第 54 卷第 1 期
2026 年 1 月

同济大学学报(自然科学版)
JOURNAL OF TONGJI UNIVERSITY(NATURAL SCIENCE)

Vol. 54 No. 1
Jan. 2026

文章编号：0253-374X(2026)01-0118-10　　**DOI**：10. 11908/j. issn. 0253-374x. 24298

高锰奥氏体钢动态压缩性能及绝热剪切行为

夏　敏[1]，吴文涛[2]，谭　欣[2]，赵　峰[4]，郭洪燕[1]，何满潮[1,3]

(1. 同济大学 土木工程学院，上海 200092；2. 北京科技大学 材料科学与工程学院，北京 100083；
3. 中国矿业大学(北京)深部岩土力学与地下工程国家重点实验室，北京 100083；4. 成都大学 高等研究院，四川 成都 610106)

摘要：采用微型霍普金森压杆系统，研究了一种高锰奥氏体钢(NPR 钢)在超高应变速率下的动态压缩性能和剧烈塑性变形微观结构。NPR 钢在超高冲击下表现出卓越的抗冲击性和应变硬化能力，屈服强度约为 550 MPa，极限抗压强度约为 1 500 MPa，断裂应变为 0.7。通过分析准静态和动态条件下的应变速率敏感性系数 λ，发现 NPR 钢具有 2 个不同的应变速率敏感区。在应变速率为 $1\times10^4\ s^{-1}$ 时，NPR 钢未发生断裂，沿冲击截面晶界处产生大量聚集型微孔洞，孔洞的形成方向与冲击方向呈 65°。随着应变率增加到 $2\times10^4\ s^{-1}$，NPR 钢发生断裂，冲击截面出现由大量微孔洞聚集长大形成的绝热剪切带，绝热剪切带的生长方向与冲击方向呈 70°。此外，沿冲击方向形成大量的异质结构，包括扭折带、形变孪晶以及孪晶相互作用区域产生的旋转纳米晶，表明在超高应变率下，NPR 钢结构具有复杂的损伤机制。

关键词：NPR 钢；微型霍普金森压杆；动态压缩行为；绝热剪切带；大塑性变形

中图分类号：O347. 3　　**文献标志码**：A

Dynamic Compression Properties and Adiabatic Shear Behavior of NPR Steel

XIA Min[1], *WU Wentao*[2], *TAN Xin*[2], *ZHAO Feng*[4], *GUO Hongyan*[1], *HE Manchao*[1,3]

(1. College of Civil Engineering, Tongji University, Shanghai 200092, China; 2. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China; 3. State Key Laboratory for Geomechanics and Deep Underground Engineering, Beijing 100083, China; 4. Institute for Advanced Study, Chengdu University, Chengdu 610106, China)

Abstract: Using a miniature split Hopkinson pressure bar (m-SHPB) system, the dynamic compression properties and severe plastic deformation microstructure of a high-manganese austenitic steel (NPR) were investigated under ultra-high strain rates. The NPR steel demonstrated excellent impact resistance and strain-hardening capability under ultra-high impact loading, with a yield strength of approximately 550 MPa, an ultimate compressive strength of approximately 1 500 MPa, and a fracture strain of 0.7. Analysis of the strain-rate sensitivity coefficient (λ) under quasi-static and dynamic conditions revealed two distinct strain-rate-sensitive regions for NPR steel. At a strain rate of $1\times10^4\ s^{-1}$, NPR steel did not fracture, but a significant number of aggregated microvoids formed along grain boundaries on the impact cross section, with the pore initiation direction oriented at an angle of 65° relative to the impact direction. As the strain rate increased to $2\times10^4\ s^{-1}$, NPR steel fractured, with adiabatic shear bands forming on the impact cross section due to the coalescence and growth of these microvoids, oriented at an angle of 70° to the impact direction. Additionally, a large number of heterogeneous structures was formed along the impact direction, including kink bands, deformation twins, and rotational nanocrystals generated in twin-twin interaction regions, indicating that NPR steel exhibits complex damage mechanisms under ultra-high strain rates.

Keywords: high-manganese austenitic steel (NPR); miniature split Hopkinson pressure bar (m-HSPB); dynamic compressive behavior; adiabatic shear band; severe plastic deformation

高锰奥氏体钢(High Manganese Austenitic Steel, HMAS)因其卓越的力学性能和成本效益而在工程应用中备受关注。这些钢通常含有质量分数为 15% ～ 30% 的锰(Mn)元素，在变形过程中通过孪晶诱导塑性(Twinning Induced Plasticity, TWIP)机制，展现出卓越的应变硬化能力和强韧性。此外，与奥氏体不锈钢和中熵、高熵合金相比，HMAS 在

收稿日期：2024-09-13
基金项目：国家自然科学基金(41941018)
第一作者：夏　敏，博士生，主要研究方向为 NPR 新材料冶炼制备与变形机理。E-mail：xmdsg@ustb. edu. cn
通信作者：何满潮，教授，博士生导师，工学博士，主要研究方向为深部岩体力学与工程灾害控制。
E-mail：hemanchao@263. net

论文拓展介绍

性能和成本效益方面提供了更具优势的选择。何满潮等[1]开发的一种新型HMAS钢(又称NPR钢)已广泛应用于深部软岩矿井巷道支护、长壁开采110工法及N00工法[2-3]、隧道支护和滑坡地质灾害预警[4]等领域,取得了显著的经济效益和社会效益[5]。前期研究表明,NPR钢在宽温度范围和高应变率拉伸条件下展现出优异的力学性能,主要归因于其内部复杂的微观变形机制[6-8]。

在动态冲击加载条件下,金属材料的机械性能与绝热剪切带(Adiabatic Shear Bands, ASBs)的形成密切相关,ASBs的出现可能导致材料发生热软化和失效[9]。在体心立方和密排六方晶体结构的金属中,超细晶钨、钽和铁等材料对ASBs的敏感性较高[10-11]。即使是面心立方结构的金属,如奥氏体不锈钢(Austenitic Stainless Steel, ASS),在极端环境下也可能表现出ASBs。Tiamiyu等[12]探讨了AISI 321钢在高应变率(4 000至7 500 s^{-1})和不同晶粒尺寸(从0.24到34 μm)下ASBs的形成机制。在高应变率加载条件下,ASB区域由于局部剧烈变形和热软化,表现出微观结构的显著变化,包括高密度位错、微裂纹和孪晶。此外,ASB内部还可观察到动态再结晶现象,形成超细晶粒结构。最终,ASB的存在可能导致材料在这些区域的强度显著下降,成为裂纹的起始点和扩展路径,是材料失效的关键原因。因此,深入理解NPR钢在高应变率下的动态机械行为和损伤机制,对于评估其在岩爆等高应变率应用中的性能至关重要。

本文利用微型分离式霍普金森压杆(miniature Split Hopkinson Pressure Bar, m-SHPB)系统,探索NPR钢的动态力学行为和ASBs的变形机制。通过微观结构分析,揭示NPR钢复杂的损伤机制,包括扭折带的形成、纳米孪晶和层错网络的形成以及旋转纳米晶的发展,旨在更全面揭示NPR钢在极端动态条件下性能,为未来材料设计和应用提供理论基础。

1　试验概况

1.1　试验材料和试验方法

对NPR钢进行了测试,其化学成分为C的质量分数为0.6%,Mn的质量分数为18%,Al的质量分数为1.5%,Si的质量分数为0.3%,余量为Fe。使用的热轧板采用工业级的中频感应炉冶炼制备[8]。准静态和动态压缩样品是直径和高度分别为5 mm、5 mm和2 mm、2 mm的圆柱,所有样品均通过电火花线设备进行精密加工。

为了深入研究材料在极端条件下的力学行为,采用m-SHPB系统进行动态单轴压缩测试。实验中,系统杆直径5 mm,长度400 mm,样品通过高温胶固定在入射杆和透射杆之间,确保动态加载过程中样本位置的稳定性。调节气压(0.1～0.3 MPa)控制子弹加载速度,获得1×10^4 s^{-1}和2×10^4 s^{-1}的加载应变率。测试中使用的撞击杆、入射杆和透射杆均为高强钢,直径为5 mm,密度为7 800 $kg\cdot m^{-3}$,杨氏模量为210 GPa,波速为5 116 $m\cdot s^{-1}$,气压范围从0.1 MPa到0.3 MPa。为确保数据稳定性,每组条件至少测试3个有效数据。

1.2　微型分离式霍普金森压杆设备与设置

m-SHPB系统可以评估NPR钢在高应变率下的动态压缩性能,其原理基于应力波的传递和测量。在实验过程中,分别记录了入射应变(ε_I)、反射应变(ε_R)和透射应变(ε_T),其典型波形如图1所示。透射波与入射波和反射波的重叠情况表明,SHPB测试中的试样已达到应力平衡状态。通过使冲击杆以特定速度与入射杆端部同轴碰撞,在入射杆内产生了入射波。当入射波沿入射杆传播到达与试样的接触界面时,由于2种材料间存在阻抗不匹配,一部分入射波在接触界面处发生反射,形成反射波并朝向入射杆的冲击端传播;与此同时,另一部分入射波穿过试样并进入传输杆,形成透射波,并在传输杆中继续传播。对于大多数金属材料,加载脉冲的持续时间通常超过了应力波在试样内的传播时间,因此可以忽略试样内波的传播效应。基于两波法(two-wave method)获得的应变波数据,工程应力、工程应变及应变率可以通过式(1)进行计算[13]:

$$\begin{cases} \sigma_{eng}(t)=\dfrac{EA_0}{A_s}\varepsilon_T(t) \\ \varepsilon_{eng}(t)=-\dfrac{2C_0}{L}\displaystyle\int_0^t\varepsilon_R(t) \\ \dot{\varepsilon}(t)=-\dfrac{2C_0}{L}\varepsilon_R(t) \end{cases} \tag{1}$$

式中:σ_{eng}为工程应力;t为时间;A_0和E分别为撞击杆的横截面积和杨氏模量;ε_T为总应变;ε_{eng}为工程应变;ε_R为松弛应变;$\dot{\varepsilon}$为应变率;A_s和L分别为试样的横截面面积和长度;C_0为撞击杆的应变波速率,C_0=5 116 $m\cdot s^{-1}$,。

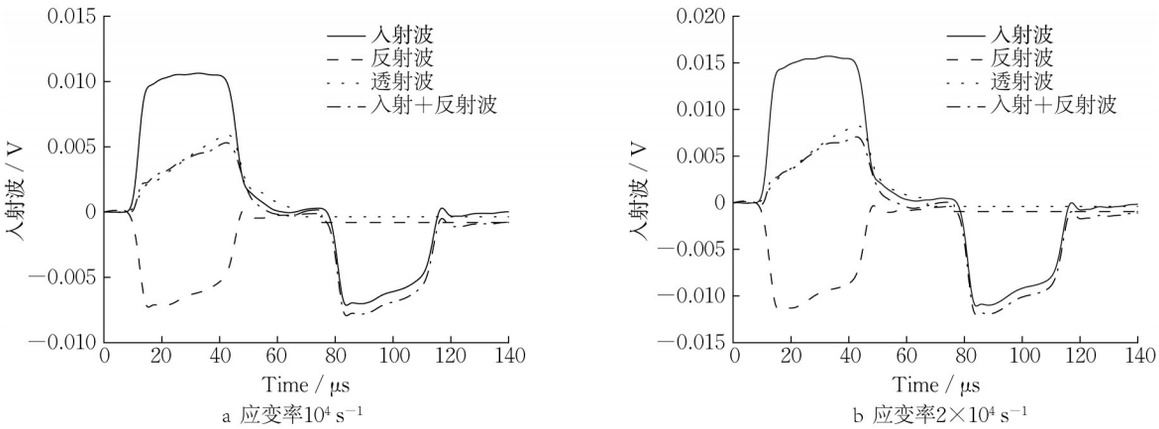


图1 NPR钢典型的SHPB波形

Fig. 1 Typical SHPB waveforms of NPR steel

2 试验分析

2.1 热轧态NPR钢的微观结构

图2展示了NPR钢的初始微观结构。图2a显示具有均匀退火孪晶和等轴晶粒的反极图(Inverse Pole Figure, IPF)。根据图2b的晶界图(Grain Boundary, GB)显示,Σ3孪晶界占总晶界的比例为61.9%,其中,Σ3界面包括晶内退火孪晶和箭头表示的孪晶界。X射线衍射(X-Ray Diffraction, XRD)图谱表明,NPR钢具有面心立方(Face Centered Cubic, FCC)微观结构。通过电子背散射衍射(Electron Backscatter Diffraction, EBSD)统计,NPR钢的平均晶粒尺寸(Average Grain Size, AGS)约为34.5 μm。平均取向差(Kernel Average Misorientation, KAM, ζ_{AV})值为0.41°,表明NPR钢中的取向差较小,说明热轧态的NPR钢中的残余应变很低。

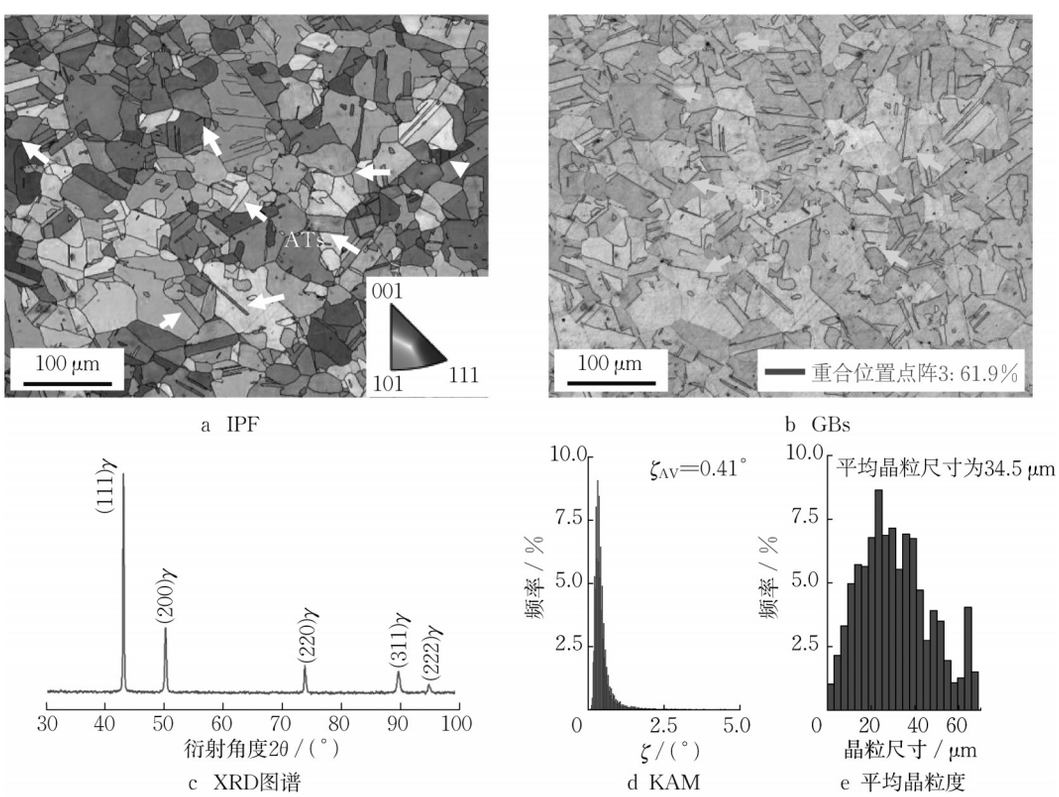
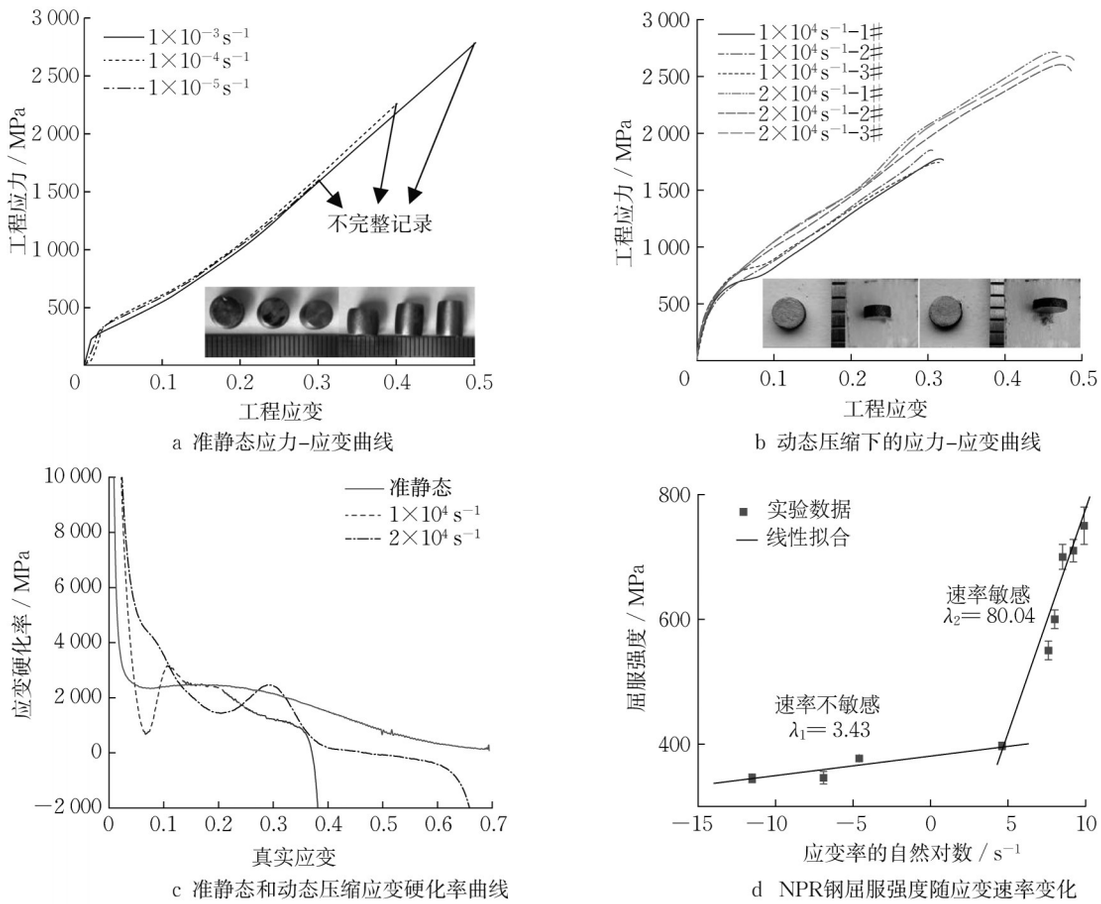


图2 热轧态NPR钢的微观结构特征

Fig. 2 Microstructure characterization of as-received NPR steel

2.2　动态力学行为

图3a展示了NPR钢在准静态压缩下的工程应力(σ_s)与工程应变(ε_s)曲线，图中有3种准静态压缩条件下试验样品的正面和侧面照片，没有肉眼可见裂纹。在10^{-5} s^{-1}至10^{-3} s^{-1}的应变率下，测得的屈服强度大约为(300 ± 10)MPa。图3b展示了应变速率为1×10^4 s^{-1}和2×10^4 s^{-1}下的动态冲击力学曲线，图中有2种动态压缩条件下试验样品的正面和侧面照片，也显示样品无肉眼可见裂纹。在动态冲击条件下，NPR钢的屈服强度为550 ～ 600 MPa。在准静态和动态条件下，NPR钢的压缩强度均达到1 500 MPa，在高的压缩变形下展现出超高的抗冲击性能。因SHPB测试方法中冲击杆对入射杆的单次高速冲击导致样品变形增加，2×10^4 s^{-1}的应变率下的总应变在应力—应变曲线上远大于1×10^4 s^{-1}[14]的。图3c显示在动态压缩下，应变率为1×10^{-3} s^{-1}(准静态)、1×10^4 s^{-1}和2×10^4 s^{-1}时NPR钢的应变硬化率。其中，准静态样品显示出3个明显的阶段，在塑性变形初期($\varepsilon < 5\%$)应变硬化率迅速下降至一定水平；在塑性变形第2阶段($5\% < \varepsilon < 20\%$)，应变硬化率经历了稳定的增长，这被归因于塑性机制从位错滑移转变为形变孪生[15]；在第3阶段($20\% < \varepsilon$)，NPR钢的应变硬化率表现出缓慢下降趋势，直至最终失效。动态压缩样品的应变硬化率在初期经历快速下降后进入波动状态，最终在大应变下达到负值，这可能是由于样品中高密度的位错发生动态回复，重新排列形成低能位错(Low Energy Dislocation, LED)结构[16]。与准静态结果相比，应变率对屈服应力的增强效应在动态条件下更加显著。应变率敏感性系数λ定义为流变应力与对数应变($\partial\sigma/\partial\ln\varepsilon$)的斜率。图3d展示了应变速率与屈服强度之间的关系，可以看到准静态和动态分为2个不同的区域：区域Ⅰ和区域Ⅱ。对2个区域的应变率敏感性系数λ_{I}和λ_{II}进行计算，结果分别为0.003和0.043，相差一个数量级，表明NPR钢在高应变率调价下具有显著的应变速率敏感性。



a 准静态应力-应变曲线　　b 动态压缩下的应力-应变曲线

c 准静态和动态压缩应变硬化率曲线　　d NPR钢屈服强度随应变速率变化

图3　NPR钢动态力学行为

Fig. 3　Dynamic mechanical behavior of NPR steel

2.3 EBSD表征绝热剪切带

图4a展示了应变率为1×10^4 s^{-1}下沿冲击方向取样表征的反极图(IPF),微观结果显示未出现明显裂纹,但在晶界(GB)附近发生了一些孔洞的聚集。图4b显示了相应的KAM图,取向差不均匀的分布现象揭示了NPR钢样品截面具有由晶粒尺寸较大的未再结晶晶粒和晶粒尺寸较小的再结晶晶粒形成的异质晶粒结构。这种异质微结构可以通过微合金化或动态塑性变形以及部分再结晶退火处理的高熵合金(High Entropy Alloys, HEAs)获得[17-18]。图4c和4d展示了在应变率2×10^4 s^{-1}下展示的IPF和KAM图。IPF图显示了进一步的晶粒细化和多个由微孔聚集并合并长大形成的绝热剪切带(ASBs);图4d揭示了大多数孔洞在高能晶界附近合并长大,最终形成宏观断裂裂纹。通过测量图4b与图4d中微孔聚集方向与最终ASBs形成方向(图中白色虚线椭圆)可知,二者分别与动态压缩垂直方向夹角为25°和20°,这是由于超高应变率下进一步变形导致的。图4e到4g横坐标分别显示了不同区域(从上至下分别为区域Ⅰ至Ⅴ)纵坐标分别为平均晶粒尺寸(AGS)、几何必需位错(GNDs)和织构强度的统计结果。在1×10^4 s^{-1}的应变率下,AGS在中间区域较高,而在两侧较低;在应变率为2×10^4 s^{-1}时,AGS显著减小,并从区域Ⅰ到Ⅴ显示出缓慢增加的趋势。2个样品的GND密度逐渐从顶部向底部减少。织构强度(<101> // X轴)显示出先上升后下降再上升的趋势,其中高应变率样品具有更高的GND密度和织构强度。

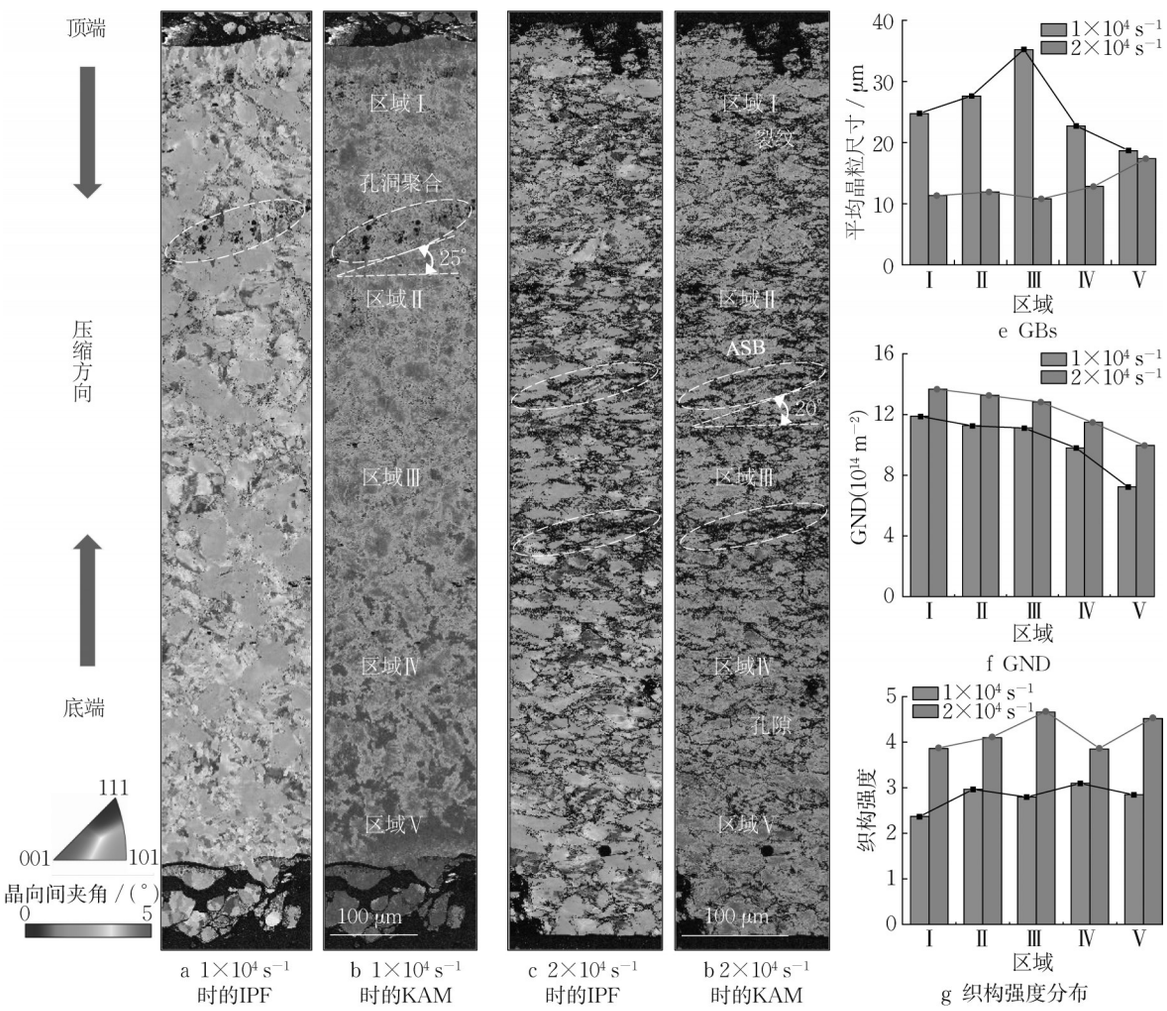
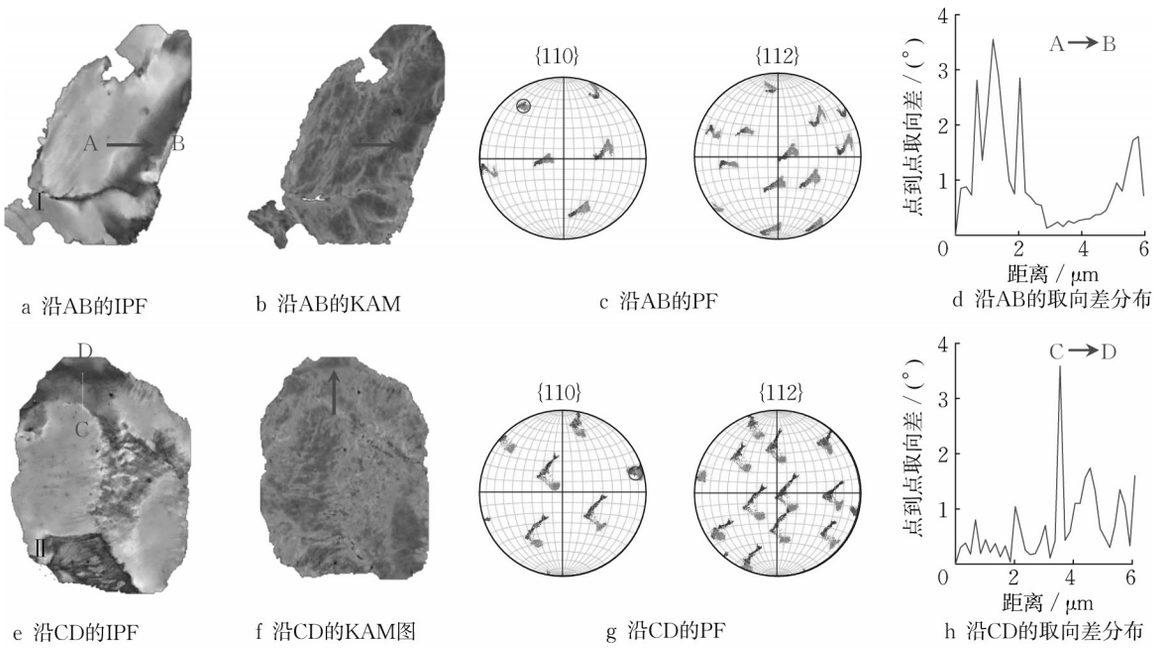


图4 超高应变速率冲击下NPR钢沿冲击方向的整体EBSD图

Fig. 4 Overall EBSD characteristics of NPR steel after ultra-high strain rate impact along the compressive direction

NPR钢在不同应变率下的变形特征具有显著差异,如图5所示。图5a和5e中(应变率为1×10^4 s^{-1}),沿AB和CD箭头对应的晶粒Ⅰ和晶粒Ⅱ区域显示,类似透镜形状的界面不是孪晶边界,这种透镜形状

的结构被认为是折曲带(Kink Bands, KBs)。在动态和准静态载荷下,$Al_{0.1}CoCrFeNi$高熵合金和难熔$TiZrHfNb_{0.7}$中熵合金中也观察到了相同的结构[19-20]。不同于具有固定取向差(绕<111>轴旋转60°)的变形孪晶,KBs相对于基体具有不均匀的取向差[21-24]。KBs的形成机制通常与变形晶粒中几何必须位错(Geometric Necessary Dislocation, GNDs)的生成、存储和晶格畸变有关。随着位错的积累,它们在滑移面垂直方向形成墙,促进围绕轴线的旋转[20, 25]。如图5b和5f所示,高密度的GNDs[26]主要位于KBs的边界。在FCC结构中,由于全位错相互作用,激活的{111}<112>滑移系统导致围绕<110>轴的旋转[27]。这与图5a和5e在{110}极图中显示的基体和KBs通过相似的角度共同绕<110>轴重叠保持一致,这与$Al_{0.1}CoCrFeNi$高熵合金[19]及Mg-Y合金[28]与Ti合金[21-22]等合金材料的观察结果相同。



a 沿AB的IPF　b 沿AB的KAM　c 沿AB的PF　d 沿AB的取向差分布

e 沿CD的IPF　f 沿CD的KAM图　g 沿CD的PF　h 沿CD的取向差分布

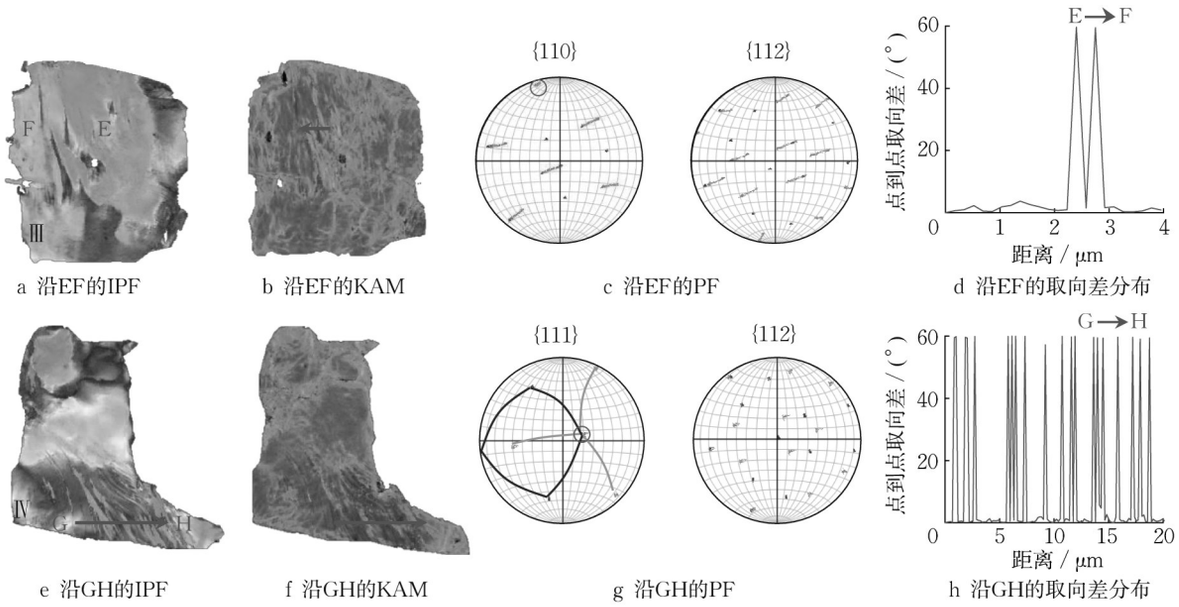
图5　应变率为1×10^4 s^{-1}时沿冲击方向特征EBSD图

Fig. 5　Characteristic EBSD maps along the impact direction at a strain rate of 1×10^4 s^{-1}

与1×10^4 s^{-1}的应变率相比,图6a和6e显示,在更高应变率(2×10^4 s^{-1})下出现了大量{111}<112>形变孪晶(Deformation Twins, DTs)亚结构。图6c显示,变形晶粒同时包含KBs和DTs结构。图6d所示,变形晶粒Ⅳ中的KBs已完全转变为具有大约1.5 μm宽度的DTs。形变孪晶是NPR钢中的一种常见变形机制,且在高应变率下更容易被激活[29]。此外,在m-SHPB冲击压下,DTs的形核和长大由于长的脉冲持续时间和高的峰值应力而得到进一步促进。

2.4　TEM表征微观变形机制

在应变率为1×10^4 s^{-1}和2×10^4 s^{-1}下,对NPR钢沿冲击方向(样品截面)进行透射电镜(Transmission Electron Microscopy, TEM)观察,进一步揭示了NPR钢的微观结构特征。在应变率为1×10^4 s^{-1}下(图7a、7b和7c),观察到一次孪晶(Twin Ⅰ)和二次孪晶(Twin Ⅱ)交叉区域内含有高密度的层错(Stacking Faults, SFs)和位错与其交互作用,增强了应变硬化[30-31]。在FCC系统中,低温和(或)高应变率条件下,多重孪晶系统的激活通常会导致孪生交互作用的形成,从而出现孪晶交点。图7b和7c显示了一个典型的高分辨透射电镜(High-Resolution TEM, HRTEM)图像,捕捉了沿2个{111}面生长的形变孪晶(Twin Ⅰ和Twin Ⅱ)的交叉行为。在交叉区域形成了一个约20 nm的旋转纳米晶,通过衍射斑点分析可知,纳米晶绕[110]轴旋转约10°。纳米晶周围除了存在一次和二次孪晶外,还产生大量的L-C层错锁(图7c),对应的衍射斑标如图7c所示。对更高应变率(2×10^4 s^{-1})冲击样品截面进行表征,大量DTs被ASBs阻断(如图7d所示),这影响了再结晶过程中金属微结构的演变。如图7f所示,2×10^4 s^{-1}的应变



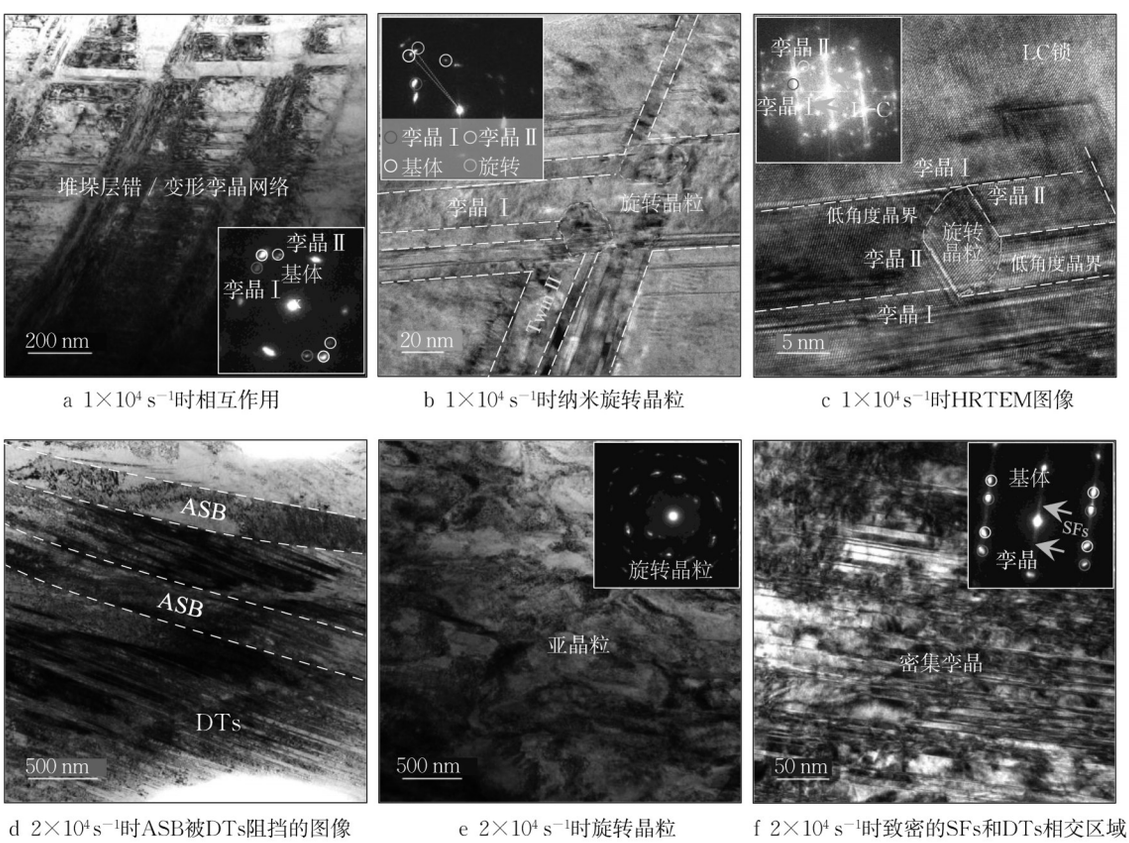
a 沿EF的IPF　b 沿EF的KAM　c 沿EF的PF　d 沿EF的取向差分布

e 沿GH的IPF　f 沿GH的KAM　g 沿GH的PF　h 沿GH的取向差分布

图6　应变率为2×10^4 s^{-1}时沿冲击方向特征EBSD图

Fig. 6　Characteristic EBSD maps along the impact direction at a strain rate of 2×10^4 s^{-1}

率下同样发现密集的DTs和SFs相互作用。在这种情况下,需要更高的应变率来激活ASBs以适应严重塑性变形。此外,在剧烈动态冲击过程中,大量位错同时发生动态再结晶,使得部分晶粒内部的位错密度下降,形成部分亚晶(如图7e所示),显示了衍射环状图案。



a 1×10^4 s^{-1}时相互作用　b 1×10^4 s^{-1}时纳米旋转晶粒　c 1×10^4 s^{-1}时HRTEM图像

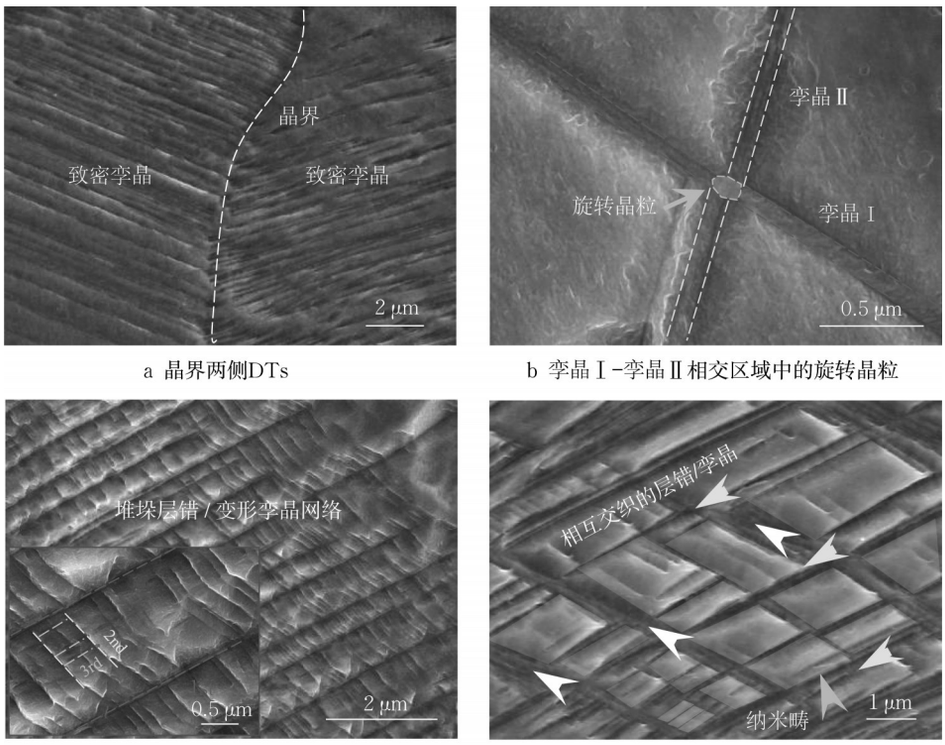
d 2×10^4 s^{-1}时ASB被DTs阻挡的图像　e 2×10^4 s^{-1}时旋转晶粒　f 2×10^4 s^{-1}时致密的SFs和DTs相交区域

图7　在不同应变速率下的TEM微观表征

Fig. 7　TEM microstructural characterization at different strain rates

2.5　SEM表征微观结构

除了采用EBSD和TEM分析样品截面微观结构外,还对2×10^4 s^{-1}应变率下的样品表面进行了扫描电子显微镜(Scanning Electron Microscope, SEM)观察,如图8所示。图8a显示,在晶界两侧出现了大量密集的形变孪晶,孪晶间距大约20 nm,略大于TEM结果(图8f)。同样地,在样品的表面也观察到了孪晶与孪晶相互作用,形成旋转晶粒(图8b)。图8c表明,垂直于冲击方向生成了许多分级扩展的DTs/SFs纳米条状结构,放大条状结构发现除了一次孪晶和二次孪晶外,还生成了三次纳米孪晶结构。大量SFs/DTs纳米条带相互交叉,将基体细分为多个纳米区域(图8d中以箭头包围区域突出显示),进一步促进了晶粒细化。特别地,这种在高熵或中熵合金中观察到的层错平行六面体(SFs parallelepipeds)结构在钢中很少见。这种稳定的缺陷通常由在不同{111}面上滑动的2个部分位错相互作用形成[32-33]。



a 晶界两侧DTs　　b 孪晶Ⅰ-孪晶Ⅱ相交区域中的旋转晶粒

c NPR钢表面的SFs和DTs网格　　d SFs/DTs交互作用的微观结构放大图像

图8　超高应变速率冲击后NPR钢表面的SEM图像

Fig. 8　SEM images of NPR steel surface after ultra-high strain rate impact

3　结论

通过研究了NPR钢在超高应变速率下的动态压缩性能和微观结构演化,得出以下结论:

(1)NPR钢在1×10^4 s^{-1}和2×10^4 s^{-1}的超高应变速率压缩下,表现出卓越的抗冲击性和应变硬化能力,极限压缩强度约为1 500 MPa,断裂应变为0.7。动态压缩测试结果表明,随着应变率的增加,材料的屈服强度显著提高,表明在高应变率下,NPR钢具有明显的应变速率敏感性。

(2)在1×10^4 s^{-1}的应变率下,NPR钢冲击截面晶界处产生大量聚集型微孔洞,孔洞的形成方向与冲击方向呈65°。随着应变率增加到2×10^4 s^{-1},材料发生断裂失效,冲击截面出现由大量微孔洞聚集长大形成的绝热剪切带,绝热剪切带的生长方向与冲击方向呈70°。

(3)沿冲击方向NPR钢在高应变速率下形成了大量异质结构,包括扭折带(KBs)、形变孪晶(DTs)以及孪晶相互作用区域产生的旋转纳米晶。这些异质结构的形成导致了复杂的损伤机制也显著增强了材料的应变硬化能力。

作者贡献声明:

夏　敏:初稿写作,论文构思指导。

吴文涛:初稿写作,审核与编辑写作,可视化呈现。

谭　欣:可视化呈现,数据管理。
赵　峰:论文构思,调查研究。
郭洪燕:形式分析,项目管理。
何满潮:指导,提供资源。

参考文献:

[1] 何满潮,郭志飚.恒阻大变形锚杆力学特性及其工程应用[J].岩石力学与工程学报,2014,33(7):1297. DOI:10.13722/j.cnki.jrme.2014.07.001.
HE Manchao, GUO Zhibiao. Mechancal property and engineering application of anchor bolt with constant resistance and large deformation [J]. Chinese Journal of Rock Mechanics and Engineering, 2014, 33(7):1297. DOI:10.13722/j.cnki.jrme.2014.07.001.

[2] 何满潮,王琦,吴群英,等.采矿未来——智能化5G N00矿井建设思考[J].中国煤炭,2020,46(11):1. DOI:10.19880/j.cnki.ccm.2020.11.001.
HE Manchao, WANG Qi, WU Qunying, *et al*. The future of mining-hinking on intelligent 5G N00 mine construction [J] China Coal, 2020, 46(11):1. DOI:10.19880/j.cnki.ccm.2020.11.001.

[3] 陶志刚,罗森林,李梦楠,等.层状板岩隧道大变形控制参数优化数值模拟分析及现场试验[J].岩石力学与工程学报,2020,39(3):491. DOI:10.13722/j.cnki.jrme.2019.0841.
TAO Zhigang, LUO Senlin, LI Mengnan, *et al*. Optimization of large deformation control parameters of layered slate tunnels based on numerical simulation and field test [J]. Chinese Journal of Rock Mechanics and Engineering, 2020, 39(3):491. DOI:10.13722/j.cnki.jrme.2019.0841.

[4] 何满潮,王亚军,杨军,等.切顶成巷工作面矿压分区特征及其影响因素分析[J].中国矿业大学学报,2018,47(6):1157. DOI:10.13247/j.cnki.jcumt.000938.
HE Manchao, WANG Yajun, YANG Jun, *et al*. Zonal characteristics and its influence factors of working face pressure using roof cutting and pressure-relief mining method with no pillar and roadway formed automaticly [J]. Journal of China University of Mining & Technology, 2018, 47(6):1157. DOI:10.13247/j.cnki.jcumt.000938.

[5] TAO Z, ZHANG H, CHEN Y, *et al*. Support principles of NPR bolt/cable and control techniques of large-deformation disasters [J]. International Journal of Mining Science and Technology, 2016, 26(6):967. DOI:10.1016/j.ijmst.2016.09.002.

[6] XIA M, WU W, XUE Z, *et al*. Dynamic tensile properties of a novel high strength and high toughness bolt steel: Constitutive models and microstructures [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 30:6430. DOI:10.1016/j.jmrt.2024.04.169.

[7] XIA M, WU W, XUE Z, *et al*. Mechanical properties and microstructure of high-strength and high-ductility steel at elevated temperature [J]. Journal of Constructional Steel Research, 2024, 218:10872 DOI:10.1016/j.jcsr.2024.108722.

[8] XIA M, WU W, TANG J, *et al*. Cryogenic mechanical properties of a novel high-strength and high-ductility steel: Constitutive models and microstructures [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 27:7100. DOI:10.1016/j.jmrt.2023.11.085.

[9] JO M C, KIM S, KIM D W, *et al*. Understanding of adiabatic shear band evolution during high-strain-rate deformation in high-strength armor steel [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 845:155540. DOI:10.1016/j.jallcom.2020.155540.

[10] REN Y, ZHOU S, WANG Z. Influence of shock pre-strain on the dynamic mechanical behavior and adiabatic shearing failure of the Ti-Al-V alloy with lamellar microstructure [J]. Engineering Failure Analysis, 2020, 111:104500. DOI:10.1016/j.engfailanal.2020.104500.

[11] KAN X, LI J, ZHONG J, *et al*. Tailoring the adiabatic shear susceptibility of pure tungsten via texture evolution [J]. International Journal of Plasticity, 2024, 174:103909. DOI:10.1016/j.ijplas.2024.103909.

[12] TIAMIYU A A, ODESHI A G, SZPUNAR J A. Multiple strengthening sources and adiabatic shear banding during high strain-rate deformation of AISI 321 austenitic stainless steel: Effects of grain size and strain rate [J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 711:233. DOI:10.1016/j.msea.2017.11.045.

[13] YANG X, YANG H, ZHANG S. Rate-dependent constitutive models of S690 high-strength structural steel [J]. Construction and Building Materials, 2019, 198:597. DOI:10.1016/j.conbuildmat.2018.11.285.

[14] PARK J M, MOON J, BAE J W, *et al*. Strain rate effects of dynamic compressive deformation on mechanical properties and microstructure of CoCrFeMnNi high-entropy alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 719:155. DOI:10.1016/j.msea.2018.02.031.

[15] JIANG K, REN T, SHAN G, *et al*. Dynamic mechanical responses of the $Al_{0.1}CoCrFeNi$ high entropy alloy at cryogenic temperature [J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 797:140125. DOI:10.1016/j.msea.2020.140125.

[16] KUHLMANN-WILSDORF D. Theory of plastic deformation: properties of low energy dislocation structures [J]. Materials Science and Engineering: A, 1989, 113:1. DOI:10.1016/0921-5093(89)90290-6.

[17] WU S W, WANG G, WANG Q, *et al*. Enhancement of strength-ductility trade-off in a high-entropy alloy through a heterogeneous structure [J]. Acta Materialia, 2019, 165:444. DOI:10.1016/j.actamat.2018.12.012.

[18] ZHANG N B, TANG Z J, LIN Z H, *et al*. Deformation and damage of heterogeneous-structured high-entropy alloy CrMnFeCoNi under plate impact [J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 843:143069. DOI:10.1016/j.msea.2022.143069.

[19] XU J, LIU Q, XU Y F, *et al*. Taylor impact of high-entropy

alloy $Al_{0.1}$.CoCrFeNi: Dynamic severe plastic deformation and bulk gradient structure [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 936:168261. DOI:10.1016/j.jallcom.2022.168261.

[20] WANG S, WU M, SHU D, *et al*. Kinking in a refractory TiZrHfNb0.7 medium-entropy alloy [J]. Materials Letters, 2020, 264:127369. DOI:10.1016/j.matlet.2020.127369.

[21] ZHENG Y, ZENG W, WANG Y, *et al*. Kink deformation in a beta titanium alloy at high strain rate [J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 702: 218. DOI: 10.1016/j.msea.2017.07.015.

[22] ZHENG Y, ZENG W, WANG Y, *et al*. High strain rate compression behavior of a heavily stabilized beta titanium alloy: Kink deformation and adiabatic shearing [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 708: 84. DOI: 10.1016/j.jallcom.2017.02.284.

[23] HAGIHARA K, MAYAMA T, HONNAMI M, *et al*. Orientation dependence of the deformation kink band formation behavior in Zn single crystal [J]. International Journal of Plasticity, 2016, 77: 174. DOI:10.1016/j.ijplas.2015.10.005

[24] YANG Y, WU S Q, LI G P, *et al*. Evolution of deformation mechanisms of Evolution of deformation mechanisms of Ti - 22.4Nb - 0.73Ta - 2Zr - 1.34O alloy during straining. alloy during straining [J]. Acta Materialia, 2010, 58 (7): 2778. DOI:10.1016/j.actamat.2010.01.015.

[25] LI K, CHEN W, YU G, *et al*. A novel deformation mechanism in Ti-V binary metastable β-Ti alloys: Deformation kinking promoted by dislocation accumulation [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 875: 159982. DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.159982

[26] BADJI R, CHAUVEAU T, BACROIX B. Texture, misorientation and mechanical anisotropy in a deformed dual phase stainless steel weld joint [J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 575: 94. DOI: 10.1016/j.msea.2013.03.018.

[27] XU X D, LIU P, TANG Z, *et al*. Transmission electron microscopy characterization of dislocation structure in a face-centered cubic high-entropy alloy $A_{l0.1}$CoCrFeNi [J]. Acta Materialia, 2018, 144: 107. .

[28] XI W, SUN W, HAN G D. Formed kink band and long-period stacking structure relaxed stress induced by {10 - 12} twin in deformed magnesium alloy [J]. Materials Characterization, 2015, 103: 170. DOI:10.1016/j.actamat.2017.10.050.

[29] WANG S, LIU K, WANG Z, *et al*. Deformation mechanisms of the $Fe_{40}Mn_{20}Cr_{20}Ni_{20}$ high entropy alloy upon dynamic tension [J]. Materials Science and Engineering: A, 2024, 901: 146583. DOI:10.1016/j.msea.2024.146583.

[30] LU K, LU L, SURESH S. Strengthening materials by engineering coherent internal boundaries at the nanoscale [J]. Science, 2009, 324: 349. DOI:10.1126/science.1159610.

[31] LU L, YOU Z S, LU K. Work hardening of polycrystalline Cu with nanoscale twins [J]. Scripta Materialia, 2012, 66 (11): 837. DOI:10.1016/j.scriptamat.2011.12.046

[32] ZHANG Z, MAO M M, WANG J, *et al*. Nanoscale origins of the damage tolerance of the high-entropy alloy CrMnFeCoNi [J]. Nature Communications, 2015, 6(1):10143.

[33] PICAK S, LIU J, HAYRETTIN C, *et al*. Anomalous work hardening behavior of $Fe_{40}Mn_{40}Cr_{10}Co_{10}$ high entropy alloy single crystals deformed by twinning and slip [J]. Acta Materialia, 2019, 181: 555. DOI: 10.1016/j.actamat.2019.09.048.