

TC18 钛合金棒材锻造组织的模拟

陈立全¹, 杨平¹, 李志尚¹, 顾新福¹, 颜孟奇², 沙爱学²

(1. 北京科技大学 材料科学与工程学院, 北京 100083)

(2. 中航工业集团 北京航空材料研究院, 北京 100095)

摘要: 通过三向锻造方式模拟 TC18 钛合金棒材锻造过程组织形成的规律和不均匀性。首先用有限元法模拟了三向锻造时样品不同区域的温度、等效应力和等效应变的不均匀性。然后模拟了对应 β 相 (bcc 结构) 不同位置, 不同锻造阶段和不同初始组织对其组织的影响。结果表明, 在三向锻造的顺序锻造过程中, 心部组织变化程度远大于边部。三向锻造后心部出现立方压缩组织和黄铜型拉伸组织, 边部出现较弱的{100}和{111}压缩组织。初始组织有显著的影响, 随机分布的初始组织下, 最后一次压缩决定最终组织; 偏离随机分布的弱组织时, 最终组织也接近随机状态; 但不同类型的强初始组织存在时, 三向锻造后都难以彻底改变初始组织的影响, 最终组织都有初始组织的特征。进行了三向压缩时不同形变量的组合对组织的影响模拟, 确定出了特殊组织形成的条件。最后还给出横向位置变化和轴向位置变化时组织变化的差异。

关键词: 钛合金; 锻造; 组织; 模拟

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)10-3600-09

TC18 钛合金属于最高强度级别的 $\alpha+\beta$ 双相钛合金。典型的加工工艺是先进行棒材的热锻造, 再经热处理后锻成特殊形状的航空用锻件。对其锻造时组织、性能及热加工性关系的研究已有较多^[1-5]。由于其尺寸大, 锻造过程必然出现心部和边部的组织不均匀性, 这种不均匀性是受 β 相的组织差异、一次 α 相的形貌和相对量差异、基体 β 相的晶粒尺寸和加工硬化程度等多因素共同影响的。从锻件的使用角度考虑, 希望最终棒材从心部到边部、沿轴向与沿切向、径向都具有尽可能相同的、或波动尽可能小的力学性能值, 如抗拉强度和延伸率。虽然从工艺上采取的多达 10 火次的反复加热锻造, 既有高温 β 单相区的锻造、也有 $\alpha+\beta$ 两相区的锻造, 每个火次的锻造既有锻粗、又有拔长, 目的就是希望得到近各向同性的锻棒。然而对锻棒的各部位、各方向的性能测定表明^[6,7], 还是难以达到期望的均匀性要求, 有时出现心部强 $\langle 100 \rangle$ //轴向的组织。

已知大型锻件热锻时, 心部与边部的温度、应变状态必然不同, 这就造成不可能得到均匀的锻棒组织和晶粒取向分布, 换句话说, 要得到尽可能各向同性的整体性能, 只能通过至少 3 个因素 (β 相组织、一次 α 相形态、 β 相再结晶程度及尺寸) 的合理搭配, 才有可能实现。通常锻造时, TC18 棒材心部的一次 α 相是片状的, 而边部一次 α 相是球状的。片状一次 α 相组织的强度

一般稍高于球状 α 相组织^[4,8], 但塑性及抗冲击性则稍差于球状 α 相组织; 此外, 边部锻造时温度要低于心部, 边部的加工硬化程度就应高于心部; 这样一次 α 相形态和 β 相加工硬化产生的强化效果刚好抵消。接下来的问题是组织是否存在? 组织对强度的影响程度是怎样的?

以 β 相为基体的 TC18 性能主要应由连续的 β 相基体决定, 弥散分布的片状或球状一次 α 相不起主要作用, β 相组织形成规律尚不清楚。实际锻造时工艺路线设计有多达 10 个火次并且每火次既有锻粗又有拔长, 其目的是为了抑制组织的出现, 达到棒材近各向同性的要求。但在实际锻造棒材的组织检测及文献报道中, 锻造棒材中仍存在较强的组织, 如棒材心部有可能出现强的 $\langle 100 \rangle$ //棒的轴向的组织^[6,7]以及 $\langle 112 \rangle$ 、 $\langle 111 \rangle$ 平行于棒的轴向的组织^[9], 且边部和心部的组织强度存在较大差异, 一般心部组织强度要高于边部^[10]。这种组织的分布和不均匀性取决于锻造条件, 并且影响钛合金的机械性能, 如拉伸塑性、裂纹成核和疲劳寿命^[11], 因此组织控制对提升钛合金的机械性能具有重要意义。

在实验测定研究组织的同时, 模拟锻棒的组织形成规律也十分必要, 因为生产一个大型 TC18 棒材的成本很高, 采取计算机模拟方式不仅可以大大地节省成本, 而且可以有效预测组织的形成与演变, 对实际工业生产具有指导意义。本研究的目的是考察接近实际锻造条件

收稿日期: 2020-11-02

基金项目: 国家军品配套科技项目 (JPPT-135-GH-2-017)

作者简介: 陈立全, 男, 1995 年生, 硕士, 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083, E-mail: G20198398@xs.ustb.edu.cn

下结构的形成规律。由于 TC18 热锻造时，应力状态、温度分布非常复杂，形变、相变和再结晶都会发生，经历的火次又多，需要进行必要的简化，再逐步增加需要考虑的多因素。根据 TC18 不同温度、不同应变速率、不同形变量、不同保温时间的单向压缩、单向拉伸热模拟实验的 EBSD 分析数据，大致确定接近锻造形变速度下 TC18 不能充分静态再结晶，动态再结晶也只在晶界小程度发生（且较快速率下的动态再结晶仍产生形变结构），所以先不考虑再结晶的影响，只考虑热形变。在受力状态方面，因最终锻造前的锻造常用四方锻造、六方锻造、最后才是圆形锻造，所以首先考察接近四方锻造的三向压缩锻造过程，随后考察拔长过程组织的变化；最后再分析由四方锻造到八方锻造，直至圆棒锻造的差异。

1 实验

TC18 钛合金的名义成分是 Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe，属于 $\alpha+\beta$ 型钛合金。实验过程采用直径为 300 mm 的锻造棒材，该棒材由原始铸锭经过 20 MN 快锻机在多个火次下进行自由锻成形，最后一个成形过程为拔长。自由锻工艺主要为一镦一拔，首先是轴向镦粗紧接着为侧向拔长。

从 TC18 钛合金棒材边部沿轴向机加工出尺寸为 $\Phi 50\text{ mm}\times 100\text{ mm}$ 的圆柱，在圆柱两端倒 5 mm 的圆角，在进行三向锻造实验之前，将圆柱样品加热至 900 °C（高于相变温度 870 °C）保温 1 h，使得原始结构变得随机。以圆柱体的轴向为 Z 向，通过设置液压机的参数，以 10 mm/s 的变形速度对样品进行了三向锻造，沿样品的 Z、Y、X 方向分别锻压 40%（见图 1）。样品在锻造完成后进行水冷，以保持高温变形后的组织和结构。

通过 Zeiss Gemni SEM 场发射扫描电镜对 TC18 钛合金棒材进行检测，并用配有牛津仪器 EBSD 探头的系统对三向锻造实验样品进行检测。对于锻造样品，检测其 Z 向为法向的平面的 EBSD 结果；利用 Channel 5 软

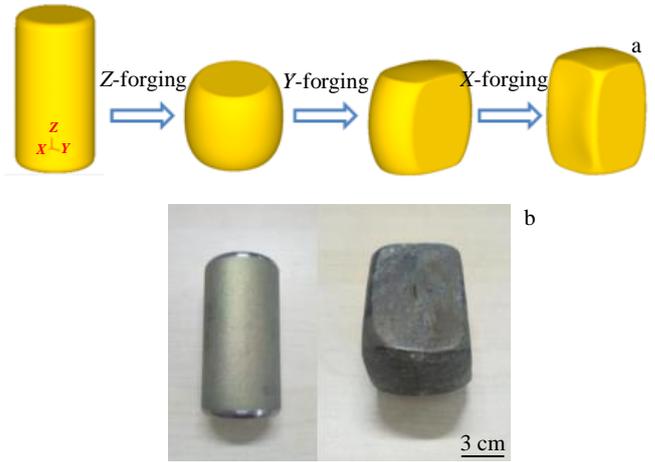


图 1 TC18 钛合金棒材三向锻造过程的示意图和实物图

Fig.1 Schematic diagram of triaxial forging process of TC18 titanium alloy bar (a) and physical drawing (b)

件对 EBSD 结果进行处理。用 5%高氯酸乙醇溶液进行电解抛光，具体的电解抛光参数是 30 V，37 s。

模拟过程分为两部分：宏观有限元模拟、介观变形结构模拟，其中宏观尺度采用 DEFORM 有限元软件，介观尺度采用 VPSC（粘塑性自洽模型）模型软件包^[12,13]。在宏观尺度模型中，首先利用 Pro/E 软件建立坯料、上模和下模几何模型，然后通过 DEFORM 来模拟 TC18 钛合金实际三向锻造过程。坯料的几何尺寸是 $\Phi 50\text{ mm}\times 100\text{ mm}$ ，模具的尺寸是 120 mm×120 mm×30 mm。对坯料划分了网格，采用 DEFORM 自带四面体单元，总共划分 100 000 单元。通过 Gleeble 热压缩实验获得不同变形条件下应力-应变曲线，并以此拟合得到本构方程，同时软件中输入 TC18 钛合金的材料基本参数和仿真模拟的基本参数，如表 1、表 2 所示。通过改变变形温度、变形速度和变形量等参数来模拟不同的锻造过程，能够模拟得到温度、应力、应变和应变速率的云图。宏观有限元模拟输出时间增量和应变速率，作为介

表 1 TC18 钛合金基本参数

Table 1 Basic parameters of TC18

Density/ g cm ⁻³	Poisson's ratio	Emissivity	Elastic modulus/ MPa	Coefficient of thermal expansion/ m ² s ⁻¹	Thermal conductivity/ W m ⁻¹ °C ⁻¹	Specific heat/ J (kg °C) ⁻¹	Burgers vector/m ⁻¹	Deformation activation energy/ kJ mol ⁻¹	Stress index
4.62	0.33	0.60	7450	2.2×10 ⁻⁵	19.75	4.03	2.95×10 ⁻¹⁰	296.10	3.46

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	Heat transfer coefficient/ W m ⁻² °C ⁻¹
900	300	0.3	10	5

观模型计算变形织构的输入参数。

介观尺度模型是采用多晶的粘塑性自洽模型，即 VPSC 模型。该模型假设晶粒是一个椭球体，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。总共设定 500 个晶粒，可以随机赋予每个晶粒一个取向或者设置一个初始取向，将宏观有限元输出的应变速率和时间增量作为输入，随着变形计算的不断迭代，各个晶粒的取向不断变化，一定数量时间步后就输出每个晶粒的取向信息，以便分析材料在变形过程中的织构演化。

2 结果与分析

图 2 为三向锻造后样品横截面的温度、应力和应变分布云图。图 3 为三向锻造后样品纵截面的温度、应力和应变分布云图。可见，样品在三向锻造后，无论温度、等效应力和等效应变，心部和边部均存在差异。中心处的温度较边部更高，最大差值为 540 °C；中心处的等效应力较边部更小，最大差值能到 291 MPa；中心处的等效应变较边部更大，最大差值达 2.1。因此三向锻造过程仍然存在较大的温度和变形的不均匀性。温度的不均匀性是由三向锻造样品心部和边部热扩散过程难易不一样所导致，三向锻造变形的不均匀性是由于存在摩擦和样品本身性质的不均匀所导致。

TC18 钛合金 $\alpha+\beta \leftrightarrow \beta$ 相变温度为 870 °C，所以 800~850 °C 为两相区，900~950 °C 为 β 单相区。在 800~850 °C 锻造时 α 相占比 20%~30%，故将 VPSC 在两相区模拟计算的 α 相设定为 20%。由于 TC18 钛合金织构均匀性主要受 β 相织构影响，故在这里只研究锻造过

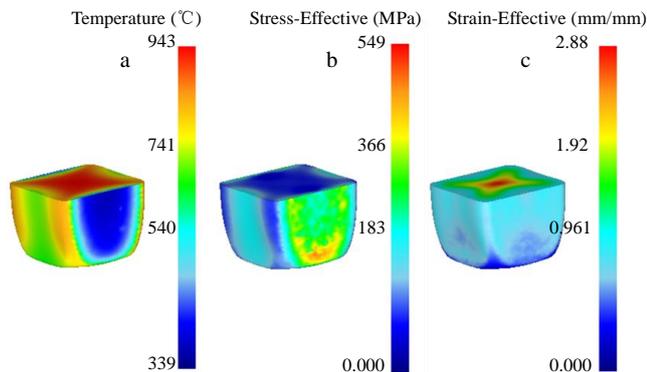


图 2 900 °C，10 mm/s，三向锻压 40% 样品横截面的温度、应力和应变分布云图

Fig.2 Temperature (a), stress (b) and strain (c) distribution nephogram of cross section of sample by triaxial forging 40% at 900 °C and 10 mm/s

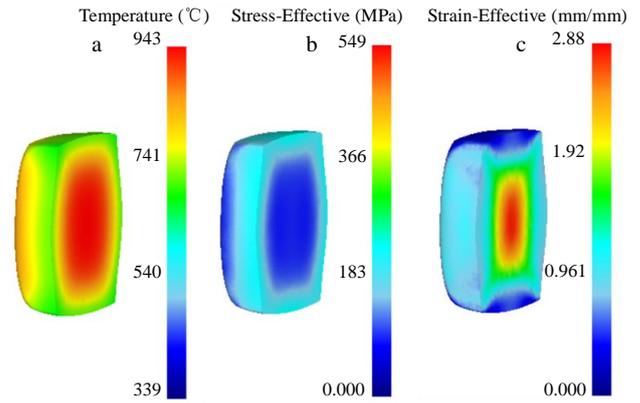


图 3 900 °C，10 mm/s，三向锻压 40% 样品纵截面的温度、应力和应变分布云图

Fig.3 Temperature (a), stress (b) and strain (c) distribution nephogram of longitudinal section of sample by triaxial forging 40% at 900 °C and 10 mm/s

程 β 相织构的变化。表 3 是用 VPSC 程序拟合 TC18 钛合金在不同温度下变形的 Voce 硬化参数。不同材料高温下的流变行为的差别无论是加工硬化或是动态软化，在 VPSC 中都是 Voce 硬化参数的区别，所以需要不断调节 Voce 硬化参数来拟合实际材料的流变应力-应变关系。具体调节方法为：用 DEFORM 模拟软件模拟 Gleeble

表 3 TC18 钛合金不同温度下变形的拟合 Voce 硬化参数

Table 3 Fitting Voce hardening parameters of TC18 titanium alloy deformed at different temperatures

Temperature/K	Phase	Deformation mode	τ_0	τ_1	θ_0	θ_1
1123	β	{110}<111>	50	10	100	1
		{112}<111>	50	10	100	1
1123	α	Basal {0001}<11 $\bar{2}$ 0>	100	25	100	2
		Prismatic {10 $\bar{1}$ 0}<11 $\bar{2}$ 0>	100	25	128	3
		Pyramidal {101 $\bar{1}$ ><11 $\bar{2}$ 0>	120	10	100	4
		Pyramidal<c+a> {11 $\bar{2}$ 2}<11 $\bar{2}$ 3>	120	10	120	4
1173	β	{110}<111>	25	12	100	1
		{112}<111>	38	12	100	1

热压缩实验获得不同变形条件下应力-应变曲线的过程，从 DEFORM 软件后处理中导出模拟过程的时间增量和应变速率，导入 VPSC 程序中。同时在 VPSC 程序的材料库文件中赋予每个相的不同滑移系一定的 Voce 硬化参数值，运行 VPSC 程序。在 VPSC 输出文件 STR-STR.OUT 中生成计算得到的应力-应变数据，与实验数据进行对比。将拟合精度良好的 Voce 参数保留下来，以此用作 TC18 钛合金的模拟参数。

利用 EBSD 检测了 TC18 钛合金三向锻造试样中心(图 4b)和边缘(图 4d)的 β 相变形组织如图 4 所示。由图可以知道，三向锻造后试样中心的变形组织主要为 $\{001\}\langle 100\rangle$ 织构(立方织构)和近 $\{110\}\langle 112\rangle$ 织构(黄铜织构)。试样边缘的变形组织较弱，主要分布在 $\{112\}\langle 111\rangle$ 织构和 $\{100\}\langle 001\rangle$ 附近。从图 4a 和图 4c 所示的 Z 轴方向的反极图 (IPF) 可知，三向锻造后组织主要为变形晶粒和一些细碎的晶粒。变形的晶粒在中心和边缘的不同形态意味着它们受到的变形是不均匀的。边缘晶粒内取向梯度大于中心区域，表明边缘的受力更为复杂。

三向锻造的变形组织的 VPSC 计算结果如图 5 所示，初始组织为随机取向晶粒。模拟结果表明，三向锻造试样中心的变形组织为较强的 $\{001\}\langle 100\rangle$ 织构和近 $\{110\}\langle 112\rangle$ 织构，与实测结果吻合较好。试样边缘的变形组织为较弱 $\{100\}$ 织构和 $\{111\}$ 织构，属于 bcc 结构的压缩织构类型。试样边缘的变形组织模拟结果与实验结果存在一定的差异，原因可能是具体的实验操作中变形存在

误差，边缘变形过于复杂并且变形量相对中心较小。此外，实测区域晶粒较少，统计性不够也可能有一定影响。图 6 为 VPSC 计算 TC18 钛合金三向锻造时各滑移系贡献。可见，中心 (center) 和边部 (edge) 区域均是 $\{110\}\langle 111\rangle$ 滑移系对三向锻造变形为主要贡献，约占 80%， $\{112\}\langle 111\rangle$ 滑移系贡献约占 20%。

图 7 为样品横向不同部位的 β 相变形组织模拟结果。样品中心 P1 织构结果是 $\{001\}\langle 100\rangle$ 织构和近 $\{110\}\langle 112\rangle$ 织构；1/2R (中心与边部一半的位置) 处 P2 是 $\{001\}\langle 100\rangle$ 织构、近 $\{110\}\langle 112\rangle$ 织构和 $\{112\}\langle 110\rangle$ 织构；边缘 P3 是 $\{111\}$ 织构和微弱的 $\{100\}$ 织构。由此可知横向方向上不同部位的 β 相变形组织结果存在较大的不均匀性。图 8 为样品沿轴向不同部位的 β 相变形组织模拟结果。沿着轴向由下而上的结果分别是，中部 P1 是 $\{001\}\langle 100\rangle$ 织构和近 $\{110\}\langle 112\rangle$ 织构；靠近端部 P2 和 P3 是 $\{001\}\langle 100\rangle$ 织构、近 $\{110\}\langle 112\rangle$ 织构和 $\{112\}\langle 110\rangle$ 织构；端部 P4 是 $\{110\}\langle 112\rangle$ 织构和微弱的 $\{110\}\langle 110\rangle$ 织构。由此可知，轴向方向上不同部位的 β 相变形组织结果存在较大的不均匀性。三向锻造样品不同区域 β 相变形组织结果产生不均匀性的原因是变形存在不均匀性，心部区域分别受到 3 个方向的锻压，边部受到轴向的锻压和向另两个方向的微弱的流动。心部和边部中间的区域则是处于两者之间。综合来讲，三向压缩时心部是较强的 $\{100\}$ 型压缩织构和 $\{110\}$ 型拉伸织构；边部是较小形变下的压缩型织构 $\{100\}$ 和 $\{111\}$ 。

为了探究 TC18 钛合金在锻造过程中 β 相变形组织

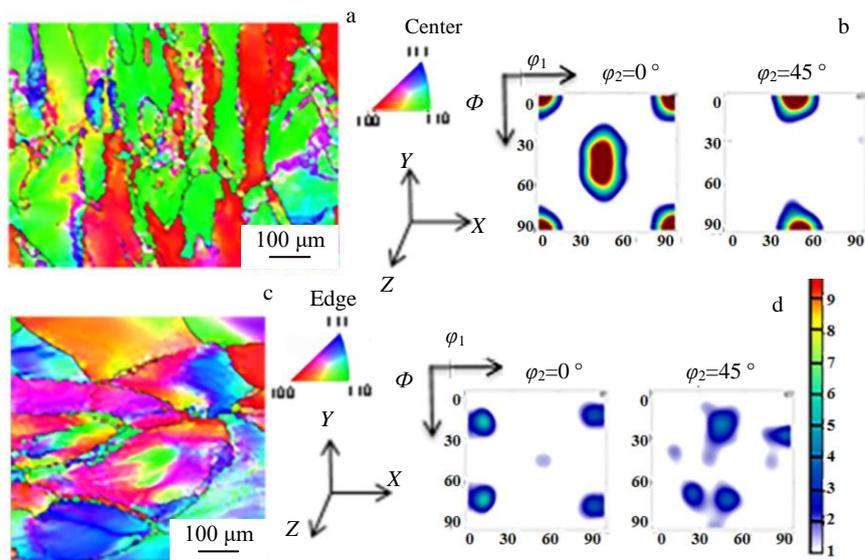


图 4 三向锻造后样品的实测织构

Fig.4 Measured texture of samples of center (a, b) and edge (c, d) after triaxial forging: (a, c) Z-direction IPF diagrams of orientation imaging; (b, d) $\phi_2 = 0^\circ, 45^\circ$ ODF section

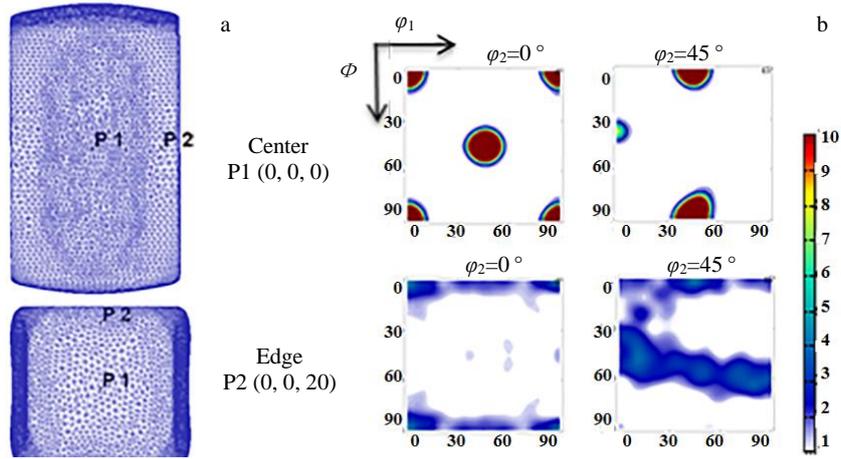


图 5 三向锻造的组织模拟结果（初始随机取向；3 个方向均为 40% 压缩量）：几何示意图和 VPSC 计算结果

Fig.5 Texture simulation results of triaxial forging (initial random orientation; 40% compression in all three directions): (a) geometric sketch and (b) VPSC calculation results

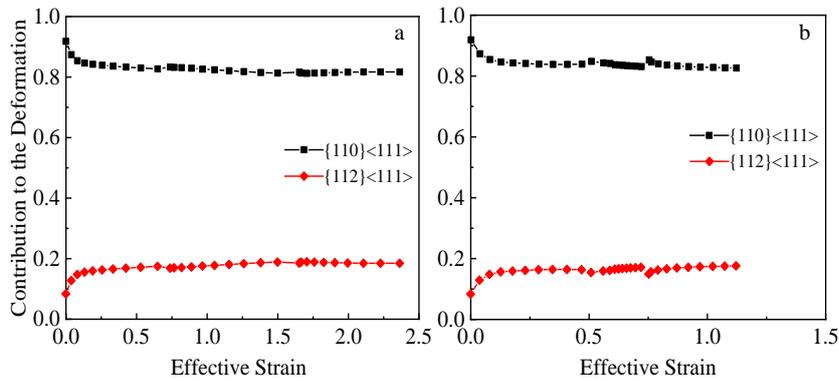


图 6 TC18 钛合金三向锻造时各滑移系贡献

Fig.6 Contribution of slip systems in triaxial forging of TC18 titanium alloy of center (a) and edge (b)

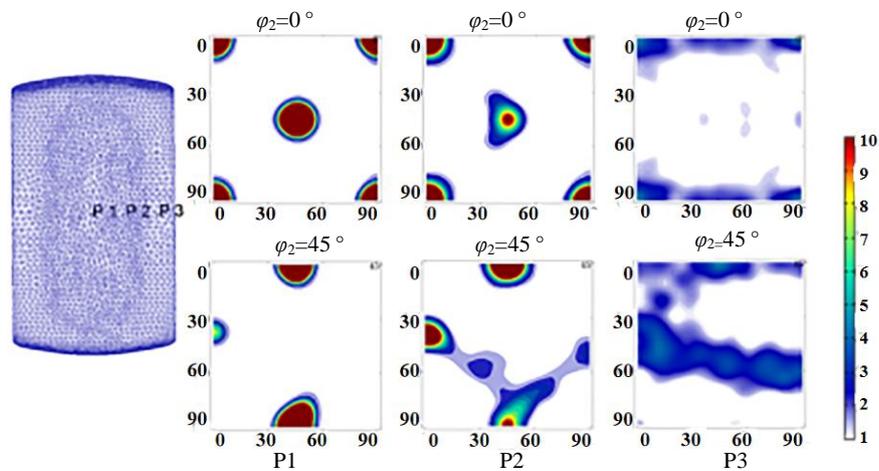


图 7 900 °C，10 mm/s，各方向锻压 40% 样品横向不同部位组织模拟结果

Fig.7 Simulation results of texture in different parts of transverse of sample by forging 40% at 900 °C and 10 mm/s

形成原因，以 900 °C，10 mm/s 锻造速度，每个方向锻压 40% 的三向锻造组织模拟结果为例，计算该样品中心和边部三向锻造过程中 β 相变形组织的演变，结果如图 9。可见，第 1 次 Z 向锻造时，心部属于大变形区，边

部属于周向流动区，但主要都处于压缩应力状态，不均匀性相对较小， β 相均产生 $\{100\}$ 结构+ $\{111\}$ 结构，此时心部组织强于边部。当进行到第 2 次 Y 向锻造时，此时心部仍然是大变形区，由此时的几何形状决定边部仍然

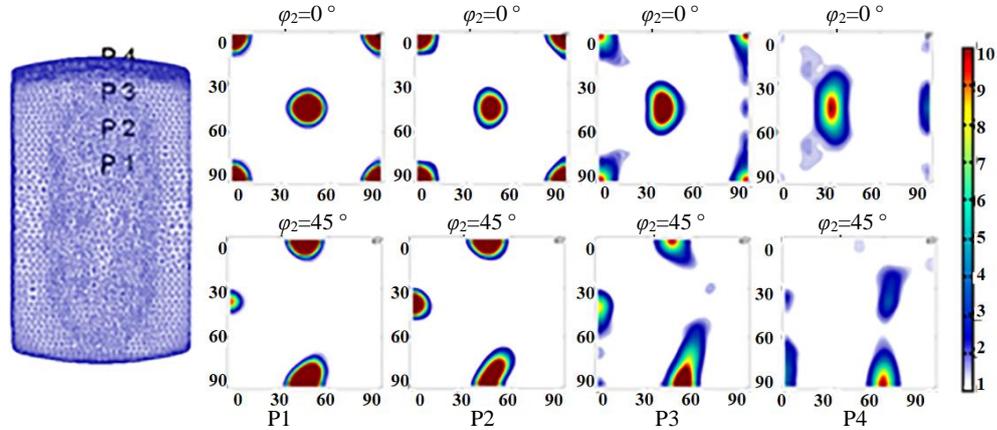


图 8 900 °C，10 mm/s，各方向锻压 40% 样品轴向不同部位组织模拟结果

Fig.8 Simulation results of texture in different parts of axial direction of sample by forging 40% at 900 °C and 10 mm/s

是周向流动区，并且变形量相对 Z 向锻造更小，中心和边部变形不均匀开始增大。此时心部的组织发生变化， $\{100\}$ 结构聚集到 $\{001\}<100>$ 结构， $\{111\}$ 结构聚集到近 $\{112\}<110>$ 结构。此时边部变形量较小，压缩结构略微减弱。最后进行第 3 次 X 向锻造时，心部仍然是大变形区， $\{001\}<100>$ 结构仍然保持不变，近 $\{112\}<110>$ 结构转移到 $\{110\}<112>$ 结构。边部此时处于变形死区，变形较小，结果仍然是 $\{100\}$ 结构+ $\{111\}$ 结构。最终，三向锻造样品的心部和边部组织产生了差异，由此样品不同区域存在组织不均匀性。实测结果(如图 4)和模拟结果(如图 5)的对比表明，心部的结果较为一致，边部由于实验过程存在误差，边部实际变形更为复杂，边部结果存在一定的差异。总之，三向锻造时心部组织发生很大变化，而边部组织变化较小。通过每一步模拟锻造后的结果分析可知，其主要的原因是心部始终处于大变形区，形变量大，对组织变化影响大，而边部由于锻造时的几何形状决定处于周向流动区，变形量较小，对组织变化影响小。

利用 VPSC 模型计算不同初始组织的样品在各个方向压缩后 β 相变形组织的模拟结果，如图 10 所示，其中 3 个方向压缩应变均为 0.5 (真应变)。由图可见，当初始组织为随机取向时(见图 10 第 1 列)，经过 Z 方向压缩后产生 $\{100\}$ 结构和 $\{111\}$ 结构，经过 Y 方向压缩后产生 $\{001\}<100>$ 结构， $\{110\}<112>$ 结构和 $\{112\}<110>$ 结构，经过 X 方向压缩后仍是 $\{001\}<100>$ 结构、近 $\{110\}<112>$ 结构和近 $\{112\}<110>$ 结构。对比三向锻造结

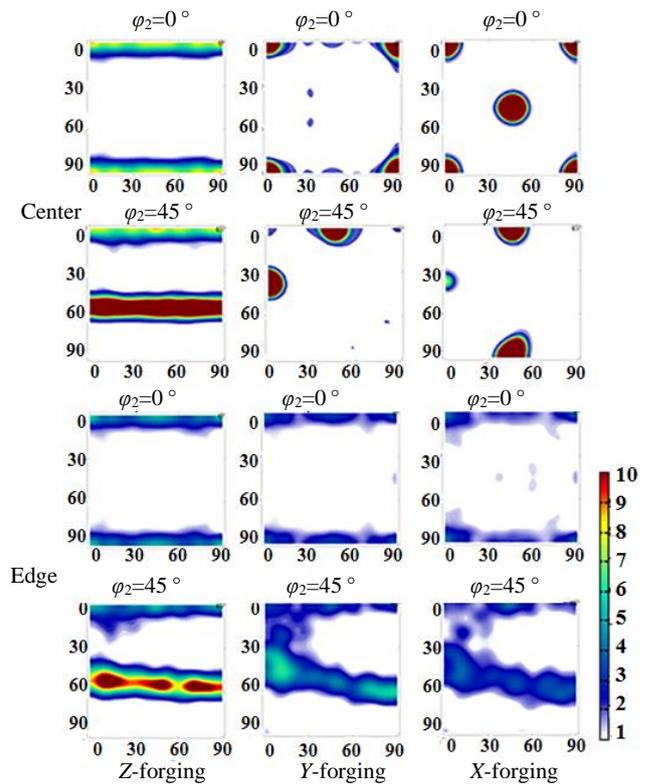


图 9 900 °C，10 mm/s，各方向锻压 40% 样品不同部位 β 相变形组织演变模拟结果

Fig.9 Simulation results of evolution of β phase deformation texture in different parts of samples by forging 40% in different directions at 900 °C and 10 mm/s

果与分别 3 个方向压缩的结果,可以知道在三向锻造后样品中心和经过 X 方向压缩后的织构结果是相似的。由此可以知道,对于初始偏向于随机织构,最后一个变形过程对变形织构结果形成尤为关键。对于同一压缩过程不同的初始织构,3 个方向压缩后不同的初始织构演化呈现不同的结果。对于实测的原始织构(见图 10 第 2 列),Z 方向压缩产生接近{001}<110>织构和{111}织构,这属于 bcc 结构的压缩织构类型。但经过 Y 或 X 方向压缩之后,它们都接近{110}织构,与拔长锻造的织构结果接近,同时与初始织构为随机取向得出的织构结果不同。由此可以知道,不同的初始织构对于最后形成的织构结果也十分重要。初始织构为{100}织构、{110}织构和{100}+{111}织构时(见图 10 第 3、4、5 列),分别经过 3 个方向压缩之后和初始织构为随机取向的织构结果对比,可以看到它们的织构结果出现集中及增强,但是也更倾向于它们原本的织构类型,因而一些较强的初始织构较难被改变。

综上所述,最后一次变形过程,以及最后一次变形过程的初始织构对于最终织构的形成起到了决定作用。而这个组合搭配会符合一个规律,就是在锻造过程中,如果初始织构不是很强,偏向于随机织构,那么大部分取向会通过开启的滑移系转移到一个稳定的取向上,这时最后一个变形过程的变形方式和变形量起到决定作用。如果初始织构本身比较强,同样的变形过程,可能就出现不同的结果,这时会通过滑移找到其较近的取向上,此时是一个稳定位置,但是可能还会保留原来的织构类型,这时初始织构的重要性更显著,需要通过其他方式来弱化其织构。

图 11 为三向锻造时各方向形变量稍加改变时不同工艺下的坯料几何示意图,共 7 种工艺,初始织构为随机取向。图 12 为各工艺对应的 β 相变形织构模拟结果。第 1、2、3 工艺的差异是 Z, Y, X 三向压缩形变量相同,但第 1, 2, 3 工艺的形变量依次提高。可见此时心部立方织构{100}<001>基本不变,黄铜织构{110}<112>变得锋锐,并稍移向{110} <111>。同时{112}<110>织构缓慢

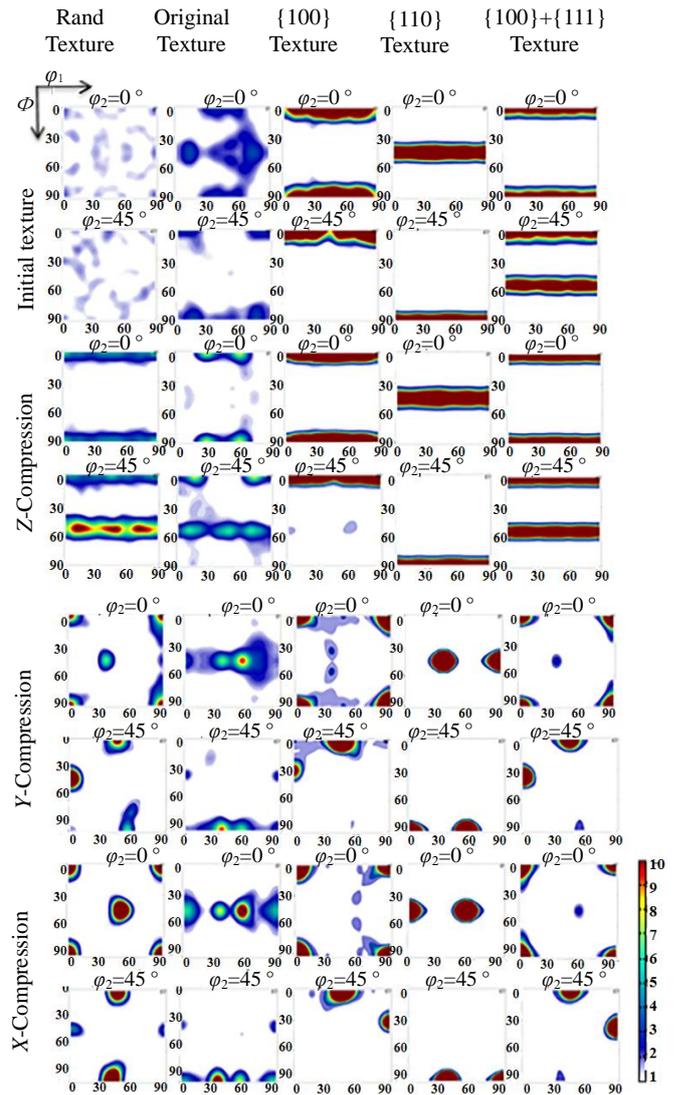


图 10 不同初始织构样品 3 个方向压缩各 0.5 (真应变) 后 β 相变形织构模拟结果

Fig.10 Simulation results of β phase deformation texture of samples with different initial texture after compression of 0.5 (true strain) in three directions

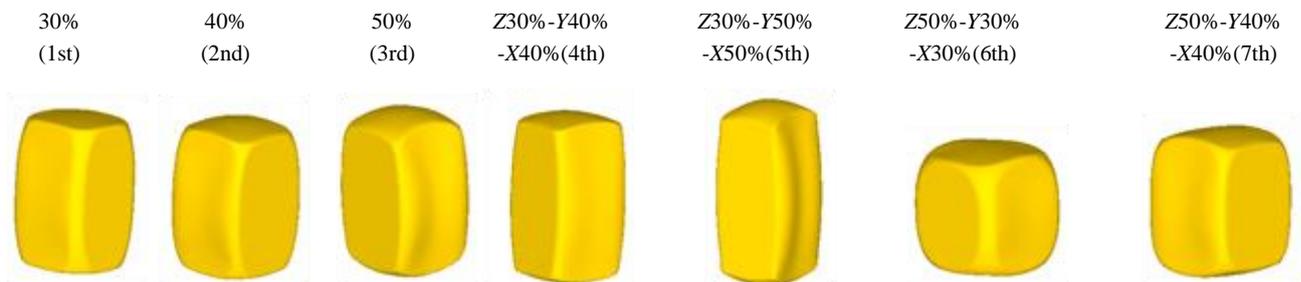


图 11 不同三向锻造工艺下的几何示意图

Fig.11 Geometric diagram of different triaxial forging process

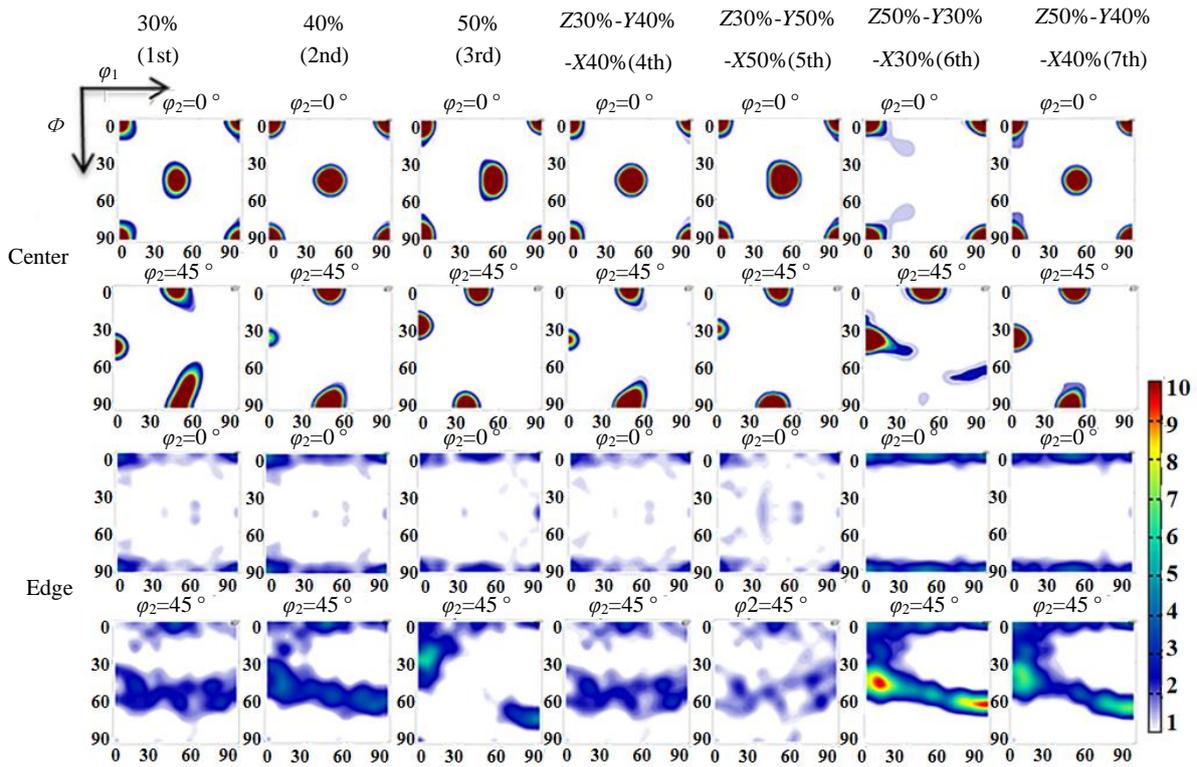


图 12 不同三向锻造工艺下的 β 相变形组织模拟结果

Fig.12 Simulation results of β phase deformation texture under different triaxial forging processes

移动到 $\{113\}\langle 110 \rangle$ 位置。边部的 $\{111\}$ 结构退化为 $\{112\}\langle 110 \rangle$ 结构和 $\{554\}\langle 225 \rangle$ 结构。第 4、5 工艺为三向锻造时非轴向的第 2、3 次压缩形变量依次加大，心部也是出现类似第 1、2、3 工艺的变化，边部 $\{111\}$ 结构减弱。第 6、7 工艺是第 1 次轴向大的压缩量，第 2、3 次非轴向是较小的压缩量，即与第 4、5 工艺相反。可见在第 6 工艺的轴向和非轴向变形的差异较大情况下，心部黄铜结构 $\{110\}\langle 112 \rangle$ 消失， $\{111\}$ 结构增强。第 7 个工艺下，随第 2、3 次压缩量的加大，心部又回到与前面第 1~5 工艺的纹理相似，边部的 $\{100\}$ 和 $\{111\}$ 结构增强的特征。

3 结 论

1) 利用有限元方法模拟了 TC18 钛合金坯料不同区域在三向锻过程中温度、应力和应变的差异。确定了三向锻件中心温度高、边部温度低；中心等效应变高、边部等效应变低的定量关系。

2) 三向锻造后 β 相变形组织为：样品中心是 $\{001\}\langle 100 \rangle$ 结构(压缩型结构)和近 $\{110\}\langle 112 \rangle$ 结构(拉伸型结构)，边部是 $\{100\}$ 结构和 $\{111\}$ 结构(均为压缩型结构)。实测组织与模拟组织有较好的一致性。三向锻造样品不同区域组织存在不均匀性。

3) 中心区域组织变化程度明显大于边部。横向组织变化的规律与轴向不同。

4) 三向锻造样品中心组织主要由最后 X 方向锻造决定。初始组织偏向随机分布时，则最后一次变形过程决定了最终组织。而初始组织为强织构时，最后一次变形过程很难改变其组织类型，会导致其向近处稳定组织转移。

5) 在三向压缩的 3 次压缩量为 30%~50% 的不同组合工艺下，最显著的差异出现在轴向压缩量比非轴向压缩量大较多时，心部近 $\{110\}\langle 112 \rangle$ 结构不再出现，留下较强的单一立方织构 $\{100\}\langle 001 \rangle$ 。这可能是实际锻造出现心部强 $\{100\}$ 不利组织的形变条件。

参考文献 References

[1] Fan X G, Zhang Y, Zheng H J *et al. Materials Characterization*[J], 2018, 137: 151
 [2] Chang L L, Zhang L W L. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2018, 28(6): 1114
 [3] Zhang Yongqiang(张永强), Guo Hongzhen(郭鸿镇), Lei Wenguang(雷文光) *et al. Titanium Industry Progress(钛工业进展)*[J], 2015, 32(2): 17
 [4] Zhang Yongqiang(张永强), Guo Hongzhen(郭鸿镇), Liu Rui(刘

- 瑞) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(3): 634
- [5] Wang Xiaoyan(王晓燕), Guo Hongzhen(郭鸿镇), Yuan Shichong(袁士翀) *et al. Forging & Stamping Technology*(锻压技术)[J], 2008, 33(3): 8
- [6] Zhao J, Dargusch M, Davies C H J. *The World Conference on Titanium*[C]. Beijing: Science Press, 2012: 763
- [7] Li Kai(李凯), Yang Ping(杨平), Sha Aixue(沙爱学) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2014, 50(6): 707
- [8] Ma Jimin(马济民), He Jinyu(贺金字), Pang Kechang(庞克昌). *Titanium Ingot and Forging*(钛铸锭和锻造)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2012
- [9] Lin Y C, Huang J, He D G *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 795: 471
- [10] Chen Y, Li J S, Tang B *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 618: 146
- [11] Bantounas I, Dye D, Lindley T. *Acta Materialia*[J], 2010, 58: 3908
- [12] Lebensohn R A, Canova G R. *Acta Materialia*[J], 1997, 45(9): 3687
- [13] Tomé C N, Lebebohn R A. *Visco-Plastic Self-Consistent (VPSC)*[M]. Los Alamos: Los Alamos National Laboratory, 2007

Simulation of Texture Formation in Hot Forged TC18 Titanium Bars

Chen Liquan¹, Yang Ping¹, Li Zhishang¹, 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, AVIC, Beijing 100095, China)

Abstract: Triaxial forging textures and their non-uniformity under different conditions were simulated to explain the formation of forging texture in forged TC18 titanium alloy bars. Firstly, finite element method was used to simulate the non-uniform distributions of temperature, effective stress and effective strain in forged bars. Then the textures in β -phase with bcc structure were simulated using visco-plastic self-consistent model (VPSC) under different initial conditions. Results show that during triaxial forging the textures in center region changes more apparently than those in edge region. The compressive cube texture $\{100\}\langle 001\rangle$ and brass type texture $\{110\}\langle 112\rangle$ generally develop in center region, whereas weak compressive $\{100\}$ and $\{111\}$ texture are evolved. Initial texture plays an important role. By random initial texture, the third step compression often determines the final texture. By weak initial texture the final texture is also weak. In contrast, when strong initial texture exists, triaxial forging can not change its influence with characteristic feature of its initial state. Finally the influences of different combinations of strain amounts in three directions are simulated and special condition for large difference in textures is determined. The texture changes along axial and radical directions are also simulated.

Key words: titanium alloy; forging; 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