

# Fe-11Mn-4Al-0.2C 中锰钢准静态和动态变形行为

冯毅<sup>1,2</sup>, 张德良<sup>2</sup>, 蔡志辉<sup>3</sup>, 黄光杰<sup>1</sup>

(1. 重庆大学材料科学与工程学院, 重庆 400044; 2. 中国汽车工程研究院股份有限公司, 重庆 401122;

3. 太原科技大学机械工程学院, 山西 太原 030024)

**摘 要:** 本文对比了Fe-11Mn-4Al-0.2C中锰钢变形过程中增塑机制和力学性能的演变规律。随应变速率增加(0.002~200 s<sup>-1</sup>),中锰钢屈服强度和抗拉强度的变化趋势截然相反,屈服强度从507 MPa增加到649 MPa,但抗拉强度却从1 089 MPa降低到876 MPa。准静态加载时增塑机制以强相变诱导塑性(transformation-induced plasticity, TRIP)效应为主;动态加载初期增塑机制以弱TRIP效应为主,加载后期TRIP效应消失,转变为温升软化效应和李晶诱导塑性(twinning-induced plasticity, TWIP)效应。动态加载初期的位错运动速率远高于准静态的,这导致动态的屈服强度高于准静态的。随着应变的增加,动态加载逐渐累积的绝热温升抑制了马氏体相变,降低了加工硬化能力,而准静态加载则不断产生高硬度马氏体,导致准静态的抗拉强度高于动态的。

**关键词:** 中锰钢;准静态;动态;中断拉伸;增塑机制

中图分类号: TP 20

文献标志码: A

文章编号: 1005-3026(2024)09-1244-09

## Quasi-Static and Dynamic Deformation Behavior of Fe-11Mn-4Al-0.2C Medium-Mn Steel

FENG Yi<sup>1,2</sup>, ZHANG De-liang<sup>2</sup>, CAI Zhi-hui<sup>3</sup>, HUANG Guang-jie<sup>1</sup>

(1. School of Materials Science & Engineering, Chongqing University, Chongqing 400044, China; 2. China Automotive Engineering Research Institute Co., Ltd., Chongqing 401122, China; 3. School of Mechanical Engineering, Taiyuan University of Science and Technology, Taiyuan 030024, China. Corresponding author: ZHANG De-liang, E-mail: zhangdeliang@caeri.com.cn)

**Abstract:** The evolution of plasticizing mechanism and mechanical properties of the Fe-11Mn-4Al-0.2C medium-Mn steel during deformation were compared in this paper. With the increase of strain rate (0.002~200 s<sup>-1</sup>), the trends of changes in yield strength and tensile strength for the medium-Mn steel are completely opposite. The yield strength increases from 507 MPa to 649 MPa, while the tensile strength decreases from 1 089 MPa to 876 MPa. The plasticizing mechanism of quasi-static loading is dominated by the strong TRIP (transformation-induced plasticity) effect. The plasticizing mechanism is dominated by the weak TRIP effect in the initial stage of dynamic loading, and the TRIP effect disappears and the plasticizing mechanism changes into the temperature rise softening effect and the TWIP (twinning-induced plasticity) effect in the later stage of dynamic loading. The dislocation motion rate in the initial stage of dynamic loading is much higher than that of quasi-static loading, which results in the higher yield strength of dynamic loading than that of quasi-static loading. With the increase of strain, the cumulative adiabatic temperature rise inhibits the martensitic transformation and reduces the work-hardening capacity under dynamic loading, while the high hardness martensite is produced continuously under quasi-static loading, which results in the tensile strength of quasi-static loading higher than that of dynamic loading.

**Key words:** medium-Mn steel; quasi-static; dynamic; interrupt tensile; plasticizing mechanism

收稿日期: 2023-08-03

基金项目: 国家自然科学基金重点资助项目(U1760205);国家重点研发计划项目(2016YFB0101605)。

作者简介: 冯毅(1980-),男,重庆人,重庆大学博士研究生;蔡志辉(1985-),男,福建漳州人,太原科技大学教授;黄光杰(1965-),男,重庆人,重庆大学教授。

在全球各大经济体制定了严格的CO<sub>2</sub>排放标准的背景下,轻量化成为汽车行业的一大趋势,但传统汽车钢难以符合轻量化标准,因此开发具有高强高塑性能的新型汽车钢是必要的.中锰钢的强塑积可以达到70 GPa·%,具有优异的力学性能,是理想的第三代汽车用高强钢<sup>[1-2]</sup>.

汽车零部件生产制造过程中钢材的应变速率大约为 $10^{-1}\sim 10^1\text{ s}^{-1}$ ,而在行驶中发生碰撞时钢制零部件的应变速率则高达 $10^2\sim 10^3\text{ s}^{-1}$ .研究表明<sup>[3-4]</sup>,汽车用钢准静态( $<10^{-1}\text{ s}^{-1}$ )和动态( $>10^{-1}\text{ s}^{-1}$ )的力学性能呈现极大差异,有的呈现正的应变速率敏感性,有的呈现负的,也有的对应变速率变化不敏感.其中最重要的一个原因是动态变形过程中不可避免地产生绝热温升,极大地影响了增塑机制. Tian等<sup>[5]</sup>对0.11C-0.62Si-1.65Mn钢(TRIP钢)进行研究,发现动态加载的绝热温升提高了TRIP钢的奥氏体稳定性,抑制了奥氏体在变形过程中向马氏体转变时引入的相变强化和塑性增长,即TRIP效应. Sahu等<sup>[6]</sup>对Fe-24Mn-0.1C-0.5Si-1/3Al钢(TWIP钢)进行了不同应变速率( $10^{-3}\sim 10^3\text{ s}^{-1}$ )的研究,发现高应变速率的绝热温升导致动态再结晶,降低相变驱动力,稳定奥氏体相. Xu等<sup>[7]</sup>、Hwang等<sup>[8]</sup>、Lee等<sup>[9]</sup>的研究表明,随着应变速率的增大,奥氏体稳定性/层错能提高,增塑机制由以TRIP效应为主,转变为以TWIP效应为主,再转变为以位错滑移为主,从而获得不同的力学性能.

目前关于中锰钢的研究多是基于准静态变形( $<10^{-1}\text{ s}^{-1}$ ),缺少动态变形( $>10^{-1}\text{ s}^{-1}$ ),特别是动态变形过程中的定量研究.由于高强钢准静态和动态力学性能差异过大,为了保证中锰钢生产便捷性和使用安全性,需要开展中锰钢动态变形的研究工作,补全动态变形的数据,提高中锰钢在汽车行业中的竞争优势.

本文对中锰钢进行准静态和动态拉伸试验,并通过特殊设计的拉伸试样及夹具,实现中锰钢动态拉伸中断试验.通过XRD(X-ray diffraction)、SEM(scanning electron microscope)、TEM(transmission electron microscope)等组织表征方法,分析相变马氏体、变形孪晶等微观组织特征.研究应变速率对中锰钢力学性能的影响,定量研究准静态和动态加载不同应变下增塑机制演变规律.

## 1 拉伸试验

### 1.1 准静态和动态拉伸试验

本文选择的Fe-11Mn-4Al-0.2C中锰钢合金成分为10.63%Mn,0.23%C,4.13%Al.原材料在真空感应炉中熔炼铸造成钢锭,钢锭在1250℃的温度下保温2h,然后锻造成厚度为50mm的锻坯件,空冷至室温.锻坯件在1150~850℃进行热轧,轧至4mm厚,空冷至室温,轧制总变形量为92%,再进行冷轧,轧至1mm厚,轧制总变形量为75%.根据前期研究<sup>[10-11]</sup>,中锰钢 $A_{c1}=570\text{ }^\circ\text{C}$ 、 $A_{c2}=830\text{ }^\circ\text{C}$ 、 $M_s=86\text{ }^\circ\text{C}$ ,在850℃保温5min,淬火处理后具有良好的准静态力学性能.因此,本文选择的冷轧板热处理工艺是850℃保温5min并水冷至室温.

热处理后的钢板沿轧制方向切割成如图1所示的拉伸试样.采用SANS-CMT 5000型万能试验机和HTM 5020高速拉伸试验机进行不同应变速率( $0.002\sim 200\text{ s}^{-1}$ )的室温拉伸试验,获得工程应力-应变曲线和力学性能变化规律,如图2所示.图2a中 $0.002\text{ s}^{-1}$ 和 $0.02\text{ s}^{-1}$ 曲线出现了明显锯齿状变化,这是由于在变形过程中溶质原子(C,Mn)与位错不断钉扎和脱钉,从而产生应力锯齿.随着应变速率增大,位错运动速率将远高于溶质原子扩散速率,钉扎和脱钉循环现象减弱,曲线较为平滑<sup>[12-13]</sup>.另外, $200\text{ s}^{-1}$ 曲线出现大幅度波动,这是由于固体材料在承受外部载荷时具有惯性,当加载时间过短时,应力和应变在固体中以波的形式传播和相互作用引起扰动,导致曲线大幅波动<sup>[14-15]</sup>.图2b中随应变速率增大,中锰钢屈服强度从507MPa增加到649MPa,抗拉强度从1089MPa降低到876MPa.分析中锰钢力学性能变化规律,在图2a中工程应变 $\varepsilon_e=0.12$ 处出现了明显的交叉点,在变形初期( $\varepsilon_e=0\sim 0.12$ )流变应力呈正的应变速率敏感性,在变形后期( $\varepsilon_e=0.12\sim$ 断裂)流变应力呈负的应变速率敏感性.流变应力的应变速率敏感性由正转负,必然与增塑机制(TRIP效应、绝热温升等)有关.为探明准静态和动态加载下增塑机制演变规律,本文选择 $0.002\text{ s}^{-1}$ 和 $0.2\text{ s}^{-1}$ 应变速率,进行中断拉伸试验.

### 1.2 中断拉伸试验

由于动态加载变形时间过短,难以定量研究,本文通过一种中断装置(如图3和图4所示),

实现动态拉伸过程中应变的控制.图3中鱼骨拉伸试样的平行段的长度为12.5 mm,宽度为5 mm,与常规拉伸试样(图1)平行段尺寸相同,保证加载时受力情况相同,并采用圆弧过渡,避免应力集中.中断装置加载时,图4中平行段被拉长,当夹具的平面1与鱼骨拉伸试样的平面2接触时,平行段变形结束,随后鱼骨拉伸试样的圆弧承受应力,最终断裂.本文进行了准静态( $0.002\text{ s}^{-1}$ )和动态( $0.2\text{ s}^{-1}$ )加载中断拉伸试验,鱼骨拉伸试样的 $X$ 取值分别为14.75,12.25,11 mm,实现工程应变分别为0.10,0.25,0.35的中断拉伸试验,得到工程应力-应变曲线,如图5a和图5b所示, $0.002\text{ s}^{-1}$ 和 $0.2\text{ s}^{-1}$ 工程应力-应变曲线在工程应变 $\varepsilon_e=0.12$ 处交叉,如图5c所示,具有代表性.

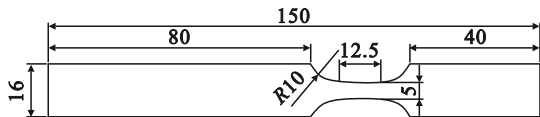


图1 拉伸试样尺寸(单位:mm)

Fig. 1 Dimensions of tensile test specimen (unit: mm)

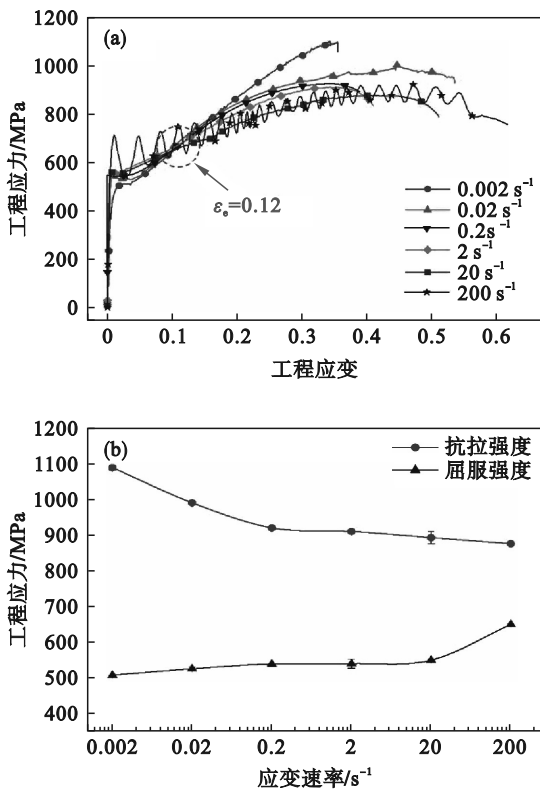


图2 中锰钢0.002~200 s<sup>-1</sup>加载力学性能

Fig. 2 Mechanical properties of medium-Mn steel samples at strain rates of 0.002~200 s<sup>-1</sup>

(a)—工程应力-应变曲线;(b)—屈服强度和抗拉强度.

结合后续的组织表征试验,判断增塑机制的演变过程.样品进行电化学抛光,电极参数为20 V,3.5 mA,30 s,25 °C,采用XRD和EBSD(electron backscattered diffraction)观察微观组织.样品电化学抛光后,用25%的亚硫酸氢钠水溶液蚀刻3~5 s,采用SEM,EDS(energy dispersive spectroscopy)进行显微组织观察.样品磨成30~50 μm薄片,进行电解双喷,电解液为5%高氯酸酒精溶液,电解参数为-30 °C,50 V,25 mA,采用TEM进行显微组织观察.

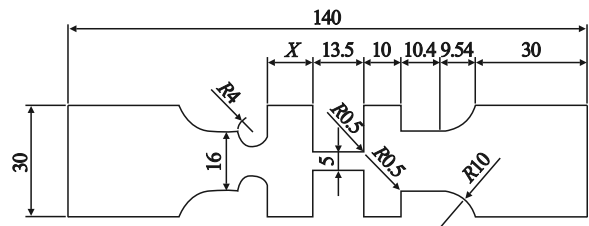


图3 鱼骨拉伸试样尺寸( $X=11,12.25,14.75$ ;单位:mm)

Fig. 3 Dimensions of fish bone tensile specimen ( $X=11,12.25,14.75$ ; unit: mm)

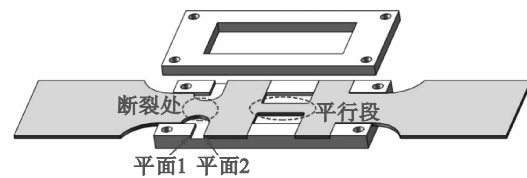
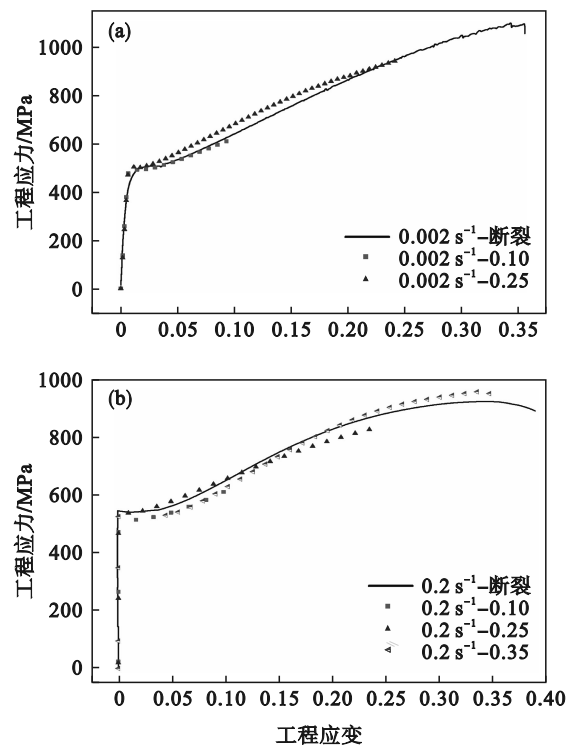


图4 外部夹具

Fig. 4 External fixture device



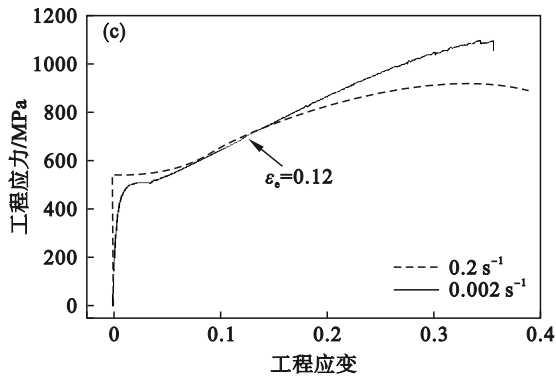


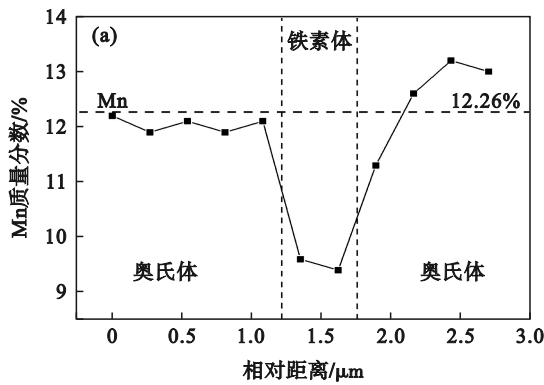
图 5 中锰钢中断拉伸试验

Fig. 5 Interrupt tensile test of medium-Mn steel  
(a)—0.002 s<sup>-1</sup>; (b)—0.2 s<sup>-1</sup>; (c)—对比.

## 2 结果与讨论

### 2.1 微观组织

中锰钢变形前的组织形貌如图 6 所示,组织



由铁素体和奥氏体组成,组织形貌为等轴状,通过 Image Pro Plus 软件统计晶粒尺寸,铁素体晶粒尺寸为 0.49 μm,奥氏体晶粒尺寸为 1.08 μm. 通过 SEM-EDS 测量奥氏体和铁素体晶粒的 Mn 含量分布特点,并使用 DICTRA 软件模拟计算 Al 和 C 元素分布特点,结果如图 7 所示.奥氏体晶粒的 Mn、Al 和 C 质量分数的平均值分别为 12.26%, 4.06% 和 0.248%, 相较铁素体,奥氏体含有更多 Mn、C 元素,更少 Al 元素.

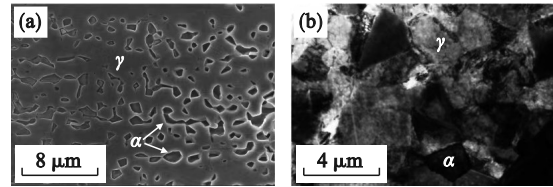


图 6 未变形中锰钢 850 °C 水淬的组织形貌

Fig. 6 Micro-morphologies of the undeformed medium-Mn steel sample quenched at 850 °C  
(a)—SEM; (b)—TEM.

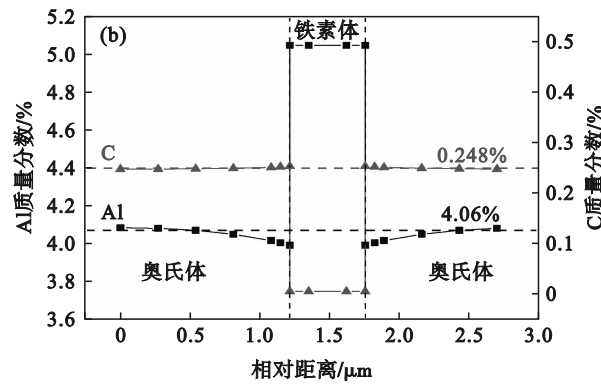


图 7 未变形中锰钢组织 Mn、C 和 Al 质量分数

Fig. 7 Mass fractions of Mn, C and Al in the microstructure of the undeformed medium-Mn steel  
(a)—Mn; (b)—C 和 Al.

中锰钢准静态和动态加载不同应变时的组织形貌分别如图 8 和图 9 所示,在载荷作用下,部分奥氏体相变为马氏体,图中白色组织为奥氏体组织,黑色或灰色的不规则组织为马氏体组织,小块状组织为铁素体组织.随着应变的增加,马氏体数量也随之增加,相同应变下准静态加载时相变马氏体数量高于动态加载.

变下 XRD 测量结果如图 10 所示,动态加载过程中相变马氏体数量一直低于准静态加载,随着变形的进行,动态加载相变马氏体数量增量逐渐减少,说明 TRIP 效应逐渐被抑制直至完全消失,而准静态加载则一直维持强烈的 TRIP 效应(图 10b). 准静态加载不断产生高硬度马氏体的同时,伴随体积膨胀,压迫周围基体,引发位错强化,导致高的加工硬化率<sup>[17]</sup>. 这解释了变形后期(ε<sub>e</sub>=0.12~断裂)准静态下流变应力及抗拉强度高于动态的原因(图 5c). 然而,在变形初期(ε<sub>e</sub>=0~0.12),准静态下的流变应力及屈服强度低于动态(图 10b)的原因还需要进一步探究.

为进一步确定相变马氏体数量随应变的变化规律,采用 X 射线衍射(XRD)确定衍射峰,并通过式(1)计算不同应变下的残余奥氏体含量 V<sub>A</sub><sup>[16]</sup>:

$$V_A = 1.4I_\gamma / (I_\alpha + 1.4I_\gamma). \quad (1)$$

式中:I<sub>γ</sub>为奥氏体衍射峰强度;I<sub>α</sub>为体心立方结构相(铁素体和相变马氏体)的衍射峰强度.不同应

为了解释动态加载时相变马氏体的变化规律,本文统计了绝热温升.动态加载变形时间极

短,变形产生的热量无法散失,在试样中不断累积,使试样温度升高,这种现象称为绝热温升.动态加载时产生的绝热温升会抑制马氏体相变,通过绝热温升式(2)<sup>[18-19]</sup>计算不同应变的温升.

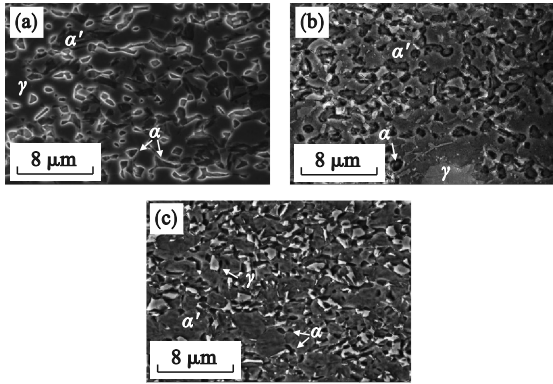


图8 中锰钢准静态加载不同应变的组织形貌  
Fig. 8 Morphologies of medium-Mn steel samples under quasi-static loading with different strains  
(a)—0.10; (b)—0.25; (c)—0.35(断裂).

$$\Delta T = \frac{\Delta Q}{\rho c_p} = \frac{g}{\rho c_p} \int_{\epsilon_2}^{\epsilon_1} \sigma_t d\epsilon_t \quad (2)$$

式中: $\Delta Q$ 是由机械能转化的热量; $g$ 是转换系数,

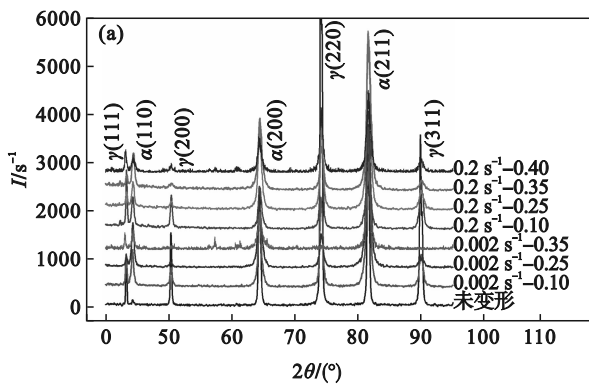


图10 不同应变下XRD测量结果

Fig. 10 Result of XRD measurement of the samples under the different strains

(a)—XRD图谱;(b)—奥氏体体积分数.

表1 动态加载不同应变时绝热温升

Table 1 Adiabatic temperature rise under dynamic loading with different strains

工程应变	0.10	0.25	0.35	0.40(断裂)
0.2 s <sup>-1</sup> 绝热温升/K	15	45	68	77

值得注意的是,动态加载初期绝热温升几乎为零,但动态加载初期的TRIP效应依旧明显弱于准静态.由此可知,TRIP效应演化规律的原因不可单单归因于绝热温升.相关研究表明<sup>[20]</sup>,具有Goss结构的奥氏体容易发生马氏体相变,而具有Copper结构的奥氏体会抑制马氏体相变.本文

为0.9; $\rho$ 是钢的密度,为7.8 g/cm<sup>3</sup>; $c_p$ 是比定压热容,对于钢而言,为0.45 kJ/(kg·K); $\sigma_t$ 是真应力; $\epsilon_t$ 是真应变.动态加载不同应变时绝热温升结果如表1所示.由表1可知,动态加载时试样的绝热温升是一个逐渐累积的过程,越接近断裂时刻,绝热温升越高,这导致动态加载的TRIP效应弱于准静态加载,并随着应变的增加逐渐被抑制.

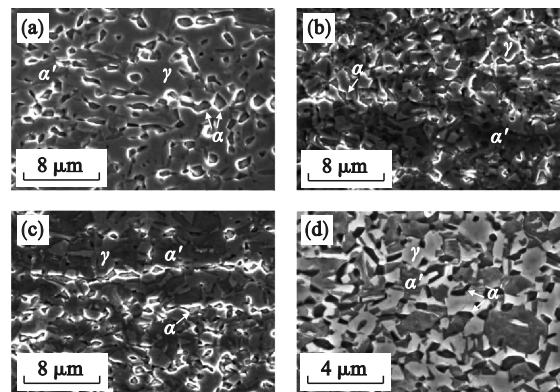
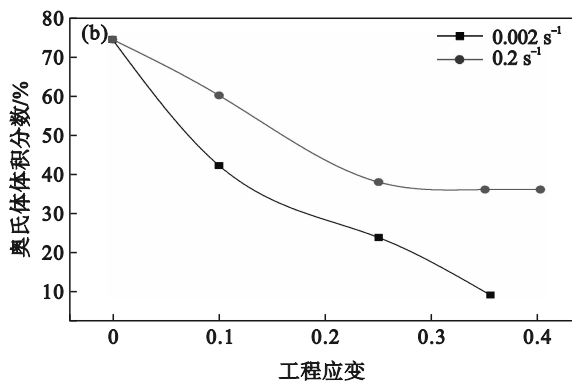


图9 中锰钢动态加载不同应变的组织形貌

Fig. 9 Morphologies of medium-Mn steel samples under dynamical loading with different strains

(a)—0.10; (b)—0.25; (c)—0.35; (d)—0.40(断裂).



通过EBSD分析动态和准静态加载 $\epsilon_e=0.10$ 时奥氏体结构特点,如图11所示,准静态加载初期( $\epsilon_e=0\sim 0.12$ )时奥氏体出现弱Goss结构和弱Copper结构,而动态加载初期奥氏体出现强Copper结构,抑制了TRIP效应,这解释了动态加载初期绝热温升不足但TRIP效应依旧较弱的原因.

此外,随着绝热温升的不断累积,层错能也会不断提高,进而导致增塑机制不断变化.图12为中锰钢断裂后的TEM组织,准静态下没有观察到变形孪晶,动态下出现变形孪晶,即发生TWIP效应.本文又通过层错能式(3)<sup>[21-22]</sup>计算动态加

载不同应变的奥氏体层错能,结果如表 2 所示,奥氏体的层错能在 12~35 mJ·m<sup>-2</sup> 之间发生 TWIP 效应<sup>[23-24]</sup>,故可以判断,动态加载初期并未发生 TWIP 效应,后期才发生 TWIP 效应。

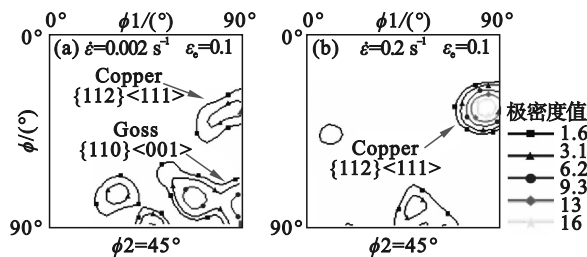


图 11  $\epsilon_0=0.10$  时奥氏体  $\phi_2=45^\circ$  的方向分布函数(ODF)的等高线

Fig. 11 Contour plots of the orientation distribution function (ODF) for austenite with  $\phi_2=45^\circ$  at  $\epsilon_0=0.10$   
(a)—0.002 s<sup>-1</sup>; (b)—0.2 s<sup>-1</sup>.

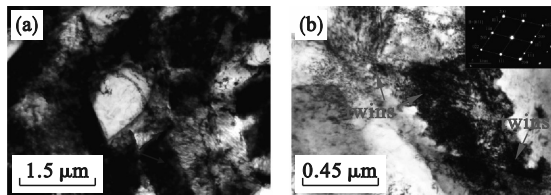


图 12 不同应变速率加载试样断裂后的 TEM 组织  
Fig. 12 TEM micrographs of the specimen tensile fracture at different strain rates  
(a)—0.002 s<sup>-1</sup>; (b)—0.2 s<sup>-1</sup>.

表 2 动态加载不同应变下的层错能  
Table 2 Stacking fault energy under dynamic loading at the different strains

工程应变	0.10	0.25	0.35	0.40
0.2 s <sup>-1</sup> 层错能/(mJ·m <sup>-2</sup> )	11.8	18.2	23.1	25.1

$$\Gamma = 2\rho_s \Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon} + 2\sigma^{\gamma/\epsilon},$$

$$\Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon} = w_{Fe} \Delta G_{Fe}^{\gamma \rightarrow \epsilon} + w_{Mn} \Delta G_{Mn}^{\gamma \rightarrow \epsilon} + w_{Al} \Delta G_{Al}^{\gamma \rightarrow \epsilon} + w_C \Delta G_C^{\gamma \rightarrow \epsilon} + w_{Fe} w_{Mn} \Delta \Omega_{FeMn}^{\gamma \rightarrow \epsilon} + w_{Fe} w_{Al} \Delta \Omega_{FeAl}^{\gamma \rightarrow \epsilon} + w_{Fe} w_C \Delta \Omega_{FeC}^{\gamma \rightarrow \epsilon} + w_{Mn} w_C \Delta \Omega_{MnC}^{\gamma \rightarrow \epsilon} + \Delta G_{mag}^{\gamma \rightarrow \epsilon} + \Delta G_{ex},$$

$$\Delta G_{ex} = 170.06 \exp(-d/18.55). \quad (3)$$

式中:  $\Gamma$  为面心立方合金的 SFE(层错能);  $\Delta G_i^{\gamma \rightarrow \epsilon}$  为  $\gamma \rightarrow \epsilon$  相变的自由能,是变形温度  $T$  的一次函数;  $\Delta \Omega_{ij}^{\gamma \rightarrow \epsilon}$  为分量  $i$  和分量  $j$  之间的相互作用能;  $\Delta G_{mag}^{\gamma \rightarrow \epsilon}$  为磁跃迁产生的自由能;  $\Delta G_{ex}$  为晶粒尺寸产生的额外自由能;  $\rho_s$  为沿  $\{111\}$  面的摩尔表面密度;  $\sigma^{\gamma/\epsilon}$  为  $\gamma/\epsilon$  界面能量;  $w_i$  为  $i$  元素质量分数(图 7);  $d$  为晶粒尺寸(图 6)。

结合 TRIP 效应(图 10)、绝热温升(表 1)及 TWIP 效应(表 2),可以判断,准静态加载时中锰钢的增塑机制以强 TRIP 效应为主.动态加载初

期增塑机制是以弱 TRIP 效应为主,随着应变的增加,绝热温升增强,TRIP 效应进一步减弱直至消失,主要增塑机制转变为温升软化效应和 TWIP 效应.尽管增塑机制不同,但其对延伸率的贡献却相差不大,0.2 s<sup>-1</sup> 加载的延伸率仅略高于 0.002 s<sup>-1</sup> (图 10b). 0.002 s<sup>-1</sup> 加载过程中不断产生的马氏体使局部硬度提高,变形向周围低硬度组织转移,从而抑制颈缩,维持塑性变形<sup>[25]</sup>,当 TRIP 效应消失后,试样断裂. 0.2 s<sup>-1</sup> 加载变形初期,TRIP 效应维持塑性变形,变形后期,TRIP 效应消失,但有较高的绝热温升,在高温下位错更容易发生滑移或攀移,并且还会通过孪生的方式改变晶体取向,使原来不利于滑移的取向转变为有利取向,进一步激发位错滑移,从而在 TRIP 效应结束后维持很大的一段塑性变形<sup>[26]</sup>.

### 2.2 位错密度

为了分析动态加载初期流变应力和屈服强度高于准静态的原因,本文计算了位错密度,奥氏体的平均位错密度可以通过 MWH(modified Williamson-Hall)方法<sup>[27]</sup>确定,如式(4)~(6)所示:

$$\Delta K_{tot} - \beta W_{hkl} = \frac{0.9}{d} + (\pi A^2 b^2 / 2)^2 \rho_m^{1/2} (K \bar{C}^{1/2}), \quad (4)$$

$$K = 2 \sin \theta / \lambda, \quad (5)$$

$$\bar{C} = C_{h00} (1 - qH^2), H^2 = (h^2 k^2 + h^2 l^2 + l^2 k^2) / (h^2 + k^2 + l^2)^2. \quad (6)$$

其中:  $\rho_m$  为位错密度;  $\Delta K_{tot}$  为半峰宽(FWHM);  $\beta$  为变量;  $W_{hkl}$  为常数;  $A$  是取决于位错有效外截止半径的常数;  $b$  是 Burgers 矢量;  $K$  是倒数空间变量;  $\theta$  是布拉格衍射角;  $\lambda$  是入射波长;  $\bar{C}$  是特定晶面上位错的平均对比度因子;  $C_{h00}$  和  $q$  取决于 3 个各向异性弹性常数以及螺型位错和刃型位错占比;  $h, k, l$  是晶面指数。

MWH 方法计算位错密度需要奥氏体(111), (200), (220)和(311)4个衍射峰数据,以未变形中锰钢 XRD 数据为例,说明位错密度计算过程.首先,布拉格衍射角  $2\theta$ (图 10a)通过式(5)转换为晶面间距的倒数  $K$ .其次,使用 Lorenz 函数拟合衍射峰轮廓,如图 13a 所示,得到衍射峰的半峰宽  $\Delta K_{tot}$ .式(4)中的  $\beta, W_{hkl}, \bar{C}$  的值可以通过参考文献<sup>[27]</sup>计算.最后,建立线性拟合的  $\Delta K_{tot} - \beta W_{hkl}$  和  $K \bar{C}^{1/2}$  的散点图,如图 13b 所示,其斜率等于  $(\pi A^2 b^2 / 2)^2 \rho_m^{1/2}$ ,  $\pi, A$  和  $b$  是常数,可以得到未变形试样中奥氏体的位错密度为  $7.71 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ ,同理计算准静态和动态加载变形初期奥氏体位错密度,如图 13c~13f 和表 3 所示。

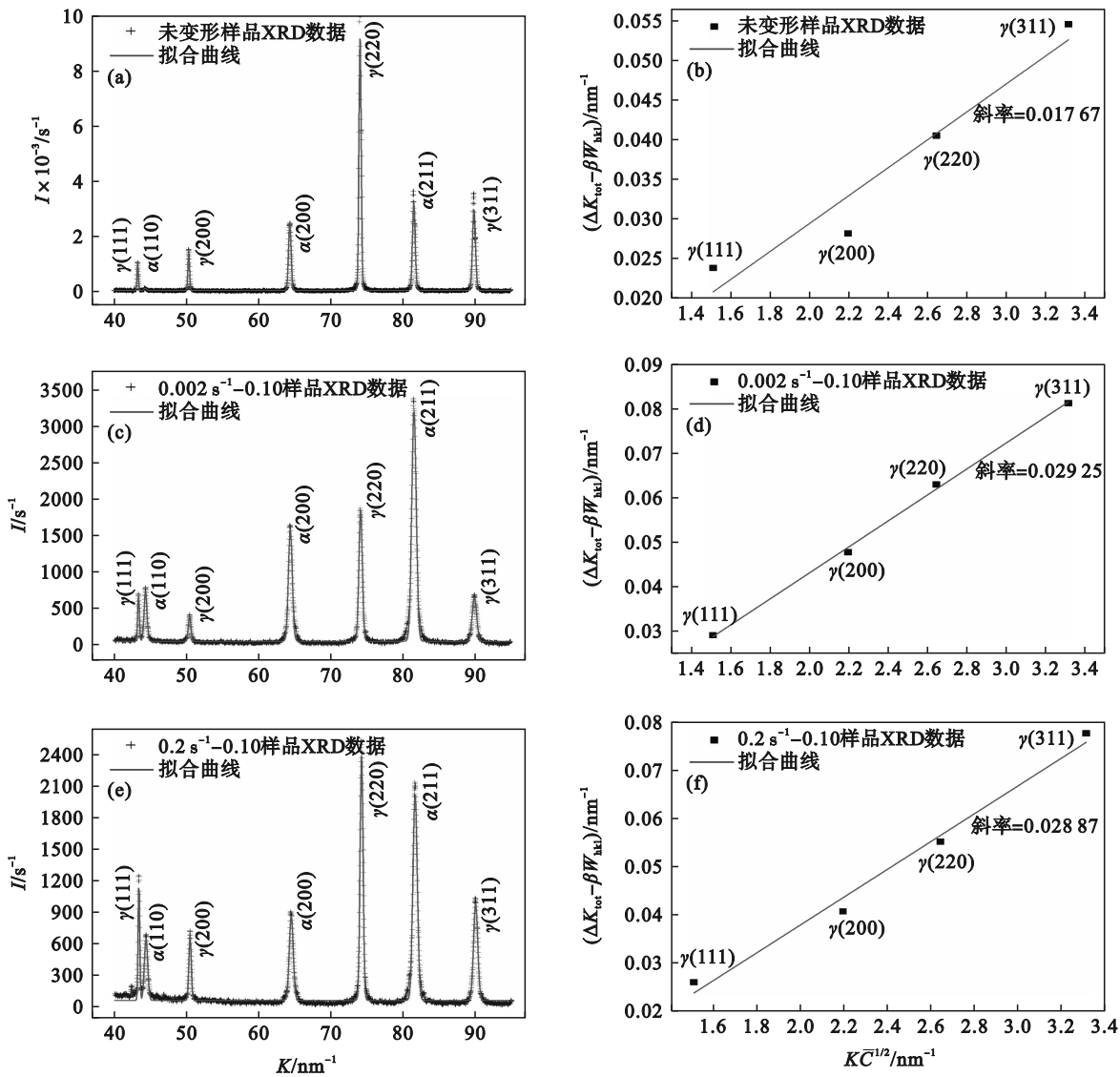


图 13 未变形试样和变形初期试样的MWH算法

Fig. 13 MWH algorithm of the undeformed and initial deformation samples

(a,c,e)—XRD图谱; (b,d,f)— $(\Delta K_{tot} - \beta W_{hkl})$ 和 $K\bar{C}^{1/2}$ 散点图.

表 3 未变形试样和变形初期试样奥氏体位错密度  
Table 3 Austenite dislocation density of the undeformed and initial deformation samples

应变速率/ $s^{-1}$	工程应变	奥氏体位错密度/ $m^{-2}$
0	0	$7.71e+14$
0.002	0.10	$21.12e+14$
0.2	0.10	$20.57e+14$

根据亚结构演化相关的位错动力学,应变速率、位错密度、位错运动速度的关系如式(7)所示,应变速率越快,位错运动速度越快<sup>[28]</sup>.根据基于3D-DDD和MD(分子动力学)方法的位错密度、应变速率、材料强度的通用解析模型,如式(8)所示,位错运动速度越快,材料屈服应力越高<sup>[29]</sup>.另外,研究表明<sup>[28,30]</sup>,动态加载时位错热激

活能低(位错运动需要热激活能克服Peierls能垒),需要更高应力启动位错.这与式(7)~(8)规律一致,说明公式的正确性.

$$\dot{\epsilon} = \alpha_1 b \rho_m v, \tag{7}$$

$$v = \left( \tau_y - \alpha_2 G b \sqrt{\rho_m} \right) b / B. \tag{8}$$

式中: $\dot{\epsilon}$ 是应变速率; $\alpha_1, \alpha_2$ 是比例因子,分别为0.5,0.3; $v$ 是位错平均运动速度; $\tau_y$ 是屈服应力; $G$ 是材料的剪切弹性模量; $B$ 是常量.

结合表3和式(7)~(8)可知,变形初期准静态和动态加载下试样位错密度相差不大,但动态加载下的位错运动速度更快,位错运动阻力更大,这是导致变形初期高流变应力和高屈服强度的原因.随着应变的增加,动态加载温升软化效应增强,马氏体相变消失,加工硬化能力减弱,而准

静态加载时则不断相变产生高硬度马氏体,因此变形后期准静态下的流变应力和抗拉强度超过动态的,工程应力-应变曲线在 $\varepsilon_c=0.12$ 处出现明显的交叉点.

### 3 结 论

1) Fe-11Mn-4Al-0.2C中锰钢随应变速率增加,屈服强度从507 MPa增加到649 MPa,呈正的应变速率敏感性,抗拉强度从1 089 MPa降低到876 MPa,呈负的应变速率敏感性.

2) 准静态加载时中锰钢的增塑机制以强TRIP效应为主,并当TRIP效应结束后试样断裂.动态加载初期增塑机制是以弱TRIP效应为主,随着应变的增加,TRIP效应逐渐减弱直至消失,增塑机制转变为温升软化效应和TWIP效应,这导致动态加载试样能在TRIP效应结束后维持很大的一段塑性变形,延伸率略高于准静态加载.

3) 变形初期准静态和动态加载试样位错密度相差不大,但动态加载的位错运动速度高于准静态的,导致动态加载初期流变应力和屈服强度高于准静态的.随着应变的增加,动态加载绝热温升逐渐累积,马氏体相变消失,加工硬化能力减弱,而准静态加载则不断相变产生高硬度马氏体,导致准静态加载后期流变应力和抗拉强度超过动态加载,工程应力-应变曲线在 $\varepsilon_c=0.12$ 处出现明显的交叉点.

#### 参考文献:

- [1] 蔡志辉,丁桦,薛鑫.新型中锰热轧TRIP钢组织演变及力学性能[J].东北大学学报(自然科学版),2013,34(1):62-65,70.  
(Cai Zhi-hui, Ding Hua, Xue Xin. Microstructure evolution and mechanical properties of a novel medium-Mn hot-rolled TRIP steel[J]. *Journal of Northeastern University (Natural Science)*, 2013, 34(1): 62-65, 70.)
- [2] Kalhor A, Soleimani M, Mirzadeh H, et al. A review of recent progress in mechanical and corrosion properties of dual phase steels [J]. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 2020, 20(3): 85-96.
- [3] 韦习成,符仁钰,李麟,等.不同应变率下TRIP钢的拉伸性能[J].上海金属,2002,24(4):32-36.  
(Wei Xi-cheng, Fu Ren-yu, Li Lin, et al. Tensile property of TRIP steel under different strain rates[J]. *Shanghai Metals*, 2002, 24(4): 32-36.)
- [4] 史文超. TRIP780高强钢动态变形行为的宏微观研究[D].上海:上海交通大学,2009.  
(Shi Wen-chao. Macroscopic and microscopic study on dynamic deformation behavior of TRIP780 high strength steel[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2009.)
- [5] 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.
- [6] Sahu P, Curtze S, Das A, et al. 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.
- [7] Xu 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): 1125-1130.
- [8] Hwang S W, Ji J H, Park K T. Effects of Al addition on high strain rate deformation of fully austenitic high Mn steels [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2011, 528(24): 7267-7275.
- [9] Lee S, Estrin Y, de Cooman B C. Effect of the strain rate on the TRIP-TWIP transition in austenitic Fe-12pctMn-0.6pctC TWIP steel [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2014, 45(2): 717-730.
- [10] 蔡志辉. 高强塑性中锰钢的组织演变及力学性能的研究[D].沈阳:东北大学,2015.  
(Cai Zhi-hui. Study on microstructural evolution and mechanical properties of medium manganese steels with superior strength and ductility [D]. Shenyang: Northeastern University, 2015.)
- [11] Cai Z H, Ding H, Misra R D K, et al. Austenite stability and deformation behavior in a cold-rolled transformation-induced plasticity steel with medium manganese content [J]. *Acta Materialia*, 2015, 84: 229-236.
- [12] Min J Y, Hector L G J, Zhang L, et al. Plastic instability at elevated temperatures in a TRIP-assisted steel [J]. *Materials & Design*, 2016, 95: 370-386.
- [13] Kozłowska A, Grzegorzczak B, Morawiec M, et al. Explanation of the PLC effect in advanced high-strength medium-Mn steels: a review [J]. *Materials*, 2019, 12(24): 4175.
- [14] 王礼立,王永刚.应力波在用SHPB研究材料动态本构特性中的重要作用[J].爆炸与冲击,2005,25(1):17-25.  
(Wang Li-li, Wang Yong-gang. The important role of stress waves in the study on dynamic constitutive behavior of materials by SHPB [J]. *Explosion and Shock Waves*, 2005, 25(1): 17-25.)
- [15] 徐明利,张若棋,张光莹. SHPB实验中试件内早期应力平衡分析[J].爆炸与冲击,2003,23(3):235-240.  
(Xu Ming-li, Zhang Ruo-qi, Zhang Guang-ying. Analysis of early stage specimen stress equilibrium in SHPB experiment [J]. *Explosion and Shock Waves*, 2003, 23(3): 235-240.)
- [16] 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.
- [17] Ma J W, Liu H T, Lu Q, et al. Transformation kinetics of retained austenite in the tensile Lüders strain range in medium Mn steel [J]. *Scripta Materialia*, 2019, 169: 1-5.
- [18] 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.
- [19] Mazancová E, Mazanec K. Stacking fault energy in high manganese alloys [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2009, 16(2): 26-31.