

大型 TA19 钛合金棒材形变及相变织构模拟

李志尚¹, 熊智豪¹, 杨平¹, 顾新福¹, 颜孟奇², 沙爱学²

(1. 北京科技大学 材料学院, 北京 100083)

(2. 北京航空材料研究院, 北京 100095)

摘要: 密排六方结构相具有显著的各向异性特征, 室温时 TA19 钛合金棒材中一次 α 相含量占 70% 以上, 因此 α 相织构对 TA19 钛合金棒材力学性能的好坏起主要作用, 有效的织构预测能够大大地降低生产成本, 提高生产效率; 也能帮助确定织构形成机制。本研究采用宏观有限元模型和介观粘塑性自洽模型 (VPSC) 多尺度耦合的方法, 并考虑 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变过程, 模拟了大型 TA19 钛合金棒材接近实际工艺条件下的锻造过程。首先模拟得到了相变点以上棒材心部、 $R/2$ 和边部的 β 相形变织构; 然后通过分析不同位置的 β 相织构特征, 根据 Burgers 取向关系得到了棒材冷却过程中发生 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变时不同的变体选择规律, 得到 α 相相变织构; 最后结合相变后棒材心部、 $R/2$ 和边部的 α 相织构特征, 分析了不同初始取向的 α 晶粒在不同滑移系开动时的取向变化, 并模拟得到了最终的 α 相形变织构。通过最终模拟结果与实际锻造结果对比, 发现两者吻合良好。说明本模型对钛合金棒材锻造过程中形变及相变织构的预测具有良好的可靠性, 这对钛合金锻造棒材中织构的控制与调整具有重要意义。

关键词: 钛合金; 形变; 相变; 织构; 模拟

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)10-3785-08

TA19 钛合金是一种近 α 型 $\alpha+\beta$ 两相耐热钛合金, 其名义成分 (质量分数, %) 为 Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si。主要用于制造航空发动机的压气机机匣、压气机盘及飞机蒙皮等零件^[1]。随着 TA19 钛合金的大量使用, 大规格棒材及制坯成为生产中亟待解决的技术问题。在实际生产中, TA19 钛合金大规格棒材的锻造采用 β 相区和近 β 相区锻造^[2]。TA19 钛合金铸锭经 β 相区和近 β 相区多火次反复锻造, 并采用较高温度的 $\alpha+\beta$ 锻造方法成形, 其目的是为了获得组织、织构分布均匀, 综合性能良好的大规格棒材。经这种方法成形的 TA19 钛合金锻棒, 其室温和 480 °C 高温下抗拉强度平均值分别为 1047、705 MPa 左右, 屈服强度分别为 946.5、568.75 MPa 左右^[3]。

当对 TA19 铸锭在相变点以上进行多火次的锻造, 在相变点以下 40 °C 进行终锻后直接冷却, 获得球状、短棒状的一次 α 相和 β 相基体组成的等轴状组织, 一次 α 相含量为 60%~70%^[4,5]。当对 TA19 锻棒在两相区退火处理, 获得等轴状组织, 而在单相区退火处理后获得网篮状组织^[3]。一般等轴状组织有较好的塑性和延伸率, 而网篮状组织有较高的持久强度和蠕变强度^[6]。除微观组织特征影响 TA19 钛合金棒材的力

学性能外, 晶粒的取向也对其力学性能有显著的影响。TA19 钛合金的相变过程遵循 Burgers 取向关系, 即 $\{0001\}_\alpha // \{110\}_\beta$ 、 $\langle 11\bar{2}0 \rangle_\alpha // \langle 111 \rangle_\beta$ ^[7]。由于 TA19 钛合金中的 Al、Sn、Zr 等元素均为 α 相稳定元素, 所以在 $\alpha+\beta$ 两相区锻造时主要以 α 相形态存在。 α 晶粒作为 hcp 结构相, 具有显著的各向异性特征, 当 c 轴方向与应力方向平行时, 该 α 晶粒为硬取向晶粒, 屈服强度最高, 而 c 轴方向与应力方向垂直时, 为软取向晶粒, 屈服强度最低^[8,9]。在实际锻造过程中, α 晶粒的取向主要受相变和形变的影响。目前已有部分文献对 α -Ti 或 CP-Ti 在多道次锻造、单向压缩、挤压及轧制等成型方式下的 α 织构形成情况作出报道。Tang 等^[10]对 Ti-6Al-4V 铸锭在两相区进行多道次的锻造, 每道次结束后冷却至室温, 发现铸锭心部织构组分始终为 $\langle 11\bar{2}0 \rangle //$ 轴向的柱面织构, 而铸锭边部织构组分不断变化。Li^[11]对 TA2 纯钛做单向压缩实验时, 发现由于变形和相变的影响最终形成强的 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 平行于压缩方向的柱面织构。Wei 等^[12]对两相钛合金进行了热挤压实验, 得出热挤压后形成 $\langle 0001 \rangle$ 平行于挤压方向的基面织构。初始织构为柱面织构的 CP-Ti 在两相区压缩变形后变形晶粒的 $[0001]$ 方向优先指向与轴向

收稿日期: 2021-10-05

基金项目: 国家军品配套科技项目 (JPPT-135-GH-2-017)

作者简介: 李志尚, 男, 1996 年生, 硕士, 北京科技大学材料学院, 北京 100083, E-mail: g20198398@xs.ustb.edu.cn

呈 45°, 且最大剪应力是在离棒材轴向 45° 的平面上, 所以认为此时变形晶粒的取向变化是由基面滑移所引起的, 并对变形前后滑移系的施密特因子进行分析, 得出柱面滑移系在变形初期占主导地位, 随着变形的进行基面滑移系占主导地位^[13]。目前尚未见到关于 TA19 棒材多向锻造组织研究的相关报道, 这是由于大型钛合金棒材的锻造成本很高, 并且锻造过程更为复杂, 形变、相变、再结晶等现象均有可能出现, 这些对锻造棒材组织的研究造成很大困难。

大型 TA19 钛合金棒材的实际锻造过程十分复杂, 并且生产成本很高, 采用实验测定方法研究组织演变规律耗费大量人力、物力、财力及时间也难以得出系统的组织演变规律。现已有部分文献对 α 相组织预测的研究进行了报道。Wei 等^[12]对两相钛合金中 α 相进行挤压模拟变形形成了 $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ 平行于挤压方向的柱面组织, 在考虑 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变及变体选择后, 得出与热挤压实验一致的 $\{0001\}$ 基面组织。Glavicic 等^[14]对 $\Phi 280 \text{ mm} \times 510 \text{ mm}$ 的 Ti-6Al-4V 的铸锭在 955 °C 压缩 70% 后淬火, 再次加热到相变温度以下 30 °C 保温 1 h。心部为 $\langle 11\bar{2}0 \rangle //$ 轴向的柱面组织, 边部为弱的 $\{11\bar{2}0\}$ 组织和强的锥面组织。并用晶体塑性有限元法对 2 个位置的组织进行模拟, 发现心部和边部在发生 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变时令所有变体均出现得到的组织类型与实测结果更为接近, 但对组织的模拟只能做到定性描述。以上组织预测的报道仅局限在单一尺度和对 α 相简单的变形过程研究, 距离实际复杂的生产存在很大差距, 且由于锻棒冷却过程中发生 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变对组织模拟的研究造成很大困难。本研究提出了一种宏观有限元模型与介观粘塑性自洽模型 (VPSC)^[15,16]多尺度耦合的方法, 并考虑 $\beta \rightarrow \alpha$ 相转变过程, 模拟接近大型 TA19 钛合金棒材的实际锻造过程并预测锻造过程中的组织演变情况。由于棒材实际锻造过程是高应变速率下的变形, 应变速率接近于 1 s^{-1} , 锻造时通常只发生动态回复而来不及发生再结晶, 所得组织、组织仍为形变的组织、组织, 因此不考虑再结晶的影响。组织演变模拟过程主要考虑以下 3 个方面: (1) 相变温度以上 β 相形变组织; (2) $\beta \rightarrow \alpha$ 转变过程中形成的 α 相相变组织; (3) 相变温度以下 α 相形变组织。

1 材料与模拟方法

TA19 钛合金是一种近 α 型 $\alpha+\beta$ 两相钛合金, 其相变温度为 $1005 \pm 2 \text{ }^\circ\text{C}$ 。大型 TA19 钛合金棒材成形过程采用直径为 520 mm 的原始铸锭经过四火次高温单相区锻造和十三火次两相区锻造, 最终锻为直径为 265 mm 的锻棒。自由锻工艺主要为一锻一拔, 锻粗量

为 45%, 拔长量为 65% 左右, 采用四方拔长方式, 锻粗和拔长交替进行。实际的锻造过程, 首先是在高温 β 单相区进行变形, 然后冷却至室温。进行两相区锻造时, 先将锻棒重新加热到低温 $\alpha+\beta$ 两相区再进行变形, 最终在空气中冷却至室温。为了解棒材心部到边部形成组织的差异, 探究组织不均匀性形成的原因, 为减小组织分布不均匀性提供可能, 在棒材横截面的心部、 $R/2$ 和边部分别取样进行 EBSD 检测。

模拟过程采用多尺度模型耦合的方法, 将属于宏观尺度的有限元模型和属于介观尺度的粘塑性自洽模型 (VPSC) 进行耦合, 对 TA19 钛合金棒材的锻造过程进行了多尺度的模拟。在宏观尺度上, 首先利用 Pro/E 软件建立圆柱坯料 ($\Phi 50 \text{ mm} \times 100 \text{ mm}$)、上模和下模 ($120 \text{ mm} \times 120 \text{ mm} \times 30 \text{ mm}$) 几何模型, 然后采用 DEFORM 有限元模拟软件对圆柱坯料进行网格划分, 采用 DEFORM 自带四面体单元划分为 32 000 个单元, 并对有限元模拟的边界条件进行设置: (1) 速度边界条件, 模拟过程为棒材自由锻造过程, 不需要设置对称面, 也没有特定方向的变形, 因此速度边界条件采用默认设置; (2) 接触边界条件, 每个锻造过程中工件与模具接触的面设置为固定边界, 不与模具接触的面设置为自由边界; (3) 热交换边界条件, 工件与所接触的模具间发生热交换, 不与环境之间发生热交换。另外, 通过 Gleeble 热压缩模拟机获得不同变形条件下应力应变曲线, 并以此拟合得到 TA19 钛合金高温变形本构方程:

$$\dot{\epsilon} = 6.54 \times 10^{28} [\sinh(5 \times 10^{-3} \sigma)]^{3.84} \exp[-713.6 \times 10^3 / RT] \quad (1)$$

通过查阅中国航空材料手册得到输入软件中的 TA19 钛合金基本参数^[17]如表 1 所示, 模拟过程中设置的基本参数如表 2 所示。DEFORM 有限元模拟软件对坯料宏观模拟锻造结束后, 通过选取棒材不同位置的点, 输出该点处的时间增量和应变速率。介观尺度上, 在宏观有限元计算的基础上, 将 DEFORM 输出信息作为介观模型的输入, 即用粘塑性自洽模型 (VPSC) 计算棒材在不同锻造方式下, 不同位置处的变形组织。VPSC 模型假设晶粒为一个椭球体, 被表示为一组取向, 被无限深埋在均匀介质中, 受到均匀应力的作用。VPSC 模型较好地处理了晶粒之间的应力和应变的协调, 且能考虑滑移和孪生 2 种变形机制, 由于实际锻造过程中温度较高而孪生通常发生在纯钛低温下的变形^[18], 所以本研究不考虑孪生变形机制。而滑移系开动的难易取决于其临界分切应力值, 其大小顺序为柱面滑移系 $<$ 基面滑移系 $<$ 锥面滑移系^[19], 由于锥面滑移系最难开动, 所以优先考虑其他 2 组滑移系的影响。

表 1 TA19 钛合金基本参数

Table 1 Basic parameters of TA19 titanium alloy^[17]

Physical parameters	Symbol	Physical parameter value					
Density/g cm ⁻³	ρ	4.53					
Thermal conductivity/W m ⁻¹ ·°C ⁻¹	$T/^\circ\text{C}$	20	100	200	300	400	500
	λ	6.8	7.4	8.6	9.7	10.9	12.1
Specific heat/J kg ⁻¹ ·°C ⁻¹	$T/^\circ\text{C}$	20	100	200	300	400	500
	C	528	539	557	574	590	608
Coefficient of thermal expansion/ $\times 10^{-6}$ °C ⁻¹	$T/^\circ\text{C}$	20~100	20~200	20~300	20~400	20~500	20~600
	α	8.7	8.6	9.5	9.7	9.9	10.0
Poisson's ratio	$T/^\circ\text{C}$	20	100	200	300	400	500
	μ	0.34	0.32	0.32	0.37	0.34	0.34
Elastic modulus/GPa	$T/^\circ\text{C}$	20	100	200	300	400	500
	E	119.2	113.3	107.7	104	97.7	90.2

表 2 仿真模拟基本参数

Table 2 Basic parameters in simulation

Billet temperature/°C	Die temperature/°C	Friction coefficient	Die movement speed/mm s ⁻¹	Thermal conductivity/W m ⁻¹ ·°C ⁻¹
960~1050	300	0.3	10	5

2 结果与讨论

TA19 钛合金棒材的实际锻造过程非常复杂, 无法完全按实际进行模拟, 因此在保留锻造工艺基本特征的基础上进行了一定的简化。棒材实际锻造过程是高应变速率下的变形, 应变速率接近于 1 s⁻¹, 因此在 β 相区锻造时通常只发生动态回复, 所得组织、织构仍为形变的组织、织构。图 1 为用 DEFORM 软件模拟的 TA19 钛合金棒材锻造过程的模型图。第 1 火次是相变点以上的变形, 在 1050 °C 下, 对圆棒型坯料先进行轴向镦粗 45%, 再进行四方拔长 65%。然后冷却至室温, 冷却过程中发生 $\beta \rightarrow \alpha$ 的相变过程。第 2 火次是相变点以下的变形, 将室温的锻棒重新加热到 $T_\beta - 40$ °C, 先镦粗 45%, 然后四方拔长 65%, 最终冷却至室温。

图 2 为相变点以上第 1 火次锻造后棒材中等效应力、应变分布的剖面图。从图中可以看出经第 1 火次锻造后棒材心部到边部的应力、应变分布并不均匀。从心

部到边部所受应力逐渐减小, 最大等效应力差值约为 50 MPa。与应力分布对应的是应变分布, 心部所受应力最大处于大变形区, 产生较大的应变, 越靠近边部所受应力越小, 处于小变形区, 心部与边部最大等效应变差值为 1.0。文献[20]证明了晶格应变与宏观应变之间的相关性是 α 变体选择的关键因素。其对两相钛合金棒材进行 Y 向单向压缩实验, 发现棒材心部应变大于边部。然后分别计算了棒材心部和边部 α 变体的位移梯度张量, 并通过 EBSD 检测心部和边部分别出现的 α 变体。发现在心部位移梯度张量中 ϵ_{yy} 值为负的 α 变体才会出现, 共出现 4 种变体。这是由于心部主要受单方向应力作用导致应变大, 受力情况简单, 有较多 α 变体由于位移梯度张量与宏观应变方向一致而出现。而边部只出现心部 4 种变体中的 2 种, 这是由于边部受力情况复杂, 除受 Y 向压应力外, 在 X 和 Z 向还受拉应力, 因此只有位移梯度张量中 ϵ_{xx} 和 ϵ_{zz} 值为正的 2 个变体出现。由此可见, 棒材锻造过程中不同位置的应力、应变分布情况不同, 变体选择规律也不同。

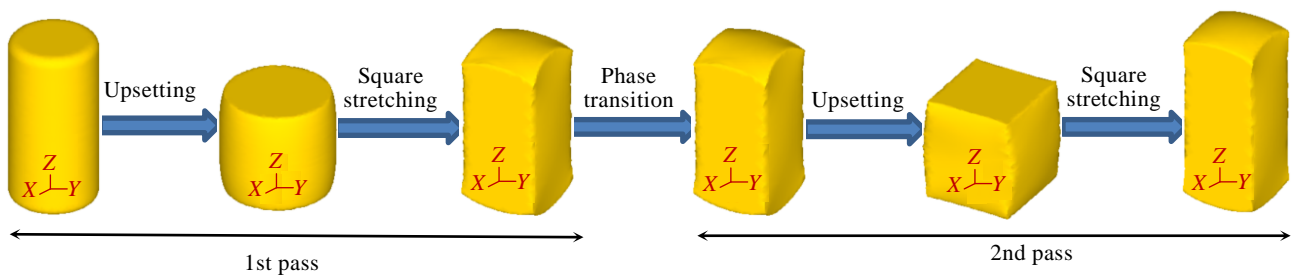


图 1 DEFORM 模拟 TA19 钛合金棒材锻造过程模型图

Fig.1 Simulation model of TA19 titanium alloy bar forging process by DEFORM

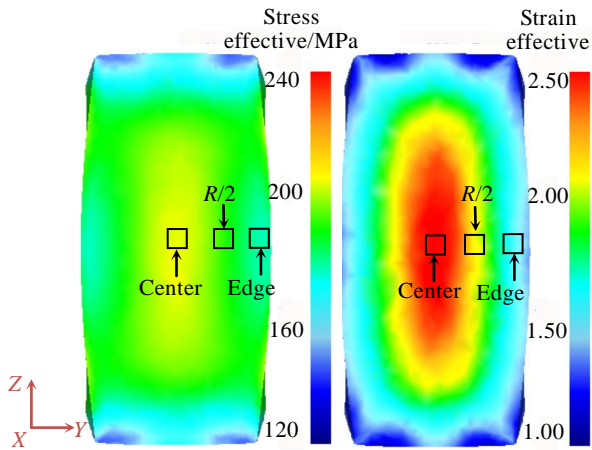


图 2 第 1 火次后棒材中等应力、应变分布剖面图

Fig.2 Distribution profile of effective stress and strain after the 1st pass

通过将第 1 火次锻造后冷却至室温的锻棒再次加热到 $T_{\beta}-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ 保温的热处理实验发现, 热处理前后棒材中不同位置处的微观组织特征及组织的类型并未发生明显变化, 但热处理后的组织强度较热处理前有较大的减弱。因此对第 2 火次的初始组织通过加入随机取向使组织强度弱化。模拟过程中, 第 1 火次的初始组织为 500 随机取向, 并随锻造过程的进行, 不断迭代计算, 使每个过程形成的组织作为下一过程的初始组织。第 2 火次的初始组织为第 1 火次结束后的 β 相组织在发生 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变后得到的 α 相相变组织。为方便

定义模拟得到的组织, 对 DEFORM 中的样品坐标系作出定义: $X // \text{RD}$, $Y // \text{TD}$, $Z // \text{ND}$ 。

本研究锻造棒材的心部、 $R/2$ 及边部的等效应力、应变分布状态均存在较大差异, 因此在模拟 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变时, 对于棒材不同位置采用不同的变体选择规律。图 3 左侧为模拟锻造过程中棒材心部组织演变过程极图, 右侧为实际终锻棒材心部组织极图。从图中可以看出第 1 火次为相变点以上 bcc 结构的 β 相变形, 锻粗 45% 后形成 $\{001\}$ 和 $\{111\}$ 组织, 经四方拔长 65% 后由于心部处于大变形区, $\{111\}$ 组织完全转变为 $\{110\}$ 组织, 仍保留 $\{001\}$ 组织。本研究锻棒中的应力、应变分布状态与文献[20]报道的情况相近, 因此对于心部在发生 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变时使其出现多种变体, 得到相变后的 α 相组织极图, 可以看出它与相变之前 bcc 结构母相严格符合 Burgers 取向关系。由于多种 α 变体的出现使相变后的 α 相组织倾向于随机组织。第 2 火次为相变点以下 hcp 结构 α 相变形, 锻粗 45% 后形成较强的 $\{20\bar{2}3\}$ 组织, 经四方拔长 65% 后, 组织特征未发生明显变化, 锥面组织增强, 这是由于棒材在锻造过程中最大剪切应力是在离棒材轴向 (Z) 45° 的平面上^[13]。如图 4 所示, 基面取向晶粒 (a) 的 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 晶向在与 ND (Z) 呈 45° 的方向切动, 发生基面滑移 (b) 和柱面滑移 (c) 均形成锥面取向。柱面取向晶粒 (d) 的 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 晶向在与 ND (Z) 呈 45° 的方向切动, 由于心部变形较大能使晶粒发生较大转动, 易于发生基面滑移 (g) 和柱面滑移 (h) 也形成锥面取向。因此倾向于随机的 α 相组织经变形后主要生成了

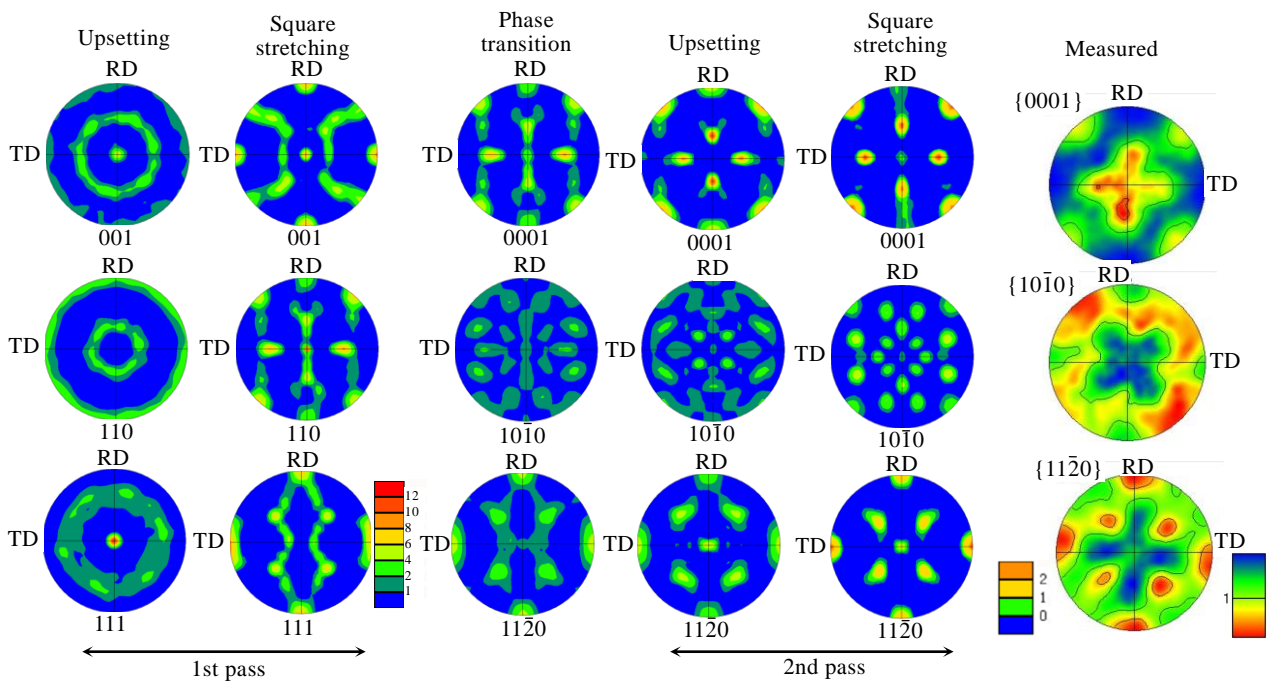


图 3 模拟锻造过程中棒材心部组织演变过程极图及实际终锻棒材心部组织极图

Fig.3 Pole figures of center textures evolution during simulated forging and the center textures of the actual final forging

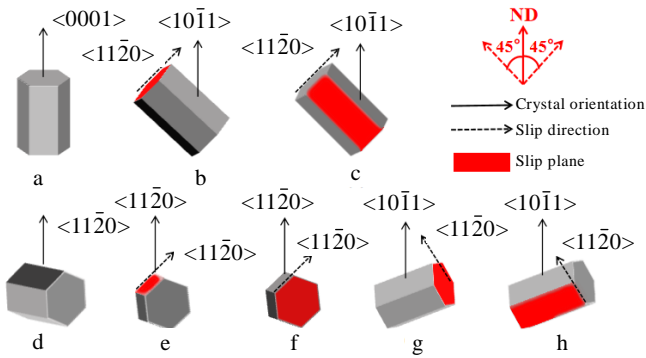


图 4 α 晶粒不同滑移系开动导致的晶体取向变化

Fig.4 Evolution of α grain orientation caused by starting of different slip systems

锥面织构。与右侧实际终锻棒材心部织构极图对比,可以看出模拟结果与实验结果吻合良好。说明在本研究锻造过程中,心部发生 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变时采用多种 α 变体出现的变体选择规律是合理的。

根据模拟得到的棒材中等效应力、应变分布得知棒材的 $R/2$ 及边部较心部应力、应变情况更为复杂,不应与心部一样出现多种 α 变体,因此在模拟 $R/2$ 及边部 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变时应采取不同的变体选择规律。图 5 左侧为模拟锻造过程中棒材 $R/2$ 织构演变过程极图,右侧为实际终锻棒材 $R/2$ 织构极图。从图中可以看出第 1 火次为相变点以上 bcc 结构的 β 相变形, 镦粗 45%

后形成 $\{001\}$ 和 $\{111\}$ 织构,经四方拔长 65%后,由于 $R/2$ 仍有较大变形 $\{111\}$ 织构完全转变为 $\{110\}$ 织构,仍保留 $\{001\}$ 织构,且 $\{110\}$ 织构强度高于 $\{001\}$ 织构强度。此时棒材中应有较多 bcc 结构 β 相晶粒的 $\langle 001 \rangle$ 和 $\langle 110 \rangle // Z(ND)$,如图 6 中 β_1 、 β_2 所示。且由于 $\{110\}$ 织构强度高于 $\{001\}$ 织构强度,所以 $\langle 110 \rangle // Z(ND)$ 的 β_2 晶粒数应多于 $\langle 001 \rangle // Z(ND)$ 的 β_1 晶粒数。根据 Burgers 取向关系中密排面平行 $\{0001\}_\alpha // \{110\}_\beta$,得到 β_1 、 β_2 在发生 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变后的 α 晶粒状态,分别为图 6 中的 α_1 、 α_2 。此时应得到较多的 $\langle 0001 \rangle // Z(ND)$ 的 α_2 晶粒。因此对于 $R/2$ 在发生 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变时使接近 $\langle 0001 \rangle // Z(ND)$ 取向的 α 相晶粒优先生成,得到相变后 α 相织构极图。经第 2 火次的镦粗和拔长后得到基面织构和锥面织构,这是由于相变主要生成接近 $\langle 0001 \rangle // Z(ND)$ 取向的 α 相晶粒,如图 4 中 (a) 晶粒在锻造过程中 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 晶向在与 ND(Z)呈 45° 的方向切动,发生基面滑移 (b) 和柱面滑移 (c) 均形成锥面取向,由于保留了部分基面取向晶粒,所以最终形成基面织构和锥面织构。与右侧实际终锻棒材 $R/2$ 织构极图对比,可以看出模拟结果与实验结果吻合良好,说明在本研究锻造过程中, $R/2$ 发生 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变时采用接近 $\langle 0001 \rangle // Z(ND)$ 取向的 α 相晶粒优先出现的变体选择规律是合理的。

图 7 左侧为模拟锻造过程中棒材边部织构演变过程极图,右侧为实际终锻棒材边部织构极图。从图中

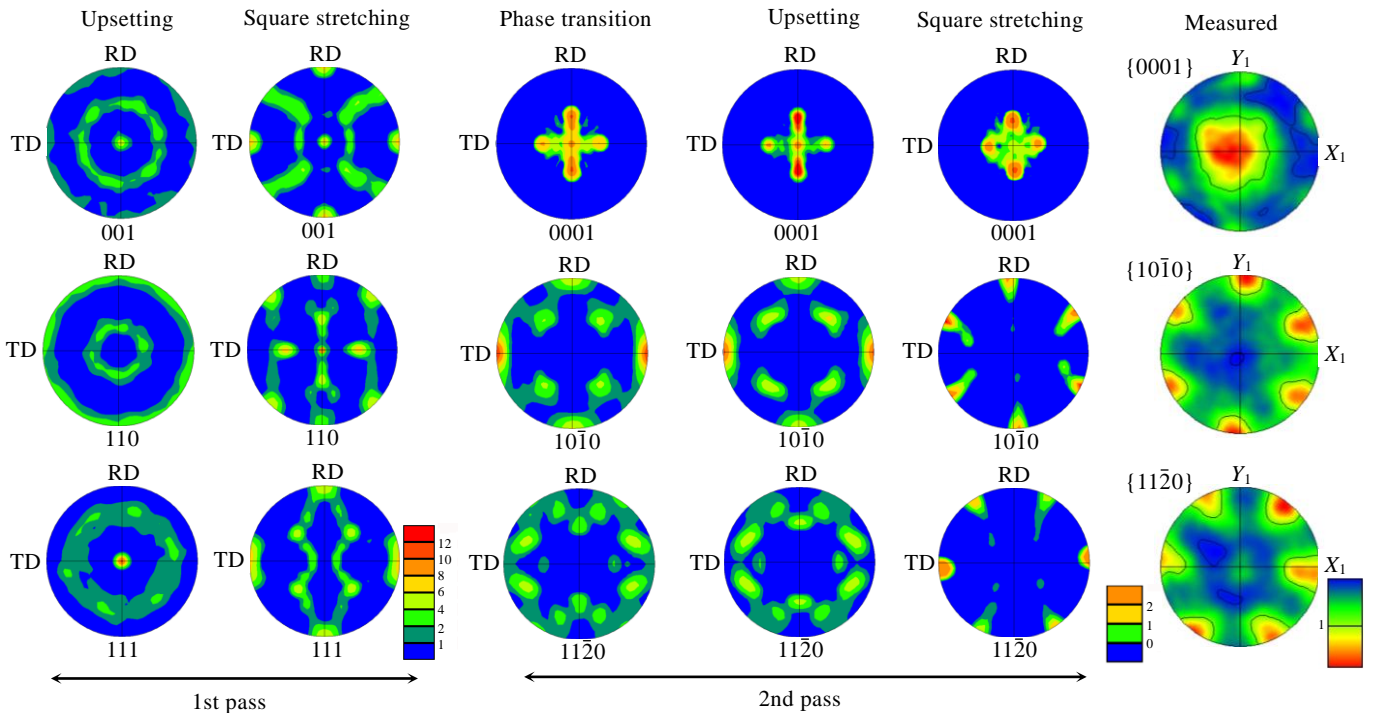


图 5 模拟锻造过程中棒材 $R/2$ 织构演变过程极图及实际终锻棒材 $R/2$ 织构极图

Fig.5 Pole figures of $R/2$ textures evolution during simulated forging and the $R/2$ textures of the actual final forging

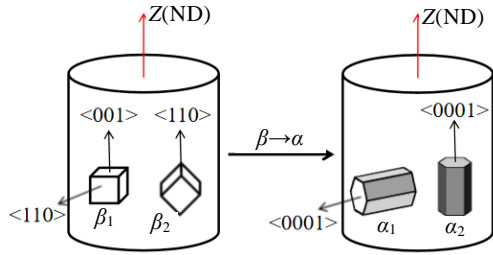


图 6 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变示意图

Fig.6 $\beta \rightarrow \alpha$ phase transition diagram

可以看出第 1 火次为相变点以上 bcc 结构的 β 相变形，镦粗 45% 后形成 $\{001\}$ 和 $\{111\}$ 织构，经四方拔长 65% 后，由于边部变形较小 $\{111\}$ 织构并未完全转变为 $\{110\}$ 织构，而是使 $\{111\}$ 织构强度减弱，且生成弱的 $\{110\}$ 织构，仍保留 $\{001\}$ 织构。此时 $\{001\}$ 织构强度高于 $\{110\}$ 和 $\{111\}$ 织构强度。由于 $\{001\}$ 织构强度较高，此时棒材中应有较多 bcc 结构 β 相晶粒的 $\langle 001 \rangle // Z(\text{ND})$ ，而 $\langle 110 \rangle \perp Z(\text{ND})$ ，如图 6 中 β_1 所示。根据 Burgers 取向关系中密排面平行 $\{0001\}_\alpha // \{110\}_\beta$ ，得到在发生 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变后的 α 晶粒状态，如图 6 右侧所示，此时应得到较多的 $\langle 0001 \rangle \perp Z(\text{ND})$ 的 α_1 晶粒。又由于边部保留了 $\{111\}$ 织构，说明棒材中存在较多晶粒的 $\langle 111 \rangle // Z(\text{ND})$ ，根据 Burgers 取向关系中密排方向平行

$\langle 11\bar{2}0 \rangle_\alpha // \langle 111 \rangle_\beta$ ，得到 α_1 晶粒的 $\langle 11\bar{2}0 \rangle // Z(\text{ND})$ 。因此对于边部在发生 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变时使接近 $\langle 0001 \rangle \perp Z(\text{ND})$ 且 $\langle 11\bar{2}0 \rangle // Z(\text{ND})$ 取向的 α 相晶粒优先生成，得到相变后 α 相织构极图，为强的 $\{11\bar{2}0\}$ 织构。经第 2 火次镦粗和拔长后织构类型未发生大的变化，这是由于相变主要生成接近 $\langle 11\bar{2}0 \rangle // Z(\text{ND})$ 取向的 α 相晶粒，如图 4 中 (d) 晶粒在锻造过程中 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 晶向在与 ND(Z) 呈 45° 的方向切动，发生柱面滑移 (e) 和基面滑移 (f) 时仍为柱面取向，或发生基面滑移 (g) 和柱面滑移 (h) 时形成锥面取向。由于晶粒形变前为 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 柱面取向，且边部形变较小，在发生 (e)、(f) 滑移时不需要使晶粒发生大幅度转动，因此 (e)、(f) 滑移较 (g)、(h) 滑移更易开动，最终仍为 $\{11\bar{2}0\}$ 柱面织构。与右侧实际终锻棒材边部织构极图对比，可以看出模拟结果与实验结果基本吻合，主要为 $\{11\bar{2}0\}$ 柱面织构。说明在本研究锻造过程中，边部发生 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变时采用接近 $\langle 11\bar{2}0 \rangle // Z(\text{ND})$ 取向的 α 相晶粒优先出现的变体选择规律是合理的。

本次工作与 TC18 钛合金 β 相形变织构模拟^[21,22]最大的区别在于，本次使用的 TA19 钛合金在两相区锻造时主要以 α 相形式存在，因此本研究模型除了模拟 β 相形变织构外还考虑了 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变过程和 α 相形变过程，并模拟得到了 α 相相变和形变织构。从最终结果来看，模拟织构与实测织构能够很好地吻合，说明

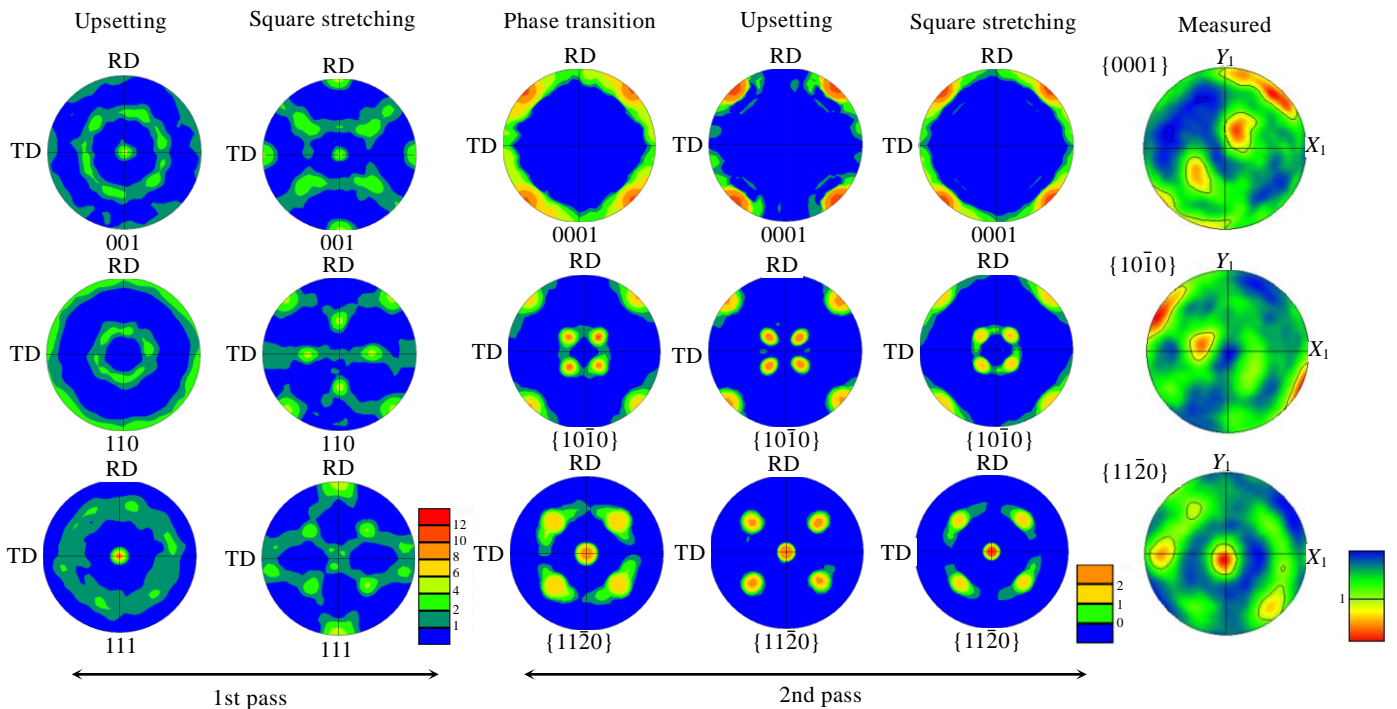


图 7 模拟锻造过程中棒材边部织构演变过程极图及实际终锻棒材边部织构极图

Fig.7 Pole figures of edge textures evolution during simulated forging and the edge textures of the actual final forging

本模型对钛合金棒材锻造过程中形变及相变织构的预测具有良好的可靠性, 这对钛合金锻造棒材中织构的控制与调整具有重要意义。

3 结 论

1) TA19 钛合金棒材锻造过程中不同位置的等效应力、应变分布状态不同, 导致冷却过程中棒材不同位置发生 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变的变体选择规律也不相同。第 1 火次锻造结束后棒材中不同位置的等效应力分布具有明显差异, 其中心部最大, $R/2$ 次之, 边部最小, 心部与边部最大等效应力差值约为 50 MPa。棒材中等等效应力的分布状态导致等效应变分布也是从心部到边部逐渐减小, 心部与边部最大等效应变差值约为 1.0。

2) 本研究通过分析第 1 火次锻造后棒材不同位置的应力、应变状态和在相变前的 β 相织构特征, 根据 Burgers 取向关系得到了不同的变体选择规律。对于心部, 受力情况单一产生较大应变, 有多种 α 变体位移梯度张量与宏观应变方向一致, 因此有多种 α 变体同时出现。 $R/2$ 和边部受力情况复杂不会有多种 α 变体同时出现, 存在显著的变体选择现象。对于 $R/2$, β 单相区锻造后生成强的 $\{110\}$ 织构, 相变后接近 $\langle 0001 \rangle // Z(\text{ND})$ 取向的 α 变体优先出现; 对于边部, β 单相区锻造后生成强的 $\{001\}$ 织构和较强的 $\{111\}$ 织构, 相变后接近 $\langle 11\bar{2}0 \rangle // Z(\text{ND})$ 取向的 α 变体优先出现。

3) 钛合金棒材锻造过程中, 最大剪切应力是在离棒材轴向(Z)45°的平面上, 滑移系开动时 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 晶向在与轴向(Z)呈 45°的方向切动, 不同初始取向的 α 晶粒在不同滑移系开动下取向变化不同。初始取向为基面取向的 α 晶粒在基面滑移系和柱面滑移系开动时均形成锥面取向。初始取向为柱面取向的 α 晶粒在小变形量下滑移系开动, 取向不易改变仍为柱面取向, 在大变形量下滑移系开动容易形成锥面取向。

参考文献 References

- [1] Zhang Mingda(张明达), Cao Jingxia(曹京霞), Zhou Yi(周毅) et al. *Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2021, 64(S1): 14
- [2] Feng Yongqi(冯永琦), Li Weiqing(李渭清), Zhang Shunli(张顺利) et al. *The 12th National Titanium and Titanium Alloy Academic Exchange Conference*(第十二届全国钛及钛合金学术交流会)[C]. Xi'an: Rare Metal Materials and Engineering Press, 2005: 529
- [3] Li Jinyuan(李进元), Liao Qiang(廖强), Li Wei(李维). *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2015, 44(17): 146
- [4] Deng Ruigang(邓瑞刚), Liang Yan(梁艳), Guo Minghui(郭

- 明辉). *Forging and Stamping*(锻造与冲压)[J], 2019, 15: 29
- [5] Zhang Zhe(张哲), He Chunyan(何春燕), Guo Zheng(郭征) et al. *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2012, 29(6): 22
- [6] Zhao Yongqing(赵永庆). *Phase Transformation and Heat Treatment of Titanium Alloy*(钛合金相变及热处理)[M]. Changsha: Central South University Press, 2009
- [7] Zheng Guoming(郑国明), Li lei(李磊), Mao Xiaonan(毛小南) et al. *Materials Reports*(材料导报)[J], 2019, 33(9): 2910
- [8] Li H, Boehlert C J, Bieler T R et al. *Philosophical Magazine*[J], 2012, 92(23): 2923
- [9] Tang Weiqin(唐伟琴), Zhang Shaorui(张少睿), Fan Xiaohui(范晓慧) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(3): 371
- [10] Tang B, Xiang L, Yan Z et al. *Materials Chemistry and Physics*[J], 2019, 228: 318
- [11] Li K, Yang P. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2016, 26(7): 1863
- [12] Wei D H, Zhang W J, Zhang L P et al. *Materials Science and Engineering*[J], 2019, 538(1): 12 006
- [13] Zeng Z P, Zhang Y S, Jonsson S. *Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 513-514: 83
- [14] Glavicic M G, Goetz R L, Barker D R et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2008, 39: 887
- [15] Lebensohn R A, Canova G R. *Acta Materialia*[J], 1997, 45(9): 3687
- [16] Tomé C N, Lebensohn R A. *Visco-Plastic Self-Consistent (VPSC)*[M]. New Mexico: Los Alamos National Laboratory, 2009
- [17] China Aeronautical Materials Handbook Committee(中国航空材料手册委员会). *China Aeronautical Materials Handbook*(中国航空材料手册)[M]. Beijing: China Standards Press, 2002
- [18] Qin H, Jonas J J. *Acta Materialia*[J], 2014, 75: 198
- [19] Wu X P, Kalidindi S R, Necker C et al. *Acta Materialia*[J], 2007, 55(2): 423
- [20] Hua K, Zhang F, Kou H C et al. *Progress in Natural Science: Materials International*[J], 2021, 31(3): 471
- [21] Li Zhishang(李志尚), Chen Liquan(陈立全), Yang Ping(杨平) et al. *Journal of Plasticity Engineering*(塑性工程学报)[J], 2021, 28(9): 94
- [22] Chen Liquan(陈立全), Yang Ping(杨平), Li Zhishang(李志尚) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(10): 3600

Simulation of Deformation and Transformation Texture of Large TA19 Titanium Alloy Bar

Li Zhishang¹, Xiong Zhihao¹, Yang Ping¹, Gu Xinfu¹, Yan Mengqi², Sha Aixue²

(1. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

(2. Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

Abstract: The hexagonal phase with close packed structure has a obvious anisotropic characteristic, and the primary α phase content in TA19 titanium alloy bar at room temperature is as high as 70%. Therefore, the α texture has a significant effect on the mechanical properties of TA19 titanium alloy bar, and effective texture prediction can greatly reduce the production cost and improve the production efficiency, and it can also help to determine the mechanism of texture formation. In this study, the multi-scale coupling method of macroscopic finite element model and mesoscopic visco-plastic self consistent model was used to simulate the forging process of large TA19 titanium alloy bar under close to the actual process conditions, and the $\beta \rightarrow \alpha$ phase transition process was considered. At first, the simulated β deformation textures of the center, $R/2$ and edge of the bar above the phase transition temperature are obtained. And then, according to the Burgers orientation relationship, the laws of variant selection of different positions of bar during cooling are obtained by analyzing the β texture characteristics of different positions, and the α transformation textures are obtained. Finally, combining with the α texture characteristics at the center, $R/2$ and edge of the bar after transformation, the orientation evolution of α grains with different initial orientations was analyzed when different slip systems started, and α deformation textures are obtained. By comparing the final simulation results with the actual forging results, it is found that they are in good agreement. It illustrates that the model has good reliability in predicting the deformation and transformation textures of titanium alloy bars during forging, which has great significance for controlling and adjusting the texture of titanium alloy bars during forging.

Key words: titanium alloy; deformation; phase transformation; texture; simulation

Corresponding author: Yang Ping, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China, Tel: 0086-10-82376968, E-mail: yangp@mater.ustb.edu.cn