

热等静压 Ti-6Al-4V 钛合金热变形微观组织演变

张治民^{1,2}, 任璐英¹, 薛勇^{1,2}, 吴耀金^{1,2}, 王强^{1,2}, 徐健², 张慧芳²

(1. 中北大学, 山西 太原 030051)

(2. 国防科技工业复杂构件挤压成形技术创新中心, 山西 太原 030051)

摘要: 采用 Gleeble-1500 热模拟试验机对热等静压态 Ti-6Al-4V 钛合金在温度 950~1050 °C、应变速率 0.01~1 s⁻¹ 条件下进行了热模拟压缩实验, 研究了变形温度、应变速率对其显微组织的影响规律。结果表明: 热等静压态 Ti-6Al-4V 钛合金在 950 °C 以上变形后淬火组织以粗大的 β 晶粒与针状及板条马氏体组成, 具有典型的 β 相区变形组织特征。 β 转变组织形成交错的网篮结构并具有特定的取向关系。变形过程中, 发生了动态再结晶, 并伴随着动态回复现象。在 950 °C/0.01 s⁻¹ 条件下, 以动态再结晶占据主导, 得到均匀等轴 β 转变组织。随应变速率增大, 以动态回复为主, β 晶粒沿金属流动方向拉长, β 转变组织得到细化。随温度升高, β 晶粒变粗大, 并仍然存在拉长变形带。同时, β 转变组织有一定程度的粗化。

关键词: Ti-6Al-4V 合金; 热等静压; 高温压缩; 组织演变

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)03-0820-07

钛合金因其具有密度低、比强度高、耐腐蚀性好、耐热性高等优良的综合性能, 现已被广泛应用到航空航天、石化、生物医学工程等领域。其中, Ti-6Al-4V 合金属于 $(\alpha+\beta)$ 两相钛合金, 是应用最为广泛的钛合金之一^[1,2]。

许多学者对钛合金的变形行为以及变形过程中组织和组织演变等问题进行了研究, 发现应变速率、热变形温度与应变量等变形参数对钛合金高温变形后的微观组织有很大影响。微观组织的演变不仅影响材料的流变行为, 同时决定了合金机械性能的优秀程度^[3,4]。熊爱明等^[5]研究了 TC4 钛合金在高温变形过程中的微观组织演变, 获得了 TC4 钛合金高温变形时微观组织演变的预报模型。闻瑶等^[6]研究了 TA15 在热压缩变形过程中的组织演变规律, 发现随着应变速率的增加, 合金中初生 α 相的晶粒形态和取向均发生了明显的变化, 晶粒垂直于压缩方向由等轴状被拉成为长条状。白娇娇等人^[7]结合流变应力曲线以及热加工图和组织演变对 TC4 合金不同应变速率不同温度条件下的变形机制进行了解释。王清等人^[8]研究了 2 种组织形态的 TC4 合金的热变形行为, 并对合金在热变形过程中的软化机制进行了探究。Luo 等人^[9]研究了 TC4 合金等温热压缩变形时应变量对流变应力、晶粒尺寸

和变形激活能的影响。Momeni 等人^[10]对 TC4 钛合金分别在 $(\alpha+\beta)$ 和 β 相区进行了热压缩变形, 分析了变形过程中变形温度、应变速率对流变行为和组织演变的影响。还有一些研究涉及到 $\alpha+\beta$ 组织中 α 相形貌对该合金变形行为的影响^[11,12]。

目前, 粉末冶金的方法在钛合金材料及零部件制备方面得到了广泛的应用。其中热等静压制备 TC4 合金已有很多报道, 主要集中在热等静压工艺成形过程以及不同工艺参数对合金微观组织及机械性能等方面的研究^[13-17], 而关于热等静压制备 TC4 合金的高温热变形微观组织演变规律的研究少见报道。因此, 需要对这些问题进行研究以拓展其进一步的应用。

因此, 本研究采用粉末热等静压工艺制备了全致密的 Ti-6Al-4V 合金, 再结合热压缩模拟实验和 OM、SEM、EBSD 分析对热等静压态 Ti-6Al-4V 合金的高温热变形微观组织演变进行研究, 旨在为热等静压态 Ti-6Al-4V 合金后续锻造工艺的制定提供依据。

1 实验

热等静压工艺将预合金粉末密封在陶瓷或不锈钢包套内, 通过介质向各个方向均匀地施加压力, 并加以高温, 使制品致密化。因此, 热等静压工艺能够制备质

收稿日期: 2018-03-15

基金项目: 国家自然科学基金面上项目 (51675492)

作者简介: 张治民, 男, 1956 年生, 博士, 教授, 中北大学材料科学与工程学院, 山西 太原 030051, 电话: 0351-3921778, E-mail: nucforge@126.com

量较大、形状复杂的高致密度零件^[18]。本研究利用等离子旋转电极雾化工艺制备球形预合金 Ti-6Al-4V 粉末作为原料，如图 1 所示，其化学成分如表 1 所示。选择同时升温升压的热等静压工艺制备 $\Phi 100\text{ mm}\times 150\text{ mm}$ 的 Ti-6Al-4V 合金棒料，经 5 h 达到 $920\text{ }^\circ\text{C}/120\text{ MPa}$ ，保温保压 2 h 后随炉冷却到常温。

高温压缩实验试样为从热等静压态 Ti-6Al-4V 棒料中采用线切割成 $\Phi 8\text{ mm}\times 12\text{ mm}$ 的标准圆柱试样。试样通过电阻加热系统在空气中进行加热，保温 3 min 以保证试样温度分布均匀。试样两端垫上涂有石墨润滑剂的钽片以减少接触面摩擦力，保证润滑。恒温恒应变速率压缩实验在 Gleeble-1500 热模拟实验机上进行，变形温度范围 $950\sim 1050\text{ }^\circ\text{C}$ ，应变速率为 $0.01\sim 1\text{ s}^{-1}$ ，最大压缩变形量为 70%。变形后试样进行快速水冷淬火处理。

将变形试样沿加载轴的方向切开，对纵向剖面进行机械研磨、抛光和腐蚀后，在金相显微镜(OM)上进行微观组织观察。采用配有电子背散射(EBSD)系统的 SU5000 型扫描电镜(SEM)进行电子背散射实验。EBSD 实验数据采集及结果分析采用美国 EDAX 公司提供的 TEAM/OIM Analysis 软件。

2 结果与讨论

2.1 Ti-6Al-4V 合金热等静压原始组织

热等静压态 Ti-6Al-4V 合金 SEM 照片如图 2 所示。从图中可以看出，热等静压态合金微观组织主要由灰黑色衬度的 α 相和相间亮白色衬度的 β 相组成。其中， α

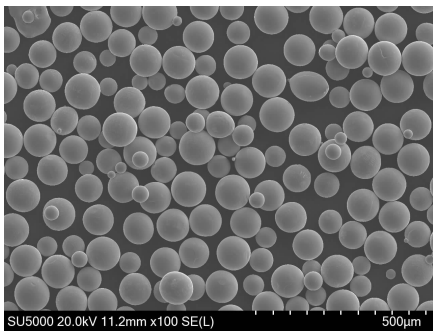


图 1 Ti-6Al-4V 粉末颗粒形貌

Fig.1 SEM image of as-received Ti-6Al-4V powder

表 1 Ti-6Al-4V 粉末的化学成分

Table 1 Chemical composition of Ti-6Al-4V powder

($\omega/\%$)

Ti	Al	V	Fe	C	N	H	O
Bal.	5.87	3.94	0.36	0.67	1.22	0.012	0.09

相主要以片层状(白色方块标记)平行成簇或交错分布，并有少量等轴 α 相(白色圆圈标记)分布其间，而晶间 β 相则呈细长片层状和细小不规则块状。这是由于热等静压过程中预合金粉末在高温高压的作用下，马氏体组织完全转变为 α 相，在冷却过程中， β 相沿晶间析出。

2.2 热变形显微组织分析

变形程度为 70%时，不同应变速率和变形温度下水冷后热等静压 Ti-6Al-4V 钛合金的金相显微组织如图 3 所示。从图 3 可以看出，变形后合金微观组织发生了明显的变化，原始组织中片层状和等轴 α 相几乎不存在，说明发生了相变。变形组织表现出典型的 β 热变形组织特征：存在粗大的 β 晶粒，并有条状 α 相分布在晶界上形成镶边。在晶内存在细小的针状和片层状结构，说明 β 转变组织是以针状或板条马氏体与残余 β 相形成混合并为主。

当变形温度为 $950\text{ }^\circ\text{C}$ 、应变速率为 0.01 s^{-1} 时，如图 3a 所示，通过晶界镶边的 α 相可以推断 β 晶粒的轮廓呈等轴状，直径在 $75\sim 90\text{ }\mu\text{m}$ 。 β 晶粒内除了针状或板条 α 交错分布或形成网篮组织以外，还注意到有少量十分细小的等轴 α 晶粒存在，如图中箭头所示。这说明在此变形条件下，残余的初生 α 和转变的 β 相均参与变形， α 发生了动态再结晶或者球化。 β 相发生再结晶，产生新的等轴 β 晶粒，基本上没有出现沿变形方向被拉长的现象，变形后经过淬火得到 β 转变组织。这是由于应变速率较低时，热变形时间长，晶界移动性高，动态再结晶充分进行的同时，还通过晶界的迁移促使再结晶晶粒不断长大，再结晶晶粒尺寸越均匀。从图 3b 和图 3c 可以看出，随着应变速率的增大， β 晶粒为粗大的不规则形状，并且产生了随金属流动方向变扁、被拉长形成变形带，在晶界三叉交界处和边界上有细小的等轴 β 晶粒，使得晶粒尺寸分布

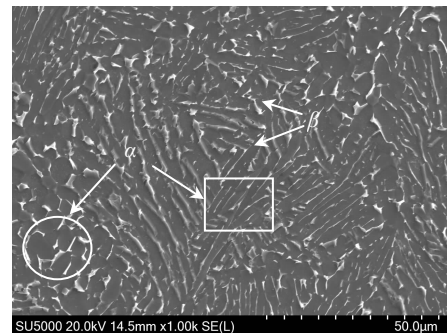


图 2 热等静压态的 Ti-6Al-4V 合金的 SEM 照片

Fig.2 SEM image of the hot isostatically pressed Ti-6Al-4V alloy

不均匀。由于高应变速率下变形，位错密度增加的速度加快，增大了动态再结晶驱动力，但相应的变形时间缩短，位错急剧堆积且应力集中得不到释放，变形过程中发生了动态回复并伴有动态再结晶现象，动态再结晶不能充分进行，变形机制以动态回复为主，所以 β 晶粒等轴程度差，出现拉长的变形晶粒。

当应变速率为 0.1 s^{-1} ，随着变形温度的升高， β 晶粒通过晶界迁移发生粗化长大现象，但仍然可以看到有拉长的变形带存在，晶粒内片层结构主要以网篮状组织为主，如图 3d 和图 3e 所示。较高的变形温度为相变提供了更多的能量，使得 α 相含量减少。当温度为 $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ 及以上时，超过了 β 的相变温度，变形组织表现为 β 相区变形特征。温度越高， β 晶粒越粗大，片状的 α 相也逐渐增多。变形温度是影响金属塑性变形的一个重要因素。变形温度影响再结晶动力学，是因为它影响储存能，而再结晶的驱动力是储存能^[19]。由于 β 相是体心立方结构(bcc)，具有较高层错能、多滑移系，合金容易发生动态回复，使产生的储存能降低，从而影响了后续产生再结晶，而动态再结晶行为则受到一定抑制。而温度越高，晶界迁移能力越强，动态再结晶形核及长大速度均加快。

为了获得各晶粒的晶体学取向信息以及组织形貌尺寸的定量统计分析结果，对变形后试样进行了 EBSD 分析。图 4 为试样在不同变形条件下的组织分布及反极

图。图中不同颜色代表不同的晶体取向，着色原理见图 4f 反极图色标所示。当变形温度为 $950 \text{ }^\circ\text{C}$ 时，接近 Ti-6Al-4V 钛合金 β 转变范围，大部分初生 α 相转变为 β 相，并参与变形，存在一些细小的等轴动态再结晶 α 晶粒，如图 4a 中箭头所示。这与金相组织观察结果一致。另外，从图 4a 中可以看出，变形结束后经过淬火， β 晶内析出了以不同位向交叉排列的短片状 α 相，这些短片状的 α 排列很不均匀，并且由于 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变过程中存在着 Burgers 位向关系^[20]， β 晶粒内存在较多取向和大小不同的亚晶粒，所以这些新生成的片状 α 相有着特定的晶体取向，即在图中表现出不同的颜色。从图中可以看出，这些短片状的 α 相表现为典型的锯齿状晶界，这是由于亚晶粒和晶粒的形成伴随着原始晶界的迁移，使得晶界表现出波纹状。这种晶界类型与后显微组织特征与 Yang 等^[21]的研究相类似。

随着变形速率的增加，从图 4b 和图 4c 中可以看出，粗大等轴状的高温 β 晶粒压扁拉长成带状，片状的 α 逐渐变得细小，形成网篮结构以及不同的取向关系，同时有沿着金属流动方向排列的趋势。随着变形温度的升高，从图 4d 和图 4e 中可以看出，变形后片状的 α 逐渐粗化，这主要是由于 β 区变形易出现粗大的 β 晶粒，变形结束后 β 转变组织中的片层 α 相的晶粒尺寸也随之增大。

图 5 为热等静压 Ti-6Al-4V 钛合金不同工艺参数下 EBSD 晶界分布图。由于局部严重变形会引起数据

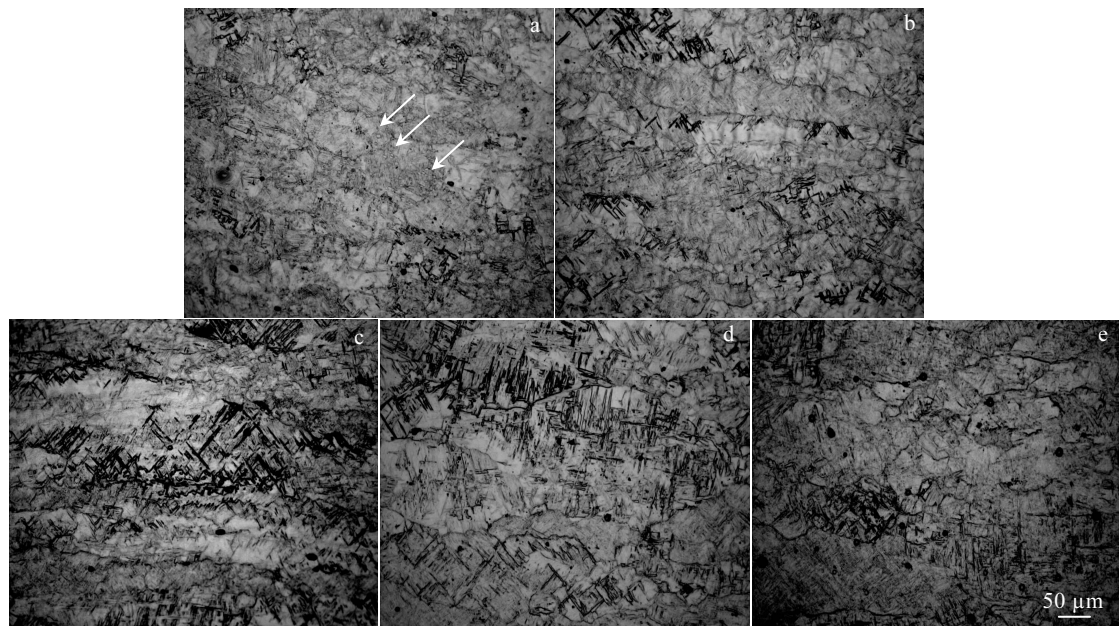


图 3 Ti-6Al-4V 合金不同热变形参数下的显微组织 OM 照片

Fig.3 OM images of Ti-6Al-4V alloy under different thermal deformation parameters: (a) $950 \text{ }^\circ\text{C}/0.01 \text{ s}^{-1}$, (b) $950 \text{ }^\circ\text{C}/0.1 \text{ s}^{-1}$, (c) $950 \text{ }^\circ\text{C}/1 \text{ s}^{-1}$, (d) $1000 \text{ }^\circ\text{C}/0.1 \text{ s}^{-1}$, and (e) $1050 \text{ }^\circ\text{C}/0.1 \text{ s}^{-1}$

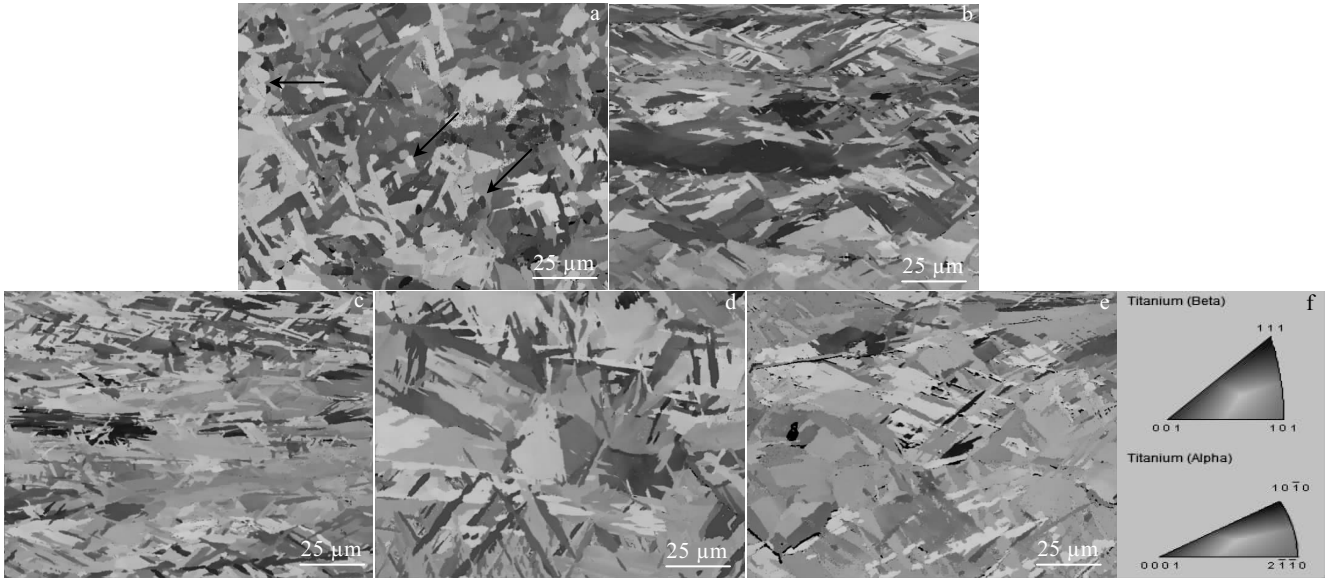


图 4 Ti-6Al-4V 合金不同热变形参数下的 EBSD 组织分布及反极图

Fig.4 EBSD microstructures (a~e) and inverse pole figures (f) of Ti-6Al-4V alloy under different conditions: (a) 950 °C/0.01 s⁻¹, (b) 950 °C/0.1 s⁻¹, (c) 950 °C/1 s⁻¹, (d) 1000 °C/0.1 s⁻¹, and (e) 1050 °C/0.1 s⁻¹

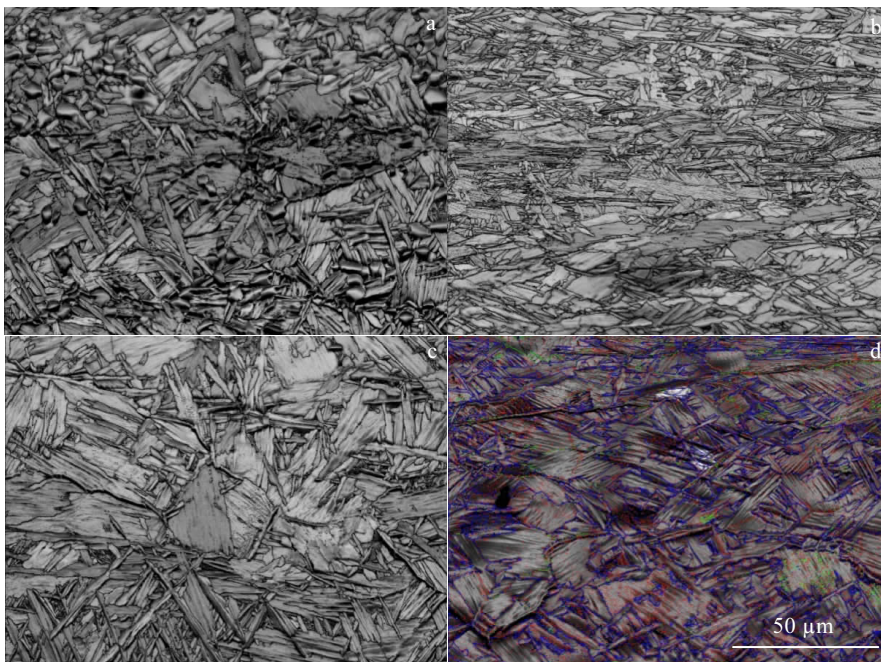


图 5 Ti-6Al-4V 合金不同热变形参数下的 EBSD 组织

Fig.5 EBSD microstructures of Ti-6Al-4V alloy under different thermal deformation parameters: (a) 950 °C/0.01 s⁻¹, (b) 950 °C/1 s⁻¹, (c) 1000 °C/0.1 s⁻¹, and (d) 1050 °C/0.1 s⁻¹

噪点导致置信度因子较低，从而产生晶界识别误差，因此不考虑小于 2°的取向。将取向差在 2°~15°之间定义为小角度晶界(LAGBs)，取向差大于 15°的定义为大角度晶界(HAGBs)。以图像扫描质量成像图作为衬底，

其中蓝线表示为大角度晶界($\theta > 15^\circ$)一致，小角度晶界($15^\circ > \theta > 2^\circ$)用绿线表示，红色线表示小于 2°晶界。可以看出，变形后组织是具有小角度晶界的亚晶和具有大角度晶界的晶粒组成，其中大角度晶界占绝大多

数，小角度晶界主要出现在片状的 α 晶粒内部。在变形初期，位错密度增加并相互作用，并产生动态回复使位错重新排列，这导致小角度晶界的形成，数量逐渐增加。随着变形量的逐渐增大，小角度晶界吸收位错，晶界取向角增大。最后，逐渐形成具有大角度晶界的新的再结晶晶粒^[8]。因此，不同角度晶界的分布情况可以反应动态再结晶的程度。

图 6 为不同工艺参数与变形合金中小角度晶界数量占比的关系。如图 6a 所示，当应变速率为 0.1 s^{-1} 时，随着温度升高小角度晶界分数呈递减趋势。当温度为 $950 \text{ }^\circ\text{C}$ 时，小角度晶界为 11.2%；当温度为 $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ 时，小角度晶界为 8.6%；当温度升至 $1050 \text{ }^\circ\text{C}$ 时，小角度晶界降低至有 7.8%。如图 6b 所示，变形温度 $950 \text{ }^\circ\text{C}$ 时，随着应变速率增大小角度晶界逐渐增多。当应变速率为 0.01 s^{-1} 时，小角度晶界只有 9.5%，当应变速率为 0.1 s^{-1} 时，小角度晶界增大到 11.2%，而应变速率为 1 s^{-1} 时，小角度晶界达到 12.3%。总体上看，合金在变形后都基本转变为具有大角度晶界的片层 α 相。同时，高变形温度和低应变速率可以提供足够的能量和时间使得变形晶粒内部产生的位错进行迁移合并，转变为大角度晶界，导致小角度晶界比例较低。

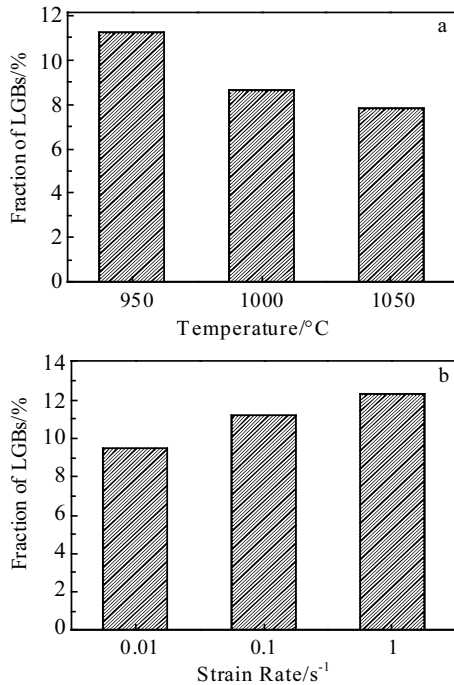


图 6 变形温度和应变速率对 Ti-6Al-4V 合金小角度晶界数量占比的影响

Fig.6 Influence of temperature (a) and strain rate (b) on the number fraction of LAGBs Ti-6Al-4V alloy

图 7 为不同工艺参数下的合金内大角度晶界取向差分布。可以看出，大角度晶界分布峰值主要出现在 60° 和 90° ，取向差分布在 60° 附近达到最大。这是由于 β 相转变为 α 相过程中是按照一定的取向进行的。值得注意的是，在 $950 \text{ }^\circ\text{C}/0.01 \text{ s}^{-1}$ 变形条件下，在 35° 附近所占比例明显高于其他变形条件，取向差分布更加均匀。这是由于该条件下动态再结晶为主要变形机制，导致形变组织中的缺陷和位错密度较小， α 相析出的取向就更多。当应变速率高于 0.1 s^{-1} 时，不同温度条件下变形过程中都存在动态回复和动态再结晶的共同作用，利于形成特定取向的 α 晶粒。

图 8 为利用 EBSD 分析材料热变形后晶粒尺寸分布的数据统计结果。由图中可以看出，不同热变形参数下， α 晶粒尺寸基本小于 $30 \text{ }\mu\text{m}$ ，其中晶粒尺寸主要分布在 $0\sim 10 \text{ }\mu\text{m}$ 之间。当应变速率为 0.1 s^{-1} 时， $950 \text{ }^\circ\text{C}$ 变形后，尺寸小于 $10 \text{ }\mu\text{m}$ 的晶粒数量多于 $1050 \text{ }^\circ\text{C}$ 时的数量，这说明在近 β 相区经变形后能减小晶粒尺寸。进一步计算得到，在 $950 \text{ }^\circ\text{C}$ 变形温度下，应变速率由 0.1 s^{-1} 提高至 1 s^{-1} ，晶粒平均尺寸由 $9.9 \text{ }\mu\text{m}$ 减小至

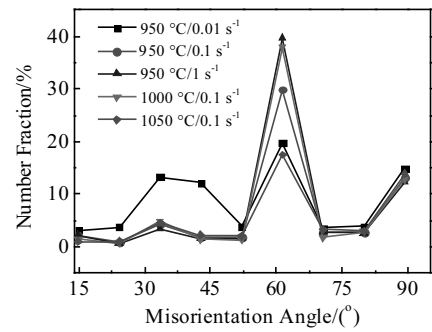


图 7 Ti-6Al-4V 合金不同变形参数下大角度晶界取向差分布
Fig.7 Distribution of misorientation angle ($15^\circ < \theta < 90^\circ$) of Ti-6Al-4V alloy under different conditions

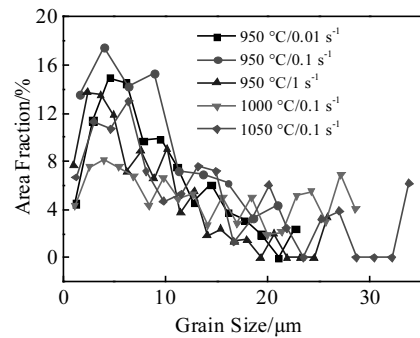


图 8 Ti-6Al-4V 合金不同热变形参数下晶粒尺寸分布
Fig.8 Grain size distribution of Ti-6Al-4V alloy under different conditions

7.6 μm 。而在高温变形时, 晶粒有长大的趋势, 1000 和 1050 $^{\circ}\text{C}$ 条件下平均晶粒尺寸分别达到 13.5 和 12.1 μm 。结合上述取向差分布特点分析可知, 这表明在变形过程中, 组织发生了动态再结晶, 并伴随着动态回复过程的进行, 在较大的应变速率时, 动态回复过程起主要作用。而在应变速率 0.01 s^{-1} 和变形温度 950 $^{\circ}\text{C}$ 条件下, 动态再结晶过程更加充分, 动态再结晶分数较高。

3 结论

1) 热等静压态 Ti-6Al-4V 钛合金在 950 $^{\circ}\text{C}$ 以上变形时, 发生 $\alpha \rightarrow \beta$ 相变, 变形后淬火组织以粗大的 β 晶粒与针状及板条马氏体组成, 表现出典型的 β 相区变形组织特征。变形后合金内小角度晶界均占比很小。

2) 在变形过程中, 发生了动态再结晶, 并伴随着动态回复过程的进行, 在 950 $^{\circ}\text{C}/0.01 \text{s}^{-1}$ 条件下, 动态再结晶最为充分, β 晶粒呈等轴状。随着应变速率的增大, 动态回复机制占据主导, 出现拉长的 β 晶粒变形带, β 转变组织细化, 并倾向于沿晶粒拉长方向排列。

3) 应变速率为 0.1 s^{-1} 时, 在 950~1050 $^{\circ}\text{C}$ 温度范围内变形。随温度升高, 变形以动态回复为主, β 晶粒粗大, 并仍然存在拉长变形带。同时, β 转变组织有一定程度的粗化。

参考文献 References

- [1] Huang Zhanghong(黄张洪), Qu Henglei(曲恒磊), Deng Chao(邓超) *et al. Materials Review* (材料导报)[J], 2011, 25(1): 102
- [2] Jin Hexi(金和喜), Wei Kexiang(魏克湘), Li Jianming(李建明) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2015, 25(2): 280
- [3] Sieniawski J, Filip R, Ziąja W. *Journal of Materials Processing Tech*[J], 2012, 133(1): 84
- [4] Yu W X, Li M Q, Luo J. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2009, 38(1): 19
- [5] Xiong Aiming(熊爱明), Xue Shankun(薛善坤), Li Miaoquan(李淼泉) *et al. Journal of Plasticity Engineering* (塑性工程学报)[J], 2002, 9(1): 14
- [6] Wen Yao(闻瑶), Xue Kemin(薛克敏), Li Ping(李萍) *et al. Rare Metals and Cemented Carbides* (稀有金属与硬质合金)[J], 2014, 42(5): 55
- [7] Bai Jiaojiao(白娇娇), Li Wei(李伟), Liang Yilong(梁益龙) *et al. Heat Treatment of Metals* (金属热处理)[J], 2017, 42(5): 121
- [8] Wang Qing(王清), Li Zhonghua(李中华), Sun Dongli(孙东立) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment* (材料热处理学报)[J], 2005, 26(4): 56
- [9] Luo J, Li M Q, Yu W X. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2010, 39(8): 1323
- [10] Momeni A J, Abbasi S M. *Materials and Design*[J], 2010, 31(8): 3599
- [11] Semiatin S L, Bieler T R. *Acta Materialia*[J], 2001, 49(17): 3565
- [12] Seshacharyulu T, Medeiros S C, Frazier W G *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2002, 25(1-2): 112
- [13] Zhang Xuhu(张绪虎), Xu Guihua(徐桂华), Sun Yanbo(孙彦波) *et al. Aerospace Materials and Technology* (宇航材料工艺)[J], 2016, 46(6): 6
- [14] Kim Y, Kim E P, Song Y B *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 603: 207
- [15] Yu Si(喻思), Lang Lihui(郎利辉), Yao Song(姚松) *et al. Forging and Stamping Technology*(锻压技术)[J], 2015, 40(3): 115
- [16] Wu Yan(吴言), Xue Pengju(薛鹏举), Wei Qingsong(魏青松) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(2): 360
- [17] Xu L, Guo R, Bai C *et al. Journal of Materials Science and Technology*[J], 2014, 30(12): 1289
- [18] Zeng G, Mao X N, Zhao Y Q *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2017, 46(11): 3197
- [19] He D, Zhu J C, Lai Z H *et al. Materials and Design*[J], 2013, 46: 38
- [20] Zhu Jingchuan(朱景川), He Dong(何东), Yang Xiawei(杨夏炜) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(2): 382
- [21] Yang L Q, Yang Y Q. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2014, 24(10): 3103

Microstructure of Hot Isostatically Pressed Ti-6Al-4V Alloy after Hot Deformation

Zhang Zhimin^{1,2}, Ren Luying¹, Xue Yong^{1,2}, Wu Yaojin^{1,2}, Wang Qiang^{1,2}, Xu Jian², Zhang Huifang²

(1. North University of China, Taiyuan 030051, China)

(2. National Defense Industry Innovation Center for Complex Component Extrusion Technology, Taiyuan 030051, China)

Abstract: The high temperature thermal compression test was carried out on Gleeble-1500 thermal simulator for the Ti-6Al-4V alloy prepared by hot isostatic pressing process in the temperature range of 950~1050 °C and strain rate range of 0.01~1 s⁻¹ at engineering compressive strain of 70%. The effect of deformation temperature and strain rate on the microstructure evolution of the alloy was investigated. The results show that the microstructure is mainly composed of coarse β grains and needle and lath martensite, which exhibits a typical microstructure character of β -phase filed hot deformation after water quenching. The β transformed lamellar microstructure in the β grain forms basketweave structure with certain crystal misorientation. The microstructure analysis illustrates that dynamic recovery and dynamic recrystallization occur during thermal compression. Under the condition of 950 °C/0.01 s⁻¹, the deformation mechanism is dynamic recrystallization and the uniform equiaxed β grain with β transformed microstructure is obtained. With increasing the strain rate, β grains are elongated to long strip in the direction perpendicular to the compression direction, and the β transformed lamellar microstructure is refined, and the dynamic recovery is the main deformation mechanism. As the temperature increases, the size of β grains and β transformed lamellar microstructure increases. However, the strip shaped β grains are still maintained.

Key words: Ti-6Al-4V alloy; HIP; hot compression; microstructure evolution

Corresponding author: Xue Yong, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, North University of China, Taiyuan 030051, P. R. China, Tel: 0086-351-3921778, E-mail: xueyong@nuc.edu.cn