同. 从图 2 可以看出,11 Mn 钢在 750 ~ 800 ℃ 淬火后显微组织由奥氏体和铁素体构成;在 850 ~ 900 ℃ 淬火后显微组织为奥氏体、铁素体和马氏体. 与图 1 对比可以发现,11 Mn 钢的奥氏体含量明显高于 8 Mn 钢,这从 XRD 的测量结果中进一步得到证实.

图 3 示出了两种实验钢经过不同温度淬火后残余奥氏体的体积分数. 对于 8 Mn 钢 (图 2a),奥氏体的体积分数在淬火温度为 750 ℃ 达到峰值 (46. 5% );随着温度的提高,奥氏体含量逐渐减少,这主要是由于部分奥氏体相变为马氏体,使得奥氏体含量下降. 对于 11 Mn 钢 (图 2b),当淬火温度为 800 ℃ 时试样的奥氏体体积分数最高为 74. 2% ;随着淬火温度的提高,奥氏体含量逐渐减少. 对比发现,XRD 的测量结果与显微组织随淬

火温度的演变情况是相符合的. 从拉伸前后奥氏体含量的变化可知, 实验钢在拉伸变形中诱发了马氏体相变( TRIP 效应).

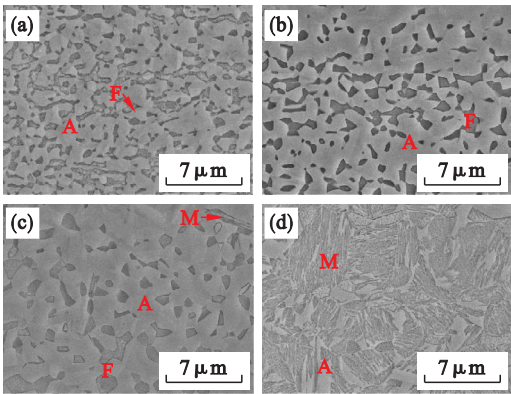


图 2 11Mn 钢不同淬火温度下的显微组织  
Fig. 2 Micrographs of 11Mn steel quenched at different temperatures  
(a)—750 °C; (b)—800 °C; (c)—850 °C; (d)—900 °C.

2.2 力学性能

图 4 示出了两种实验钢的力学性能, 可以发现两种实验钢的力学性能随淬火温度的变化规律

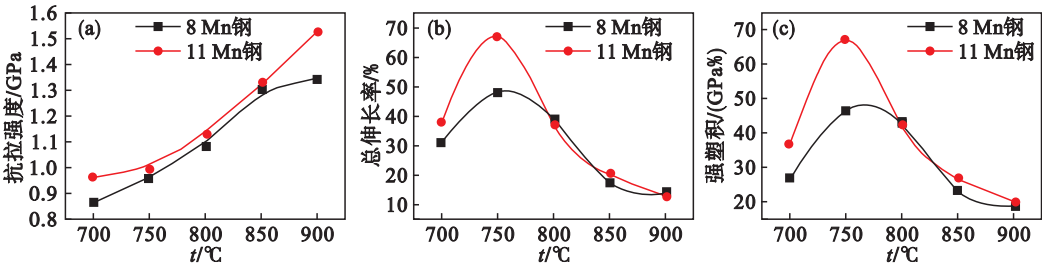


图 4 冷轧钢的力学性能  
Fig. 4 Mechanical properties of the cold-rolled samples  
(a)—抗拉强度; (b)—总伸长率; (c)—强塑积.

对比两种实验钢的力学性能可以发现, 当淬火温度为 800 ~ 900 °C 时, 两种实验钢的综合力学性能比较接近; 当淬火温度为 700 ~ 750 °C 时, 尤其在 750 °C 时, 11Mn 钢的总伸长率远远高于 8 Mn 钢. 下面将通过分析 8 Mn 钢和 11 Mn 钢在 750 °C 淬火后拉伸试样(以下简称 8 Mn - 750 试样和 11 Mn - 750 试样)的应变硬化行为来寻找两试样性能存在差异的原因.

2.3 应变硬化行为

图 5 示出了 8Mn - 750 试样和 11Mn - 750 试样的应变硬化率曲线. 对比发现, 两试样的应变硬化率随着应变量的增加呈现相同的三阶段变化规律. 第一阶段应变硬化率缓慢下降, 第二阶段为缓慢上升阶段, 第三阶段为波动下降阶段. 为了研究试样在不同阶段的变形行为, 对 11Mn - 750 试样进行工程应变量( $\epsilon_E$ )分别为 0. 10, 0. 20, 0. 40 和

是相同的. 实验钢的抗拉强度随着淬火温度的提高而逐渐提高; 淬火温度为 750 °C 总伸长率达到峰值, 然后随着温度提高而降低. 如图 4c 所示, 两种实验钢在淬火温度为 750 °C 时获得最佳的力学性能组合. 对于 8 Mn 钢, 其抗拉强度为 964 MPa, 总伸长率为 48. 1%, 强塑积为 46. 4 GPa%; 对于 11 Mn 钢, 其抗拉强度为 998 MPa, 伸长率达到 67%, 强塑积 66. 9 GPa%. 与其他合金成分的中锰钢相比<sup>[3,5,9,13]</sup>, 所研究的实验钢综合性能优秀, 而且热处理工艺简单.

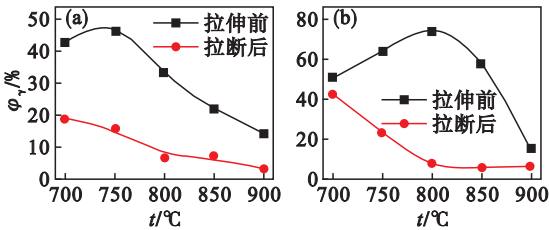


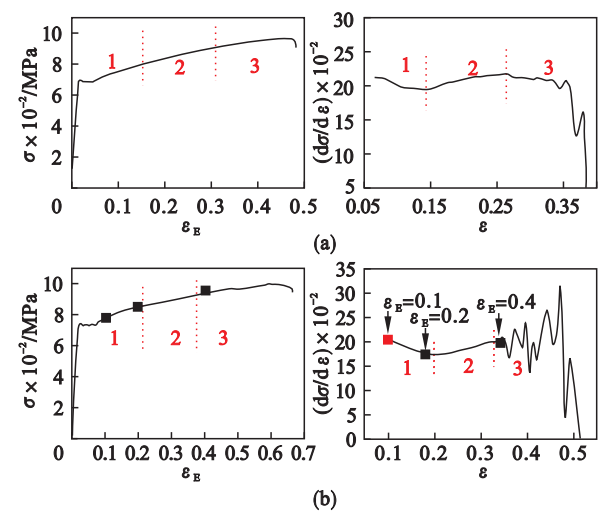
图 3 实验钢拉伸前后的奥氏体体积分数  
Fig. 3 Volume fraction of austenite of the samples before and after tensile tests  
(a)—8Mn 钢; (b)—11Mn 钢.

0. 67 (断裂) 的拉伸, 并通过 XRD 测定不同变形量时奥氏体体积分数的变化.

图 6 示出了 11Mn - 750 试样在不同应变变量下奥氏体体积分数的变化情况, 图 7 示出了不同应变变量下的显微组织演变. 对比变形前的组织(图 2a)可以发现, 在变形的第一阶段(应变量为 0 ~ 0. 20), 奥氏体的体积分数变化不大, 且铁素体被拉长(如图 7a, 图 7b 椭圆区域所示); 因此可以认为第一阶段主要为铁素体的变形, 铁素体的应变硬化能力较低, 使得应变硬化率曲线呈下降趋势. 在变形的第二阶段(应变量为 0. 20 ~ 0. 40), 即缓慢上升阶段, 其对应着奥氏体体积分数的急剧下降(从 62% 降为 31%), 图 6 中奥氏体含量的变化规律与 XRD 的测试结果相对应, 说明在这一阶段试样发生强烈的 TRIP 效应, 从而提高了应变硬化率. 第三阶段为波动下降阶段



(应变量为 0.40~0.67),在这一阶段奥氏体体积分数降至 23%,下降了 8%。文献[14]的研究工作表明,第三阶段应变硬化率的波动主要是由于发生了不连续的 TRIP 效应。由于奥氏体具有不同等级的稳定性,较为稳定的奥氏体需在较大的应力作用下才会诱发相变,产生 TRIP 效应,从而使局部应力转移,推迟颈缩,提高材料的延伸率。对比三个阶段奥氏体含量的变化可知,TRIP 效应主要发生在变形的第二和第三阶段。



数字 1,2,3 分别表示第一,二,三阶段  
图 5 试样 8Mn-750 和 11Mn-750 应力-应变曲线及其所对应的应变硬化率曲线  
Fig. 5 Strain-stress curves and the corresponding strain hardening rate of 8Mn-750 sample and 11Mn-750 sample  
(a)—8Mn-750; (b)—11Mn-750.

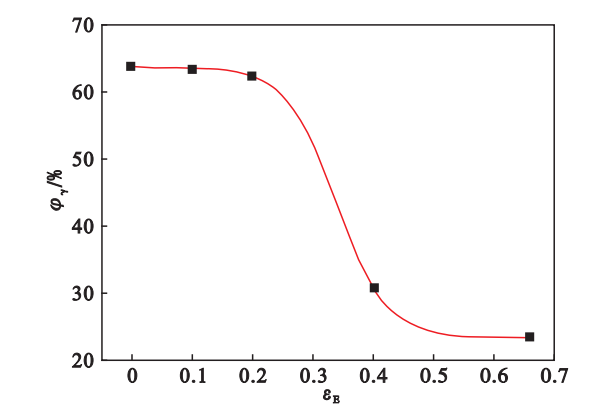


图 6 11Mn-750 试样不同应变变量下奥氏体体积分数的变化  
Fig. 6 Volume fraction of austenite as a function of engineering strain of 11Mn-750 sample

为了进一步比较 8Mn-750 试样和 11Mn-750 试样的奥氏体稳定性,通过公式<sup>[7]</sup> $\varphi_{\gamma} = \varphi_{\gamma 0} \cdot \exp(-k\varepsilon)$ 进行定量表征。其中  $\varphi_{\gamma 0}$  为初始奥氏体体积分数,  $\varphi_{\gamma}$  为应变量为  $\varepsilon$  时的奥氏体体积分数;  $k$  为奥氏体稳定性指数,  $k$  值越大,则奥氏体越不稳

定。通过计算可得,8Mn-750 试样和 11Mn-750 试样的  $k$  值分别为 2.3 和 1.5,因此,11Mn-750 试样的奥氏体稳定性更高。

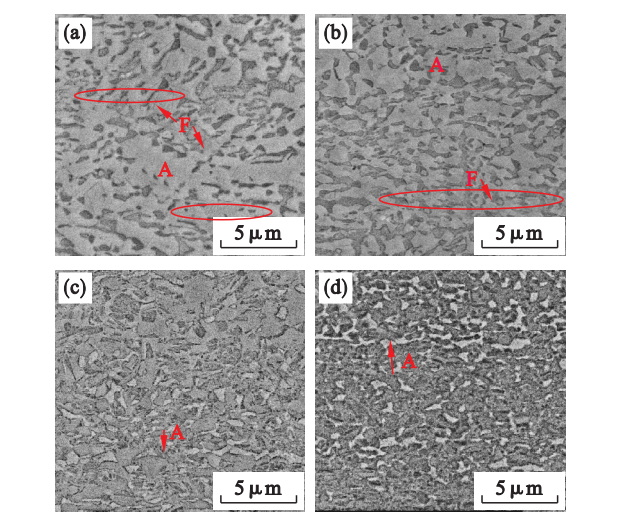


图 7 11Mn-750 试样不同应变变量的显微组织  
Fig. 7 SEM images of 11Mn-750 sample with different engineering strains  
(a)—0.1; (b)—0.2; (c)—0.4; (d)—0.67.

综合以上分析可知,对于 8Mn-750 试样,其 Mn 含量较低(Mn 是奥氏体稳定元素),且奥氏体晶粒尺寸较大,研究表明奥氏体晶粒尺寸越大,则稳定性越低<sup>[15]</sup>,因此其奥氏体稳定性较低,在较低的应变变量( $\varepsilon = 0.14$ )时,如图 5a 所示,开始发生 TRIP 效应;而 11Mn-750 试样由于奥氏体稳定性较高,在应变变量  $\varepsilon = 0.20$  才开始发生 TRIP 效应。此外,11Mn-750 试样含有较高的奥氏体体积分数(64%),变形过程中有 41% 的奥氏体发生 TRIP 效应;相比之下,8Mn-750 试样初始奥氏体体积分数只有 47%,在变形过程中有 31% 的奥氏体发生 TRIP 效应。因此,11Mn-750 试样由于具有更高的奥氏体含量、转变量和稳定性,使得塑性远远高于 8Mn-750 试样。

### 3 结 论

- 1) 实验钢在 750 ℃ 淬火后获得最佳的力学性能组合。8Mn 钢抗拉强度为 964 MPa,总伸长率为 48.1%,强塑积为 46.4 GPa%;11Mn 钢抗拉强度为 998 MPa,伸长率达到 67%,强塑积 66.9 GPa%。与其他中锰钢相比,本实验钢的力学性能优秀,且热处理工艺简单。
- 2) 8Mn-750 试样和 11Mn-750 试样在拉伸过程中表现出相同的三阶段应变硬化行为,TRIP 效应主要发生在第二和第三阶段。11Mn-

750 试样由于具有更高的奥氏体含量、转变量和稳定性,使得其塑性远远高于 8Mn-750 试样.

参考文献:

[ 1 ] Heimbuch R. Overview: auto/steel partnership [ EB/OL ]. [ 2015-09-20 ]. <https://www.a-sp.org/>.

[ 2 ] Merwin M J. Microstructure and properties of cold rolled and annealed low-carbon manganese TRIP steels [ J ]. *Iron Steel Technology*, 2008, 10: 66-84.

[ 3 ] Merwin M J. Low-carbon manganese TRIP steels [ J ]. *Materials Science Forum*, 2007, 539/540/541/542/543: 4327-4332.

[ 4 ] Lee S, Lee S J, Santhosh K S, et al. Localized deformation in multiphase ultra-fine-grained 6 Pct Mn transformation-induced plasticity steel [ J ]. *Metallurgical and Materials Transactions: A*, 2011, 42(12): 3638-3651.

[ 5 ] 李振, 赵爱民, 唐荻, 等. 低碳中锰热轧 TRIP 钢退火工艺及组织演变 [ J ]. 北京科技大学学报, 2012, 43(2): 132-136. ( Li Zhen, Zhao Ai-min, Tang Di, et al. Annealing process and microstructure evolution of low carbon medium manganese hot-rolled TRIP steel [ J ]. *Journal of University of Science and Technology Beijing*, 2012, 43(2): 132-136. )

[ 6 ] Gibbs P J, de Moor E, Merwin M J, et al. Austenite stability effects on tensile behavior of manganese-enriched-austenite transformation-induced plasticity steel [ J ]. *Metallurgical and Materials Transactions: A*, 2011, 42(12): 3691-3702.

[ 7 ] Shi J, Sun X J, Wang M Q, et al. Enhanced work-hardening behavior and mechanical properties in ultrafine-grained steels with large-fractioned metastable austenite [ J ]. *Scripta Materialia*, 2010, 63: 815-818.

[ 8 ] Suh D W, Park S J, Lee T H, et al. Influence of Al on the

microstructural evolution and mechanical behavior of low-carbon, manganese transformation-induced-plasticity steel [ J ]. *Metallurgical and Materials Transactions: A*, 2010, 41: 397-408.

[ 9 ] Li Z C, Ding H, Cai Z H. Mechanical properties and austenite stability in hot-rolled 0.2C-1.6/3.2Al-6Mn-Fe TRIP steel [ J ]. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, 639: 559-566.

[ 10 ] Park S J, Hwang B, Lee K H, et al. Microstructure and tensile behavior of duplex low-density steel containing 5 mass% aluminum [ J ]. *Scripta Materialia*, 2013, 68: 365-369.

[ 11 ] Tjahjanto D D, Suiker A S J, Turteltaub S, et al. Micromechanical predictions of TRIP steel behavior as a function of microstructural parameters [ J ]. *Computational Materials Science*, 2007, 41: 107-116.

[ 12 ] Jha B K, Avtar R, Dwivedi V S, et al. Structure-property correlation in carbon low alloy high strength wire rods/wires containing retained austenite [ J ]. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 1996, 49(3): 133-142.

[ 13 ] Han Q H, Zhang Y L, Wang L. Effect of annealing time on microstructural evolution and deformation characteristics in 10Mn1.5Al TRIP steel [ J ]. *Metallurgical and Materials Transactions: A*, 2015, 46(5): 1917-1926.

[ 14 ] Cai Z H, Ding H, Misra R D K, et al. Unique serrated flow dependence of critical stress in a hot-rolled Fe-Mn-Al-C steel [ J ]. *Scripta Materialia*, 2014, 71: 5-8.

[ 15 ] Jung Y S, Lee Y K, Matlock D K, et al. Effect of grain size on strain-induced martensitic transformation start temperature in an ultrafine grained metastable austenitic steel [ J ]. *Metals and Materials International*, 2011, 17: 553-556.