

魏氏组织 TC17 钛合金绝热剪切带 (ASB) 的组织与织构

黄 斌, 任维佳, 张艳敏, 陈 爽, 杨延清, 罗 贤

(西北工业大学, 陕西 西安 710072)

摘 要: 利用热模拟试验机对原始组织为魏氏组织的 TC17 钛合金进行了热压缩试验, 采用电子背散射衍射技术 (EBSD) 研究了不同变形参数对魏氏组织 TC17 钛合金材料显微组织与结构的影响。结果表明: 在 700 °C 以上进行热压缩变形时, 魏氏组织 TC17 钛合金的材料均发生绝热剪切行为, 所形成的 ASB 中心区域组织主要由动态再结晶形成的等轴状 β 相晶粒和少量 α 相组成。随变形温度升高, 残余 α 相略有增加, β 相晶粒尺寸增大。不同变形参数对于 ASB 中心区域 β 相的取向分布影响甚微, 在 β 相中主要形成高斯织构。同时绝热剪切敏感性的研究表明, 魏氏组织 TC17 钛合金具有较高的绝热剪切敏感性, 且随变形温度升高, 绝热剪切敏感性增强。

关键词: 绝热剪切带; TC17 钛合金; 魏氏组织; 电子背散射衍射

中图分类号: TG331

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)09-2705-06

热剪切是一种普遍存在于高速撞击、切削、高速成形以及爆炸复合等高应变速率变形过程中, 在高应变速率下产生的非常独特的局部高度塑性变形失稳现象。剪切变形产生的高度局域化狭窄带形区域称为绝热剪切带 (adiabatic shear band, ASB)^[1-5]。绝热剪切现象多发生于材料加工及工件制造过程中, 其形成与材料的动态断裂有着密切的关系, 绝热剪切带的出现标志着材料或构件承载能力的下降或丧失, 制约了部分难加工及高成本材料的应用。为了有效地避免这一现象的发生, 对绝热剪切带组织与织构等微观信息进行分析, 具有重大的理论指导意义和工程应用价值^[6]。

针对于钛合金中所形成的 ASB, 学者们进行了大量研究。孙坤等^[7]采用分离式霍普金森压杆 (SHPB) 技术对 TC6 钛合金进行动态剪切实验, 发现在高应变速率下 TC6 钛合金绝热剪切带从萌生到完全发展, 塑性变形剧烈程度逐渐增大, 位错在 TC6 钛合金绝热剪切带的形成中起关键作用。王学滨^[8]研究了 Ti-6Al-4V 绝热剪切带宽度 ($w_{5\%}$) 的演变规律, 结果表明随着平均塑性剪切应变的增加, $w_{5\%}$ 先快速减小, 后趋于稳定。当绝热剪切带总宽度分别为 0.3235、0.0705 mm 时, $w_{5\%}$ 的稳定值接近 Ti-6Al-4V 绝热剪切带宽度的上限 (55 μm) 和下限 (12 μm); 程兴旺等^[9]对 Ti-15Mo-3Al-2.7Nb-0.2Si 钛合金绝热剪切带的微观

结构演化进行了研究, 发现剪切带的微观结构演化过程为: 晶粒在外加切应力作用下拉长变形-拉长晶粒的破碎-形成呈一定方向排列的细小等轴晶。徐媛等^[10]研究了高应变率变形条件下 TC18 合金绝热剪切带的晶粒细化机制, 认为绝热剪切带中晶粒细化是由变形晶粒中位错快速增殖、运动、塞积而产生应力集中形成裂纹并断裂形成细小晶粒、拉长晶粒的“内颈缩”以及动态再结晶 3 种机制共同作用的结果。汪冰峰等^[11]利用 SHPB 技术对 TC16 钛合金绝热剪切带内的微观结构和相变情况进行了研究, 指出剪切带的边缘由具有高位错密度沿着剪切方向排列的伸长组织构成, 中部由大量低位错密度的再结晶等轴晶组成, 且在剪切带内发生了相变。张静等^[12]同样利用 SHPB 技术, 对双态组织和片层组织 Ti-6Al-4V 合金进行动态加载实验发现, 随着入射波加载时间的延长, 两种组织中的绝热剪切带逐渐变宽, 且绝热剪切带演化过程的不同导致了绝热剪切带宽度的差异。Xinqin Liu 等^[13]研究了微观结构和形变速率对 Ti-6Al-4V 合金的绝热剪切行为的影响, 指出双态组织在形变速率为 10^3 s^{-1} 情况下, 绝热剪切带呈均匀分散且取向沿最大剪应力平面, 在片层组织中, 形变速率从 4000 到 6000 s^{-1} 的变化过程中, 绝热剪切带经历了从自组织结构到分散状且连接成类似于网状结构的转变。

收稿日期: 2017-09-18

基金项目: 国家自然科学基金 (51201135); 陕西省自然科学基金 (2017JM5085)

作者简介: 黄斌, 男, 1979 年生, 博士, 副教授, 西北工业大学材料学院, 陕西 西安 710072, 电话: 029-88493450-8002, E-mail: huangbin@nwpu.edu.cn

尽管这些研究对钛合金 ASB 的理解和认识起到了积极的作用，但仍有一定的局限性。本实验主要研究原始材料为魏氏组织的 TC17 钛合金热压缩后所产生绝热剪切带的组织与结构，讨论变形量和变形温度对魏氏组织的 TC17 钛合金中 ASB 的影响，探索热变形条件下魏氏组织的钛合金中的 ASB 的形成机制，以期为合金的生产、加工和应用提供绝热剪切带相关的理论指导。

1 实验

本次实验所选取的实验材料为魏氏组织 TC17 钛合金轧制态板材，板材厚度为 15 mm，其名义成分如表 1 所示。

利用 Gleeble-3500 热模拟试验机进行热压缩实验，利用线切割方法，沿板材 TC17 钛合金原材料的长轴方向（轧制方向）截取尺寸为 $\Phi 8\text{ mm} \times 12\text{ mm}$ 小圆柱作为试样，对其进行热压缩实验，实验变形速率为 50 s^{-1} ，试样热压缩完成后立即水淬，以保存变形时的高温组织。具体的热压缩变形参数见表 2。具体的实验过程示意图如图 1 所示。

热压缩实验后的试样沿轴向切开，经研磨、机械抛光、腐蚀后的试样采用 Lasertec Optelics C130 激光共聚焦显微镜和 Tescan Mira 3 场发射扫描电子显微镜上进行微观组织观察和分析。另外，对抛光后的试样进行电解抛光制备电子背散射衍射(EBSD)实验样品。EBSD 分析在配有 Oxford HKL Nordly Max EBSD 系统的 Tescan Mira 3 场发射扫描电子显微镜上进行，并使用 HKL-Channel 5 软件包对获得的 EBSD 原始数据进行后续处理，获得其结构及分布情况。

2 结果与分析

表 1 TC17 钛合金的主要化学成分

Table 1 Chemical composition of as-received TC17 titanium alloy ($\omega/\%$)

Element	Al	Sn	Zr	Mo	Cr	Ti
Contents	5.0	2.1	1.9	4.2	4.1	Bal.

表 2 魏氏组织 TC17 钛合金的热压缩变形参数

Table 2 Parameters of thermal compression for TC17 titanium alloy with Widmanstatten microstructure

Sample number	Deformation temperature/ $^{\circ}\text{C}$	Deformation/ $\%$	Deformation rate/ s^{-1}
1	700	40	
2	800	60	50
3	850	70	

2.1 原始魏氏组织的微观组织与结构

原始组织为魏氏组织的 TC17 钛合金扫描电镜二次电子像形貌如图 2 所示。从图 2 可以看出，魏氏组织是由粗大的原始 β 晶粒与晶粒内部不同厚度的 α 片层组成， α 、 β 的两相比比例大约为 7:3。

图 3 为 TC17 钛合金试样压缩前原始魏氏组织 EBSD 结果的相分布图，其中蓝色代表 β 相，红色为 α 相。从图可以看出，魏氏组织主要由粗大的 β 晶粒(晶粒尺寸达到毫米级)和内部大量细小 α 片层构成，片层宽度并不均匀，这与图 2 的扫描电镜二次电子像结果一致。

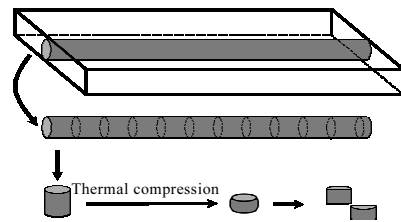


图 1 TC17 钛合金热压缩实验示意图

Fig.1 Schematic diagram of thermal compression experiment for TC17 titanium alloy

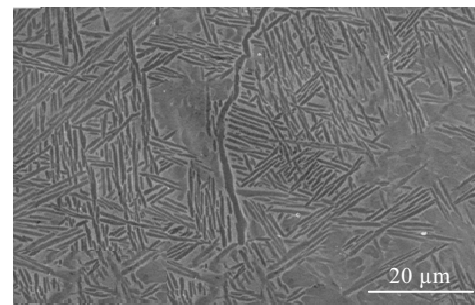


图 2 原始组织为魏氏组织的 TC17 钛合金扫描电镜二次电子像
Fig.2 SEM-SE image of TC17 alloy with original Widmanstatten microstructure

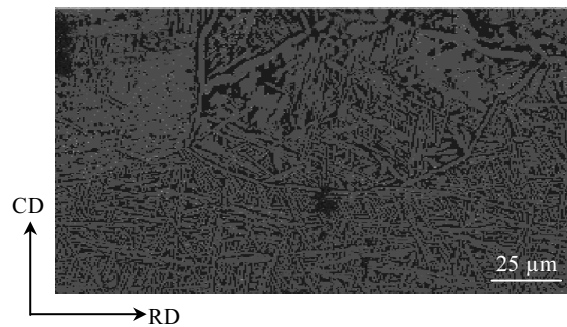


图 3 原始组织为魏氏组织的 TC17 钛合金 EBSD 结果相分布图
Fig.3 Phase map of TC17 titanium alloy with Widmanstatten microstructure from the results of EBSD

2.2 700℃, 40%变形条件下 TC17 钛合金中 ASB 的微观组织与结构

试样在 700 °C, 40%的变形参数下压缩时, 试样形成典型的 45°ASB, 如图 4a 所示。ASB 宽度约为 100 μm, 与 CD 方向夹角为 45°, 其芯部区域呈现典型的白亮状态组织, ASB 中心区域与基体之间存在有明显的过渡区。为了更精确地分析其组织结构, 利用 EBSD 技术, 对 ASB 中心区域和过渡区域进行了扫描, 并对其微观组织和其中的结构进行了分析。图 4b 为 ASB 中心区域的晶粒取向分布和相分布图, 从图中可以观察到, 原始魏氏组织试样形成的 ASB 中心组织主要由动态再结晶所形成的等轴状 β 晶粒组成, 晶粒尺寸为 2~4 μm。且 ASB 中心区域 α 相含量极少, 仅为 2.5%左右, 且主要为晶界 α 相, 鲜有沿剪切方向分布的残余长条状 α 相。同时, 从 β 相的极图可以看出, 在 ASB 中心区内形成了 {110}<001>高斯织构, 如图 4c 所示。

魏氏组织 TC17 钛合金在 700 °C, 40%变形的 ASB

过渡区 EBSD 相分布图如图 5 所示。其中蓝色代表 β 相, 红色为 α 相。靠近 ASB 中心, 有少量近似等轴状的 α 晶粒; 远离 ASB 中心, α 相增多, 且保留一定的片层形态, 片层内部形成细小的 α 亚晶。热压缩过程中位错、滑移带等微观缺陷被引入到片层组织中, 高温低应变速率条件下, 片层内产生的位错可以通过动态回复, 形成排列整齐的位错墙, 即形成小角度的亚晶界, 进而演变成完善的亚晶组织。这些微观缺陷的出现, 降低了 α 片层的稳定性, 这些亚结构的进一步分离将造成 α 片层的碎化, 进而形成等轴化 α 晶粒^[14]。越靠近 ASB 中心, 动态回复进行的速度越快, 等轴化晶粒增多, 大多数碎化后的细小等轴 α 相发生溶解, 且因其尺寸较小, 因此魏氏组织中碎化后的 α 相更易消失, 残余 α 相较少。靠近基体区域, 变形程度降低, 致使温度和能量都小于 ASB 中心区域, 因而片层 α 结构仍清晰可见。ASB 中心区域 α 相基本只剩晶界部分, 只有少量 α 等轴晶粒未发生完全溶解, 被保留下来, 形成如图所示结构。

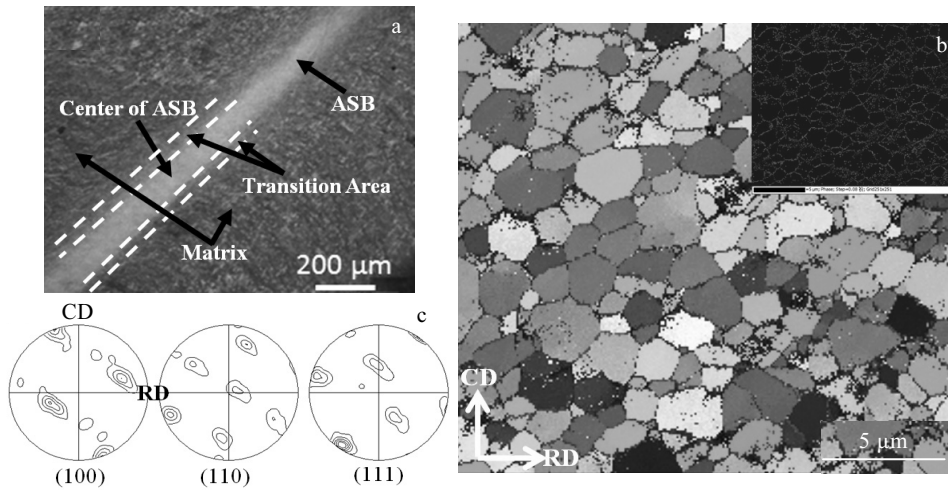


图 4 魏氏组织 TC17 钛合金 700℃, 40%变形的 ASB 宏观形貌, 晶粒取向及相分布图

Fig.4 ASB in TC17 alloy with Widmanstatten microstructure deformed at 700 °C, 40%: (a) macromorphology of ASB, (b) orientation distribution map of the grains, (c) pole figure for β-phase



图 5 魏氏组织 TC17 钛合金在 700 °C, 40%变形的 ASB 过渡区 EBSD 相分布图

Fig.5 Phase map result from EBSD for transition area of ASB in the TC17 alloy with Widmanstatten microstructure deformed at 700 °C, 40%

2.3 800 和 850 °C热压缩变形后 TC17 钛合金中 ASB 的微观组织与结构

魏氏组织 TC17 钛合金经过 800 °C, 60%和 850 °C, 70%两种变形参数下的热压缩后, 均形成 ASB, 如图 6a 所示。从图 6a 可以看出, 两者的 ASB 均与 CD 方向约呈 45°夹角, 表明魏氏组织在 800 °C 以上变形时, 也容易发生绝热剪切现象。图 6b 和 6c 分别是两种变形参数下 ASB 中心区域的 EBSD 结果。图 6b 中的结果显示魏氏组织高温 ASB 中心区域主要由等轴 β 晶粒组成, α 相所占比例同样很小。其中 800 °C, 60% ASB 为 3.08%, 850 °C, 70%ASB 为 4.01%, 与魏氏组织 700 °C, 40%ASB 中心区域组织特点一致。两种变形参数下的晶粒大小相同, 再与 700 °C, 40%魏氏组织 ASB 中心晶粒尺寸对比, 800 和 850 °C 晶粒稍大, 说明对于魏氏组织试样来说, 变形温度和变形量对 ASB 中心尺寸有影响, 但并不显著。图 6c 是两种变形参数下魏氏组织 ASB 中心区域的 β 相极图。从图 6a 可知, 变形参数为 800 °C, 60%时, β 相形成立方织构, 最大值为 $5.26 \times \text{random}$, 而 850 °C, 70%时, 则是高斯织构, 最大为 $6.25 \times \text{random}$ 。当晶体取向在变形过程中变化时, 晶体内各个部分不会同时发生一致的转动。在晶体转动各处都会有少许未继续转动的残余晶体保留下来。因而推测魏氏组织在 800 °C 时变形, 虽然宏观 ASB 与 CD 轴夹角变成 45°, 部分晶粒发生旋转, 但 ASB 中心晶粒主要还是沿水平状 ASB 的 $\langle 001 \rangle$ 方向择优, 而已发生旋转的晶粒取向分散,

因此在整体上呈现立方织构。而在 850 °C 变形时, 温度升高, 晶粒活动能力增强, 变形时间有所增长, 更多晶粒发生旋转, 且旋转方向趋于一致, 形成择优, 成为沿 ASB 方向 45°分布的 $\{110\} \langle 001 \rangle$ 高斯织构。

2.4 绝热剪切敏感性

研究不同变形参数下 TC17 钛合金魏氏组织, 发现随着变形温度和变形量的增加, 魏氏组织的 ASB 形状更接近典型 45°ASB, 定性的说明了魏氏组织材料容易发生绝热剪切行为。为了定量表征 TC17 钛合金原始魏氏组织材料更容易发生绝热剪切这一现象, 引入绝热剪切敏感性这一概念。

绝热剪切敏感性反映了在一定条件下材料发生绝热剪切变形的难易程度。不同学者采用不同的测量或计算方法^[15-17], 对绝热剪切敏感性这一性质进行表征。陈洋^[15]等人利用工程应力-时间曲线, 衡量了材料的绝热剪切敏感性。工程应力-时间曲线描述了材料在动态加载过程中发生绝热剪切破坏或正常卸载的时间。通过曲线可得到其承载时间, 时间越长, 表明材料抗绝热剪切的能力越强, 材料越不敏感。本次实验中材料的变形速率均为 50 s^{-1} , 材料发生变形的时间在 4.4~24 ms, 其中发生绝热剪切的时间更难估计, 采用这种方法并不合适。Mazeau^[16]采用材料发生绝热剪切时的局域化能量来衡量不同材料的绝热剪切敏感性。局域化能量(即冲击吸收功 E)^[17]代表材料在变形过程中所吸收的能量, 计算公式 (1) 如下:

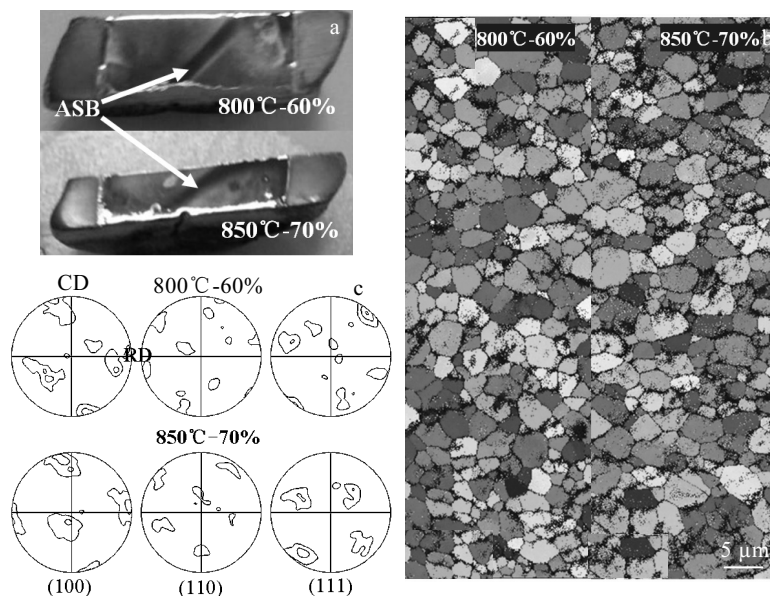


图 6 800 °C, 60% 和 850 °C, 70%两种变形参数下魏氏组织 TC17 钛合金中的 ASB 宏观形貌和中心区的取向分布图及 β 相极图
Fig.6 ASB in TC17 alloys with Widmanstatten microstructure deformed at 800 °C, 60% and 850 °C, 70%: (a) macromorphology of ASB, (b) orientation distribution map of the grains in center of ASB, and (c) pole figures for β -phase

$$E = \int_{\varepsilon_1}^{\varepsilon_2} \sigma d\varepsilon \quad (1)$$

其中, σ 为流变应力, ε_1 和 ε_2 分别为真应力-应变曲线的两个拐点应变值。不同组织的材料在变形过程中, 冲击吸收功不同。E 值越大, 代表材料在变形过程中所能吸收的能量越大, 材料抗绝热剪切的能力越强, 该组织的材料越不敏感。本研究根据各个试样在变形过程中所得到的真应力-应变曲线, 计算不同变形参数下魏氏组织 TC17 钛合金材料形成 ASB 所需要的冲击吸收功, 其结果如表 3 所示。表 3 的结果表明, 随着变形温度的升高, 魏氏组织的冲击吸收功整体呈现减小的趋势, 这是因为温度升高, 材料的流动性增强, 材料的抗变形能力协调能力提高所导致的, 随着变形温度的上升, 绝热剪切敏感性也逐渐增加。

表 3 不同变形参数下魏氏组织 TC17 钛合金形成 ASB 所需的冲击吸收功

Table 3 Absorbing work of ASB in TC17 alloy with Widmanstatten microstructure deformed at different parameters, $E (\times 10^6 \text{J/m}^3)$

Deformation parameters	700 °C, 40%	800 °C, 60%	850 °C, 70%
E	291.89	225.42	154.29

3 结论

1) 在 700 °C 以上进行热压缩变形时, 魏氏组织 TC17 钛合金的材料均发生绝热剪切行为, 所形成的 ASB 中心区域组织主要由动态再结晶形成的等轴状 β 相晶粒和少量 α 相组成。随温度的升高, 残余 α 相略有增加, 同时 β 相晶粒尺寸也增加。

2) 不同变形参数对于 ASB 中心区域 β 相的取向分布影响甚微, 在 β 相中主要形成高斯织构。

3) 魏氏组织 TC17 钛合金具有较高的绝热剪切敏感性, 且随变形温度升高, 绝热剪切敏感性逐渐增加。

参考文献 References

[1] Wang Kaixuan, Zeng Weidong, Zhao Yongqing et al. *Journal of Materials Science*[J], 2010, 45(21): 5883

- [2] Tresca M H. *Journal ARCHIVE Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers*[J], 1878, 1-196(29): 301
- [3] Trent E M. *J Iron and Steel Inst*[J], 1941, 143(1): 401
- [4] Andrews J H, Lee H L. *J Iron and Steel Inst*[J], 1950, 165: 374
- [5] Zener C, Hollomon J H. *Journal of Applied Physics*[J], 1944, 15(1): 22
- [6] Xiao Dawu(肖大武), Li Yinglei(李英雷), Cai Lingcang(蔡灵仓). *Experimental Mechanics(实验力学)*[J], 2010, 25(4): 463
- [7] Sun Kun(孙坤), Wang Fuchi(王富耻), Cheng Xingwang(程兴旺) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2009, 38(2): 233
- [8] Wang Xuebin(王学滨). *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2010, 39(4): 593
- [9] 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
- [10] 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(8): 1454
- [11] 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
- [12] Zhang Jing(张静), Tan Chengwen(谭成文), Liu Xinqin(刘新芹) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2009, 19(5): 648
- [13] Liu Xinqin, Tan Chengwen, Zhang Jing et al. *Material Science and Engineering A*[J], 2009, 501(1): 30
- [14] Chen Huiqin(陈慧琴), Cao Chunxiao(曹春晓), Guo Ling(郭灵) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2009, 38(3): 421
- [15] Chen Yang(陈洋), Pei Chuanhu(裴传虎), Li Zhenxi(李臻熙) et al. *Journal of Aeronautical Materials(航空材料学报)*[J], 2013, 33(6): 8
- [16] Mazeau C, Beylat L, Longère P et al. *Journal De Physique IV* [J], 1997, 7(3): 429
- [17] Mao Liping(毛莉萍), Sun Qinghai(孙庆海), Liu Zheng(刘正) et al. *Chinese Journal of Rare Metals(稀有金属)*[J], 2016, 40(12): 1207

Microstructure and Texture of Adiabatic Shear Band (ASB) in TC17 Titanium Alloy with Widmanstatten Microstructure

Huang Bin, Ren Weijia, Zhang Yanmin, Chen Shuang, Yang Yanqing, Luo Xian

(Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: Hot compression tests were carried out on TC17 titanium alloy with Widmanstatten microstructure by thermal simulation testing machines, and the influence of different deformation parameters on the morphology and structure of the TC17 titanium alloy was characterized by electron back scattered diffraction (EBSD) techniques. The results show that adiabatic shear band (ASB) occurs in the TC17 alloy with Widmanstatten microstructure while the hot compression deformation temperature is over 700 °C, and the central region of ASB is mainly composed of equiaxed β -phase grains formed by dynamic re-crystallization and a small amount of α -phase. More residual α phase appears and the β -phase grain size increases with increasing of the hot compression temperature. Different deformation parameters have little effect on the orientation distribution of β -phase in the central region of ASB, and Goss texture mainly forms in β -phase. Furthermore, the TC17 titanium alloy with Widmanstatten microstructure has good adiabatic shear sensitivity, and it increases gradually with the increase of hot compression deformation temperature.

Key words: adiabatic shear band (ASB); TC17 titanium alloy; Widmanstatten microstructure; electron back scattered diffraction (EBSD)

Corresponding author: Huang Bin, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China, Tel: 0086-29-88493450-8002, E-mail: huangbin@nwpu.edu.cn