

工业纯钛位错界面的高速形变响应

王同波, 李伯龙, 李颖超, 王振强, 聂祚仁

(北京工业大学, 北京 100124)

摘要: 以工业纯钛为密排六方金属的模型材料。通过多道次冷轧工艺制备具有不同位错界面类型的工业纯钛板材。利用分离式霍普金森压杆 (SHPB) 实现高速形变, 采用透射电子显微分析技术观察位错界面结构的变化, 从而分析出不同类型位错界面的高速形变响应。结果表明: 在应变速率为 1000 s^{-1} 时, 初始位错界面成为高速形变过程中位错滑移的主要障碍。几何必须位错界面间距为 $0.5 \mu\text{m}$ 的板材冲击后会出现与原始界面交截的新生位错界面, 初始几何必须位错界面 (GNB) 间距为 $0.3 \mu\text{m}$ 以下的工业纯钛在高速形变后会出现位错团结构; 初始位错界面在 $0.1 \mu\text{m}$ 或以下, 局部剪切的组织模式只是初始位错界面的扭折和位错塞积, 在高度局域化的组织中, 基体扭折位错界面并未产生, 但有位错塞积和亚晶结构。

关键词: 工业纯钛; 位错界面; 高速形变

中图分类号: TG146.2³

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)05-1380-07

钛及钛合金因比强度高、耐蚀、耐热和无磁等特性而广泛应用于航空、舰船与军事工业, 如美国一级火箭发动机壳体, 俄罗斯“ALFA”级核潜艇, 日本全钛船以及 M2 战车顶部装甲^[1]。考虑到其应用背景, 材料的抗冲击能力显得至关重要, 这需要考量钛及钛合金的高速形变行为^[2-4]。在爆炸、侵彻^[5,6]、高速碰撞、高速切削和磨损^[7]等涉及高应变率载荷的过程中, 钛及钛合金的高速形变行为也需要考量。这些高速形变在塑性变形机制上是相同的, 即位错滑移和孪生^[8]。因此, 对钛及钛合金的高速形变精细结构的研究是非常有必要的。

在塑性变形过程中, 金属结构材料组织会发生 2 种尺度的分裂: 样品尺度的宏观分裂和晶粒尺度上的微观分裂。在样品尺度上, 表现为不同取向的晶粒, 但在晶粒尺度上, 其位错并不是随机分布的, 而是形成位错胞结构 (IDBs) 和几何必须位错界面结构 (GNBs)^[9-12]。以能量角度, 金属材料在塑性变形过程中, 大部分机械能都转化为热能, 而只有少部分的能量以位错等形式存储在金属中, 因而塑性变形后的微观组织结构是以位错增殖为主要特征。在形变过程中, 适当形变量使材料组织达到中高层错能时, 位错胞结构会形成, 这会导致材料的储能降低并有利于进一步形变; 随着变形的继续, 位错间交互作用时会向低能的组态演变, 形成长条带状结构——几何必须位错界面结构 (GNB)^[13]。2 种结构的形成机制分别为, 塑性变形过程中激活的滑移位错与林位错的交互作用形成位错胞结构; 为了协调相邻胞块的

变形而形成几何必须位错界面。在此, 需要强调的是, 取向较为一致且较为平直的 GNBs 结构表现为由高密度位错墙构成的低能位错结构, 具有较强的稳定性。对于两者的形成因素, 学者们主要在分析计算和微观组织分析两个方面展开研究, E. I. Galindo^[14]等用 Young-Laplace 公式分析计算了位错胞的取向差和位错密度的演化规律, 并指出位错胞大小和取向的演变是应变、应变速率和温度的函数。以 Liu 为代表的研究者^[13,15,16], 通过观察晶内精细结构和标定界面结构的取向差, 亦指出在中低应变速率的变形过程中, 位错界面的间距和取向的演化是应变累积的结果, 即在应变梯度上, 位错界面类型演化表现为位错胞结构——几何必须位错界面结构——间距小于 $0.1 \mu\text{m}$ 以下的薄层结构 (LB), 位错胞大小逐级减小, 取向差增大 (由小角晶界最终形成大角度晶界)。高应变速率下, 6061-T6 合金^[17]以及 Al-Sc 合金^[18]会出现位错胞和位错环等亚结构, 形成的位错界面类型与中低速形变一致。若应变速率高于产生绝热剪切带的临界应变速率, 在剪切带边缘和基体亦会出现位错胞和几何必须位错界面结构。

在密排六方结构的 α -钛 ($c/a=1.587$) 中, 位错滑移的类型分为 $\langle a \rangle$ 类和 $\langle a+c \rangle$ 类, 其主要的滑移系有 $\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}1 \rangle$ 、 $\{10\bar{1}1\}\langle 10\bar{1}2 \rangle$ 、 $\{10\bar{1}\bar{3}\}\langle 30\bar{3}2 \rangle$ 、 $\{11\bar{2}2\}\langle 11\bar{2}\bar{3} \rangle$ 、 $\{11\bar{2}\bar{4}\}\langle 22\bar{4}3 \rangle$ 、 $\{11\bar{2}1\}\langle \bar{1}\bar{1}26 \rangle$ 和 $\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}\bar{1} \rangle$, 能开动的独立滑移系最多为 5 个, 需要孪生进一步协调其滑移。塑性变形过程中, 产生的孪晶

收稿日期: 2016-05-15

基金项目: 国家自然科学基金 (51371013)

作者简介: 王同波, 男, 1989 年生, 硕士生, 北京工业大学材料科学与工程学院, 北京 100124, 电话: 010-67392498, E-mail: wtb@emails.bjut.edu.cn

类型为 $\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}1\rangle$, $\{10\bar{2}1\}\langle 11\bar{2}6\rangle$ 和 $\{10\bar{2}2\}\langle 11\bar{2}3\rangle$ ^[19,20]。但 α -钛的塑性变形过程中主要依靠滑移机制来完成, 在变形过程中孪生改变了部分晶体的取向, 使原来不利滑移的取向转变为新的有利取向, 激发位错的滑移^[21]。在冷轧过程中, 工业纯钛的亚结构组态的演变表现为孪晶、位错增多和位错界面结构的形成, 位错界面最终发展为大角度晶界, 在高形变量时, 滑移逐渐取代孪生, 成为主要的变形机制, 以形成新的位错界面, 并且其孪晶界会越来越不清晰^[22]。在显微压痕处产生的几何必须位错界面结构也有相应报道^[23]。钛及钛合金在高速形变过程中, 产生的位错亚结构与其他金属相似, 且形成的低能几何必须位错界面结构相对稳定^[24-26]。然而, α -钛高速形变产生的位错界面结构, 只是停留在用位错机制阐述其动态力学响应以及绝热剪切带边缘的组织模式。专注于 α -钛原始积累的位错界面的高速形变响应的研究几乎没有, 即研究初始位错界面组织在高速形变时的演化和稳定性还是很有必要的。

本实验以工业纯钛为模型材料, 主要研究位错界面的高速形变响应, 即初始位错界面结构在高速形变的演化及应变速率对其的影响规律。为密排六方结构高速变形机制、位错界面的演化以及变形失效形式提供前期理论依据。

1 实验

本实验所用的原材料为退火态 Gr 1 级工业纯钛, 其化学成分见表 1。该材料的微观组织表现为等轴晶, 且晶粒尺寸为 50 μm 左右, 几乎没有孪晶存在。将 150 mm \times 100 mm \times 20 mm 退火态板材表面清理干净, 在 450 mm \times 460 mm 双辊轧制机进行冷轧。通过多道次冷轧变形使得最终厚度为 15.00, 10.00 和 6.00 mm, 即形变量为 25%, 50% 和 70%, 以制备不同类型的位错界面结构的工业纯钛板材。基于冷轧钛板的清晰位错界面结构在 RD \times ND 面能观察到, 为方便观察起见, 截取圆柱的轴向与 TD 方向重合。如图 1a 所示, 将退火态以及冷轧态工业纯钛用慢走丝线切割沿 TD 方向截取圆柱形试样, 进刀口为 ND \times TD 面, 以标记 RD, 并用车床车削至固定尺寸。试样尺寸为 $\Phi 4.00$ mm \times 4.00 mm, 误差为 ± 0.02 mm, 要求两侧面满足粗糙度要求。

实现高速形变的装置为分离式霍普金森压杆, 如图 1b 所示。该装置由材料相同的高强钢制成, 直径为 14.5 mm, 弹杆长度为 200 mm。利用应变片可采集反射杆与

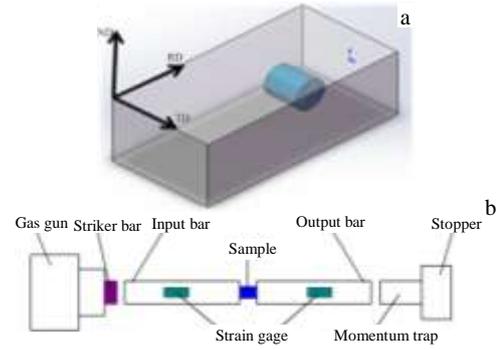


图 1 取样和分离式霍普金森压杆示意图

Fig.1 Sampling (a) and the split Hopkinson pressure bar (b) schematic diagram

透射杆的信号, 可计算出应力、应变和应变率。通过气压可控制形变速率, 即 700 Pa-1500 s^{-1} , 1.1×10^4 Pa-2500 s^{-1} 和 1.65×10^4 -3500 s^{-1} 。圆柱试样的轴向与压杆的轴向在同一直线上, 试样与压杆之间涂有凡士林, 以减小横向摩擦。

金相试样观察端面为 RD \times ND 面, 用 SiC 砂纸粗磨至 3000 目, 然后用斯特尔公司电解抛光设备进行抛光, 其电解液为 60% 高氯酸 (6 mL) + 冰醋酸 (94 mL)。电解参数: 电压 35~40 V, 室温, 抛光时间为 120 s。抛光完成后用 Keller 试剂 (3% HF+5% HNO₃+92% H₂O) 进行腐蚀, 最后拍摄金相照片。透射观察冷轧变形试样的端面为 RD \times ND 面; 高速形变后工业纯钛圆柱试样透射观察面为底面, 通过进刀口痕迹标定轧向。透射试样经过粗磨减薄至 100 μm 左右, 最终减薄采用双喷电解抛光, 其双喷液成分为 60% 高氯酸 (HClO₄) 50 mL + 正丁醇 (CH₃(CH₂)₂CH₂OH) 350 mL + 无水甲醇 (CH₃OH) 600 mL, 双喷参数为 -30 $^{\circ}\text{C}$, 电压 25 V, 电流 40 mA。用 JEOL-JEM2100 透射电子显微镜观察微观组织, 试样轧向平行于试样杆的长轴方向, 以标定透射照片的轧制方向。

2 结果及分析讨论

2.1 退火及冷轧态工业纯钛初始组织

退火态工业纯钛经多道次冷轧变形 (25%, 50%, 70%) 得到的金相组织, 如图 2 所示。图 2a~2d 分别反映了退火态, 冷轧 25%, 冷轧 50% 和冷轧 70% 的微观组织。很明显, 退火态的微观组织为平均晶粒尺寸为 50 μm 的等轴晶粒。退火态板材经冷轧 25% 变形后, 晶粒发生一定量的变形, 晶粒尺寸为 25 μm 左右, 并且在少部分晶粒内部出现少量孪晶, 以协调进一步的变形。在经过冷轧 50%, 70% 变形后, 晶粒变得更加碎化, 原始的晶界以及孪晶界已经变得模糊。

工业纯钛相组成为密排六方结构的 α 相。密排六方

表 1 工业纯钛的化学成分

Table 1 Chemical composition of commercially pure titanium						
Element	Fe	C	N	H	O	Ti
$\omega/\%$	0.30	0.05	0.04	0.015	0.15	Bal.

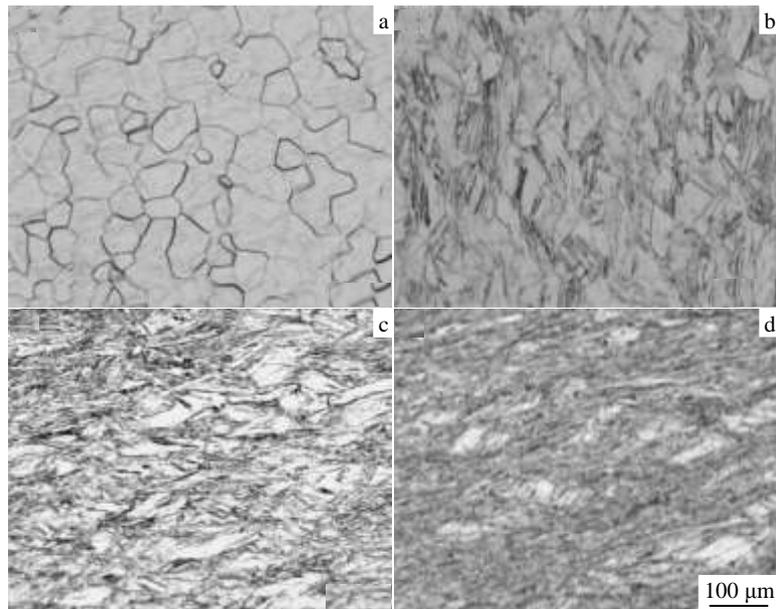


图 2 冷轧变形工业纯钛的金相组织

Fig.2 Optical microstructures of commercially pure titanium as-annealed (a), and cold rolled at the strain of 25% (b), 50% (c), and 70% (d)

结构的对称性较低,所以 hcp 结构材料属于难变形材料,需要孪生进一步协调。密排六方结构位错的易滑移程度与其 c/a 值有关,即 c/a 值越小,其位错越容易滑移。与 hcp 结构的镁 ($c/a=1.624$), Zn ($c/a=1.856$) 相比, α -钛 ($c/a=1.587$) 较容易滑移。然而,与立方金属相比,其易滑移能力偏低,且其孪晶应变能较低,可通过孪生协调变形。因此, α -钛的塑性变形过程中主要依靠滑移机制来完成,重要的是孪生改变了部分晶体的取向,使原来不利滑移的取向转变为新的有利取向,激发位错的滑移。

金属塑性变形形成的位错并不是随机分布的,位错之间相互作用形成一种高密度位错的位错界面和位错界面之间的低位错密度的区域,如图 3 所示,即冷轧 25%, 50% 和 70% 晶粒内部形成的位错界面结构。很显然,3 种冷轧变形的工业纯钛板材都会形成位错胞壁界面结构 (IDB) 和几何必须位错界面结构。位错胞之间的界面 (IDB) 是由塑性变形过程中激活的位错滑移与林位错的交互作用而形成的,而较长的位错界面结构称为几何必须位错界面结构 (GNB),是来自相邻区域中激活的滑移位错构成的低能位错结构。将位错界面间距定义为两条界面间的垂直距离^[15],如图 2 所示,冷轧 25% 钛板晶粒内部的位错胞的平均大小为 55 nm,GNB 间距为 550 nm 左右,且与轧向成 25° 角;经过 50% 冷轧变形,其微观结构包括大小为 50 nm 的位错胞结构和间距为 340 nm 的 GNB 结构,且 GNB 结构与轧向的夹角为 10°;随变形量增大至 70%,其位错胞缩小到 40 nm,GNB 间距降至 107 nm,且与轧向趋于平行。

由此可以推断,随变形量的增大,位错胞也有小幅减小,几何必须位错界面的间距逐渐减小,方向逐渐平行于轧向。即几何必须位错界面的间距以及与轧向的角度为变形量的函数,且与之变化相反。这些界面结构的形成是多晶间以及晶粒内部不同区域在形变时相互协调作用的结果,需要强调的是这些结构的形成也离不开孪晶的协调作用。在冷轧变形初期,晶界是位错运动的主要障碍。然而,随冷轧变形量的增大,在晶粒内部形成各种类型的次生界面,如位错胞结构、几何必须位错界面和薄层结构等,使得原始晶界的作用越来越不明显^[10,16]。

2.2 不同类型位错界面结构高速形变响应

图 4 为不同状态工业纯钛的动态应力-应变曲线(形变速率为 1000 s^{-1})。退火态工业纯钛最大应力值可达 600 MPa,具有位错界面的工业纯钛最大应力值大幅度提高。晶粒内部无位错界面的退火态试样在高速变形中受到的主要障碍为再结晶晶粒的晶界。然而,通过冷轧变形引入位错界面后,其抗压强度明显提高,其原因可能在于形变诱导位错界面成为其进一步变形的主要障碍。主要表现在:GNB 间距为 550 nm 的冷轧 25% 工业纯钛板材的抗压强度为 800 MPa 左右,GNB 间距为 340 nm 的冷轧 50% 工业纯钛板材的抗压强度增大至 850 MPa,GNB 间距为 170 nm 的冷轧 70% 工业纯钛板材的抗压强度增大至 950 MPa。综合以上现象所述,在形变速率为 1000 s^{-1} 变形时,随着 GNB 间距减小,工业纯钛板材的抗压强度呈现为增大的趋势。众所周知,工业纯钛形变的主要机制为位错滑移与孪生,对于纯金属,强度增大

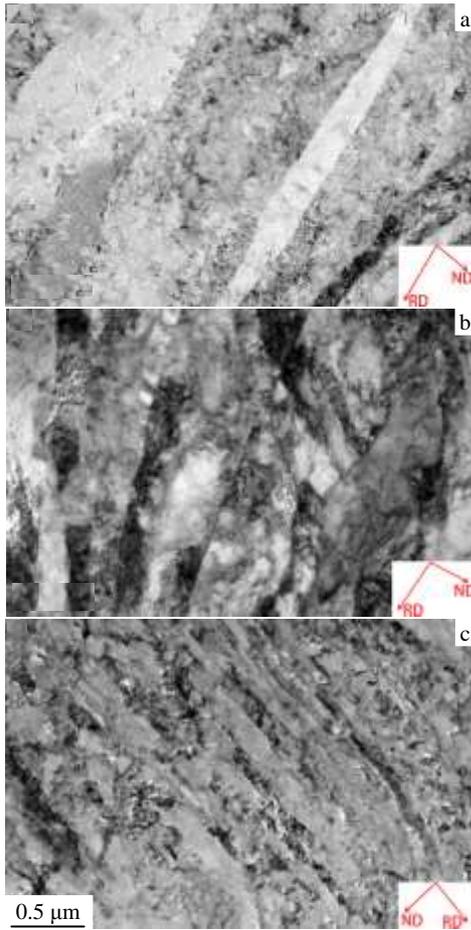


图 3 冷轧工业纯钛单个晶粒内部的位错界面结构

Fig.3 Dislocation boundaries in one grain of commercially pure titanium cold rolled at the strain of 25% (a), 50% (b), and 70% (c)

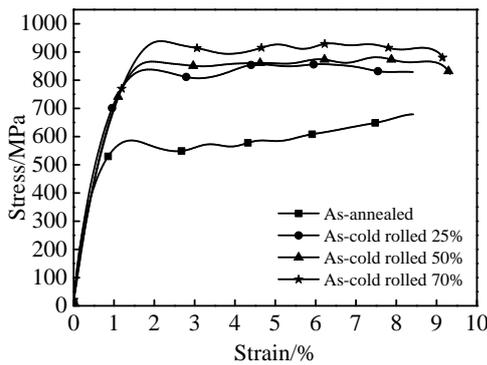


图 4 工业纯钛动态应力-应变曲线

Fig.4 Dynamic stress-strain curves of commercially pure titanium (1000 s⁻¹)

的本质归于位错间的交互作用。因此，原因可能在于初始位错界面对位错滑移和孪生的阻碍作用，为探究如何

阻碍或以何种形式阻碍需要观察其精细组织。

在形变速率为 1000 s⁻¹ 压缩时，在晶粒内部形成的微观结构如图 5 所示。图 5a 为晶粒内部无位错界面结构的退火态板材经高速冲击后得到的晶内微观组织，包括长条带状结构以及在其边缘的弯曲界面结构，并在其余部位呈现为许多平均大小为 186 nm 的位错胞结构。形成较宽的条带状结构的边缘没有孪晶界那么锐利，并经过选区电子衍射，出现 hcp 结构单晶衍射斑，并与 hcp 结构的以入射方向为 [01 $\bar{1}$ 0] 的标准衍射谱相对应，可推断该界面为 GNB 结构，其间距为 1242 nm，在其边缘颜色较浅的界面结构间距为 775 nm。因此，退火态试样经高速冲击后形成了位错胞结构和方向及间距各异的几何必须位错界面结构。

原始积累间距为 550 nm 的 GNB 结构的 25% 冷轧态工业纯钛板材内部亦出现了新的位错界面结构，位错胞平均大小为 40 nm。少数新生位错界面依附于原位错界面形成，这类位错界面的间距约为 189 nm，亦会形成间距为 115 nm 的位错界面结构。大多数界面与初始位错界面相交截，平均间距为 181 nm。冷轧 50% 工业纯钛在高速冲击的情况下，由于初始位错界面的阻碍作用，在部分区域出现了位错塞积成的位错团，并有些区域基本垂直于原始的 GNB 结构。然而，GNB 间距较窄的工业纯钛（冷轧 70%）高速形变后并未出现与之交截的位错界面结构，但出现少量的位错塞积现象。在高速形变过程中，原始积累的位错界面减小了新生位错滑移的自由程，成为塑形变形的的主要障碍。动态力学响应与上述结果相对应。

2.3 不同高应变速率下位错界面响应

退火态工业纯钛板材在应变速率为 1500、3500 s⁻¹ 冲击的位错界面如图 6 所示。与 1000 s⁻¹ 冲击（图 5a）的相对比，在高应变速率下形成的 GNB 结构更多，排列更紧密。如图 6 所示，在 1500 s⁻¹ 冲击时，在所观察区域形成了两个方向的界面结构，在图片宽度方向，分布有间距不同的位错界面结构，主要表现为间距较小的 GNB 结构依附于间距大的形成，且在该类界面 55° 方向，分布有平均间距为 619 nm 的 GNB 结构，位错胞大小为 71 nm；对于加载速率为 3500 s⁻¹ 时，微结构包括 556 nm 的几何必须位错界面和尺寸为 53 nm 的位错胞结构。综上所述，随平均应变速率的增大，加载应变增大，使得位错胞大小和 GNB 间距逐渐减少，且在同一各晶粒内部形成的 GNB 结构方向趋于一致。

需要强调的是退火态在 3500 s⁻¹ 冲击时，尚未出现组织局域化效应，即绝热剪切带。对无初始位错界面的退火态工业纯钛板材来说，新形成的位错界面只受晶界以及晶体取向的影响。由本课题组先前的研究以及相关文献报道^[25,26]，随应变速率的增大，退火态板材内部形

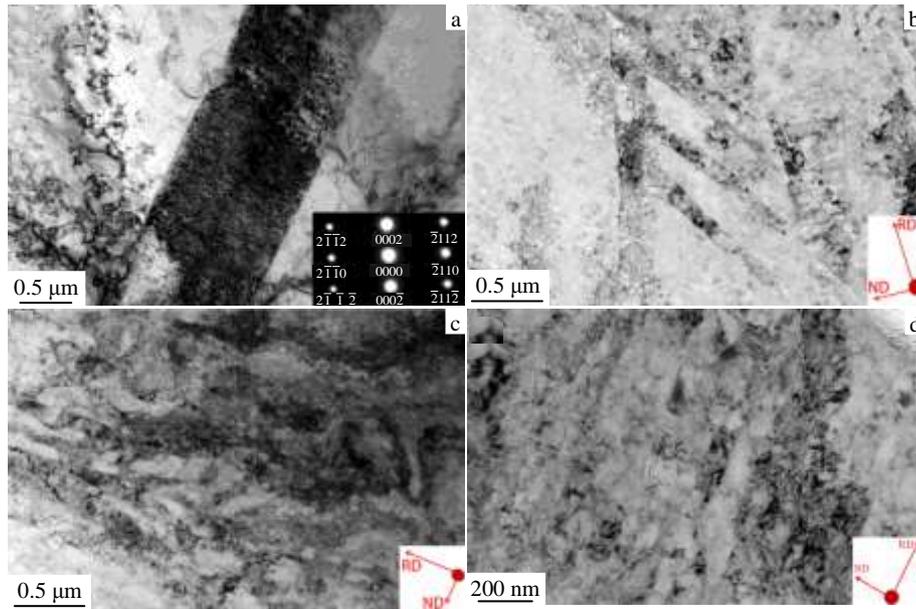


图 5 工业纯钛位错界面在 1000 s⁻¹ 冲击后的变化

Fig.5 Dislocation boundaries of commercially pure titanium impacted at the strain rate of 1000 s⁻¹: (a) as-annealed, (b) cold rolling 25%, (c) cold rolling 50%, and (d) cold rolling 70%

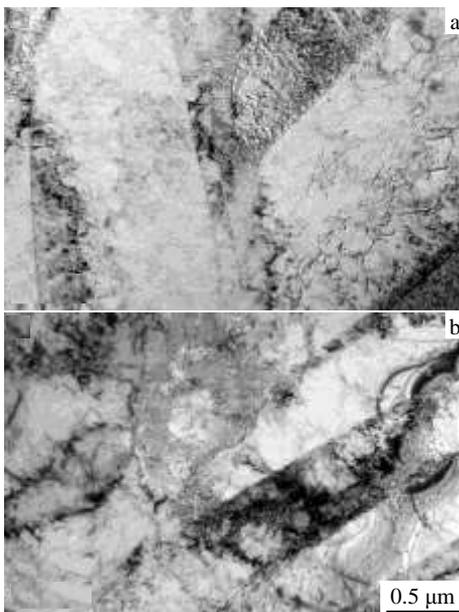


图 6 退火态工业纯钛高速形变位错界面

Fig.6 Dislocation boundaries of as-annealed commercially pure titanium deformed at the strain rates of 1500 s⁻¹ (a) and 3500 s⁻¹ (b)

成的孪晶越多，以促进位错滑移，形成位错界面结构；并且随变形量的增大，孪晶含量减少，孪晶界不再那么锐利。除此之外，从所有的晶内微观组织照片中，新形成的位错界面的长度并不及轧制端面的几何必须位错界

面的。这与所观察的平面有关，本研究观察面为与力轴垂直的平面，所以长度不及与力轴平行面上的界面的长度。因此，对于退火态试样，随应变速率的增大，形成的 GNB 结构越多，排列越紧密，且方向逐渐趋于一致。

如前所述，冷轧制备的初始位错界面会阻碍高速形变新生位错界面的形成。然而，冷轧 70%工业纯钛板材在 1000 s⁻¹ 冲击时，初始位错界面保留原始的形状及尺寸，亦无新生交截界面，推断 GNB 间距较窄的界面较为稳定。然而，在更加高速的形变中位错界面是否会发生较大的变化，这就要看在 1500, 2500 和 3500 s⁻¹ 冲击时位错界面的演变，如图 7 所示。

与形变速率为 1000 s⁻¹ 冲击态板材相比，1500 s⁻¹ 冲击时形成的几何必须位错界面结构的间距为 62 nm，此时无足够的空间使位错进行滑移，以使晶体转为易滑移方向，使得在原先的位错界面方向基础上新生位错界面，使其间距变小。然而，在更高的应变速率 2500 s⁻¹ 时，部分初始位错界面结构稍有偏折，并且出现位错团结构。高速形变过程相当于绝热过程，90%的塑性变形功转变为热量，从而产生绝热温升。绝热温升使得位错滑移较为容易，从而导致原先稳定的位错界面结构发生偏折并有新的位错团产生，并在原始位错界面处发生塞积。图 7c 为冷轧 70%工业纯钛在 3500 s⁻¹ 冲击时基体区域产生的位错界面结构。很显然，在应变速率为 3500 s⁻¹ 冲击时，初始位错界面并未发生偏折，但有位错塞积现象产生，部分位错胞胞壁增厚。

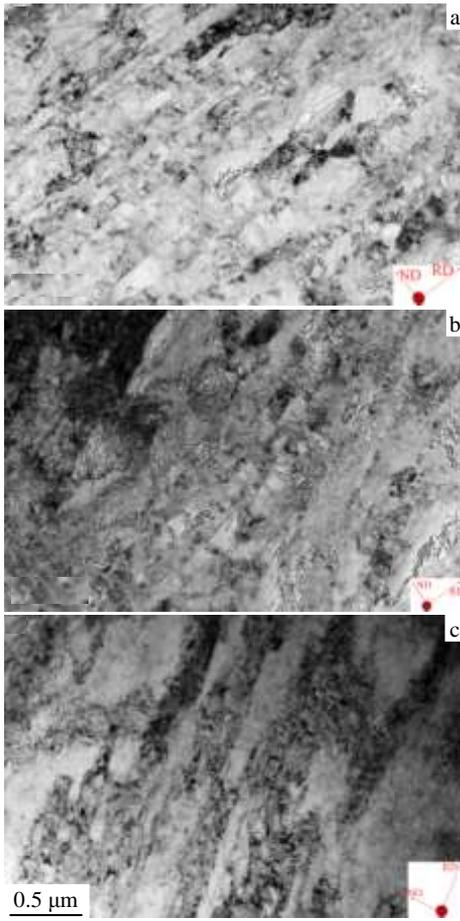


图 7 冷轧 70% 位错界面在高速形变后的变化

Fig.7 Dislocation boundary evolution of as-cold rolled (70%) commercially pure titanium deformed at the strain rates of 1500 s^{-1} (a), 2500 s^{-1} (b), and 3500 s^{-1} (c)

冷轧 70% 板材在高应变速率 3500 s^{-1} 变形时，位错界面并没有发生偏折，与规律不符。因而，作者从更宏观的角度观察了材料的微观组织，如图 8 所示。该图反

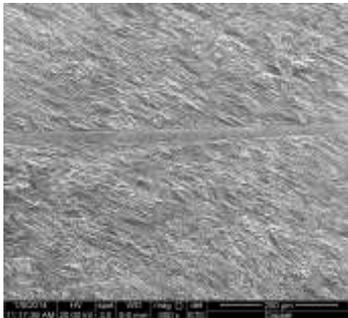


图 8 冷轧 70% 工业纯钛板材 3500 s^{-1} 冲击特征微结构

Fig.8 Impacted characteristic microstructure of cold rolled commercially pure titanium deformed at the strain rate of 3500 s^{-1} and strain of 70%

映了冷轧 70% 工业纯钛板材 3500 s^{-1} 冲击特征微结构，即产生了绝热剪切带。绝热剪切带是材料或构件内剪应变高度集中的狭窄区域，是高应变率加载条件下材料变形、断裂的特殊机制。因此，大多数变形集中于绝热剪切带及周围区域，在基体发生较小的变形，然而在此过程中会产生大量的热，促使位错滑移，在原始积累的界面处发生塞积。

3 结 论

1) 在高速压缩 (1000 s^{-1}) 过程中，无位错界面结构钛板新生位错界面随机分布，具有间距为 550 nm 位错界面经冲击后会形成与之呈一定角度的新生位错界面；在距离为 340 nm 的位错界面间，其垂直方向形成位错塞积现象；间距为 170 nm 的位错界面发生扭折，并出现位错塞积现象。

2) 初始位错界面成为高速形变时位错进一步滑移的主要障碍。几何必须位错界面的间距越窄，新生位错界面越难形成。

3) 新生位错界面的形成与形变速率有关。界面响应与应变速率的关系分为两个阶段：① 未出现绝热剪切的应变速率：未出现与初始界面交截的界面结构，且初始位错界面出现扭折，存在位错团；② 出现绝热剪切的应变速率：形成绝热剪切带，基体位错界面结构表现为无扭折界面，但存在位错团。原因在于高速形变的热效应。

参考文献 References

- [1] Banerjee D, Williams J C. *Acta Materialia*[J], 2013, 61: 844
- [2] Chichili D R, Ramesh K T, Hemker K J. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*[J], 2004, 52: 1889
- [3] Li Q, Xu Y B, Bassim M N. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2004, 155-156: 1889
- [4] Xu Y B, Zhang J H, Bai Y L et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2008, 39: 810
- [5] Zhang Q H, Li B L, Nie Z R. *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 531: 12
- [6] Murr L E, Ramirez A C, Gaytan S M. *Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 516: 205
- [7] Baeker M, Roesler J, Siemers C. *Computers & Structures*[J], 2002, 80: 495
- [8] Robertc P, Steven C. *Metallurgical and Materials Transactions A* [J], 2002, 33A: 801
- [9] Yao Z Y, Huang G J, Godfrey R. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2009, 40A: 1487
- [10] Hansen N, Huang X, Winher G. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2011, 42A: 613

- [11] Hughes D A, Hansen N, Bammann D J. *Scripta Materialia*[J], 2003, 48: 147
- [12] Hughes D A, Hansen N. *Acta Materialia*[J], 1997, 45: 3871
- [13] Li B L, Godfrey A, Meng Q C *et al.* *Acta Materialia*[J], 2004, 52: 1069
- [14] Galindo E I, Rivera P E J. *Acta Materialia*[J], 2012, 60: 4370
- [15] Liu Q, D. Jensen J, Hansen N. *Acta Materialia*[J], 1998, 46: 5819
- [16] Wei Y L, Godfrey A, Liu W *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2011, 65: 355
- [17] Lee W S, Shyu J C, Chiou S T. *Scripta Materialia*[J], 2000, 42: 51
- [18] Lee W S, Chen T H, Lin C F *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2010, 493: 580
- [19] Yoo M H. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1981, 12A: 409
- [20] Ando S J, Gotoh T, Tonda H. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2002, 33A: 823
- [21] Nasser S N, Guo W G, Cheng J Y. *Acta Materialia*[J], 1999, 47: 3705
- [22] Zherebtsova S V, Dyakonova G S, Salem A A *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528: 3474
- [23] He D, Zhu J C, Lai Z H *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2013, 23: 7
- [24] Leen W S, Chen C W. *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 576: 91
- [25] Chichili D R, Ramesh K T, Hemker K J. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*[J], 2004, 52: 1889
- [26] Gurao N P, Kapoor R, Suwas S. *Acta Materialia*[J], 2011, 59: 3431

High-Speed Deformation Response of Dislocation Boundaries in Commercially Pure Titanium

Wang Tongbo, Li Bolong, Li Yingchao, Wang Zhenqiang, Nie Zuoren
(Beijing University of Technology, Beijing 100124, China)

Abstract: Commercially pure titanium was selected to be a model material. Commercially pure titanium plates with different types of dislocation boundaries were prepared by multi-pass cold rolling. As-impacted titanium samples were obtained by a split Hopkinson pressure bar, and the evolution of dislocation boundary was characterized through transmission electron microscopy. The high-speed deformation response of dislocation boundaries in the commercially pure titanium was launched. Results show that the initial dislocation boundary becomes a major obstacle to dislocation slipping under high-speed compression at the strain rate of 1000 s^{-1} . Plates with geometrically necessary boundaries at the spacing of $0.5 \mu\text{m}$ can generate new dislocation boundaries intersected with the initial ones after high-speed deformation. When the spacing of geometrically necessary boundaries is below $0.3 \mu\text{m}$, the dislocation groups form among them. As the spacing of geometrically necessary boundaries declines to $0.1 \mu\text{m}$ or below, the localized microstructure mode is bending of initial boundary and dislocation groups. There are only dislocation groups and sub-grain in the highly localized zone.

Key words: commercial pure titanium; dislocation boundaries; high-speed deformation

Corresponding author: Li Bolong, Ph. D., Professor, College of Material Science and Engineering, Beijing University of Technology, Beijing 100124, P. R. China, Tel: 0086-10-67392498, E-mail: blli@bjut.edu.cn