

动态压缩条件下高纯钛微观组织特征

任毅¹, 张喜燕¹, 孙奇¹, 涂坚², 刘庆¹

(1. 重庆大学, 重庆 400044)

(2. 重庆理工大学, 重庆 400054)

摘要: 利用光学显微镜 (OM)、背散射电子衍射 (EBSD) 技术及透射电子显微镜 (TEM) 对高纯钛低-中应变动态压缩变形的微观组织特征进行了研究。结果表明: 随着应变变量(ϵ)的增加, 晶粒内部通过孪晶与孪晶, 孪晶与位错以及位错与位错之间的交互作用逐步细化原始晶粒; 变形初期, 形变孪生以 $\{11\bar{2}2\}$ 孪晶为主, 当 ϵ 达到 0.2 后, $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶转变为主要形变孪生类型, 孪生改变了原始晶粒的取向, 进一步促进晶粒内部的位错滑移。高纯钛动态压缩变形经历了由位错滑移到形变孪生, 再到位错滑移主导的过程, 但位错滑移和孪生始终共同作用协调动态压缩变形。

关键词: 高纯钛; 动态压缩; 微观组织

中图分类号: TG146.2³

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)07-1850-06

钛及钛合金由于比强度高、耐腐蚀和耐低温等优良特性, 在航空航天领域中获得广泛应用^[1,2]。近年来, 在非航空航天领域钛金属也获得了较好应用^[3], 如生物医学、能源和化工等领域。高纯钛 (99.995%) 在室温下为密排六方结构金属, 与传统立方结构金属相比, 具有更加复杂的塑性变形机制^[4]。钛的轴比 ($c/a=1.587$) 小于理想轴比 1.633, 因此, $\langle a \rangle$ 型位错的柱面滑移为其最易开动的滑移系统, 除此以外, 具有 $\langle a \rangle$ 型伯氏矢量的基面和锥面也是其可能的滑移系统, 但这些滑移模式仅提供 4 个独立的滑移系^[5,13]。根据 Von Mises 准则, 金属多晶体发生均匀塑性变形而不发生断裂的条件是每个晶粒中必须有 5 个独立的滑移系。所以, 锥面 $\langle a+c \rangle$ 滑移系的开动或形变孪生的激发来协调钛的塑性变形是十分必要的^[6,7]。由此可见, 钛的塑性变形是形变孪生和位错滑移相互竞争的过程, 这 2 种变形机制在塑性变形过程中的相互竞争对其微结构演变和最终组织特征具有重要的影响。然而, 钛的变形机制易受各种因素的影响^[7], 比如晶粒大小、变形温度和应变速率等均会影响位错滑移和形变孪生之间的竞争关系。报道指出^[8-11], 在超细晶或是纳米尺度的六方结构金属同立方金属一样, 形变孪生易受到抑制, 需要新的变形机制来协调沿 c 轴的应变。在低温变形条件下, Chichili^[12]等发现在低温下 (~ 77 K) 同等应变水平钛样品的孪晶密度比常温下同等应变水平形成的孪晶密度高, 说明低温变形条件有利于激发

形变孪生。Xu^[13]等利用落锤冲击试验, 阐述了高纯钛在高应变速率下孪生对织构演变的影响规律, 但对高应变速率下钛中微观组织结构的观察和论述较少。本工作通过对高纯钛在室温环境下进行动态压缩变形, 表征和分析其微观组织结构, 揭示高纯钛在动态变形条件下的变形机制, 即位错滑移和形变孪生间的相互竞争关系。

1 实验

实验采用纯度为 99.995% 的高纯钛板材, 热轧退火态。原始显微组织主要由细小等轴的晶粒组成, 平均晶粒尺寸 $\sim 13 \mu\text{m}$ 。原始板材具有较强的基面织构, 板材大部分晶粒的 $[0001]$ 方向平行于轧面的 ND 方向, 且向 TD 方向倾斜 $\pm 20^\circ \sim 30^\circ$ 。

动态压缩试样为直径 8 mm, 高度 9 mm 的圆柱形试样。动态压缩变形应变速率范围为 $4.1 \times 10^2 \sim 6.5 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ 。通过模具控制试样的应变水平, 应变变量(ϵ)分别设定为 0.05、0.1、0.2 和 0.4。

变形后的试样沿纵轴方向切割, 经机械抛光、电化学抛光和腐蚀 (Kroll 试剂) 后进行金相显微镜 (OM) 观察。在 FEI Nova 400 场发射扫描电镜上进行电子背散射衍射 (EBSD) 实验, 加速电压为 20 kV。EBSD 样品的电化学抛光液为高氯酸和冰醋酸混合液, 配比为 1:15; 采用 20 V 的直流电压, 温度为 20 °C, 时间为 90 s。透射电镜实验在 FEI Tecnai F30-G² 场发射透

收稿日期: 2016-07-12

基金项目: 国家自然科学基金 (51271208)

作者简介: 任毅, 男, 1987 年生, 博士生, 重庆大学材料科学与工程学院, 重庆 400044, 电话: 023-65106024, E-mail: zsrenyi@163.com

射电子显微镜 (TEM) 上进行, 工作电压为 300 kV。透射电镜样品制备过程如下: 将试样沿纵轴方向剖开, 半圆柱形变形样品从中心位置切割成厚度为 0.3 mm 的均匀薄片, 薄片脱脂后, 在不同型号的 SiC 砂纸上机械研磨至约 60 μm 厚的薄片并制成直径为 3 mm 的透射样品圆片。采用双喷电解抛光制得最终 TEM 样品, 电解液的配比为: 5% 高氯酸+95% 冰醋酸, 电压为 35 V, 电流为 800~100 mA。

2 结果与讨论

2.1 微观组织演变

图 1 为高纯钛动态压缩后变形组织的 OM 照片。由图 1a 可知, 在变形初期 ($\varepsilon=0.05$), 晶粒并未发生明显的压缩变形, 晶粒形貌和初始晶粒大致相同, 呈细小等轴状, 但部分晶粒中出现孪晶, 表明在该应变阶段, 晶粒内开始发生形变孪生协调晶粒内部塑性变形, 且绝大部分孪晶较厚, 成竹叶片状, 少数晶粒内部形成孪晶片层组织; 同时, 大部分晶粒内部没有孪晶形核, 说明这些晶粒内部主要由位错滑移协调变形。随着变形量的增加 (图 1b), 发生形变孪生的晶粒个数明显增加, 孪晶形貌与低应变阶段 (图 1a) 并无明显差别, 均呈较大的竹叶片状, 但晶粒发生比较明显的变形。图 1c 为应变 $\varepsilon=0.2$ 的组织形貌, 其中大部分晶粒发生碎化, 有细小等轴晶粒出现, 形成的原因可能是变形过程中发生动态再结晶^[14]。当应变 $\varepsilon=0.4$ 时, 形变样品的微观组织特征发生较大改变, 很难区分出原始晶粒和孪晶, 几乎所有的晶粒均发生不同程度地

细化, 这一细化过程可归结为孪晶与孪晶、孪晶与位错以及位错与位错之间复杂的交互作用的结果, 如图 1d。由此可见, 高纯钛动态压缩过程中, 位错滑移和形变孪生既协调了晶粒内部变形, 又使原始晶粒变得细化。

2.2 孪晶类型

图 2 为高纯钛动态压缩后不同应变变量对应的晶界和不同类型孪晶界形貌的 EBSD 图, 其中, 黑色细线代表大角度晶界 (HABs), 红色、绿色、蓝色和黄色细线分别表示 $\{10\bar{1}2\}$ 、 $\{11\bar{2}1\}$ 、 $\{11\bar{2}2\}$ 和 $\{11\bar{2}4\}$ 4 种不同类型孪晶界 (见网络版)。由图 2a~2c 可知, 在动态压缩过程中, 共有 4 种形变孪生被激活, 发生形变孪生的晶粒个数随着应变量的增加而增加, 且 $\{11\bar{2}2\}$ 和 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶始终为其 2 种主要的孪生模式, 而 $\{11\bar{2}1\}$ 和 $\{11\bar{2}4\}$ 这 2 种孪晶出现的数量极少。因为样品在同等动态载荷下进行压缩, 形变初期, 具有 $\langle a \rangle$ 型柏氏矢量最易滑动的位错首先开始滑移, 协调晶粒内部变形, 同时, 动态载荷提供足够高的应力满足 $\langle c+a \rangle$ 锥面位错滑移协调 c 轴应变; 随着变形量的增加, 晶粒内部位错滑移加剧, 位错在晶界处发生塞积, 可能发生应力集中^[15,16], 当到达一定值后将激发行变孪生; 另一方面, 受初始结构的影响, 原始晶粒受到沿 c 轴的压应力时, 更倾向于形成压缩孪晶协调沿 c 轴的应变^[17], 如 $\{11\bar{2}2\}$ 压缩孪晶。此外, 在动态压缩过程中有数量极少的 $\{11\bar{2}1\}$ 和 $\{11\bar{2}4\}$ 孪晶形核, 其出现的原因可能是动态压缩过程极为短暂 (0.5~2 ms), 且高的应变速率抑制了部分位错运动, 从而激发 $\{11\bar{2}4\}$ 孪晶

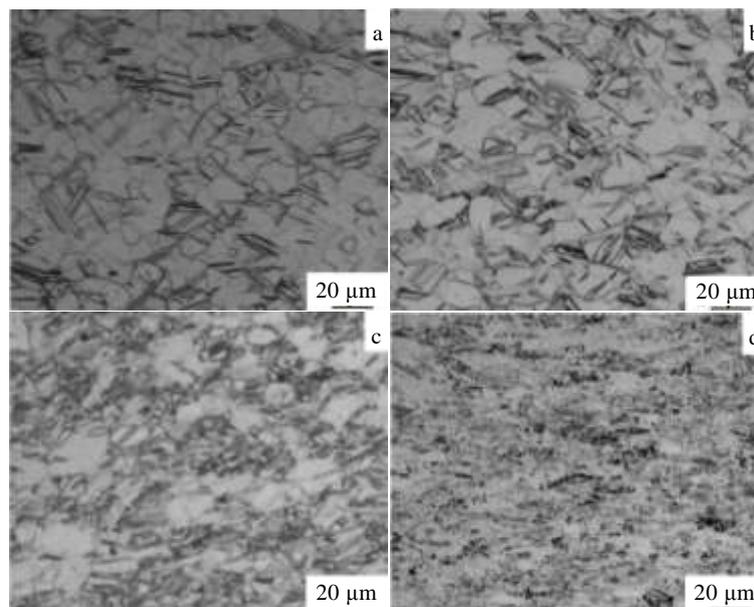


图 1 高纯钛动态压缩后不同应变量的 OM 照片

Fig.1 OM images of deformed high purity titanium during dynamic compression: (a) $\varepsilon=0.05$, (b) $\varepsilon=0.1$, (c) $\varepsilon=0.2$, and (d) $\varepsilon=0.4$

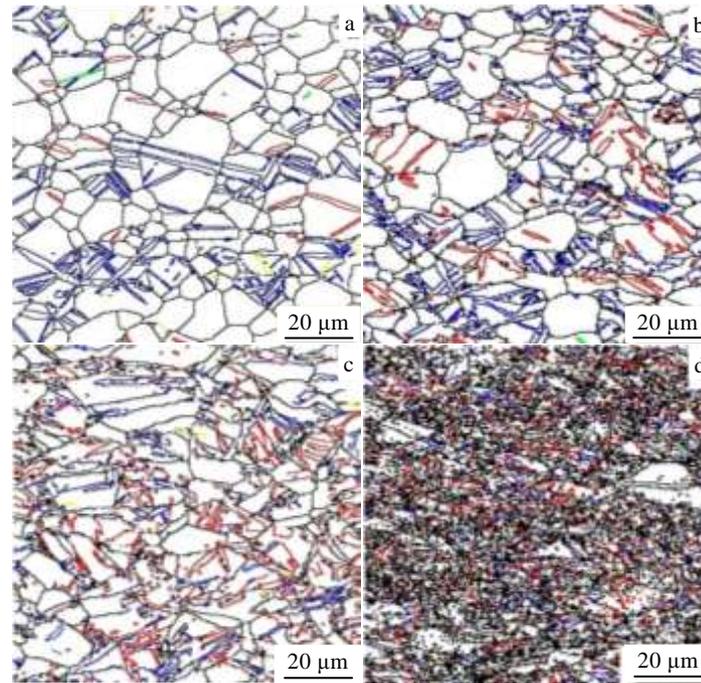


图 2 高纯钛动态压缩后不同应变量的晶界和孪晶界形貌的 EBSD 图

Fig.2 EBSD morphologies of grain boundaries and twin boundaries of deformed high purity titanium during dynamic plastic deformation: (a) $\epsilon=0.05$, (b) $\epsilon=0.1$, (c) $\epsilon=0.2$, and (d) $\epsilon=0.4$

协调晶粒内部变形；而 $\{11\bar{2}1\}$ 孪晶的孪生剪切为 $0.638^{[6]}$ ，是金属钛中所有类型孪晶中切变最大的孪生类型，形成难度本身很大，因此，极少存在。图 2d 为 $\epsilon=0.4$ 时的微观组织，各种类型的孪晶界被分割成细小的片段，几乎观察不到一个完整的孪晶界面，这是由于变形过程中位错和孪晶相互作用导致孪晶界面产生畸变，难以通过传统 EBSD 表征出完整的孪晶界面。最近，透射菊池衍射技术(SEM-TKD)被用于研究超细晶(UFG)密排六方结构金属钛的塑性变形机理，在变形后的组织中发现了高密度的 $\{10\bar{1}2\}$ 和 $\{11\bar{2}2\}$ 纳米孪晶^[18]，认为 UFG 中纳米孪晶的存在，对协调塑性变形起重要作用。当应变继续增加， $\epsilon \geq 0.6$ 时，动态变形组织中将出现绝热剪切带协调应变^[19,20]。

为比较 $\{10\bar{1}2\}$ 和 $\{11\bar{2}2\}$ 2 种形变孪生在变形过程中的相互关系，研究了不同应变下的 $\{10\bar{1}2\}$ 和 $\{11\bar{2}2\}$ 孪晶定量关系。表 1 定量统计了不同应变下的 $\{10\bar{1}2\}$ 和 $\{11\bar{2}2\}$ 孪晶界面长度百分比。从表 1 可以看出，随着应变的增加， $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶界先增加而后降低， $\{11\bar{2}2\}$ 孪晶界则呈连续下降趋势。当 $\epsilon=0.05$ 和 $\epsilon=0.1$ 时， $\{11\bar{2}2\}$ 孪晶占绝大多数，这是由初始晶粒的局部取向关系决定的，样品的初始织构为近似基面织构，即绝大部分晶粒的 $[0001]$ 方向平行于轧面的 ND 方向，且平行于动态加载方向，这种应力状态更倾向

表 1 $\{10\bar{1}2\}$ 和 $\{11\bar{2}2\}$ 孪晶界长度百分比

Table 1 Boundary length fraction of $\{10\bar{1}2\}$ and $\{11\bar{2}2\}$ twins

Strain, ϵ	Fraction of boundaries length/%	
	$\{10\bar{1}2\}$	$\{11\bar{2}2\}$
0.05	3.98	17.4
0.1	4.82	8.63
0.2	7.08	4.49
0.4	3.32	2.14

于 $\{11\bar{2}2\}$ 孪晶的形成^[18]。实验结果中也出现了数量可观的 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶，这可能因为晶界处局部应力集中诱发 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶形核^[15,16]以及变形初期形成的 $\{11\bar{2}2\}$ 孪晶改变了初始样品的织构^[13]。样品初始织构为近似基面织构，且部分晶粒的 $[0001]$ 方向沿 TD 倾斜 $\pm 20^\circ \sim 30^\circ$ ，当发生 $\{11\bar{2}2\}$ 孪生变形后，部分晶粒的 $[0001]$ 方向转变为近似垂直于动态加载方向，这种应力状态有利于 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶的激发。因此，当应变 $\epsilon \geq 0.2$ 时， $\{10\bar{1}2\}$ 孪生主导形变孪生。当 ϵ 达到 0.4 时， $\{10\bar{1}2\}$ 和 $\{11\bar{2}2\}$ 孪晶界含量均下降，分别只有 3.32% 和 2.14%。

2.3 孪晶形貌的 TEM 观察

图 3 为 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶形貌的 TEM 照片及选区电子衍射 (SAED) 花样，电子束入射方向均为 $[11\bar{2}0]$ 。图 3a

为 $\varepsilon=0.05$ 时 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶形貌, 图中 SAED 对应图 3c 中的选区电子衍射斑点, 图 3b 为其放大像。由图 3a 可以看出, $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶界并不是 2 条平行的直线, 孪晶界偏离 $(10\bar{1}2)$ 孪生面, 与 Co 在动态压缩后的 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶形貌特征基本一致^[21]。在 TEM 中 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶呈梭形, 孪晶的右端链接晶界, 左端进入基体; 右端孪晶界的宽度明显大于左端, 根据孪晶生长特性可以推测此 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶的形核位置在晶界处。由此可以说明在变形初期, 晶粒内部通过位错滑移协调变形, 位错运动至晶界处形成位错塞积并可能引起应力集中^[15,16], 诱发 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶形核, 因为 $\{10\bar{1}2\}$ 孪生需要的临界剪切应力 (CRSS ≈ 180 MPa) 较小^[21,22]; 同时 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶含量在 $\varepsilon=0.2$ 出现大幅增加 (表 1), 说明有新 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶形核。由图 3b 可知, 基体和 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶内部均存在位错, 且孪晶内部的位错密度高于基体, 这是由于 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶改变原始晶粒内部的取向, 进一步促进了位错滑移。

图 3d 为 $\varepsilon=0.4$ 时 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶形貌, 图 3e 为孪晶尖端处的放大照片, 图 3f 为对应的选区电子衍射花样。从图 3d 和 3e 可以看出, 在 $\varepsilon=0.4$ 时, 在基体和孪晶内部位错运动加剧, 位错密度增大, 且位错增殖、累积、缠结及重新排列形成位错胞和小角度晶界 (LABs); 图 3e 中, 孪晶界出现明显宽化, 这是由于高位错密度在孪晶界叠加, 位错在孪晶界处产生塞积的结果。纯钛中位错与 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶界交互作用的相关研究

指出, 位错易在孪晶界上分解成不同的弗兰克 (Frank) 不全位错而不是直接穿过孪晶界^[23], 因此孪晶界对位错滑移起阻碍作用。位错在 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶界处塞积, 不仅增加了孪晶界面缺陷, 而且大量位错与 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶界发生反应, 使得分解形成的弗兰克不全位错在孪晶界处塞积增加, 导致 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶界周围形成高密度位错。这种位错-孪晶交互作用的加剧使 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶的部分孪晶界失去特定取向关系^[18], 从而使 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶界含量在 $\varepsilon=0.4$ 时出现下降, 与表 1 统计结果符合。

图 4 为动态变形过程中 $\{11\bar{2}2\}$ 孪晶形貌的 TEM 照片及 SAED 花样, 电子束入射方向均为 $[10\bar{1}0]$ 。其中, 图 4a 为 $\varepsilon=0.05$ 时典型 $\{11\bar{2}2\}$ 孪晶形貌图, 图 4b 为 $\{11\bar{2}2\}$ 孪晶界放大像, 图 4c 为对应的 SAED 花样。从图中可以看出, 低应变变量 ($\varepsilon=0.05$) 时, $\{11\bar{2}2\}$ 孪晶较宽 (约 $2\ \mu\text{m}$), 孪晶界面较平直, 由于初始组织的 $[0001]$ 方向平行于动态加载方向, 有利于 $\{11\bar{2}2\}$ 通过切变发生孪生变形。值得注意的是, 图 4b 中孪晶内部的位错密度高于基体, 说明 $\{11\bar{2}2\}$ 孪晶的产生也可以促进位错滑移。

图 4d 为 $\varepsilon=0.4$ 时 $\{11\bar{2}2\}$ 孪晶 TEM 形貌, 图 4e 为 $\{11\bar{2}2\}$ 孪晶尖端处的放大像, 图 4f 为其 SAED 花样。由图 4d 可知, $\{11\bar{2}2\}$ 孪晶宽度约为 $200\ \text{nm}$, 与 SEM-TKD 下观察到的 $\{11\bar{2}2\}$ 纳米孪晶现象基本一致^[18], 由此可进一步证实超细晶中纳米孪晶对协调塑性变形的重要作用。同时 $\{11\bar{2}2\}$ 孪晶内部和基体中也观察到大

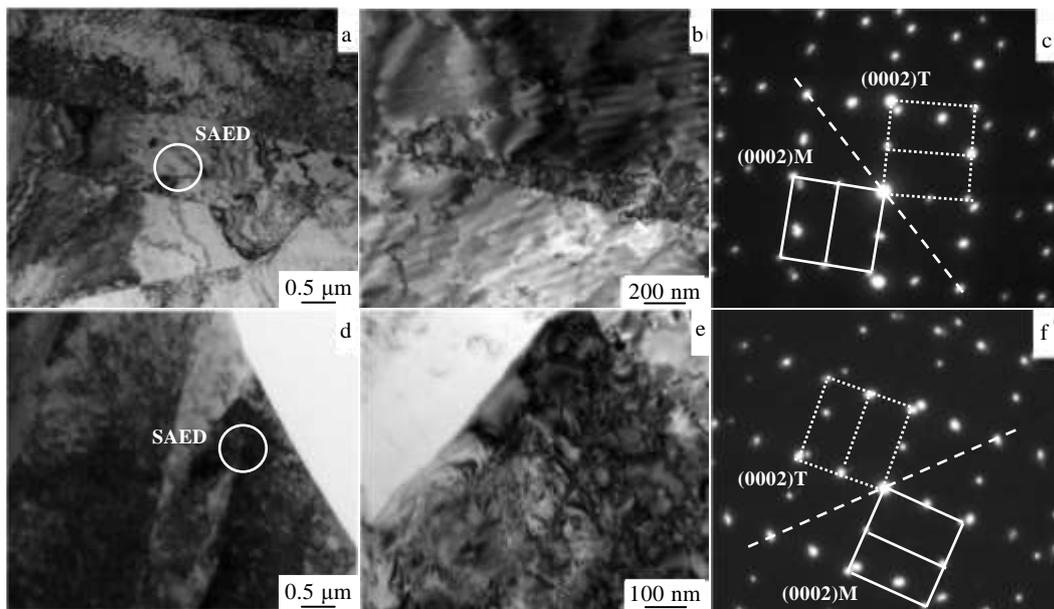


图 3 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶形貌的 TEM 照片及 SAED 花样

Fig.3 TEM images and SAED patterns of $\{10\bar{1}2\}$ twins: (a) $\varepsilon=0.05$; (b) a higher magnification of $\{10\bar{1}2\}$ twin tip in Fig.4a; (c) SAED pattern with $[11\bar{2}0]$ zone axis of the white circle in Fig.4a; (d) $\varepsilon=0.4$; (e) a higher magnification of $\{10\bar{1}2\}$ twin tip in Fig.4d; (f) selected-area electron patterns with $[11\bar{2}0]$ zone axis of the white circle in Fig.4d

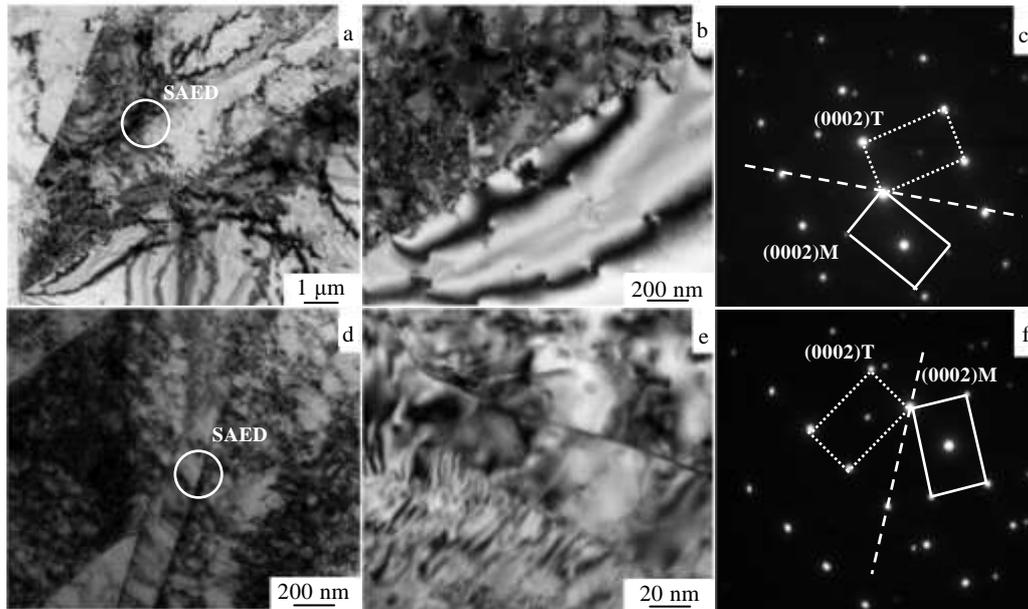


图 4 {11 $\bar{2}2$ }孪晶形貌的 TEM 照片及 SAED 花样

Fig.4 TEM images and SAED patterns of {11 $\bar{2}2$ } twins: (a) $\epsilon=0.05$; (b) a higher magnification of {11 $\bar{2}2$ } twin boundary in Fig.4a; (c) selected-area electron diffraction pattern with [10 $\bar{1}0$] zone axis of the white circle in Fig.4a; (d) $\epsilon=0.4$; (e) a higher magnification of {11 $\bar{2}2$ } twin tip in Fig.4d; (f) selected-area electron diffraction patterns with [10 $\bar{1}0$] zone axis of the white circle in Fig.4d

量位错滑移,位错在孪晶界处产生塞积,如图 4e 所示。结合表 1 中{11 $\bar{2}2$ }孪晶界含量随着应变的增加而逐步降低的特征,说明位错-孪晶的相互作用使{11 $\bar{2}2$ }孪晶的特定取向关系发生破坏。

3 结 论

1) 高纯钛动态压缩变形过程中,通过孪晶与孪晶、孪晶与位错以及位错与位错的相互作用,细化了晶粒。

2) {11 $\bar{2}2$ }和{10 $\bar{1}2$ }为 2 种主要形变孪生类型,形变初期,形变孪生以{11 $\bar{2}2$ }孪晶为主,当应变量达到 0.2 后,{10 $\bar{1}2$ }孪晶转变为主要形变孪生类型。{11 $\bar{2}2$ }孪晶改变原始晶粒内部取向,促进{10 $\bar{1}2$ }孪晶的形成;另一方面,晶界处位错塞积可能形成应力集中,促进{10 $\bar{1}2$ }孪晶形核。

3) 孪生通过改变原始晶粒取向,进一步促进了晶粒内部的位错滑移;同时,位错在孪晶界上产生塞积,增加孪晶界面缺陷,使孪晶的特定取向关系发生破坏。

4) 高纯钛动态塑性变形经历了由位错滑移到孪生,再到位错滑移主导的过程,但位错滑移和孪生始终共同作用协调动态塑性变形。

参考文献 References

[1] Hanson B H. *Materials & Design*[J], 1986, 7: 301

[2] Boyer R R. *Mater Sci Eng A*[J], 1996, 213: 103
 [3] Peretti M. *JOM*[J], 2012, 64(5): 551
 [4] Xiao Lin(肖 林). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 1995, 24(2): 22
 [5] Salem A A, Kalidindi S, Doherty R *et al. Metall Mater Trans A*[J], 2006, 37: 259
 [6] Partridge P G. *Int Mater Rev*[J], 1967, 12: 169
 [7] Christian J W, Mahajan S. *Prog Mater Sci*[J], 1995, 39: 1
 [8] Shin D H, Kim I, Kim J *et al. Acta Mater*[J], 2003, 51: 983
 [9] Kim I, Kim J, Shin D H *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2003, 342: 302
 [10] Choi W S, Ryoo H S, Hwang S K *et al. Metall Mater Trans A*[J], 2002, 33: 973
 [11] Wu X L, Tao N R, Hong Y *et al. Acta Mater*[J], 2005, 53: 681
 [12] Chichili D R, Ramesh K T, Hemker K J. *Acta Mater*[J], 1998, 46: 1025
 [13] Xu F, Zhang X Y, Ni H T *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2013, 564: 22
 [14] Zhu K Y, Vassel A, Brisset F *et al. Acta Mater*[J], 2004, 52: 4101
 [15] Beyerlein I. *Phil Mag*[J], 2010, 96(16): 2161
 [16] Beyerlein I J, McCabe R J, Tome C N. *J Mech Phys Solids*[J], 2011, 59(5): 988
 [17] Chun Y B, Yu S H, Semiatin S L *et al. Mater Sci Eng A*[J],

- 2005, 398: 209
- [18] Sun J L, Trimby P W, Si X *et al. Scripta Mater*[J], 2013, 68: 475
- [19] Xu Feng(许峰), Zhang Xiyan(张喜燕), Chen Youming(陈佑铭). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 42(4): 801
- [20] Sun J L, Trimby P W, Liao X Z *et al. Acta Mater*[J], 2014, 79: 47
- [21] Wu X, Kalidindi S R, Necker C *et al. Acta Mater*[J], 2007, 55: 423
- [22] Williams D N, Eppelsheimer D S. *Nature*[J], 1952, 170: 146
- [23] Zhang Y, Dong Z S, Wang J T *et al. J Mater Sci*[J], 2013, 48: 4476

Microstructural Characteristics of High-purity Titanium during Dynamic Compression

Ren Yi¹, Zhang Xiyan¹, Sun Qi¹, Tu Jian², Liu Qing¹

(1. Chongqing University, Chongqing 400044, China)

(2. Chongqing University of Technology, Chongqing 400054, China)

Abstract: Microstructural characteristics of high-purity titanium during dynamic compression at low-medium strain were studied by optical microscopy (OM), electrical back-scattered diffraction (EBSD) techniques and transmission electron microscopy (TEM). The results show that the original grains are gradually refined by twin-twin, twin-dislocation and dislocation-dislocation interactions. The predominant twinning system is $\{11\bar{2}2\}$ twinning at the beginning of deformation, $\{10\bar{1}2\}$ twinning becomes the main twinning mode when strain reaches 0.2. The orientations of each twinned grain are altered by twinning which further facilitates dislocation glide in interior grains. Dislocation slip and twinning always work together to coordinate macroscopic plastic deformation, although the deformation process of high-purity titanium during dynamic compression experiences dislocation slip to deformation twinning to dislocation slip again.

Key words: high-purity titanium; dynamic compression; microstructure

Corresponding author: Zhang Xiyan, Ph. D., Professor, College of Materials Science and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400044, P. R. China, Tel: 0086-23-65112154, E-mail: kehen888@163.com