

大规格 TC18 钛合金棒材多火次锻造中 β 相织构演变规律

熊智豪¹, 李志尚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: 对大规格 TC18 钛合金棒材进行了 10 火次锻造。选取构成“高-低-高-低”一个锻造循环的 4 个代表性火次, 利用电子背散射衍射(EBSD)技术对棒材中心到边部 β 相的取向特征进行了研究。结果表明, 通过对多火次锻造过程中温度参数和形变参数的配合设置, 使得锻造循环完成后中心到边部 $\langle 100 \rangle$ 织构极大弱化, 并获得了受力时表现为高强度的有利织构 $\langle 110 \rangle$ 与 $\langle 111 \rangle$ 。950 °C 对应 TC18 钛合金棒材锻造时 β 相的再结晶温度, β 相的再结晶织构接近随机织构。在低于 950 °C 锻造时, 不同火次下中心区均出现 $\langle 110 \rangle$ 和 $\langle 111 \rangle$ 织构, 这是拔长织构和拔长后保留下来的墩粗织构。边部的形变织构为 $\langle 100 \rangle$ 和 $\langle 111 \rangle$, 这是边部因拔长时形变相对较小而保留墩粗时的压缩织构, 并且随着锻造火次的增加, $\langle 111 \rangle$ 织构比例增多, 保证了边部的高强度。

关键词: TC18 钛合金; 多火次锻造; 织构

中图分类号: TG146. 23

文献标识码: A

文章编号: 1009-9964(2021)06-006-06

Evolution of β Phase Texture of Large Size TC18 Titanium Alloy Bar During Multi-pass Forging

Xiong Zhihao¹, Li Zhishang¹, Yang Ping¹, Gu Xinfu¹, Yan Menqi², 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 large size TC18 titanium alloy bar experienced ten forging passes. Four representative passes which constituted a forging cycle of “high-low-high-low” were selected to investigate the orientation characteristics of the β phase from center to edge, by using electron backscatter diffraction (EBSD). The results show that by matching the temperature parameters and deformation parameters of the forging cycle, the $\langle 100 \rangle$ texture in different location greatly weakens, and the favorable textures with high strength form which are $\langle 110 \rangle$ and $\langle 111 \rangle$. The recrystallization temperature of β phase of the forged TC18 titanium alloy bar is 950 °C and the recrystallization texture of β phase is close to random texture. When the forging temperature is below 950 °C, the main β phase texture components in center are the drawing texture $\langle 110 \rangle$ and the retained upsetting texture $\langle 111 \rangle$; Owing to the relatively small drawing in edge, the β phase texture components are the retained upsetting texture $\langle 100 \rangle$ and $\langle 111 \rangle$. The proportion of $\langle 111 \rangle$ texture of the edge increases with increasing the forging pass, which ensures the high strength of the edge.

Key words: TC18 titanium alloy; multi-pass forging; texture

航空锻件的大型化、整体化不仅可以减少零件和连接件数量, 而且可以有效避免零件因装配不当造成的安全风险, 从而满足飞行器高可靠性、长使

用寿命、轻量化等设计要求^[1,2]。TC18 钛合金名义成分为 Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe, 是一种高强度级别的近 β 型钛合金^[3-6]。工业上生产 TC18 钛合金航空件时, 常将大规格 TC18 钛合金棒材先进行多火次的自由锻造, 其涉及到高于相变点的 β 相区锻造和低于相变点的两相区锻造。高温 β 相区锻造具有良好

收稿日期: 2021-09-06

基金项目: 国家军品配套科技项目(JPPT-135-GH-2-017)

通信作者: 杨平(1959—), 男, 教授。

的热加工性,可显著破碎粗大的铸态 β 相晶粒^[7],但锻后 TC18 钛合金易形成魏氏组织;低于相变点的两相区锻造可消除魏氏组织,从而提高锻件的综合力学性能^[8]。 β 相区与两相区交替的多火次锻造过程中,组织和织构的遗传会对最终锻件的力学性能产生显著影响。

文献[9]报道,组织为片状初生 α 相的 TC18 钛合金,其抗拉强度比球状初生 α 相的高 30 MPa 左右。Ti-55531 合金经自由锻后,因产生 β 相 $\langle 100 \rangle$ 织构而出现亮带区,该区域的抗拉强度约为 1114 MPa,明显小于正常区的抗拉强度(1383 MPa)^[10];而对于组织为片状 α 相的 TC18 钛合金,其 $\langle 100 \rangle$ 方向抗拉强度为 998 MPa, $\langle 110 \rangle$ 方向为 1050 MPa, $\langle 111 \rangle$ 方向为 1250 MPa,不同方向强度最大差值为 252 MPa。这些都表明 β 相织构对近 β 钛合金强度的影响超过初生 α 相形态的影响。热压缩近 β 钛合金时,低变形速率、高变形温度、大变形量以及 β 相区热压缩后缓慢的冷却速率等因素均有利于强化 $\langle 100 \rangle$ 织构^[11,12]。大规格钛合金棒材锻造时中心到边部温度、应力状态的不同会造成不同部位组织、织构存在差异,从而导致合金性能变化^[13,14]。织构是影响合金性能的主要因素之一,在无法消除织构时,应尽量获得受力时表现出高强度的有利织构,即 $\langle 111 \rangle$ 织构和 $\langle 110 \rangle$ 织构,避免形成 $\langle 100 \rangle$ 织构。

然而,经过多火次锻造的大规格近 β 型 Ti55531 和 TC18 钛合金棒材,其心部均出现了强 $\langle 100 \rangle$ 织构^[10,15]。为避免近 β 型钛合金棒材经多火次锻造后中心到边部形成强 $\langle 100 \rangle$ 织构,并获得有利织构,需要考察不同火次下的织构演变规律,以制定合适的锻造工艺。为此,对大规格 TC18 钛合金进行了多火次锻造,研究了锻造过程中棒材中心到边部的 β 相组织与织构演变,以期为进一步优化近 β 型钛合金锻造工艺提供理论依据。

1 实验

实验材料为 TC18 钛合金棒材,规格为 $\phi 585 \text{ mm} \times 1090 \text{ mm}$,名义成分为 Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe,相变点为 870 °C。TC18 钛合金棒材经过 10 火次锻造。前 3 火次为高温 β 相区连续降温锻造,第 4 火次为两相区锻造,第 5 火次为高温 β 相区锻造,第 6 到第 10 火次为两相区锻造。从第 1 到第 7 火次,每火次的锻造均是先墩粗后六方拔长,墩粗量介于 30%

~40% 之间,拔长量介于 60%~75% 之间。第 1、2 火次锻造温度区间为 1000~1200 °C,第 3 火次锻造温度为 950 °C,第 4 火次锻造温度为 850 °C,第 5 火次锻造温度为 930 °C,第 6、7 火次锻造温度为 830 °C。

对不同火次锻造后的 TC18 钛合金锻棒,从中心、0.5R(R 为棒材半径)处、边部 3 个部位的轴向切取试样。使用 400#、800#、1200#、2000#、3000# 砂纸逐级打磨试样,再用 5% 的高氯酸酒精溶液电解抛光 50 s,然后立即用腐蚀剂(配比为 3vol% 氢氟酸+7vol% 硝酸+90vol% 水)腐蚀 5 s。使用 TESCAN VEGA3 扫描电子显微镜(SEM)结合电子背散射衍射(EBSD)分析样品的微观织构。检测时放大倍数为 80 倍,步长为 10 μm 。采用 OIM(orientation imaging microscopy)软件处理 EBSD 数据,统计不同织构的体积分数(每一种织构的最大偏差角为 15°)。通过 DEFORM 软件模拟 TC18 钛合金在 840 °C 和 950 °C 分别墩粗 40% 及拔长 60% 的锻造过程^[16],以研究在 β 单相区锻造和两相区锻造中棒材中心到边部的温度、应变分布差异。

2 结果与分析

2.1 锻造过程中温度与应变分布

图 1 给出 840 °C 及 950 °C 分别墩粗 40% 及拔长 60% 时,TC18 钛合金锻件不同位置的温度和应变分布云图。从图 1 可以看出,840 °C 及 950 °C 下墩粗 40% 与拔长 60%,锻件心部的应变最大且温度最高,0.5R 处次之,边缘应变最小且温度最低。840 °C 时,墩粗时心部与 0.5R 处的应变小于拔长时对应位置的应变。其中,墩粗时心部应变约为 0.867,拔长时心部应变在 1.10~1.30 之间;墩粗时边部应变约为 0.433,略高于拔长时边部应变(图 1a~1d)。950 °C 墩粗 40% 与拔长 60% 时,中心到边部的应变分布(图 1e~1h)与 840 °C 时的情况类似。与图 1c 相比,图 1g 中的应变更大,说明 TC18 钛合金在高温 β 相区锻造时具有良好的热加工性。

2.2 不同火次反极图及 β 相(001)极图分析

第 3、4、5、7 火次不同位置 β 相织构特征具有典型性,其既能反映相同位置在多火次锻造过程中 β 相织构演变在时间上的渐进性,又能反映不同位置 β 相织构演变的差异性。由于第 1、2 火次锻造温度高,锻造时 TC18 钛合金棒材中心、边部均发生再

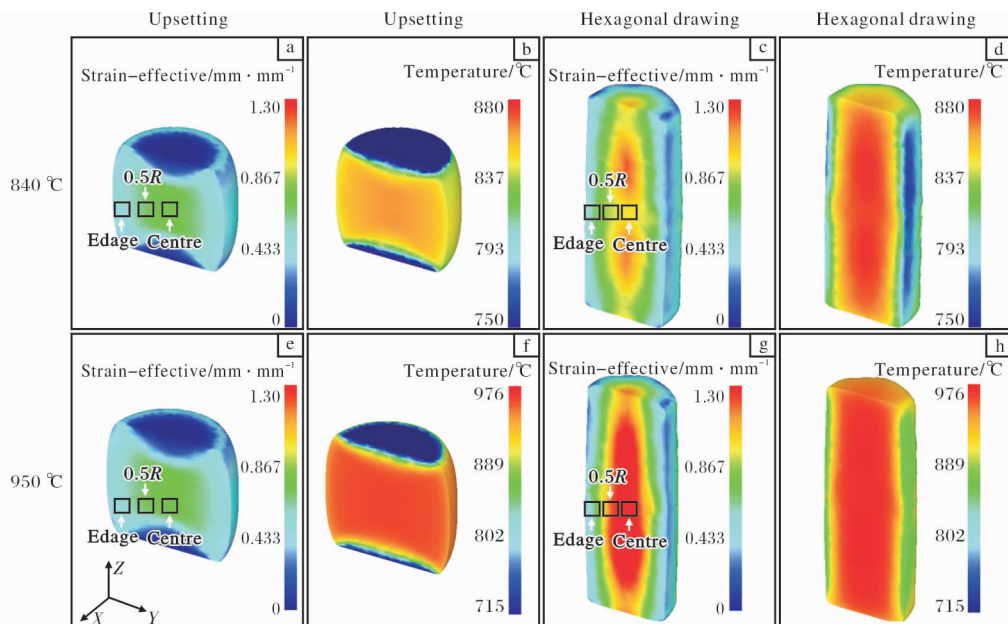


图1 840 °C及950 °C墩粗40%和拔长60%时TC18钛合金棒材纵剖面应变与温度分布云图

Fig. 1 Strain and temperature nephograms of longitudinal section of TC18 titanium alloy bars by upsetting 40% and hexagonal drawing 60% at 840 °C and 950 °C: (a, c) strain nephograms at 840 °C; (b, d) temperature nephograms at 840 °C; (e, g) strain nephograms at 950 °C; (f, h) temperature nephograms at 950 °C

结晶, 冷却后为取向随机的等轴晶粒, 因此不再给出对应的组织取向图。图2为第3、4、5、7火次下TC18钛合金棒材中心、0.5R处和边部的反极图(IPF)。因 β 相晶粒尺寸大, 为提高统计数据的准确性, 将4幅图(面积约25 mm²)拼接进行统计。第3火次锻造温度为950 °C, 锻后中心 β 相晶粒发生静态再结晶, 晶粒取向接近随机分布, 如图2a所示; 0.5R处与边部的 β 相晶粒内部有明显的取向梯度, 这说明相较于心部, 温度较低的0.5R处与边部处的 β 相晶粒在锻造及锻后冷却过程中难以发生再结晶, 保留了锻造过程中形成的 β 相形变晶粒, 见图2b、2c。第5火次也是高温(930 °C)单相区锻造, 锻造温度仅比第3火次低20 °C, 棒材中心到边部 β 相晶粒没有发生再结晶, 如图2d~2f所示。由此可知, 950 °C对应实际锻造过程中大规格TC18钛合金棒材的 β 相再结晶温度。虽然其不是严格意义的动态再结晶温度, 但此再结晶温度有助于钛合金“高-低-高-低”锻造过程中温度参数的设置, 在略低于再结晶温度(930 °C)锻造时, 既可利用 β 相区良好的热加工性, 又可保留4火次锻后形成的有利织构 $\langle 111 \rangle$ 和 $\langle 110 \rangle$ 。这对于控制钛合金实际组织和织构具有重要意义。

图3为第3、4、5、7火次下TC18钛合金棒材

中心、0.5R处和边部的 β 相(001)极图。从图2与图3中的d、g、j可知, 第4、5、7火次锻造后, 中心位置 β 相织构遗传效应显著, 最终 β 相稳定织构是强 $\langle 111 \rangle$ 及 $\langle 110 \rangle$ 织构(前者是墩粗织构, 后者是拔长织构)。0.5R处的 β 相织构遗传效应出现在第5、7火次, 该位置 β 相稳定织构是强 $\langle 110 \rangle$ 及弱 $\langle 111 \rangle$ 织构, 见图2与图3中h、k。边部 β 相织构遗传效应不如心部与0.5R处显著(图2与图3中i、l), 这可能与锻造时边部应变小于心部与0.5R处有关。但边部仍存在一定的织构遗传效应, 该位置最终 β 相稳定织构为强 $\langle 111 \rangle$ 和弱 $\langle 100 \rangle$ 织构, 二者均是典型的墩粗织构。

2.3 织构体积分数变化分析

TC18钛合金在热压缩过程中主要形成 $\langle 111 \rangle$ 和 $\langle 100 \rangle$ 织构, 升高温度、增大形变量可使 $\langle 100 \rangle$ 织构强化^[11]; 在热拉伸过程中会产生 $\langle 110 \rangle$ 织构, 且拉伸量越大越易形成 $\langle 110 \rangle$ 织构^[17]。由2.1节分析知840 °C及950 °C下拔长60%时, 心部、0.5R处的应变显著大于墩粗40%时对应位置的应变, 拔长与墩粗时边部的应变最小, 并且墩粗时边部的应变略高于拔长时边部的应变。上述应变特征是造成多次锻造过程中锻棒不同部位织构演变出现差异的主要原因。

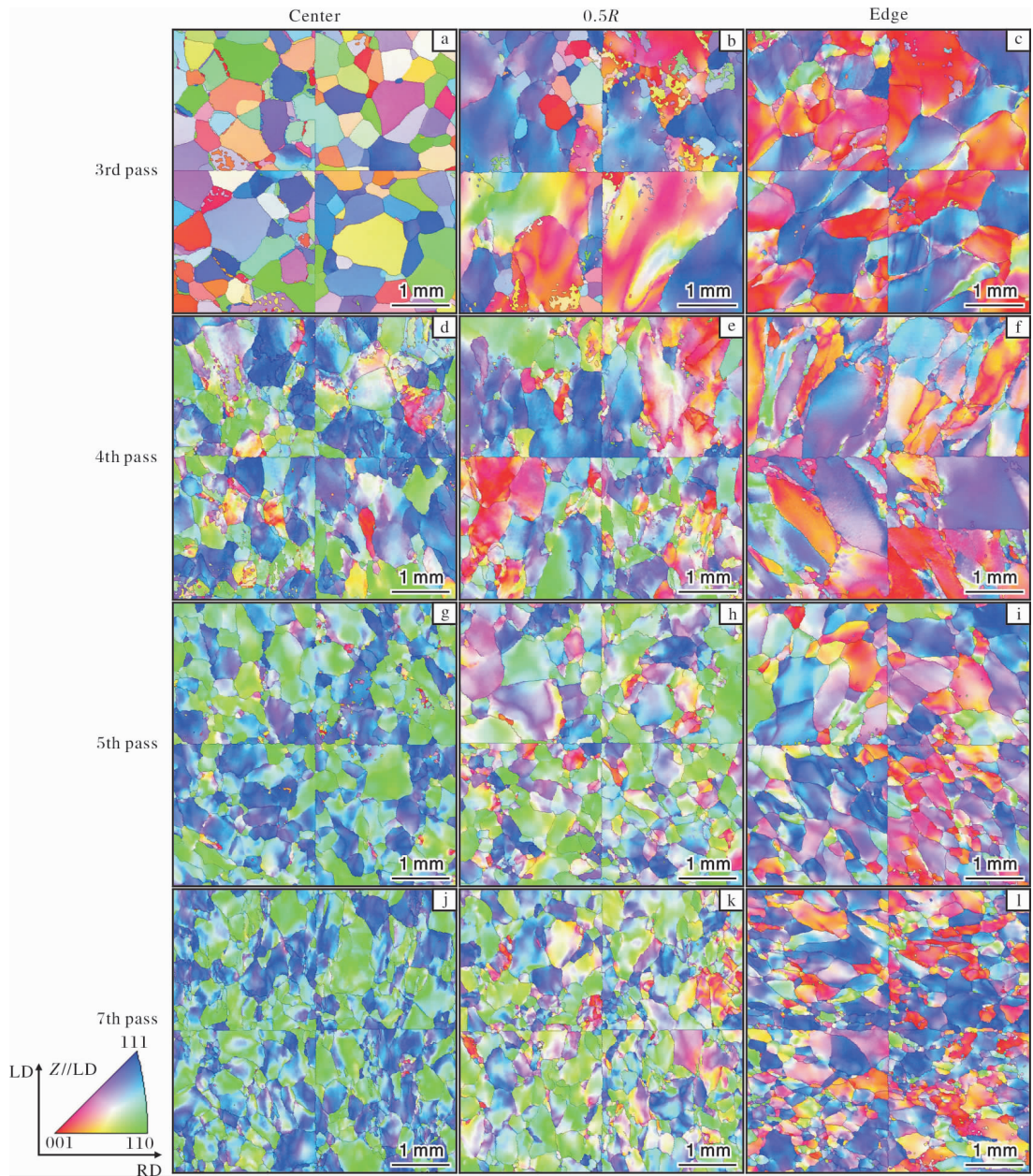


图2 第3、4、5、7火次锻造后 TC18 钛合金棒材不同位置的 IPF 图

Fig. 2 IPF maps in different sites of TC18 titanium alloy bars after the 3rd、4th、5th、7th pass forging: (a, d, g, j) center; (b, e, h, k) 0.5R; (c, f, i, l) edge

图4 为第3、4、5、7火次锻造后，TC18 钛合金棒材中心、0.5R 处及边部3种织构的体积分数。从图4a、4b可以看出，棒材心部与0.5R处 $\langle 100 \rangle$ 、 $\langle 110 \rangle$ 、 $\langle 111 \rangle$ 织构的体积分数在第3到第5火次变化显著，第5到第7火次相对较为稳定。从第3到第5火次，心部与0.5R处 $\langle 110 \rangle$ 织构体积分数增加， $\langle 100 \rangle$ 织构体积分数减少。这是由于六方拔长时心部与0.5R处的应变较大，促进了墩粗时形成的 $\langle 100 \rangle$ 软取向晶粒向 $\langle 110 \rangle$ 晶粒的转变。心部与

0.5R处 $\langle 111 \rangle$ 织构体积分数在第4到第7火次高于 $\langle 100 \rangle$ 织构体积分数，这是由于拉伸时 $\langle 111 \rangle$ 晶粒属于硬取向，每火次锻造完成后相比 $\langle 100 \rangle$ 晶粒更多地保留下来。从图4c可以看出，随着锻造火次的增加，边部 β 相织构变化特点是 $\langle 100 \rangle$ 织构在第3到第5火次显著减少，第5到第7火次略有回升。 $\langle 111 \rangle$ 织构在第3到第4火次显著减少后明显增加，7火次后体积分数高于 $\langle 100 \rangle$ 织构。 $\langle 110 \rangle$ 织构体积分数一直较小。相对心部与0.5R处而言，边

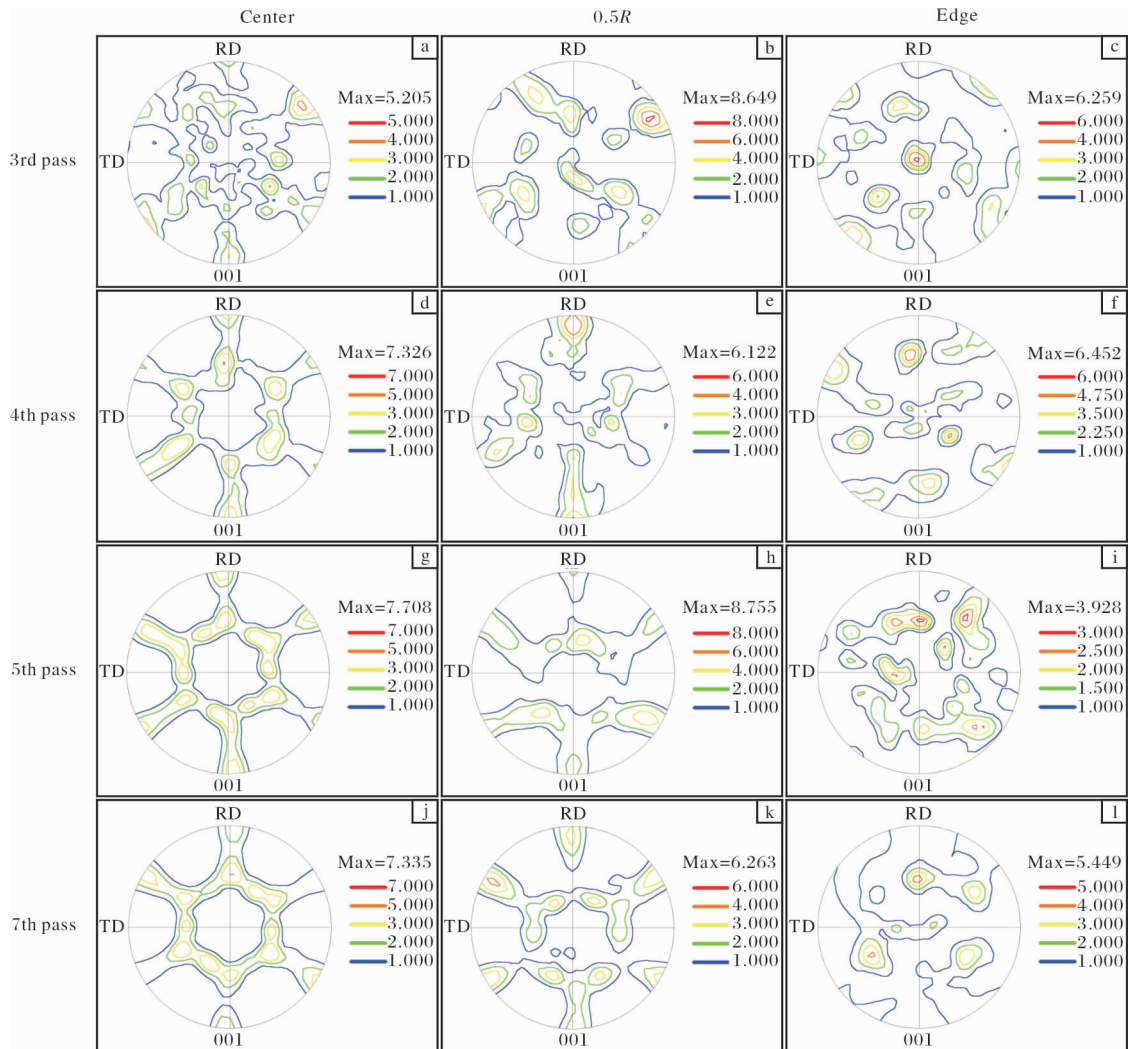


图3 第3、4、5、7火次锻造后TC18钛合金棒材不同位置的 β 相(001)极图

Fig. 3 (001) pole figures of β phase in different sites of TC18 titanium alloy bars after the 3rd, 4th, 5th, 7th pass forging: (a, d, g, j) center; (b, e, h, k) 0.5R; (c, f, i, l) edge

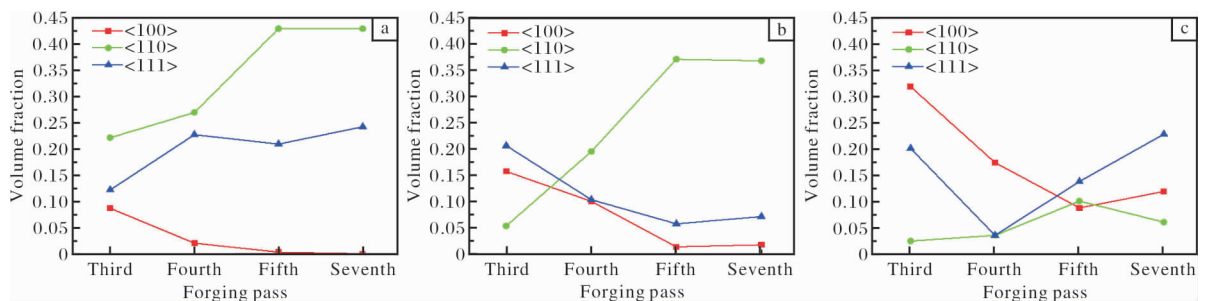


图4 第3、4、5、7火次锻造后TC18钛合金棒材各部位<100>、<110>、<111>织构的体积分数

Fig. 4 Volume fraction of <100>, <110>, <111> texture in different sites of TC18 titanium alloy bars after the 3rd, 4th, 5th, 7th pass forging: (a) center; (b) 0.5R; (c) edge

部在六方拔长时的应变量较小,难以形成典型的拉伸型织构,保留了典型的墩粗型织构。随着锻造火次的增加,边部<111>织构逐渐强化,这是由于边

部直接与外部接触,温度较低,并且墩粗时边部与心部和0.5R处相比属于小变形区,<100>晶粒长大受到抑制。此外,由于沿<111>方向的拉伸强度高

于 $\langle 100 \rangle$ 方向, 边部 $\langle 111 \rangle$ 织构体积分数的增加保证了边部的高强度。本实验条件下, 随锻造火次的增加, 中心到边部的 $\langle 100 \rangle$ 织构受到有效抑制, 后续第 8 到 10 火次锻造的主要目的是均匀化组织或调整晶粒尺寸, 织构特征则是在第 3 火次低温两相区锻造后基本定型, 在第 6、7 火次两相区锻造后基本稳定。

3 结 论

(1) TC18 钛合金多火次锻造过程中, 通过“高(950 °C) - 低(850 °C) - 高(930 °C) - 低(830 °C)”温度参数与每火次锻造时墩粗量小于六方拔长量的变形参数的配合设置, 使得锻后从中心到边部 $\langle 100 \rangle$ 织构极大弱化, 并获得了受力时表现为高强度的有利织构 $\langle 110 \rangle$ 与 $\langle 111 \rangle$ 。

(2) 第 3、5 火次高温 β 相区锻造后, 心部对应的 β 相组织特征分别为再结晶组织与形变组织。950 °C 对应 TC18 钛合金锻造时 β 相的再结晶温度, β 相再结晶织构接近随机织构。

(3) 在 β 再结晶温度以下, 经不同火次锻造后, 中心区出现 $\langle 110 \rangle$ 和 $\langle 111 \rangle$ 织构遗传, 其是拔长织构和拔长时保留下来的墩粗织构。边部的形变织构是 $\langle 100 \rangle$ 和 $\langle 111 \rangle$, 该织构也有一定的遗传性。边部因拔长时形变量相对较小而保留墩粗时的压缩织构, 但随着锻造火次的增加, $\langle 111 \rangle$ 织构增多, 保证了边部的高强度。

参考文献 References

[1] 李蓬川. 大型航空模锻件的生产现状及发展趋势[J]. 大型铸锻件, 2011(2): 39-45.

[2] 李瑞, 段晓辉, 岳旭, 等. 锻造工艺对 Ti-6Al-4V 合金大规格方坯组织与性能的影响[J]. 钛工业进展, 2018, 35(5): 33-37.

[3] Jiang Y Q, Lin Y C, Zhang X Y, et al. Isothermal tensile deformation behaviors and fracture mechanism of Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe alloy in β phase field[J]. Vacuum, 2018, 156: 187-197.

[4] Wang B F, Yao X R, Liu L Y, et al. Mechanical properties and microstructure in a fine grained Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe titanium alloy deformed at a high strain rate[J]. Materials Science and Engineering A, 2018, 736: 202-208.

[5] Shi X H, Zeng W D, Xue S K, et al. The crack initiation behavior and the fatigue limit of Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe

titanium alloy with basket-weave microstructure[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 631: 340-349.

[6] Sen M, Suman S, Banerjee T, et al. Tensile deformation mechanism and failure mode of different microstructures in Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2019, 753: 156-167.

[7] Guo L G, Fan X G, Yu G F, et al. Microstructure control techniques in primary hot working of titanium alloy bars: a review[J]. Chinese Journal of Aeronautics, 2016, 29(1): 30-40.

[8] 王晓燕, 郭鸿镇, 袁士翀, 等. 等温锻造温度对 TC18 钛合金组织性能的影响[J]. 锻压技术, 2008, 33(3): 8-11.

[9] 张永强, 郭鸿镇, 刘瑞, 等. TC18 合金 β 相区等温锻造显微组织和力学性能[J]. 稀有金属材料与工程, 2013, 42(3): 634-638.

[10] 颜孟奇, 张业勤, 李凯, 等. Ti-55531 钛合金自由锻件亮带形成原因分析[J]. 稀有金属, 2016, 40(6): 534-539.

[11] Li K, Yang P. The formation of strong $\{100\}$ texture by dynamic strain-induced boundary migration in hot compressed Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe alloy[J]. Metals, 2017, 7(10): 412-419.

[12] Meng L, Kitashima T, Tsuchiyama T, et al. β -texture evolution of a near- β titanium alloy during cooling after forging in the β single-phase and ($\alpha + \beta$) dual-phase regions [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2020, 52: 303-315.

[13] Zheng G M, Mao X N, Li L, et al. The variation of microstructures, textures and mechanical properties from edge to center in cross section of Ti6242s titanium alloy[J]. Vacuum, 2019, 160: 81-88.

[14] Tang B, Xiang L, Yan Z, et al. Effect of strain distribution on the evolution of α phase and texture for dual-phase titanium alloy during multi-pass forging process[J]. Materials Chemistry and Physics, 2019, 228: 381-324.

[15] 李凯, 杨平, 沙爱学, 等. 锻态 TC18 钛合金棒材中 β 相组织和织构特征研究[J]. 金属学报, 2014, 50(6): 707-714.

[16] 李志尚, 陈立全, 杨平, 等. TC18 钛合金棒材锻造时拔长过程织构模拟[J]. 塑性工程学报, 2021, 28(9): 94-102.

[17] 颜孟奇, 陈立全, 李凯, 等. 热变形参数对 TC18 钛合金 β 相组织及织构演变规律的影响[J]. 金属学报, 2021, 57(7): 880-890.