

U-5.7Nb 合金动载下绝热剪切带的形成及其演化机制

郭亚昆¹, 帅茂兵¹, 邹东利², 赵雅文², 肖大武²

(1. 表面物理与化学重点实验室, 四川 江油 621908)

(2. 中国工程物理研究院材料研究所, 四川 江油 621907)

摘 要: 研究了 U-5.7Nb 合金在应变速率为 8000 s^{-1} 下绝热剪切带的形成及其演化机制。通过控制应变速率, 采用应变限位环的方法实现了 U-5.7Nb 合金在不同应变下的动态变形。结果表明: 随着应变的增加, U-5.7Nb 合金动载下会形成两种类型的绝热剪切带: 形变带和转变带。形变带形成所需的临界应变值接近于 0.33, 而转变带形成所需的临界应变值接近于 0.39。显微组织观察表明形变带内部由严重拉长的畸变组织组成, 而转变带内部主要由细小等轴的晶粒组成。基于不同应变下绝热剪切带的表征, 预测了 U-5.7Nb 合金动载下塑性变形及其断裂过程。

关键词: U-5.7Nb 合金; 应变; 绝热剪切带

中图分类号: TG146.8

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)05-1459-07

U-5.7Nb 合金具有密度高、抗腐蚀性好的特点, 是核工业中一种重要的工程结构材料。U-5.7Nb 合金在服役过程中需要承受动态载荷或高应变速率载荷作用, 因此开展 U-5.7Nb 合金在动态载荷下塑性变形行为的研究有助于理解该合金在实际工况条件下的动态变形及其断裂过程。目前, 有关动态载荷下铀合金塑性变形行为的研究已有少量报道, 如 Batra 等^[1]研究了贫铀中绝热剪切带的形成和发展过程; Cady 等^[2]研究铸态和锻态铀铌合金动载下绝热剪切的敏感性; 王小英等^[3,4]研究了 U-5.7Nb 合金在动态载荷下的塑性变形行为; 石洁等^[5]研究了不同热处理状态下铀合金的绝热剪切敏感性; 黄海等^[6]研究了 U-2Nb 合金在动态载荷下的绝热剪切行为。以上研究结果表明绝热剪切带是铀合金动态载荷下塑性变形和断裂的重要方式, 同时指出在不同的应变阶段也会形成两种类型的绝热剪切带: 形变带和转变带。虽然有关铀合金动态载荷下绝热剪切带的研究已有少量报道, 但铀合金中形变带和转变带类型的鉴别还不十分明确, 且其形成及演化过程还需要进一步推敲和探讨, 因此本工作通过试验设计系统研究 U-5.7Nb 合金动载下绝热剪切带的形成及其演化机制。

选用时效态的 U-5.7Nb 合金, 尺寸 $\Phi 5\text{ mm} \times 5\text{ mm}$ 。未变形原始组织晶粒形貌如图 1 所示, 图中可见 U-5.7Nb 合金原始晶粒尺寸分布不均, 形成了大晶粒和小晶粒混合共存的现象, 大晶粒尺寸可达 200~300 μm , 小晶粒尺寸介于 30~50 μm 。

动态撞击试验在分离式霍普金森压杆 (SHPB) 上进行, 入射杆和透射杆直径均为 $\Phi 16\text{ mm}$ 。采用 7 个不同高度的应变限位环实现 U-5.7Nb 合金相同应变速率 7 个应变下的动态变形, 在试验过程中, 7 个不同应变下样品的 SHPB 充气压力保持一致, 均为 1.0 MPa,

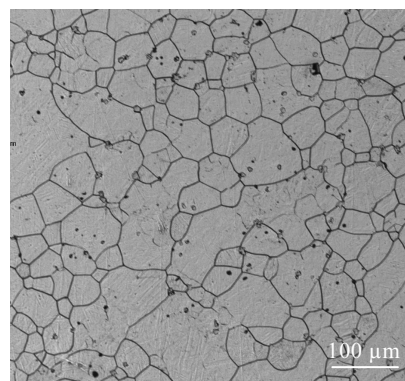


图 1 U-5.7Nb 合金原始组织晶粒形貌

Fig.1 Undeformed grain morphology of U-5.7Nb alloy

1 实 验

收稿日期: 2017-05-05

基金项目: 中国工程物理研究院科学发展基金 (2014B0301046, 2015B0301066)

作者简介: 郭亚昆, 女, 1981 年生, 博士, 表面物理与化学重点实验室, 四川 江油 621908, 电话: 0816-3626742, E-mail: yakunguo@126.com

以保证应变速率值不变。冲击过程中通过粘贴在入射杆和透射杆上的应变片记录入射波和透射波 2 个波形, 然后基于一维应力波原理计算获得材料相应的应力-应变曲线和应变速率值。

动态变形后试样的宏观形貌采用数码相机进行拍摄, 然后将样品沿着加载方向进行切割, 一半用于横断面观察, 一半用于冲击面观察。将切割好的样品首先进行镶嵌、研磨、抛光, 而后进行电解腐蚀, 电解腐蚀液为 5% 草酸水溶液, 电压 3 V。制备好的金相样品在 OLYMPUS OLS 4000 型激光共聚焦显微镜 (CLSM) 和 FEI Helios NanoLab 600i 型双束扫描电镜 (SEM) 上进行显微组织观察, 扫描电镜的加速电压设置为 25 kV。

透射电镜 (TEM) 观察在 TITAN 球差电镜上进行, 加速电压为 300 kV。透射样品的制备采用双束聚焦离子束系统 (FEI Helios NanoLab DualBeam FIB) 进行定点切割、减薄, 在样品上选择特征区域进行切割, 切割使用的离子源为液态 Ga^+ , 切割时加速电压设置为 30 kV, 电流设置为 21 nA, 将切割样品采用机械手转移至铜网上, 后减薄至可进行透射观察的尺寸, 减薄样品的试验参数设置为电压 5 kV, 电流 40 pA。

2 结果与讨论

2.1 动态撞击试验

通过控制应变速率, 采用不同高度的应变限位环实现了 U-5.7Nb 合金动态加载下 7 个不同的应变水平: 0.08, 0.29, 0.39, 0.46, 0.69, 0.84 和 1.29, 如图 2a 所示。变形后基于入射波和透射波计算结果表明在 7 个应变下获得的平均应变速率值基本一致, 约 $8\,000\text{ s}^{-1}$ 。

通过图 2a 观察也发现不同应变水平下样品的应力-应变曲线变化趋势基本一致, 进一步表明应变速率基本相同, 即应变率成为影响 U-5.7Nb 合金动态载荷下塑性变形的参数。应变为 0.08 时, 试样位于二次屈服初期状态; 应变为 0.29 时, 试样位于二次屈服后, 应变硬化阶段; 应变为 0.39 时, 试样位于抗压强度后, 应力略有降低的阶段; 应变为 0.46 时, 试样位于应力急剧降低的临界阶段; 应变为 0.69 时, 试样位于应力急剧降低后的阶段; 应变为 0.84 时, 试样位于应力急剧降低后的后期阶段; 应变为 1.29 时, 试样位于承载能力完全丧失的阶段。在应力-应变曲线上 7 个应变水平基本涵盖了试样的整个动态塑性变形阶段, 也就是说 7 个应变下材料的微观组织能够用来描述 U-5.7Nb 合金整个动态塑性变形过程。动态变形后 U-5.7Nb 合金样品的宏观形貌如图 2b 所示。随着应变量的增加, 试样的高度逐渐降低, 应变为 0.08 和 0.29 时, 试样

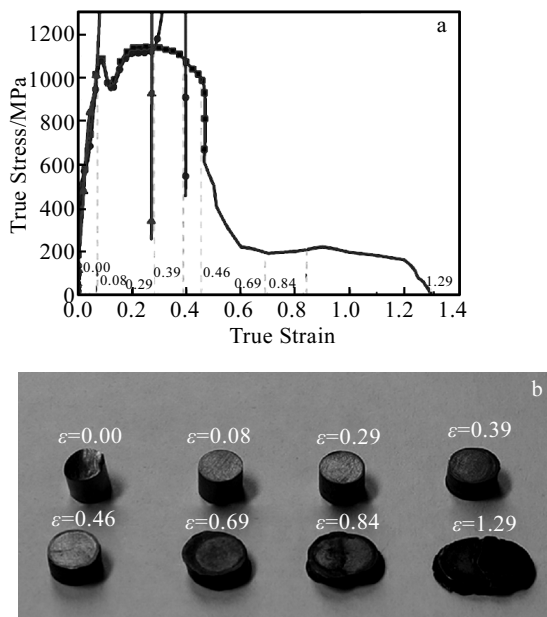


图 2 U-5.7Nb 合金在应变速率 8000 s^{-1} 不同应变下获得的应力-应变曲线和试样宏观形貌

Fig.2 Stress-strain curves (a) and specimen macroscopic morphologies (b) of U-5.7Nb alloy deformed at strain rate of 8000 s^{-1} and different strain levels

处于均匀锻造状态; 应变为 0.39, 0.46, 0.69 时, 试样表面可观察到应变局部化的现象, 但此时试样基本保持完整; 应变为 0.84, 1.29 时, 试样变形程度更加严重, 已经形成宏观裂纹而导致材料断裂。

2.2 绝热剪切带的演化

为了全面理解 U-5.7Nb 合金动态塑性变形过程, 对动态压缩后试样的横断面以及冲击面同时进行观察, 结果如图 3、图 4 所示。从图 3a、图 3b 可见, 应变为 0.08 和 0.29 时, 试样横断面上没有观察到绝热剪切带的形成。应变增加至 0.39 时, 如图 3c 所示, 试样横断面 45° 剪切方向上形成了明显的绝热剪切带, 绝热剪切带从试样端角处向基体内部延伸, 且从两条端角处发展的绝热剪切带在试样内部还没有贯穿、连通。进一步观察发现 (图 5), 试样端角处发展的绝热剪切带为转变带, 而转变带向试样基体中心发展的前端为形变带。应变为 0.46 时, 试样端角处可观察到绝热剪切带的形成 (图 3d), 但其发展程度明显低于应变为 0.39 时形成的绝热剪切带, 详细观察如图 6 所示, 基于绝热剪切带的基本特征, 图 6 中所示的绝热剪切带应该为形变带。这里存在一个与共识性认识相反的结论, 即应变较低时 (应变 0.39) 形成了转变带, 而应变较高时 (应变 0.46) 却只有形变带的形成。通过

试验冲击表面的观察,可以清晰地认识到这一问题出现的原因,如图4所示。应变为0.39时,试样横断面切割部分完全贯穿绝热剪切带,如图4c所示,因此可观察到转变带和形变带共存的现象,详细观察如图7所示。应变为0.46时,试样横断面切割部分刚好位于绝热剪切带的端角处,如图4d所示,因此在试样横断面上只能观察到形变带存在的痕迹,而转变带则隐藏于试样内部,即应变为0.46时,试样中实际上也是形变带和转变带共同存在的。

应变为0.29时,试样横断面上没能观察到绝热剪切带存在的痕迹,通过应变为0.29时试样冲击面的观察发现,如图4b所示,其冲击表面上也没有观察到绝

热剪切带,可以确定地指出,应变为0.29时,U-5.7Nb合金在应变速率 $8\,000\text{ s}^{-1}$ 下还没有形成任何类型的绝热剪切带。而应变增加至0.39,0.46时,试样中出现了形变带和转变带共存的现象。应变为0.69时,试样横断面上可观察到贯穿样品的转变带,如图3e所示,冲击面上也证实其转变带发展程度较高,如图4e所示。应变为0.84时,在部分转变带内部可观察到微裂纹的形成,如图3f、4f所示;应变为1.29时,试样已碎化为两部分,冲击面上转变带也已贯穿整个试样,如图3g、4g所示。因此,可以确定地给出U-5.7Nb合金动载下形变带和转变带形成所需的临界应变值介于0.29与0.39之间。

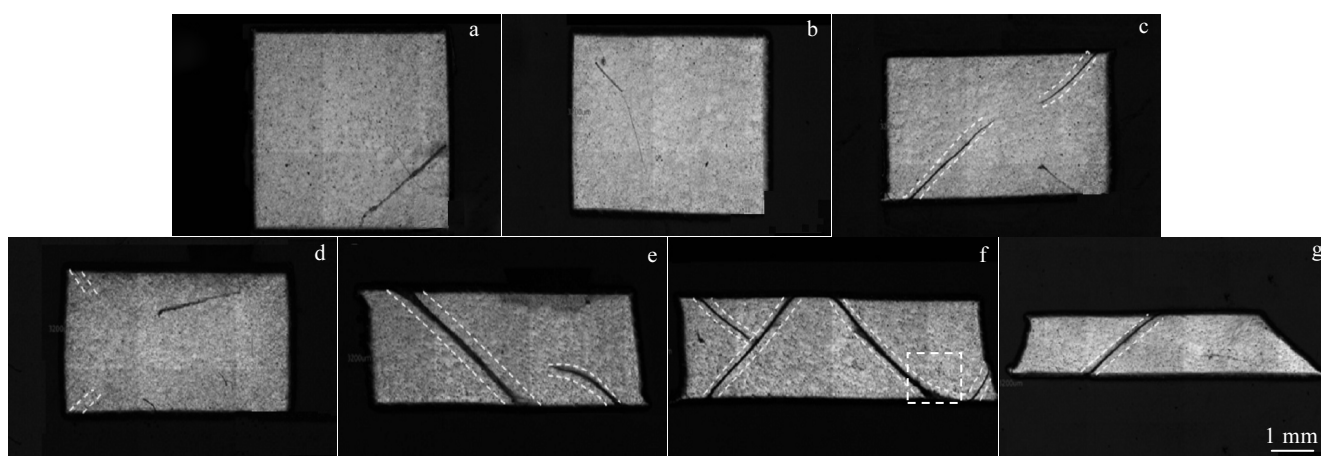


图3 U-5.7Nb合金在应变速率 $8\,000\text{ s}^{-1}$ 不同应变下绝热剪切带的横断面分布图

Fig.3 Cross-section views of adiabatic shear bands in U-5.7Nb alloy deformed at strain rate of $8\,000\text{ s}^{-1}$ and different strain levels: (a) 0.08, (b) 0.29, (c) 0.39, (d) 0.46, (e) 0.69, (f) 0.84, and (g) 1.29

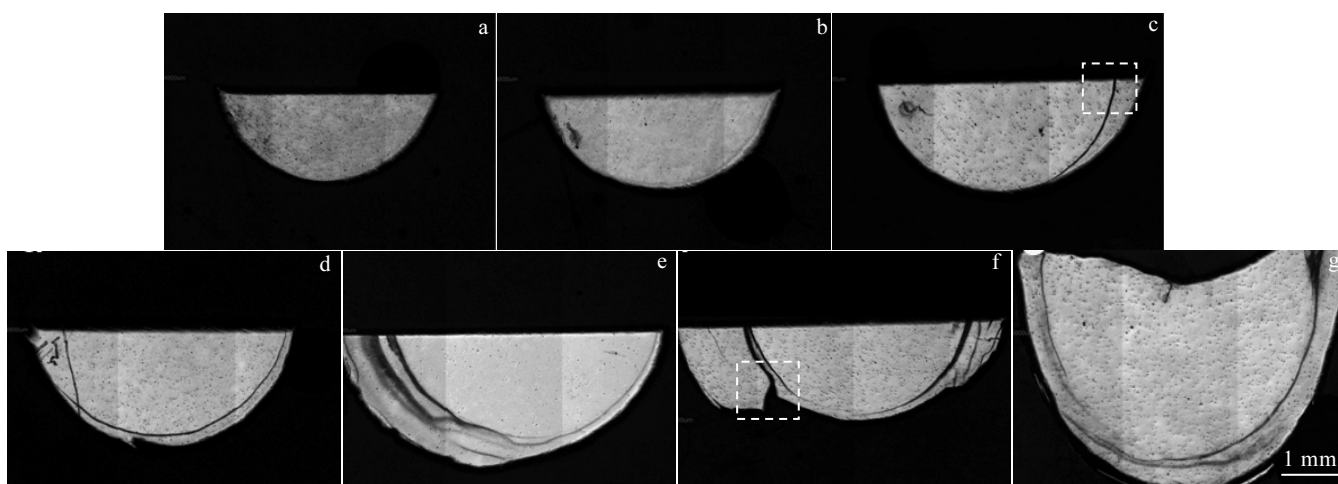


图4 U-5.7Nb合金在应变速率 $8\,000\text{ s}^{-1}$ 不同应变下绝热剪切带的冲击面分布图

Fig.4 Shock plane views of adiabatic shear bands in U-5.7Nb alloy deformed at strain rate of $8\,000\text{ s}^{-1}$ and different strain levels: (a) 0.08, (b) 0.29, (c) 0.39, (d) 0.46, (e) 0.69, (f) 0.84, and (g) 1.29

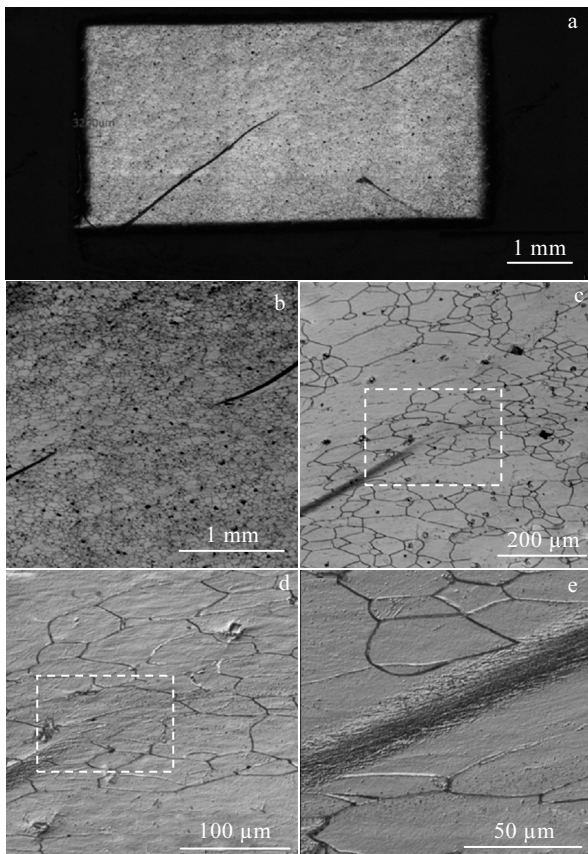


图 5 U-5.7Nb 合金在应变速率 8000 s^{-1} 应变 0.39 下横断面显微组织的光学照片

Fig.5 Cross-section OM images of U-5.7Nb alloy deformed at strain rate of 8000 s^{-1} and strain of 0.39: (a) macroscopic view, (b-e) highly magnified images

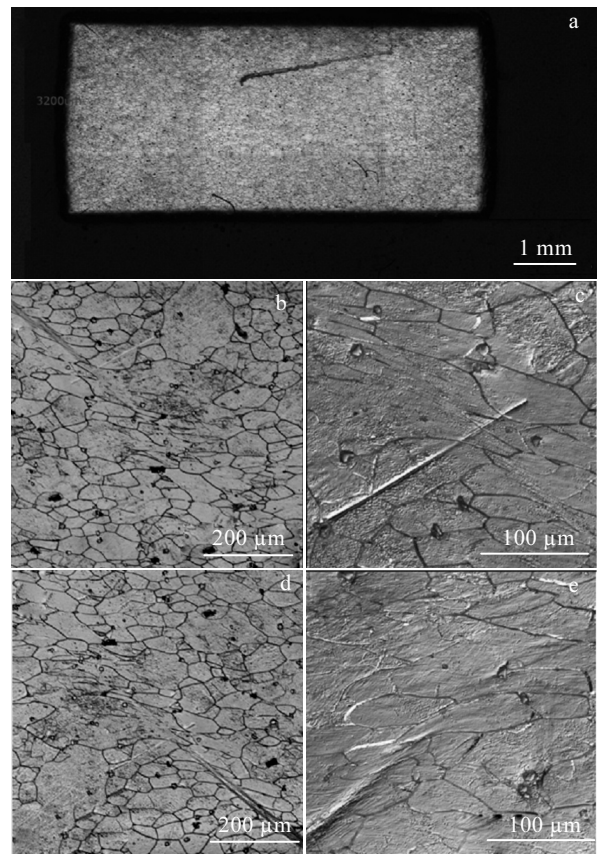


图 6 U-5.7Nb 合金在应变速率 8000 s^{-1} 应变 0.46 下横断面显微组织的光学照片

Fig.6 Cross-section OM images of U-5.7Nb alloy deformed at strain rate of 8000 s^{-1} and strain of 0.46: (a) macroscopic view, (b-e) highly magnified images

Xu 等人^[7]系统研究了形变带和转变带形成所需的临界应变和应变速率, 结果发现形变带和转变带的形成需要不同的应变和应变速率水平, 而转变带形成所需的临界应变值大于形变带形成所需的应变水平。同时相关高速摄影研究结果指出^[8, 9], 绝热剪切带形成和出现的临界值应位于材料最大抗压强度所对应的应变值之后。结合 U-5.7Nb 合金的应力应变曲线可以看出, 材料的抗压强度极大值出现于应变为 0.33 时, 介于应变 0.29 和 0.39 之间, 且形变带形成的所需临界应变值小于转变带, 因此可以有效推测 U-5.7Nb 合金在应变速率为 8000 s^{-1} 条件下形变带和转变带形成所需的临界应变值介于 0.33 到 0.39 之间, 且形变带形成所需应变接近于 0.33, 而转变带形成所需应变接近于 0.39。黄海等人^[6]研究了 U-2Nb 合金在应变速率 4500 s^{-1} 下形变带和转变带形成所需的临界应变值, 研究结果指出形变带形成的临界应变值约为 0.21, 而转变带形成所需的临界应变值约为 0.26。该研究结果与作者

试验所获得的结果变化趋势基本一致, 但所需的临界应变值略有差异, 造成这一偏差主要原因可能与试验材料、应变速率参数不同有关。

2.3 绝热剪切带内部组织

U-5.7Nb 合金动载下形成的两种典型绝热剪切带如图 8 所示。图中可见形变带的形成导致基体晶粒沿着剪切方向扭曲变形, 其内部是严重变形和拉长的组织, 这一特征说明形变带内由塑性变形造成的温升还不足以诱发再结晶, 因而证实形变带内部组织主要由高密度缺陷的变形晶粒组成。转变带与基体之间界面较明显, 转变带附近基体组织也沿着剪切方向发生扭曲变形, 其内部组织主要以细小等轴的晶粒组成, 如图 8b 所示, 相应转变带内部组织的 SEM 照片如图 9 所示, 逐步放大后可观察到转变带内部的微观组织, 主要由细小等轴的晶粒形成, 晶粒尺寸小于 $1 \mu\text{m}$, 属于超细晶组织。

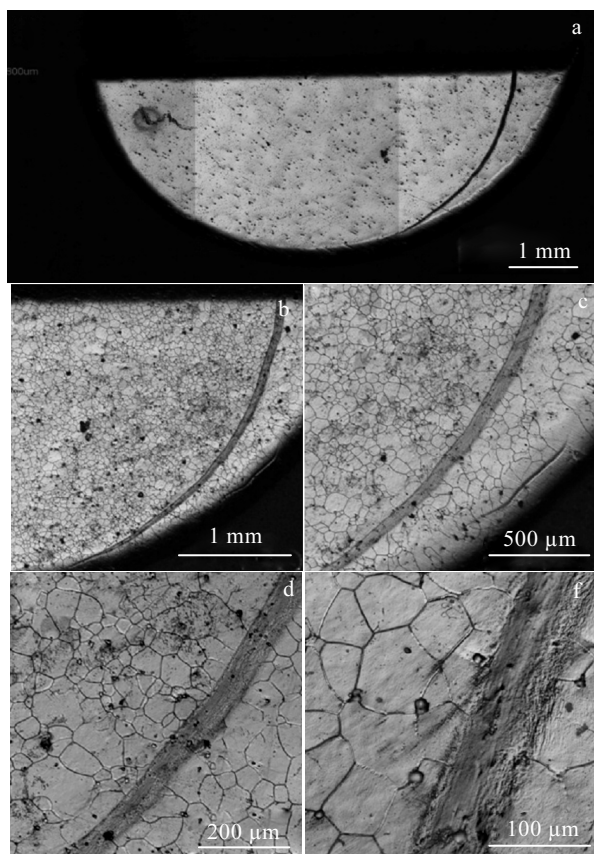


图 7 U-5.7Nb 合金在应变速率 8000 s^{-1} 应变 0.39 下冲击面显微组织的光学照片

Fig.7 Shock plane images of U-5.7Nb alloy deformed at strain rate of 8000 s^{-1} and strain of 0.39: (a) macroscopic view, (b-e) highly magnified images

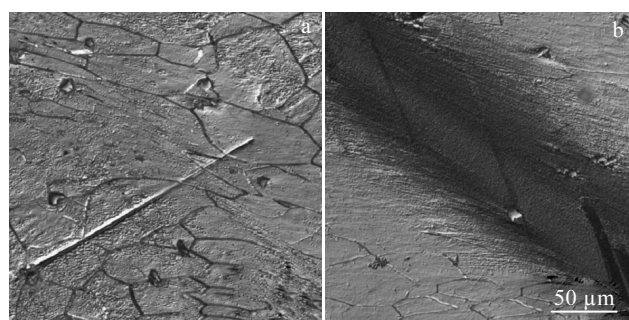


图 8 U-5.7Nb 合金在应变速率 8000 s^{-1} 下动态变形时形成的绝热剪切带

Fig.8 Adiabatic shear bands formed in U-5.7Nb alloy under dynamic deformation at strain rate of 8000 s^{-1} : (a) deformed band and (b) transformed band

为了进一步表征转变带内部组织, 采用 FIB 对转变带进行了定点切割减薄, 制备了 TEM 样品, 转变带内部组织的切割、减薄过程如图 10 所示, 制备的 TEM 样品如图 11 所示。图中可见, TEM 样品准确定位于转变带中心区域, 即制备的 TEM 样品能够准确反映转变带内部的微观结构, 这也是 FIB 用于铀合金转变带内部组织表征的最新尝试。结果表明铀合金转变带内部组织主要由细小等轴的晶粒组成, 未发现其它类型的显微组织, 能谱测量表明转变带内部组织的成分主要由 U 和 Nb 两种元素组成, O 含量较低, 能谱中 Cu 元素的出现是由于 TEM 样品焊接在铜网上造成的。

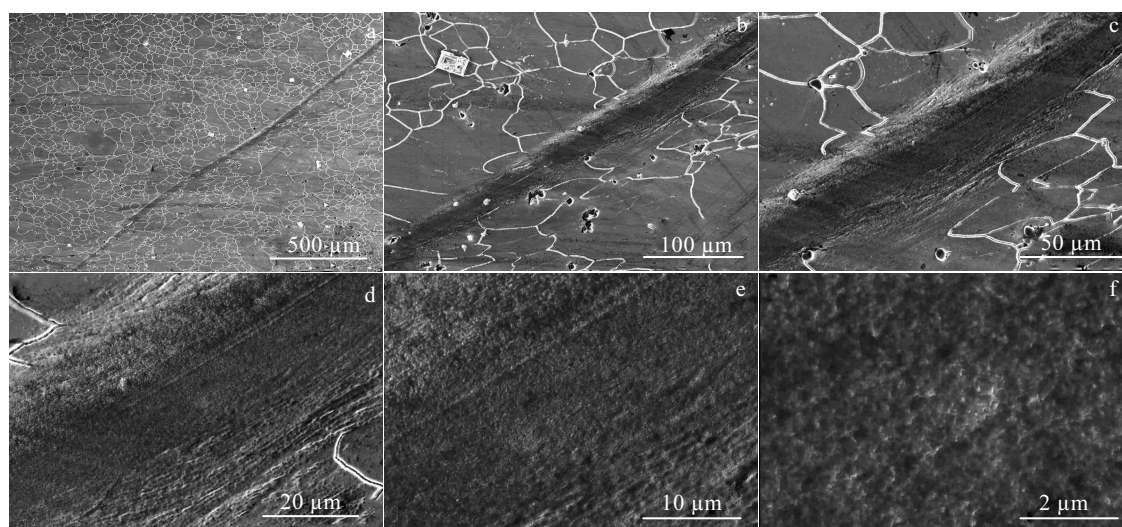


图 9 U-5.7Nb 合金在应变速率 8000 s^{-1} 下动态变形时转变带内部组织的 SEM 照片

Fig.9 SEM images of transformed bands formed in U-5.7Nb alloy under dynamic deformation at strain rate of 8000 s^{-1} : (a-c) low magnified images and (d-f) highly magnified images

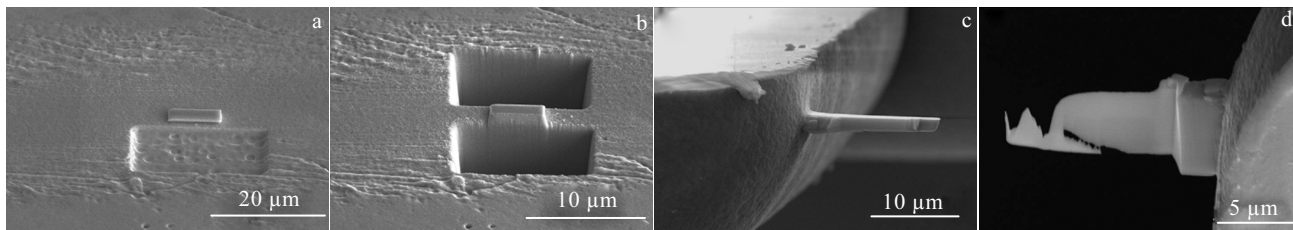


图 10 转变带内部组织 TEM 样品的制备

Fig.10 TEM sample preparation for transformed band characterization: (a, b) ion-cutting and (c, d) ion-milling

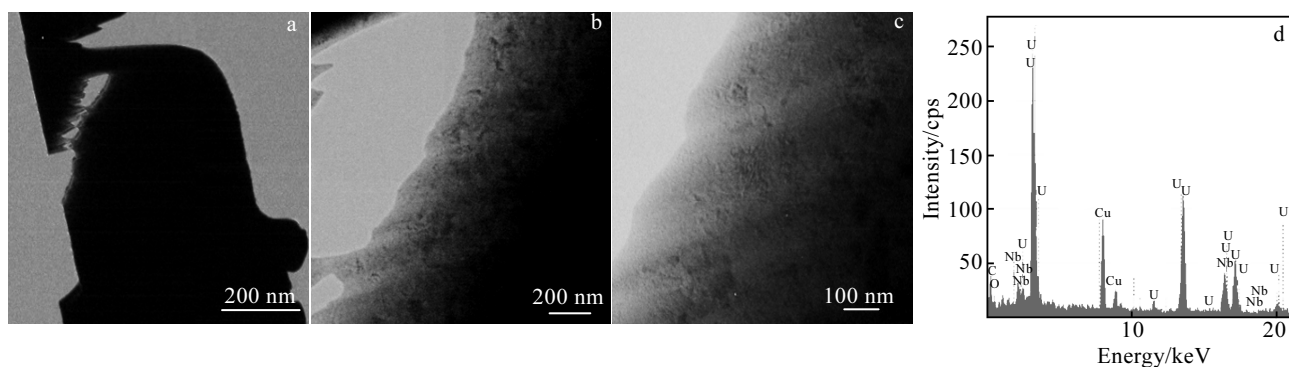


图 11 转变带内部组织 TEM 分析

Fig.11 TEM analysis of transformed bands: (a) low magnified image; (b) bright-field image, (c) highly magnified bright-field image, and (d) EDS analysis

转变带内部主要以细小等轴晶粒组成的情况已在多种材料中发现并证实^[10-13]。转变带内部细小等轴晶粒的形成一般归结于旋转动态再结晶机制^[14]，因为传统的应变诱发晶界迁移机制和亚晶粗化机制在动力学上无法满足转变带内部晶粒细小、完成时间短暂等要求，计算表明转变带内的冷却速率比晶界迁移机制和亚晶粗化机制快几个数量级^[12]。而旋转动态再结晶机制在热力学和动力学上均能较好的适应转变带内部细小晶粒的形成过程^[15]，因此有理由推测 U-5.7Nb 合金转变带内部细小等轴晶粒的形成可能是旋转动态再结晶机制的结果。

2.4 动态演化过程

基于 U-5.7Nb 合金不同应变下显微组织的观察，可推测其在高应变速率条件下的塑性变形过程：在变形的初始阶段，位错滑移和孪生是铀合金塑性变形的的主要方式^[16]；随着应变增加，将会诱发应变局部化而形成形变带，此时位错滑移和孪生起着辅助的作用；随着应变持续增加，形变带内部应变集中程度逐渐增加，直至形变带内部由塑性变形造成的温升达到动态再结晶温度时，形变带内部严重变形的晶粒将会发展为细小等轴的再结晶晶粒，此时形变带便演化为转变

带；随着应变继续增加，转变带内部由塑性变形造成的温升逐渐增加，进而导致转变带内部晶粒尺寸发生变化，也会触发出一些准静态条件下无法观察到的非平衡组织^[17]；研究表明转变带内部组织分布也并非均匀的，而是从转变带中心区域向两侧呈梯度分布，转变带内部梯度性的温度场是导致转变带内部组织梯度分布的主要原因^[18]；继续增加应变水平，将会在转变带内部诱发微裂纹，直至微裂纹在切应力的作用下沿着转变带的扩展方向逐步发展，最终导致材料断裂而失效。

3 结 论

1) 通过控制应变速率，采用应变限位环的方法实现了 U-5.7Nb 合金动载下 7 个不同的应变水平：0.08, 0.29, 0.39, 0.46, 0.69, 0.84, 1.29。

2) 绝热剪切带是 U-5.7Nb 合金动载下塑性变形的重要方式，随着应变的增加，会逐步形成两种类型的绝热剪切带：形变带和转变带，形变带形成所需临界应变值接近于 0.33，而转变带形成所需临界应变值接近于 0.39。

3) 形变带内部组织主要由严重变形和拉长的晶粒

组成,而转变带内部组织主要由细小等轴的晶粒组成。

4) 基于不同应变下显微组织的观察,绝热剪切局部化是高应变速率下 U-5.7Nb 合金塑性变形及其断裂的主要方式。

参考文献 References

- [1] Batra R C, Stevens J B. *Computer Methods in Applied Mechanics Engineering*[J], 1998, 151: 325
- [2] Cady C M, Gray G T, Chen S R *et al.* *PYMAT International Conferences*[C]. Belgium: Los Alamos National Lab, 2009: 1045
- [3] Wang Xiaoying(王小英), Lang Dingmu(郎定木), Ren Dapeng (任大鹏) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2005, 34(10): 1546
- [4] Wang Xiaoying(王小英), He Li-eng(何立峰), Bai Bin(白彬) *et al.* *Journal of Engineering Materials*(工程材料)[J], 2009, 8: 1
- [5] Shi Jie(石洁), Wang Xiaoying(王小英), Zhao Yawen(赵雅文) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(11): 2836
- [6] Huang hai(黄海), He Lifeng(何立峰), Xiao Dawu(肖大武) *et al.* *Journal of Engineering Materials*(工程材料)[J], 2013, 12: 1
- [7] Xu Y B, Zhang J H, Bai Y L *et al.* *Metallurgical Materials and Transaction A*[J], 2008, 39: 811
- [8] Liao S C, Duffy J. *Journal of the Mechanics and Physics Solids*[J], 1998, 46: 2201
- [9] Cho K, Chi Y C, Duffy J. *Metallurgical Transaction A*[J], 1990, 21: 1161
- [10] Zhen L, Zou D L, Xu C Y *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527: 5728
- [11] Lee W S, Liu C Y, Sun T N. *International Journal of Impact Engineering*[J], 2005, 32: 210
- [12] Perez-Prado M T, Hines J A, Vecchio K S *et al.* *Acta Materialia*[J], 2001, 49: 2905
- [13] Zou D L, Zhen L, Xu C Y *et al.* *Materials Characterization* [J], 2011, 62: 496
- [14] Meyers M A, Xu Y B, Xue Q. *Acta Materialia*[J], 2003, 51: 1307
- [15] Meyers M A, Cao B Y, Nesterenko V F *et al.* *Metallurgical Materials and Transaction A*[J], 2004, 35: 2575
- [16] Clarke A J, Field R D, McCabe R J *et al.* *Acta Materialia*[J], 2008, 56: 2638
- [17] Chen M W, Mccauley J W, Hemker K J. *Science*[J], 2003, 299: 1563
- [18] Zou D L, Luan B F, Liu Q *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 558: 517

Formation and Evolution Mechanism of Adiabatic Shear Bands in U-5.7Nb Alloy Subjected to Dynamic Loading

Guo Yakun¹, Shuai Maobing¹, Zou Dongli², Zhao Yawen², Xiao Dawu²

(1. Science and Technology on Surface Physics and Chemistry Laboratory, Jiangyou 621908, China)

(2. Institute of Materials, China Academy of Engineering Physics, Jiangyou 621907, China)

Abstract: The formation and evolution of adiabatic shear bands in U-5.7Nb alloy deformed at a strain rate of 8000 s^{-1} were investigated. Dynamic deformation at different strains of U-5.7Nb alloy was obtained by the strain stopping rings and the controlled strain rate. The results show that with the strain increasing, two types of adiabatic shear bands including deformed band and transformed band are distinguished in U-5.7Nb alloy under the dynamic deformation. The critical strain value for the deformed band formation approaches to 0.33, and that for the transformed band formation is close to 0.39. Microscopic observation shows that the deformed bands are composed of severely elongated distortional structure while the transformed bands are mainly composed of ultrafine equiaxed grains. Based on characterization of adiabatic shear bands at different strains, the plastic deformation and fracture process of U-5.7Nb alloy subjected to dynamic loading were speculated.

Key words: U-5.7Nb alloy; strain; adiabatic shear bands

Corresponding author: Zou Dongli, Ph. D., Associate Professor, Institute of Materials, China Academy of Engineering Physics, Jiangyou 621907, P. R. China, Tel: 0086-816-3626742, E-mail: donglizou@126.com