

doi: 10.12068/j.issn.1005-3026.2020.07.020

# 应变速率对 Fe-11Mn-2Al-0.2C 中锰钢变形行为的影响

蔡志辉<sup>1,2</sup>, 张德良<sup>1</sup>, 周彦君<sup>1</sup>, 文光奇<sup>1</sup>

(1. 东北大学材料科学与工程学院, 辽宁沈阳 110819; 2. 攀钢集团研究院有限公司, 四川攀枝花 617000)

**摘要:** 对 Fe-11Mn-2Al-0.2C 中锰钢进行不同应变速率( $2 \times 10^{-4} \sim 200 \text{ s}^{-1}$ )下的拉伸试验, 探讨其力学性能和变形机制. 结果表明: 随应变速率的增加, 抗拉强度由 1 456 MPa 逐渐降低到 1 086 MPa; 在应变速率为  $2 \times 10^{-4} \sim 20 \text{ s}^{-1}$  时, 总伸长率由 48.2% 降低到 38.2%; 在应变速率为  $20 \sim 200 \text{ s}^{-1}$  时, 由 38.2% 上升至 44.0%. 随应变速率的增加, 试样的显微组织被拉长、扭曲、切断; 韧窝形态由深的等轴韧窝向浅的卵形韧窝转变; 试样受力由正应力为主导逐渐转变为剪切应力为主导. 变形机制与应变速率有关, 低应变速率( $2 \times 10^{-4} \sim 2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ )下 TRIP 效应明显; 中应变速率( $2 \times 10^{-2} \sim 2 \text{ s}^{-1}$ )下 TRIP 效应受到抑制, 出现 TWIP 效应; 高应变速率( $2 \sim 200 \text{ s}^{-1}$ )下 TRIP 和 TWIP 效应都增强.

**关键词:** 中锰钢; 应变速率; 变形行为; TRIP 效应; TWIP 效应

中图分类号: TP 20 文献标志码: A 文章编号: 1005-3026(2020)07-1041-07

## Effect of Strain Rate on Deformation Behavior of Fe-11Mn-2Al-0.2C Medium-Mn Steel

CAI Zhi-hui<sup>1,2</sup>, ZHANG De-liang<sup>1</sup>, ZHOU Yan-jun<sup>1</sup>, WEN Guang-qi<sup>1</sup>

(1. School of Materials Science & Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819, China; 2. Pangang Group Research Institute Co., Ltd., Panzhihua 617000, China. Corresponding author: CAI Zhi-hui, E-mail: tsazhihui@163.com)

**Abstract:** Mechanical properties and deformation behavior of Fe-11Mn-2Al-0.2C medium-Mn steel tensioned at different strain rates ( $2 \times 10^{-4} \sim 200 \text{ s}^{-1}$ ) were studied. The results show that tensile strength decreases monotonically from 1 456 MPa to 1 086 MPa with the increase of strain rate. The total elongation decreases from 48.2% to 38.2% during the strain rate ranging from  $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  to  $20 \text{ s}^{-1}$ , followed by an increase to 44% when the strain rate reaches  $2 \times 10^2 \text{ s}^{-1}$ . According to the fractography, it is found that with the increase of strain rate, the microstructure of the tested samples are elongated, twisted and cut. The morphology of dimples are transformed from deep-equiaxed shape to shallow oval one, which indicates that the stress state of the tensioned samples is shifted from normal stress to shear stress. Furthermore, deformation mechanism is also greatly affected by the strain rate. Transformation-induced plasticity (TRIP) effect is dominant at low strain rates ( $2 \times 10^{-4} \sim 2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ), while it is suppressed at medium strain rates ( $2 \times 10^{-2} \sim 2 \text{ s}^{-1}$ ) and twinning-induced plasticity (TWIP) effect occurs. At high strain rates ( $2 \sim 200 \text{ s}^{-1}$ ), both TRIP and TWIP effect are promoted.

**Key words:** medium-Mn steel; strain rate; deformation behavior; TRIP effect; TWIP effect

先进高强钢作为重要的汽车安全结构材料应具有良好的抗碰撞能力, 即在高应变速率(汽车行驶过程中发生撞击时其变形速率为

$10^2 \sim 10^3 \text{ s}^{-1}$ )变形下具备较高的能量吸收能力. 当前各大汽车厂在进行关键部件选材及结构设计时, 十分关注材料在实际服役碰撞时的力学

性能指标,如强塑积,并充分考虑动态变形下(应变速率大于  $10^{-1} \text{ s}^{-1}$  [2])的变形规律及机制。

文献[3-5]分别研究了 Fe-0.2C-15Mn-3Al, Fe-0.4C-17Mn-0.06V, Fe-24Mn-0.1C-0.5Si-1Al 第二代汽车钢在静态和动态下的变形机制,研究表明,随着应变速率的增加,变形机制逐渐由 TRIP 效应主导变为 TWIP 效应主导,再到 TRIP 效应、TWIP 效应都被抑制。由于动态加载下(应变速率  $> 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ )材料变形的局部性、不等温性和冲击波效应等[6],相同组织材料的研究结果并非都呈现一致性。文献[7-8]分别研究了 Fe-1.58Mn-0.2C-1.6Si, Fe-1.65Mn-0.11C-0.62Si 第一代汽车钢在动态加载下的变形行为,但两者的研究结果却相反,说明动态变形的复杂性。目前对于汽车钢动态变形的研究集中在第一、二代汽车钢,而对于第三代汽车钢动态变形行为的研究较少。

中锰钢具有优秀的静态力学性能,强塑积可达  $30 \sim 70 \text{ GPa} \cdot \%$ ,是理想的第三代汽车用高强度钢[9-18]。Lee 等[11-12]研究了第三代汽车钢在静态加载下(应变速率  $< 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ )的变形行为,发现其抗拉强度、延伸率随应变速率的增加而增加,但缺少对动态行为的研究。考虑到动态和静态变形的差异,有必要研究第三代汽车钢的动态变形行为。本文以 Fe-11Mn-2Al-0.2C 中锰钢为研究对象,通过研究试验钢在不同应变速率下的力学性能和组织演变规律,明确应变速率对中锰钢变形机制的影响,从而为组织调控和合金成分设计提供理论基础。

## 1 实验材料和方法

本实验将 50 kg 的 Fe-11Mn-2Al-0.2C 中锰钢原料放入真空感应炉熔炼,将熔炼好的铸锭加热到  $1200 \text{ }^\circ\text{C}$  并保温 2 h,空冷至室温,然后锻造成尺寸为  $100 \text{ mm} \times 30 \text{ mm}$  的方坯热轧板。热轧至厚度为 4 mm 的热轧板,空冷至室温;最后冷轧至 1 mm 厚。将冷轧板放入  $650 \text{ }^\circ\text{C}$  电阻炉中,保温 5 min 后水冷至室温。根据前期研究结果[19],经过  $650 \text{ }^\circ\text{C}$  保温 5 min 后淬火的试样能获得优异的力学性能,因而采用此热处理工艺。

拉伸试样的尺寸如图 1 所示,平行于轧制方向切取。进行不同应变速率下的室温拉伸,应变速率分别为  $2 \times 10^{-4}$ ,  $2 \times 10^{-3}$ ,  $2 \times 10^{-2}$ , 2, 20 和  $200 \text{ s}^{-1}$ ,得到不同应变速率下的拉伸曲线。采用 SEM, TEM, XRD 对拉断前后的试样进行微观组织观察。

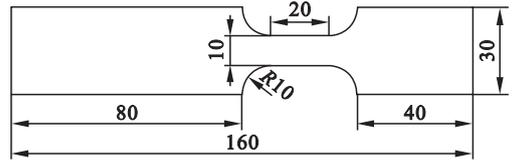


图 1 拉伸试样尺寸图(单位:mm)  
Fig. 1 Sample dimensions in tensile test

## 2 结果与讨论

### 2.1 力学性能分析

图 2 为试验钢在不同应变速率下的工程应力-应变曲线。应力-应变曲线有非常明显的屈服阶段,且屈服阶段的长度随应变速率的增加而增加;在应变速率达到  $200 \text{ s}^{-1}$  时,由于惯性力的作用,拉伸曲线呈现出剧烈的上下波动现象。

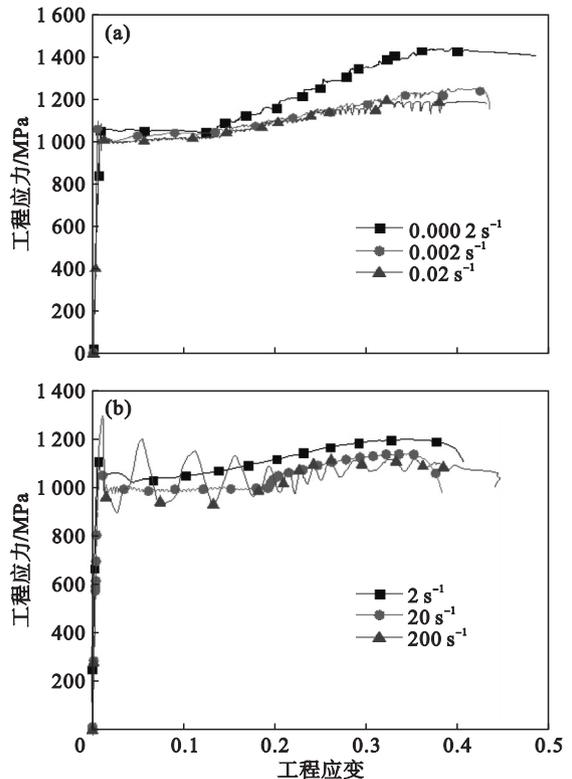


图 2 不同应变速率下的工程应力-应变曲线  
Fig. 2 Engineering stress-strain curves at different strain rates

(a)  $-2 \times 10^{-4} \sim 2 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ; (b)  $-2 \sim 200 \text{ s}^{-1}$ 。

表 1 为试验钢在不同应变速率下的屈服强度、抗拉强度和总伸长率之间的关系。由表 1 可知,随应变速率的增加,屈服强度在  $950 \sim 1050 \text{ MPa}$  之间波动,变化不明显;抗拉强度由  $1456 \text{ MPa}$  下降到  $1086 \text{ MPa}$ 。分析认为材料刚产生屈服时,变形量较小,绝热温升、TRIP 效应[20]不明显,

故屈服强度变化小. 总伸长率在 38.2% ~ 48.2% 之间变化, 在应变速率为  $2 \times 10^{-4} \sim 20 \text{ s}^{-1}$  时, 随应变

速率的增加由 48.2% 降低到 38.2%, 在应变速率为  $20 \sim 200 \text{ s}^{-1}$  时, 由 38.2% 上升至 44%.

表 1 不同应变速率下的力学性能  
Table 1 Mechanical properties at different strain rates

应变速率/ $\text{s}^{-1}$	0.0002	0.002	0.02	2	20	200
屈服强度/MPa	1035	1000	994	1018	975	972
抗拉强度/MPa	1456	1250	1200	1195	1136	1086
总伸长率/%	48.2	43.1	42.9	40.5	38.2	44.0

## 2.2 显微组织分析

图 3 为试验钢在拉伸前的组织, 主要有奥氏体基体和铁素体, 奥氏体和铁素体的形状为板条状和等轴状. 图 4 为试验钢的 XRD 谱图. 通过式 (1) 可计算拉伸前和不同应变速率下试验钢的奥氏体体积分数<sup>[21]</sup>, 计算结果见表 2.

$$\varphi_{\gamma} = \frac{1.4I_{\gamma}}{I_{\alpha} + 1.4I_{\gamma}} \quad (1)$$

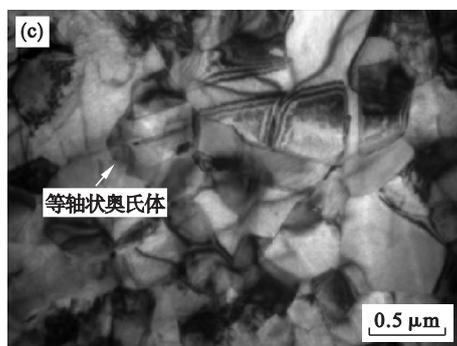
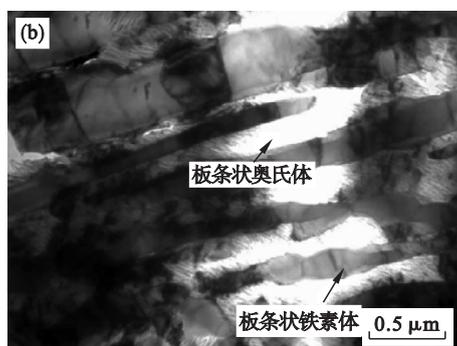
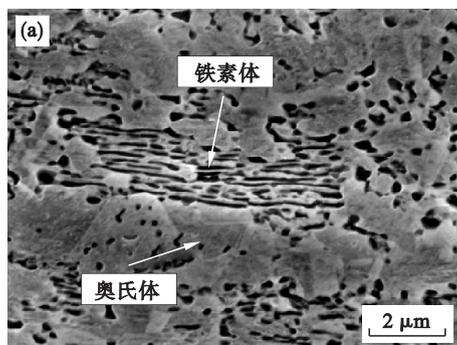


图 3 试验钢拉伸前的显微组织

Fig. 3 Microstructure of the samples before tensile test

(a)—SEM; (b)—TEM, 板条状的奥氏体;  
(c)—TEM, 等轴状的奥氏体.

式中:  $\varphi_{\gamma}$  为奥氏体体积分数;  $I_{\gamma}$  为奥氏体在晶面为 (200)、(220)、(311) 处衍射峰的积分强度;  $I_{\alpha}$  为铁素体在晶面为 (200)、(211) 处衍射峰的积分强度. 通过式 (1) 计算可得试验钢的初始组织为 72.2% 奥氏体 + 铁素体. 在应变速率为  $2 \times 10^{-4} \sim 2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  下拉断后, 奥氏体体积分数变为 22.3% ~ 26.8%, TRIP 效应明显, 抗拉强度和总伸长率较高; 在应变速率为  $2 \times 10^{-2} \sim 2 \text{ s}^{-1}$  下拉断后, 残余奥氏体体积分数为 60% 左右, TRIP 效应被抑制, 抗拉强度和总伸长率下降; 在应变速率为  $20 \sim 200 \text{ s}^{-1}$  下, 残余奥氏体体积分数稳定在 50% 左右, TRIP 效应增强. 下降的原因可能是在应变速率  $2 \sim 200 \text{ s}^{-1}$  下产生奥氏体孪晶交割, 交割处为马氏体相变提供更多的形核点, 导致奥氏体体积分数下降<sup>[22]</sup>.

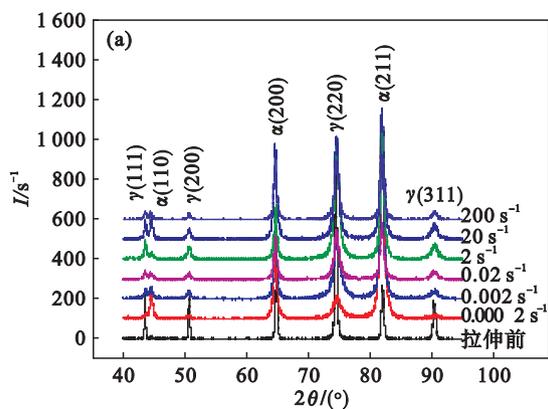


图 4 试验钢的 XRD 谱图

Fig. 4 XRD pattern of tested steel

大量研究表明, 材料的层错能随着应变速率的增加而提高, 从而影响变形机制<sup>[3-8]</sup>. 根据文献 [23] 中的层错能公式计算出应变速率  $0.02 \text{ s}^{-1}$  和  $20 \text{ s}^{-1}$  下的奥氏体层错能分别为  $13.9$ ,  $17.2 \text{ mJ/m}^2$ , 层错能的变化是由于  $20 \text{ s}^{-1}$  应变速率下拉伸会产生较大的绝热温升, 使其层错能增加<sup>[24]</sup>. 发生 TRIP 效应的层错能在  $18 \text{ mJ/m}^2$  以下, 发生 TWIP 效应在  $12 \sim 35 \text{ mJ/m}^2$  之间<sup>[25]</sup>, 所以理论上中、高应变速率下 TRIP 效应和 TWIP 效应可以共存.

表 2 拉伸前和不同应变速率下奥氏体体积分数  
Table 2 Volume fraction of austenite before tensiing and at different strain rates

应变速率/ $s^{-1}$	0	0.0002	0.002	0.02	2	20	200
奥氏体体积分数/%	72.2	22.3	26.8	57.2	62.6	50.6	53.9

图 5 为试验钢不同应变速率下拉断后的显微组织,与初始的板条状铁素体和奥氏体组织(图 3)对比发现,当应变速率为  $2 \times 10^{-3} s^{-1}$  时,组织被明显拉长,说明试样主要受到正应力的作用;当应变速率为  $2 \times 10^{-2} s^{-1}$  时,组织被拉长并

发生扭曲,说明试样受到正应力和剪切应力共同作用;当应变速率为  $2 \times 10^2 s^{-1}$  时,部分铁素体和奥氏体被切断,如图 6c 圈中所示,说明试样主要受到剪切应力的作用。

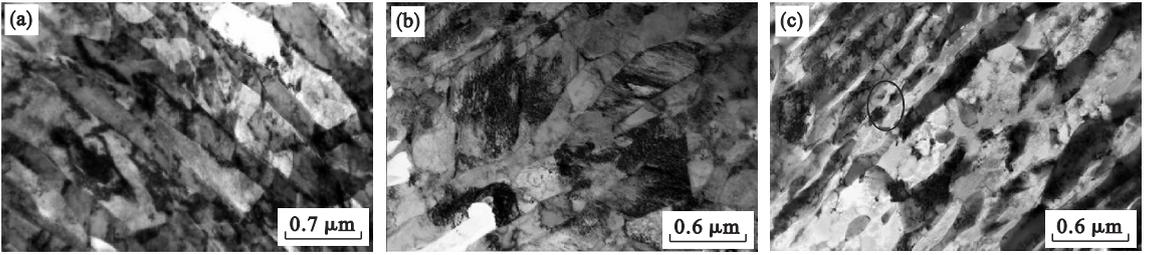


图 5 试验钢不同应变速率下拉断后的 TEM 照片  
Fig. 5 TEM micrographs of the fractured samples at different strain rates  
(a)— $2 \times 10^{-3} s^{-1}$ ; (b)— $2 \times 10^{-2} s^{-1}$ ; (c)— $2 \times 10^2 s^{-1}$ .

图 6 为试验钢不同应变速率下拉断后的孪晶组织,在应变速率为  $2 \times 10^{-2} s^{-1}$  下进行拉伸试验后,组织中出现奥氏体孪晶(图 6a)和马氏体孪晶(图 6b),奥氏体孪晶片间距为  $0.12 \mu m$ ;在应变速率为  $200 s^{-1}$  时,组织中只出现奥氏体孪晶(图 6c),奥氏体孪晶片间距为  $0.08 \mu m$ ,并生成与一次孪晶相互垂直的二次孪晶(图 6d),未观察到马

氏体孪晶. 结合图 5 可知,在应变速率为  $2 \times 10^{-2} s^{-1}$  时,TRIP 效应减弱,TRIP 和 TWIP 效应共存;而应变速率为  $200 s^{-1}$  时,奥氏体孪晶片间距减小,出现孪晶交割, TWIP 效应增强,从而使总伸长率比应变速率为  $2 \times 10^{-2} s^{-1}$  时增加,符合表 1 中力学性能的变化规律。

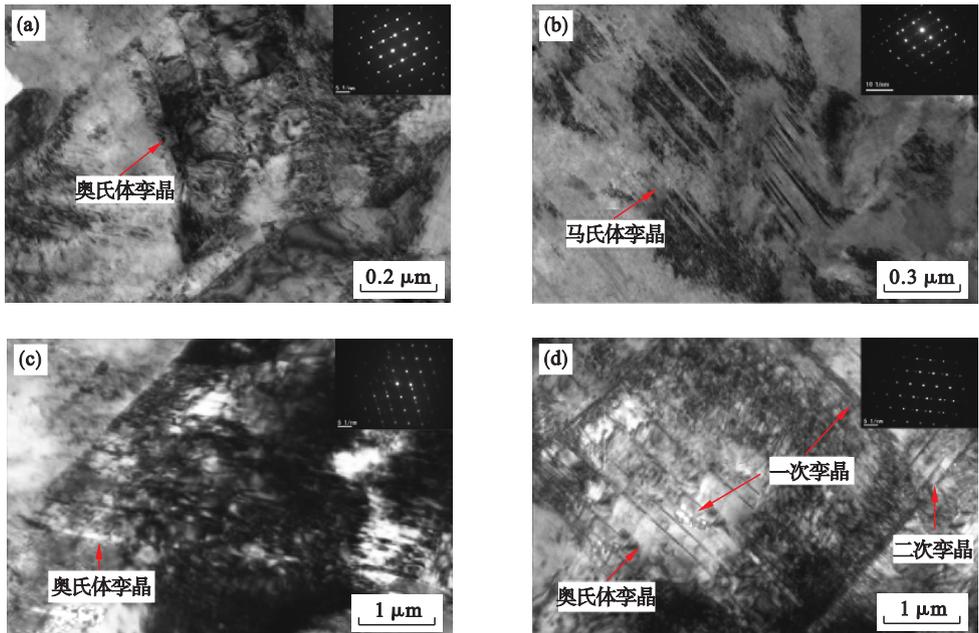


图 6 试验钢不同应变速率下拉断后的孪晶组织  
Fig. 6 TEM micrographs of twins in the fractured samples at different strain rates  
(a), (b)— $2 \times 10^{-2} s^{-1}$ ; (c), (d)— $200 s^{-1}$ .

### 2.3 断口形貌分析

图7为低应变速率( $2 \times 10^{-4} \sim 2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ )下试验钢的断口裂纹,可以观察到裂纹呈台阶式扩展;而在中高应变速率( $2 \times 10^{-2} \sim 200 \text{ s}^{-1}$ )下则没有观察到裂纹.这说明低应变速率下裂纹有

充足的时间向不同方向扩展,有利于局部应力的释放和传递,从而提高了材料的强度和总伸长率;而中高应变速率下,时间短,裂纹沿断裂方向快速扩展,不会出现断口裂纹,材料的力学性能下降.

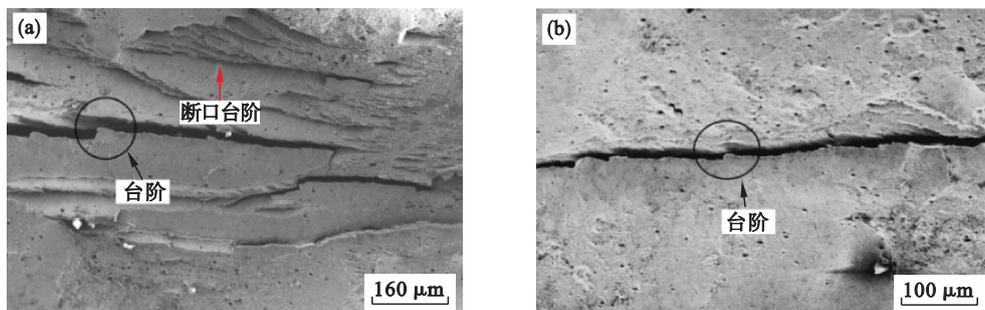


图7 试验钢不同应变速率下拉断后的断口裂纹  
Fig. 7 Fracture morphologies of the samples deformed at different strain rates  
(a)— $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ; (b)— $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ .

图8为不同应变速率下的断口台阶.由图8a,图8b可知,应变速率为 $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的台阶连接处分布着韧窝,有利于提高强度和总伸长率;由图8c,图8d可知,应变速率为 $20 \sim 200 \text{ s}^{-1}$ 的台阶

出现解理面(台阶连接处没有韧窝),降低了力学性能.断口台阶的差异进一步验证了不同应变速率下试样的受力状态不同.

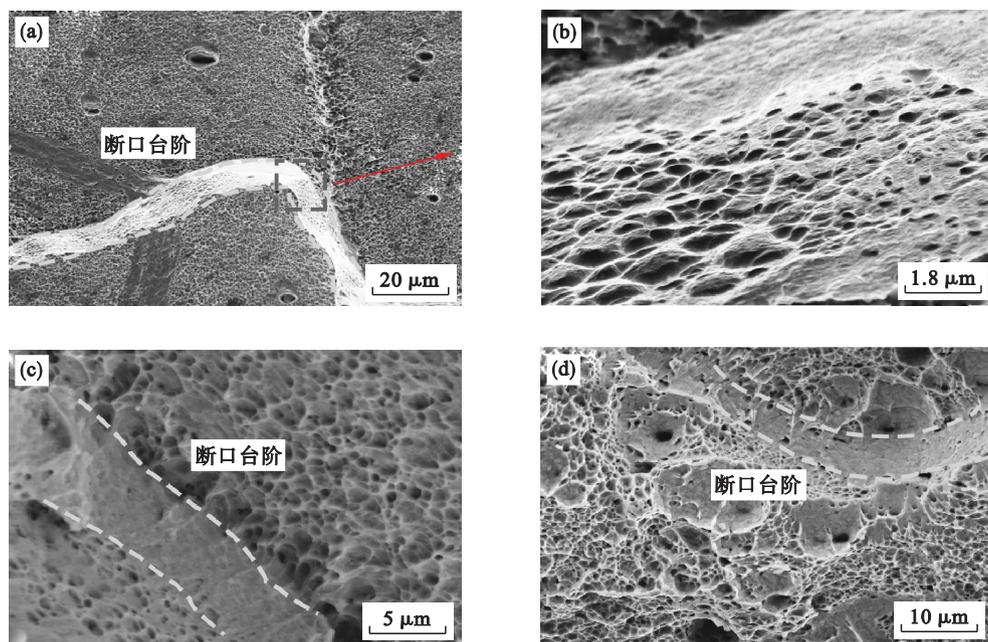


图8 试验钢不同应变速率下拉断后的断口台阶  
Fig. 8 Fracture surfaces of the samples deformed at different strain rates  
(a)— $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ; (b)—图8a方框处放大图; (c)— $20 \text{ s}^{-1}$ ; (d)— $200 \text{ s}^{-1}$ .

图9为不同应变速率下的断口韧窝.应变速率为 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 时,韧窝呈等轴状、韧窝较深,而随着应变速率( $2 \times 10^{-2} \sim 200 \text{ s}^{-1}$ )的增加,韧窝被拉长从而呈卵形,韧窝逐渐由深变浅.分析认为韧窝形态的不同是由于应变速率为 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$

时,形成韧窝的微孔有足够的时间长大,并且试样受到正应力的作用,从而形成等轴状的深韧窝;随着应变速率( $2 \times 10^{-2} \sim 200 \text{ s}^{-1}$ )的增加,微孔没有足够的时间长大,并且试样受到剪切应力的作用,韧窝生长受抑制的同时沿剪切方向被拉长,因

而形成的韧窝较浅且呈卵形. 从图中还可以观察到, 在众多的小韧窝中出现少量的大韧窝, 大韧窝

变化规律与小韧窝相同.

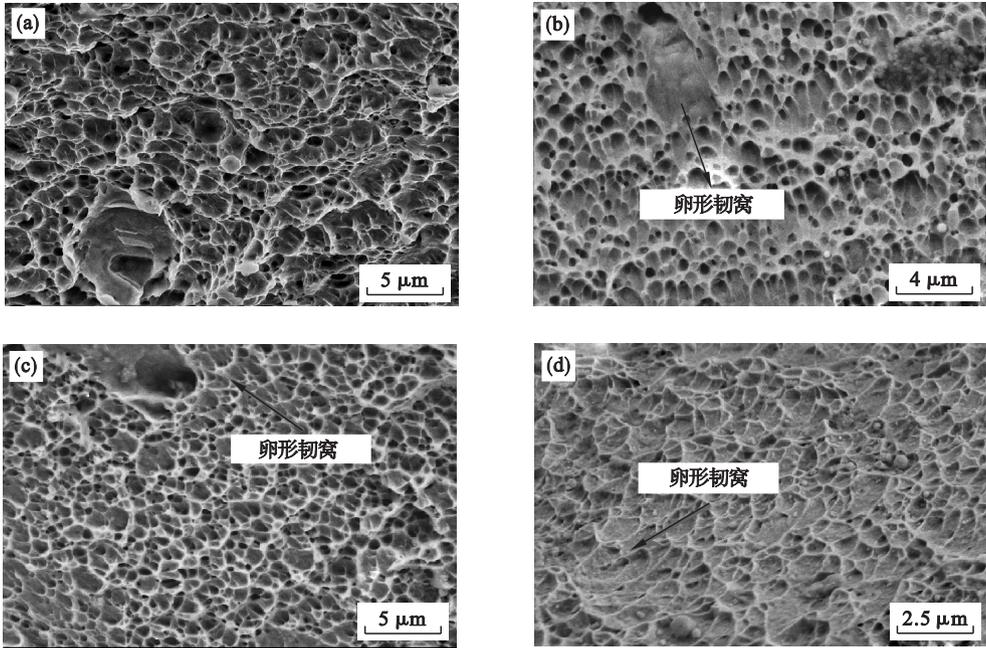


图 9 试验钢不同应变速率下拉断后的断口韧窝

Fig. 9 Dimple morphologies in the fractured samples at different strain rates

(a)  $-2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ; (b)  $-2 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ; (c)  $-20 \text{ s}^{-1}$ ; (d)  $-200 \text{ s}^{-1}$ .

### 3 结 论

1) 对 Fe-11Mn-2Al-0.2C 中锰钢进行不同应变速率 ( $2 \times 10^{-4} \sim 2 \times 10^2 \text{ s}^{-1}$ ) 下的拉伸试验, 抗拉强度随应变速率的增加由 1 456 MPa 逐渐降低到 1 086 MPa; 总伸长率在应变速率为  $2 \times 10^{-4} \sim 20 \text{ s}^{-1}$  处由 48.2% 降低到 38.2%, 当应变速率增加到  $200 \text{ s}^{-1}$  时, 上升至 44%.

2) 低应变速率下拉伸时 TRIP 效应显著; 中应变速率下 TRIP 效应被抑制; 高应变速率下 TRIP 和 TWIP 效应都增强. 低应变速率下, 断口出现裂纹并沿台阶状扩展, 断口台阶连接处是韧窝过渡; 中高应变速率下是解理面过渡, 无断口裂纹.

3) 随着应变速率的增加, 试验钢的受力逐渐由正应力变为剪切应力, 试验钢的奥氏体和铁素体组织被拉长、扭曲、切断, 断口韧窝被拉长呈卵形.

#### 参考文献:

[1] 史巨元. 钢的动态力学性能及应用[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1993.  
(Shi Ju-yuan. Dynamic mechanical properties and application of steel[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1993.)

[2] 韦习成, 谢群, 符仁红, 等. HSLA TRIP 钢的动态拉伸行为及其模拟[J]. 材料研究学报, 2006, 20(5): 556-560.  
(Wei Xi-cheng, Xie Qun, Fu Ren-hong, et al. Dynamic tensile behavior of HSLA TRIP steel and its simulation[J]. Journal of Material Research, 2006, 20(5): 556-560.)

[3] Tang Z Y, Huang J N, Ding H, et al. On the dynamic behavior and relationship to mechanical properties of cold-rolled Fe-0.2C-15Mn-3Al steel at intermediate strain rate[J]. Materials Science & Engineering: A, 2019, 742: 423-431.

[4] Xu Z M, Yang Y G, Chen J Y, et al. Effects of strain states on stability of retained austenite in medium Mn steels[J]. Journal of Iron and Steel Research International, 2017, 24(11): 76-80.

[5] Sahu P, Curtze S, Das A. Stability of austenite and quasi-adiabatic heating during high-strain-rate deformation of twinning-induced plasticity steels[J]. Scripta Materialia, 2010, 62(1): 5-8.

[6] 吴志强, 唐正友, 李华英, 等. 应变速率对低 C 高 Mn TRIP/TWIP 钢组织演变和力学行为的影响[J]. 金属学报, 2012, 48(5): 593-600.  
(Wu Zhi-qiang, Tang Zheng-you, Li Hua-ying, et al. Effect of strain rate on microstructure evolution and mechanical behavior of a low C high Mn TRIP/TWIP steels[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2012, 48(5): 593-600.)

[7] Wei X C, Fu R Y, Li L. Tensile deformation behavior of cold-rolled TRIP-aided steels over large range of strain rates[J]. Materials Science & Engineering: A, 2007, 465(1): 56-62.

[8] Tian R, Li L, De Cooman B C, et al. Effect of temperature and strain rate on dynamic properties of low silicon TRIP steel[J]. Journal of Iron and Steel Research International, 2006, 13(3): 51-56.

- [9] 宋丽娜, 兰鹏, 刘春秀, 等. 第3代汽车用中锰钢的研究现状[J]. 钢铁研究学报, 2015, 27(7): 1-8.  
(Song Li-na, Lan Peng, Liu Chun-xiu, et al. Research of the third generation medium manganese steel[J]. *Journal of Iron and Steel Research*, 2015, 27(7): 1-8.)
- [10] 徐娟萍, 付豪, 王正, 等. 中锰钢的研究进展与前景[J]. 工程科学报, 2019, 41(5): 557-572.  
(Xu Juan-ping, Fu Hao, Wang Zheng, et al. Research progress and prospect of medium manganese steel [J]. *Journal of Engineering Science*, 2019, 41(5): 557-572.)
- [11] Lee S, Estrin Y, De Cooman B C. Effect of the strain rate on the TRIP-TWIP transition in austenitic F-12 pct Mn-0.6 pct C TWIP steel[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2014, 45(2): 717-730.
- [12] Lee S, De Cooman B C. Tensile behavior of intercritically annealed 10 pct Mn multi-phase steel[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2014, 45(2): 709-716.
- [13] 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 & Engineering: A*, 2015, 639(9): 559-566.
- [14] Zhou N P, Song R B, Li X, et al. Dependence of austenite stability and deformation behavior on tempering time in an ultrahigh strength medium Mn TRIP steel [J]. *Materials Science & Engineering: A*, 2018, 738(19): 153-162.
- [15] 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): 20-27.
- [16] 齐祥羽, 朱晓雷, 胡军, 等. 低碳中锰 Q690F 高强中厚板生产技术[J]. 东北大学学报(自然科学版), 2019, 40(4): 483-487.  
(Qi Xiang-yu, Zhu Xiao-lei, Hu Jun, et al. Project technology low-C medium-Mn Q690F high strength and toughness mid-thick steel plate [J]. *Journal of Northeastern University* (Natural Science), 2019, 40(4): 483-487.)
- [17] Heo Y U, Suh D W, Lee H C. Fabrication of an ultrafine-grained structure by a compositional pinning technique [J]. *Acta Materialia*, 2014, 77: 236-247.
- [18] Sun R, Xu W, Wang C, et al. Work hardening behavior of ultrafine grained duplex medium-Mn steels processed by ART-annealing [J]. *Steel Research International*, 2012, 83(4): 316-321.
- [19] Cai Z H, Jing S Y, Li H Y, et al. The influence of microstructural characteristics on yield point elongation phenomenon on Fe-0.2C-11Mn-2Al steel [J]. *Material Science & Engineering: A*, 2019, 739: 17-25.
- [20] Sachdev A K, Hunter J E Jr. Thermal effects during uniaxial straining of steels [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1982, 13(6): 1063-1067.
- [21] Yen H W, Ooi S W, Eizadjou M, et al. Role of stress-assisted martensite in the design of strong ultrafine-grained duplex steels [J]. *Acta Materialia*, 2015, 82: 100-114.
- [22] Lee S, Lee S J, Kumar S 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.
- [23] Saeed-Akbari A, Imlau J, Prahl U, et al. Derivation and variation in composition-dependent stacking fault energy maps based on subregular solution model in high-manganese Steels [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2009, 40(13): 3076-3090.
- [24] Asghari A, Zarei-Hanzaki A, Eskandari M. Temperature dependence of plastic deformation mechanisms in a modified transformation-twinning induced plasticity steel [J]. *Materials Science & Engineering: A*, 2013, 579: 150-156.
- [25] Allain S, Chateau J P, Bouaziz O, et al. Correlations between the calculated stacking fault energy and the plasticity mechanisms in Fe-Mn-C alloys [J]. *Materials Science & Engineering: A*, 2004, 387/388/389: 158-162.