

动载荷下 Mn13Cr2Mo 高锰耐磨铸钢 形变硬化行为

张晓荷¹, 鲍瑶¹, 康丽¹, 赵金华^{1, 3}, 刘燕², 马立峰³

(1. 太原科技大学材料科学与工程学院, 山西太原 030024; 2. 东北大学多金属共生矿生态化冶金教育部重点实验室, 辽宁沈阳 110819; 3. 太原科技大学重型机械教育部工程研究中心, 山西太原 030024)

摘要: 采用分离式Hopkinson压杆 (SHPB) 的测试方法对不同冲击载荷下典型高锰铸钢 Mn13Cr2Mo 的形变硬化行为进行了系统研究。结果表明, 随着气缸压强由 0.2 MPa 增加至 0.8 MPa, Mn13Cr2Mo 铸钢形变硬化过程可近似分解为线性硬化、非线性硬化两阶段; 当压强为 0.2 MPa 时, 线性硬化维持至约 107 MPa 时开始向非线性硬化阶段转变。当压强由 0.4 MPa 增加至 0.6 MPa 时, 线性硬化向非线性硬化阶段转变的临界强度由 123 MPa 增加至 356 MPa; 在非线性硬化阶段, 当压强高于 0.4 MPa 时高锰钢的应变硬化率明显提高。综合考虑线性硬化向非线性硬化的转变强度以及高锰钢的加工硬化速率, 当气缸压强高于 0.6 MPa 时, 由线性硬化向非线性硬化阶段转变的临界强度达到约 356 MPa。材料在非线性硬化阶段的应变硬化率较高, 此时试验用 Mn13Cr2Mo 高锰耐磨铸钢形变硬化能力被充分激发。

关键词: Mn13Cr2Mo 高锰钢; 冲击动载荷; 形变硬化

作者简介:

张晓荷 (1999-), 女, 主要研究方向为矿山机械耐磨材料设计研发。E-mail: jhzhao2010@163.com

通讯作者:

马立峰, 男, 教授, 博士, 博士生导师。电话: 0351-6998180, E-mail: drlfma@126.com

中图分类号: TG142.41

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977 (2023) 11-1410-07

基金项目:

国家级大创项目 (20210467); 东北大学多金属共生矿生态化冶金教育部重点实验室开放基金项目 (NEMM2020003)。

收稿日期:

2023-05-04 收到初稿,
2023-06-13 收到修订稿。

由于高锰耐磨铸钢本身具有高强度、高硬度及良好塑性匹配优势, 一直以来是岩石破碎机耐磨衬板的主要原材料之一^[1-4]。耐磨衬板服役过程需承载剧烈的摩擦以及强烈的冲击载荷作用, 消耗量大, 其服役寿命已成为影响破碎成本及施工效率的主要因素。如何研发出适合于严苛服役工况且抗磨损性能优良的高锰钢耐磨衬板成为岩石破碎机领域的关键核心技术之一。

围绕破碎机高锰耐磨铸钢研发及磨损性能的提升, 国内科技工作者从不同角度开展了系列研究工作, 主要涉及耐磨高锰钢合金成分的优化、微观组织性能调控以及耐磨机理的研究等^[4-11]。彭世广等基于高强度、高硬度、高韧性及低密度设计思路, 开发了圆锥破碎机轻质高锰钢耐磨衬板材料、合金成分体系及制备工艺, 并围绕所开发材料组织控制及磨损机制开展了系统研究^[5]; 涂斌等研究了超高锰钢耐磨衬板的制备工艺及组织性能, 系统研究了回火、水韧处理等热处理工艺对高锰钢微观组织及力学性能的影响规律^[7]; 颜晓博等研究了改性合金元素 V、Ti 等对高锰钢微观组织及力学性能的影响规律, 并进一步结合微观组织特征研究了不同冲击载荷下改性高锰钢磨损失重规律^[8]; 另外, 欧阳峥容等讨论了高锰钢的塑性变形机理与应用分析, 探讨了高锰钢具有优良力学性能的根本原因^[9], 宋仁伯等结合层错能变化规律, 研究了高锰钢在压缩条件下变形机制^[10]等。综上, 国内科研工作者在高锰耐磨铸钢合金成分改性、微观组织性能控制机理、高锰耐磨铸钢的磨损行为规律等方面已取得相关研究成果。由于技术保密等原因, 国外针对岩石破碎机衬板用高锰耐磨铸钢研发的相关研究未见报道。已报道的涉及高锰耐磨铸钢研发及磨损机理的研究中, 关于动载荷下高锰耐磨铸钢形变硬化行为的研究几乎未见报道。分析其原因, 主要在于试验技术的限制, 如何模拟出衬板服役过程中强烈的冲击及剧烈摩擦服役环境成为限制研究动载荷下高锰耐磨铸钢力学行为的瓶颈。明确动载荷下高锰耐磨铸钢的力学行为规律, 特别是应变硬化规律, 对于深入认识高锰耐磨铸钢合金塑性变形

行为及耐磨行为的金属学本质具有重要理论研究意义。

基于此，本文以岩石破碎机耐磨衬板用典型高锰耐磨铸钢为研究对象，利用力学领域分离式Hopkinson压杆（SHPB）技术，围绕动载荷下高锰耐磨铸钢的形变硬化行为开展系统研究。以期通过明确不同动载荷下高锰耐磨铸钢的应变硬化规律，获得应变硬化行为及动载荷间定量化关系，为破碎机高锰钢耐磨衬板合金成分的优化及合理的选材提供试验及理论参考。

1 试验材料与方法

1.1 试验材料

本研究以典型高锰耐磨铸钢Mn13Cr2Mo为研究对象，其具体合金成分如表1所示。其中，Mn含量约为12.5%，Cr、Mo含量分别约为2.8%、1.4%。Mn为奥氏体稳定化元素，在合金中起到稳定奥氏体组织的同时，其以置换原子方式固溶在合金基体中，起到固溶强化作用；Cr、Mo均为碳化物形成元素，通过与碳原子相互作用，形成 $M_{23}C_6$ 、MC型金属化合物。上述合金成分设计特点确保了该类合金具有良好的耐磨性能潜力。

表1 试验钢合金成分

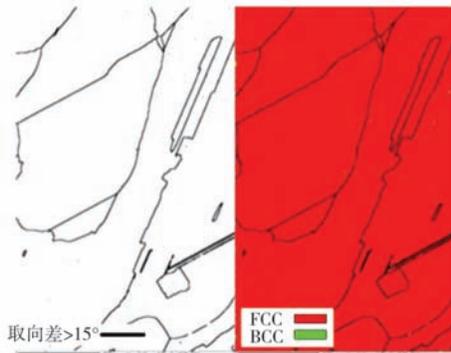
Table 1 Chemical composition of studied Mn13Cr2 steel $w_B/\%$

C	Si	Mn	Cr+Mo	P	S
0.12~0.16	0.2~0.4	12.5~13.5	3.8~4.2	<0.004	<0.002

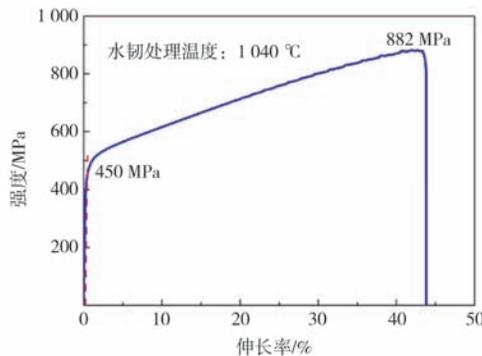
试验用Mn13Cr2Mo耐磨铸钢经1 040 °C × 2 h水韧处理后用于随后的SHPB试验。图1给出了经水韧处理后Mn13Cr2Mo耐磨铸钢大角晶界及相成像图以及室温单轴静态拉伸曲线。由图可知，试验用Mn13Cr2Mo室温组织主要以晶体结构呈面心立方（fcc）的奥氏体为主，奥氏体晶粒平均尺寸约为420 μm，见图1a。试验用Mn13Cr2Mo的室温屈服强度（ $R_{p0.2}$ ）约为450 MPa，抗拉强度约为882 MPa，断后伸长率约为49.6%，表明该合金在静态拉伸载荷下具有良好的强度及塑性匹配，见图1b。

1.2 试验方法

为了系统研究动载荷下试验高锰耐磨铸钢Mn13Cr2Mo的形变硬化行为，采用SHPB装置进行试验。SHPB工作原理见图2，该装置主要由气缸、撞击



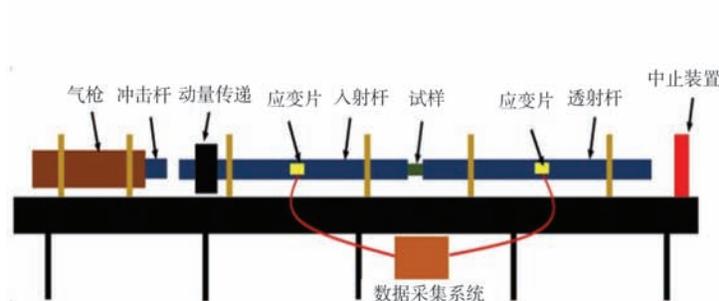
(a) 室温组织大角晶界勾勒图及相成像图



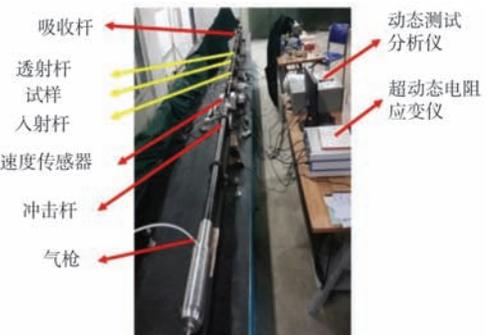
(b) 室温单轴拉伸曲线

图1 试验用Mn13Cr2室温组织大角晶界勾勒图、相成像图及室温单轴拉伸曲线

Fig. 1 High-angle grain boundary mapped figure and phase mapped figure, tensile curve at ambient temperature for studied Mn13Cr2 casting steel



(a) 试验装置简化图



(b) 试验设备照片

图2 分离式Hopkinson压杆

Fig. 2 Separated Hopkinson pressure bar

杆、入射杆、透射杆组成，在入射杆、透射杆处放置高精度电阻应变片用以采集入射波、反射波、透射波等信号，用以分析合金在不同气缸压强作用下的变形行为。本研究中，通过控制气缸压强的大小模拟不同冲击载荷的应力状态，气缸压强分别选择0.2 MPa、0.4 MPa、0.6 MPa、0.8 MPa。用于SHPB测试的样品尺寸为 $\Phi 6 \text{ mm} \times 7 \text{ mm}$ 的圆柱试样。冲击试验结束后，利用透射电镜对不同冲击载荷下获得的试样进行微观组织分析。试样经机械打磨后，制备成厚度为40 μm 的薄片试样，薄片试样经冲孔、双喷（双喷液8%高氯酸乙醇溶液，双喷温度-30 $^{\circ}\text{C}$ ）后进行透射观察，透射试验在Tecnai G2 F20型透射电子显微镜上进行。

2 试验结果与分析

2.1 不同动载荷下试验钢的本构关系

基于SHPB装置工作原理可知，不同动载荷下试验钢的“应力-应变”本构关系可通过采集试验材料在承受冲击载荷过程中引起的入射波、反射波及透射波的信号，以及入射杆、透射杆电阻应变片测得的应变变化量分析获得。图3所示为不同动载荷下试验过程中所

采集的示波曲线，不同动载荷下入射波引起的应变、反射波引起的应变以及透射波引起的应变可通过如下关系式加以关联^[12]：

$$\varepsilon_I + \varepsilon_R = \varepsilon_T \quad (1)$$

式中： ε_I 是置于入射杆上测得的由入射波引起的合金应变大小， ε_R 为由置于透射杆上测得的由透射波引起的合金应变大小， ε_T 则是由入射波减去透射波后剩余波信号引起的应变大小。

假设冲击试样与入射杆间界面速率为 v_1 ，冲击试样与透射杆间界面速率为 v_2 ，界面位移 u_1 和界面位移 u_2 时间 t 求偏导，则两界面速度 v_1 、 v_2 可由式(2)(3)定义：

$$v_1 = \dot{u}_1 = C_0 (\varepsilon_I + \varepsilon_R) \quad (2)$$

$$v_2 = \dot{u}_2 = C_0 \varepsilon_T \quad (3)$$

式中： $C_0 = \sqrt{E/\rho}$ ，其中 E 为材料的杨氏模量， ρ 为材料的密度。

依据两个界面的位移，冲击试样的应变可进一步由式(4)描述：

$$\varepsilon_s = \frac{u_1 - u_2}{L} = \frac{1}{L} \left[\int_0^t C_0 (\varepsilon_I + \varepsilon_R) dt - \int_0^t C_0 \varepsilon_T dt \right] \quad (4)$$

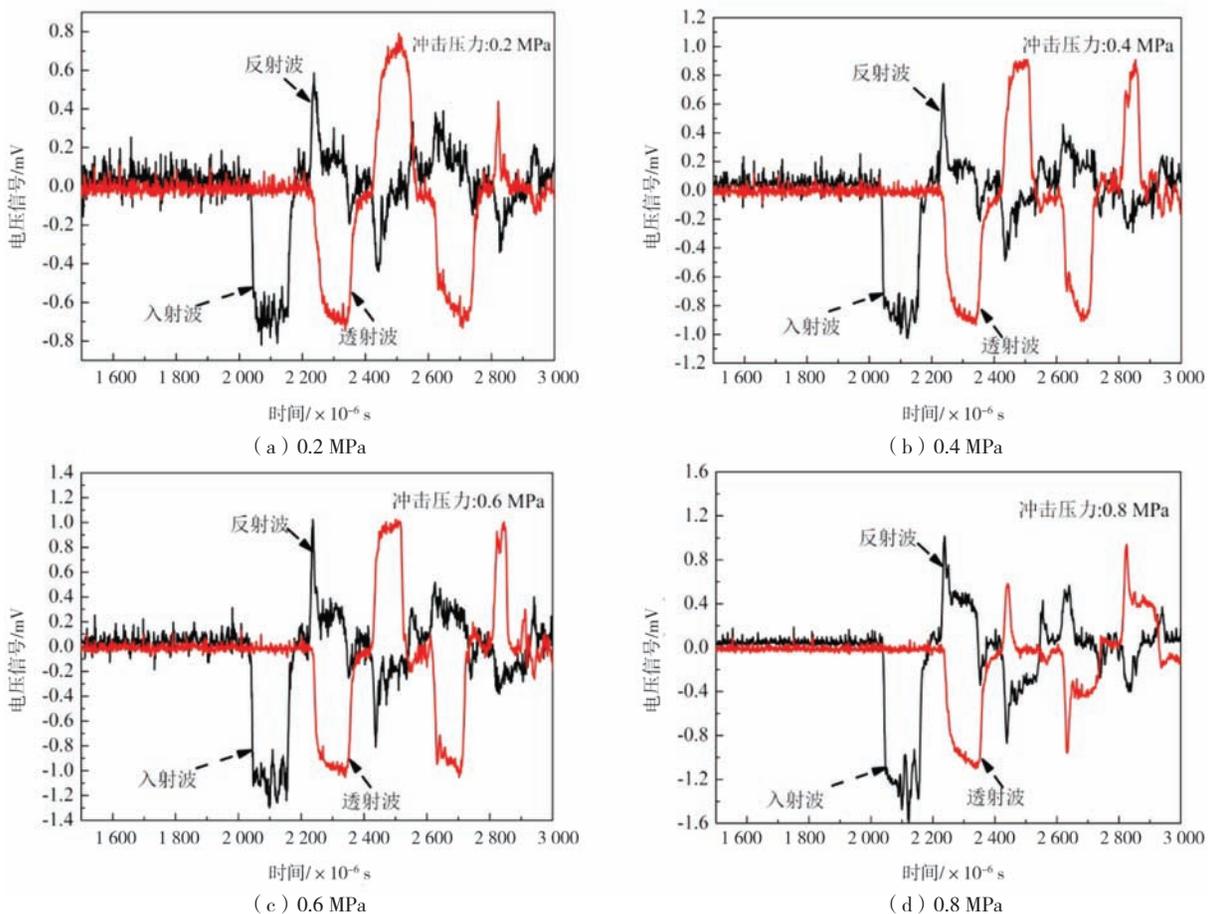


图3 不同动载荷下Mn13Cr2试验钢冲击示波曲线

Fig. 3 Impact oscillography of studied Mn13Cr2 under different dynamic load

进一步将式(1)代入式(4)，化简并利用应变进一步对时间 t 求偏导后，得到试样的应变及应变速率表达式如下：

$$\varepsilon_s = -\frac{2C_0}{L} \int_0^t \varepsilon_R dt \quad (5)$$

$$\dot{\varepsilon}_s = -\frac{2C_0}{L} \varepsilon_R \quad (6)$$

由于开展SHPB过程中应力波引起的冲击试样的两个界面应保持应力平衡关系，由入射波、反射波引起的应力之和即为冲击试样与入射杆间界面的应力，其可由式(7)描述。同理，冲击试样与透射杆界面间作用力可由透射波引起的应力计算获得，其表达式见式(8)。

$$F_1 = EA_b (\varepsilon_1 + \varepsilon_R) \quad (7)$$

$$F_2 = EA_b \varepsilon_T \quad (8)$$

式中： A_b 是入射杆与透射杆的截面积。

进一步，试样的应力通过选取两个界面的力的平均值获得，具体方程如下：

$$\sigma_s = \frac{F_1 + F_2}{2A_s} = \frac{EA_b (\varepsilon_1 + \varepsilon_R) + EA_b \varepsilon_T}{2A_s} = \frac{EA_b}{A_s} \varepsilon_T \quad (9)$$

基于上述理论和图3所示的示波冲击曲线结果获得不同冲击载荷Mn13Cr2Mo的本构关系如图4所示。由图可知，不同冲击载荷下获得的Mn13Cr2Mo高锰钢本构关系曲线变化规律，呈现出部分相同特征，同时存在一定差异。相同之处在于“应力-应变”曲线斜率随应变增加的变化规律。不同冲击载荷下“应力-应变”曲线均可近似分解为线性硬化区、非线性硬化区两部分。不同之处则在于不同冲击载荷下试验钢由线性硬化区向非线性硬化区转化的临界强度不同，见图4a。为了进一步对比研究不同气缸压强（不同冲击载荷）对试验钢本构关系的影响规律，分别对不同气缸压强下试验材料的本构关系曲线进行对比研究。将本构关系曲线上线性阶段与非线性阶段分界区域所对应的强度近似确定为临界强度。由图4b可知，在0.2 MPa压强下，随着应变的增加，应力以线性增加。当应力增加至约107 MPa时，本构关系曲线发生了由线性阶段向非线性阶段的转变；随着压强增加至0.4 MPa时，本构关系曲线中线性硬化向非线性硬化阶段转变的临界应力约为123 MPa；当压强增加至0.6 MPa及0.8 MPa时，本构关系曲线中线性硬化向非线性硬化阶段转变的临界

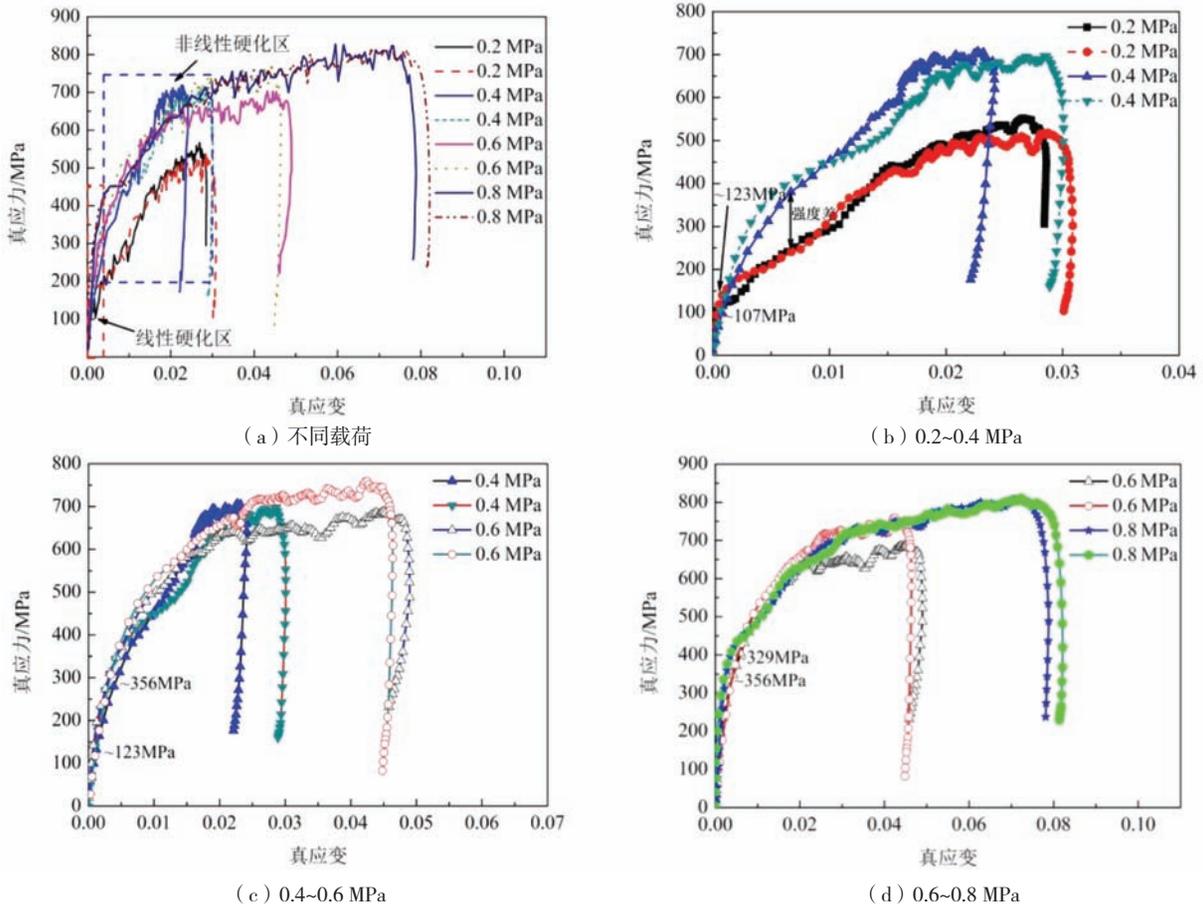


图4 不同动载荷下本构关系

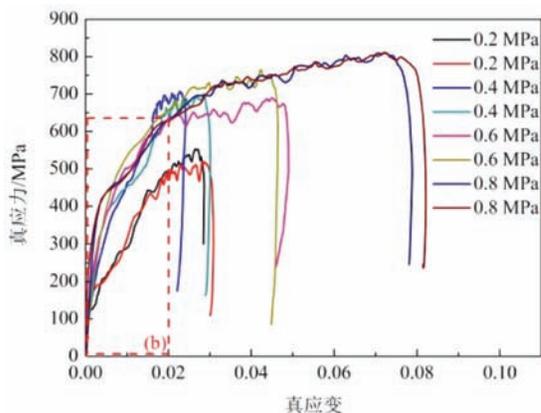
Fig. 4 Constitutive relations under different dynamic load

应力分别达到了约356 MPa及329 MPa, 见图4b, c; 由此可见, 随着试验压强的增加, 动载荷下试验钢形变过程由线性硬化向非线性硬化阶段转变临界应力明显增加, 特别是在0.4 MPa向0.6 MPa转变过程中, 转变的临界强度由123 MPa提升至356 MPa, 表明压强的增加可提高试验用Mn13Cr2Mo高锰钢形变初始线性硬化阶段临界应力。与此同时, 随着形变进入非线性硬化区, 不同冲击载荷下应变硬化规律并不相同。在压强为0.2 MPa时非线性硬化区的强化效果要明显低于0.4 MPa条件下的强化效果, 见图4b。当压强高于0.4 MPa时, 非线性硬化区强化规律几乎保持不变。非线性硬化阶段应力变化的斜率不同, 表明不同试验条件下材料发生硬化的规律不同。Mn13Cr2Mo高锰钢的形变硬化行为与其磨损服役寿命密切相关, 只有合理的选材, 使材料硬化规律与材料所承受的应力状态达到良好匹配, 才能充分发挥其强化及耐磨效应。因此明确线性及非线性硬化阶段应变硬化规律对于了解并应用Mn13Cr2Mo高锰钢至关重要。

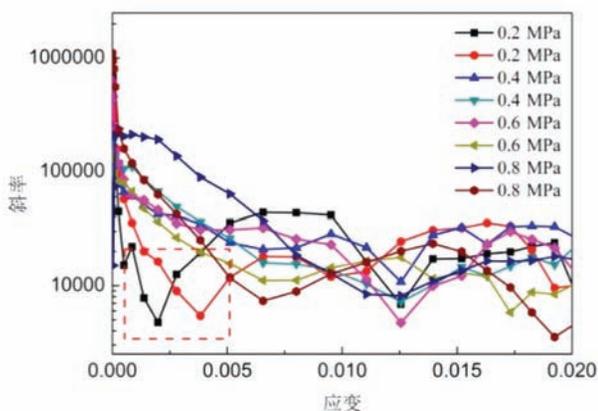
2.2 不同动载荷下 Mn13Cr2Mo 高锰钢形变硬化机理

如前所述, 不同冲击动载荷下试验用Mn13Cr2Mo高锰钢形变过程中由线性硬化向非线性硬化阶段转变所需达到的临界应力值不同, 特别是在压强由0.4 MPa增加至0.6 MPa过程中, 转变的临界强度由123 MPa显著提升至356 MPa, 表明合金此时线性强化效果达到最佳状态。分析SHPB试验条件, 该现象可能由材料应变速率硬化引起。研究表明, 随着冲击载荷的增加, 位错受到的粘滞阻力会诱导应变速率硬化机制的发生, 进而提高高锰钢由线性硬化阶段转变为非线性硬化阶段的临界应力^[13]。随着应变增加, 材料变形进入非线性硬化区, 此时不同冲击载荷下Mn13Cr2Mo应变硬化

规律不同, 为了进一步明确不同动载荷下试验钢在非线性硬化区的应变硬化速率, 图5b给出了该阶段应力应变曲线中曲线斜率的变化规律。由图可知, 在压强为0.2 MPa条件下, 试验钢形变硬化速率明显低于更高压强(0.4~0.8 MPa)下试验钢的形变硬化率, 表明0.2 MPa气压下试验钢在非均匀硬化阶段的硬化率相对较低, 见图5b框图标记部分。当压强提高至0.4 MPa以上时, 不同压强下材料的非线性硬化阶段硬化率相近且保持相似变化规律。分析非线性硬化阶段不同压强与硬化行为间的变化规律可知, 材料变形过程呈现的硬化行为的差异可能与位错增值过程相关。形变强化规律从变形机制角度可以理解为各类位错滑移过程受阻引起的宏观表象, 其为位错增值与位错滑移相互作用的结果。当压强为0.2 MPa时, 此时合金内部位错增值速率相对较慢, 一旦变形进入非线性硬化区, 可动位错的运动阻力相对较小, 位错增值速率较慢, 位错可在相对较小的应力状态下发生滑移, 表现为应变硬化率较低; 同理, 当压强增加至0.4 MPa以上时, 由于线性变形阶段激发的位错增值, 包括线性变形阶段累积的较大应力, 非线性硬化阶段位错增值较快, 与此同时合金以多系滑移方式进行塑性变形, 而增值的位错均可作为可动位错的阻力阻碍位错的运动, 从而使合金材料在该阶段呈现出明显的形变硬化效应。图6为采用透射电镜检测获得的不同冲击载荷下试验钢的亚结构照片, 由亚结构表征结果可知, 当冲击载荷为0.2 MPa时, 基体中位错密度较低, 可见位错成列分布在铁素体基体上, 见图6a。随着冲击载荷由0.2 MPa增加至0.4 MPa时, 位错分布特征变化不大, 仍能在基体中观察到成列分布的位错, 表明此时位错密度仍保持较低状态, 见图6b。当冲击载荷进一步增加至0.6 MPa及0.8 MPa时, 试验钢亚结构中位错密度明显增加, 甚至形成了由位错缠结构成的胞状亚结构, 见图6c, d。



(a) 应力-应变关系曲线



(b) 变形开始阶段应变硬化率

图5 不同动载荷下应力-应变关系曲线及不同动载荷下变形开始阶段应变硬化率

Fig. 5 Stress-strain relations under different dynamic load, strain hardening rate at the beginning stage during deformation under different dynamic load

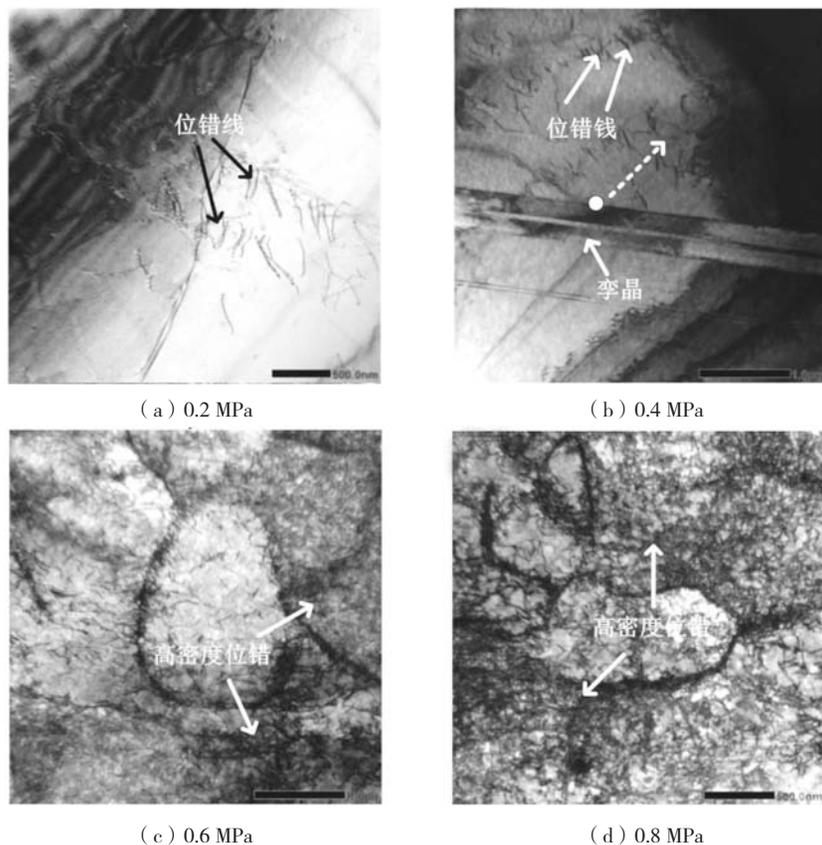


图6 采用透射试验获得的不同冲击载荷下Mn13Cr2组织亚结构照片

Fig. 6 Substructure of studied Mn13Cr2 steel obtained via TEM

另外，值得注意的是，当冲击载荷为0.2 MPa时，亚结构局部位置能够观察到孪晶结构，但当冲击载荷增加至0.6 MPa及0.8 MPa时，亚结构中未能观察到孪晶结构，表明随着冲击载荷的增加，合金变形过程中孪生机制并未起到主导作用。上述试验结果进一步证明了动载荷下Mn13Cr2Mo高锰钢形变硬化过程中的位错增殖机制。

综上，从线性硬化阶段向非线性硬化阶段的转变应力以及合金的加工硬化速率两个方面考虑，对于试验用典型Mn13Cr2Mo高锰耐磨铸钢，当气缸压强高于0.6 MPa时，试验钢变形过程中由线性硬化向非线性硬化阶段转变的临界应力达到约356 MPa，此时，材料非线性硬化阶段应变硬化率同样保持较高水平，表明该应力状态下试验用Mn13Cr2Mo高锰钢具有良好的形变硬化能力。依据前述该类合金应用背景可知，该类合金适用于服役应力状态高于0.6 MPa压强所对应的实际

工况，该条件下可充分发挥该高锰耐磨铸钢形变硬化潜力，确保耐磨铸钢具有优良的耐磨性及服役寿命。

3 结论

(1) 动载荷下试验用Mn13Cr2Mo高锰钢形变过程包括线性硬化及非线性硬化两个阶段，且非线性硬化阶段应变硬化率低于线性硬化阶段。

(2) 动载荷下随着气缸压强由0.2 MPa增加至0.4 MPa、0.6 MPa、0.8 MPa时，试验用Mn13Cr2Mo高锰钢线性硬化与非线性硬化的临界转变应力分别约为107 MPa、123 MPa、356 MPa、329 MPa。

(3) 对于试验用Mn13Cr2Mo高锰钢，当气缸压强大于0.6 MPa时，材料的临界转变应力及非线性硬化阶段应变硬化率达到最优状态，材料加工硬化能力显著增强，此应力状态下该合金强化潜力被充分激发。

参考文献:

- [1] 魏世忠, 徐流杰. 钢铁耐磨材料研究进展 [J]. 金属学报, 2020, 56 (4): 523-538.
- [2] 庞国柱, 刘海滨, 赵东胜, 等. ZGMn13Cr2 衬板铸造工艺优化与质量改进 [J]. 铸造, 2019 (3): 303-306.
- [3] 田玉福. 浅谈进口破碎机衬板的使用 [J]. 新疆有色金属, 2014, 增刊1: 169-170.
- [4] 赵石宝, 符川, 余鹏超. 美卓HP5圆锥破碎机定、动锥衬板国产化研制[C]//发展行业优势, 探讨技术创新, 2014.
- [5] 彭世广. 圆锥破碎机衬板用轻质耐磨钢的制备工艺及磨损机理研究[D]. 北京: 北京科技大学, 2016.
- [6] 李小蕴, 祖方道, 刘兰俊, 等. 模拟实际工况条件下高锰钢加工硬化能力的研究 [J]. 铸造, 2005 (5): 462-465.
- [7] 涂斌. 超高锰钢耐磨衬板的制备工艺及组织性能研究[D]. 赣州: 江西理工大学, 2017.
- [8] 颜晓博. 钒、钛对高锰钢显微组织、力学性能和耐磨性能的影响[D]. 广州: 暨南大学, 2018.
- [9] 欧阳峥容. 高锰钢的塑性变形机理与应用分析 [J]. 山东冶金, 2018, 40 (1): 27-29.
- [10] SONG R B, CAI C H, LIU S, et al. Stacking fault energy and compression deformation behavior of ultra-high manganese steel [J]. Procedia Engineering, 2017, 207: 1809-1814.
- [11] 张福全, 李娄明, 陈玉祥, 等. 大型多元低合金铸钢耐磨锤头的研制及应用 [J]. 铸造, 2011, 60 (2): 195-198.
- [12] LONG X, XU J, WANG S, et al. Understanding the impact response of lead-free solder at high strain rates [J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2020, 172 (105416): 1-10.
- [13] FAN H D, WANG Q Y, EL-AWADY J A, et al. Strain rate dependency of dislocation plasticity [J]. Nature Communications, 2021 (12): 1-11.

Strain Hardening Behavior of Mn13Cr2Mo High-Manganese Wear-Resistant Cast Steel Under Dynamic Load

ZHANG Xiao-he¹, BAO Yao¹, KANG Li¹, ZHAO Jin-hua^{1,3}, LIU Yan², MA Li-feng³

(1. School of Materials Science & Engineering, Taiyuan University of Science and Technology, Taiyuan 030024, Shanxi, China; 2. Key Laboratory for Ecological Metallurgy of Multimetallic Mineral (Ministry of Education), Northeastern University, Shenyang 100819, Liaoning, China; 3. Heavy Machinery Engineering Research Center of the Ministry of Education, Taiyuan University of Science and Technology, Taiyuan 030024, Shanxi, China)

Abstract:

The strain hardening behavior of typical high-manganese wear-resistant cast steel Mn13Cr2Mo was investigated under different impact dynamic loads utilizing the separated hopkinson press bar (SHPB), systematically. The results indicated the whole strain hardening process could be divided into two stages including the linear hardening stage and nonlinear hardening stage with the increase of cylinder pressure ranging from 0.2 MPa to 0.8 MPa. When the pressure was 0.2 MPa, the transformation strength from linear hardening stage to the non-linear hardening stage was determined to be 107 MPa, and the transformation strength were further increased to 123 MPa and 356 MPa corresponding to the loading pressure of 0.4 MPa and 0.6 MPa, respectively. In the non-linear hardening stage, the strain hardening rate at loading pressure of 0.2 MPa was obviously lower compared to the loading pressure above 0.4 MPa. Considering from the aspects of transformation strength and strain hardening rate, it could be deduced that the studied Mn13Cr2Mo was characterized by excellent strain hardening ability and the strain hardening potential was activated sufficiently when the impact load was increased above 0.6 MPa, and the transformation strength was determined to be 356 MPa.

Key words:

Mn13Cr2Mo high-manganese steel; impact dynamic load; strain hardening