

引用格式: 钱坤, 张国君, 王晓, 等. 轧制温度对 Ti650 高温钛合金棒材组织性能的影响[J]. 中国材料进展, 2026, 45(1): 58-65.
QIAN K, ZHANG G J, WANG X, *et al.* Effect of Rolling Temperature on Microstructure and Properties of Ti650 High Temperature Titanium Alloy Bar [J]. Materials China, 2026, 45(1): 58-65.

轧制温度对 Ti650 高温钛合金棒材组织性能的影响

钱坤^{1,2}, 张国君¹, 王晓², 辛社伟², 周伟², 侯红苗²

(1. 西安理工大学材料科学与工程学院, 陕西 西安 710048)

(2. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

摘要: 研究了轧制温度对 Ti650 合金拉伸及蠕变性能的影响。采用光学显微镜分析了不同轧制温度对合金等轴 α 相及次生 α 相形貌、含量的影响; 使用 EBSD 分析技术对轧制后的合金的晶体取向进行表征。结果表明: 随着轧制温度的升高, Ti650 合金强度逐渐增加, 塑性变化不大; 初生 α 相、次生 α 相、织构等均会对 Ti650 合金拉伸性能产生影响; Ti650 合金的高温蠕变性能与轧制温度升高导致的初生 α 相含量和尺寸及次生 α 相片层厚度有关, 随着轧制温度升高蠕变残余应变表现出先降低后升高的趋势, 在 1000 °C 轧制时抗蠕变性能最佳。

关键词: Ti650 钛合金; 显微组织; 织构; 拉伸性能; 高温蠕变

中图分类号: TG146.23; TG339 文献标识码: A 文章编号: 1674-3962(2026)01-0058-08

Effect of Rolling Temperature on Microstructure and Properties of Ti650 High Temperature Titanium Alloy Bar

QIAN Kun^{1,2}, ZHANG Guojun¹, WANG Xiao², XIN Shewei², ZHOU Wei², HOU Hongmiao²

(1. School of Materials Science and Engineering, Xi'an University of Technology, Xi'an 710048, China)

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

Abstract: The effect of rolling temperature on the tensile and creep properties of Ti650 alloy was studied. The effects of different rolling temperatures on the morphology and content of equiaxed α phase and secondary α phase were analyzed by optical microscope. EBSD analysis technique was used to characterize the crystal orientation of Ti650 alloy after rolling. The results show that with the increase of rolling temperature, the strength of Ti650 alloy increases gradually, and the plasticity changes little. Primary α phase, secondary α phase and texture all affect the tensile properties of Ti650 alloy. The high temperature creep properties of Ti650 alloy are related to the content and size of primary α phase and the thickness of secondary α phase lamellar. The residual creep strain shows a trend of increasing first and then decreasing with the increase of rolling temperature, and the creep performance is the best when rolling at 1000 °C.

Key words: Ti650 titanium alloy; microstructure; texture; tensile properties; high temperature creep

1 前言

钛合金具有比重小、焊接性能好、无磁性、耐腐蚀性好等优点, 广泛应用于船舶海洋工程、生物医疗等领域; 同时又因其具有较好的热稳定性和热强性, 在航空

发动机的制造中也发挥着重要作用, 主要用于生产压气机盘、风扇、叶片、机匣和连接环等关键零部件, 能够替代钢或高温合金, 有效减轻发动机的重量, 提高发动机的推重比^[1-6]。

当前, 随着对航空发动机使用环境及性能要求的不断提升, 对钛合金的使用温度提出了更高的要求, 因此研究钛合金在更高温度下的力学行为变得尤为重要^[7-9]。国内目前 600 °C 及以上高温钛合金的主要代表是 Ti60 和 Ti600, 近几年中国科学院金属研究所以及西北有色金属研究院以上述 2 种合金为基础, 进一步研发了 Ti65 和 Ti650 合金。

收稿日期: 2024-06-11 修回日期: 2024-12-10

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(52071275)

第一作者: 钱坤, 女, 2000 年生, 硕士研究生

通讯作者: 王晓, 男, 1984 年生, 高级工程师,

Email: sxhyjz@163.com

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.202406012

Ti650 合金是一种使用温度在 650 °C 的高温钛合金^[10]。与其他高温钛合金相比, Ti650 合金在成分设计上更注重对高温强度的要求, 因此添加了更多的 Ta, Nb, W 等 β 稳定元素, 显著提高了合金高温抗拉强度和室温加工性能。同时, 还添加了更多的 Si 和 C 元素使合金保持优异的蠕变和持久性能^[11-13]。

关于 Ti65 和 Ti650 合金, 现有的研究多集中于锻件和板材。吴汐玥等^[14]对 Ti65 合金板材在热处理状态下的显微组织和拉伸性能进行了深入研究。研究发现: 采用不同热处理工艺, 该钛合金板材中可以形成等轴、双态或片层组织, 从而产生不同类型织构, 进而影响板材拉伸性能; 其中, 经过 980 °C 热处理后的板材, 在横向和纵向上的拉伸强度差异最小。樊智贤等^[15]研究了不同状态的 Ti65 合金板材的各向异性。研究发现, Ti65 合金板材在原始状态下, 沿着轧制方向 (rolling direction, RD) 强度最高, 在 45° 方向上的强度则相对较低; 此外, 在高温变形过程中, 板材展现出了强烈的回复和再结晶现象; Ti65 合金板材的断裂机制在室温条件下主要表现为以韧窝为主的韧性断裂, 在 790 °C 时断裂则是由分散的微孔洞相互连接所引发的。周伟等^[11]研究了 Ti650 合金的氧化行为, 指出 Ti650 合金在 700 °C 以下具有良好的抗氧化性能, 其主要氧化产物为颗粒状的 TiO₂, 且随着氧化温度的升高和氧化时间的延长, 这些 TiO₂ 颗粒的尺寸逐渐增大。侯红苗等^[16]研究了不同热处理工艺对 Ti650 合金板材的影响, 结果表明, Ti650 合金板材对固溶温度的变化较为敏感——随固溶温度升高, 板材强度增大, 塑性降低; 当时效温度提高, 板材塑性大幅升高, 强度则略有下降。在时效温度为 700 °C、时效时间为 2.5~6 h 的条件下, 时效时间对板材组织与性能的影响较小。此外, 固溶冷却速率会影响次生 α 相的形核、析出与长大; 降低冷却速率, 板材的室温强度降低, 塑性提高。

通过以上研究可以发现, 当前 Ti65、Ti650 合金的研究多集中在板材, 对于其棒材开展的研究非常有限。钛合金显微组织与性能之间具有紧密联系, 通过调控热加工参数可以优化合金的力学性能, 因此研究轧制温度对 Ti650 合金显微组织拉伸、蠕变性能的影响具有重要的意义^[17, 18]。鉴于此, 本文研究了经过不同温度轧制及退火后 Ti650 合金棒材拉伸性能、高温蠕变性能的变化及其影响因素, 探究材料显微组织、织构与性能之间的联系, 为该合金的热处理加工窗口提供参考。

2 实验

2.1 实验原料

实验采用真空自耗电弧炉经 3 次熔炼得到新型高温

Ti650 合金铸锭, 铸锭元素组成为 Ti-Al-Mo-Sn-Ta-Zr-W-Nb-Si-C。经锻造、精锻成 $\Phi 45$ mm 棒坯, 通过金相法确定该合金的 $\alpha+\beta/\beta$ 相转变温度为 (1040 ± 5) °C, 图 1 为 $\Phi 45$ mm 棒坯显微组织, 可以看出, $\Phi 45$ mm 棒坯各部位组织差异不大, 均匀性良好。

2.2 实验方法

以相变点为依据, 轧制温度分别制定为 970, 1000 和 1020 °C, 将 Ti650 合金棒坯统一轧制成 $\Phi 12$ mm 棒材。由于退火为棒材经过轧制后出厂前的必要工序, 同时为了进一步调整合金的组织 and 稳定性, 对合金再次进行高低温双重退火, 热处理制度如下: 960 °C/2 h/AC+1020 °C/2 h/AC+680 °C/2.5 h/AC(退火+双重退火)。分别对不同温度轧制样品进行轧制态和热处理后的 25(室温), 600 和 650 °C 室温、高温拉伸以及 600 和 650 °C 高温蠕变实验。室温拉伸实验试样规格为 $\Phi 12$ mm \times 70 mm, 依据标准 GB/T228.1—2021《金属材料拉伸实验第 1 部分: 室温试验方法》在 Instron5859 试验机上进行; 高温拉伸实验试样规格为 $\Phi 12$ mm \times 70 mm, 依据标准 GB/T228.2—2015《金属材料拉伸试验第 2 部分: 高温试验方法》在 ETM105D 试验机上进行; 高温蠕变实验试样规格为 $\Phi 12$ mm \times 121 mm, 依据 GB/T2039—2012《金属材料单轴拉伸蠕变试验方法》, 在 RD100 试验机上进行, 蠕变条件为 600 °C/100 MPa/100 h 和 650 °C/100 MPa/100 h。

采用 Scope A1 型金相显微镜观察 Ti650 合金不同热处理后的初生 α 相、片层组织形貌。为研究晶粒的取向变化, 对轧制态和退火热处理后样品使用 JEM-6700 型扫描电子显微镜观察并进行 EBSD 分析。

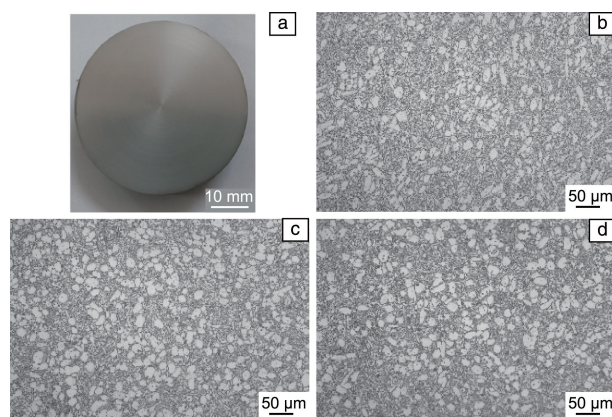


图 1 Ti650 合金棒材 $\Phi 45$ mm 棒坯: (a) 棒坯低倍组织, (b) 棒坯边部显微组织, (c) 棒坯 1/2R 处显微组织, (d) 棒坯中心部显微组织

Fig. 1 The $\Phi 45$ mm Ti650 alloy bar billet: (a) low-magnification macrostructure of bar billet, (b) the microstructure of the edge of the billet, (c) the microstructure of the 1/2R of the billet, (d) the microstructure of the center of the billet

3 结果与讨论

3.1 轧制温度对 Ti650 合金棒材拉伸及蠕变性能的影响

图 2 为 Ti650 合金棒材经过不同温度轧制后轧 (rolled, R) 态和热处理 (heat-treated, HT) 态的室温及高温拉伸性能

能, 具体拉伸性能和蠕变残余应变数值如表 1 所示。Ti650 合金棒材在经过 970, 1000 和 1020 °C 轧制后, 虽然轧制温度相差 50 °C, 但是 R 态的 970 °C 轧制棒材抗拉强度较 1020 °C 轧制棒材仅相差 24 MPa, 屈服强度仅相差 27 MPa, 延伸率为 14%~15%, 几乎一致(图 2a)。由于

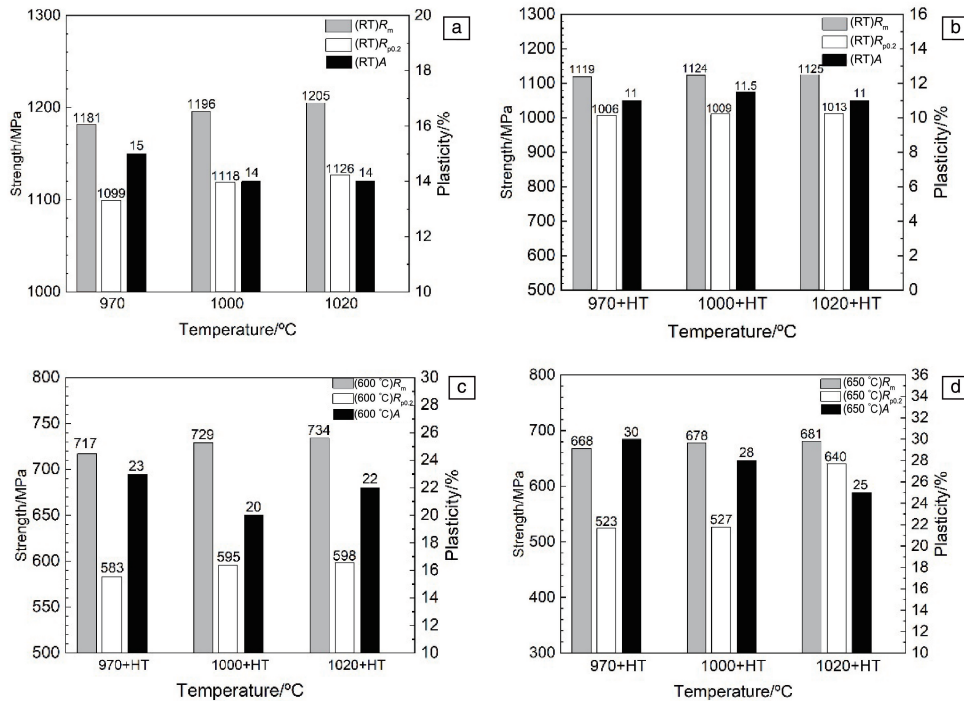


图 2 Ti650 合金棒材轧 (R) 态和热处理 (HT) 态性能: (a) R 态室温拉伸性能, (b) HT 态室温拉伸性能, (c) HT 态 600 °C 拉伸性能, (d) HT 态 650 °C 拉伸性能

Fig. 2 Ti650 alloy bar rolled (R) state and heat-treated (HT) state properties: (a) room temperature tensile properties of R state, (b) room temperature tensile properties of HT state, (c) tensile properties of HT state at 600 °C, (d) tensile properties of HT state at 650 °C

表 1 Ti650 合金棒材轧制及退火后拉伸性能与蠕变性能

Table 1 Tensile properties and creep properties of Ti650 alloy bar after rolling and annealing

Rolling temperature	Heat treatment	Measuring temperature	Mechanical properties			Creep property
			R_m /MPa	$R_{p0.2}$ /MPa	A /%	ε_r /%
970 °C	R	Room temperature	1181	1099	15.0	—
		Room temperature	1119	1006	11.0	—
	HT	600 °C	717	583	23.0	0.086
		650 °C	668	523	30.0	0.187
1000 °C	R	Room temperature	1196	1118	14.0	—
		Room temperature	1124	1005	11.5	—
	HT	600 °C	729	595	20.0	0.062
		650 °C	678	527	28.0	0.167
1020 °C	R	Room temperature	1205	1126	14.0	—
		Room temperature	1125	1013	11.0	—
	HT	600 °C	734	598	22.0	0.096
		650 °C	681	640	25.0	0.201

Notes: R_m represents tensile strength, $R_{p0.2}$ represents yield strength, A represents breaking elongation; creep stress is 100 MPa, creep time is 100 h

Ti650 合金经过不同温度轧制后棒材 R 态室温下力学性能相差不大, 因此考虑对棒材进行热处理后测试其高温条件下的力学及蠕变性能(图 1b~1d)。与 R 态相比, HT 态试样室温强度及断面收缩率下降。将测试结果比较来看, 室温下随着轧制温度的逐渐升高, 合金强度与塑性均变化不明显; 高温拉伸后屈服强度和抗拉强度与室温下相比均有明显下降, 但塑性显著提高。无论在 600 还是 650 °C 进行蠕变实验, 1000 °C 轧制时合金的残余应变最小, 说明合金在此热处理制度下具有最好的抗蠕变性能。

3.2 轧制温度对 Ti650 合金棒材显微组织的影响

图 3 为 Ti650 棒材经过不同温度轧制后 R 态的显微组织照片, 从右上角插图中可观察到更高倍数下析出的次生 α 相。图中可以清楚看到初生 α 相被拉长变形后产生的轧制流线, 随着轧制温度的升高(970, 1000 和 1020 °C), 轧制后保留的初生 α 相含量逐步减少, 通过 Image-Pro Plus 统计测量得出, 初生 α 相体积分数分别约为 35.2%,

20.4% 和 9.6%; 并且被拉长变形的初生 α 相晶粒逐渐球化, 片层状次生 α 相的厚度分别约为 0.4, 0.6 和 0.8 μm , 略有增加。

Ti650 合金在从 β 相向 α 相转变过程中, β 相转化为初生 α 相的同时自身也会析出次生 α 相, 初生 α 相长大和次生片层 α 相析出之间存在着彼此竞争的关系。本实验中, 随着轧制温度的升高, 等轴初生 α 相逐渐减少, 片层 α 相析出增多, 对合金产生强化作用; 但初生 α 相的晶粒和 β 晶粒发生长大, 又使得强化作用减弱, 最终导致合金 R 态强度增大、塑性不变。

图 4 为 Ti650 合金棒材经过热处理后的显微组织照片。可以看到不连续的初生 α 相在晶界处集中, 随着轧制温度的升高(970, 1000 和 1020 °C), 初生 α 相含量降低, 经过测量发现, 与轧制态相比, 热处理态初生 α 相尺寸分别增大至 8.6, 13.7 和 17.2 μm ; 由 β 相转变的板条状次生 α 相排列逐渐从无序变为集束, 逐渐有序, 并且厚度从 0.8 增加为 1.2 直至 1.5 μm 。

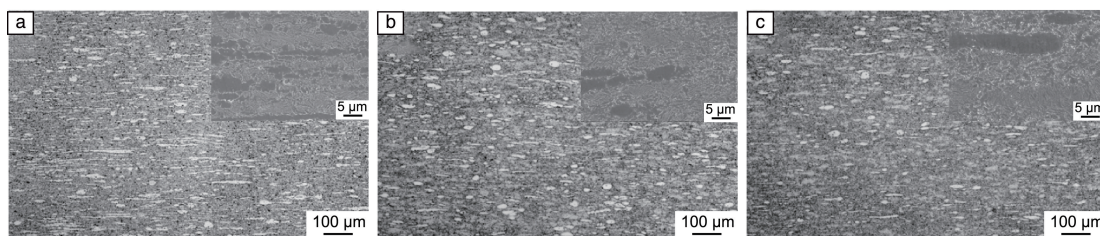


图 3 Ti650 合金棒材经过不同温度轧制后轧制态显微组织: (a) 970 °C, (b) 1000 °C, (c) 1020 °C

Fig. 3 The microstructure of Ti650 alloy bar after rolling at different temperatures: (a) 970 °C, (b) 1000 °C, (c) 1020 °C

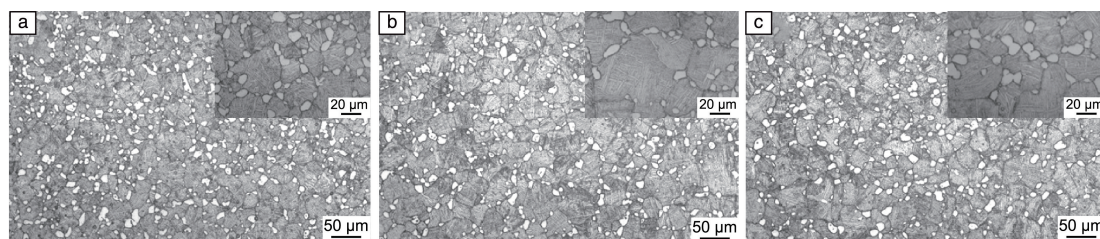


图 4 Ti650 合金棒材经过不同温度轧制后热处理态显微组织: (a) 970 °C 轧制+退火, (b) 1000 °C 轧制+退火, (c) 1020 °C 轧制+退火

Fig. 4 The microstructure of Ti650 alloy bar in the heat-treated condition after rolling at different temperatures: (a) 970 °C rolling+annealing, (b) 1000 °C rolling+annealing, (c) 1020 °C rolling+annealing

初生 α 相的含量对 Ti650 合金棒材的抗拉强度和屈服强度影响较大。对比图 3 和图 4, 近 α 型的 Ti650 合金轧制态初生 α 相细小弥散, 均匀分布在基体中; 经过退火稳定化处理后的初生 α 相发生了奥斯瓦尔德“熟化”^[19], 原本较大的初生 α 相继续长大, 较小的 α 相合并成为较大的 α 相, 次生 α 相的片层逐渐长大, 初生 α 相与次生 α 相的长大导致热处理后合金强度和塑性的下降。

Ti650 合金棒材热处理后的高温拉伸强度与室温拉伸强度相比大幅降低, 原因是高温拉伸时合金内部的能量

升高, 原子的震动范围增大, 导致进行塑性变形的晶格会位于新的平衡位置。高温拉伸开始时, 合金的主要变形方式是弹性变形, 以及存在少量塑性变形的混合变形, 这一变形方式导致其与室温拉伸结果有所不同^[20]。也有研究认为^[21]: 在高温拉伸时, 组织内的动态回复与动态再结晶相对于室温拉伸更容易发生, 同时有助于位错活动, 降低了滑移系的临界分切应力^[18], 促进了位错攀移与界面滑移等, 因此整体位错数量的减少导致组织中位错累积程度降低, 从而使合金软化效果增加, 形变更容易发生, 致使合金强度降低。

对比热处理后样品的高温力学性能, 可以发现 Ti650 合金在高温下的强度随轧制温度的升高逐渐增加。这是因为随着轧制温度升高, 初生 α 相含量减少, 次生片层 α 相厚度逐渐增加, 并且逐渐变得有序。由于片层 α 相厚度增加, 位错穿过所需要的能量会更多, 同时因为有序导致的方向性的增强也增加了位错滑移的距离, 致使位错塞积的长度和程度加剧, 因而合金的强度略微提升^[22]。

研究发现, 当轧制温度由 970 升高到 1000 °C 时, 伴随初生 α 相和片层 α 相尺寸的增加, 合金的蠕变残余应变减小, 抗蠕变性能逐渐增强。这是因为晶界在高温下表现出粘滞性, 在作用于晶界面的切应力分量的作用下晶粒之间沿晶界发生滑动, 从而造成材料的变形。因此多晶体的变形由晶粒本身的变形和晶界滑动两部分组成。晶粒越细, 晶界的面积就越大, 晶界滑动对总变形量的贡献也就越大。所以对于高温蠕变来说, 晶粒细小的材料蠕变残余应变变大; 另外, 晶粒越细, 扩散蠕变的贡献也就越大, 蠕变残余应变也会随之增加。影响合金蠕变性能的还有次生 α 相的作用。次生 α 相的片层界面上存在大量晶界和位错, 界面位错在界面上的内应力以及外力的作用下向基体中发射位错, 在界面附近形成位错环^[23]。合金在蠕变时, 由于热激活和外应力的共同作用, 从界面上发射出来的位错环很容易挣脱片层界面的钉扎, 参与蠕变变形。因此片层越细, 越能为材料的蠕变变形提供位错源, 即扩散通道, 使得材料的蠕变残余应变增加, 合金蠕变性能变差。

当轧制温度继续升高到 1020 °C 时, 初生 α 相与片层 α 相持续粗化, 然而蠕变残余应变反而增大, 导致材料抗蠕变性能下降。一般认为, 抗蠕变性能同时受晶粒尺寸与片层 α 相宽度影响, 但其变化趋势并非是随组织粗化而一直表现出抗蠕变性能变得更好的倾向。Balasundar 等^[24]的研究进一步指出, 蠕变应变随片层 α 相厚度和晶粒尺寸的增加呈先减小后增大的趋势, 并在片层厚度与晶粒尺寸达到某一临界值时取得最小值。值得注意的是, 本文所测得的蠕变残余应变随组织演变表现出的非单调变化趋势, 与上述文献中蠕变应变的规律一致。这表明, 无论是宏观总蠕变变形, 还是残余永久变形, 均受同一微观机

制竞争关系的控制。该行为源于蠕变过程中两种机制的相互制约: 变形强化(即位错塞积引起的应变硬化)有利于提升抗蠕变能力; 而界面处发生的位错湮灭与动态回复过程则促使材料软化。二者之间的动态平衡最终决定了材料的抗蠕变性能。在钛合金中, 片层 α 相与 β 基体之间遵循 Burgers 取向关系, 其界面为半共格界面; 而初生 α 相与相邻 β 相之间不存在特定取向关系, 形成非共格界面。这两类界面共同作用: 它们既是位错运动的障碍, 也可作为位错湮灭的场所。强化与湮灭两种相反机制之间的平衡, 使得 Ti650 合金棒材的蠕变行为随组织演变呈现非单调变化。具体而言, 随着轧制温度升高, 初生 α 相晶粒与片层 α 相厚度增加, 蠕变残余应变呈现先降低后升高的趋势, 导致合金抗蠕变性能先增强后下降。

3.3 轧制温度对 Ti650 合金棒材织构的影响

图 5 为 Ti650 合金棒材不同温度轧制后 RD 方向的晶体取向分布图。可以看到随着轧制温度的升高, Ti650 合金棒材的 α 相取向逐渐由主要表现为丝织构的 $\langle 0001 \rangle$ 和 $\langle 01\bar{1}0 \rangle$ 方向向晶粒取向均匀演变, 而后又逐渐偏向 $\langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle$ 方向。图 6 为棒材不同轧制温度后的反极图, 棒材轧态组织中存在的织构类型主要为轴向与 α 相 $\langle 0001 \rangle$ 方向平行的丝织构; 随着轧制温度的升高, 970 °C 下轧制棒材存在 RD// $\langle 0001 \rangle$ 以及 RD// $\langle 02\bar{2}1 \rangle$ 方向微弱织构; 1000 °C 轧制后棒材最大织构密度与 970 °C 时相同, 仍然出现在 RD// $\langle 0001 \rangle$ 方向, RD// $\langle 02\bar{2}1 \rangle$ 方向织构消失; 经过 1020 °C 轧制后, 棒材 RD// $\langle 0001 \rangle$ 方向织构密度降低, 新的织构出现在法向(normal direction, ND)// $\langle 02\bar{2}1 \rangle$ 方向。这与图 5 分析结果相似。

图 7 为不同温度轧制 Ti650 合金棒材热处理后 RD 方向的晶体取向分布图。图 7a 中轧制温度为 970 °C 时主要表现为轴向与 α 相平行的 $\langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle$ 方向的织构; 随着轧制温度的升高, 1000 °C 时晶体取向几乎全部表现为 RD// $\langle 01\bar{1}0 \rangle$ 方向的丝织构(图 7b); 1020 °C 时 α 相的取向主要集中在 $\langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle$ 以及 $\langle 01\bar{1}0 \rangle$ 方向(图 7c)。

图 8 为不同温度轧制 Ti650 合金棒材热处理后的反极图, 可以看到与图 6 相比样品织构密度稍有增高。轧制温度为 970 °C 时(图 8a)出现 RD// $\langle 2243 \rangle$ 与 $\langle 11\bar{2}3 \rangle$ 方

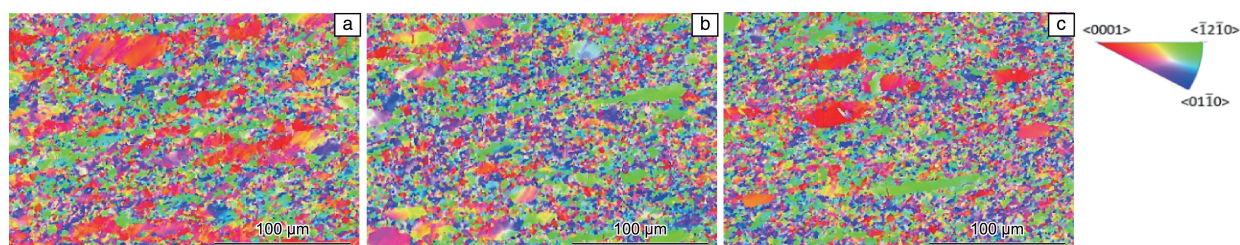


图 5 Ti650 合金棒材不同温度轧制后的晶体取向分布图: (a) 970 °C, (b) 1000 °C, (c) 1020 °C

Fig. 5 The crystal orientation distribution maps of Ti650 alloy bar after rolling at different temperatures: (a) 970 °C, (b) 1000 °C, (c) 1020 °C

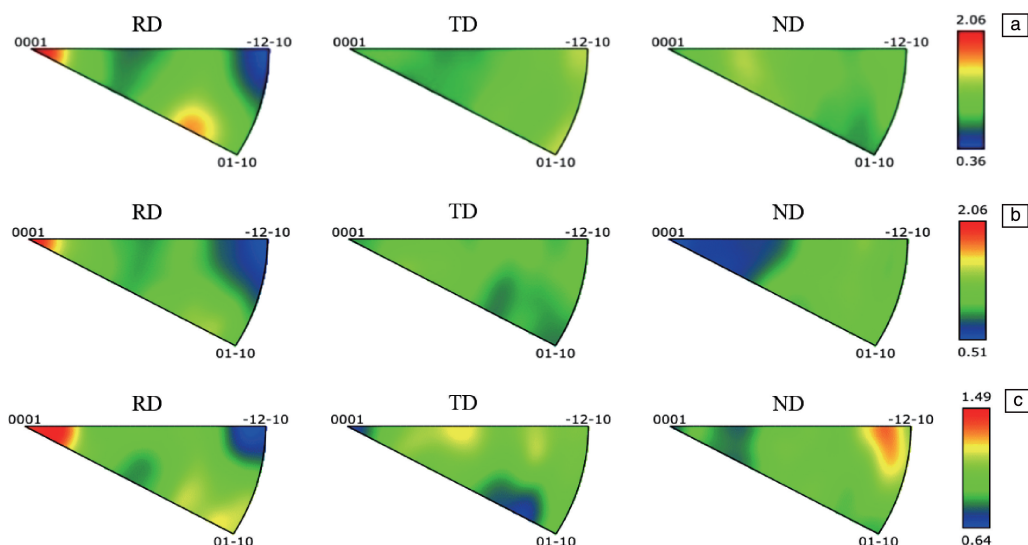


图 6 Ti650 合金棒材不同温度轧制后的反极图：(a) 970 °C，(b) 1000 °C，(c) 1020 °C

Fig. 6 Reverse pole figures of Ti650 alloy bar after rolling at different temperatures: (a) 970 °C, (b) 1000 °C, (c) 1020 °C

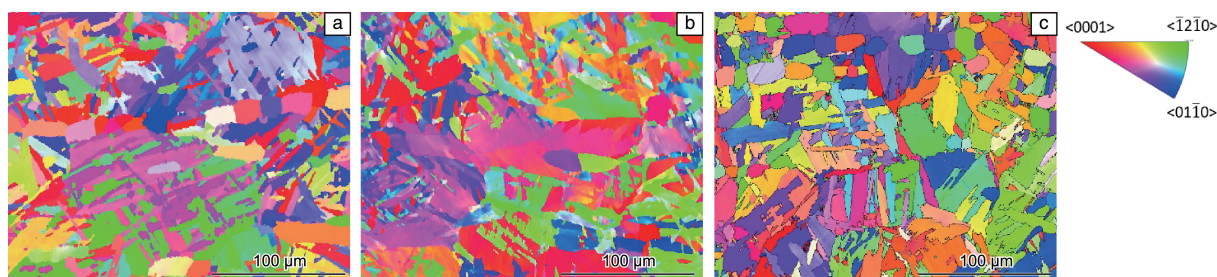


图 7 不同温度轧制 Ti650 合金棒材热处理后的晶体取向分布图：(a) 970 °C，(b) 1000 °C，(c) 1020 °C

Fig. 7 The crystal orientation distribution maps of Ti650 alloy bar rolling at different temperatures after heat treatment: (a) 970 °C, (b) 1000 °C, (c) 1020 °C

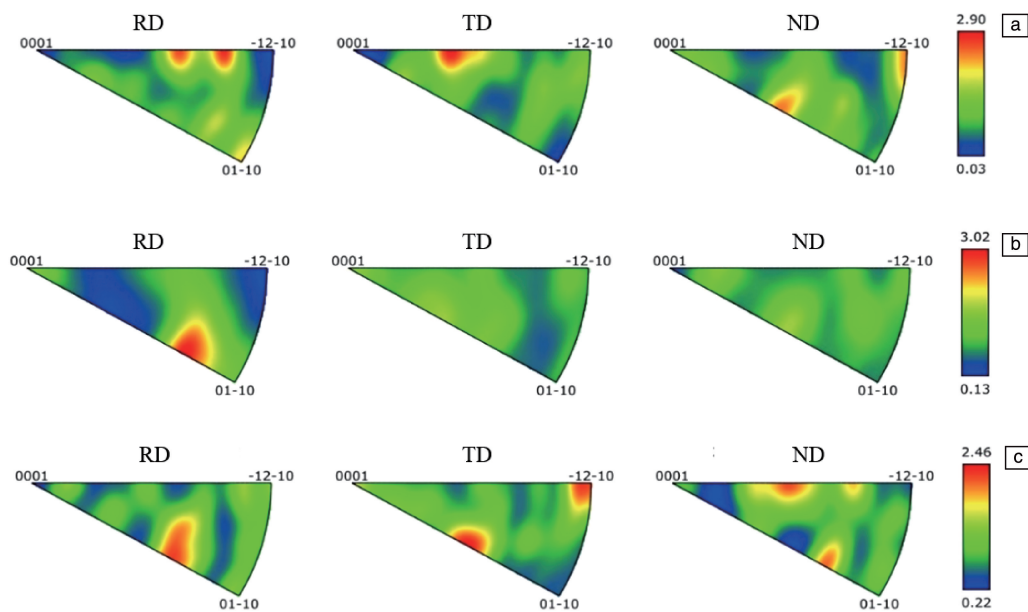


图 8 不同温度轧制 Ti650 合金棒材热处理后的反极图：(a) 970 °C，(b) 1000 °C，(c) 1020 °C

Fig. 8 Reverse pole figures of Ti650 alloy bar rolling at different temperatures after heat treatment: (a) 970 °C, (b) 1000 °C, (c) 1020 °C

向强织构, 在横向(transverse direction, TD)// $\langle 01\bar{1}1 \rangle$ 方向也存在丝织构; 轧制温度为 1000 °C 时(图 8b)最大织构密度略高于其他, 最强织构出现在 RD// $\langle \bar{3}302 \rangle$ 方向, 其他方向的织构消失; 轧制温度为 1020 °C 时(图 8c)在 RD// $\langle \bar{3}302 \rangle$ 方向织构密度降低, 最强织构出现在 TD// $\langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle$ 方向, 并且在 TD// $\langle 10\bar{1}1 \rangle$ 、ND// $\langle \bar{4}849 \rangle$ 、ND// $\langle 0221 \rangle$ 等方向均出现新织构。

Ti650 合金棒材组织随着轧制温度的升高, 初生 α 相尺寸减小, 含量也减少, 初生 α 相含量的降低使变体选择较弱, 容易生成多种取向的次生 α 相集束, 从而表现为新织构的出现^[25, 26]。多晶材料的宏观力学性能与材料晶粒的晶体取向分布有着密切的关系, 特别是对于密排六方结构的 α -Ti 合金, 织构对性能的影响有重要作用。当棒材中存在 $\langle 0001 \rangle$ 丝织构时, 需要启动六方晶体的锥面 $\langle a+c \rangle$ 滑移系, 所需的临界剪切应力较大, 从而导致合金的强度较高; 当棒材存在 $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ 丝织构时, 晶体的柱面 $\langle a \rangle$ 滑移系开动, 需要的临界剪切应力较小, 合金的强度较低, 但塑性较好^[27]。与 R 态相比, 热处理后 Ti650 合金棒材 RD// $\langle 0001 \rangle$ 方向的织构消失, 导致强度下降; 并且尽管热处理后出现 RD// $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ 方向的织构, 但由于最大织构密度仅为 3.02, 因此认为本实验中织构对于轧制 Ti650 合金棒材性能影响不大, 影响合金强度及塑性的主要原因为初生 α 相的含量与尺寸以及次生片层的厚度。

4 结 论

(1) 随轧制温度的升高(970, 1000 和 1020 °C), Ti650 合金棒材强度逐渐增加, 塑性基本不变。

(2) Ti650 合金棒材的高温蠕变性能与轧制温度不同导致的初生 α 相尺寸及次生 α 相片层厚度有关, 随着初生 α 相尺寸增大与次生 α 相厚度增加, 残余蠕变应变表现出先降低后升高的趋势, 在 1000 °C 轧制时抗蠕变性能最佳。

(3) Ti650 合金棒材的拉伸性能受其显微组织与织构的共同影响。然而, 在本研究涉及的工艺条件下, 其性能差异主要归因于初生 α 相的含量与尺寸以及次生片层厚度的变化, 织构的贡献相对有限。

参考文献 References

- [1] 田永武, 朱乐乐, 李伟东, 等. 热加工工艺[J], 2020, 49(8): 17-20.
TIAN Y W, ZHU L L, LI W D, *et al.* Hot Working Technology[J], 2020, 49(8): 17-20.
- [2] MA X, XIANG Z, TAN C, *et al.* Journal of Materials Science & Technology[J], 2021, 77: 1-18.
- [3] 党博豪, 辛社伟, 刘卓萌, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2025, 54(10): 2575-2582.
DANG B H, XIN S W, LIU Z M, *et al.* Rare Metal Materials and Engineering[J], 2025, 54(10): 2575-2582.
- [4] 李毅, 赵永庆, 曾卫东. 材料导报[J], 2020, 34(S1): 280-282.
LI Y, ZHAO Y Q, ZENG W D. Materials Reports[J], 2020, 34(S1): 280-282.
- [5] ZHENG Z, XIAO S, WANG X, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2021, 803: 140487.
- [6] 辛社伟, 洪权, 卢亚锋, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2011, 40(8): 1422-1425.
XIN S W, HONG Q, LU Y F, *et al.* Rare Metal Materials and Engineering[J], 2011, 40(8): 1422-1425.
- [7] WANG T, GUO H Z, WANG Y W, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2011, 528(6): 2370-2379.
- [8] WANG X, JAHAZI M, YUE S. Materials Science and Engineering: A[J], 2006, 434(1/2): 188-193.
- [9] LEYENS C, PETERS M. Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications[M]. Weinheim: John Wiley & Sons, 2003.
- [10] 张菁丽, 辛社伟, 周伟, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2021, 50(1): 299-303.
ZHANG J L, XIN S W, ZHOU W, *et al.* Rare Metal Materials and Engineering[J], 2021, 50(1): 299-303.
- [11] 周伟, 辛社伟, 洪权, 等. 钛工业进展[J], 2023, 40(2): 15-18.
ZHOU W, XIN S W, HONG Q, *et al.* Titanium Industry Progress[J], 2023, 40(2): 15-18.
- [12] 余明, 林晨光, 李丰, 等. 稀有金属[J], 2009, 33(6): 790-794.
YU M, LIN C G, LI F, *et al.* Chinese Journal of Rare Metals[J], 2009, 33(6): 790-794.
- [13] DAVIES P, PEDERSON R, COLEMAN M, *et al.* Acta Materialia[J], 2016, 117: 51-57.
- [14] 吴汐玥, 陈志勇, 程超, 等. 材料研究学报[J], 2019, 33(10): 785-793.
WU X Y, CHEN Z Y, CHENG C, *et al.* Chinese Journal of Materials Research[J], 2019, 33(10): 785-793.
- [15] 樊智贤, 谢洪志, 张晓巍, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2022, 51(12): 4783-4787.
FAN Z X, XIE H Z, ZHANG X W, *et al.* Rare Metal Materials and Engineering[J], 2022, 51(12): 4783-4787.
- [16] 侯红苗, 王晓, 杨海瑛, 等. 钛工业进展[J], 2024, 41(2): 6-10.
HOU H M, WANG X, YANG H Y, *et al.* Titanium Industry Progress[J], 2024, 41(2): 6-10.
- [17] BANERJEE D, PILCHAK A L, WILLIAMS J C. Materials Science Forum[J], 2012, 710: 66-84.
- [18] 岳颖. Ti655 合金显微组织及关键高温力学性能[D]. 合肥: 中国科学技术大学, 2020.
YUE K. Study on Microstructure and Key High Temperature Mechanical Properties of Ti65 Alloy[D]. Hefei: University of Science and

- Technology of China, 2020.
- [19] XU J, ZENG W, ZHANG X, *et al.* Journal of Alloys and Compounds [J], 2019, 788: 110–117.
- [20] 董少峥, 张明玉, 曲太旭, 等. 热加工工艺[J], 2023, 52(10): 129–133.
DONG S Z, ZHANG M Y, QU T X, *et al.* Hot Working Technology [J], 2023, 52(10): 129–133.
- [21] 朱深亮, 董洪波, 张贵华, 等. 特种铸造及有色合金[J], 2014, 34(11): 1217–1221.
ZHU S L, DONG H B, ZHANG G H, *et al.* Special Casting & Non-ferrous Alloys[J], 2014, 34(11): 1217–1221.
- [22] 薛强, 彭雯雯, 曾卫东. 钛工业进展[J], 2015, 32(2): 13–16.
XUE Q, PENG W W, ZENG W D. Titanium Industry Progress[J], 2015, 32(2): 13–16.
- [23] 林建国, 张永刚, 陈昌麒. 材料研究学报[J], 2001, 15(5): 565–570.
LIN J G, ZHANG Y G, CHEN C L. Chinese Journal of Materials Research[J], 2001, 15(5): 565–570.
- [24] BALASUNDAR I, RAGHU T, KASHYAP B P. Materials Science and Engineering: A[J], 2014, 609: 241–249.
- [25] 李文渊, 刘建荣, 陈志勇, 等. 材料研究学报[J], 2018, 32(6): 455–463.
LI W Y, LIU J R, CHEN Z Y, *et al.* Chinese Journal of Materials Research[J], 2018, 32(6): 455–463.
- [26] 王伟, 周山琦, 宫鹏辉, 等. 材料研究学报[J], 2023, 37(1): 70–80.
WANG W, ZHOU S Q, GONG P H, *et al.* Chinese Journal of Materials Research[J], 2023, 37(1): 70–80.
- [27] 赵子博, 王清江, 刘建荣, 等. 金属学报[J], 2015, 51(5): 561–568.
ZHAO Z B, WANG Q J, LIU J R, *et al.* Acta Metallurgica Sinica [J], 2015, 51(5): 561–568.