

DOI: 10.11883/bzycj-2020-0224

# 双相高强钢 FeNiAlC 的动态剪切行为 及微结构机理\*

马彦<sup>1,2</sup>, 袁福平<sup>1,2</sup>, 武晓雷<sup>1,2</sup>

(1. 中国科学院力学研究所非线性国家重点实验室, 北京 100190;

2. 中国科学院大学工程科学学院, 北京 100049)

**摘要:** 绝热剪切带是金属材料在高应变率载荷下常见的一种失效模式。利用霍普金森压杆装置, 对双相 Fe-24.86Ni-5.8Al-0.38C 不同微结构的帽形样品施加冲击载荷, 研究它的动态剪切变形行为及微结构机理。先通过对固熔处理得到的粗晶态样品进行大应变冷轧获得冷轧态样品, 再使用透射电子显微镜和扫描电子显微镜表征两种样品冲击前后微结构的变化差异。结果表明, 双相钢 FeNiAlC 拥有较优异的动态剪切性能, 剪切强度达 1.3 GPa, 均匀剪切应变达 1.5。变形前, 材料由奥氏体相和马氏体相构成, 马氏体体积分数约为 20%。变形过程由位错滑移和孪生变形主导, 但因应变速率较高致使马氏体相变被抑制。不同微结构样品内均形成绝热剪切带, 带内发生动态再结晶, 形成超细晶粒, 平均晶粒尺寸约 300 nm, 且剪切带内不发生相变; 冷轧态剪切带宽度的实验值 (14.6  $\mu\text{m}$ ) 与理论计算值 (12.3  $\mu\text{m}$ ) 较好吻合, 而粗晶态剪切带宽度的实验值 (14.6  $\mu\text{m}$ ) 与理论计算值 (30  $\mu\text{m}$ ) 相差甚远, 初步分析可能是因为粗晶态样品应变较大基本不满足完全绝热的理论条件。在变形过程中, 粗晶态因塑性变形做功产生的绝热温升高达 720 K, 而冷轧态的只有 190 K。通过实验结果与热塑模型分析, 得出绝热温升不是形成绝热剪切带的唯一因素, 而应考虑材料的微观结构和局部化变形等的共同影响。

**关键词:** 冲击动力学; 动态剪切; 绝热剪切带; 应变率; 应变硬化

中图分类号: O347.3

国标学科代码: 13015

文献标志码: A

## Dynamic shear behaviors and microstructural deformation mechanisms in FeNiAlC dual-phase high strength alloy

MA Yan<sup>1,2</sup>, YUAN Fuping<sup>1,2</sup>, WU Xiaolei<sup>1,2</sup>

(1. State Key Laboratory of Nonlinear Mechanics, Institute of Mechanics,

Chinese Academy of Sciences, Beijing 100190, China;

2. School of Engineering Science, University of Chinese Academy of Sciences, Beijing 100049, China)

**Abstract:** Adiabatic shear band (ASB) is a common failure mechanism of metals and alloys under high strain rate dynamic loading. The hat-shaped samples of Fe-24.86Ni-5.8Al-0.38C dual-phase steel with different microstructures were impacted by the Hopkinson pressure bar device to investigate their dynamic shear behaviors and microstructural deformation mechanisms. The coarse grained (CG) structure after solution treatment was subjected to cold rolling (CR) in order to obtain various microstructures. The evolution of microstructure during dynamic shear deformation was extensively studied using transmission electron microscopy (TEM) and scanning electron microscope (SEM). The results revealed that the FeNiAlC dual-phase steel has excellent dynamic shear properties with dynamic shear strength of 1.3 GPa and uniform dynamic shear strain of 1.5. The dual-phase steel was found to be composed of austenite phase ( $\gamma$ ) and around 20% martensite phase ( $\alpha$ ) before deformation. The deformation process was found to be dominated by dislocations slip and twinning. Moreover, martensite transformation was found to be suppressed due to the high strain rates. ASBs were observed to be formed in all samples with various

\* 收稿日期: 2020-07-03; 修回日期: 2020-09-09

基金项目: 国家自然科学基金(11672313, 11790293)

第一作者: 马彦(1992—), 男, 博士研究生, mayan@imech.ac.cn

microstructures after impact, and dynamic recrystallization was found to occur with formed ultra-fined grains of about 300 nm and without transformation in ASBs. For the width of ASBs, the theoretical result (about 12.3  $\mu\text{m}$ ) was found to be in good agreement with the experimental value (about 14.6  $\mu\text{m}$ ) in CR samples. However, the measured width of ASBs was found to be about 15.8  $\mu\text{m}$ , which is far smaller to the calculated value (about 30  $\mu\text{m}$ ) in CG samples. This may be attributed to the incompletely adiabatic conditions in CG samples. The adiabatic temperature rise due to the plastic work was found to be about 720 K (for CG sample) and 190 K (for CR sample). Through the analysis of the experimental results and the theory of the thermoplastic model, it can be concluded that the adiabatic temperature rise is not the only factor for ASB formation in the course of impact loading, and the localized deformation induced microstructure evolution in materials should also be considered.

**Keywords:** impact dynamics; dynamic shear deformation; adiabatic shear band; strain rate; strain hardening

高应变速率载荷下,金属材料往往因局部化形变而失效破坏<sup>[1]</sup>。在军事工业领域,子弹的穿甲侵彻与材料的局域化绝热剪切损伤紧密相关。对实心穿甲弹,弹头的绝热剪切有利于在侵彻过程中自锐化而增大穿刺深度<sup>[2]</sup>。在航空航天领域,飞行器的安全威胁主要来自空间碎片的高速撞击,材料的绝热剪切直接导致飞行器构件的灾难性破坏。所以,金属材料的动态剪切行为是材料在特殊使用环境下必须考虑的关键问题<sup>[1-3]</sup>。

高应变速率载荷诱发材料的局部化形变,有两个基本特征:加载速度快变形过程接近绝热状态;变形区域小易形成剪切带。由于绝热剪切带(adiabatic shear band, ASB)的形成和扩展在约 $10^{-5}$  s内完成且宽度一般在 $10^2$   $\mu\text{m}$ 内,目前仍缺乏有效的实验技术实现原位直接观测<sup>[2]</sup>。现阶段,主要手段是通过表征材料变形失效后的微观结构来分析和推演 ASB 形成和扩展过程。Meyers 等<sup>[4]</sup>在低层错能 304L 不锈钢动态剪切实验中,发现 ASB 内形成晶粒尺寸 100~200 nm 的等轴晶,通过形变织构分析,得出这些等轴晶是通过变形过程中初始晶粒的旋转、滑移和孪生机制形成的。Yang 等<sup>[5]</sup>则通过应变冻结实验,系统地研究 1Cr18Ni9Ti 奥氏体型不锈钢形成 ASB 过程中微结构的演化,证实 ASB 内晶粒的动态旋转再结晶机制。Li 等<sup>[6]</sup>在高锰钢的子弹侵彻试验中,发现 ASB 内产生明显的纳米晶区域和非晶区域,表明在 ASB 内由于极高的温升产生了金属熔化和快速冷却。Wei 等<sup>[7-8]</sup>则分别研究了粗晶(coarse grained, CG)、超细晶(ultrafine grained, UFG)、纳米晶(nanocrystalline, NC)结构铁在高应变率下的压缩变形,结果表明,减小晶粒尺寸会导致材料形成 ASB 的概率提高,同时定量分析了应变硬化率和率敏感性对形成 ASB 的影响。

目前,关于金属材料 ASB 失效的基本准则是由 Zener 等<sup>[9]</sup>提出的材料应变硬化与热软化相互竞争的机制,即当材料丧失应变硬化能力时发生 ASB 失效。Batra 等<sup>[10]</sup>提出 ASB 形成判据(最大应力准则:ASB 在流变应力达到最大值时形成并快速扩展,导致流变应力快速跌落至峰值的 80%),但该准则往往仅适用于均质材料。在梯度材料<sup>[11]</sup>和多层材料<sup>[12]</sup>中,ASB 形成于材料中硬化能力较弱的区域,但由于材料的非均匀性,当局部形成 ASB 后材料整体依然具有硬化能力,当 ASB 贯穿整个样品时材料才会丧失承载能力。在这些异构材料<sup>[11-12]</sup>中,局部微区的力学属性差异能够延缓 ASB 的形成和传播,从而延缓材料失效的发生。由此可见,材料的微观结构对形成 ASB 失效非常重要。本文中,以 FeNiAlC 双相钢为例,讨论不同微结构材料的剪切变形行为,进一步理解微结构对材料形成 ASB 的影响以及温升和热软化对材料发生局部化变形的影响。

## 1 实 验

FeNiAlC 合金由纯度为 99.99% 的铁、镍、铝金属单质进行熔炼而成。首先,在真空电弧炉中经过 5 次反复熔炼形成 $\varnothing 20$  mm 的铸锭,测得铸锭中铁以外化学成分的质量分数为  $w(\text{Ni})=24.86\%$ ,  $w(\text{Al})=5.8\%$ ,  $w(\text{C})=0.38\%$ , 记为 Fe-24.86Ni-5.8Al-0.38C。接着,将铸锭加热至 1 100  $^{\circ}\text{C}$  后热锻成 10 mm $\times$ 10 mm $\times$ 50 mm 的钢板,在 950  $^{\circ}\text{C}$  下进行热轧,终轧厚度为 6 mm,冷却至室温。然后,将热轧板在真空马弗炉中进行均匀化固溶,固溶温度为 1 150  $^{\circ}\text{C}$ ,固溶 24 h 后进行快速淬火处理。最后,将固溶后的金属板进行大应变冷轧处理,压下量(截面积减少量)分别为 39%、53%(记为 CR39、CR53),未进行冷轧处理的材料为粗晶态(记为 CG)。

动态冲击样品采用强迫剪切构形试样(帽形试样),强迫剪切区宽度为 200  $\mu\text{m}$ ,剪切方向垂直于板材轧制方向,帽形试样的厚度即为冷轧后板材的厚度,如图 1 所示。实验时,将试样紧密放置于用马氏体时效钢制成的限位环中,限位环在冲击过程中变形量极小,保证样品主要受剪应力的作用。由有限元模拟结果<sup>[13]</sup>,剪切区的高度(2 mm)远大于剪切区的宽度(0.2 mm),压应力相对剪应力是少量,因此帽形样品的变形过程可以近似等效为纯剪切变形。在  $\varnothing 13$  mm 分离式霍普金森压杆(split Hopkinson pressure bar, SHPB)装置上进行冲击实验,子弹速度约 20 m/s,加载应变率范围为 10 000~30 000  $\text{s}^{-1}$ ,每个状态的样品重复 5 次实验,重复性相对较好,实验误差小。通过杆上的应变片和动态应变仪测量,得到入射杆和透射杆中的反射波应变  $\varepsilon_R$  和透射波应变  $\varepsilon_T$ ,进行空载标定应变片敏感系数。利用两波法和一维弹性理论,计算样品在一维应力加载下的剪切应力  $\tau_s$ 、剪切应变  $\gamma_s$ 、应变率  $\dot{\gamma}_s$  与和位移  $u_s$ :

$$\begin{cases} \tau_s = E(A/A_s)\varepsilon_T \\ u_s = 2c_0 \int_0^t \varepsilon_R dt \\ \gamma_s = U_s/t_s \\ \dot{\gamma}_s = \frac{2c_0}{t_s} \varepsilon_R \end{cases} \quad (1)$$

式中:  $E$ 、 $A$  和  $c_0$  分别为霍普金森杆的杨氏模量(210 GPa)、横截面积(132.7  $\text{mm}^2$ )和纵波波速(5 050 m/s),  $A_s$  和  $t_s$  分别为帽形样品的剪切区面积和宽度<sup>[14]</sup>。

实验前后样品的微观结构采用 Zeiss Gemini 300 扫描电镜(scanning electron microscope, SEM)和 JEOL 2100F 透射电镜(transmission electron microscope, TEM)进行表征。使用电子背散射衍射(electron backscatter diffraction, EBSD)技术获取材料的晶体学取向及位错密度等,选用 Oxford Symmetry 探头进行扫描,扫描步长为 50~1 000 nm,使用 CHANNEL 5 软件进行数据后处理。观测前的样品准备,详见文献[15]。

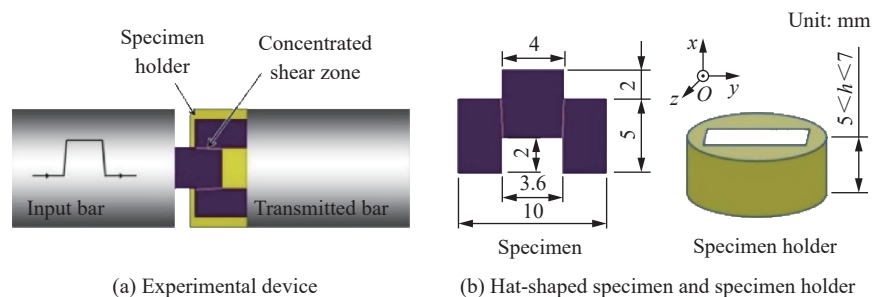


图 1 动态剪切实验装置和样品

Fig. 1 Dynamic shear experimental device and its sample

## 2 结果

### 2.1 初始微结构

冲击实验前,对 CG、CR53 样品进行微结构表征。图 2 为 CG 样品晶粒的反极图(inverse pole figure, IPF)和相图(phase figure, PF)。固熔后样品由奥氏体相(austenite,  $\gamma$ )和马氏体相(martensite,  $\alpha$ )构成,奥氏体平均晶粒尺寸较大,约为 11.5  $\mu\text{m}$ ,马氏体相析出在奥氏体晶界处,平均晶粒尺寸约为 3.55  $\mu\text{m}$ ,马氏体相约占 15%,属于一种双相合金。由图 2(a)可见,固熔后晶粒取向随机分布,无明显织构。图 3 为 CR53 样品的 IPF 和 PF。轧制过程中发生少量马氏体相变,马氏体相比比例略有增加,约占 18%。奥氏体晶粒被拉长,统计晶粒的长轴和短轴比约为 2.1,据晶粒被拉长计算等效应变约为 0.49<sup>[16]</sup>,而冷轧 53% 换算成等效应变约为 0.50。这说明冷轧过程中,变形主要发生在奥氏体相中,马氏体相几乎不承担变形。由图 3(a)可见,与粗晶态相比,冷轧后出现明显的  $\langle 111 \rangle$  丝织构<sup>[17]</sup>。为了研究样品冷轧前后的位错形貌和位错密度,对 CG、CR53 样品进行 TEM 观察。图 4(a)为 CG 样品奥氏体相的形貌和 [011] 晶向衍射谱。固熔后样品内部有少量的平形位错,长度较短,位错密度极低。图 4(b)为 CR53 样品的晶粒衍射



像、 $\alpha$  相 [001] 晶向的衍射谱和  $\gamma$  相 [011] 晶向的孪晶衍射谱, 样品内部位错密度明显增大, 位错大多缠结在晶界和相界附近, 奥氏体晶粒内部产生少量变形孪晶。CG 和 CR53 样品中晶粒形貌、尺寸和位错密度的差异, 影响两种微结构样品的动态剪切行为, 这将在以下作详细介绍。

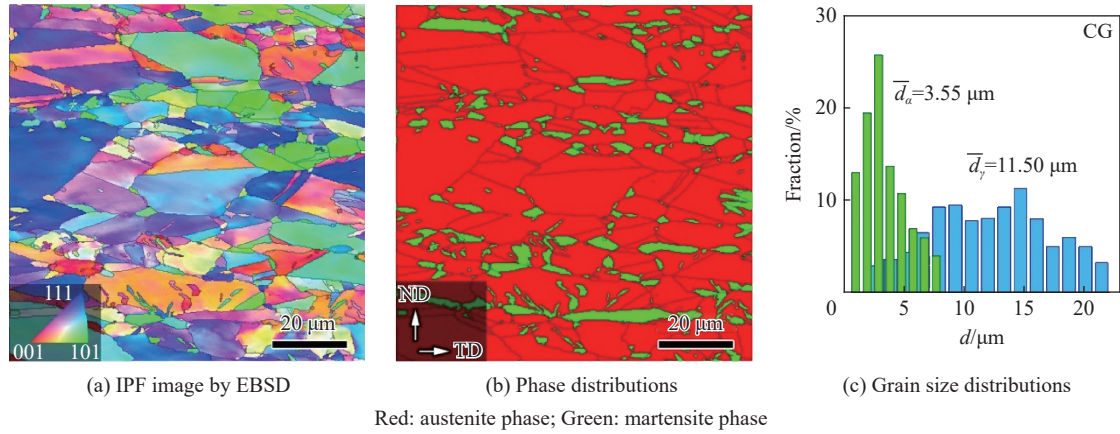


图 2 实验前 CG 样品的微观结构

Fig. 2 Microstructures of CG sample before experiment

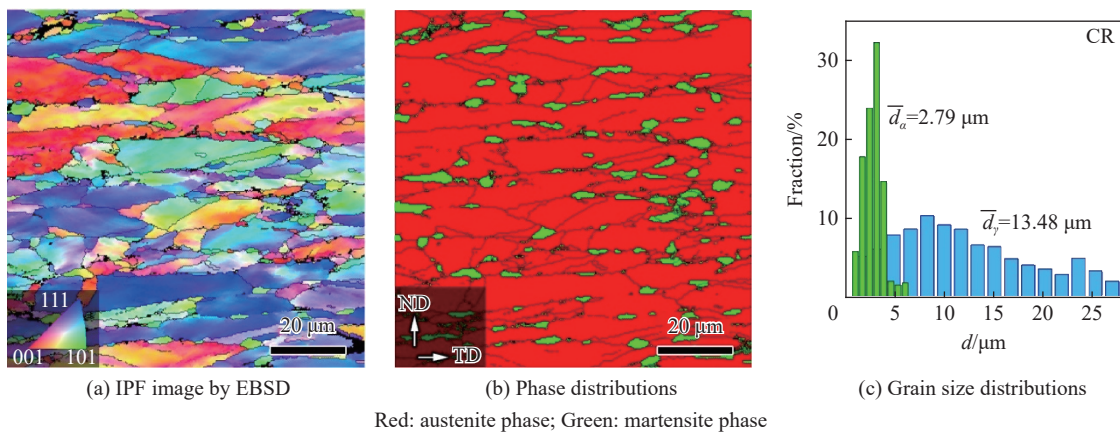


图 3 实验前 CR53 样品的微观结构

Fig. 3 Microstructures of CR53 sample before experiment

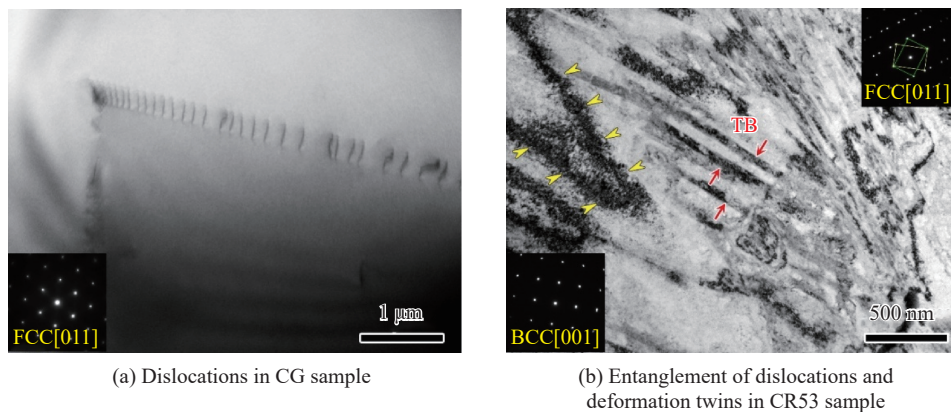


图 4 实验前 CG 和 CR53 样品的 TEM

Fig. 4 TEM observations of CG and CR53 sample before experiment



## 2.2 动态剪切性能

用动态剪切实验所得的数据,通过式(1)获得的剪切应力与变形位移、剪切应变的关系曲线如图5所示。圆点为名义动态剪切屈服强度,CG样品约为480 MPa,CR39、CR53样品分别为910、1250 MPa,冷轧量越大,样品的剪切屈服强度越高。方点为样品的最大剪切应力,根据最大剪应力准则<sup>[10]</sup>,此时样品剪切区内部形成ASB,此后剪切应力快速下降,样品发生失稳破坏。在形成剪切带前,变形主要集中在宽200  $\mu\text{m}$ 的剪切区内,一般认为这个过程中剪切区内的变形是均匀的<sup>[14]</sup>。图5(b)中,曲线所包围的面积可以近似为材料的动态剪切韧性。

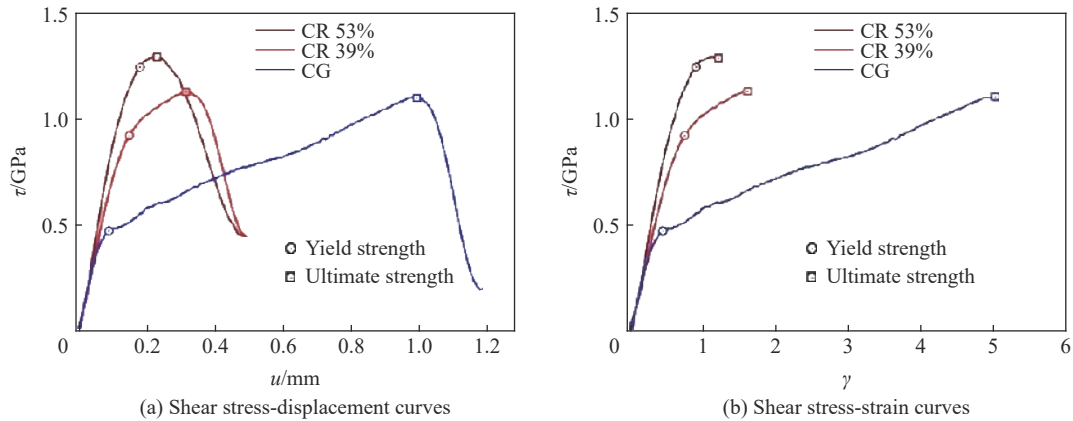


图 5 不同微结构的动态剪切性能

Fig. 5 Dynamic shear properties of various microstructures

与其他合金一样,利用帽形试样获得FeNiAlC合金的动态剪切性能,并进行比较。图6为FeNiAlC合金和其他常用合金(301、316不锈钢等)的均匀剪切应变和剪切韧性与动态剪切强度的关系<sup>[13-14, 18-24]</sup>。在同等动态剪切强度情况下,FeNiAlC合金剪切韧性优于其他合金,拥有较优异的动态剪切性能。

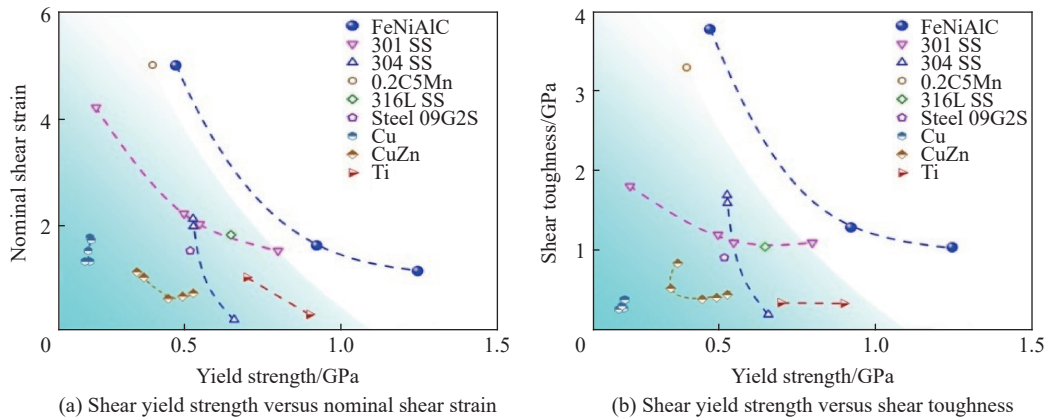


图 6 不同金属的动态剪切性能

Fig. 6 Dynamic shear properties of various metals

## 2.3 均匀剪切变形区的孪生与位错

为了研究变形过程中微结构的变化,采用SEM中的EBSD技术对变形后的样品进行表征。由图7(a)~(b)可见,CG样品中剪切区的中心有一条识别率较低的窄带(两条虚线之间)是剪切失稳后形成的ASB。ASB两侧约100  $\mu\text{m}$ 区域是主要的剪切变形区,剪切变形区内产生大量小角晶界,在奥氏体和马氏体的相界附近有大量的小晶粒产生。在等轴的奥氏体晶粒内形成大量的变形孪晶(deformation twin, DT),宽度为2~3  $\mu\text{m}$ 。由图7(b)可见,马氏体相所占比例约14%,与剪切变形前相比几乎没有变化,说

明变形过程中没有发生马氏体相变。在图 7(c) 中, 红线为该点与相邻点之间的取向差, 蓝线为该点与初始点的取向差。每跨过一个(孪晶)界面时, 取向角改变  $60^\circ$ , 这是典型的 FCC 晶体  $\Sigma 3$  孪晶取向关系<sup>[25]</sup>。CG 样品剪切变形后孪晶密度较高, 发生孪生变形的区域占总体积的 60% 以上, 说明在此应力状态下, 奥氏体晶粒大部分发生孪生变形。

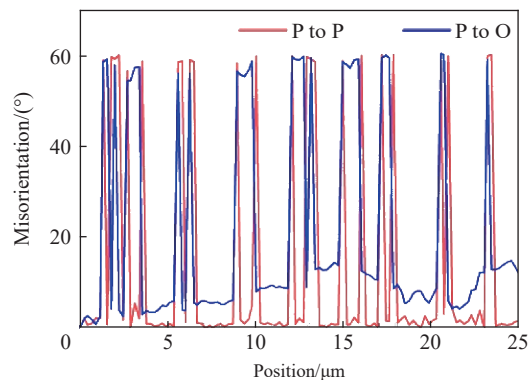
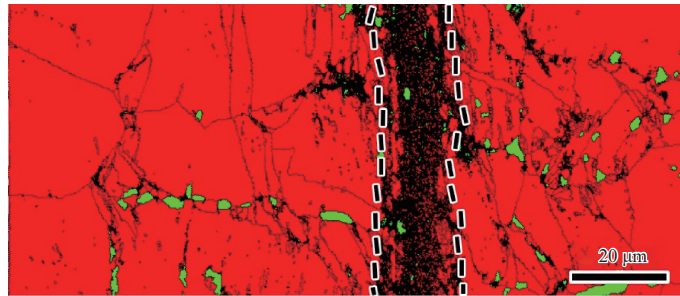
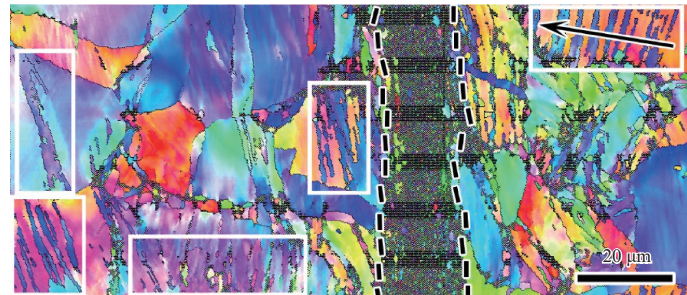


图 7 实验后 CG 样品的微观结构

Fig. 7 Microstructures of CG sample after experiment

由图 8(a)~(b) 可见, CR53 样品中靠近 ASB 区域产生大量的小晶粒, 与变形前相比晶粒明显细化, 远离 ASB 区域产生少量的孪晶。由图 8(b) 可见,  $\alpha$  相所占比例约 18%, 与变形前相近, 说明冷轧态样品也几乎没有发生马氏体相变。由图 8(c) 可见, 当跨过孪晶界面时, CR53 样品界面两侧取向角相差  $60^\circ$ , 同 CG 样品结果类似。

KAM (kernel average misorientation) 即  $m_{ka}$ , 为晶粒内一点与周围相邻点的取向差的平均值, 是一个与几何必需位错 (geometrically necessary dislocation, GND) 密度正相关的物理量<sup>[26]</sup>。图 9~10 分别为 CG 和 CR53 样品剪切变形前后局部晶粒的 KAM 及分布。分布图中, 统计分布时取向差步长为  $0.25^\circ$ 。对比 CG 样品剪切变形前后局部晶粒的 KAM, 可以得到两个有价值的结论。(1) 变形前, 由于经过高温长时间的固熔处理, 晶粒内部取向差极小, 说明此时晶粒内部位错密度极低, 仅在晶界周围小于  $1 \mu\text{m}$  内

存在明显的取向差分布( $0.5^{\circ}\sim 1.1^{\circ}$ )。这可能是因固熔后进行快速淬火处理,在界面处会产生残余应变,引起 GND 密度升高。(2)与变形前相比,剪切变形后奥氏体晶粒承担主要变形,因此在奥氏体晶粒内部出现了高密度的 GND, KAM 在  $0.8^{\circ}\sim 2.0^{\circ}$ ,尤其在孪晶界周围, KAM 约为  $2^{\circ}$ 。说明变形产生大量的位错钉扎在孪晶界附近,位错与孪晶的相互作用为 CG 样品在剪切变形过程中提供了较大的应变硬化能力。对比 CG 态样品变形前后  $\gamma$  相 KAM 分布可见,由于样品中  $\alpha$  相含量较少,硬度较大<sup>[15]</sup>,几乎不参与变形,变形前后 KAM 几乎没有变化,所以这里只进行  $\gamma$  相 KAM 的比较。变形前 KAM 平均值约为  $0.96^{\circ}$ ,变形后为  $1.26^{\circ}$ ,根据 KAM 与 GND 密度的关系<sup>[26]</sup>,可以估计变形后 GND 增加约 30%。这也说明,CG 样品均匀剪应变之所以能达到 5,晶粒内部有充足的可动位错参与变形。

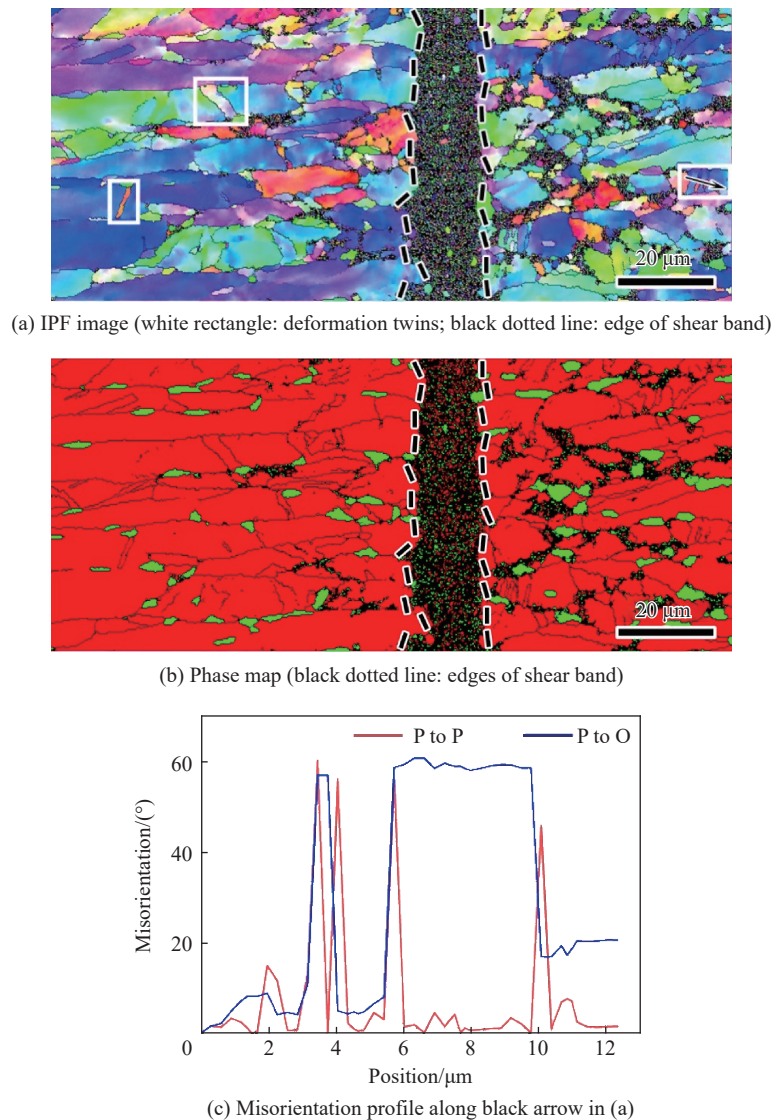


图 8 实验后 CR53 样品的微观结构

Fig. 8 Microstructures of CR53 sample after experiment

对比 CR53 样品剪切变形前后局部晶粒的 KAM 可见,由于经过大应变冷轧过程(等效应变约 0.50),样品表现出很高的 KAM,尤其是在晶界附近 KAM 为  $1.8^{\circ}\sim 3.0^{\circ}$ ,远高于固熔后的 CG 样品。不同于 CG 样品,CR53 样品变形后晶粒内部的 KAM 明显小于变形前的 KAM。同样,对比 CR53 样品变形前后  $\gamma$  相 KAM 分布可见,变形前分布范围为  $0.8^{\circ}\sim 3.1^{\circ}$ ,变形后减小为  $0.8^{\circ}\sim 2.3^{\circ}$ ,变形前平均值为  $1.73^{\circ}$ ,变形后减小至  $1.33^{\circ}$ ,根据 KAM 与 GND 密度的线性关系,GND 密度减小约 23%。通常,变形会使位错密



度增大, 但由于 CR53 样品变形前的位错密度已经很高, 且动态实验应变率高, 变形时间短, 剪切区内发生绝热剪切, 有较大的温升, 会使局部晶粒发生部分回复。同时, 该样品均匀剪切应变较小, 约为 1, 所以剪切变形后, 回复的作用大于变形的效果, KAM 不增反降, GND 密度降低, 致使 CR 样品应变硬化能力降低, 过早的发生塑性失稳(形成 ASB)。

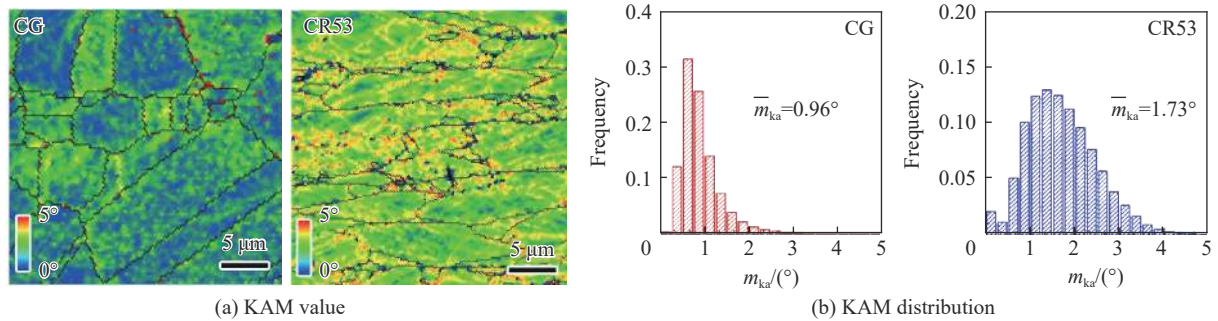


图 9 实验前 CG 和 CR53 样品的 KAM 及分布

Fig. 9 KAM values and distributions of CG and CR53 sample before experiment

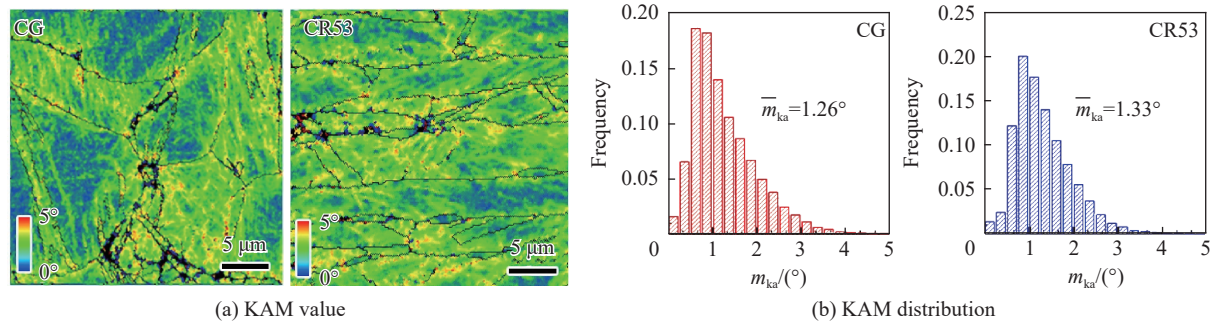


图 10 实验后 CG 和 CR53 样品的 KAM 及分布

Fig. 10 KAM values and distributions of CG and CR53 sample after experiment

## 2.4 绝热温升

在动态加载过程中, 由于加载速度极高, 变形时间在 100 μs 内, 热传导来不及进行, 所以整个剪切过程可近似成绝热过程<sup>[1-3]</sup>。同时, 认为在均匀剪切阶段, 剪切区内的应变是均匀的。计算剪切过程中剪切区温升的塑性功转化温升公式为<sup>[14]</sup>:

$$\Delta T = \frac{\eta}{\rho c_V} \int_0^\gamma \tau d\gamma_p \quad (2)$$

式中:  $\eta$  为总的非弹性功转化为热量的系数 (Taylor-Quinney 系数), 本文中取 0.8;  $\rho$  和  $c_V$  为材料的密度和比热容,  $\tau$  和  $\gamma_p$  为剪切应力和剪切塑性应变。对 FeNiAlC 合金, 测得  $\rho$  为 9.8 g/cm<sup>3</sup>,  $c_V$  取 540 J/(kg·K)<sup>[27]</sup>。图 11 为用实验所测的剪切应力和应变、据式 (2) 计算的温升曲线。CR 样品的温升斜率明显高于 CG 样品, 这是因为 CR 样品由于冷轧过程中引入大量的可动位错及位错胞等亚结构, 在塑性变形初期剪切流变应力大, 导致温升的斜率高于 CG 样品。当剪应变达到 0.5 时, CR 样品的温升约为 100 K, CG 样品只

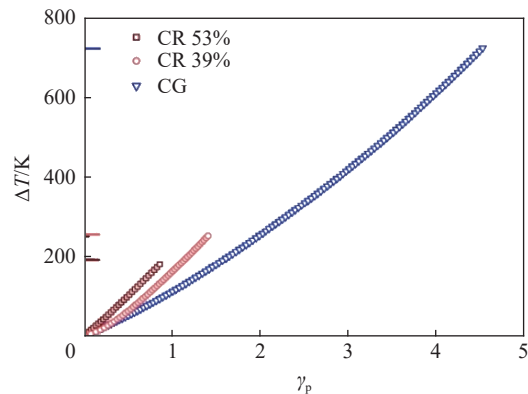


图 11 最大应力点前剪切区塑性功引起的温度升高  
Fig. 11 Temperature rise due to plastic dissipation work in shear zone before maximum stress point

有 50 K, 而当剪应变达到最大均匀剪应变时, CR53 样品最终温升达到 190 K, 而 CG 样品最终温升高达 720 K。这表明, 绝热温升可能不是 ASB 形成的主导或者唯一因素<sup>[27-28]</sup>。

## 2.5 绝热剪切带

一般认为, ASB 是材料受到冲击载荷作用时的一种失效模式<sup>[1-2]</sup>。当材料受到高速率剪切力时, 通常认为材料的失效是塑性应变硬化和绝热温升所致热软化相互竞争的结果<sup>[9]</sup>。变形初期, 温升较小, 材料的应变硬化占据主导, 发生均匀变形, 剪切应力不断提高。当剪切区温升达到一定值时, 材料的应变硬化不足以抵抗温升带来的热软化, 材料发生局部化变形, 剪切应力骤然下降, 形成 ASB。图 7~8 中未能解析的带状部分就是变形形成的 ASB。因为带内发生了比带外高 1~2 个数量级的变形, 所以当前的扫描步长不足以解析其微结构。对于 ASB 内的微结构采用 40 nm 的步长重新扫描, 如图 12 所示。CG 样品 ASB 内晶粒不同于剪切区的晶粒发生孪生变形或局部晶粒细化, 而是形成了大小几乎相等的等轴晶。晶粒尺寸集中在 200~500 nm, 远远小于初始的晶粒尺寸 (13  $\mu\text{m}$ )。由此可得, 在 ASB 形成时带内组织发生了动态再结晶 (dynamic recrystallization, DRX), 与大多数金属材料类似<sup>[14]</sup>, 在大应变和高温的作用下, ASB 内形成取向随机、大小相等的再结晶晶粒。同 CG 样品相似, CR53 样品同样发生了 DRX。CG 和 CR53 两种样品 ASB 内虽然应变极大, 但均不发生相变, 只是在原有马氏体相的基础上发生晶粒细化, 没有形成新的马氏体相。

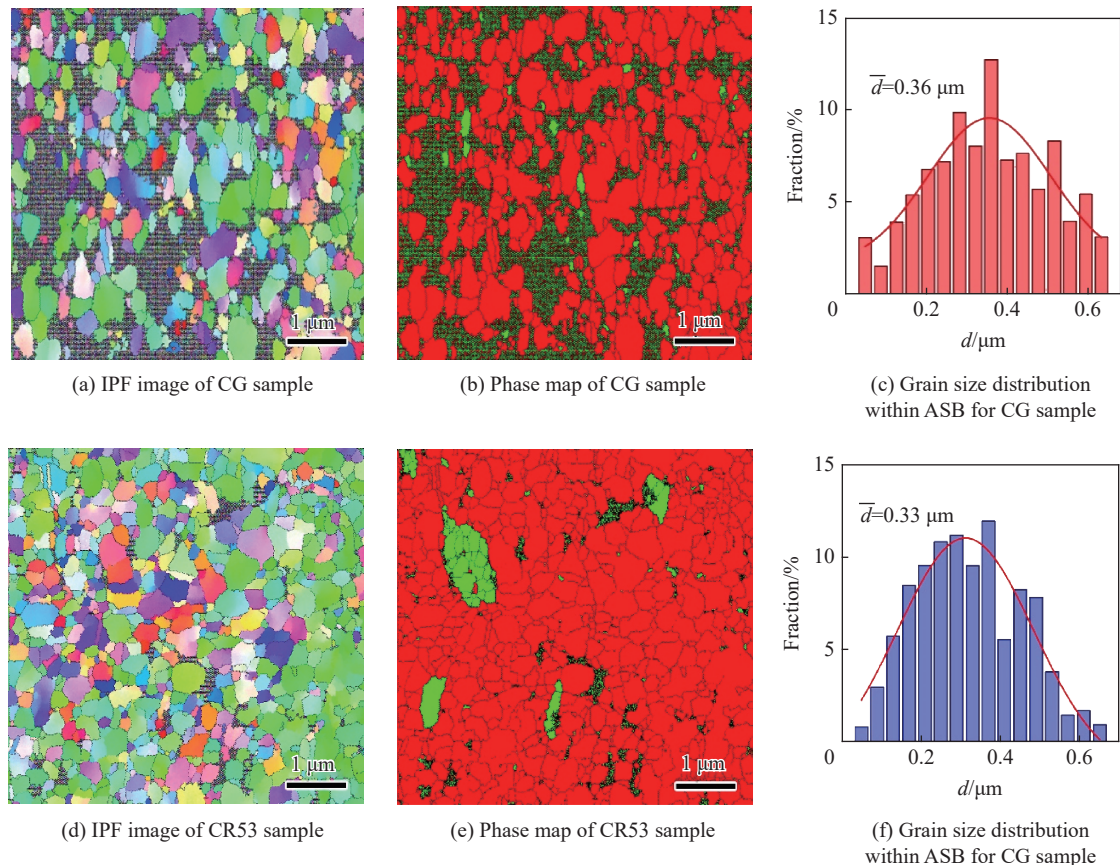


图 12 绝热剪切带内微观结构  
Fig. 12 Microstructures within ASBs

根据热塑模型理论<sup>[1]</sup>, 材料发生 ASB 失效时, 剪切带的宽度可以通过材料所受最大剪应力和应变率等进行估算。Dodd 等<sup>[1]</sup> 提出剪切带宽度的计算公式:

$$\delta = 2 \left( \frac{\lambda T}{\tau \dot{\gamma}} \right)^{1/2} \quad (3)$$

式中:  $\tau$  和  $\dot{\gamma}$  分别为形成剪切带时的剪应力和剪应变率,  $T$  为试样温度,  $\lambda$  为热传导系数(不锈钢约为  $15 \text{ W/(m}\cdot\text{K)}$ )<sup>[28]</sup>。基于前面的实验和计算结果, CG 样品剪切带的理论宽度为  $29.7 \mu\text{m}$  ( $T=1018 \text{ K}$ ,  $\tau=1100 \text{ MPa}$ ,  $\dot{\gamma}=63000 \text{ s}^{-1}$ ), CR53 样品的为  $14.6 \mu\text{m}$  ( $T=468 \text{ K}$ ,  $\tau=1340 \text{ MPa}$ ,  $\dot{\gamma}=98000 \text{ s}^{-1}$ )。图 7~8 中的剪切带宽度并不是均匀的, 受到局部微结构和受力状态的影响较大。通过划线法统计剪切带的宽度, 结果如图 13 所示。CG 样品剪切带的宽度范围为  $12\sim 19 \mu\text{m}$ , 平均值为  $15.8 \mu\text{m}$ , 而 CR53 样品剪切带宽度范围为  $9\sim 15 \mu\text{m}$ , 平均值为  $12.3 \mu\text{m}$ 。对比来看, CR53 样品的理论计算 ASB 宽度更接近于实验所测真实宽度, 而 CG 样品的实际剪切带宽度范围小于理论计算值。这可能是根据塑性功计算样品温度带来的影响。热塑模型的基础是理想的绝热条件, 而实际实验过程中: CR53 样品从加载到 ASB 失效过程较短, 更接近绝热条件; CG 样品具有较好的应变硬化能力, 因此从加载至产生 ASB 失效经历时间更长, 考虑到热耗散因素, 实际的剪切带宽度小于理论值。

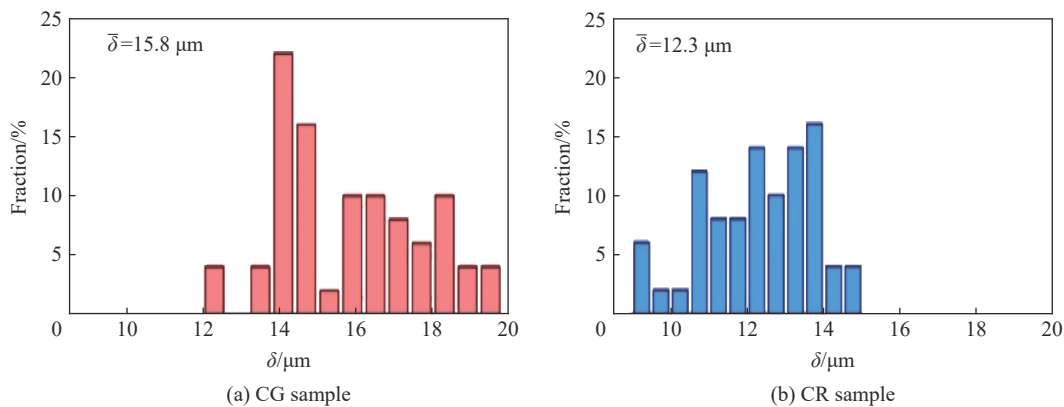


图 13 绝热剪切带宽度分布

Fig. 13 ASBs width distributions

### 3 讨论

在 FeNiAlC 合金准静态拉伸变形的研究<sup>[15]</sup>中, CG 样品的主要变形方式为位错滑移和少量孪生变形, 硬化能力较弱。而在本文中, 由于应变率提高约  $10^8$  倍, 面心立方结构一般具有正的率敏感系数, 动态条件下会显著提升流变应力水平, 极大地促进孪晶的形成<sup>[29-30]</sup>, 变形方式以孪晶与位错交互作用为主导, 因此剪切韧性得到充分提升。在准静态拉伸下, CR 样品变形方式以位错滑移和马氏体相变为主, 相变诱导塑性(transformation induced plasticity, TRIP)效应显著, 所以保持了较高的均匀塑性。但在动态剪切加载下, 由于应变速率的提高, 局部温升导致材料层错能升高, 马氏体相变被抑制<sup>[31]</sup>, 因此应变硬化能力不足导致过早地发生局部失稳。同时, CR 样品冷轧后, 由于存在明显的织构不易于发生孪生变形<sup>[17]</sup>, 所以在动态剪切时, 屈服后硬化能力不足, 较早地发生失稳。

ASB 的萌生、绝热温升和应力骤降三者的因果关系, 一直是材料绝热剪切变形研究的热点问题之一<sup>[3, 27]</sup>。在热塑模型理论中, 认为绝热温升是形成 ASB 失效的主要原因, 最大应力准则也是建立在温升导致的 ASB 形成后产生应力的骤然下降上。但是, 由于动态冲击的变形特点(高应变率和极短时间), ASB 范围极窄, 形成速度极快与载荷下降时间相差无几, 所以一直没有明确的实验证据证实三者的先后关系。Guo 等<sup>[27-28]</sup>试图用实验证实材料剪切带失效与温升的关系, 结果表明: 在 Ti 合金中 ASB 的萌生先于塑性变形产生明显温升, 而材料的最大应力也出现在 ASB 萌生前。该结果与传统的热塑模型所给的预测结论相悖。本文中关于绝热剪切带热塑模型分析计算的结果与实验结果对比显示, 当剪切变形时间较长时(材料的硬化能力较强), 变形过程与热塑模型的理论前提(理想绝热条件)有所差异, 材料的热耗散和微观结构变形不均匀等原因会影响 ASB 的形成和扩展, 使热塑模型的结论与真实实验结果相差较大。同时, 本文中也证实了绝热温升不是双相钢材料形成 ASB 的主导因素或唯一因素, 还应考虑共同影响材料 ASB 失效过程的局部化应变和材料微观结构演化等。



## 4 结 论

对 FeNiAlC 合金进行帽形冲击实验,研究其动态剪切变形行为和微结构机理。实验主要对均匀化处理的粗晶结构样品和冷轧后的层状结构样品进行强迫剪切,研究不同结构样品均匀变形过程和发生 ASB 失效前后的微观结构变化,利用热塑模型对 ASB 宽度和塑性功的热转化温升进行分析,主要结论如下。

(1) FeNiAlC 双相钢拥有较优异的动态剪切性能,剪切强度为 400~1 300 MPa,剪切应变为 1.5~5.1。同等剪切强度的剪切韧性均高于传统的 TWIP 钢、304、316 不锈钢等合金材料。

(2) 孪生与位错主导剪切变形过程中,CG 样品在变形过程中发生大量的孪生变形,位错密度显著提高,位错与孪晶界的交互作用使材料获得良好的硬化能力,提高了剪切韧性。CR 样品因在剪切变形前冷轧引入大量的位错,变形初期位错密度极高,屈服强度达 1.3 GPa,同时因冷轧织构的存在抑制孪生变形;变形过程中,绝热温升使位错发生部分回复,材料的应变硬化能力不及 CG 样品,屈服后在较小的均匀应变下形成绝热剪切带,发生失稳。动态剪切下,材料的马氏体相变被抑制。

(3) 绝热剪切带内发生动态再结晶,形成晶粒取向随机的超细晶晶粒,同时因剪切带内极高的温度,带内不发生马氏体相变。

(4) 热塑模型在应变较小的情况能够与实验结果高度吻合;绝热温升不是 ASB 形成的主导因素或唯一因素,ASB 的形成可能由局部化变形、材料的微观结构演化等影响。

### 参考文献:

- [1] DODD B, BAI Y L. Adiabatic shear localization [M]. 2nd ed. London: Elsevier, 2012: 4-5.
- [2] 杨扬,程信林. 绝热剪切的研究现状及发展趋势 [J]. *中国有色金属学报*, 2002, 12(3): 401-408. DOI: 1004-0609(2002)03-0401-08.  
YANG Y, CHENG X L. Current status and trends in researches on adiabatic shearing [J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2002, 12(3): 401-408. DOI: 1004-0609(2002)03-0401-08.
- [3] WALLEY S M. Shear localization: a historical overview [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2007, 38(11): 2629-2654. DOI: 10.1007/s11661-007-9271-x.
- [4] MEYERS M A, XU Y B, XUE Q, et al. Microstructural evolution in adiabatic shear localization in stainless steel [J]. *Acta Materialia*, 2003, 51(5): 1307-1325. DOI: 10.1016/s1359-6454(02)00526-8.
- [5] YANG Y, LIAN X L, WANG J L. Effect of the grain boundary character distribution on the self-organization of adiabatic shear bands in 1Cr18Ni9Ti austenitic stainless steel [J]. *Journal of Materials Science*, 2019, 54(9): 7256-7270. DOI: 10.1007/s10853-019-03377-z.
- [6] LI N, WANG Y D, PENG R L, et al. Localized amorphism after high-strain-rate deformation in TWIP steel [J]. *Acta Materialia*, 2011, 59(16): 6369-6377. DOI: 10.1016/j.actamat.2011.06.048.
- [7] WEI Q, KECSKES L, JIAO T, et al. Adiabatic shear banding in ultrafine-grained Fe processed by severe plastic deformation [J]. *Acta Materialia*, 2004, 52(7): 1859-1869. DOI: 10.1016/j.actamat.2003.12.025.
- [8] WEI Q, SCHUSTER B E, MATHAUDHU S N, et al. Dynamic behaviors of body-centered cubic metals with ultrafine grained and nanocrystalline microstructures [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, 493(1/2): 58-64. DOI: 10.1016/j.msea.2007.05.126.
- [9] ZENER C, HOLLomon J H. Effect of strain rate upon plastic flow of steel [J]. *Journal of Applied Physics*, 1944, 15(1): 22-32. DOI: 10.1063/1.1707363.
- [10] BATRA R C, KIM C H. Adiabatic shear banding in elastic-viscoplastic nonpolar and dipolar materials [J]. *International Journal of Plasticity*, 1990, 6(2): 127-141. DOI: 10.1016/0749-6419(90)90018-a.
- [11] BIAN X D, YUAN F P, ZHU Y T, et al. Gradient structure produces superior dynamic shear properties [J]. *Materials Research Letters*, 2017, 5(7): 501-507. DOI: 10.1080/21663831.2017.1334715.
- [12] HE J Y, YUAN F P, YANG M X, et al. Superior mechanical properties and deformation mechanisms of heterogeneous laminates under dynamic shear loading [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 756: 492-501. DOI: 10.1016/j.msea.2019.04.082.

- [13] XUE Q, GRAY III G T, HENRIE B L, et al. Influence of shock prestraining on the formation of shear localization in 304 stainless steel [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2005, 36(6): 1471–1486. DOI: 10.1007/s11661-005-0239-4.
- [14] YUAN F P, BIAN X D, JIANG P, et al. Dynamic shear response and evolution mechanisms of adiabatic shear band in an ultrafine-grained austenite-ferrite duplex steel [J]. *Mechanics of Materials*, 2015, 89: 47–58. DOI: 10.1016/j.mechmat.2015.06.004.
- [15] MA Y, YANG M X, JIANG P, et al. Plastic deformation mechanisms in a severely deformed Fe-Ni-Al-C alloy with superior tensile properties [J]. *Scientific Reports*, 2017, 7(1): 15619. DOI: 10.1038/s41598-017-15905-5.
- [16] WU X L, YANG M X, YUAN F P, et al. Heterogeneous lamella structure unites ultrafine-grain strength with coarse-grain ductility [J]. *Proceedings of the National Academy of Sciences of the United States of America*, 2015, 112(47): 14501–14505. DOI: 10.1073/pnas.1517193112.
- [17] VERCAMMEN S, BLANPAIN B, DE COOMAN B C, et al. Cold rolling behaviour of an austenitic Fe-30Mn-3Al-3Si TWIP-steel: the importance of deformation twinning [J]. *Acta Materialia*, 2004, 52(7): 2005–2012. DOI: 10.1016/j.actamat.2003.12.040.
- [18] XING J X, YUAN F P, WU X L. Enhanced quasi-static and dynamic shear properties by heterogeneous gradient and lamella structures in 301 stainless steels [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2017, 680: 305–316. DOI: 10.1016/j.msea.2016.10.111.
- [19] XUE Q, GRAY III G T. Development of adiabatic shear bands in annealed 316L stainless steel: Part I. correlation between evolving microstructure and mechanical behavior [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2006, 37(8): 2435–2446. DOI: 10.1007/bf02586217.
- [20] PUSHKOV V, YURLOV A, BOL'SHAKOV A, et al. Study of adiabatic localized shear in metals by split Hopkinson pressure bar method [C] // Conference on New Models and Hydrocodes for Shock Wave Processes in Condensed Matter. Paris: EPJ, 2010, 10: 00029. DOI: 10.1051/epjconf/20101000029.
- [21] PUSHKOV V A, YURLOV A V, PODURETS A M, et al. Effect of preloading on the formation of adiabatic localized shear in copper [J]. *Combustion, Explosion, and Shock Waves*, 2013, 49(5): 620–624. DOI: 10.1134/s0010508213050146.
- [22] HOFMANN U, EL-MAGD E. Behaviour of Cu-Zn alloys in high speed shear tests and in chip formation processes [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2005, 395(1/2): 129–140. DOI: 10.1016/j.msea.2004.12.030.
- [23] GU Y B, NESTERENKO V F. Dynamic behavior of HIPed Ti-6Al-4V [J]. *International Journal of Impact Engineering*, 2007, 34(4): 771–783. DOI: 10.1016/j.ijimpeng.2006.01.006.
- [24] YANG Y, JIANG F, ZHOU B M, et al. Microstructural characterization and evolution mechanism of adiabatic shear band in a near beta-Ti alloy [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2011, 528(6): 2787–2794. DOI: 10.1016/j.msea.2010.12.053.
- [25] MA Y, YUAN F P, YANG M X, et al. Dynamic shear deformation of a CrCoNi medium-entropy alloy with heterogeneous grain structures [J]. *Acta Materialia*, 2018, 148: 407–418. DOI: 10.1016/j.actamat.2018.02.016.
- [26] HE J Y, MA Y, YAN D S, et al. Improving ductility by increasing fraction of interfacial zone in low C steel/304 SS laminates [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 726: 288–297. DOI: 10.1016/j.msea.2018.04.102.
- [27] GUO Y Z, RUAN Q C, ZHU S X, et al. Temperature rise associated with adiabatic shear band: causality clarified [J]. *Physical Review Letters*, 2019, 122: 015503. DOI: 10.1103/PhysRevLett.122.015503.
- [28] GUO Y Z, RUAN Q C, ZHU S X, et al. Dynamic failure of titanium: temperature rise and adiabatic shear band formation [J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 2020, 135: 103811. DOI: 10.1016/j.jmps.2019.103811.
- [29] SUO T, LI Y L, ZHAO F, et al. Compressive behavior and rate-controlling mechanisms of ultrafine grained copper over wide temperature and strain rate ranges [J]. *Mechanics of Materials*, 2013, 61: 1–10. DOI: 10.1016/j.mechmat.2013.02.003.
- [30] WEI Q M. Strain rate effects in the ultrafine grain and nanocrystalline regimes-influence on some constitutive responses [J]. *Journal of Materials Science*, 2007, 42(5): 1709–1727. DOI: 10.1007/s10853-006-0700-9.
- [31] TALONEN J, HÄNNINEN H, NENONEN P, et al. Effect of strain rate on the strain-induced  $\gamma \rightarrow \alpha'$ -martensite transformation and mechanical properties of austenitic stainless steels [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2005, 36(2): 421–432. DOI: 10.1007/s11661-005-0313-y.

(责任编辑 丁峰)