

应变水平对锆合金动载下塑性变形机制的影响

郭亚昆¹, 帅茂兵¹, 邹东利², 肖大武², 何立峰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, 四川 江油 621907)

摘要: 基于实验设计研究了应变参数对锆合金动载下塑性变形机制的影响。通过控制应变速率, 采用应变限位环的方法实现了锆合金高应变速率下应变参数的单一分离, 应变速率为 2300 s^{-1} 时, 获得了 4 个不同的应变水平: 0.11、0.21、0.30、0.33。基于锆合金高应变速率不同应变下微观组织的表征, 预测了应变参数对锆合金动载下塑性变形过程的影响。结果表明: 形变带和转变带是锆合金不同应变阶段塑性变形的重要方式, 形变带内部由严重变形的晶粒组成, 而转变带内部主要由 $100\sim 300\text{ nm}$ 的细小等轴晶粒组成。在变形初始阶段, 锆合金变形以柱面滑移和锥面滑移为主, 以孪生为辅; 随着应变的增加, 位错持续增殖, 位错的塞积导致应力增加, 直至最大抗压强度; 当应变达到一个临界值时, 形成形变带; 随应变继续增加, 形变带发生动态再结晶, 演化为转变带; 应变继续增加, 便会在剪切带内部诱发微空洞、微裂纹, 直至材料断裂。

关键词: 锆合金; 应变; 绝热剪切带; FIB/TEM

中图分类号: TG146.4⁺14

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)06-1584-06

应变是材料本构方程中最重要的一個試驗參數, 應變大小直接決定着材料力學性能的变化趨勢。在變形的初始階段, 應變硬化起着主導作用, 即隨着應變的增加, 材料的流變應力逐漸增加; 當應變達到一定數值後, 應變硬化和由塑性變形引起的熱軟化之間達到一個動態平衡, 此時流變應力保持不變; 隨着應變繼續增加, 當熱軟化起主導作用時, 流變應力將逐漸減小。研究表明, 應變對鈳合金的塑性變形方式也有顯著的影响。Philippe 等人^[1]系統研究了核級鈳不同軋制過程中的塑性變形行為: 當變形量小於 20% 時, 塑性變形機制為孪生、柱面滑移和少量基面滑移; 變形量為 20%~50% 時, 變形機制以交滑移為主; 變形量大於 50% 後, 基本無孪生變形, 塑性變形僅靠滑移完成。目前, 有關鈳合金准靜態載荷下塑性變形行為的研究已有大量報道^[2-5], 但高應變速率下鈳合金塑性變形機制的研究報道較少。經檢索發現, 俄羅斯科學院學者 Taluts 較早地研究了鈳合金在球形應力波作用下的塑性變形行為, 並發表了一系列文章^[6-9]。結果表明, 沖擊載荷下絕熱剪切帶成為鈳合金塑性變形的重要方式。美國加州大學 Meyers 教授^[10]研究了純鈳在分離式霍普金森壓杆 (SHPB) 撞擊下的塑性變形行為。結果表明, 剪切帶和位錯滑移是純鈳動態載荷下塑性變

形的主要方式。國內較早研究鈳合金動態塑性變形的學者是中物院的肖大武博士^[11-13]。肖大武在其博士論文中詳細地闡述了純鈳的動態力學性能以及本構關係。通過顯微組織觀察表明, 純鈳在動態載荷下形成了變形孪晶和絕熱剪切帶, 同時絕熱剪切帶以形變帶為主。雖然國內外有關鈳合金高應變速率下塑性變形行為的研究已有部分報道, 但研究內容側重於力學性能以及本構關係, 對顯微組織的觀察和論述較少, 特別是在高應變速率載荷下單一試驗參數對鈳合金塑性變形機制的影響鮮有報道。本研究通過控制應變速率, 採用應變限位環的方法實現了高應變速率下應變參數的單一分離, 隨後通過變形後顯微組織的表征, 揭示了應變參數對鈳合金塑性變形機制的影響規律。

1 实验

選用 4.6 mm 厚的退火態 Zr-4 合金板材作為實驗材料, 鈳合金板材原始組織形貌如圖 1 所示。該合金主要由細小等軸的晶粒組成, 晶粒尺寸 $10\sim 20\text{ }\mu\text{m}$ 。

動態壓縮實驗在中物院材料研究所的 SHPB 裝置上實施, 試樣尺寸為 $\Phi 6\text{ mm}\times 4.6\text{ mm}$ 。

金相觀察在激光共聚焦顯微鏡 (CLSM) 上進行。將柱形樣品沿橫斷面切割、研磨、拋光後, 用金相腐

收稿日期: 2016-05-28

基金項目: 國家自然科學基金 (51401187)

作者簡介: 郭亞昆, 女, 1981 年生, 博士, 表面物理與化學重點實驗室, 四川 江油 621908, 電話: 0816-3626742, E-mail: yakunguo@126.com

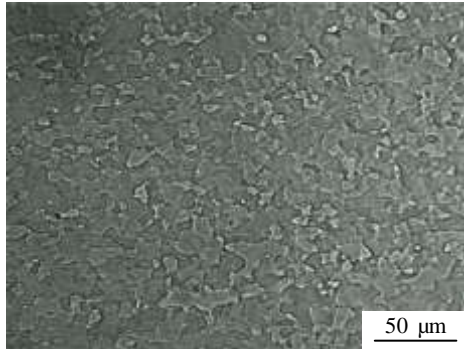


图 1 锆合金板材原始组织的光学照片

Fig.1 OM image of original microstructure of zirconium alloy plate

蚀液进行腐蚀，金相腐蚀液的配比：45 mL H₂O + 45 mL HNO₃ + 10 mL HF，腐蚀时间约 40 s。将制备好的金相试样在 Sirion 型扫描电镜（SEM）上进行观察，扫描电镜的加速电压设置为 15 kV。

电子背散射衍射（EBSD）标定在 FEI Helios NanoLab 600i 型双束系统上进行，标定时加速电压设置为 25 kV，电流设置为 2.7 nA。EBSD 制样过程包括研磨、机械抛光和电解抛光几个步骤，详细信息见文献[14]。

透射电镜（TEM）观察在 F20 型电镜上进行，加速电压为 200 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。将切割好的样品采用机械手转移至铜网上，随后减薄至可进行透射观察的薄度，最终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

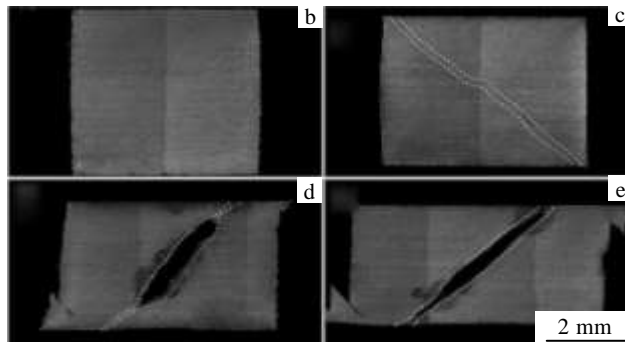
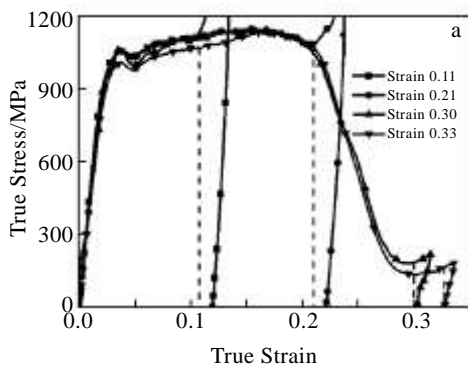


图 2 锆合金在应变速率 2300 s⁻¹ 不同应变水平下获得的应力-应变曲线以及试样的宏观形貌

Fig.2 Stress-strain curves (a) and macro-views of zirconium alloy deformed at strain rate of 2300 s⁻¹ under different strains: (b) 0.11, (c) 0.21, (d) 0.30, and (e) 0.33

图 2 为锆合金在应变速率 2300 s⁻¹ 下采用应变限位环获得的 4 个不同应变水平的应力-应变曲线及其试样的宏观形貌。从图 2a 中可见，4 条应力-应变曲线前端部分基本重合，暗示样品在应变速率 2300 s⁻¹ 下动态变形时具有较好的可重复性。从应力-应变曲线可见，4 条曲线变化趋势基本一致，即弹性变形后，随着应变的增加而屈服，随后发生应变硬化阶段，达到最大抗压强度后，随着应变的继续增加而应力降低，最后至承载能力完全丧失。应变为 0.11 时，试样位于动态屈服后应变硬化阶段；应变为 0.21 时，试样刚好处于抗压强度后的临界阶段；应变为 0.30 时，试样位于应力水平降低的后期阶段；应变为 0.33 时，试样处于承载能力完全丧失的阶段。因此，4 个应变水平基本上反映了锆合金在高应变速率载荷下塑性变形时所经历的典型阶段，也就是说 4 个应变水平能够用来描述锆合金动态塑性变形过程。

动态压缩后试样的宏观形貌如图 2b~2e 所示。应变为 0.11 时，试样基本保持完整，没有应变局部化和宏观裂纹的产生，说明此阶段试样以均匀塑性变形为主；应变增加至 0.21 时，试样沿 45° 剪切方向上形成了明显的应变局部化，且根据其形貌特征可确定为形变带^[15]，而形变带局部区域内伴有微孔洞的出现。结合应力-应变曲线进行分析，应变为 0.21 时在应力-应变曲线上体现为超过最大抗压强度，处于应力降低的临界阶段，说明形变带的形成和发展是导致锆合金承载能力降低的重要原因；应变为 0.30 时，试样沿 45° 剪切方向上出现了微裂纹和转变带共存的现象，而此时在应力-应变曲线上表现为材料承载能力降低的后期阶段，说明锆合金承载能力的完全丧失主要归结于转变带和微裂纹的形成和发展；应变为 0.33 时，试样沿 45° 剪切方向完全断裂。

应变为 0.21 时, 锆合金的主要塑性变形方式为形变带, 形变带显微组织表征结果如图 3 所示。图 3a 表明, 形变带沿 45° 剪切方向贯穿整个样品, 没有发现转变带存在的痕迹, 暗示应变为 0.21 是锆合金在应变速率 2300 s^{-1} 下形变带形成的临界值。从端角到基体内部逐步观察形变带, 发现样品端角处形变带应变局部化程度较高, 而样品内部应变局部化程度较低, 说明形变带起源于试样端角, 然后沿着最大剪切应力方向向试样内部扩展, 直至贯通。试样端角处形变带内部可观察到少量微裂纹的存在, 且裂纹尖端方向与形变带扩展方向一致, 说明形变带是裂纹形核和扩展择优选择位置。从图 3b 可以看出, 靠近形变带的区域基体晶粒发生了较严重的扭转变形, 从晶粒的长轴方向平行于轧制方向转变为平行于剪切带扩展方向, 说明在形变带形成过程中, 形变带附近基体晶粒发生了严重的剪切变形。图 3c 为形变带附近显微组织的 EBSD 标定结果。从图中可以看出, 形变带正好位于 EBSD 标定区域的中心位置, 严重的塑性变形加上由塑性变形引起的内应力造成形变带内部组织的菊池花样质量较差, 标定率降低。形变带 EBSD 标定区域的后处理图像如图 3d 所示。由图中可见, 形变带内部晶粒发生了严重的剪切变形, 部分严重变形的晶粒长径比可高达 5, 甚至以上。取向差分析表明, 如图 3e 所示, 形变带附近及其内部小角晶界 (取向差介于 $2^\circ \sim 15^\circ$) 的含量明显高于远离形变带的基体晶粒, 说明位错滑移在形变带形成过程中担当着重要的角色。应变局部化发生前, 位错滑移和孪生是锆合金发生均匀塑性变形的主要方式, 且以位错滑移为主^[14]。当位错滑移不能协调局部的塑性变形时, 就会诱发应变局部化形成形变带, 即形变带形成前位错滑移是协调锆合金塑性变形最重要的方式。应变局部化发生后, 形变带内部晶粒会在剪切应力的作用下发生转动, 改变了晶粒取向, 使得处于硬取向的晶粒能够进一步发生位错滑移来协调局部应变。可以确定地给出位错滑移在形变带形成前后均起着十分重要的作用, 从而导致形变带附近晶粒内部小角晶界的含量远高于基体晶粒。另外, 研究表明^[15], 剪切带的形成是严重塑性变形和高的局部塑性温升共同作用的结果, 而形变带内部由严重变形晶粒组成的特征说明由塑性变形造成的温升还不足以诱发动态再结晶的发生, 因而研究证实, 形变带内部组织主要由高密度缺陷的严重变形晶粒组成^[16]。

应变为 0.30 时, 锆合金动态塑性变形的内部组织特征主要以转变带和微裂纹为主, 转变带内部组织表征如图 4 所示。图 4a 表明, 转变带位于中心裂纹两端

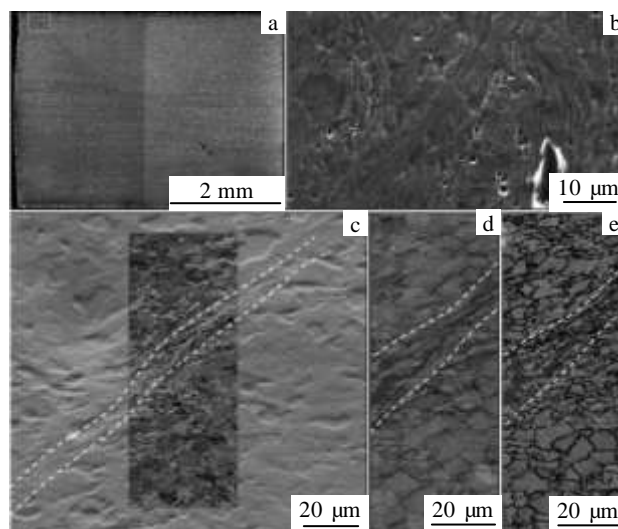


图 3 锆合金在应变速率 2300 s^{-1} /应变 0.21 下动态变形时形变带的表征

Fig.3 Characterization of deformed bands in zirconium alloy under dynamic deformation at strain rate of 2300 s^{-1} and strain of 0.21: (a) CLSM image, (b) SEM image, (c) EBSD indexed zone, (d) EBSD band contrast image, and (e) EBSD grain boundary image

尖角处, 其形貌特征为白亮色, 与基体之间具有明显的分界线。进一步观察发现, 部分转变带内部存在微裂纹, 且其扩展方向与转变带扩展方向一致。转变带附近组织的 SEM 照片如图 4b 所示。图中可见, 转变带与基体之间界面明显, 且其内部组织与周围基体组织相比具有明显的差异。仔细观察发现, 转变带内部由细小等轴的晶粒组成, 晶粒尺寸十分细小。转变带内部组织标定的 EBSD 图像如图 4c 所示。图中可见, EBSD 标定区域刚好贯穿转变带, 从标定结果可以看出, 转变带附近晶粒的标定率较好 (标定率 $>85\%$), 而转变带内部组织的标定率急剧下降, 特别是转变带中心区域, 标定率降至约 30%。造成这一情况的主要原因归结于 3 点: (1) 转变带在形成过程中内部会累积大量的残余应力, 高的残余应力导致标定率降低; (2) 转变带内部晶粒十分细小, 当晶粒尺寸小于 50 nm 时, EBSD 本身分辨率的原因导致这部分晶粒无法标定; (3) 转变带内部组织在形成过程中会经历高温、急冷过程, 导致带内局部区域形成非稳态组织, 这类显微组织 EBSD 无法进行标定, 使得标定率降低。

从 EBSD 后处理图像 (图 4d) 可以初步辨别转变带内部组织分布的情况, 整体来看转变带内部组织具有 3 个特点: (1) 晶粒十分细小且呈等轴状, 晶粒属于超细晶组织, 与周围基体晶粒相比, 晶粒尺寸下降

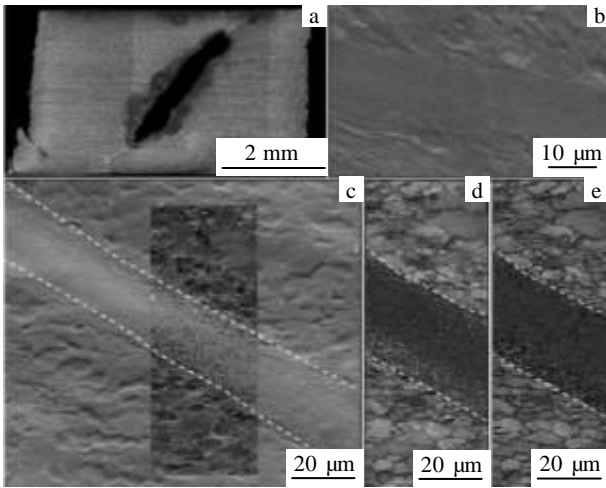


图 4 锆合金在应变速率 2300 s^{-1} /应变 0.30 下动态变形时转变带的表征

Fig.4 Characterization of transformed bands in zirconium alloy under dynamic deformation at strain rate of 2300 s^{-1} and strain of 0.30: (a) CLSM image, (b) SEM image, (c) EBSD indexed zone, (d) EBSD band contrast image, and (e) EBSD grain boundary image

了约 2 个数量级；(2) 转变带内部晶粒呈梯度分布，即从转变带中心区域到转变带与基体界面处晶粒尺寸分布呈梯度状，且转变带中心区域晶粒更加细小，这种分布特征主要与转变带内部温度分布有关，转变带内部温度的梯度分布导致了转变带内部组织呈现梯度分布的特征^[17]；(3) 转变带内部晶粒之间衬度大，暗示晶粒之间取向差较大，属于大角晶界。取向差分析表明，如图 4e 所示，与基体晶粒中小角晶界的数量相比，转变带内部晶粒中小角晶界的数量明显降低，且晶粒之间由取向差大于 15° 的大角晶界组成。通过点对点和对原始点取向差测量表明^[17]，转变带内部晶粒中累计取向差小于 5° ，而附近基体晶粒内累积取向差甚至高于 15° ，说明转变带内部晶粒在形成过程中大量位错结构已经湮灭，结合形变带内部组织的特点，可以确定地给出转变带内部细小等轴晶粒的形成是动态再结晶的结果。

为了进一步表征转变带内部组织信息，采用 TEM 进行观察，因为 TEM 的优势在于拥有更高的空间分辨率，问题是转变带宽度有限，仅有 $40\sim 50 \mu\text{m}$ ，使得传统的 TEM 制样方式包括电解双喷和离子减薄很难对转变带内部区域进行定点减薄，制备出合适的 TEM 样品，这是目前限制转变带内部组织观察的主要瓶颈^[10, 15, 18]。FIB (focused ion beam) 的发展使得转变带

内部组织的精确表征成为可能，因为 FIB 可对样品实行定点切割和减薄。本研究中采用 FIB 对转变带内部组织进行了定点切割减薄，制备了 TEM 样品，如图 5 所示。FIB 制备 TEM 样品包括切割、转移、减薄等几个过程，如图 5a、5b、5c 所示，制备的 TEM 样品如图 5d 所示。图中可见 FIB 制备的 TEM 样品薄区较好，整个切割区域均可用于 TEM 观察。FIB 制备的 TEM 样品具有三明治结构，表层由蒸镀的 Pt 层组成，Pt 层与样品之间由氧化层组成，最后为用于观察的样品组织。对中间过渡氧化层进行观察，如图 5e 所示，氧化层没有明显的衬度，选区电子衍射 (SAED) 呈光晕状，说明氧化层为非晶组织。转变带内部组织及其选区电子衍射如图 5f、5g 所示。图中可见，转变带内部组织主要由细小等轴的晶粒组成，晶粒尺寸介于 $100\sim 300 \text{ nm}$ ，晶粒内部具有一定数量的位错结构。相应 SAED 标定表明，转变带内部组织为密排六方结构 (hcp) 的 Zr 晶粒，没有发现其它结构的 Zr 晶粒或非晶组织，这表明转变带内部组织主要由细小等轴的晶粒组成，至于相变组织和非晶组织没能探测到，即使存在这类非平衡组织，也只能存在于局部微小区域。另外，SAED 呈多晶衍射环也进一步表明转变带内部组织晶粒十分细小，且取向差较大。

转变带内部组织具有晶粒细小等轴、取向差较大、缺陷密度较低的特点，证明其形成过程应该是动态再结晶的结果。Meyers 等人^[10]详细地计算了转变带内部组织形成的热力学和动力学过程，认为转变带内部组织的形成应该归功于旋转动态再结晶机制。作者已对转变带内部塑性温升进行了评估^[18]，结果发现，锆合金动载下转变带内部温升远超过锆合金发生再结晶所需的温度 $550\sim 580 \text{ }^\circ\text{C}$ 。动力学计算也表明，在此塑性温升下，通过旋转形成大角晶界所需的时间为毫秒量级，即在热力学和动力学上旋转动态再结晶机制能够很好地说明转变带内部组织的形成过程。因此，有理由认为，锆合金转变带内部细小等轴晶粒的形成是旋转动态再结晶的结果。

基于锆合金在高应变速率载荷不同应变下微观组织的表征，可有效预测应变参数对锆合金动载下塑性变形过程的影响：在变形的初始阶段，锆合金以柱面滑移和锥面滑移为主，以孪生为辅^[19]；随着应变的增加，位错持续增殖，位错与位错之间、位错与孪晶界之间交互切割、缠结、塞积导致应力水平持续增加直至最大抗压强度。在此过程中也会发生应变局部化，但其发展较慢；当应变达到一个临界值时，应变局部化会快速发展形成形变带，此时形变带成为锆合金塑性变形的主要方式，位错滑移和孪生起着辅助的作用；

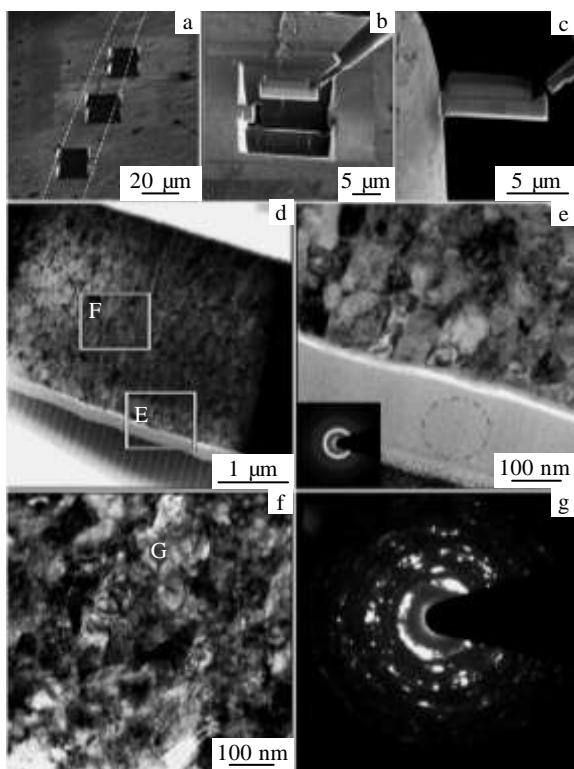


图 5 锆合金在应变速率 2300 s^{-1} /应变 0.30 下动态变形时转变带内部组织的表征

Fig.5 Characterization of microstructure of transformed bands in zirconium alloy under dynamic deformation at strain rate of 2300 s^{-1} and strain of 0.30: (a) ion-milling position of TEM sample, (b) TEM sample transferred by manipulator, (c) TEM sample jointing on copper net, (d) low magnified TEM image; (e) high magnified image in Fig. 5d zone E; (f) high magnified image in Fig. 5d zone F; (g) SAED pattern from zone G in Fig. 5f

随着应变继续增加,当形变带内部由塑性变形造成的温升达到动态再结晶晶粒发生所需的临界条件时,形变带内部严重变形和拉长的晶粒便会发生动态再结晶形成细小等轴的晶粒,形变带便会演化为转变带,此时转变带便成为锆合金塑性变形的主要方式,位错滑移和孪生起着辅助作用;当应变继续增加,便会在剪切带内部诱发微空洞、微裂纹,直至材料破坏而断裂。

3 结 论

1) 形变带和转变带是锆合金不同应变阶段塑性变形的重要方式,且形变带可看作是转变带的初级阶段,而转变带可认为是形变带进一步发展的结果。

2) 形变带内部以严重变形的晶粒组成,而转变带内部主要由细小等轴的再结晶晶粒组成。转变带内部

除细小等轴的晶粒外,未发现其它类型的非平衡组织。

3) 在变形初始阶段,锆合金变形以柱面滑移和锥面滑移为主,以孪生为辅;随着应变的增加,位错持续增殖,位错的塞积导致应力增加,直至最大抗压强度;当应变达到一个临界值时,形成形变带;随应变继续增加,形变带发生动态再结晶,演化为转变带;应变继续增加,便会在剪切带内部诱发微空洞、微裂纹,直至材料断裂。

参考文献 References

- [1] Philippe M J, Serghat M, Houtte P V *et al.* *Acta Metallurgica et Materialia*[J], 1995, 43: 1619
- [2] Xu F, Holt R A, Daymond M R. *Acta Materialia*[J], 2008, 56: 3672
- [3] Gloaguen D, Berchi T, Girard E *et al.* *Journal of Nuclear Mater*[J], 2008, 374: 138
- [4] Stepanova E N, Grabovetskaya G P, Mishin T P *et al.* *Materials Today: Proceedings*[J], 2015, 2: 365
- [5] Wang Pengfei(王鹏飞), Zhao Wenjin(赵文金), Chen Le(陈乐) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(5): 1149
- [6] Taluts N I, Dobromyslov A V, Kozlov E A. *The Physics of Metals and Metallography*[J], 2009, 108: 171
- [7] Taluts N I, Dobromyslov A V, Kozlov E A. *International Journal Materials Research*[J], 2009, 100: 362
- [8] Dobromyslov A V, Kozlov E A, Taluts N I. *Journal of Physics II*[J], 2008, 10: 817
- [9] Dobromyslo A V, Kozlov E A, Taluts N I. *Journal of Physics II*[J], 1997, 7: 963
- [10] Kad B K, Gebert J M, Perez-Prado M T *et al.* *Acta Materialia*[J], 2006, 54: 4111
- [11] Xiao Dawu(肖大武), Li Yinglei(李英雷), Hu Shisheng(胡时胜) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(12): 2122
- [12] Xiao D W, Li Y L, Hu S S *et al.* *Journal of Materials Science Technology*[J], 2010, 26: 878
- [13] Xiao Dawu(肖大武), Li Yinglei(李英雷), Hu Shisheng(胡时胜). *Chinese Journal of High Pressure Physics*(高压物理学报)[J], 2009, 23: 46
- [14] Zou Dongli(邹东利), Luan Baifeng(栾伯峰), Xiao Dongping(肖东平). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(8): 1897
- [15] Xu Y B, Zhang J H, Bai Y L *et al.* *Metallurgical Materials and Transaction A*[J], 2008, 39: 811
- [16] Xu Y B, Zhong W L, Chen Y J *et al.* *Materials Science and*

Engineering A[J], 2001, 299: 287

Engineering A[J], 2012, 558: 517

[17] Wang X B. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2006, 16(2): 333

[19] Yoo M H, Agnew S R, Morris J R *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2001, 319-321: 87

[18] Zou D L, Luan B F, Liu Q *et al. Materials Science and*

Influences of Strain on the Plastic Deformation Mechanism of Zirconium Alloy Subjected to Dynamic Loading

Guo Yakun¹, Shuai Maobing¹, Zou Dongli², Xiao Dawu², He Lifeng²

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

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

Abstract: The influence of strain on the plastic deformation mechanism of zirconium alloy subjected to dynamic loadings was investigated by the experimental design. The strain parameter of zirconium alloy subjected to dynamic loading was only separated by the strain stopping rings and the controlled strain rate, and four strain levels including 0.11, 0.21, 0.30 and 0.33 were obtained at strain rate of 2300 s^{-1} . Based on microstructural characterization of zirconium alloy under high strain rate and different strains, the plastic deformation process of zirconium alloy subjected to different strain parameters was speculated. The results show that the deformed bands and transformed bands are considered as the dominant plastic deformation mechanism of zirconium alloy at different strain stages. The deformed bands are mainly composed of the severely deformed grains, and the transformed bands mainly composed of the ultrafine and equiaxed grains with the mean diameter of 100~300 nm are confirmed. At the initial stage, the prismatic plane and pyramidal plane slipping are proposed as the primary plastic deformation mechanism of zirconium alloy, and twinning plays an additional role. With the strain increasing, the dislocation multiplication sustains, leading to the dislocation piled up, and the stress increases to the maximum compression strength. As the strain increases to a critical value, the deformed band is formed. With the strain increasing continuously, the dynamic recrystallization occurs in the deformed band, and the deformed band is evolved into the transformed band. With strain increasing continuously, severe shear strain localization leads to the nucleation of the micro-voids and micro-cracks in the shear band, and finally the material fractures.

Key words: zirconium alloy; strain; adiabatic shear bands; FIB/TEM

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