

Ti-1300 合金中 β/β 晶界区 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变晶体学特征的 EBSD 分析

郭 军¹, 金头男¹, 赵永庆², 舒 群¹, 杜社军³

(1. 北京工业大学, 北京 100124)

(2. 西北有色金属研究院, 西安 710016)

(3. 西部超导材料科技股份有限公司, 西安 710018)

摘 要: 利用电子背散射 (EBSD) 技术研究了近 β 型 Ti-1300 合金中次生 α 相的晶体学取向、几何生长方向、数量和分布与 β 相晶界特性之间的关系, 以获悉次生 α 相的形核及其变体选择的本质。近 β 型 Ti-1300 合金经 910 °C 固溶 2 h+ 水淬处理, 合金中出现一定比例的 $\langle 110 \rangle_{70.5^\circ}$ 特殊晶界。该合金在 910 °C 随炉缓慢冷却时, 由 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变而来的次生 α 相与 β 相晶界的特性有明显关系。普通 β/β 晶界处生成的晶界 α 相自身取向不唯一, 对自晶界 α 相变体形核作用不大, 其两侧自晶界 α 相数量偏少; 大角度特殊晶界 $\langle 110 \rangle_{70.5^\circ}$ 两侧 β 晶粒存在共同的 (110) 面, 这种取向有利于晶界 α 相为自晶界 α 变体提供异质形核, 引发 α 变体在晶界两侧选择性生长; 小角度特殊晶界 $\langle 110 \rangle_{10.5^\circ}$ 也会引发 α 变体选择性生长, 但和大角度晶界不同, 其选择性生长也可能只发生在晶界的一侧。

关键词: Ti-1300 合金; 相变; Burgers 取向; 生长方向; 电子背散射 (EBSD)

中图分类号: TG 146.2⁺3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)04-0979-06

近 β 钛合金由于具有比强度高、淬透性好、热加工性能优良等特点, 所以在航空工业中获得了重要应用。Ti-1300 合金是西北有色金属研究院开发的新一代深淬透性近 β 钛合金^[1]。该合金以高强结构件为应用目标时, 需要在合金的 β 相变点之下固溶加时效处理, 所获得的合金组织形态为: 初生 α 相 (α_p) + 晶内次生 α 相 (α_s) 团束及残留 β 相 (β_r) 构成的双态组织结构; 如果更注重材料结构服役可靠性和寿命, 则合金可采用 β 相固溶退火后缓慢冷却时效的热处理制度, 此时合金组织形态为: α_s 团束及 β_r 相构成的网篮组织^[2,3]。2 种热处理制度都发生了自高温冷却时 β (体心立方) $\rightarrow \alpha$ (密排六方) 相变。

$\beta \rightarrow \alpha$ 相变是钛合金中最基本也是最重要的相变, α/β 两相之间通常满足 Burgers 取向关系, 即 $\{0001\}_\alpha // \{110\}_\beta$ 和 $\langle 11\bar{2}0 \rangle_\alpha // \langle 111 \rangle_\beta$ ^[4]。由体心立方和密排六方晶系的对称性可知, Burgers 取向关系确立了在同一个 β 晶粒内可以形成 12 种不同晶体学取向的 α 片, 称为 12 种 α 相变体。当这 12 种变体同机率形成时, $\beta \rightarrow \alpha$ 相变过程无变体择优取向。然而, 在实际材料中, $\beta \rightarrow \alpha$ 相变时 α 相的 12 种变体不会同机率出现, 通常的情况是只形成少数几个取向的 α 相, 将这种现象称为变体选择性生长^[5]。很显然, 钛合金的力学性

能会受到 α 相变体选择性生长的直接影响。近年来的研究表明, 在各种类型的钛合金中均会发生 $\beta \rightarrow \alpha$ 转变时的变体选择, 造成变体选择的主要因素有初生 α 相的存在^[6-9]、 β 相中的位错^[10,11]和特殊的 β 晶界^[5,12-16]等。尤其是钛合金自高温 β 相区缓慢冷却时, 在 β 相晶界处很容易观察到 α 相变体取向择优生长。Read 和 Shockley 提出^[17], 两相邻 β 相晶粒取向的差异影响晶界能的大小。Bohemen 等人^[5]统计测量了 0°~60°取向差范围 β/β 晶界处 α 片的形核生长特征, 结果是晶界能的差异 (取向差) 和 α 相变体的择优生长无明确关系。这说明晶界能不是控制晶界 α 相形核率的唯一因素, 而取向因素很可能是不可忽略的因素。Bhattacharyya 等人^[12,13]研究发现, 在一些特殊的 β/β 晶界, α 变体的选择性生长强烈受到相邻 2 个 β 晶粒的晶体学取向的影响。他们多次观察到, 如果 2 个相邻 β 晶粒有 1 个平行或近似平行的 (110) 面时, 两侧晶粒生长的 α 相的 (0001) $_\alpha$ 面将平行于该共同的 (110) $_\beta$ 面。

本研究利用电子背散射衍射技术 (EBSD) 观察分析了 β 相区固溶炉冷后 Ti-1300 合金中 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变时 α 相变体的晶体学取向特征, 讨论了两类特殊 β/β 晶界处 α 相变体选择性生长的晶体学特征。

收稿日期: 2016-04-15

作者简介: 郭 军, 女, 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: 010-67396812, E-mail: jiayoungj@126.com

1 实验

本实验所用的 Ti-1300 合金棒（直径约 50 mm）由西北有色金属研究院提供。该合金主要添加了具有显著固溶强化作用的 α 相稳定元素 Al、同晶型 β 稳定元素 Mo、Zr 和共析型 β 稳定元素 Cr 等，X-射线荧光分析其具体的化学成分组成为：80.17%Ti、6.59%Al、5.35%Mo、4.16%Cr 和 3.44%Zr（质量分数）。金相分析法表明：合金 β 相变点在 830 °C 左右。采用电火花线切割将棒材切割成 10 mm×10 mm×5 mm 块状试样，再进行各类热处理。为了能达到 EBSD 分辨率极限对晶粒尺度的要求，对 Ti-1300 合金进行了较高温度的退火处理，即 910 °C 保温 2 h 后随炉冷却至不同温度，然后水淬，具体采用的热处理工艺及试样编号列于表 1。上述热处理均在 yamato muffle furnace FO410 热电偶精确控温的箱式炉中进行，为防止样品高温氧化，在样品表面涂上高温防氧化涂料，高温防氧化涂料的具体成分有 Y₂O₃、Sb₂O₃、SrZrO₃、SiC、ZrB₂ 等。

SEM/EBSD 观察分析样品首先采用标准金相抛光方法，SEM 观察分析样品采用的腐蚀液体积比为 HF:HNO₃:H₂O=1:3:7。EBSD 观察分析样品的最终抛光采用电解法，电解液为高氯酸（30 ml）+冰醋酸（500 ml），电解液温度为 20 °C，电解电压为 30 V，时间为 120 s。

合金微观组织的 SEM/EBSD 观察分析是在 FEI QUANTA FEG 650 型场发射扫描电镜上完成的，用安装在该扫描电镜上的 NordlysMax2 型电子背散射衍射仪采集 EBSD 谱图数据，步长在 0.05~4 μ m，加速电压为 20 kV。采集的 EBSD 图像的命中率（EBSD 花样标定概率）都保证在 90% 以上。谱图数据后续处理分析用 HKL-Channel 5 软件完成。

2 结果与讨论

2.1 固溶处理态 Ti-1300 合金的晶界特性

合金经 910 °C 固溶 2 h+水淬处理，其组织完全转化为单一的等轴 β 相组织，晶粒尺寸在 30~300 μ m 之间。图 1 是该样品的 EBSD 分析结果，欧拉角取向图

（图 1a）中不同的颜色代表不同的取向（欧拉角 Φ_1 , Φ , Φ_2 ），颜色越接近说明取向越接近，图中粗黑线表示大于 10°的晶界，细黑线表示 2°~10°的晶界，统计结果表明，大角度晶界的比例能占到 90% 以上。图 1b 为图像质量（IQ）图，不同颜色线条表示不同的 CSL（coincidence site lattice）特殊晶界（CSL 是指重位点阵， Σ 指点阵的重合度，比如 2 个点阵之间每 7 个阵点中就有 1 个重合时， $\Sigma=7$ ；CSL 特殊晶界指晶界两侧晶粒之间有重位点阵关系的晶界）。可看出经 β 相区固溶处理后大角度晶界中存在一定比例的特殊大角度晶界。图 1c 为以相符点阵 CSL 定义的晶界分布， $\Sigma 3$ 孪晶关系晶界出现几率最高，说明经 β 相区固溶处理后，等轴 β 相倾向于形成孪晶和特殊 CSL 晶界，这些特殊大角度晶界对 α 相的析出会产生显著的影响。

2.2 随炉冷却态 Ti-1300 合金的晶界特性

2.2.1 SEM 显微组织观察

合金经 910 °C 固溶 2 h 后，经过不同冷却制度处理后的显微组织如图 2 所示。从 910 °C 随炉冷却至 790 °C 后水淬， α 相基本都在 β 相晶界处析出（图 2a）；炉冷至 710 °C 后水淬， α 相也开始在晶内析出（图 2b）。

表 1 热处理工艺参数及实验编号

Table 1 Heat treatment parameters and test number

No.	Holding temperature/°C	Holding time/h	Cooling
1	910	2	Water quenching
2	910	2	Furnace cooling to 790 °C, water quenching
3	910	2	Furnace cooling to 710 °C, water quenching

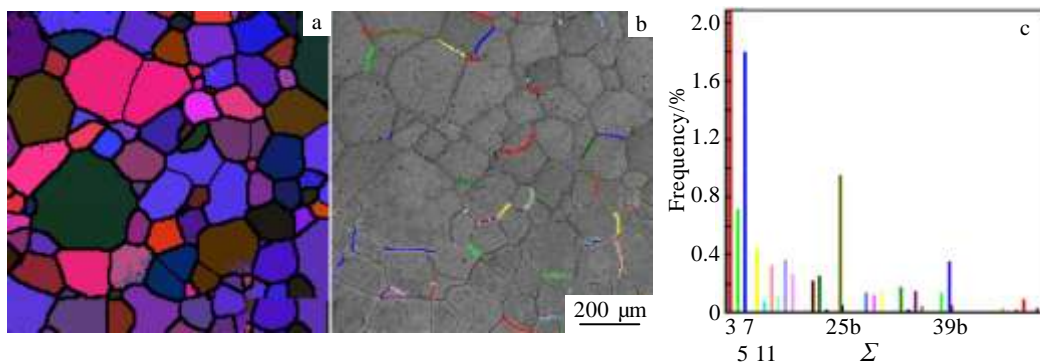


图 1 910 °C 固溶 2 h+水淬样品的 β 晶界特性分析

Fig.1 Analyses of β grain boundary characteristics of the sample annealed at 910 °C for 2 h and water quenched: (a) orientation and grain boundary map, (b) image quality map, and (c) distribution of CSL grain boundaries

随着炉冷温度逐渐降低,析出的3种 α 相的量越来越多,而且尺寸也有变化。这些 α 相均为次生 α 相,可大致分为3类: α 相首先在 β/β 晶界处异质形核长大,形成沿 β 晶界分布的 α 相记作晶界 α 相;晶界 α 相可为其它 α 相变体提供异质形核地点,形成自晶界 α 相向 β 晶内生长的 α 片,记作自晶界 α 相;还有一类完全在 β 晶粒内形核生长的 α 相,记作晶内 α 相。钛合金中 $\beta \rightarrow \alpha$ 转变,在高温阶段主要依赖于合金元素扩散作用,而低温阶段是贝因转变机制^[18]。 β 相晶界及其附近是元素快速扩散通道,因此,随炉冷却到710 °C以上的样品, α 相大都在 β 相晶界处析出,形成晶界 α 相和自晶界 α 相,而晶内 α 相的析出量较少。仔细观察可发现,自晶界 α 相的析出很不均匀,其分布大致可分为4类:(1) β 相晶界两侧 α 片较多;(2) β 相晶界两侧 α 片稀少;(3) β 相晶界一侧 α 片较多;(4) β 相晶界两侧几乎没有 α 片。下文将利用EBSD分析技术,针对晶界及自晶界 α 相与 β 相之间的晶体学取向关系进行系统分析,以弄清次生 α 相选择性生长与 β 相之间的晶体学联系。

2.2.2 EBSD 分析

从EBSD分辨率对晶粒尺寸极限的要求来考虑,样品2 (910 °C 固溶 2 h 炉冷至 790 °C+水淬) 中 α 片

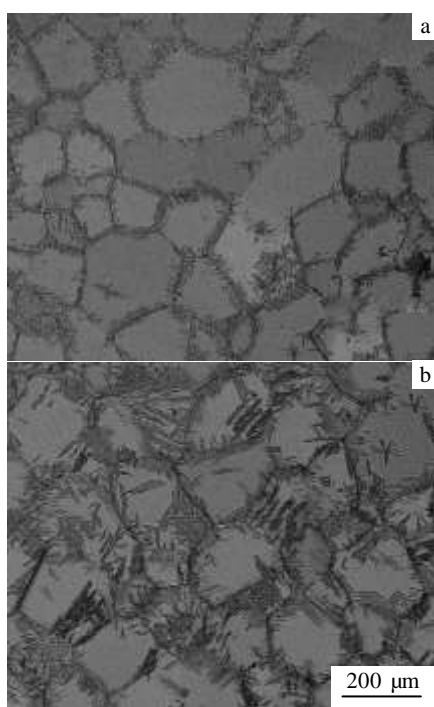
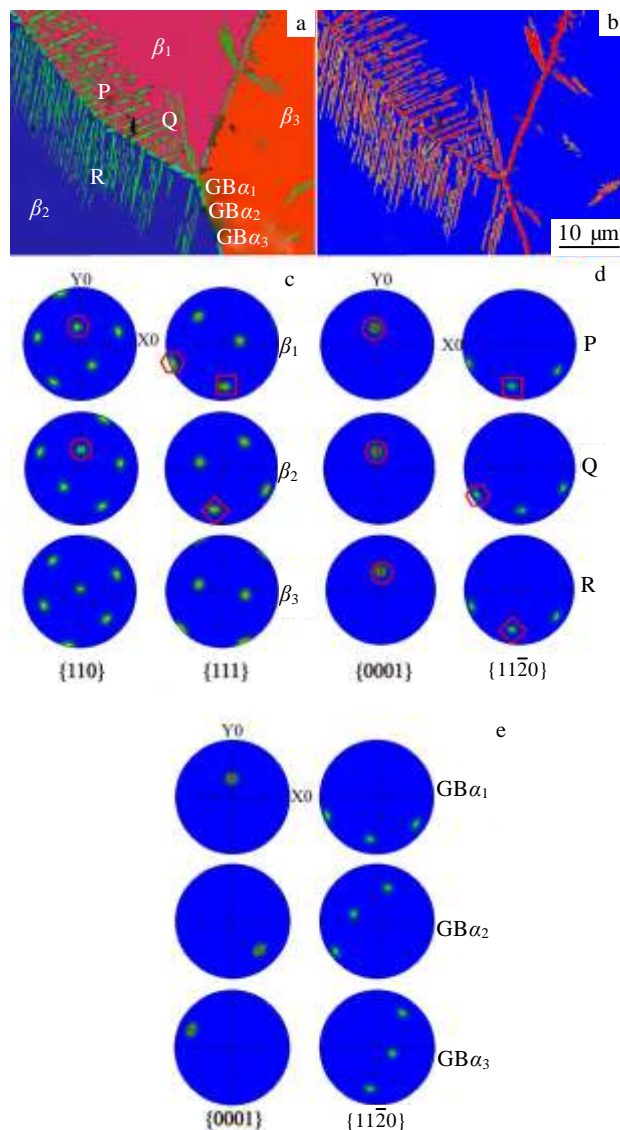


图2 910 °C 固溶 2 h 的 Ti-1300 合金不同冷却制度处理后的显微

组织

Fig.2 Microstructures of Ti-1300 alloy annealed at 910 °C for 2 h and cooled to different temperatures: (a) 790 °C, and (b) 710 °C

尺寸太小,所以我们只选择了样品3 (910 °C 固溶 2 h 炉冷至 710 °C+水淬) 进行 EBSD 分析。图 3 是 3 个 β 晶粒及其晶界区析出 α 片的取向成像和极图分析结果。图 3a 为欧拉角取向图,3 个 β 相晶粒分别用 β_1 、 β_2 和 β_3 表示, β_1/β_2 晶界两侧 3 个不同方向自晶界 α 相变体分别用 P、Q 和 R 表示。由图 3c 和图 3d 极图分析可看出,P- $\{0001\}$ 极和一个 β_1 - $\{110\}$ 极相重合,而 P- $\{11\bar{2}0\}$ 极和 β_1 - $\{111\}$ 极也有一对相重合,证明变体



组织

图 3 910 °C 固溶 2 h 炉冷至 710 °C 样品的取向成像及相应极图分析

Fig.3 Analyses of orientation and corresponding pole figure of sample annealed at 910 °C for 2 h and cooled to 710 °C: (a) orientation imaging map, (b) phase distribution map, (c) pole figure from β_1 , β_2 and β_3 , (d) pole figure from colony P, Q and R, and (e) pole figure from colony $GB\alpha_1$, $GB\alpha_2$, and $GB\alpha_3$

P 和其所在的 β_1 晶粒之间严格满足 Burgers 关系。变体 Q 和变体 P 属于同一 β 晶粒, 两者的 $\{0001\}$ (Q- $\{0001\}$ 和 P- $\{0001\}$ 极) 相重合于同一个 β_1 - $\{110\}$ 极, 但它们的 $\{11\bar{2}0\}$ 极却分别和不同的 β_1 - $\{111\}$ 极相重合, 从而形成了不同晶体学方向的变体。由于 α 片的生长方向平行于 $\langle 335 \rangle_\beta$, 共享同一 $\{0001\}_\alpha$ (或 $(110)_\beta$) 极的 2 个变体生长方向相差最大可达 88.8° ^[12]。但由于观察方向的偏差, 变体间呈现出的夹角往往小于 88.8° ; 这里 P 和 Q 相差约 84° 。显然, 图 3c 和图 3d 也确认了变体 R 和 β_2 之间的 Burgers 取向关系。

变体 P 和 R 虽然生长在不同的 β 相晶粒内, 但它们的晶体学取向却相同。如图 3c 中红色圆圈所标注, 晶粒 β_1 和 β_2 有一个共同的 $\{110\}$ 极点, 说明 β_1/β_2 晶界是 Bhattacharyya 等人所定义的有着平行 (110) 面的特殊晶界。若围绕共同的 $\{110\}$ 极旋转约 70.5° , 则 β_1 晶粒各极点恰好和 β_2 晶粒极点重合, 这就是说, β_1 、 β_2 之间的取向差为相对于 $\langle 110 \rangle$ 轴旋转 70.5° 。由 HKL-Channel 5 软件测量出 β_1 、 β_2 之间的取向差为相对于 $\langle 111 \rangle$ 轴的 60° , 很明显, 这是 $\Sigma 3$ 孪晶晶界的轴角对。因为在立方晶系中 $\langle 111 \rangle_{60^\circ}$ 和 $\langle 110 \rangle_{70.5^\circ}$ 是等价操作, 从而确定 β_1/β_2 晶界就是 $\Sigma 3$ 孪晶晶界 (不是严格意义上共格的 $\Sigma 3$ 孪晶晶界)。正是由于 β_1 和 β_2 之间的

孪晶取向, 两晶粒间存在着近似平行的 $\langle 111 \rangle_{\beta_1} // \langle 111 \rangle_{\beta_2}$, 所以像 P、R 这样析出在孪晶界两侧不同晶粒内的变体, 由于 Burgers 取向关系的约束, 仍能形成近似同一晶体学取向。仔细比对图 3c 和图 3d 中 β_1 、 β_2 和 P、R 相关极点重合情况, 上述结果就可获得证实。

在 Bhattacharyya 等人的研究中, 观察到的 $\langle 111 \rangle_{60^\circ}$ 孪晶界两侧自晶界 α 变体片生长方向的角度差很小, 并预测了其方向差最大为 28.8° ^[12], 这里变体 R 和 Q 夹角约为 22° , 符合 Bhattacharyya 所描述的情形。然而, 变体 R 和 P 之间夹角达到 58° ; 这显然与他们的预测不符。仔细分析图 3d 中各 $\{110\}$ 和 $\{11\bar{2}0\}$ 极点可发现, $R-\{11\bar{2}0\} // \beta_1-\{111\}$ 极点 (平行表示重合) 绕 β_1 、 β_2 共享的 $\{110\}$ 极旋转 70.5° , 恰好是 $P-\{11\bar{2}0\} // \beta_2-\{111\}$ 极点, 这说明在各自晶粒内与 $R-\{11\bar{2}0\}$ 和 $P-\{11\bar{2}0\}$ 相互平行的是同一个 $\{111\}$ 极。与变体 P 不同, $Q-\{11\bar{2}0\}$ 极与另一个 $\beta_1-\{111\}$ 极点相重合。将上述情形用极射赤面投影来进一步分析, 可解释从同一孪晶界生长出来的 α 片, 生长方向却存在差异的原因。

按 Burgers 关系, 变体 R 和晶粒 β_2 的位向关系投影如图 4a 所示, R 的生长方向是靠近不变线方向 $[533]_\beta$ 。以 $[111]$ 极点为轴, 旋转 70.5° , 得到与 β_2 呈孪晶关系的 β_1 的取向位置。由于 $P-\{11\bar{2}0\}$ 仍平行于 $\beta_1-\{111\}$, 所以 P 的各极点也都绕 $P-\{0001\}$ 旋转了 70.5° ; 如图 4b。同样变体 P 的生长方向也应旋转了 70.5° , 所以, 两者之间的角度差最高可达 70.5° 。这是造成图 3a 中 P 和 R 之间 58° 角度差的原因。与 P 不同, $Q-\{11\bar{2}0\}$ 与 $\beta_1-\{111\}$ 平行, 与此最靠近的不变线的方向是 $[5\bar{3}3]$, 如图 4c 中所示, 变体 Q 和变体 R 的生长方向最大相差 28.8° , 正是 Bhattacharyya 所预测的角度。

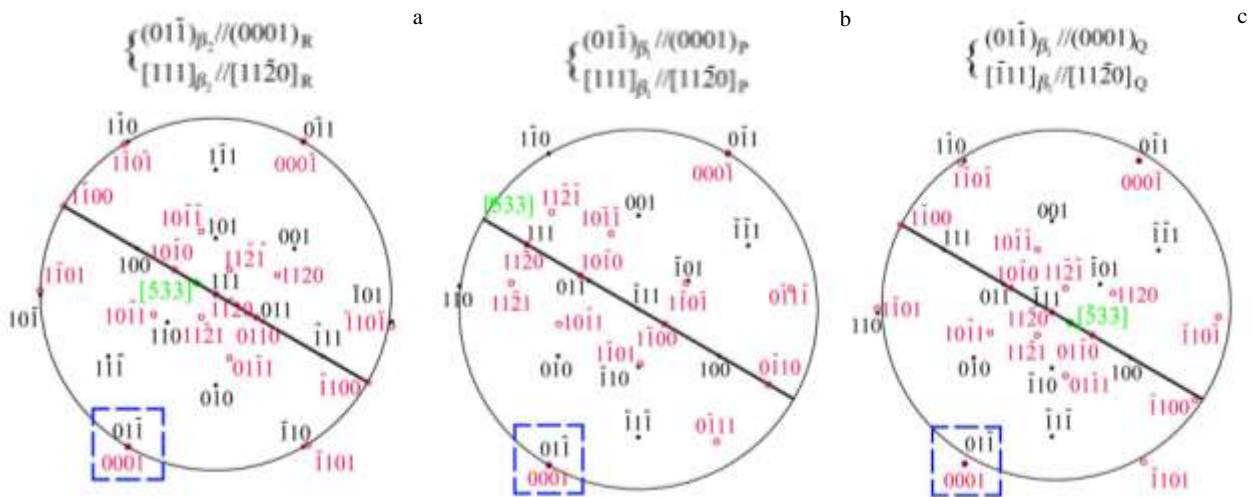


图 4 β_1/β_2 孪晶界及 α 变体生长方向极射投影分析

Fig.4 Analyses of polar orthographic projection about β_1/β_2 twin boundaries and α variants growth direction: (a) colony R, β_2 , (b) colony P, β_1 , and (c) colony Q, β_1

综上对变体P、Q和R表观生长方向的分析，说明特殊晶界 α 相之间仍保留着严格的内在晶体学关系。高温阶段，扩散型 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变的形核首先在 β 晶界发生，沿 β 晶界生长，成为晶界 α 相。由于是特殊晶界，两晶粒有共同的(110)晶面，所以，晶界 α 相与两侧晶粒都保持Burgers取向关系。由于取向的有利因素，晶界 α 相更容易为其它 α 相变体提供异质形核，向两侧 β 晶粒内生长成为自晶界 α 相，如P、Q和R。这类特殊晶界的晶界 α 相取向只有1个，而且晶界两侧自晶界 α 相生长数量较多。

从图3还可看出， β_3 与 β_1 、 β_2 均没有相重合的(110)极点， β_1/β_3 和 β_2/β_3 晶界属于普通晶界。这种普通晶界两侧的晶界 α 相数量较少。如图3c中圆圈处所标注， β_3/β_1 晶界上的晶界 α 相和自晶界 α 相的晶体学取向不同，这表明普通晶界 α 相并没有为其它 α 相变体提供形核作用，因此，普通晶界两侧自晶界 α 相数量较少，甚至没有。

图3b为样品3同一区域相分布图，蓝色表示 β 相，红色表示 α 相，黄线表示 α 和 β 相间满足Burgers取向关系的相界（平均偏差小于 10° ）。仔细观察 β_1/β_3 和 β_2/β_3 晶界，其沿晶界 α 相显现3种不同颜色，分别标注为 $GB\alpha_1$ 、 $GB\alpha_2$ 和 $GB\alpha_3$ ，这意味着同一个晶界上沿晶界 α 相晶体学取向不同。尽管如此，这些沿晶界 α 相还是和构成晶界的 β_2 和 β_3 晶粒保持着Burgers取向关系，只是 $GB\alpha_1$ 、 $GB\alpha_3$ 只和晶粒 β_2 满足Burgers取向关系，而 $GB\alpha_2$ 只和晶粒 β_3 满足Burgers取向关系。

图5为样品3另一区域取向成像及相应极图分析，可以看出，无论是晶界 α 相还是晶内 α 相都与 β 相严格满足Burgers取向关系（图5b中黄线）。图5c为3个 β 晶粒的极图，很明显 β_1 和 β_2 之间无特殊取向关系，表明 β_1/β_2 晶界为普通晶界。 β_2 和 β_3 极图有一对(110)面近似重合（图5c中圆圈所示），而且 β_2 、 β_3 之间的取向差是相对于重合的 $\langle 110 \rangle$ 轴旋转约 10.5° ，这表明 β_2/β_3 晶界是Bhattacharyya等人所定义的另一类特殊晶界——绕 $\langle 110 \rangle_\beta$ 轴旋 10.5° 的特殊晶界。 β_1/β_2 晶界上生成不同取向的晶界 α 相： $GB\alpha_1$ 、 $GB\alpha_2$ 和 $GB\alpha_3$ ；晶界 α 相仅与一侧 β 相满足Burgers取向关系。

从图5a容易看出， β_2/β_3 特殊晶界只在 β_3 晶粒一侧生长了自晶界 α 相，晶界 α 相 $GB\alpha_4$ 和自晶界 α_1 显示同一晶体学取向。这和Bhattacharyya等人观察到的 $\langle 110 \rangle_{10.5}$ 特殊晶界两侧对称生长着自晶界 α 相有所不

同。如果仅仅从晶体取向因素考虑， $\langle 110 \rangle_{10.5}$ 晶界上的晶界 α 相对其两侧自晶界 α 变体提供的形核条件是完全相同的，应该生成与晶界 α 相取向相同、且晶界两侧近似对称的自晶界 α 片。这说明仅从晶体取向因素考虑

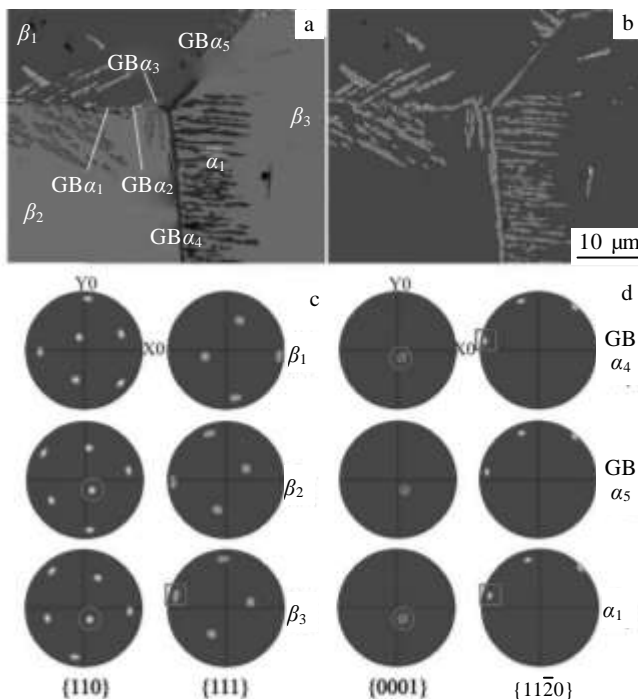


图5 910 °C固溶2 h炉冷至710 °C样品的取向成像及相应极图分析

Fig.5 Analyses of orientation and corresponding pole figure of sample annealed at 910 °C for 2 h and cooled to 710 °C: (a) orientation imaging map, (b) phase distribution map, (c) pole figure from β_1 , β_2 and β_3 , and (d) pole figure from $GB\alpha_4$, $GB\alpha_5$ and α_1

α 变体的选择性生长是不够的，特别是像 $\langle 110 \rangle_{10.5}$ 这样的小角度晶界，还应该考虑晶界能、晶界区域元素的扩散等因素。

钛合金中， α 片变体选择性生长对合金强度、塑性、疲劳等力学性能有负面影响。从上述观察分析可看出， $\beta \rightarrow \alpha$ 相变时 α 片变体选择更容易发生在存在共同的(110)面 β/β 晶界处，弄清该类 β/β 晶粒取向关系来源问题可能是解决问题的关键。

3 结 论

1) Ti-1300合金经910 °C固溶2 h+水淬处理, 出现一定比例的 $\Sigma 3$ 孪晶晶界—— $\langle 110 \rangle_{70.5^\circ}$ 晶界。

2) 合金自910 °C随炉缓慢冷却, 由 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变而来的晶界 α 相、自晶界 α 相、晶内 α 相都与 β 相严格保持Burgers取向关系。

3) 普通 β/β 晶界处生成的晶界 α 相自身取向不唯一, 对自晶界 α 相变体形核作用不大, 其两侧自晶界 α 相数量偏少。

4) 大角度特殊晶界 $\langle 110 \rangle_{70.5^\circ}$ 两侧 β 晶粒存在共同(110)面, 取向上有利于晶界 α 相为自晶界 α 变体提供异质形核, 引发 α 变体在晶界两侧选择性生长。

5) 小角度特殊晶界 $\langle 110 \rangle_{10.5^\circ}$ 也会引发 α 变体选择性生长, 但和大角度晶界不同, 其选择性生长也可能只发生在晶界一侧。

参考文献 References

- [1] Ge Peng (葛鹏), Zhao Yongqing(赵永庆), Zhou Lian(周廉) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(5): 707
- [2] Li Yang, Wei Qiang, Ma Chaoli *et al. Chinese Journal of Aeronautics*[J], 2009, 22(5): 535
- [3] Ge Peng(葛鹏), Zhou Wei(周伟), Zhao Yongqing(赵永庆). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(S1): 1068
- [4] Burgers W G. *Physica*[J], 1934, 1(7-12): 561
- [5] Bohemen S M C V, Kamp A, Petrov R H *et al. Acta*

- Materialia*[J], 2008, 56(20): 5907
- [6] Germain L, Gey N, Humbert M *et al. Acta Materialia*[J], 2005, 53(13): 3535
- [7] Germain L, Gey N, Humbert M *et al. Materials Characterization*[J], 2005, 54(3): 216
- [8] Germain L, Gey N, Humbert M *et al. Acta Materialia*[J], 2008, 56(16): 4298
- [9] Humbert M, Germain L, Gey N *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 430(1-2): 157
- [10] Furuhashi T, Maki T. *Materials Science and Engineering A*[J], 2001, 312(1-2): 145
- [11] Furuhashi T, Maki T, Makino T. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2001, 117(3): 318
- [12] Bhattacharyya D, Viswanathan G B, Fraser H L. *Acta Materialia*[J], 2007, 55(20): 6765
- [13] Bhattacharyya D, Viswanathan G B, Denkenberger R *et al. Acta Materialia*[J], 2003, 51(16): 4679
- [14] Stanford N, Bate P S. *Acta Materialia*[J], 2004, 52(17): 5215
- [15] Furuhashi T, Takagi S, Watanabe H *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1996, 27(6): 1635
- [16] Miyano N, Fujiwara H, Ameyama K *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2002, 333(1-2): 85
- [17] Read W T, Shockley W. *Phys Rev*[J], 1950, 78(3): 275
- [18] Bohemen S M C V, Sietsma J, Zwaag S V D. *Phys Rev B*[J], 2006, 74(13): 134 114

Crystallographic Characteristics of $\beta \rightarrow \alpha$ Phase Transformation at β Grain Boundaries in Ti-1300 Alloy

Guo Jun¹, Jin Tounan¹, Zhao Yongqing², Shu Qun¹, Du Shejun³

(1. Beijing University of Technology, Beijing 100124, China)

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

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

Abstract: In order to obtain the essence of the nucleation of secondary α phase and its variants selection in nearly β -type Ti-1300 alloy, the relationship of the crystal orientation, geometric growth direction, quantity, distribution of secondary α -phase to β -phase grain boundaries properties was investigated by electronic backscatter diffraction (EBSD). Results show that a certain percentage of $\langle 110 \rangle_{70.5^\circ}$ special boundaries occurs in the alloy with solid solution for 2 h at 910 °C followed by water quenching. When the alloy is slowly cooled in the furnace at 910 °C, there is a significant relationship between the secondary α phase from $\beta \rightarrow \alpha$ phase transformation and β -phase grain boundaries properties. The orientation of α phase in common β/β grain boundary is not unique, which has little effect on the nucleation of the self grain boundary α phase variations, and there is less self grain boundary α phase of both sides. Both sides of the β grain with special high angle grain boundaries ($\langle 110 \rangle_{70.5^\circ}$) have the same (110) plane, which favors the formation of the heterogeneous nucleation of the self-grain boundary α phase variants, and causes selective growth of the α variant in both sides of grain boundary. Besides, special small-angle grain boundaries ($\langle 110 \rangle_{10.5^\circ}$) also cause α variant's selective growth, but the growth may only occur on one side of the grain boundary, which is different from that of high-angle grain boundaries.

Key words: Ti-1300 alloy; phase transition; Burgers orientation; growth direction; electron backscattered diffraction (EBSD)

Corresponding author: Jin Tounan, Ph. D., Professor, Department of Materials Science and Engineering, Beijing University of Technology, Beijing 100124, Tel: 0086-10-67396812, E-mail: tjinkim@bjut.edu.cn