

一种典型近 α 型钛合金绝热剪切带的组织特征

郝芳^{1,2}, 杜予暉², 毛友川^{1,2}, 陈军³, 辛社伟³, 陈海生², 王凯旋²,
刘向宏², 冯勇^{1,2}

(1. 西北工业大学, 陕西 西安 710012)

(2. 西部超导材料科技股份有限公司, 陕西 西安 710018)

(3. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

摘要: 采用帽形试样, 对一种典型近 α 型Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V钛合金在不同应变率条件下的绝热剪切特征进行了研究。结果表明: 合金的动态真应力-应变曲线呈现典型的3阶段特征, 分别对应于应变硬化、热软化和剪切局部化阶段, 最终形成绝热剪切带(ASB)。在近剪切带处, 初生 α 相和次生 α 相在过渡区内发生扭曲变形, 甚至断裂, 出现孪晶变形特征。近剪切带区域由于微观取向差增大, 利于位错滑移/孪晶取向的 α 相优先发生塑性变形, 形成亚结构, 晶粒碎化, 发生动态再结晶; 随着应变率的提高, 剪切带宽度呈增大趋势, 且出现旋涡结构以协调和适应变形; 通过纳米压痕试验, 分析了ASB及其附近与基体的 α 相、 β 相的弹性模量和显微硬度, 表明该合金的绝热剪切带为一条软化带, 影响区的宽度在ASB附近30 μm 以内。

关键词: 近 α 型钛合金; 动态力学性能; 绝热剪切带; 纳米压痕

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)10-3664-06

自1944年Zener和Hollomon^[1]首次认识到高应变率变形中的剪切局部化现象以来, 其在高速冲击场合中引起了极大的关注。剪切应变局部化区域绝热剪切带(ASB)在高速冲击变形过程中通常经历了剧烈的塑性变形和急剧的升温。由于动态回复、再结晶和相变, ASB中的微观组织发生了显著变化, 这是动态载荷条件下突变失效的主要原因^[2,3]。各国学者已在剪切带的形成和微观组织演化^[4-10]、剪切带形成的判据^[11-13]、剪切带中的相变^[14,15]、再结晶机制^[16,17]等方面开展了大量的理论和实验研究。经过大量实验观察分析, 认为绝热剪切带是裂纹萌生与扩展的根源。因此, 对绝热剪切带形成过程的研究可以进一步帮助人们认识材料的动态损伤过程, 为预防材料在高速形变中的失效断裂和延长材料的使用寿命提供重要参考。

在工程金属中, 钛及钛合金由于导热系数低, 滑移系较少, 在经历高应变率塑性变形时, 易受绝热剪切局部化影响^[2,6]。学者们针对纯钛^[6,18-20]和Ti-6Al-4V钛合金^[21-25]的剪切局域化行为以及剪切带特征已经开展了广泛的研究。近年来, 程兴旺、汪冰峰、惠松晓等人^[26-30]对TB8、TC18、TC16等钛合金绝热剪切的组织结构演化开展了大量的工作, 但大部分都集中在

两相钛合金、 β 型钛合金材料。

近 α 型Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V钛合金, 属于一种中等强度钛合金, 具有良好的焊接性能和塑性成形性, 在航空航天领域获得了广泛的应用, 但大量的研究集中在该合金的准静态性能^[31-35], 对其动态力学性能的研究报道较少。因此, 深入研究该合金的绝热剪切带组织结构演化特征对材料的应用和选择具有重要的实际意义。

本研究采用帽形试样开展实验研究。此试样构型由Meyers在1986年首次提出^[36], 由于试样独特的结构特征, 在外力作用下, 塑性变形被限制在一个很窄的区域内(强迫剪切区), 试样在剪切区内很容易发生绝热剪切变形。

本研究利用分离式Hopkinson压杆(SHPB)技术, 分析Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V钛合金在动态载荷作用下绝热剪切带微观结构的变化规律及其形成机制。

1 实验

实验用Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V钛合金材料来自西部超导材料科技股份有限公司, 相变点为990 $^{\circ}\text{C}$ 。经相变点以下30~50 $^{\circ}\text{C}$ 的两相区充分变形, 获得等轴组

收稿日期: 2021-07-22

基金项目: 装备预研冲击环境材料技术重点实验室基金(61429020101)

作者简介: 郝芳, 女, 1985年生, 博士生, 高级工程师, 西北工业大学, 陕西 西安 710012, 电话: 029-86514523, E-mail: haofang85@163.com

织，试样热处理制度为 830 °C/2 h/AC。热处理后的显微组织见图 1，为典型的等轴组织，初生 α 相含量约为 65%，尺寸为 10~20 μm ，次生 α 相厚度为 2~3 μm ，长度为 3~15 μm 。

在 SHPB 试验系统中完成室温动态压缩试验，帽形试样尺寸见图 2。动态压缩试验在北京理工大学动态力学实验室的 $\Phi 14.7$ mm 口径分离式 Hopkinson 压杆上进行，获得高应变速率条件下的应力-应变曲线。应变速率分别为 2050, 3580, 5270 s^{-1} 。

试验结束后，将帽形试样沿轴线剖开，通过 OM、SEM、EBSD 观察试样变形组织及绝热剪切带形貌特征，不同区域的弹性模量和硬度采用西安交通大学材料学院 TI950 型号纳米压痕仪测定，以研究绝热剪切带微观结构的变化规律及其形成机制。

2 结果及分析

2.1 剪切真应力-应变曲线

帽形试样在应变速率为 2050 s^{-1} 时的剪切真应力-应变曲线见图 3。由真应力-应变曲线可知，从屈服点

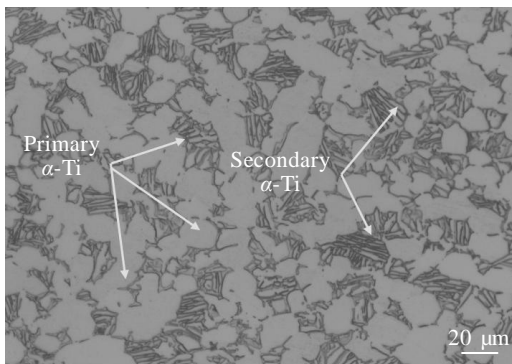


图 1 热处理后合金的显微组织

Fig.1 Microstructure of the alloy after heat treatment

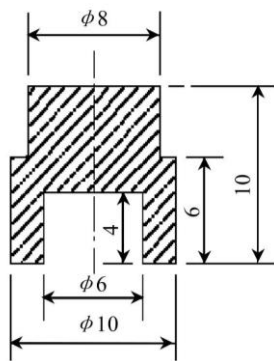


图 2 帽形试样尺寸

Fig.2 Hat-shaped sample size

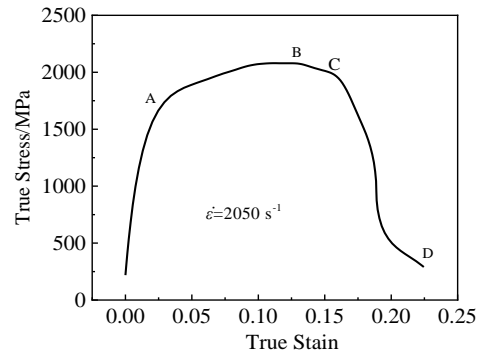


图 3 帽形试样在应变速率为 2050 s^{-1} 时的剪切真应力-应变曲线

Fig.3 Shearing true stress-strain curve of the hat-shaped sample at $\dot{\epsilon} = 2050 \text{ s}^{-1}$

A 开始，合金进入塑性变形阶段，合金在高应变速率下的塑性变形主要经历以下 3 个阶段，在 A-B 段，应力随着应变的增加迅速提高，应变达到 0.126 时，应力达到峰值 2078 MPa，属于加工硬化阶段；随后在 B-C 段，随着应变的提高，真应力-应变曲线趋于平缓，加工硬化和热软化相互竞争；在 C-D 段，由于热软化效应，应力急剧下降，发生了热粘塑性失稳。以上 3 个阶段分别对应于应变硬化、热软化和剪切局部化。

2.2 剪切区域微观结构特征

钛合金的准静态塑性变形机制主要包括位错滑移、孪生以及应力诱发相变。当应变率达到一定数值之后，传统准静态塑性变形机制将无法调节材料的瞬时局域化变形。试样纵截面 ASB 的整体形貌见图 4。帽形试样在拐角处优先发生绝热剪切现象。ASB 是一种局域非均匀化变形而导致的特殊变形结构，宏观上多呈现为一条亮白色细长条带区域，宽度一般在几微米到十几微米之间。形成 ASB 后，随后在剪切带内或剪切带与基体的界面处萌生裂纹，并沿剪切带扩展。

图 4a 中 ASB 区域的局部高倍形貌如图 5 所示，图中 α_p 为初生 α 相， α_s 为次生 α 相。ASB 与基体之间存在一个在微观尺度上可辨识的过渡区域，即在 ASB 与基体的过渡区域表现有较为明显的晶粒变形特征。ASB 两侧的初生 α 相沿剪切方向发生拉长和变形，剪切带中心与基体附近的过渡区域存在拉长晶粒。平行于剪切带，存在断续分布的微裂纹。ASB 呈亮白带，ASB 的宽度在 1~3 μm 之间。

图 4b 中 ASB 区域的 EBSD 取向分布图和 Kernel 平均取向差 (kernel average misorientation, KAM) 分布图如图 6 所示。图 6a 中，在剪切区呈现出明显的塑性变形特征，这表明在高应变速率下塑性变形主要集中在

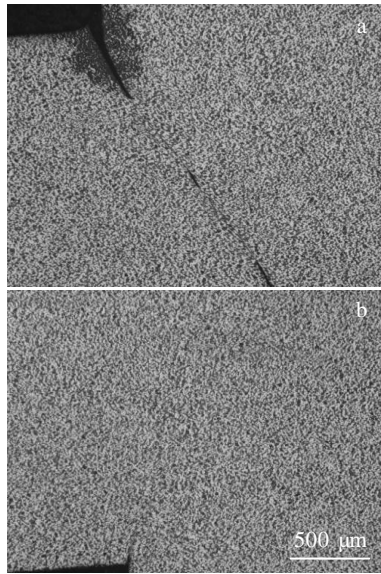


图 4 试样左侧和右侧 ASB 的整体组织形貌

Fig.4 Macrostructural characteristics of ASB of left (a) and right (b) of sample

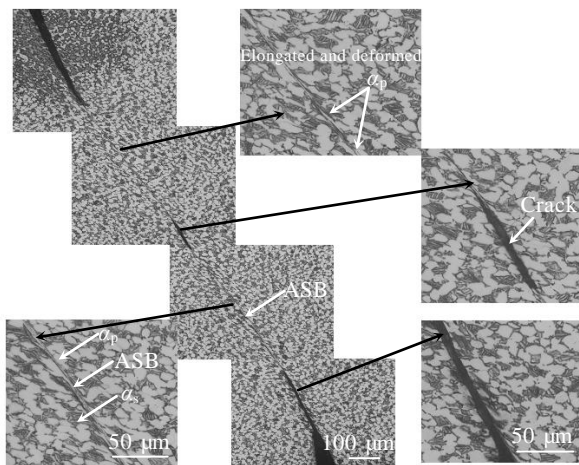


图 5 图 4a 中 ASB 的扩展路径

Fig.5 Extension path of ASB in Fig.4a

在剪切带附近。图 6b KAM 图反映材料塑性变形引起的局部应变分布，数值高的地方表示塑性变形程度较大或者缺陷密度较高。图 6b 进一步表明剪切带附近的塑性变形程度较大。

钛合金塑性变形机制包含位错滑移和孪晶变形。上述变形机制在高应变率条件下的试样中也存在。对图 6a 中 A 区域进行了精细扫描，如图 7 所示。在本研究的近 α 型钛合金中以 α 相为主相，属于 hcp 结构，滑移系较 bcc 结构的 β 相更少，孪晶变形易于发生。具有有利于位错滑移/孪晶取向的 α 相优先发生塑性变

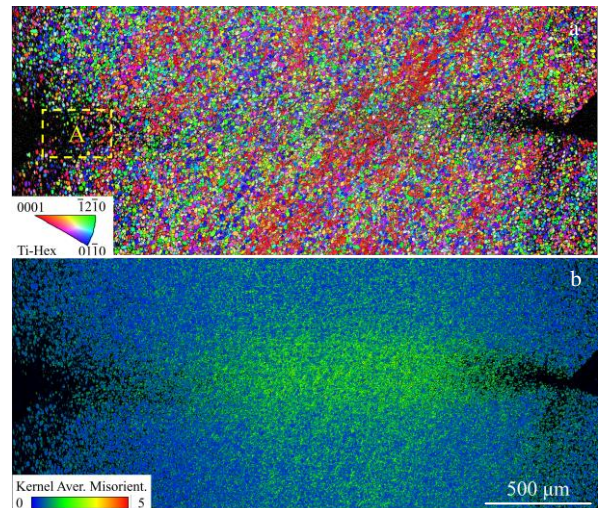


图 6 图 4b 中 ASB 区域的 EBSD 取向分布图和 KAM 分布图
Fig.6 EBSD orientation distribution (a) and KAM distribution (b) of ASB region in Fig.4b

形，形成亚结构，晶粒碎化。孪生是一个连续发生的动态过程，一次孪晶之间存在高密度位错，这与文献 [37]中报道的 Ti-4Al-4V 的情况类似。

试样在不同应变率下的真应力-应变曲线见图 8。其中黑色曲线标识试样应变率为 2050 s^{-1} ，红色和蓝色曲线应变率分别为 3580 和 5270 s^{-1} 。3 条曲线变化趋势一致，分为加工硬化、热软化和热黏塑性失稳 3 个阶段。

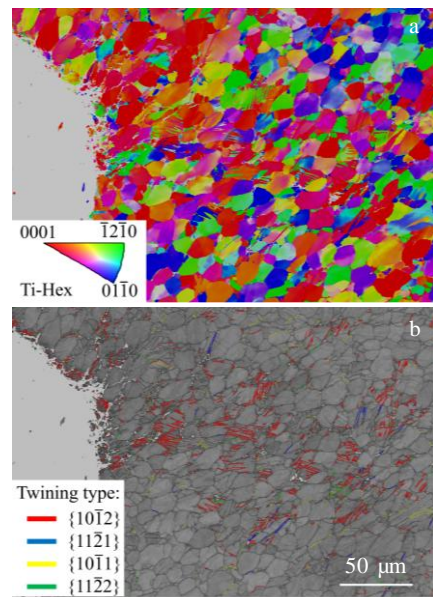


图 7 图 6a 中 A 区的 EBSD 取向分布图和孪晶界分布图
Fig.7 EBSD orientation distribution (a) and twin boundary distribution (b) of the area A in Fig.6a

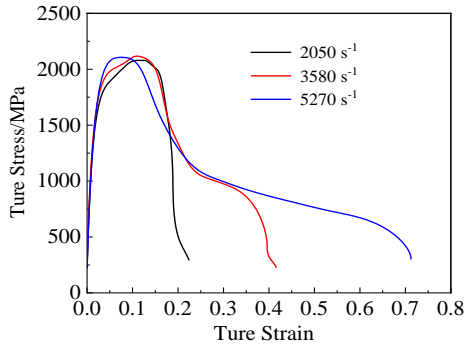


图8 试样在不同应变速率下的真应力-应变曲线

Fig.8 True stress-strain curves of the samples under different strain rates

在更高应变率 3580 和 5270 s^{-1} 条件下的 ASB 形成与扩展过程类似，应变速率为 3580 s^{-1} 时 ASB 的宽度在 5~10 μm 之间，在应变速率达到 5270 s^{-1} 时 ASB 的宽度在 20 μm 左右。ASB 呈现白亮带，原始晶粒被显著拉长，且几乎平行于剪切带方向，初生 α 相和次生 α 相在过渡区内发生扭曲变形，甚至断裂，如图 9 所示，图中 α_p 为初生 α 相， α_s 为次生 α 相。且 ASB 的宽度随着应变率的提高而变宽。

除孪生外，在 3580 和 5270 s^{-1} 条件下的剪切带内还观察到“涡流”现象，见图 10a 和 10b 中黄色圈内。这种“旋涡结构”与其剪切带的流变有密切关系，这种结构同样也存在于 TC32 钛合金^[38]和不锈钢中^[14]。

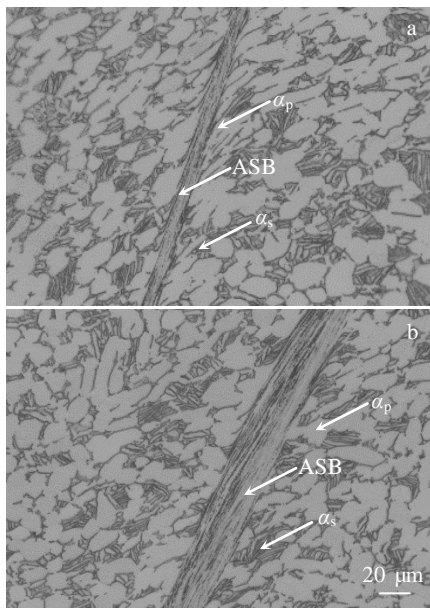


图9 3580 和 5270 s^{-1} 应变率条件下的 ASB 形貌

Fig.9 Morphologies of ASB at strain rates of 3580 s^{-1} (a) and 5270 s^{-1} (b)

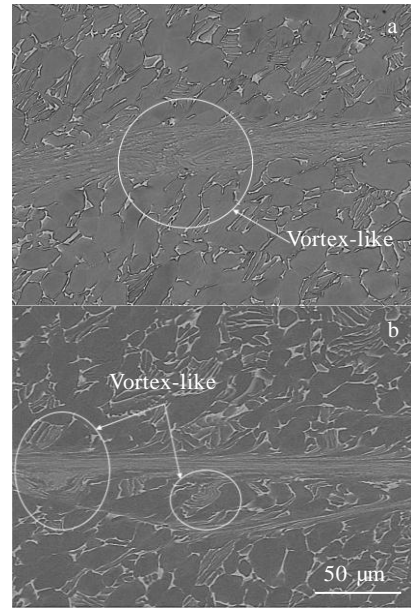


图10 3580 和 5270 s^{-1} 应变率条件下的旋涡结构

Fig.10 Vortex-like structure at strain rates of 3580 s^{-1} (a) and 5270 s^{-1} (b)

在应变率为 3580 和 5270 s^{-1} 的试样中观察到旋涡结构，而在应变率为 2050 s^{-1} 试样中，即应变率较低的情况下，并未发现旋涡结构，故旋涡现象与应变率有一定的关系。随着应变速率的增加，绝热剪切变形速度大幅提升，当应变率达到 3580 s^{-1} 时，绝热剪切变形速度超越位错移动速度，为了协调和适应变形，出现了“旋涡”结构。

综合以上分析可知，在绝热剪切带附近，初生 α 相和次生 α 相在过渡区内发生扭曲变形，甚至断裂，出现孪晶变形特征；近剪切带区域由于微观取向差增大，利于位错滑移/孪晶取向的 α 相优先发生塑性变形，形成亚结构，晶粒碎化，发生动态再结晶；随着应变率的提高，剪切带宽度呈增大趋势，且出现旋涡结构以协调适应变形。本研究中，在应变率达到 3580 s^{-1} 时出现涡流结构。

2.3 纳米压痕硬度

位错密度增加，位错缠结形成位错网往往被认为是加工硬化的标志。而实际上 ASB 最终演变成软化区域，这期间出现热塑失稳。当材料在动态载荷作用下，变形产生的热量无法及时传递出去，形成局域“绝热温升”，温度升高导致材料出现软化现象。当软化效应大于加工硬化效应时就会出现软化区域，也就是最终观察到的绝热剪切带。

利用纳米压痕仪分别测定了 2050 s^{-1} 应变率条件

表 1 ASB 及其附近物相的弹性模量与硬度

Table 1 Elastic modulus E and HV hardness of ASB and its surrounding areas

Area	E/GPa	HV/GPa
Matrix of α	194.8	4.48
α phase 30 μm from ASB	207.2	4.44
α phase 5 μm from ASB	184.6	3.58
ASB	155.4	3.93
β phase 5 μm from ASB	240.5	2.83
β phase 30 μm from ASB	234.2	3.34
Matrix of β	236.6	3.47

下的样品 ASB 以及 ASB 附近区域 α 相和 β 相的弹性模量和硬度。纳米压痕试验结果见表 1。结果表明：基体 α 相的平均弹性模量为 194.8 GPa，平均硬度为 4.48 GPa。 β 相的平均弹性模量为 236.6 GPa，平均硬度为 3.47 GPa。 α 相远比 β 相硬，但 β 相的弹性模量高于 α 相。在 ASB 区域，平均弹性模量仅为 155.4 GPa，平均硬度为 3.93 GPa，低于 α 相的硬度，高于 β 相的硬度，基本处于两者的平均水平；但在 ASB 附近 5 μm 处， α 相的弹性模量和硬度有所下降，分别为 184.6 GPa 和 3.58 GPa， β 相的弹性模量与基体相当，为 240.5 GPa，但硬度有明显的下降，为 2.83 GPa；而在 ASB 附近 30 μm 处， α 和 β 相的弹性模量和显微硬度与基体相当， α 相的弹性模量和显微硬度分别为 207.2 GPa 和 4.44 GPa， β 相分别为 234.2 GPa 和 3.34 GPa。结合微观结构特征的取向差（图 6a）和 Kernel 平均取向差分布（图 6b），这说明 ASB 在高应变率下，首先发生强化效应，在随后的塑性变形过程中，热软化效应大于应变和应变率强化效应，致使 ASB 的硬度降低。但由于 ASB 区域绝大部分物相为 α 相，无法区分 β 相，且变形量最大，形变储存能最大，其硬度较其周围 5 μm 处的 α 相的硬度略高。在 ASB 外 30 μm 处弹性模量和硬度与基体相当，这说明热影响区的宽度在 ASB 附近 30 μm 以内。

综合以上结果，该合金的 ASB 区域较基体弹性模量和硬度偏低，表明热软化效应大于应变和应变率强化效应，ASB 是一条软化带。

3 结 论

1) 本实验的近 α 型钛合金在高应变速率下的塑性变形经历了 3 个阶段：第 1 阶段为加工硬化阶段，应力随着应变增加而增加；第 2 阶段，应变和应变率强化效应相互竞争，曲线趋于平缓，在第 3 阶段，由于热软化效应使应力急剧下降，发生热粘塑性失稳，形成了 ASB。

2) 在近剪切带处，初生 α 相和次生 α 相在过渡区

内发生扭曲变形，甚至断裂，出现孪晶变形特征；近剪切带区域由于微观取向差增大，利于位错滑移/孪晶取向的 α 相优先发生塑性变形，形成亚结构，晶粒碎化，发生动态再结晶；随着应变率的提高，剪切带宽度呈增大趋势，在应变率达到 3580 s^{-1} 时出现旋涡结构辅以协调适应变形。

3) ASB 在高应变率下，首先发生强化效应，在随后的塑性变形过程中，热软化效应大于应变和应变率强化效应，致使 ASB 的硬度降低，ASB 是一条软化带；热影响区的宽度在 ASB 附近 30 μm 以内。

参考文献 References

- [1] Zener C, Hollomon J H. *Journal of Applied Physics*[J], 1944, 15(1): 22
- [2] Xu Yongbo, Zhang Jinghua, Bai Yilong *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2008, 39(4): 811
- [3] Walley S M. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2007, 38(11): 2629
- [4] Timothy S P. *Acta Metallurgica*[J], 1987, 35(2): 301
- [5] Marchand A, Duffy J. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*[J], 1988, 36(3): 251
- [6] Meyers M A, Subhash G, Kad B K *et al. Mechanics of Materials*[J], 1994, 17(2): 175
- [7] Dodd Bradley, Bai Yilong. *Materials Science and Technology*[J], 1985, 1(1): 38
- [8] Grady D E. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*[J], 1992, 40(6): 1197
- [9] Ouyang Sihui, Liu Bin, Liu Yong *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2019, 29(6): 1252
- [10] Tao Zhijun, Fan Xiaoguang, Yang He *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2018, 28(2): 298
- [11] Guo Y Z, Ruan Q C, Zhu S X *et al. Physical Review Letters*[J], 2019, 122(1): 15 503
- [12] Huang B, Miao X F, Luo X *et al. Materials Characterization* [J], 2019, 151: 151
- [13] Zhu S X, Guo Y Z, Ruan Q C *et al. International Journal of Mechanical Sciences*[J], 2020, 171: 105 401
- [14] Meyers M A, Xu Y B, Xue Q. *Acta Materialia*[J], 2003, 51(5): 1307
- [15] Xu Yongbo, Bai Yilong, Meyers M A. *Journal of Materials Science and Technology*[J], 2006, 22(6): 737
- [16] Nesterenko V F, Meyers M A, Lasalvia J C *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 1997, 229(1): 23
- [17] Hines J A, Vecchio K S, Ahzi S. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1998, 29(1): 191
- [18] Chichili D R, Ramesh K T, Hemker K J. *Acta Materialia*[J],

- 1998, 46(3): 1025
- [19] Yang D K, Cizek P, Hodgson P D *et al. Acta Materialia*[J], 2010, 58(13): 4536
- [20] Shahan A R, Taheri A K. *Materials & Design*[J], 1993, 14(4): 243
- [21] Me-Bar Y, Shechtman D. *Materials Science and Engineering A*[J], 1983, 58(2): 181
- [22] Grebe H A, Pak H R, Meyers M A. *Metallurgical Transactions A*[J], 1985, 16(5): 761
- [23] Sun K, Yu X, Tan C *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 595: 247
- [24] Zhou T F, Wu J J, Che J T *et al. International Journal of Impact Engineering*[J], 2017, 109: 167
- [25] Lee W S, Lin C F. *Materials Science and Engineering A*[J], 1998, 241(1): 48
- [26] Cheng Xingwang(程兴旺), Sun Kun(孙坤), Wang Fuchi(王富耻). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(10): 1756
- [27] Wang Bingfeng(汪冰峰), Yang Yang(杨扬). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2007, 17(11): 1767
- [28] Xu Yuan(徐媛), Sun Kun(孙坤), Yang Yongan(杨永安) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(4): 1454
- [29] You Zhenping(尤震平), Mi Xujun(米旭军), Hui Songxiao(惠松骁) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(7): 1184
- [30] Liu Lanyi(刘岚逸), Wang Bingfeng(汪冰峰), Zhang Xiaoyong(张晓勇). *Mining and Metallurgical Engineering*(矿冶工程)[J], 2018, 38(4): 149
- [31] Gao P F, Qin G, Wang X X *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 739: 203
- [32] Liu Liming, Du Xin, Zhu Meili *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 445-446: 691
- [33] Sun Q J, Xie X. *Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 724: 493
- [34] Zhao A M, Yang H, Fan X G *et al. Materials & Design*[J], 2016, 109: 112
- [35] Zhao H J, Wang B Y, Ju D Y *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2018, 28(12): 2449
- [36] Meyers L M, Manwaring S. *Metallurgical Applications of Shock-Wave and High-Strain-Rate Phenomena*[M]. New York: Dekker, 1986: 657
- [37] Xu Y B, Meyers M A. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2003, 19: 385
- [38] Xin Yunpeng, Zhu Zhishou, Wang Xinnan *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2020, 49(10): 3361

Microstructure Characteristics of Adiabatic Shear Band in a Typical Near α -Type Ti Alloy

Hao Fang^{1,2}, Du Yuxuan², Mao Youchuan^{1,2}, Chen Jun³, Xin Shewei³, Chen Haisheng², Wang Kaixuan², Liu Xianghong², Feng Yong^{1,2}

(1. Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710012, China)

(2. Western Superconducting Technologies Co., Ltd, Xi'an 710018, China)

(3. Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

Abstract: The adiabatic shear characteristics of a typical near α -type Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V alloy at different strain rates were investigated by hat-shaped specimen. The results show that the dynamic true stress-strain curve of the alloy can be divided into three typical stages, which correspond to strain hardening, hot softening and shear localization, and finally develops into mature adiabatic shear band (ASB). Close to the shear band, the primary α and secondary α distort or even fracture in the transition zone, showing the characteristics of twin deformation. In the near shear band zone, the Kernel average misorientation (KAM) increases, and α phase which is favorable to dislocation slip/twin orientation occurs a preferential plastic deformation, forming substructure, grain fragmentation and dynamic recrystallization. With the increase of strain rate, the width of shear band extends, and the vortex structure appears conducive to the coordination and adaptive deformation. The elastic modulus and microhardness of α -phase and β -phase of ASB, near ASB and matrix were analyzed by nano indentation test. The results show that the adiabatic shear band of the alloy is a softening band, and the width of the heat-affected zone is about 30 μm around ASB.

Key words: near α -type titanium alloy; dynamic mechanical property; ASB; nanoindentation

Corresponding author: Hao Fang, Candidate for Ph. D., Senior Engineer, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710012, P. R. China, Tel: 0086-29-86514523, E-mail: haofang85@163.com.