

冷却方式对海洋工程钛合金环件 显微组织与力学性能的影响

贺文轩^{1,2,3}, 栾超^{4,5}, 李阔^{2,3}, 郭逸丰^{4,5*}, 徐斌^{2,3*}, 孙明月^{2,3,5}

(1. 东北大学材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110819; 2. 中国科学院金属研究所, 核用材料安全与评估重点实验室, 辽宁 沈阳 110016; 3. 中国科学院金属研究所, 沈阳材料科学国家研究中心, 辽宁 沈阳 110016; 4. 苏州国家实验室, 江苏 苏州 215123; 5. 集萃新材料研发有限公司, 江苏 苏州 215131)

摘要: 系统探究了油相冷却 (Oil Cooling, OC)、吹风冷却 (Wind Cooling, WC) 和埋砂冷却 (Sand Cooling, SC) 3 种热处理工艺方法对近 α 钛合金大型环件显微组织与力学性能的影响。结果表明, 经 980 °C 热处理的试样在不同冷却方式下强度变化不明显, 这主要是由于该温度下 β 相体积分数较低, 冷却过程对次生 $\alpha(\alpha_s)$ 相形成的影响较小。值得注意的是, 试样经 OC 热处理后冲击功明显下降, 这与过快的冷却速率促使脆性马氏体 (α') 相析出有关。在 990 °C 进行 WC 热处理后, 试样实现了抗拉强度与冲击韧性的最佳匹配, 这归因于该条件下初生 $\alpha(\alpha_p)$ 相体积分数低, 高温 β 相未析出脆相 α' , 且 α_s 板条宽度适中。此外, SC 热处理时在高温条件下冷速较快, 在低温条件下冷速较慢, 而钛合金的相体积分数与板条宽度等显微组织形貌特征在相同温度下主要由高温时冷却速率决定, 因此 SC 的试样力学性能介于 OC 与 WC 之间。

关键词: 海洋工程用钛合金; 大型环件; 冷却速率; 板条组织; 力学性能

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2026)02-0088-09

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2026.02.011

开放科学 (资源服务) 标识码 (OSID):



听语音
与作者互动
聊科研

Effect of cooling methods on the microstructure and mechanical properties of marine engineering titanium alloy ring components

HE Wenxuan^{1,2,3}, LUAN Chao^{4,5}, LI Kuo^{2,3}, GUO Yifeng^{4,5*}, XU Bin^{2,3*}, SUN Mingyue^{2,3,5}

(1. School of Materials Science and Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819, Liaoning, China; 2. Key Laboratory of Nuclear Materials and Safety Assessment, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, Liaoning, China; 3. Shenyang National Laboratory for Materials Science, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, Liaoning, China; 4. Suzhou National Laboratory, Suzhou 215123, Jiangsu, China; 5. JITRI Advanced Materials R & D Co., Ltd, Jiangsu 215131, Suzhou, China)

Abstract: This study systematically investigates the influence of three cooling methods—oil cooling (OC), wind cooling (WC), and sand cooling (SC)—on the microstructure and mechanical properties in large-scale ring-rolled near- α titanium alloy components. Experimental results demonstrate that the strength of specimens heat-treated at 980 °C shows no significant variation across different cooling

收稿日期: 2026-01-22; 修回日期: 2026-02-12; 接受日期: 2026-02-28

基金项目: 国家重点研发计划 (2024YFB3714200); 国家自然科学基金 (52173305、52233017、52203384、U244120568、U2441261); 中国核工业集团“领创”科研项目。

作者简介: 贺文轩, 1999 年出生, 男, 博士研究生, 研究方向为海洋工程用钛合金大锻件构筑成形及组织性能调控, E-mail: wxhe22h@imr.ac.cn; *通信作者: 郭逸丰, 1990 年出生, 男, 副研究员, 长期从事特种合金均质化制备应用基础研究, E-mail: guoyf@szlab.ac.cn; *通信作者: 徐斌, 1984 年出生, 男, 研究员, 长期从事金属构筑成形基础研究与应用, E-mail: bxu@imr.ac.cn。

methods. This is primarily attributed to the low volume fraction of the β phase at this temperature, which minimizes the effect of cooling on the formation of the secondary α phase (α_s). Furthermore, the experiments revealed a marked decrease in impact energy following OC heat treatment, which is associated with the rapid cooling rate promoting the precipitation of the brittle martensite phase (α'). An optimal balance between tensile strength and impact toughness is achieved after WC heat treatment at 990 °C. This phenomenon is mainly attributed to the low volume fraction of the primary α phase (α_p), the absence of brittle α' precipitation from the prior β phase, and the moderate width of the α_s laths. Additionally, SC heat treatment exhibits a faster cooling rate during the high-temperature stage and a slower rate during the low-temperature stage. Since the microstructural morphological features such as phase volume fraction and lath width in titanium alloys are mainly governed by the cooling rate at high temperature, the mechanical properties of SC-treated specimens lie between those of OC and WC.

Key words: marine engineering titanium alloy; large ring rolling part; cooling rate; lamellar microstructure; mechanical properties

0 引言

钛合金因其优异的力学性能、耐腐蚀性及高比强度而成为重要的工程材料^[1-2]。其中, Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo(简称 Ti6321)是通过调整 TC4 钛合金中 Zr、Nb、Mo 等元素含量开发出的近 α 钛合金^[3-5]。Al、Nb、Zr、Mo 等元素均在钛基体中有较高固溶度, 组织呈不饱和固溶强化特征, 能够在提升强度的同时保持良好的韧性及塑性^[6-7]。近年来, 随着海洋探测技术的持续发展, 深潜器耐压壳体需长期服役在高压、低温、海水—应力耦合腐蚀的复杂环境中, 其结构安全性与可靠性问题受到国际学术界和工程领域的广泛关注^[8-9]。在深潜器应用需求不断增长的背景下, 耐压壳体关键承载材料的质量与服役可靠性愈发凸显。Ti6321 合金虽已凭借较高比强度、良好耐蚀性展现出明显优势, 但其强度与韧性之间仍存在匹配不足的问题, 制约了其进一步推广应用, 因此仍需对合金组织性能进行优化。

目前大部分对钛合金组织性能优化的研究主要集中在不同退火温度对组织转变以及对力学性能的影响。PENG 等人^[10]发现退火条件下 TC4-DT 强度与塑性随温度呈反向变化趋势, 在牺牲塑性的前提下更有利于获得高断裂韧性与优异拉伸性能。GUO 等人^[11]对 TC4-DT 热处理的研究结果表明其中冷却速率与时效条件对等轴 α 相含量、 β 晶粒尺寸及层状 α 相厚度等微观参数具有显著调控作用。权思佳等人^[12]通过在相变温度附近对 Ti6321 钛合金进行不同温度的退火处理, 发现 Ti6321 钛合金在不同温度下退火组织发生明显变化, 温度越接近相变点, 初生 α (primary α , α_p) 相的含量越少, 并从等

轴状组织转变为双态组织, 此时合金的硬度先降低后升高。凤伟中等人^[13]探究了高温退火对 Ti6321 合金挤压管显微组织与力学性能的影响, 发现在 950 °C 下退火后空冷处理能获得典型的双态组织, 强韧性达到最佳匹配。GUO 等人^[14]发现随着退火温度的升高, α_p 相粗化明显; 屈服强度与 α 相尺寸之间的关系遵循 Hall-Petch 公式。其中, 初生 α 片层的粗化行为和次生 α (secondary α , α_s) 相片层的扭结粗化行为会使应变硬化能力降低。华瑶^[15]发现 Ti6321 精锻棒材在 850 °C 保温 80 min 后, 强度降低但塑性增强, 在随后的二次退火后空冷, 其强度和塑性匹配最佳。此外, 还有相关研究报导了不同温度下退火处理对大型 Ti6321 合金环轧件显微组织与力学性能的影响^[16], 发现在 β 相变温度 (T_β) 以下约 30 °C 进行热处理有利于形成双态组织, 可以实现大型 Ti6321 合金环轧件冲击韧性和抗拉强度之间的最佳匹配。总体而言, 现有研究主要集中于退火温度对 Ti6321 合金显微组织与力学性能的影响, 且研究对象多为小尺寸试样, 而针对大型钛合金构件冷却方式的研究鲜有报道。退火后的冷却过程同样是影响 β 向 α 转变动力学、 α 相形貌尺度、组织均匀性及最终强韧性匹配的关键环节, 尤其在大尺寸构件中, 不同部位冷却条件差异更易引起组织与性能波动。因此, 在优化 Ti6321 合金强韧性匹配的过程中, 除退火温度外, 有必要将冷却方式作为重要调控参数加以系统研究, 并明确其合理调控区间。

以大尺寸 Ti6321 环轧件为研究对象, 在前期工作^[16]的基础上, 通过设置不同的冷却方式(油相冷却 (Oil Cooling, OC), 吹风冷却 (Wind Cooling, WC)

和埋砂冷却 (Sand Cooling, SC)), 以期进一步改善大尺寸 Ti6321 环轧件显微组织并提升力学性能。通过对大规格环轧试样进行不同冷却方式的热处理试验, 结合室温冲击与拉伸测试, 阐明不同冷却方式条件下大尺寸 Ti6321 环轧件的组织与性能演变规律, 实现其抗拉强度与冲击韧性的最佳匹配。研究结果可为通过调控热处理与冷却方式优化大尺寸、大厚度钛合金环轧件的力学性能提供理论依据。

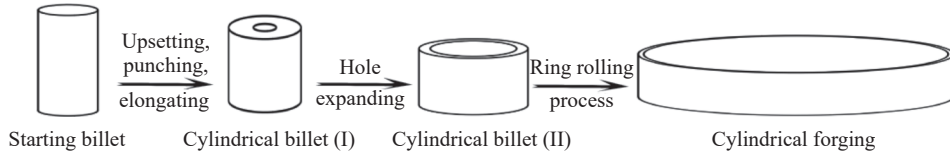


图1 Ti6321 试样工艺流程
Fig. 1 Process flow diagram of Ti6321 alloy

表1 Ti6321 合金成分
Table 1 Composition of Ti6321 alloy %

Al	Nb	Zr	Mo	Fe	Si	Ti	H	C	N	O
6.16	3.07	2.15	1.20	0.03	<0.03	balance	0.001 2	0.001 1	0.001 9	0.095

1.2 试验方法

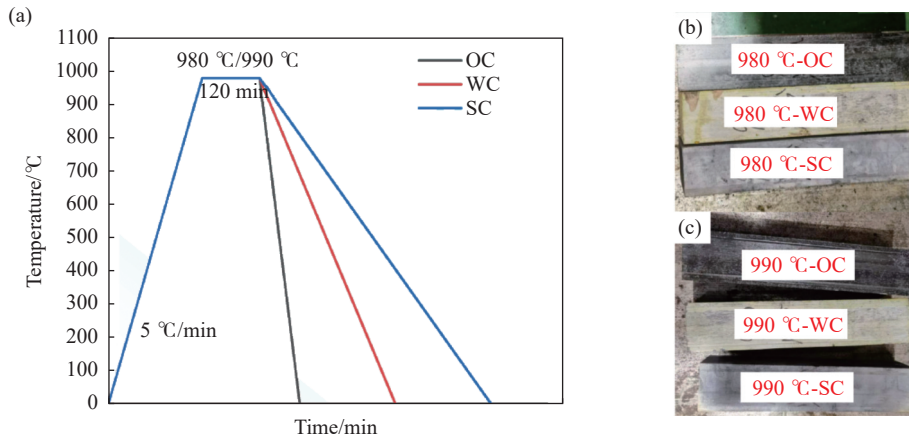
前期研究表明^[16], Ti6321 合金环件在 980 °C 和 990 °C 保温 2 h 空冷后已获得较好的强韧性匹配,

1 原料与试验方法

1.1 原料

研究选用大型 Ti6321 环轧件的 240 mm×60 mm×60 mm 合金段作为原始料, 其工艺流程如图 1 所示, 相变温度 T_p 约为 1 013 °C, 试验采用与文献 [16] 相同的 Ti6321 合金环件, 并另取一段环件进行试验, 其化学成分如表 1 所示。

但 1 000 °C 处理后出现了明显的性能各向异性, 说明现有工艺下材料要获得良好性能需严格控制退火温度。在前期退火温度研究基础上, 有必要进一步围绕 980 °C 和 990 °C 退火条件下的冷却方式开展系统研究, 以实现组织与力学性能持续优化。热处理工艺如图 2 所示, 将 Ti6321 合金棒材以 5 °C/min 的速率进行升温, 然后分别经 980、990 °C 处理保温 2 h 后通过 OC, WC, SC 3 种冷却方式进行试验。



(a)Ti6321 合金热处理工艺; (b)Ti6321 合金 980 °C 热处理冷却后形貌; (c)Ti6321 合金 990 °C 热处理冷却后形貌

图2 Ti6321 合金热处理工艺示意及不同温度热处理冷却后的形貌

Fig. 2 Heat treatment processes of Ti6321 alloy and specimens of Ti6321 alloy after heat treatment and cooling at different temperature

1.3 表征方法

对热处理后的试样进行显微组织观察, 取样如图 3 所示。试样经研磨、抛光、腐蚀 (腐蚀剂组成: $V(HF):V(HNO_3):V(H_2O)=1:2:47$) 后, 利用 SEM 进行显微组织观察, 并利用 MIPAR 对初生 α (primary α , α_p) 相、马氏体 α' 与次生 α (secondary α , α_s) 板条体积百分数和晶粒尺寸进行统计, 统计

所用的照片为 30 张 (6 组试样, 每组 5 张) 试样切向 OM 图片。在统计过程中, α' 与 α_s 板条在软件处理时难以完全区分, 但考虑到 α' 与 α_s 都是从 β 相中析出, 因此通过统计 α_p 相体积分数的变化作为代表。由于 α_s 集束板条取向有一定随机性, 因此在计算其尺寸时通过取最细小的多组板条组织宽度平均值代表 α_s 集束板条宽度。

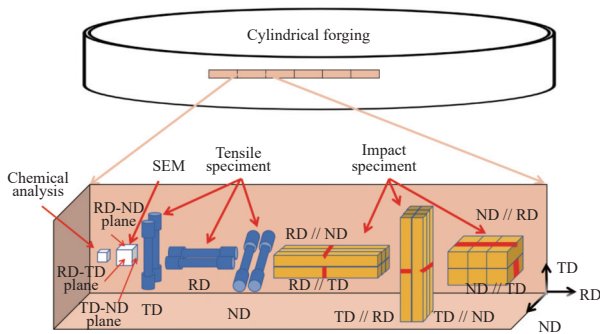


图 3 Ti6321 合金取样示意

Fig. 3 Schematic illustration of the Ti6321 alloy sampling methodology

1.4 力学性能检测

对热处理后的试样进行拉伸和冲击试验, 拉伸和冲击方向分别为环材的横向 (Transverse Direction, TD)、轧向 (Rolling Direction, RD)、法向 (Normal Direction, ND) 方向, 力学性能取样图如图 3 所示。拉伸试样尺寸为国标 GB/T 228.1 中 M10-Ø5 试样, 每个方向各取 2 支进行试验, 取平均值比较不同方向强度及延伸率。冲击试样为 GB/T 229 中 55 mm×10 mm×10 mm 试样, 开口为 V 口, 每个方向的试样沿两个方向进行开口, 每组各取 3 个冲击试样进行试验, 并取平均值以统计不同方向以及开口轴线方向的冲击功。

2 结果与讨论

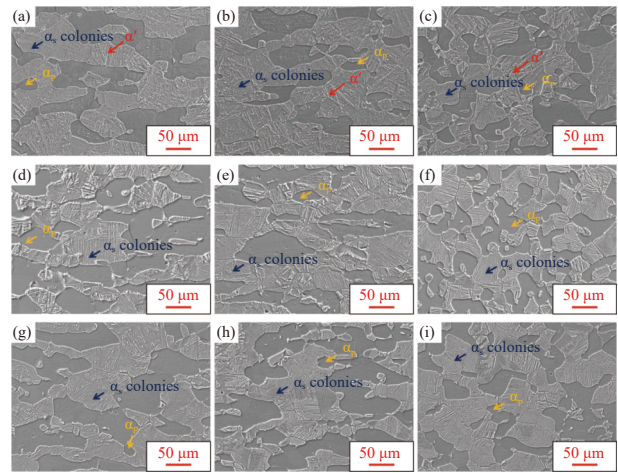
2.1 冷却方式对 Ti6321 环件显微组织的影响

图 4(a)~(c) 显示了 Ti6321 合金 980 °C 保温 OC 处理后不同方向显微组织。OC 时冷却速率最快, 如图 5 所示, 因此其 β 相晶粒内板条组织宽度较细。进一步观察其板条形貌, 如图 4 中红色箭头所示, 板条组织中有少量粗大板条, 且与其他连接的细小板条组织呈约 90°, 这是典型的马氏体组织 α' 形貌^[17]。可以认为 OC 使大尺寸 β 相在快速冷却中生成了 α' 板条, 但由于热处理温度与 T_{β} 差 30 °C, 导致 β 相冷却时主要形成 α_s 板条。

Ti6321 合金 980 °C 保温 WC 处理后不同方向显微组织如图 4(d)~(f) 所示。在 WC 条件下, 三个方向显微组织仅存在等轴 α_p 与 α_s 板条。此外, 由于冷速较慢, 观察到 WC 处理后 α_p 相体积分数低于 OC 处理, 不同方向显微组织也有明显差异, 受环轧工艺影响, 切向 α_p 晶粒尺寸明显低于径向与轴向, 但高温形成的大尺寸 β 相晶粒没有观察到显著的晶粒尺寸变化。

图 4(g)~(i) 为 Ti6321 合金 980 °C 保温 SC 处理后不同方向显微组织, 现场冷却情况显示 SC 平

均冷速最慢, 但其组织 α_s 板条宽度明显小于 WC。这是由于 SC 时, 砂子在试样高温阶段吸收了大量热量, 导致 Ti6321 合金高温时冷速极快; 而在低温阶段砂子起到明显的保温效果, 从而使低温阶段冷速很慢。如图 5 中红圈所示, SC 高温阶段冷却速率高于 WC, 在低温阶段冷速低于 WC, 冷却至室温所需的总时间相较于 WC 更长。因此 SC 试样组织同时具备了 OC 处理时 β 相含量较多且板条宽度较小与 WC 处理时显微组织仅存在等轴 α_p 与 α_s 板条的现象, 但并未在 SC 条件下发现马氏体板条。



(a)~(c)OC; (d)~(f)WC; (g)~(i)SC; (a)(d)(g) 径向; (b)(e)(h) 轴向; (c)(f)(i) 切向

图 4 Ti6321 合金 980 °C 保温后不同冷却方式下不同方向显微组织

Fig. 4 Microstructure of Ti6321 alloy after 980 °C holding under different cooling methods

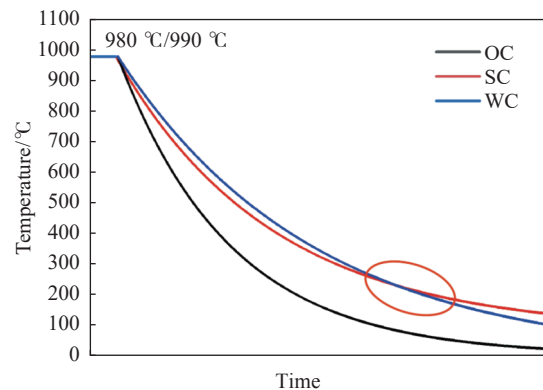


图 5 不同冷却方式的时间-温度曲线示意

Fig. 5 Schematic diagram of time-temperature curves for different cooling methods

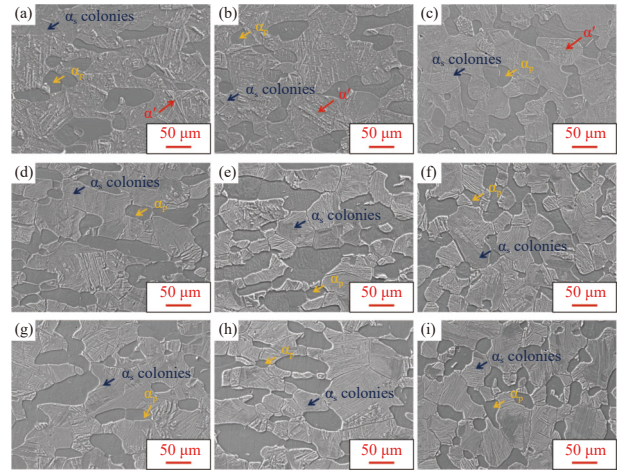
980 °C 热处理后经不同冷却方式冷却的结果说明冷速对显微组织具有较大影响。OC 冷速最快, α_p 相体积分数最低, α_s/α' 板条宽度最细。SC 在高温时冷速极快, 这对 α_p 相体积分数和 α_s 集束板条宽度起到了决定性作用, 而低温虽然持续时间长, 但对显微组织影响较小。

图 6(a)~(c) 显示了 Ti6321 合金 990 °C 保温 OC 后不同方向显微组织。随着温度升高, α 相逐渐转变为 β 相, 因此与 980 °C 相比, 990 °C 时 α_p 相体积分数明显更低, 由轧制工艺拉长的棒状 α 明显减少, 马氏体 α' 板条与 α_s 集束体积分数明显上升, 间接改善了试样性能的各向异性。

图 6(d)~(f) 为 Ti6321 合金 990 °C 保温 WC 后不同方向显微组织, 在 WC 条件下, 相较于 OC 处理, 拉长的 α 在径向与轴向较为明显。其显微组织类型与 980 °C 保温 WC 处理后大致相同, 仅各组织体积分数有明显区别。Ti6321 合金 990 °C 保温 SC 后不同方向显微组织如图 6(g)~(i) 所示, 由于冷速相较于 OC 更慢, 而显微组织与 WC 类似, 因此显微组织变化趋势也与 WC 类似, 在 990 °C 保温 SC 后试样显微组织与 980 °C 保温 SC 后大致相同。

图 7 为热处理后不同冷却方式 α_p 相体积分数及与板条组织宽度对比。对比图 7(a)(b), 试样在 990 °C 时 α_p 相体积分数低于 30%, 为典型的双态组织, 说明温度升高导致 α_p 相体积分数降低从而形成更多板条组织。对比图 7(b) 中不同冷却方式, 可知冷速对 α_p 相体积分数产生了显著影响, 发现冷速较快会抑制 β 相元素扩散, 在相同温度下冷速越快, 高温 β 相及 β 相析出的板条组织体积分数越

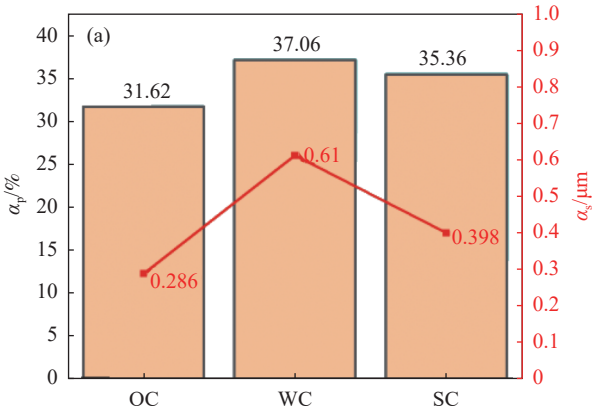
高, 但可能以亚稳态形式存在, 例如高温 β 相在 OC 条件下以非扩散型切变方式转变为 α' ^[18]。而随冷却速率降低, β 相分解更为充分, 析出的 α_s 相体积分数增加、片层粗化, 导致室温下保留的 β 相比比例相对减少^[19-21]。



(a)~(c)OC; (d)~(f)WC; (g)~(i)SC; (a)(d)(g) 径向; (b)(e)(h) 轴向; (c)(f)(i) 切向

图 6 Ti6321 合金 990 °C 保温后不同冷却方式下不同方向显微组织

Fig. 6 Microstructure of Ti6321 alloy after 990 °C holding under different cooling method



(a) 980 °C; (b) 990 °C

图 7 Ti6321 合金 TD-ND 面 α_p 体积分数与 α_s 板条宽度统计结果

Fig. 7 Statistical results of α_p volume fraction and α_s lath width on the TD-ND plane of Ti6321 alloy

而对比 α_s 板条宽度则说明了冷速对板条的显著影响, 即冷速越快, α_s 板条宽度越小, 冷却速率本身不直接影响高温状态下形成的 β 相尺寸, 但可以促进 α_s 相析出, 进而改变 α_s 尺寸^[22-23]。根据 LIANG 等人^[24] 和 JIANG 等人^[25] 的研究结果, 不同冷却速率下 α_s/α' 相冷却宽度的积分方程可表示为式(1)。

$$W_{\alpha_s/\alpha'} = 2\nu^{-1/2}h \sqrt{D_0 \exp\left(\frac{Q}{RT_f}\right)(T_0 - T_f)} \quad (1)$$

其中 $W_{\alpha_s/\alpha'}$ 为 α_s 相的宽度, μm , T_0 为冷却过程中的开始转变温度, $^{\circ}\text{C}$, T_f 为 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变在各种冷却介质下不发生变化的终点温度, $^{\circ}\text{C}$, ν 为冷却速率, $^{\circ}\text{C}/\text{s}$, D_0 为扩散系数, h 为与各相浓度有关的常数。

而统计结果还证实了由于砂子在 SC 条件下吸收热量从而使样品在高温阶段冷速较 WC 更快, 在低温时通过砂子保温导致冷却速率较慢, 综合表现为 SC 平均冷速最慢, 由于钛合金相体积分数与

板条宽度等显微组织形貌在相同温度下由高温时冷却速率决定, 因此 SC 试样 α_p 相体积分数及板条组织宽度介于 OC 与 WC 之间, 这与图 4 和图 6 中的试验结果保持一致。

2.2 冷却方式对 Ti6321 环件力学性能的影响

2.1 中发现不同冷却方式条件下, Ti6321 合金的显微组织发生了明显变化, 势必也会影响其力学性能。图 8 与表 2 展示了 980 °C 热处理后, 试样不同冷却速率和取向方向的拉伸强度性能。图 8(a) 与

表 2 中, OC 条件下可明显观察到最高的强度性能, 一方面是因为马氏体板条强度更高, 另一方面是由于裂纹沿晶粒扩展至断裂, 如图 4(a) ~ (c) 和图 7(a) 所示, OC 条件下 α_s 板条宽度小, 裂纹扩展路径更长, 因此强度更高。随着冷却速率降低, 图 8(b)(c) 与表 2 说明 SC 较 WC 强度更高, 这是因为 SC 条件下 α_s 板条宽度更小, 这与图 7(a) 中 SC 与 WC 条件对比结果一致。随着 α_s/α' 相宽度的减小, 屈服强度 ($R_{p0.2}$) 增大。

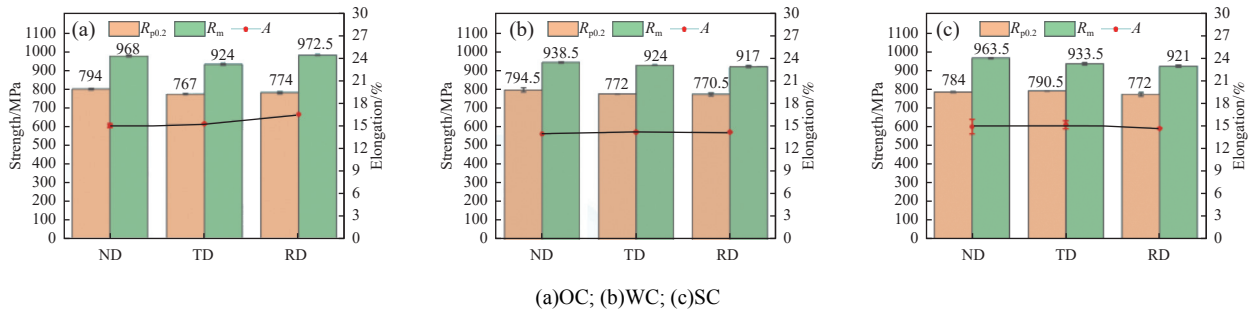


图 8 Ti6321 合金 980 °C 处理不同冷却方式下不同方向拉伸强度
Fig. 8 Tensile strength of Ti6321 alloy in different directions at 980 °C

表 2 Ti6321 合金 980 °C 处理不同冷却方式下不同方向拉伸强度

Table 2 Tensile strength of Ti6321 alloy in different directions at 980 °C

	OC		WC		SC	
	$R_{p0.2}/\text{MPa}$	R_m/MPa	$R_{p0.2}/\text{MPa}$	R_m/MPa	$R_{p0.2}/\text{MPa}$	R_m/MPa
ND	794±5	968±5	794.5±11.5	938.5±4.5	784±3	963.5±3.5
TD	767±2	924±2	772±1	924±2	790.5±1.5	933.5±6.5
RD	774±7	972.5±5.5	770.5±7.5	917±5	772±9	921±6

根据 Hall-Petch 关系, 该关系可表示为式(2)^[26]。

$$\sigma_s = \sigma_0 + k(W_{\alpha_s/\alpha'})^{-1/2} \quad (2)$$

其中 σ_s 为 Ti6321 合金的 $R_{p0.2}$, MPa, σ_0 和 k 分别为晶格摩擦系数和仅与合金成分和晶体结构有关的系数, $W_{\alpha_s/\alpha'}$ 为 α_s/α' 相的宽度, μm 。

图 9 与表 3 为 990 °C 热处理后, 试样在不同冷却方式下不同取向方向的拉伸强度性能。由图 7 可知, 在相同冷速下, α_s 板条宽度没有明显差异, 但对比图 8 与图 9, 表 2 与表 3 可知, 990 °C 试样拉伸性能整体优于 980 °C 试样, 侧面说明了 990 °C 退火后 α_p 相体积分数降低, 形成的双态组织可以进一步提高试样强度性能。此外, 对比图 8 与表 2 可知, 热处理调控形成的双态组织(如图 6 所示)可以改善试样强度各向异性, 这是因为轧制产生的位错在热处理过程中减少从而使各向异性不明显, 但位错密度降低会导致性能下降, 而 β 相中集体析出的 α_s 集束因晶粒细化、晶界增加而增强材料强度, 最终使力学性能仅发生轻微变化。

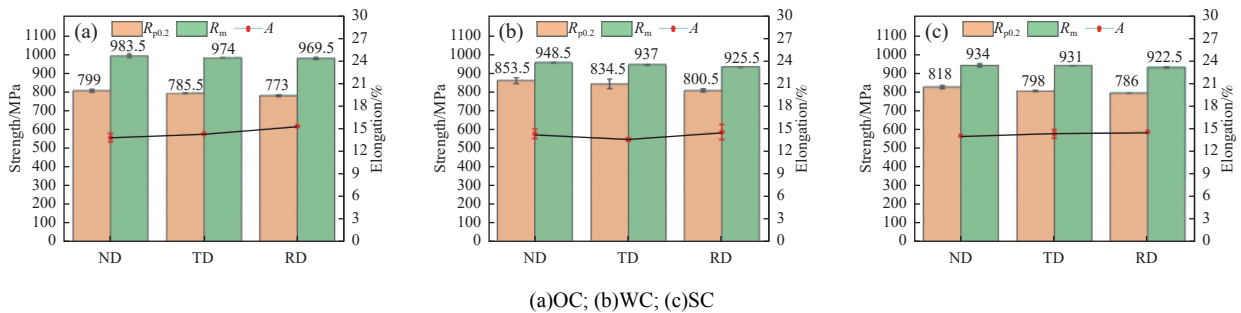


图 9 Ti6321 合金 990 °C 处理后不同冷却方式下不同方向拉伸强度
Fig. 9 Tensile strength of Ti6321 alloy in different directions at 990 °C

表 3 Ti6321 合金 990 °C 处理后不同冷却方式下不同方向拉伸强度

Table 3 Tensile strength of Ti6321 alloy in different directions at 990 °C

	OC		WC		SC	
	$R_{p0.2}/MPa$	R_m/MPa	$R_{p0.2}/MPa$	R_m/MPa	$R_{p0.2}/MPa$	R_m/MPa
ND	799±7	983.5±9.5	853.5±16.5	948.5±1.5	818±8	934±8
TD	785.5±1.5	974±1	834.5±25.5	937±2	798±3	931±1
RD	773±5	969.5±4.5	800.5±7.5	925.5±1.5	786±1	922.5±3.5

图 10 展示了在不同热处理条件, 不同冷却方式下不同取样方向对试样冲击韧性的影响。如图 10(a) 所示, 由于 OC 条件下生成马氏体 α' 板条, 其属于脆相, 提高试样强度的同时韧性会同步降低, 因此 OC 试样冲击韧性低于 WC 与 SC, 相较于 980 °C, 试样经 990 °C 退火+OC 处理后, 内部生成更多马氏体 α' 板条组织, 致使材料韧性进一步下降, 如图 6(a)~(c) 和图 10(b) 所示。此外, WC 冲击韧

性略高于 SC, 这符合强度-韧性负相关关系, 即强化与脆化同源。通过细化晶粒、增加 α_s 相析出等方法虽然可以提高强度, 但会同时引入更多界面, 这些界面既会阻碍位错运动, 提高试样强度, 又易成为微裂纹萌生或扩展的路径, 从而导致韧性下降^[27-28]。此外, 应变不相容性也是塑韧性降低的重要原因, 在 $\alpha+\beta$ 钛合金中, 两相间的强度、变形能力存在差异。在高应力下, 界面处会产生应力集中, 导致应变局部化和微裂纹早期形成, 损害塑性和韧性^[28]。而对比图 10(a)(b) 中 WC 不同方向冲击韧性不难发现, 冲击韧性与取样方向存在显著联系, 这是由于环轧时 α_p 相的球化导致织构分布扩展, 而 $\alpha_p \rightarrow \beta \rightarrow \alpha_s$ 相变过程中的变体选择仅强化柱面织构。基面织构 (ND//<0001>) 因退火导致的取向依赖性球化而弱化, 而柱面织构 (RD//<10-10>) 强度则通过 α_s 变体选择得以维持或增强^[29]。

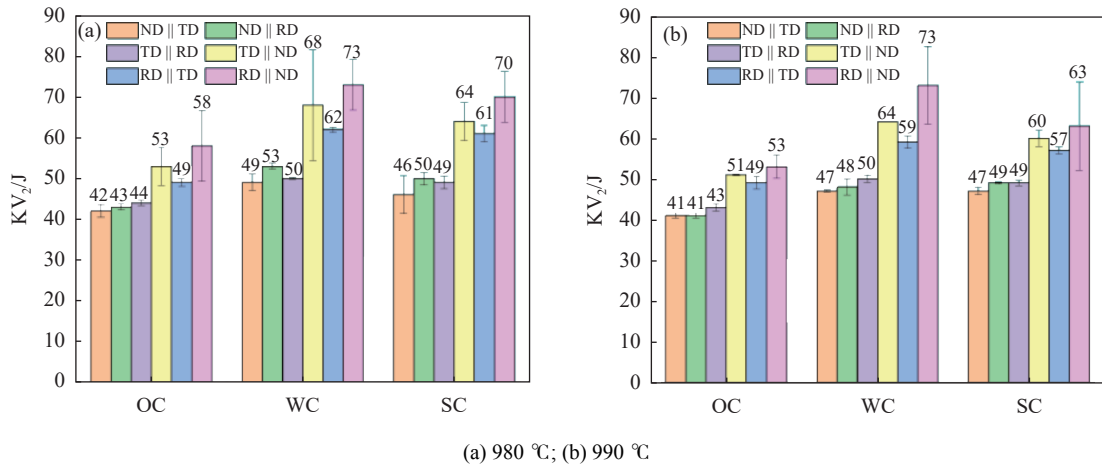
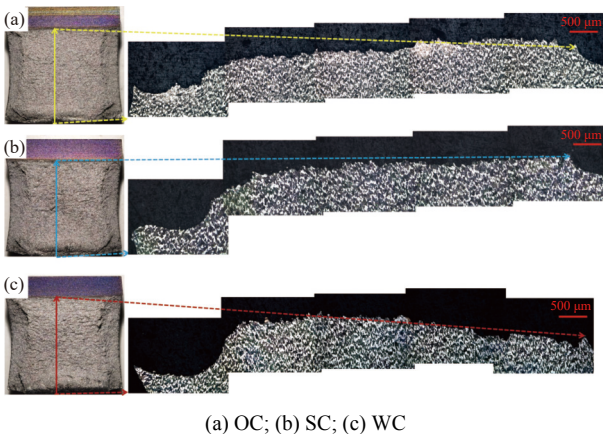


图 10 Ti6321 合金不同方向冲击韧性

Fig. 10 Impact toughness of Ti6321 alloy in different directions

选取 990 °C 不同冷却方式下 RD/ND 冲击试样断口进一步分析不同冷速对冲击韧性的影响, 如图 11 所示。



(a) OC; (b) SC; (c) WC

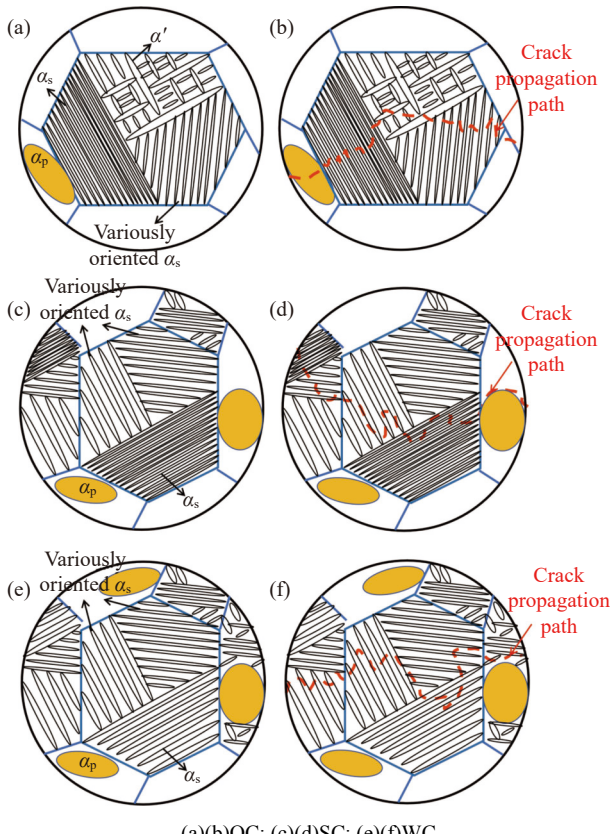
图 11 Ti6321 合金 990 °C 不同冷却方式下 RD//ND 冲击试样断口形貌

Fig. 11 Fracture surface of RD//ND impact specimen for Ti6321 alloy at 990 °C under various cooling rates

图 11(a) 中, OC 条件下冲击断口较为平滑, 裂纹扩展路径较短。随着冷速降低, 从 OC 到 WC, 冲击断口凹凸逐渐明显, 裂纹扩展路径延长, 这与图 9(b) 中 OC、SC 和 WC 冲击功变化趋势一致。

在 990 °C 温度条件下, 随着冷却方式的不同, α_s/α' 板条组织及裂纹扩展的变化规律示意图如图 12 所示, 随着冷速降低, 大尺寸 β 晶粒逐渐减小, α_p 相体积分数逐渐升高, 冲击裂纹扩展时, 穿过图 12(a) 中作为脆相的 α' , 因此裂纹扩展路径较短, 如图 12(b) 所示, 冲击功较低。这说明了图 10(b) 中 OC 冲击功较低与图 11(a) 中冲击断口较为平滑的原因。但对于图 12(c) 中 SC 与图 11(e) 中 WC 的试样, 裂纹沿 α_s 集束扩展, 裂纹扩展路径较长, 如图 12(d)(f) 所示, 冲击功较高; 且 WC 由于冷速更慢, α_s 集束更宽, α_p 相体积分数更高, 图 11(c) 中裂纹扩

展路径较图 11(b) 更长, 因此其冲击功较 SC 更高。而由于 α_s 集束由大尺寸 β 相冷却时析出, 因此其取向有一定随机性, 在图 12 中其他取向的 α_s 集束板条宽度与 α_s 不一致。



(a)(b)OC; (c)(d)SC; (e)(f)WC

图 12 Ti6321 合金显微组织随冷却速率降低而演变以及试样微观结构对裂纹扩展行为的影响的示意

Fig. 12 Schematic illustrations of the microstructural evolution of Ti6321 alloy with decreasing cooling rates and the effect of sample microstructure on crack propagation behavior

综上所述, 随着冷却速率降低, 拉伸强度降低而冲击韧性升高, 在 990 °C 热处理后 WC 达到最佳强韧性匹配。这是由于较慢的冷速使 α_p 相体积分数较高, 且 β 相未析出脆性 α' , 而是析出了宽度适中的 α_s 板条集束。相较于文献 [16] 中的初始试样, 990 °C 热处理后 WC 提升了试样拉伸强度, 并保留了较高冲击韧性, 从而达到最佳强韧性匹配。

3 结论

1) 980 °C 热处理的试样经不同的冷却方式强度变化不明显, 这是因为在 980 °C 条件下, β 含量较少, 冷却方式对 α_s 的影响较小, 且相较于 990 °C, 980 °C 在 OC、SC 和 WC 条件下均未达到双态组织标准, 因此 980 °C 下试样综合强度略低于 990 °C, 冲击韧性略高于 990 °C。

2) 980、990 °C 热处理后的试样经 OC 后冲击功明显下降, 这可能是由于冷速过快, 基体中出现了脆相马氏体 α' , α' 提高强度, 但降低韧性; 同时 α_s 集束板条宽度较小也会引入更多界面, 这些界面会阻碍位错运动, 也容易成为微裂纹萌生或扩展的路径, 从而导致韧性下降。

3) SC 试样显微组织与力学性能介于 OC 与 WC 之间, 这是因为 SC 在高温条件下被砂子快速冷却, 从而导致冷速较 WC 更快。

4) 990 °C 热处理后 WC 的试样实现了抗拉强度与冲击韧性的最佳匹配, 这是由于 α_p 相体积分数低, β 相冷却时析出了大量宽度适中的 α_s 板条集束, 从而提升了拉伸强度并保留了较高冲击韧性。

参考文献

- [1] XIONG J H, LI S K, GAO F Y, *et al.* Microstructure and mechanical properties of Ti6321 alloy welded joint by GTAW[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, 640: 419-423.
- [2] GAO F Y, GAO Q, JIANG P, *et al.* Microstructure and mechanical properties of Ti6321 alloy welded joint by EBW[J]. *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture*, 2018, 1(4): 265-269.
- [3] JIANG H Y, JIANG F Q, XIE B J, *et al.* Effects of the cooling rate on mechanical properties and microstructure of near- α Ti-6Al-3Zr-2Nb-Mo alloy[J]. *Materials Characterization*, 2023, 195.
- [4] ZHU G Q, WANG L, SU B X, *et al.* Deciphering the microstructural development and excellent ductility in electron beam wire-fed additive manufacturing of Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo alloys based on high deposition rate[J]. *Additive Manufacturing*, 2024, 94.
- [5] HE X, YI H, ZHANG W J, *et al.* Comparison of microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of Ti6321 alloy by wire-arc directed energy deposition versus rolling[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2024, 1005.
- [6] XU X F, ALI T, WANG L, *et al.* Research on dynamic compression properties and deformation mechanism of Ti6321 titanium alloy[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2020, 9(5): 11509-11516.
- [7] ZHANG W Y, SHU Q N, FAN J K, *et al.* Crystallographic micro-mechanism of faceted crack initiation in near- α titanium

- alloy Ti6321 under room-temperature fatigue and dwell fatigue loadings[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2025, 205: 109-126.
- [8] GAO S C, LI Z, FAN L, *et al.* Mechanism of the element microsegregation induced corrosion difference of Ti6321 weldment[J]. *Corrosion Science*, 2023, 219.
- [9] ZHU J C, XIE J J, WANG J, *et al.* Low-cycle and dwell fatigue properties for a near alpha titanium alloy Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, 29: 2204-2215.
- [10] PENG X N, GUO H Z, WANG T, *et al.* Effects of β treatments on microstructures and mechanical properties of TC4-DT titanium alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, 533: 55-63.
- [11] GUO P, ZHAO Y Q, ZENG W D, *et al.* The effect of microstructure on the mechanical properties of TC4-DT titanium alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, 563: 106-111.
- [12] QUAN S J, SONG K X, ZHANG B B, *et al.* Effect of heat treatment process on microstructure of Ti80 alloy[J]. *Journal of Materials Heat Treatment*, 2018, 39(5): 44-52.
(权思佳, 宋克兴, 张斌斌, 等. 热处理工艺对 Ti80 合金显微组织的影响[J]. *材料热处理学报*, 2018, 39(5): 44-52.)
- [13] FENG W Z, WANG X X, ZHANG Y B, *et al.* Effect of high temperature heat treatment temperature on microstructure and properties of Ti80 titanium alloy extruded pipe[J]. *World Nonferrous Metals*, 2022(18): 5-7.
(凤伟中, 王小翔, 张耀斌. 高温热处理温度对 Ti80 钛合金挤压管材组织性能的影响[J]. *世界有色金属*, 2022(18): 5-7.)
- [14] GUO K, MENG K, MIAO D, *et al.* Effect of annealing on microstructure and tensile properties of skew hot rolled Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo alloy tube[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 766.
- [15] HUA Y. Effect of heat treatment process on microstructure and properties of Ti80 titanium alloy bar[J]. *Metal Heat Treatment*, 2021, 46(9): 146-148.
(华瑶. 热处理工艺对 Ti80 钛合金棒材组织与性能的影响[J]. *金属热处理*, 2021, 46(9): 146-148.)
- [16] HE W X, LUAN C, HE C W, *et al.* Effect of heat treatment temperatures on the microstructure and mechanical properties of marine engineering titanium alloy ring components[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2025, 39: 3444-3455.
- [17] SU J L, JI X K, LIU J, *et al.* Revealing the decomposition mechanisms of dislocations and metastable α' phase and their effects on mechanical properties in a Ti-6Al-4V alloy[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2022, 107: 136-148.
- [18] SHAIKH A, KUMAR S, DAWARI A, *et al.* Effect of temperature and cooling rates on the $\alpha+\beta$ morphology of Ti-6Al-4V alloy[J]. *Procedia Structural Integrity*, 2019, 14: 782-789.
- [19] Zheng Z Y. Study on hot deformation behavior and microstructure evolution mechanism of Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-1Fe metastable β titanium alloy[D]. Chongqing: Chongqing University of Technology, 2021.
(郑志莹. Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-1Fe 亚稳 β 钛合金热变形行为及组织演变机理研究[D]. 重庆: 重庆理工大学, 2021.)
- [20] LI M B, WANG X N, SHANG G Q, *et al.* Effect of β heat treatment cooling method on microstructure and impact toughness of TC32 titanium alloy[J]. *Hot Working Technology*, 2022, 51(24): 107-111.
(李明兵, 王新南, 商国强, 等. β 热处理冷却方式对 TC32 钛合金组织和冲击韧性的影响[J]. *热加工工艺*, 2022, 51(24): 107-111.)
- [21] CUI X, JIA P C, DU H M, *et al.* Effect of cooling rate on microstructure and properties of TA15 titanium alloy[J]. *Failure Analysis and Prevention*, 2016, 11(4): 208-211, 217.
(崔霞, 贾鹏程, 杜海明, 等. 冷却速率对 TA15 钛合金组织和性能的影响[J]. *失效分析与预防*, 2016, 11(4): 208-211, 217.)
- [22] DONG Y, LIU X G, ZOU J J, *et al.* Effect of cooling rate following β forging on texture evolution and variant selection during $\beta \rightarrow \alpha$ transformation in Ti-55511 alloy[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2022, 113: 1-13.
- [23] DANG W, XUE X Y, KOU H C, *et al.* Phase composition and microstructure evolution of TC21 titanium alloy during slow cooling[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2010, 30(3): 19-23.
(党薇, 薛祥义, 寇宏超, 等. TC21 钛合金慢速冷却过程中的相组成及组织演化[J]. *航空材料学报*, 2010, 30(3): 19-23.)
- [24] LIANG S X, MA M Z, JING R, *et al.* Structural evolution and mechanical properties of Zr-45Ti-5Al-3V alloy by heat treatments[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, 541: 67-72.
- [25] JIANG X J, ZHAO H T, YU G, *et al.* Structural evolution and mechanical properties of Ti-41Zr-7.3Al alloy during continuous cooling process[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 725: 750-756.
- [26] ANGELIER C, BEIN S, BÉCHET J. Building a continuous cooling transformation diagram of β -CEZ alloy by metallography and electrical resistivity measurements[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1997, 28: 2467-2475.
- [27] LI K, CHEN W, ZHANG J Y, *et al.* Making titanium alloys ultrahigh strength and toughness synergy through deformation kinks-mediated hierarchical α -precipitation[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2025, 207: 142-159.
- [28] YANG J K, ZHANG J Y, LIU G, *et al.* Sequentially-activated multiple deformation mechanisms enable a hierarchically duplex titanium alloy with high strength-ductility synergy[J]. *Acta Materialia*, 2025, 301.
- [29] ROY S, SUWAS S. Unique texture transition during sub β -transus annealing of warm-rolled Ti-6Al-4V alloy: Role of orientation dependent spheroidization[J]. *Scripta Materialia*, 2018, 154: 1-7.