

引用格式: 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.

LIU X L, WANG H F, SHANG G Q, *et al.* Effect of Forging Temperature and Deformation on Microstructure and Mechanical Property of Ti65 Alloy [J]. Materials China, 2024, 43(11): 1043–1050.

锻造温度和变形量对 Ti65 合金组织和性能的影响

刘秀良^{1,4}, 王海丰², 商国强³, 车安达⁴

(1. 西北工业大学材料学院, 陕西 西安 710072)

(2. 西北工业大学 先进润滑与密封材料研究中心, 陕西 西安 710072)

(3. 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)

(4. 江西景航航空锻铸有限公司, 江西 景德镇 333039)

摘要: Ti65 合金是我国自主设计的使用温度在 600~650 °C 的近 α 型高温钛合金。对 Ti65 合金分别在 $T_{\beta}-40$ °C、 $T_{\beta}-20$ °C、 $T_{\beta}+15$ °C 锻造温度下进行 40% 和 60% 变形量的锻造变形试验, 研究了不同锻造温度和变形量对合金的显微组织形态、室温拉伸性能、650 °C 高温拉伸性能、蠕变和持久性能的影响规律。结果表明, Ti65 合金在锻造温度为 $T_{\beta}-40$ °C 时, 可以获得由初生 α 相和 β 转变组织组成的双态组织; 锻造温度为 $T_{\beta}-20$ °C 时, 获得由初生 α 相、 β 转变组织和短棒状次生 α 相组成的三态组织; 锻造温度为 $T_{\beta}+15$ °C 时, 获得由条状次生 α 相和 β 相交编织成的网篮组织。随着变形量的增加, 显微组织的形态和体积分数均会发生变化, 3 种锻造组织的 Ti65 合金的室温抗拉强度和 650 °C 高温抗拉强度均随着变形量的增加而升高, 其中双态组织的室温拉伸性能和高温拉伸性能优于其他组织, 而网篮组织的蠕变抗性和持久性能优于其他组织。

关键词: Ti65 合金; 锻造温度; 变形量; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG319; TG146.23 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2024)11-1043-08

Effect of Forging Temperature and Deformation on Microstructure and Mechanical Property of Ti65 Alloy

LIU Xiuliang^{1,4}, WANG Haifeng², SHANG Guoqiang³, CHE Anda⁴

(1. School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

(2. Center of Advanced Lubrication and Seal Materials, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

(3. Key Laboratory of Advanced Titanium Alloys, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

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

Abstract: Ti65 alloy developed independently in China is a kind of nearly α -type high-temperature titanium alloy for using at the temperature range from 600 to 650 °C. Forging experiments with 40% and 60% deformation were conducted at $T_{\beta}-40$ °C, $T_{\beta}-20$ °C, and $T_{\beta}+15$ °C, in order to discuss the effect of different forging temperatures and deformations on the microstructure, room temperature tensile properties, 650 °C tensile properties, creep and persistent performance of Ti65 alloy. The results show that, forging at $T_{\beta}-40$ °C can obtain duplex microstructure composed of primary α phase and β transition microstructure, forging at $T_{\beta}-20$ °C can obtain tri-modal microstructure composed of primary α phase, β phase, and short rod-shaped secondary α phase, forging at $T_{\beta}+15$ °C can obtain basketweave structure interwoven with striped secondary α and β phase. With the increase of deformation, the morphology and volume fraction of microstructure will change. For Ti65 alloys with three microstructure characteristics, their room temperature tensile strength and high temperature tensile strength all increase with the increase of deformation. The room temperature tensile properties and high temperature tensile

properties of the duplex microstructure are superior to those of other microstructures. The creep resistance and durability of the basketweave structure are superior to other microstructures.

Key words: Ti65 alloy; forging temperature; deformation; microstructure; mechanical properties

收稿日期: 2024-07-19 修回日期: 2024-08-24

第一作者: 刘秀良, 男, 1984 年生, 高级工程师

通讯作者: 王海丰, 男, 1981 年生, 教授, 博士生导师,

Email: haifengw81@nwpu.edu.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.202407011

1 前言

高温钛合金以其密度低、比强度高、耐高温、耐腐蚀、抗蠕变、热稳定性好等特点,成为制造航空发动机整体叶盘、叶片、机匣等耐热零部件的关键材料^[1]。李文渊等^[2]对 Ti60 合金板材室温强度与显微组织和织构之间的关系进行研究,结果表明,该合金显微组织的变化对室温力学性能和高温力学性能均产生了重要影响。王宝善等^[3]研究了锻造工艺对 Ti60 合金棒材组织和性能的影响,指出可以通过调控合金的变形量和变形温度来调控合金显微组织,进而影响合金的室温拉伸性能、高温拉伸性能、高温蠕变和持久性能。

Ti65 合金是中国科学院金属研究所在 Ti60 合金基础上设计的使用温度在 600~650 °C 的近 α 型高温钛合金。相比 Ti60 合金, Ti65 合金具有更好的抗蠕变性和持久性能,同时两相区的加工工艺窗口扩大,具有良好的强度、韧性、蠕变和疲劳性能匹配,用于航空发动机可以进一步提升其工作温度和使用寿命^[4, 5]。Ti65 合金多以棒材或板材状态供应,通过对现有棒材和板材的研究表明,该合金的显微组织对热处理制度比较敏感,随着固溶温度的升高,显微组织中的初生 α 相体积分数明显减少,同时 β 转变组织中的针状次生 α 相开始长大、变粗^[6, 7]。岳颖^[8]对 Ti65 合金棒材热处理的研究表明,合金经过 $T_\beta-18$ °C 固溶和 700 °C 时效热处理,通过采用不同的固溶冷却方式,其室温抗拉强度可以达到 1105~1253 MPa,延伸率达到 7.7%~12.7%,650 °C 高温抗拉强度可以达到 670~743 MPa。谭海兵等^[9]的研究结果表明, Ti65 合金经过 $T_\beta-10$ °C 固溶和 750~950 °C 时效热处理后,其室温抗拉强度可以达到 1115~1273 MPa,但延伸率只有 6.2%~7.7%。李萍等^[10]研究了 Ti65 钛合金的热变形行为及本构方程,得到了在两相区进行等温恒应变速率压缩时等轴 α 相形态的变化。邓雨亭等^[11]研究了 Ti65 合金饼坯锻件的持久性能及位错演变规律,指出了大厚截面锻件不同区域的拉伸和持久性能的差异以及持久断裂行为。

采用钛合金制造航空发动机、飞机结构以及其他用途的零部件时,需要根据零件的形状设计锻件毛坯,并根据零件的技术要求选取合适的锻造和热处理参数,以获得符合设计要求的金属流线、显微组织和力学性能^[12-15]。合金在热塑性加工过程中,显微组织受变形温度、变形量等因素的影响发生复杂的变化。赵永庆等^[16]指出,钛合金的力学性能很大程度上取决于 α 相和 β 相的比例、形态、尺寸和分布,等轴组织、双态组织、网篮组织和片层组织的钛合金性能各不相同。但截至目前,鲜有关于锻造温度和变形量对 Ti65 合金组织形态及性能

影响的研究。本文对比研究了不同锻造温度 ($T_\beta-40$ °C、 $T_\beta-20$ °C、 $T_\beta+15$ °C) 和变形量 (40% 和 60%) 对 Ti65 合金显微组织和力学性能的影响,希望为制定合理的锻造工艺参数提供数据支撑。

2 实验

试验材料选用 $\Phi 300$ mm 规格的 Ti65 高温钛合金棒材,其化学成分见表 1。经过 $\alpha+\beta$ 两相区加工获得的显微组织为 70% 的初生 α 相和 30% 的 β 转变组织组成的双态组织,其中初生 α 相呈块状和等轴状,尺寸为 80~120 μm ,如图 1 所示。通过金相法测得棒材的相变点在 1043 °C 附近。

表 1 Ti65 合金棒材化学成分

Table 1 Chemical composition of Ti65 alloy bar(w/%)

Ti	Al	Mo	Zr	Sn	W
Bal.	5.86	0.49	3.59	4.24	0.80
Si	Ta	Nb	C	Fe	O
0.35	0.97	0.20	0.07	0.02	0.08
N	H	Other(each)		Other(total)	
0.01	0.002	<0.10		<0.30	

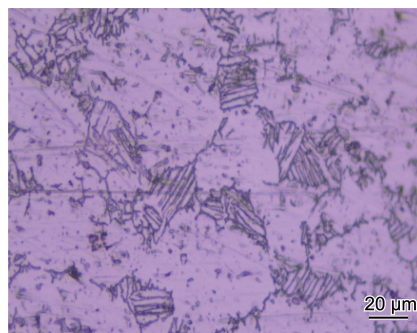


图 1 Ti65 合金棒材显微组织

Fig. 1 Microstructure of Ti65 alloy bar

采用线切割的方式在 $\Phi 300$ mm 规格棒材上切取出 6 个规格为 $\Phi 65$ mm \times 150 mm 的毛坯,按表 2 所示锻造工艺进行锻造,经过 1 次镦粗和拔长后得到 63 mm \times 63 mm \times 125 mm 尺寸的毛坯,锻后散开空冷。锻造后的毛坯均进行 $T_\beta-20$ °C 保温 120 min 后风冷+700 °C 保温 4 h 后空冷的热处理。然后切取组织观察、室温拉伸、高温拉伸、高温蠕变和高温持久的所需试样。用扫描电子显微镜 (SEM) 观察试样的组织形态,显微组织定量分析在 Image-pro Plus 6.0 图像分析软件上进行。室温拉伸和高温拉伸试样为工作区 $\Phi 5$ mm 的圆形试棒,分别按照 GB/T 228.1 和 GB/T 228.2 标准在 E45.105 电子万能试验机上测试室温拉伸性能和 650 °C 高温拉伸性能。高温蠕变试样为工

作区 $\Phi 5$ mm 的圆形试棒, 高温持久试样为工作区 $\Phi 5$ mm 的圆形光滑试棒, 按照 GB/T 2039 标准, 在 LDRD-50 电子式持久蠕变试验机上测试高温蠕变性能和高温持久性能。

表 2 锻造工艺

Table 2 Parameters of forging process

Sample	Deformation/%	Temperature/ $^{\circ}\text{C}$
B1	40	$T_{\beta}-40$
B2	60	$T_{\beta}-40$
B3	40	$T_{\beta}-20$
B4	60	$T_{\beta}-20$
B5	40	$T_{\beta}+15$
B6	60	$T_{\beta}+15$

3 结果与讨论

3.1 显微组织

图 2 显示了 B1~B6 试样 500 倍和 2000 倍的显微组织。从图 2a~2d 中可以看出, 在锻造温度 $T_{\beta}-40$ $^{\circ}\text{C}$ 经过 40% 和 60% 变形和后续热处理的 B1 和 B2 试样, 显微组织为典型的双态组织, 由约 30% 初生 α 相+ β 转变组织组成, 初生 α 相呈等轴状, 少量呈连续的块状, 尺寸约 20~60 μm 。同时 β 转变组织中析出了细小的针状次生 α 相, 厚度为 1~4 μm 。比较图 2b 和 2d 可以看出, 相比 40% 变形量, 试样经 60% 变形后的初生 α 相形态、含量和尺寸均无明显变化, 只是从 β 转变组织中析出的针状次生 α 相有所长大。与棒材的显微组织(图 1)相比, 合金在锻造变形过程中产生新的位错运动、回复和再结晶, 使组织的均匀化程度和晶粒细化程度有了大幅度提高, 合金中的初生 α 相尺寸明显减小, 试样在经过 $T_{\beta}-40$ $^{\circ}\text{C}$ 热处理后, 更多的初生 α 相转变为 β 转变组织, 初生 α 相含量比 Ti65 合金棒材有所减少。

从图 2e~2h 中可以看出, 在锻造温度 $T_{\beta}-20$ $^{\circ}\text{C}$ 经过 40% 和 60% 变形和后续热处理的 B3 和 B4 试样, 显微组织为典型的三态组织, 由 15% 初生 α 相+大量短棒状次生 α 相+少量 β 转变组织组成。相对于在 $T_{\beta}-40$ $^{\circ}\text{C}$ 锻造温度下获得的显微组织, B3 和 B4 试样初生 α 相尺寸明显减小, 同时 β 转变组织中析出了大量明显长大的短棒状次生 α 相。比较图 2f 和 2h 可以看出, 相比 40% 变形量获得的显微组织, 试样经 60% 变形后的初生 α 相尺寸明显减小, 等轴化程度更高, 短棒状次生 α 相厚度明显大于 40% 变形的。与双态组织相比, 三态组织的形态和相的含量发生了较大变化, 初生 α 相的尺寸明显减小, 组织细化程度更高, 初生 α 相含量的减少和次生 α 相的大

量析出和长大, 使组织中的晶界更为曲折, 对合金的强度和塑性产生影响。

从图 2i~2l 中可以看出, 在锻造温度 $T_{\beta}+15$ $^{\circ}\text{C}$ 经过 40% 和 60% 变形和后续热处理的 B5 和 B6 试样, 获得由条状次生 α 相和 β 相交叉编织成的网篮组织, 初生 α 相完全转变消失, 晶界得到了充分破碎。从图 2j 和 2l 中可以看出, 相比 40% 变形量获得的显微组织, 试样经 60% 变形后较长的条状次生 α 相被破碎成较短的条状次生 α 相, 且片层厚度有所减小, 经过 40% 变形后条状次生 α 相厚

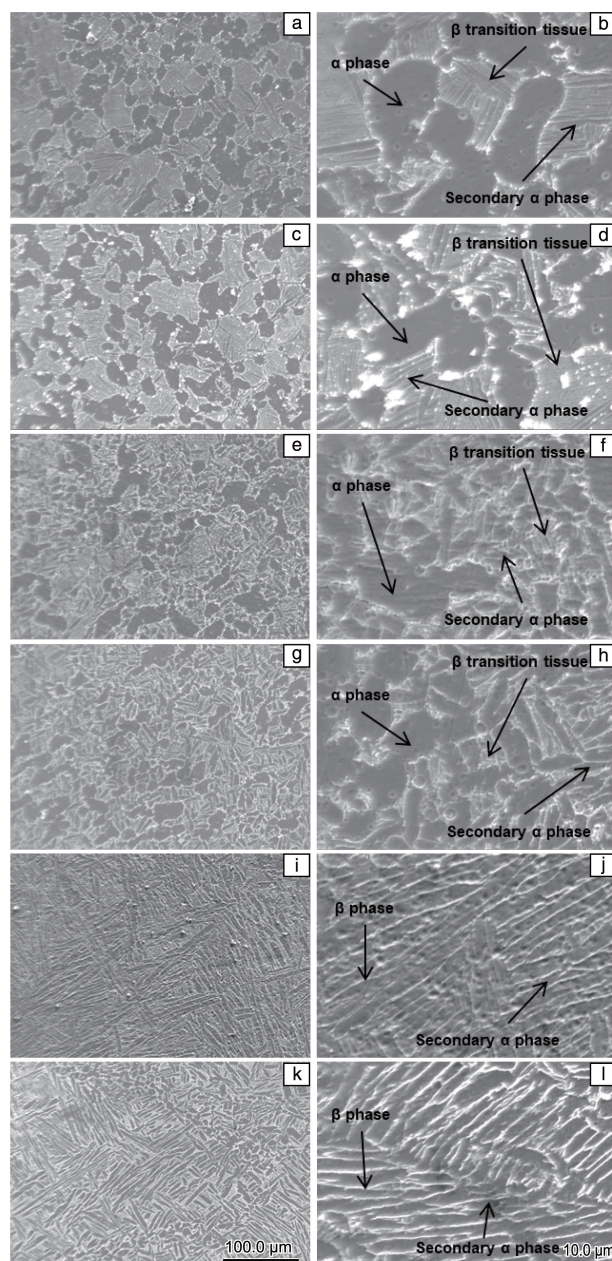


图 2 B1~B6 试样的显微组织: (a, b) B1; (c, d) B2; (e, f) B3; (g, h) B4; (i, j) B5; (k, l) B6

Fig. 2 Microstructure of sample B1~B6: (a, b) B1; (c, d) B2; (e, f) B3; (g, h) B4; (i, j) B5; (k, l) B6

度在 5~11 μm , 而经过 60% 变形的条状次生 α 相厚度在 5~7 μm 。网篮组织的形态完全不同于双态组织和三态组织, 条状次生 α 相的平直晶界可以使合金抵抗断裂的能力更强^[17]。

3.2 室温拉伸性能

表 3 为 B1~B6 试样的室温拉伸性能, 图 3 为 6 个试样室温拉伸性能比较曲线。可以看出, B2 试样的抗拉强度最高, 为 1055 MPa, 但延伸率最低, 为 10%; B1 试样的延伸率最高, 为 15.5%, 且明显高于其他试样; B3 试样的抗拉强度最低, 为 1014 MPa; B5 试样的屈服强度和断面收缩率最低。同时可以得出, 双态组织的 B1 试样的强塑性匹配最好。由表 3 和图 3 可以看出, 变形量对具有不同显微组织的锻件的室温拉伸强度影响都比较小, 相比较而言, 对双态组织的塑性影响最大。且在同一变形温度下, 抗拉强度和屈服强度均随着变形量的增加而升高, B1、B2 试样和 B3、B4 试样的塑性随着变形量的增加而降低, 而 B5、B6 试样的塑性随着变形量的增加没有明显变化。

合金经不同的变形量锻造后, 晶粒的细化程度不同, 60% 的变形量相比 40% 的变形量, 可以使晶粒细化得更充分, 形成的位错密度更高, 在拉伸时发生滑移更困难, 通过细晶强化作用提高了合金的强度。霍尔-佩奇 (Hall-

表 3 室温拉伸性能

Table 3 Room temperature tensile properties

Sample	R_m/MPa	$R_{p0.2}/\text{MPa}$	$A/\%$	$Z/\%$
B1	1038	931	15.5	30.5
B2	1055	948	10.0	21.0
B3	1014	906	12.3	31.2
B4	1030	914	10.8	27.0
B5	1023	904	12.0	20.0
B6	1029	913	12.0	20.5

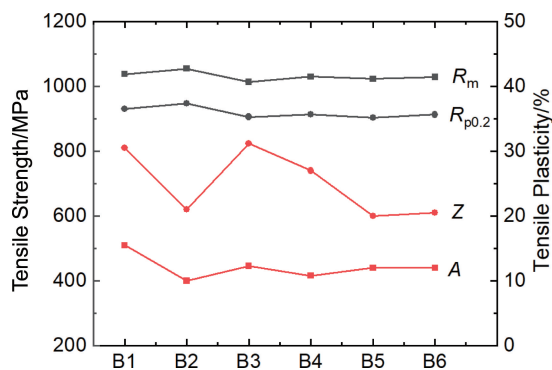


图 3 室温拉伸性能比较

Fig. 3 Comparison of room temperature tensile properties

Petch) 公式 $\sigma_s = \sigma_0 + kd^{-1/2}$ 说明了合金的屈服强度与晶粒尺寸间的关系, 式中: σ_0 为一常数, 大体相当于单晶体的屈服强度; d 为多晶体的平均晶粒尺寸; k 为表征晶界对强度影响程度的常数, 与晶界结构有关。可以看出, 合金的屈服强度随着晶粒细化程度的提高而提高^[18]。细晶作用在提高材料强度的同时, 也改善了材料的塑性和韧性, 晶粒越细, 在一定体积内的晶粒数目越多, 则在同样的变形量下, 变形分散在更多的晶粒内进行, 变形比较均匀, 且每个晶粒中塞积的位错上因应力集中引起的开裂机会越少, 有可能在断裂之前承受较大的变形量, 即表现出较高的塑性^[18]。细晶粒金属中, 裂纹不易萌生 (应力集中小), 也不易传播 (晶界曲折多), 因而在断裂过程中吸收了更多的能量, 表现出较高的韧性。因此, 合金的抗拉强度和屈服强度随着变形量的增加而升高。

B1 和 B2 试样的双态组织中初生 α 相含量约 30%, B3、B4 试样的三态组织中仅有 15% 的初生 α 相, B5、B6 试样的网篮组织中没有初生 α 相, α 相和 β 相的界面对位错滑移有阻碍作用, 并且这种阻碍作用随着 α 相的增多而增大。相对于体心立方晶格结构的 β 相, 密排六方晶格结构的 α 相更难产生滑移; 相对于短棒状和条状次生 α 相, 针状次生 α 相更难产生滑移。在相变点以下锻造的 B1、B2、B3、B4 试样, 较大的变形量产生了更多的变形热, 从图 2 中可以看出, 60% 变形量下的次生 α 相宽度大于 40% 变形量下的次生 α 相宽度, 从而影响合金的塑性; 而在相变点以上锻造时, 合金的原始组织在加热时转变为 β 相, 晶粒在高温下快速长大, 经过锻造后转变为条状次生 α 相和 β 相交叉编织成的网篮组织, 当变形量较大时, 一部分条状次生 α 相破碎转变为等轴 α 相, 从而使塑性产生变化。因此, 通过调整变形量和变形温度来调控 Ti65 合金显微组织的均匀性、细化程度以及形态, 可以调控合金的室温拉伸性能。

3.3 高温拉伸性能

表 4 为 B1~B6 试样的 650 $^{\circ}\text{C}$ 高温拉伸性能, 图 4 为 650 $^{\circ}\text{C}$ 高温拉伸性能比较图。可以看出, B2 试样的高温抗拉强度和延伸率最高, 其抗拉强度为 604 MPa, 延伸率为 25.8%; B3 试样的抗拉强度和屈服强度最低; 而 B5 和 B6 试样的延伸率和断面收缩率相当, 均最低。以上可以得出, B2 试样在高温下的强塑性匹配最好。对比表 3 和表 4 可以看出, 650 $^{\circ}\text{C}$ 高温抗拉强度相比室温抗拉强度出现大幅度下降, 但拉伸塑性显著提高。由表 4 和图 4 可以看出, B1 与 B2 试样抗拉强度相差 36 MPa, B3 与 B4 试样抗拉强度相差 27 MPa, B5 与 B6 试样抗拉强度相差 2 MPa, 表明变形量对不同组织形态的 Ti65 合金的高温拉伸性能影响程度不同, 对双态组织和三态组织

的抗拉强度影响较大, 对网篮组织的抗拉强度影响很小, 且抗拉强度和屈服强度随着变形量的增加而提高, B1、B2、B3 和 B4 试样的塑性明显高于 B5 和 B6 试样。

表 4 650 °C 高温拉伸性能

Table 4 Tensile properties at 650 °C

Sample	R_m /MPa	$R_{p0.2}$ /MPa	A /%	Z /%
B1	568	486	24.0	59.5
B2	604	506	25.8	53.5
B3	535	454	23.8	55.5
B4	562	478	23.3	57.0
B5	588	488	15.5	30.0
B6	590	489	15.5	32.5

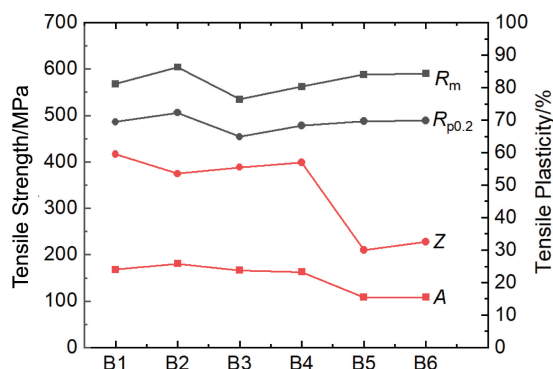


图 4 650 °C 高温拉伸性能对比

Fig. 4 Comparison of tensile properties at 650 °C

相比室温条件, 合金在高温条件下的位错运动速度加快, 部分位错因滑移、攀移等而抵消, 使滑移阻力降低, 从而使高温抗拉强度下降、塑性提高^[19]。高温条件下变形量对抗拉强度的影响与室温条件下的相关影响机理相同, 通过增加位错密度和细晶强化作用来提高合金的抗拉强度。因此, 通过调控变形量和变形温度来调控 Ti65 合金显微组织的均匀性、细化程度以及形态, 可以调控合金在 650 °C 下的高温拉伸性能。

3.4 高温蠕变性能

表 5 为 B1~B6 试样的 650 °C 高温蠕变性能, 图 5 为 650 °C 高温蠕变性能比较图, 蠕变残余应变反映了合金的蠕变抗性。可以看出, 在试验应力 100 MPa、蠕变应变时间 100 h 下, B2 试样的残余变形量最大, 为 0.282%, 蠕变抗性最差; B4 试样的残余变形量最小, 为 0.187%, 蠕变抗性最好; B2 试样的总应变最大, 为 0.418%, B4 试样的总应变最小, 为 0.306%; B1 试样的弹性应变最大, 为 0.141%, B5 试样的弹性应变最小, 为 0.109%。从表 5 可以看出, 变形量对不同组织形态的 Ti65 合金 650 °C 高温蠕变性能的影响程度和规律不同,

B1 与 B2 试样残余应变相差 0.028%, B3 与 B4 试样残余应变相差 0.052%, B5 与 B6 试样残余应变相差 0.015%, 表明变形量对三态组织的蠕变残余应变影响最大, 对网篮组织的蠕变残余应变影响最小; 对于双态组织, 残余应变随着变形量的增加而增加, 对于三态组织和网篮组织, 残余应变随着变形量的增加而减小。

表 5 650 °C 高温蠕变性能

Table 5 650 °C creep strain and steady-state creep rates

Sample	Total strain/%	Elastic strain/%	Residual strain/%	Stable creep rate/ ($\times 10^{-5}$ mm/h)
B1	0.395	0.141	0.254	6.08
B2	0.418	0.137	0.282	4.87
B3	0.370	0.131	0.239	5.49
B4	0.306	0.119	0.187	3.94
B5	0.333	0.109	0.225	5.25
B6	0.327	0.117	0.210	4.18

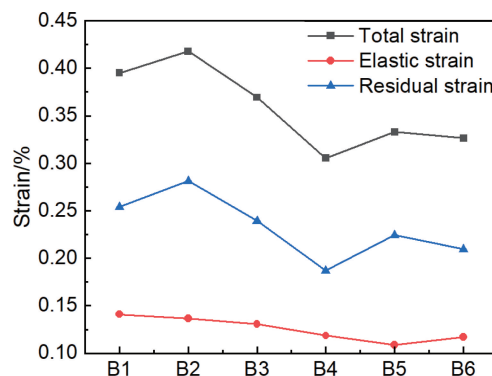


图 5 650 °C 高温蠕变性能比较

Fig. 5 Comparison of 650 °C creep properties

按照蠕变速率的变化情况, 可将蠕变过程分为 3 个阶段, 即减速蠕变阶段、恒速蠕变阶段(又称稳定蠕变阶段)、加速蠕变阶段。在减速蠕变阶段, 蠕变速率随着时间的增加而减小, 蠕变不稳定; 在恒速蠕变阶段, 蠕变速率随着时间的增加保持不变, 进入稳定蠕变阶段; 在加速蠕变阶段, 蠕变速率随着时间的增加而增大。图 6 为试样蠕变曲线, 以 B2 试样为例, 合金出现了减速蠕变阶段和恒速蠕变阶段, 由于实验应力很小, 未出现加速蠕变阶段。取恒速蠕变阶段 40~100 h 的蠕变数据, 根据文献[20]中的蠕变速率计算公式 $v = \Delta l / (l_0 \times \tau)$ 计算恒速蠕变阶段的蠕变速率, 式中 v 为蠕变速率, Δl 为恒速蠕变阶段时间 τ 内产生的总伸长, l_0 为试样的标距 (25 mm), 计算出的恒速蠕变速率如表 5 所示。各试样的平均恒速蠕变速率在 $3.94 \times 10^{-5} \sim 6.08 \times 10^{-5}$ mm/h 之间, 不同组织形态的试样在恒速蠕变阶段的蠕变速率不

同。图 7 对比了试样在恒速蠕变阶段的蠕变速率,可以看出, B1 试样的蠕变速率最高, 为 6.08×10^{-5} mm/h, B4 试样的蠕变速率最低, 为 3.94×10^{-5} mm/h。同为双态组织的 B1 和 B2 试样, 平均蠕变速率相差 1.21×10^{-5} mm/h; 同为三态组织的 B3 和 B4 试样, 平均蠕变速率相差 1.55×10^{-5} mm/h; 同为网篮组织的 B5 和 B6 试样, 平均蠕变速率相差 1.07×10^{-5} mm/h, 说明变形量对不同组织形态的蠕变速率的影响程度不同, 对三态组织的蠕变速率影响最大, 对网篮组织的蠕变速率影响最小。变形量对不同组织形态的 Ti65 合金蠕变速率的影响规律是相同的, 蠕变速率随着变形量的增加而减小。

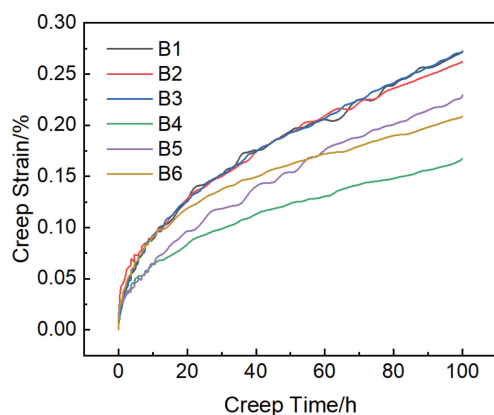


图 6 试样 650 °C 高温蠕变曲线

Fig. 6 Creep curve of samples at 650 °C

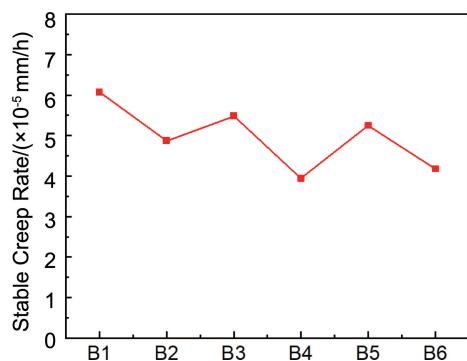


图 7 稳定蠕变速率对比

Fig. 7 Comparison of stable creep rate

Ti65 合金在高温长期载荷作用下发生位错运动和滑移, 蠕变抗性受显微组织形态的影响很大。通过对比分析 B1~B6 试样的显微组织形态和蠕变性能可以发现, 初生 α 相的含量和次生 α 相的尺寸是影响合金蠕变性能的主要因素, 初生 α 相由于界面多, 蠕变抗性较差, 条状次生 α 相由于界面少, 蠕变抗性较好^[21]。相比而言, B1 和 B2 试样中的初生 α 相含量最高, 次生 α 相呈针状且厚度很小, 抵抗蠕变变形的能力最低; B3 和 B4 试样中的初生 α 相含量较低, 次生 α 相大部分呈短棒状, 少量

呈针状, 抵抗蠕变变形的能力比 B1 和 B2 试样有所提高; B5 和 B6 试样中的初生 α 相完全消失, 转变为条状次生 α 相编织成的网篮组织, 抵抗蠕变变形的能力更好。在双态组织和三态组织中, 蠕变抗性随着初生 α 相含量的减少而提高, 随着次生 α 相的长大而提高; 在网篮组织中, 蠕变抗性随着次生 α 相尺寸的减小而提高。因此, 网篮组织的蠕变抗性最优, 双态组织的蠕变抗性最差。

3.5 高温持久性能

表 6 为 B1~B6 试样的 650 °C 高温持久性能, 图 8 为 650 °C 高温持久性能对比。可以看出, 在 240 MPa 试验应力下, B6 试样的高温持久性能最好, 为 150.28 h, B1 试样的高温持久性能最差, 为 77.77 h; 网篮组织的持久性能明显高于其他组织, 三态组织的持久性能优于双态组织; 变形量对双态组织和三态组织的持久性能影响较小, 对网篮组织的持久性能影响较大。对比图 8 的延伸率和断面收缩率可以看出, 在 240 MPa 试验应力下, B1、B2、B3、B4、B5 试样的延伸率接近, B2 试样的延伸率最高, 为 49.3%, 而 B6 试样的延伸率最低, 为 32.8%。综上所述, B6 试样表现出高持久性能、低延伸率、高断面收缩率, 说明 B6 试样虽然具有较高的持久性能, 但长时间在高温条件下表现出了较大的蠕变脆性。

持久性能本质上是蠕变性能的延续, 随着蠕变实验时间的推移, 合金在应力作用下必然断裂, 也就是蠕变达到加速阶段直到断裂的过程。因此, 持久性能受组织形态影响的机理和规律与蠕变性能相同, 主要影响因素是初生 α 相的含量和次生 α 相的尺寸, 大量条状次生 α 相可以阻碍位错滑移和攀移, 从而提高合金的持久性能^[22]。因此, 网篮组织的持久性能最优, 双态组织最差。

表 6 650 °C 高温持久性能

Table 6 650 °C creep rupture properties

Sample	τ /h	A /%	Z /%
B1	77.77	48.8	69.5
B2	79.55	49.3	58.0
B3	98.77	46.0	65.0
B4	92.81	46.8	77.5
B5	133.40	47.3	73.5
B6	150.28	32.8	73.0

4 结 论

(1) Ti65 合金在锻造温度为 $T_{\beta}-40$ °C 变形时, 得到 30% 初生 α 相+ β 转变组织组成的双态组织, 经 60% 变形

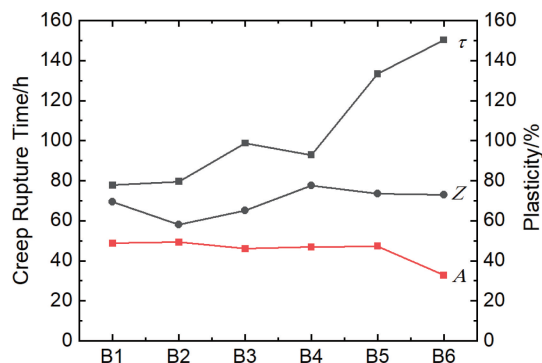


图 8 650 °C 高温持久性能对比

Fig. 8 Comparison of 650 °C creep rupture properties

时析出的针状次生 α 相比 40% 变形量下的有所长大。合金在锻造温度为 $T_\beta - 20$ °C 变形时, 得到 15% 初生 α 相 + 大量短棒状次生 α 相 + 少量 β 转变组织组成的三态组织, 经 60% 变形时的初生 α 相尺寸比 40% 变形量下的尺寸明显减小, 短棒状次生 α 相厚度明显加大。合金在锻造温度为 $T_\beta + 15$ °C 变形时, 得到条状次生 α 相和 β 相交叉编织成的网篮组织, 相比 40% 的变形量, 经 60% 变形后的条状次生 α 相破碎成短棒状次生 α 相, 厚度有所减小。

(2) Ti65 合金的室温抗拉强度和屈服强度随着变形量的增加而升高。在锻造温度为 $T_\beta - 40$ °C、变形量为 40% 时, 获得了室温下的最佳强塑性匹配, 双态组织的强塑性优于三态组织, 三态组织优于网篮组织。合金的 650 °C 高温抗拉强度和屈服强度随着变形量的增加而升高, 在锻造温度为 $T_\beta - 40$ °C、变形量为 60% 时, 其强塑性匹配最好。

(3) 变形量对不同组织形态 Ti65 合金的 650 °C 高温蠕变性能和持久性能的影响程度和规律不同。双态组织的蠕变残余应变随着变形量的增加而增加, 三态组织和网篮组织的蠕变残余应变随着变形量的增加而减小。双态组织和网篮组织的持久性能随着变形量的增加略有提高, 三态组织的持久性能随着变形量的增加出现下降。网篮组织的蠕变抗性和持久性能优于其他组织, 三态组织的蠕变抗性和持久性能优于双态组织。

参考文献 References

- [1] 张喜燕, 赵永庆, 白晨光. 钛合金及应用[M]. 北京: 化学工业出版社, 2005: 4.
ZHANG X Y, ZHAO Y Q, BAI C G. Titanium Alloy and Applications [M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2005: 4.
- [2] 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.
- [3] 王宝善, 贾蔚菊, 渠维猛, 等. 钛工业进展[J], 2011, 28(1):

8-11.

WANG B S, JIA W J, QU W M, *et al.* Titanium Industry Progress [J], 2011, 28(1): 8-11.

- [4] 刘莹莹, 陈子勇, 金头男, 等. 材料导报[J], 2018, 32(6): 1863-1883.
LIU Y Y, CHEN Z Y, JIN T N, *et al.* Materials Reports[J], 2018, 32(6): 1863-1883.
- [5] 王清江, 刘建荣, 杨锐. 航空材料学报[J], 2014, 34(4): 1-26.
WANG Q J, LIU J R, YANG R. Journal of Aeronautical Materials [J], 2014, 34(4): 1-26.
- [6] 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.
- [7] ZHAO D, FAN J K, ZHANG Z X, *et al.* Materials[J], 2020, 13: 2466.
- [8] 岳颖. Ti65 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, 2019.
YUE K. Study on Microstructure and Key High Temperature Mechanical Properties of Ti65 Alloy[D]. Hefei: University of Science and Technology of China, 2019.
- [9] 谭海兵, 臧健, 梁弼宁, 等. 材料研究学报[J], 2023, 37(12): 881-888.
TAN H B, ZANG J, LIANG B N, *et al.* Chinese Journal of Materials Research[J], 2023, 37(12): 881-888.
- [10] 李萍, 许海峰, 孟森, 等. 塑性工程学报[J], 2024, 31(2): 120-128.
LI P, XU H F, MENG M, *et al.* Journal of Plasticity Engineering [J], 2024, 31(2): 120-128.
- [11] 邓雨亭, 王旭, 刘英飒, 等. 钛工业进展[J], 2024, 41(3): 1-8.
DENG Y T, WANG X, LIU Y S, *et al.* Titanium Industry Progress [J], 2024, 41(3): 1-8.
- [12] 翟江波, 张国伟, 舒睿昶. 热加工工艺[J], 2021, 50(11): 100-103.
ZHAI J B, ZHANG G W, SHU R C. Hot Working Technology[J], 2021, 50(11): 100-103.
- [13] 王鸿川, 程军, 盖晋阳, 等. 热加工工艺[J], 2024, 53(2): 17-23.
WANG H C, CHENG J, GAI J Y, *et al.* Hot Working Technology [J], 2024, 53(2): 17-23.
- [14] 张浩宇, 王川, 刘丹, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2022, 51(6): 2137-2143.
ZHANG H Y, WANG C, LIU D, *et al.* Rare Metal Materials and Engineering[J], 2022, 51(6): 2137-2143.
- [15] 刘知多, 张浩宇, 周舸, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2023, 52(2): 658-666.
LIU Z D, ZHANG H Y, ZHOU K, *et al.* Rare Metal Materials and Engineering[J], 2023, 52(2): 658-666.

- [16] 赵永庆, 陈永楠, 张学敏, 等. 钛合金相变及热处理[M]. 长沙: 中南大学出版社, 2012.
- ZHAO Y Q, CHEN Y N, ZHANG X M, *et al.* Phase Transformation and Heat Treatment of Titanium Alloys [M]. Changsha: Central South University Press, 2012.
- [17] 李森泉, 李宏, 罗皎. 钛合金精密锻造[M]. 北京: 科学出版社, 2016.
- LI M Q, LI H, LUO J. Titanium Alloy Precision Forging[M]. Beijing: China Science Press, 2016.
- [18] 刘智恩. 材料科学基础[M]. 西安: 西北工业大学出版社, 2019.
- LIU Z E. Materials Science[M]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University Press, 2019.
- [19] 谢洪志, 刘广鑫, 彭皓云, 等. 兵器材料科学与工程[J], 2022, 45(2): 26–29.
- XIE H Z, LIU G X, PENG H Y, *et al.* Ordnance Material Science and Engineering[J], 2022, 45(2): 26–29.
- [20] 中国航发北京航空材料研究院. 航空材料力学性能检测[M]. 北京: 机械工业出版社, 2017.
- AECC Beijing Institute of Aeronautical Material. Mechanical Property Testing of Aeronautical Materials [M]. Beijing: China Machine Press, 2017.
- [21] 岳颖, 刘建荣, 杨锐, 等. 材料研究学报[J], 2020, 34(2): 151–160.
- YUE K, LIU J R, YANG R, *et al.* Chinese Journal of Materials Research[J], 2020, 34(2): 151–160.
- [22] 孙昊, 刘征, 赵子博, 等. 钛工业进展[J], 2020, 37(1): 22–26.
- SUN H, LIU Z, ZHAO Z B, *et al.* Titanium Industry Progress[J], 2020, 37(1): 22–26.

(编辑 惠 琼)