

冷却方式对 Ti65 合金锻件组织和性能的影响

刘秀良¹, 商国强², 林好妹¹, 江斌¹

(1. 江西景航航空锻铸有限公司, 江西 景德镇 333039)

(2. 中国航发北京航空材料研究院 先进钛合金航空科技重点实验室, 北京 100095)

摘要: 对 Ti65 合金锻件进行固溶+时效处理, 研究了固溶冷却方式对合金显微组织、室温拉伸性能以及 650 °C 下拉伸、蠕变和持久性能的影响。结果表明, Ti65 合金锻件固溶处理时分别以风冷和油冷的方式冷却, 形成了厚度不一的片层状次生 α 相, 显微组织均为等轴状初生 α 相和 β 转变组织组成的双态组织。Ti65 合金锻件中存在的片层状次生 α 相的厚度与力学性能有直接关系, 随着冷却速率的提高, 片层状次生 α 相的厚度显著减小, 室温强度提高、塑性下降, 650 °C 拉伸、蠕变和持久性能均增强。

关键词: Ti65 合金; 冷却方式; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG166.5; TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1009-9964(2026)01-028-06

Effect of Cooling Method on Microstructure and Properties of Ti65 Alloy Forging

Liu Xiuliang¹, Shang Guoqiang², Lin Haomei¹, Jiang Bin¹

(1. Jiangxi Jinghang Aviation Forging & Casting Co., Ltd., Jingdezhen 333039, China)

(2. Aviation Key Laboratory of Science and Technology on Advanced Titanium Alloys, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

Abstract: Ti65 alloy forging was subjected to solution and aging treatment to investigate the effects of solution cooling methods on the alloy's microstructure, room-temperature tensile properties, and tensile, creep, and stress rupture properties at 650 °C. The results show that the Ti65 alloy forging via forced air cooling (FAC) or oil cooling (OC) during solution treatment both result in the formation of lamellar secondary α phase with different thicknesses. In both cases, the microstructure presents a bimodal structure consisting of equiaxed primary α phase and β -transformed structure. The thickness of the lamellar secondary α phase exhibits a direct correlation with the mechanical properties. With the increase of cooling rate, the thickness of the lamellar secondary α phase decreases significantly, leading to improved room-temperature strength, reduced plasticity, and enhanced tensile, creep, and stress rupture properties at 650 °C.

Keywords: Ti65 alloy; cooling method; microstructure; mechanical properties

高温钛合金具有密度低、比强度高、耐腐蚀、耐高温等特点, 能够在高温条件下表现出较好的热稳定性、较高的抗拉强度和抗蠕变性能^[1-2], 在航空、航天领域得到广泛应用, 并成为制造现代航空发动机机匣、叶盘的重要材料之一。Ti65 合金是一种新型近 α 型高温钛合金, 是由中国科学院金属研究所在 Ti60 合金基础上设计开发的, 其使用温度在 600~650 °C 之间。与 Ti60 合金相比, Ti65 合金中减少了 Sn、Zr 元素含量,

增加了 Ta、W 元素含量, 并添加了 Si 元素, 从而有效改善了合金的抗蠕变性能和持久性能^[2-3]。因此, Ti65 合金除了具备较高的强度和良好的耐腐蚀性外, 还获得了在 650 °C 下更好的高温蠕变抗性和持久性能, 使强度、韧性、蠕变性能和疲劳性能达到良好匹配^[4]。 $\alpha+\beta$ 两相钛合金和近 α 钛合金均具有优异的高温力学性能, 因此, Ti65 合金理想的组织形态为双态组织。为兼顾 Ti65 合金在室温和高温下的综合性能, 其锻造和热处理均在两相区内完成, 一般将等轴初生 α 相含量控制在 5%~25% 之间^[5-7]。

热处理是调控近 α 型钛合金显微组织和性能的重

收稿日期: 2025-09-05

通信作者: 商国强(1984—), 男, 高级工程师。

要手段之一, 研究人员针对 Ti65 合金进行了大量热处理工艺研究。吴汐玥等人^[8]研究了固溶温度对 Ti65 合金板材显微组织和力学性能的影响, 发现随着固溶温度的升高, 等轴初生 α 相体积分数逐渐减少, 经过 1015 °C/1 h/AC+700 °C/4 h/AC 热处理后, 等轴 α 相体积分数降低至 5% 左右, 室温及 650 °C 高温拉伸性能均匹配良好。Yue 等人^[6]在研究固溶冷却速率对小规格 Ti65 合金棒材力学性能的影响时发现, 随着冷却速率的加快, 合金在室温和 650 °C 条件下的拉伸强度和塑性都得到显著提高, 持久时间先增加后减少, 断后伸长率先减小后增大。邓雨亭等人^[9]研究了厚截面 Ti65 合金饼坯锻件的持久性能及位错演变规律, 发现从锻件边缘到心部, 室温抗拉强度和 650 °C 高温抗拉强度均逐渐降低, 最后保持稳定, 持久断裂时间则逐渐增加, 最后保持不变; 厚片层 α 相内部弥散分布的 α_2 相, 有利于提升持久性能。谭海兵等人^[10]研究了热处理对 Ti65 合金棒材显微组织与力学性能的影响, 发现经过 1030 °C 一次固溶+(800~950) °C 二次固溶+700 °C 时效后, 合金的室温拉伸强度和屈服强度均呈现下降趋势。此外, 研究人员还开展了 Ti65 合金本构方程及动态再结晶模型的建立、热变形后的显微组织表征、织构演变及力学性能分析等工作^[11-17]。固溶处理是钛合金锻件加工过程中最重要的环节之一, 在不同的冷却速率下, 从 β 转变组织中析出的次生 α 相形态不同, 从而直接影响合金的力学性能。目前, 固溶冷却方式对 Ti65 合金厚截面锻件显微组织与力学性能的影响规律尚不明确。为此, 以 Ti65 合金厚截面锻件为研究对象, 系统对比研究了固溶处理后风冷与油冷两种冷却方式对锻件显微组织、室温拉伸性能以及 650 °C 高温拉伸、蠕变与持久性能的影响, 旨在为该合金热处理工艺的制定提供数据支撑, 并推动 Ti65 合金的工程化应用。

1 实验

实验材料为 $\phi 150$ mm 的 Ti65 合金棒材, 通过金相法测定棒材的相变温度约为 1043 °C, 其化学成分如表 1 所示。在 1003 °C 下将棒材锻造成如图 1a 所示的盘形锻件, 最大厚度为 120 mm。自盘形锻件中心沿纵向将其剖分为 S1 和 S2 两块, 分别按照表 2 所示热处理工艺进行固溶+时效处理。其中, S1 锻件采用风冷 (FAC) 方式冷却, S2 锻件采用油冷 (OC) 方式冷却。

表 1 Ti65 合金棒材化学成分(w%)

Al	Mo	Zr	Sn	W	Si	Ta	Nb	Ti
5.86	0.49	3.59	4.24	0.80	0.35	0.97	0.20	Bal.

按图 1b 所示, 采用线切割的方式分别从 S1 和 S2 锻件的边缘和心部切取金相试样, 从锻件的边缘切取拉伸、蠕变和持久性能试样。金相试样经粗磨、细磨、机械抛光后, 用 HCl+HF 溶液(体积比为 3:7)腐蚀并迅速风干。采用扫描电子显微镜 (SEM) 进行显微组织观察。室温拉伸和 650 °C 高温拉伸试样均为工作区直径 5 mm 的圆棒, 分别按照 GB/T 228.1—2021 和 GB/T 228.2—2015 标准, 采用 E45.105 电子万能试验机进行测试。蠕变试样为工作区直径 5 mm 的圆棒, 持久试样为工作区直径 5 mm 的光滑缺口组合试样, 按照 GB/T 2039—2024 标准, 采用 LDRD-50 电子式持久蠕变试验机进行测试, 以试样蠕变后的残余变形量表征蠕变性能, 以试样在恒定应力条件下的断裂时间表征持久性能。其中, 持久试验应力分别为 240、280 MPa, 试样标记为 S1-240、S2-240、S1-280、S2-280, 具体测试条件见表 3。

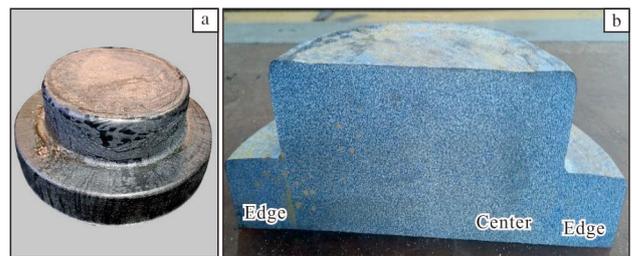


图 1 Ti65 合金锻件照片和取样位置示意图

Fig.1 Photo (a) and sampling location diagram (b) of Ti65 alloy forging

表 2 Ti65 合金锻件热处理工艺

Table 2 Heat treatment processes of Ti65 alloy forging

Sample	Heat treatment process
S1	1023 °C/180 min/FAC +700 °C/300 min/AC
S2	1023 °C/180 min/OC +700 °C/300 min/AC

表 3 蠕变和持久性能测试条件

Table 3 Testing conditions of creep and stress rupture properties

Testing item	Temperature/°C	Stress/MPa	Time/h
Creep	650	120	50
	650	240	≥100
Stress rupture	650	280	≥40

2 结果与分析

2.1 显微组织

图 2 为 Ti65 合金锻件固溶处理时分别以风冷和油冷方式冷却后的显微组织。从图 2 可以看出, Ti65 合

金锻件以不同方式冷却后形成了厚度不一的片层状次生 α 相,显微组织均为等轴状初生 α 相和 β 转变组织组成的双态组织。锻件以风冷方式冷却,边缘和心部位置的显微组织形貌相近,初生 α 相体积分数为20%~30%,尺寸为35~80 μm ,且大部分呈椭球状,少部分呈不规则形状; β 转变组织中析出的片层状次生 α 相交叉排布,厚度为3~5 μm ;心部的片层状次生 α 相整体厚度大于边缘的片层状次生 α 相厚度,晶界处析出的片层状次生 α 相厚度大于 β 转变组织中析出的片

层状次生 α 相厚度。锻件以油冷方式冷却,边缘和心部位置的显微组织形貌也相近,初生 α 相体积分数为15%~20%,尺寸为19~68 μm ,呈椭球状,边缘比较光滑; β 转变组织中析出的片层状次生 α 相厚度为1~3 μm ;边缘和心部的片层状次生 α 相厚度相近,晶界处析出的片层状次生 α 相厚度大于 β 转变组织中析出的片层状次生 α 相厚度。与风冷方式相比,油冷方式下初生 α 相的等轴化程度更高,晶粒尺寸更小, β 转变组织中析出的片层状次生 α 相更加细小。

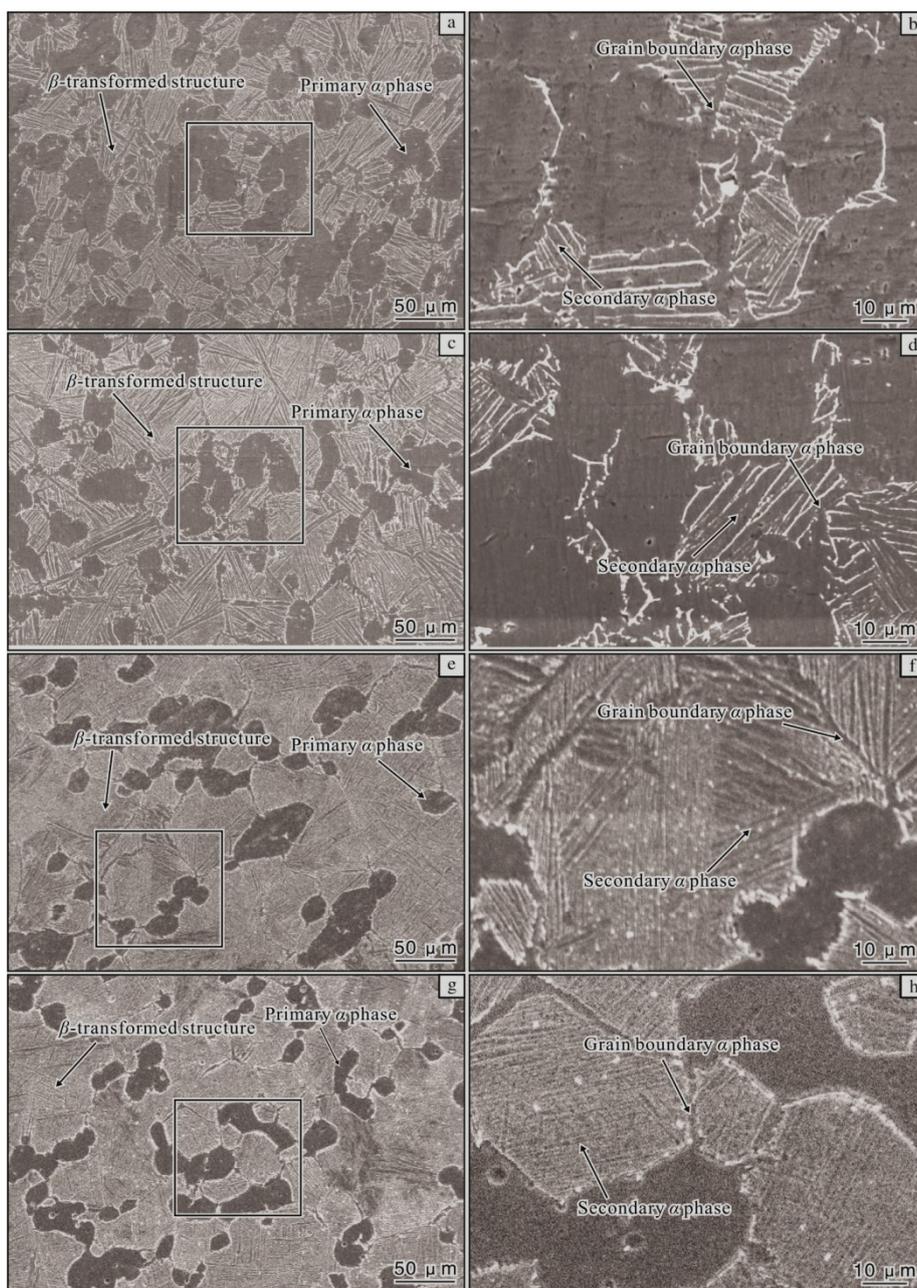


图2 不同冷却方式下Ti65合金锻件的显微组织

Fig.2 Microstructures of Ti65 alloy forging under different cooling methods:
(a, b) FAC, center; (c, d) FAC, edge; (e, f) OC, center; (g, h) OC, edge

Ti65 合金的固溶温度处于 $\alpha+\beta$ 两相区, 在保温过程中形成了明显的晶界, 随后的风冷或油冷过程中, 在形成晶界 α 相的同时, β 转变组织中逐渐析出了交织排布的片层状次生 α 相。由于冷却速率不同, 析出的晶界 α 相和片层状次生 α 相的厚度各不相同。当以风冷方式冷却时, 整体冷却速率较慢, 锻件边缘先冷却, β 转变组织中的片层状次生 α 相不再长大, 而心部仍然保持高温状态, 片层状次生 α 相继续长大, 造成锻件心部的片层状次生 α 相厚度略大于边缘。与风冷相比, 油冷的冷却速率更快, 锻件心部和边缘的冷却速率相近, 晶界上和 β 转变组织中析出的次生 α 相均来不及长大, 因而锻件心部和边缘的初生 α 相含量、晶粒尺寸以及 β 转变组织中的片层状次生 α 相厚度差异很小, 且与风冷后的次生 α 相相比更加细小。

2.2 拉伸性能

图 3 为不同冷却方式下 Ti65 合金锻件的室温拉伸性能。从图 3 可以看出, 与风冷锻件相比, 油冷锻件的强度明显更高, 而塑性降低。

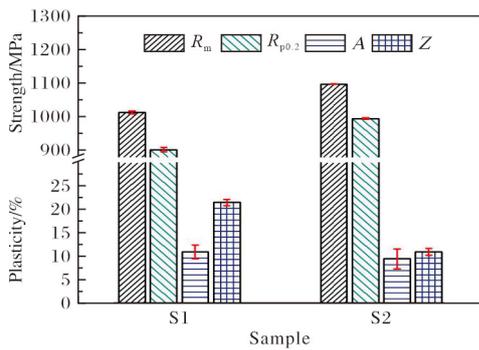


图 3 不同冷却方式下 Ti65 合金锻件的室温拉伸性能

Fig.3 Room temperature tensile properties of Ti65 alloy forging under different cooling methods

细晶强化是金属材料最有效的强化方法之一。根据位错理论, 晶界阻碍位错运动, 晶粒越细小, 晶界数量越多, 相邻晶粒产生变形或运动需要的应力越大, 强化效应越显著。Ti65 合金在冷却过程中析出的片层状次生 α 相交织排布, 形成了大量的 α 相与 β 相界面, 从而阻碍了位错滑移, 减小了位错的有效滑移长度, 使合金得到强化, 强度明显提高^[18]。

Ti65 合金锻件以风冷方式冷却时, 析出的片层状次生 α 相厚度为 3~5 μm , 强化效果相对较弱, 抗拉强度和屈服强度分别为 1015 MPa 和 904 MPa, 断后伸长率和断面收缩率分别为 11% 和 21.5%。当锻件以油冷方式冷却时, 析出的片层状次生 α 相厚度减小到 1~3 μm , α 相与 β 相界面增多, 强化效果增强, 抗拉强度和屈服强度分别增加至 1099 MPa 和 996 MPa, 断后伸长率

和断面收缩率则下降至 9.5% 和 11%。

图 4 为不同冷却方式下 Ti65 合金锻件的 650 $^{\circ}\text{C}$ 拉伸性能。从图 4 可以看出, 油冷试样的强度和塑性均高于风冷试样。根据位错理论、细晶强化理论以及 Hall-Petch 公式^[19], 风冷方式下析出的片层状次生 α 相厚度大于油冷方式, 因此强化效果相对较弱。风冷试样的 650 $^{\circ}\text{C}$ 抗拉强度和屈服强度分别为 558 MPa 和 475 MPa, 断后伸长率和断面收缩率分别为 20% 和 50.5%; 油冷试样的 650 $^{\circ}\text{C}$ 抗拉强度和屈服强度分别为 628 MPa 和 525 MPa, 断后伸长率和断面收缩率分别为 24% 和 64.5%。在高温条件下, 合金主要通过增加位错密度和细晶强化作用来提高强度和塑性, 相比室温条件下的位错运动速度快, 部分位错相互抵消, 使滑移阻力减小, 从而导致高温强度下降、塑性提高^[20]。

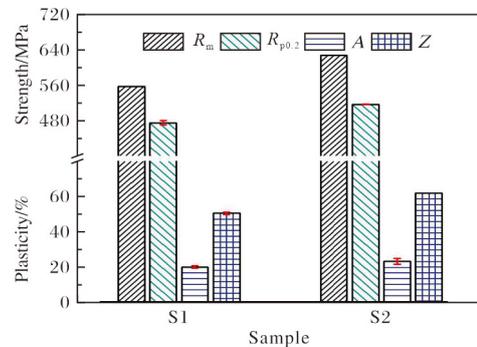


图 4 不同冷却方式下 Ti65 合金锻件的 650 $^{\circ}\text{C}$ 拉伸性能

Fig.4 Tensile properties at 650 $^{\circ}\text{C}$ of Ti65 alloy forging under different cooling methods

以上实验结果表明, 固溶冷却速率的加快可以提升合金的室温强度、650 $^{\circ}\text{C}$ 强度和塑性, 但会使室温塑性下降。抗拉强度与冷却过程中析出的片层状次生 α 相厚度呈正相关关系。

2.3 蠕变性能

图 5 为 Ti65 合金锻件以风冷和油冷方式冷却后的 650 $^{\circ}\text{C}$ 蠕变性能, 图 6 为相应的蠕变曲线。从图 5、图 6 可以看出, 在试验应力 120 MPa、蠕变应变时间 50 h 条件下, 风冷试样的蠕变总变形量为 0.324%, 弹性变形量为 0.1515%, 残余变形量为 0.1725%, 蠕变速率为 7.680×10^{-5} mm/h; 油冷试样的蠕变总变形量为 0.297%, 弹性变形量为 0.142%, 残余变形量为 0.1550%, 蠕变速率为 7.535×10^{-5} mm/h, 油冷试样的抗蠕变性能优于风冷试样。

金属材料的高温蠕变由晶界的滑动以及晶内的位错攀移和滑移主导。在高温蠕变过程中, 显微组织形态是决定其蠕变性能的重要因素: 等轴状初生 α 相的界面较多, 抗蠕变性能较差; 片层状次生 α 相的界

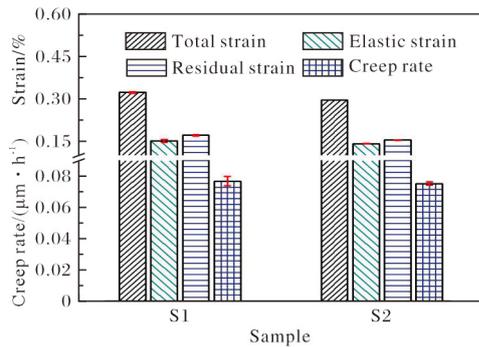


图5 不同冷却方式下 Ti65 合金锻件的 650 °C蠕变性能
Fig.5 Creep properties at 650 °C of Ti65 alloy forging under different cooling methods

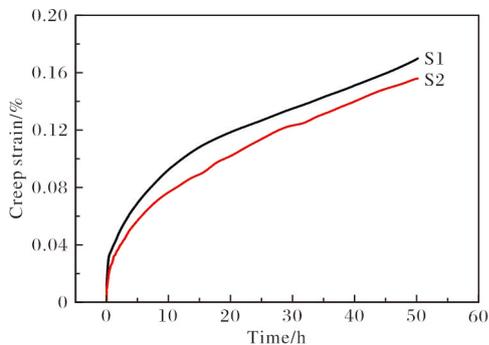


图6 不同冷却方式下 Ti65 合金锻件的 650 °C蠕变曲线
Fig.6 Creep curves at 650 °C of Ti65 alloy forging under different cooling methods

面较少,抗蠕变性能较好^[20]。风冷方式下锻件的初生 α 相体积分数与油冷锻件的初生 α 相体积分数相近,但油冷方式下锻件的片层状次生 α 相厚度小于风冷方式,使其具有更多的界面,因此,油冷锻件的抗蠕变性能更好。

材料的蠕变性能反映了材料长期在恒温、恒载荷作用下抵抗缓慢塑性变形的能力。本实验中,随着冷却速率的加快,冷却过程中析出的片层状次生 α 相厚度减小,使得 Ti65 合金锻件抵抗蠕变变形的能力增强。因此,对于 Ti65 合金锻件,其蠕变性能与固溶冷却过程中析出的片层状次生 α 相厚度呈负相关关系。

2.4 持久性能

图7为不同冷却方式下 Ti65 合金锻件的 650 °C持久性能。从图7可以看出,在不同试验应力下,持久时间随着冷却速率的加快均呈现增加的趋势。在 240 MPa 试验应力下,风冷试样的持久时间为 102.79 h,油冷试样的持久时间为 117.85 h;在 280 MPa 试验应力下,风冷试样的持久时间为 47.85 h,油冷试样的持久时间为 54.96 h。随着试验应力的增大,两种冷却方式下试样的持久性能均显著下降。

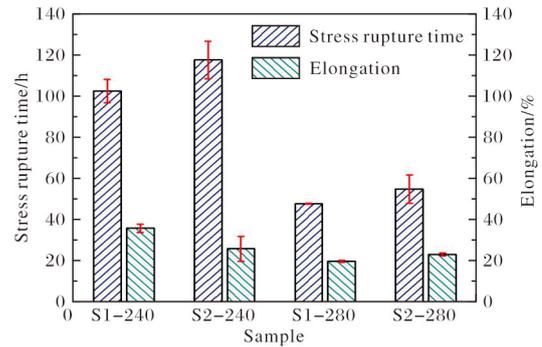


图7 不同冷却方式下 Ti65 合金锻件的 650 °C持久性能
Fig.7 Stress rupture properties at 650 °C of Ti65 alloy forging under different cooling methods

持久性能反映了材料在高温环境下长时间使用时保持力学性能的能力。由图2可知,随着冷却速率的加快, Ti65 合金片层状次生 α 相的厚度减小,导致初生 α 相和 β 相界面数量增多,阻碍位错滑移和攀移的能力增大,这使得合金在恒定应力载荷作用下需要较大的应力才能产生裂纹,同时裂纹沿晶界扩展的曲折程度增加,消耗的能量增加,从而提高了合金的持久性能^[21]。

以上实验结果表明, Ti65 合金锻件的持久性能与固溶冷却过程中析出的片层状次生 α 相厚度呈负相关关系。

3 结论

(1) Ti65 合金锻件固溶处理时分别以风冷和油冷方式冷却后,形成了厚度不一的片层状次生 α 相,显微组织均为等轴状初生 α 相和 β 转变组织组成的双态组织。

(2) Ti65 合金锻件的力学性能与其片层状次生 α 相厚度有直接关系。随着固溶冷却速率的加快,片层状次生 α 相的厚度显著减小,室温强度提高、塑性下降,650 °C拉伸、蠕变和持久性能均增大。

参考文献 References

- [1] 向霁昉,宋雨宸,王琳,等.蠕变预加载 Ti6321 钛合金的动态力学性能和绝热剪切研究[J].稀有金属材料与工程,2024,53(7):2035-2041.
- [2] 戴毅,曹江海,秦羽满,等.Ti60 合金 VAR 熔炼过程熔体流动与宏观偏析的数值模拟研究[J].稀有金属材料与工程,2024,53(3):701-708.
- [3] 张智鑫.Ti65 合金薄板轧制成形及其组织力学性能关系[D].西安:西北工业大学,2021.
- [4] 刘莹莹,陈子勇,金头男,等.600 °C高温钛合金发展现状

- 与展望[J]. 材料导报, 2018, 32(11): 1863-1869.
- [5] 党博豪, 辛社伟, 刘卓萌, 等. Ti650 合金 650 °C 热暴露组织与性能研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2025, 54(10): 2575-2582.
- [6] Yue K, Liu J R, Zhu S X, et al. Origins of different tensile behaviors induced by cooling rate in a near alpha titanium alloy Ti65[J]. Materialia, 2018, 1: 128-138.
- [7] Yue K, Liu J R, Zhang H J, et al. Precipitates and alloying elements distribution in near α titanium alloy Ti65[J]. Journal of Materials Science and Technology, 2020, 36: 91-96.
- [8] 吴汐玥, 陈志勇, 程超, 等. 热处理对 Ti65 钛合金板材的显微组织、织构及拉伸性能的影响[J]. 材料研究学报, 2019, 33(10): 785-793.
- [9] 邓雨亭, 王旭, 刘英飒, 等. Ti65 合金饼坯锻件持久性能及位错演变规律研究[J]. 钛工业进展, 2024, 41(3): 1-8.
- [10] 谭海兵, 臧健, 梁弼宁, 等. 中温热处理对 Ti65 合金淬火组织及室温拉伸性能的影响[J]. 材料研究学报, 2023, 37(12): 881-888.
- [11] 李萍, 许海峰, 孟淼, 等. Ti65 钛合金热变形行为及本构方程[J]. 塑性工程学报, 2024, 31(2): 120-128.
- [12] 田焄, 余俊, 张浩, 等. 耦合氢含量的置氢 Ti65 高温钛合金本构方程[J]. 锻压技术, 2023, 48(6): 204-213.
- [13] 邵光保, 胡进, 占克勤, 等. 置氢 Ti65 钛合金高温流变行为和热加工性能[J]. 锻压技术, 2023, 48(8): 253-260.
- [14] Zhang Z X, Fan J K, Tang B, et al. Microstructural evolution and FCC twinning behavior during hot deformation of high temperature titanium alloy Ti65[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2020, 49: 56-69.
- [15] Zhang Z X, Fan J K, Wu Z H, et al. Precipitation behavior and strengthening-toughening mechanism of hot rolled sheet of Ti65 titanium alloy during aging process[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 831: 154786.
- [16] Zhang Z X, Fan J K, Li R F, et al. Orientation dependent behavior of tensile-creep deformation of hot rolled Ti65 titanium alloy sheet[J]. Journal of Materials Science and Technology, 2021, 75: 265-275.
- [17] Zhao D, Fan J K, Zhang Z X, et al. Influence of $\alpha+\beta$ solution treatments on Ti65 ultrathin sheets: silicide precipitation, mechanical behaviour and novel $\{10\bar{1}1\}$ twinning system[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2023, 33(4): 1098-1113.
- [18] 王志录, 胡博文, 范佳俊, 等. 冷却速率对 Ti55531 合金组织与性能的影响[J]. 钛工业进展, 2023, 40(6): 22-26.
- [19] 刘智恩. 材料科学基础[M]. 5 版. 西安: 西北工业大学出版社, 2019: 239-241.
- [20] 刘秀良, 王海丰, 商国强, 等. 锻造温度和变形量对 Ti65 合金组织和性能的影响[J]. 中国材料进展, 2024, 43(11): 1043-1050.
- [21] 孙昊, 刘征, 赵子博, 等. 热处理工艺对 Ti60 合金持久性能的影响[J]. 钛工业进展, 2020, 37(1): 22-26.

行业动态

2025 年 1—3 月日本钛产品进出口数据统计

时间	出口量/t			进口量/t		
	未锻轧钛	粉末及废料	其他钛制品	未锻轧钛及粉末	废料	其他钛制品
2025 年 1 月	2191	506	493	189	239	301
2025 年 2 月	2710	487	597	1	131	155
2025 年 3 月	3664	464	605	320	196	225
合计	8565	1457	1695	510	566	681

2025 年 1—3 月日本钛锭产量统计

时间	钛锭产量/t	时间	钛锭产量/t
2025 年 1 月	851	2025 年 3 月	1340
2025 年 2 月	702	合计	2893

王运锋摘自《チタン》