

Ti65 合金饼坯锻件持久性能及位错演变规律研究

邓雨亭, 王旭, 刘英飒, 刘晶南, 周毅

(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: 采用光学显微镜、电子背散射衍射和透射电子显微镜等研究了大厚截面的 Ti65 合金饼坯锻件力学性能以及在 650 °C/240 MPa 条件下不同位置和同一位置不同持久时间停机后的位错演变规律。结果表明: 大厚截面的锻件从边缘到心部的拉伸和持久性能存在较大差异, 当距表面距离从 0 mm 增加至 30 mm (锻件厚度的 1/4) 时, 室温和 650 °C 抗拉强度分别从 1203 MPa 和 704 MPa 降低至 1081 MPa 和 652 MPa, 持久断裂时间从 66 h 提升到 161 h; 当距表面距离从 30 mm 增加至 60 mm (锻件厚度的 1/2) 时, 抗拉强度和持久性能基本保持不变。从持久初期至持久后期, 可以发现等轴 α 相与片状 α 相中的位错密度均显著升高, 高密度的位错主要集中于片状 α 相界面处。大应力持久条件下位错可以直接穿过硅化物, 厚片层 α 相内部弥散分布的 α_2 相有利于持久性能的提升。

关键词: Ti65 合金; 饼坯; 持久性能; 位错演变

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1009-9964(2024)03-001-08

Study on Dislocation Evolution and Stress Rupture Properties of Ti65 Alloy Billet Forging

Deng Yuting, Wang Xu, Liu Yingsa, Liu Jingnan, Zhou Yi

(Aviation Key Laboratory of Science and Technology on Advanced Titanium Alloys,

AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

Abstract: The optical microscope, electron backscattered diffraction and transmission electron microscopy were employed to investigate the mechanical properties and dislocation evolution under stress rupture test (650 °C/240 MPa) of Ti65 alloy billet forging with large thick section. The results indicate that the tensile and stress rupture properties of the forging with large thick section are highly dispersed from the edge to the center. As the distance from the surface increases from 0 mm to 30 mm (1/4 of forging thickness), the room temperature and 650 °C tensile strengths of Ti65 alloy billet forging decrease from 1203 MPa to 1081 MPa and 704 MPa to 652 MPa respectively, the stress rupture time increases from 66 h to 161 h. As the distance increases from 30 mm to 60 mm (1/2 of forging thickness), the tensile strength and stress rupture properties remain unchanged. From the initial stage of persistence to the later stage of stress rupture, the dislocation density of equiaxed α phase and lamellar α phase both significantly increases, and high-density dislocations are mainly concentrated in the interface of lamellar α phase. Under high stress conditions, dislocations can directly penetrate the silicide, thick lamellar α phase internally dispersed distribution of α_2 phase is beneficial for stress rupture properties.

Keywords: Ti65 alloy; billet; stress rupture properties; dislocation evolution

650 °C高温钛合金主要作为下一代航空发动机转子(例如整体叶盘、鼓筒、机匣等零部件用重要材料)、金属基复合材料基体以及高超声速飞行器热防护用高温短时结构件等。国内外许多学者针对 650 °C 使用的高温钛

合金进行了探索性研究, Wang 等人^[1]研发了一种含稀土元素 Er 的高热稳定性和蠕变性的高温钛合金, Narayana 等人^[2]研发了一种含 Hf 和 B 元素的高强度高钛合金。Ti65 合金是国内科研院所在 600 °C 钛合金的基础上联合研制的一种 Ti-Al-Sn-Zr-Mo-Nb-Ta-W-Si-C 系近 α 型钛合金, 设计使用温度为 600~650 °C。Ti65 合金具有适中的工艺塑性, 可采用锻、轧、冲等传统手段成形。该合金

收稿日期: 2024-04-22

基金项目: 国家科技重大专项项目 (J2019-VI-0012-0126)

通信作者: 邓雨亭 (1993—), 男, 工程师。

的推荐热加工和热处理温度均处于两相区，目标组织为双态组织。为兼顾合金的综合性能，如室温塑性、高温持久性和蠕变性能，一般将初生等轴 α 相控制在 5%~25% 之间^[3-6]。随着航空工业的发展，新一代航空发动机呈现风扇和压气机盘级数减少、转速增加、高温段前移、结构整体化的发展特征^[7]。然而，对于 Ti65 合金大型复杂整体叶盘类锻件，兼顾其不同厚度位置持久、蠕变和低周疲劳等性能的难度极大，即锻件组织和性能一致性的控制难度非常高。

金属零部件会在高温下长期承受小于屈服强度的应力而产生缓慢连续的塑性变形，最终在时间、应力和温度等多因素的影响下导致脆性断裂，严重影响合金的服役性能。国内外学者对高温钛合金蠕变、持久行为的影响因素进行了较为系统的研究，发现蠕变温度、应力、时间都会对蠕变、持久性能产生一定的影响。Zhang 等人^[8-9]对热轧 Ti65 合金板材拉伸-蠕变行为和热变形中的孪晶组织等进行了研究，为板材织构和各向异性在工程上的应用提供了基础指导。Evans 等人^[10]对 IMI834 钛合金在 575 °C 下的蠕变行为进行了研究，发现破坏机制为形成于 α/β 界面和 β/β 界面的空洞形核、长大；Souni 等人^[11-13]研究了钛合金初级蠕变速率与温度、应力的关系，认为初级蠕变由攀移控制的位错运动主导；研究了杂质元素、应力及温度对初级蠕变变形的影响，发现蠕变变形是扩展控制的位错攀移过程。周义刚等人^[14-16]指出，不同类型显微组织具有不同的蠕变机制，条状 α 相比等轴 α 相有更好的抗持久蠕变能力；空洞在各种相界面上形成、长大，其在高温持久蠕变断裂中扮演重要角色。与网篮组织的集束间界面相比，晶界 α 相与基体之间的界面更易滑动和产生蠕变空洞，表现出网篮组织合金有更低的蠕变速度以及更长的持久寿命。但截至目前，鲜有关于温度达到 650 °C 水平时钛合金大应力持久性能的研究。鉴于大厚截面的 Ti65 合金锻件持久性能分散性较大，分析了锻件不同位置和同一位置不同持久时间停机后的显微组织和位错演变规律，阐述了组织与持久性能的关系，以期为大尺寸整体叶盘锻件性能一致性的调控处理提供技术基础。

1 实验

选取 $\phi 250$ mm 的 Ti65 合金棒材，经 $\alpha+\beta$ 两相区制坯及 1 火模锻后，得到直径 650 mm、厚度 120 mm 的饼坯锻件。对饼坯锻件进行两相区固溶+时效热处理，热处理制度为 1015 °C/2 h/OQ+700 °C/5 h/AC。采用线切割方式沿着饼坯锻件径向分别切取 M12 的棒状标准拉伸试样和持久试样，平行段尺寸为 $\phi 5$ mm \times 25 mm。分别按照 GB/T 228.1—2021 和 GB/T 228.2—2015 标准进行室温和高温拉伸性能测试；按照 GB/T 2039—2012

标准进行持久性能测试，测试条件为 650 °C/240 MPa。

为研究锻件厚度对持久性能的影响，从距离锻件表面 10、20、30、40、50、60 mm 处分别切取 6 个 $\phi 10$ mm \times 10 mm 的圆柱和 12 个 $\phi 3$ mm 的圆片，用于显微组织观察，观察面与持久应力加载方向平行。为研究持久试样的位错演变规律，在锻件心部取持久试样若干，进行 650 °C/240 MPa 的持久加载试验，将持久时间分别为 25、50、75、100、125 h 的试样（未发生断裂）沿纵向切开，在平行段中心分别切取 10 mm \times 4 mm 的方形和 $\phi 3$ mm 的圆片试样用于局部取向差分析和位错演变的组织观察，观察面与持久应力加载方向平行。

金相试样经过砂纸粗磨、精磨和机械抛光后，采用 Kroll 腐蚀液浸蚀，腐蚀液为 HF、HNO₃、H₂O 按体积比 5:10:85 配制。电子背散射衍射（EBSD）试样经过砂纸粗磨、精磨和机械抛光后，采用电解抛光，抛光液为高氯酸、正丁醇、甲醇按体积比 10:30:60 配制。透射电镜（TEM）试样首先粗磨至厚度 50 μ m，然后在 Gatan 695 离子减薄仪上进行减薄处理。采用 Leica DMI 3000M 型卧式金相显微镜和 Tecnai G20 透射电镜进行组织观察。用配备 Hikar'i XP 探头的 JSM 7900F 扫描电子显微镜（SEM）进行 EBSD 分析，测试扫描步长为 0.5 μ m，利用 OIM 软件进行数据采集和处理。

2 结果与分析

2.1 锻件厚度对力学性能的影响

图 1 为 Ti65 合金饼坯锻件厚度方向的力学性能变化曲线。由图 1 可以看出，从锻件边缘到心部的室温、高温拉伸性能和持久性能均存在一定的差异。随着距表面距离从 0 mm 增加至 30 mm（锻件厚度的 1/4）时，锻件的室温和高温抗拉强度分别从 1203 MPa 和 704 MPa 降低至 1081 MPa 和 652 MPa，而在 650 °C/240 MPa 条件下的持久断裂时间从 66 h 提升到 161 h；随着距从表面

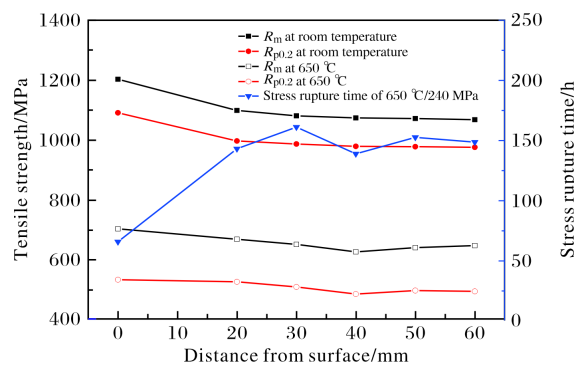


图 1 Ti65 合金饼坯锻件厚度方向的力学性能曲线
Fig.1 Curves of mechanical properties in thickness direction of Ti65 alloy billet forging

30 mm 增加至 60 mm (锻件厚度的 1/2) 时, 锻件的抗拉强度和持久性能基本保持不变。力学性能测试结果表明, 锻件厚度方向性能的分散性较大, 因此后续将通过对锻件不同位置 and 不同持久时间停机后的显微组织进行分析, 阐述组织与持久性能的关系。

2.2 锻件厚度方向显微组织的分布规律

图 2 为 Ti65 合金饼坯锻件不同厚度位置的显微组织。从图 2a 可以看出, 等轴初生 α 相 (α_p) 呈椭球状, 尺寸在 5~15 μm 之间; α_p 边缘较为光滑, 存在少量尺寸较大的 α_p ; β 转变组织呈交叉排布的细密针状结构。随着观察位置逐渐远离表面区域, 在 20~40 mm 处, 如图

2b~2d 所示, α_p 的尺寸和体积分数略有增加, 球化程度略低于表面处, 边缘的光滑程度也略有降低, 形状更加不规则; β 转变组织由针状组织转变为可分辨的板条 α 相, 平行排布的板条 α 相构成 α 相集束, 且 α 相集束尺寸均随着距表面距离的增加而增大; 在原始 β 晶界处可以观察到粗化的 α 相, 并且晶界 α 相的厚度大于晶内板条 α 相。当观察面接近或达到锻件心部时, 如图 2e~2f 所示, α_p 的尺寸继续略有增加, 平均约为 20 μm ; α_p 与晶界 α 相有连接并长大的趋势, β 转变组织中的板条 α 相进一步粗化, 板条平均厚度约 1~3 μm ; 晶内板条 α 相与晶界 α 相的厚度接近。

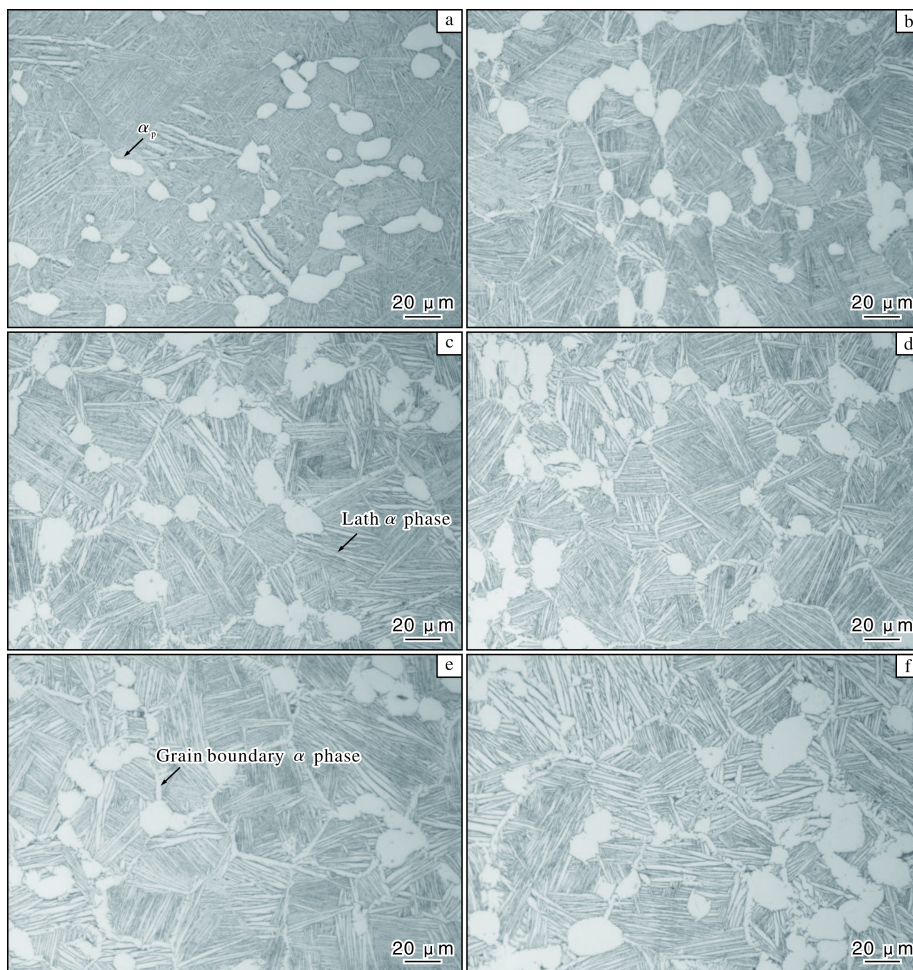


图 2 Ti65 合金饼坯锻件不同厚度位置的显微组织

Fig.2 Microstructures of Ti65 alloy billet forging at different thickness positions: (a) distance from surface of 0 mm; (b) distance from surface of 20 mm; (c) distance from surface of 30 mm; (d) distance from surface of 40 mm; (e) distance from surface of 50 mm; (f) distance from surface of 60 mm

Ti65 合金是一种复杂组元的近 α 型高温钛合金, 其组织性能对热处理工艺比较敏感, 大尺寸锻件经固溶时效处理后不同部位的显微组织差异明显, 力学性能一致性较差, 淬透性通过影响 α 片层厚度导致了锻件室温和高温拉伸性能的分散性。相较于锻件表面, 近表面和心

部区域冷却速率降低, β 转变组织中形成网篮状交叉排布的板条 α 相。 β 相从高温经连续冷却发生 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变, α 相从 β 相基体中析出, 通常根据位置的不同, 将 α 相分为晶界 α 相和晶内的板条状 α 相, 由于冷却速率较低, α 相优先在原始 β 晶界处形核并长大, 晶界 α 相具有很

强的变体选择, 通常仅具有单一的晶体学取向^[17-19], 且晶界 α 相的生长速率快, 因此形成了如图 2e~2f 所示的厚度相同的晶内板条 α 相与晶界 α 相。

2.3 持久过程中位错演变规律和显微组织分析

图 3 为在 650 °C/240 MPa 条件下 Ti65 合金饼坯锻件心部位置试样经过不同时间持久后的局部取向差

图。当持久时间从 25 h 增加至 75 h 时, 局部取向差图无明显变化, 高密度的位错主要集中于 β 转变组织中的片状 α 相, 而 α_p 中的位错密度较低, 见图 3a~3c; 当持久时间从 75 h 增加至 100~125 h 时, α_p 与片状 α 相中的位错密度均显著升高, 且高密度位错主要集中于片状 α 相界面处, 见图 3d~3e。

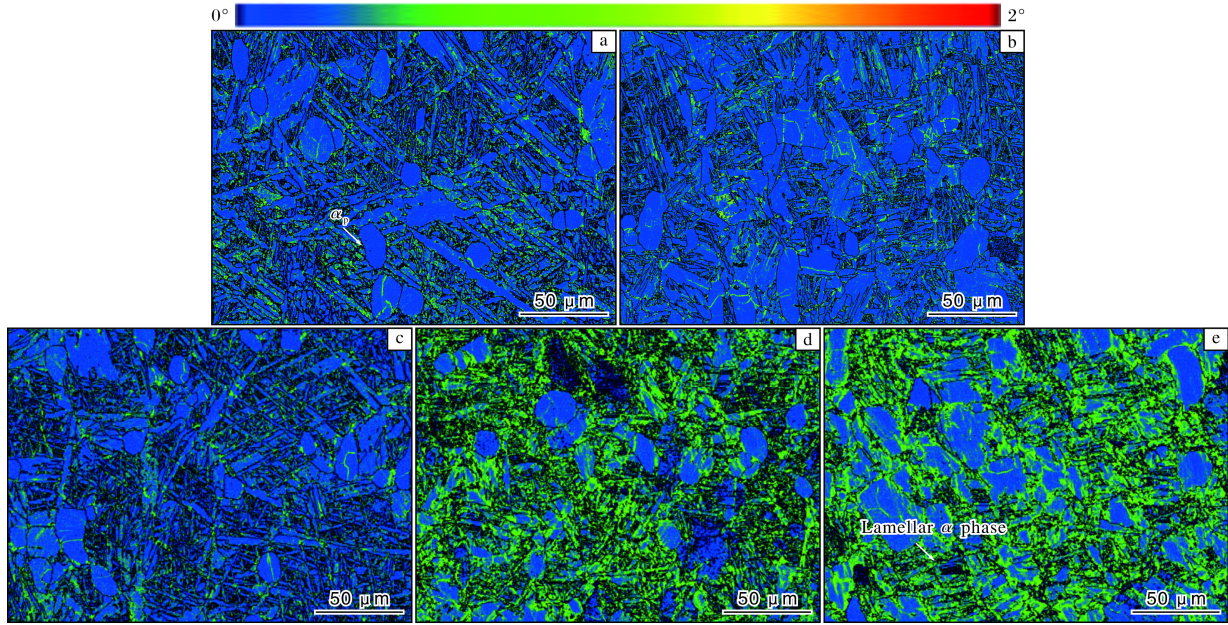


图 3 Ti65 合金饼坯锻件心部位置不同持久时间下的局部取向差图

Fig.3 Local misorientation maps of Ti65 alloy billet forging in center positions at different stress loading time:
(a) 25 h; (b) 50 h; (c) 75 h; (d) 100 h; (e) 125 h

图 4 为不同持久时间下 Ti65 合金的局部取向差频率分布图。在持久时间 25~75 h 区间内, 局部取向差角度偏移不明显; 在持久时间 75~100 h 区间内, 局部取向差有着明显的变化, 即随着持久时间的延长局部取向差从小角度到大角度偏移, 频率分布的峰值呈下降趋势。利用 EBSD 技术分析了合金组织中的几何必须位错 (geometrically

necessary dislocations, GND) 密度, 统计局域取向差范围小于 2°, 得到了如图 5 所示的平均位错密度变化图。从图 5 可以看出, 随着持久时间的延长, 平均位错密度大致呈现先降低后升高的趋势, 且在持久时间 50~100 h 范围内呈线性增长, 由此可知在长时间持久应力作用下平均位错密度的升高可能导致了局部取向差分布向大角度偏移。

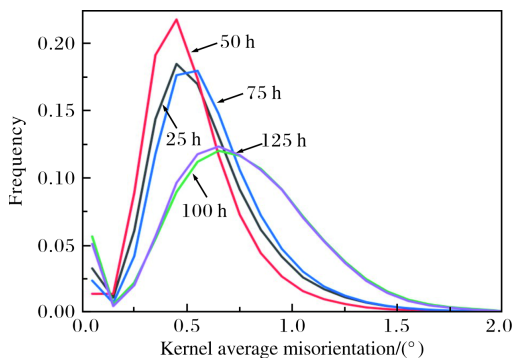


图 4 不同持久时间下 Ti65 合金的局部取向差频率分布图

Fig.4 Frequency distribution of local misorientation of Ti65 alloy billet forging at different stress loading time

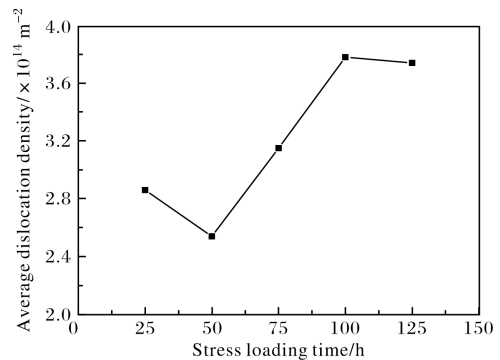


图 5 不同持久时间下 Ti65 合金的平均位错密度图

Fig.5 Average dislocation density of Ti65 alloy billet forging at different stress loading time

图 6~10 为 650 °C/240 MPa 下持久时间分别为 25、50、75、100、125 h 时 Ti65 合金持久试样的 TEM 照片。从图 6 可以看出,持久时间为 25 h 时,位错主要集中在片层 α 相中,大部分位错杂乱相互缠结,硅化物 $(\text{Ti, Zr})_3\text{Si}$ 、 $(\text{Ti, Zr})_5\text{Si}_3$ 和 $(\text{Ti, Zr})_6\text{Si}_3$ 析出相^[20]沿着片层边缘分布呈椭球状(图 6a、6b),但是在较宽的片层中发现少量平直位错(图 6c);在图 6d 中观察到 α 片层内部存在层错,且未与两侧边界接触,层错区域宽度约为 60 nm。从图 7a 可以看出,持久时间为 50 h 时, β 转变组织中 α/β 相界部分消失,只剩少量的杆状硅化物在相界分布,其长轴方向与界线一致。由于相界面的消失,位错运动的阻碍减小,位错可以直接穿过相界。图 7b 中还有一些完整的 α/β 相界,位错聚集在相界处。图 7c 中有极少量的平直位错。由图 8a 可知,持久时间为 75 h 时,片层内部的位错呈杂乱分布,且位错密度

较高。从图 8b 可观察到位错被相界阻碍,形成由平行排列的位错组成的位错墙。在图 8c 中,片层内部出现平直位错且位错长度基本与片层厚度一致,但并未穿过相界。从图 9a、9b 可以明显看出,持久时间为 100 h 时,高密度位错在片层内部紊乱分布,且位错终止于界面处,说明硅化物对位错有着明显的钉扎作用。图 9c 中依然能够观察到少量的平直位错。从图 10a 可以看到,持久时间为 125 h 时,片层内部基本为呈网格状排列的平直位错,且位错密度较高。但是大部分片层组织中,基本为相互平行排列的平直位错,如图 10b、10c 所示, α 相中平直位错连续分布在 α/β 相界,说明平直位错可以通过滑移穿过相界而在整个集束中运动。从图 10d 中观察到,平直位错也可以通过滑移穿过硅化物,即使少部分位错被硅化物阻碍,但大部分位错可以直接穿过硅化物。

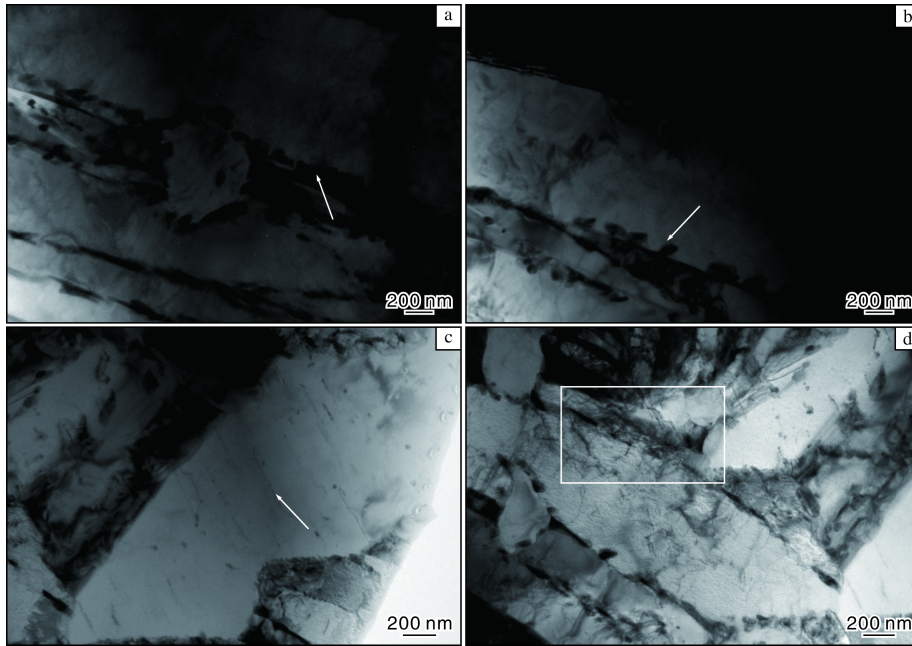


图 6 持久时间为 25 h 时 Ti65 合金持久试样的 TEM 照片

Fig.6 TEM images of Ti65 alloy specimen at stress loading time of 25 h

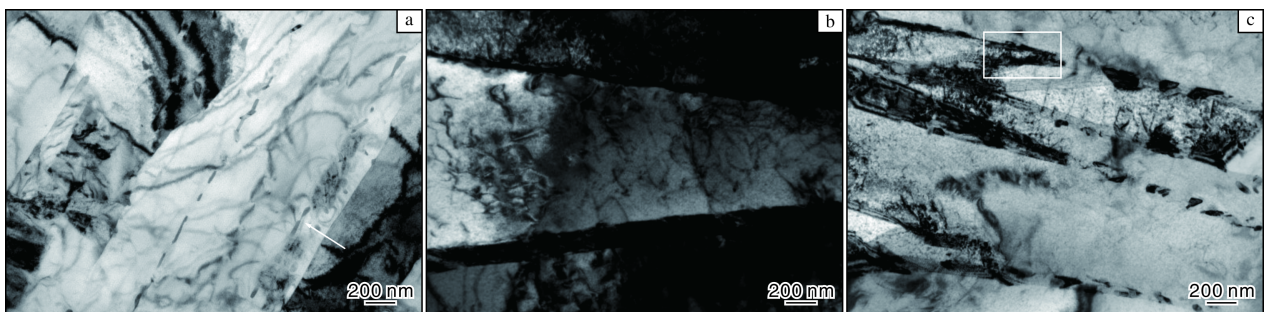


图 7 持久时间为 50 h 时 Ti65 合金持久试样的 TEM 照片

Fig.7 TEM images of Ti65 alloy specimen at stress loading time of 50 h

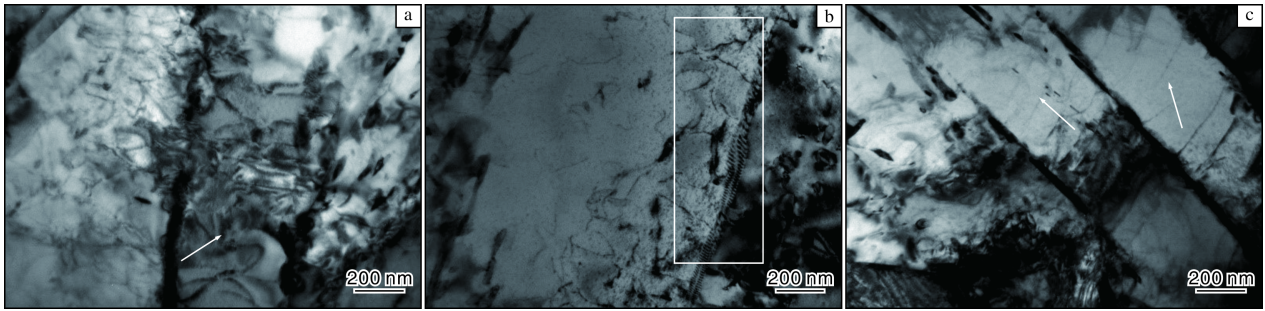


图 8 持久时间为 75 h 时 Ti65 合金持久试样的 TEM 照片

Fig.8 TEM images of Ti65 alloy specimen at stress loading time of 75 h

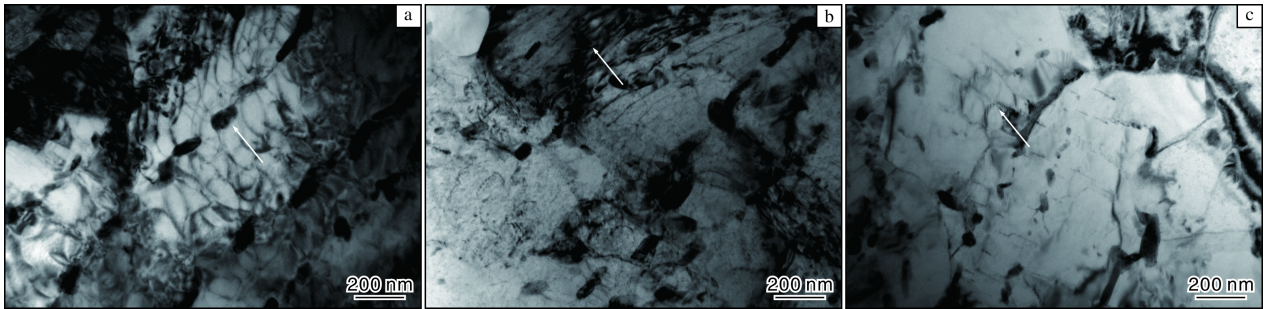


图 9 持久时间为 100 h 时 Ti65 合金持久试样的 TEM 照片

Fig.9 TEM images of Ti65 alloy specimen at stress loading time of 100 h

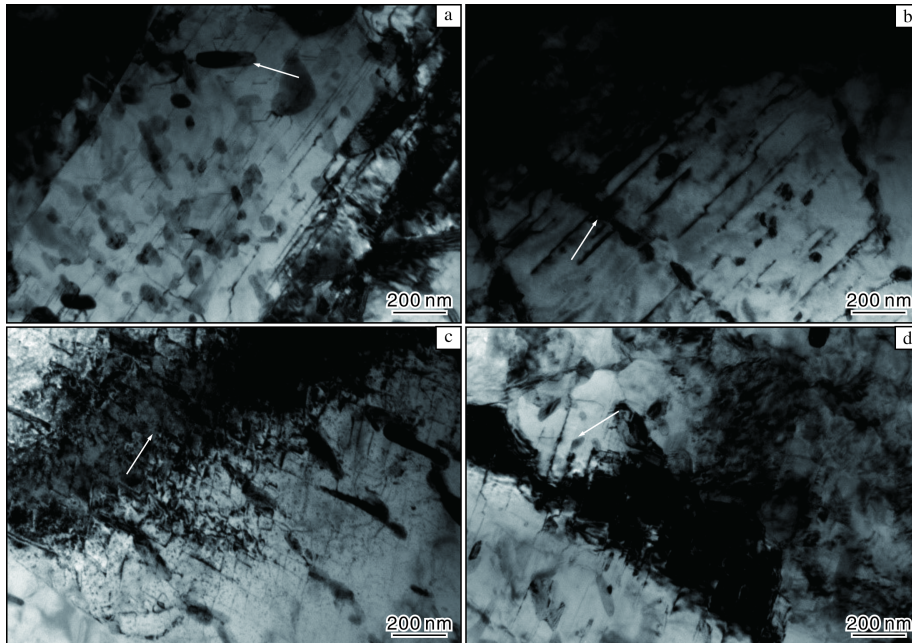


图 10 持久时间为 125 h 时 Ti65 合金持久试样的 TEM 照片

Fig.10 TEM images of Ti65 alloy specimen at stress loading time of 125 h

图 11 和图 12 为 650 °C/240 MPa 下持久时间分别为 25 h 和 125 h 时 Ti65 合金持久试样中 α 片层的选区衍射花样及暗场像。如图 11 和图 12 所示, 从持久初期至持久后期, 均能够观察到 α 片层内的 α_2 相 (D0₁₉ 型长程有

序相) 密集分布在位错周围。

岳颖等人^[21]研究表明, Ti65 合金在初级蠕变阶段, α_2 相对位错运动的阻碍作用更大, 在稳态蠕变阶段, 沿着 α/β 相界分布的硅化物限制了位错运动与晶界滑移, 对

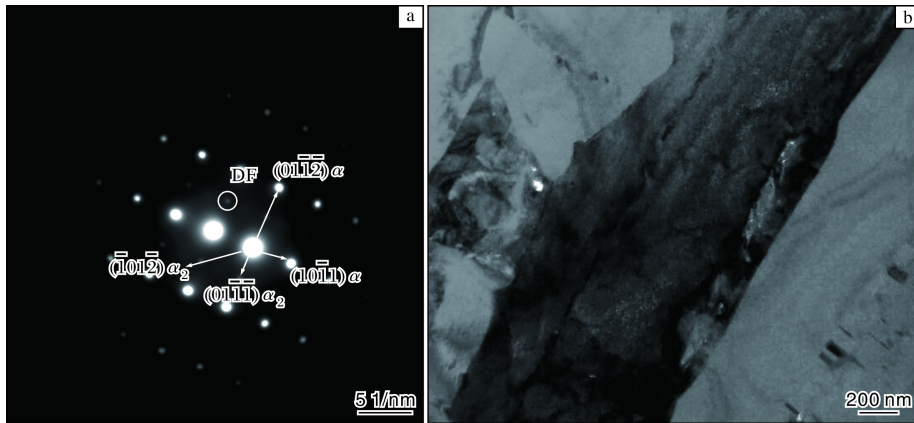


图 11 持久时间为 25 h 时 Ti65 合金持久试样中 α 片层区的 TEM 照片

Fig.11 TEM images of α layer region in Ti65 alloy specimen at stress loading time of 25 h:
(a) selected diffraction pattern; (b) dark field image

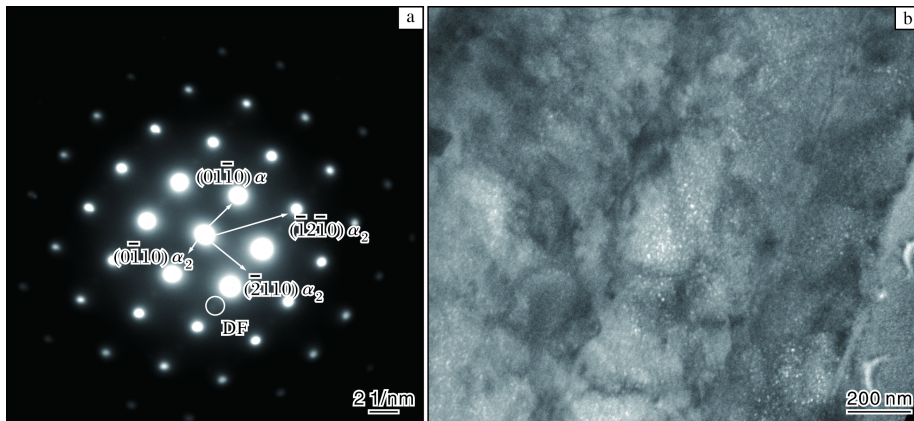


图 12 持久时间为 125 h 时 Ti65 合金持久试样中 α 片层区的 TEM 照片

Fig.12 TEM images of α layer region in Ti65 alloy endurance specimen at stress loading time of 125 h:
(a) selected diffraction pattern; (b) dark field image

合金强化起主要作用。而本研究的核心为 Ti65 合金的持久断裂行为，二者同属蠕变变形的范畴，区别仅在于持久试验的载荷较大，材料变形机制由蠕变条件下的扩散位错机制为主变为位错蠕变机制为主。通过对不同持久时间下位错密度和形貌的研究可知，随着变形量的增大，不仅存在晶界协调变形，晶内的位错运动产生的变形也急剧增加，这也印证了图 3 中高密度位错多集中于片状 α 相界面处，位错在大颗粒硅化物处大量聚集后，基体与硅化物脱粘或硅化物发生破裂，在材料内部过早产生显微空洞，这些空洞相互连接最终导致样品断裂^[22]。另外，持久初期至持久后期均可以看到片层内的 α_2 相在位错周围密集分布，可以认为晶内的 α_2 相对位错运动有明显的阻碍作用。因此，虽然锻件心部的高温拉伸强度降低，但在位错蠕变变形机制下，细片层组织 α/β 相界多，大部分杂乱相互缠结的位错最终聚集在 α/β 相

界处，在大应力载荷条件下，持久后期 α/β 相界面处大量硅化物对持久性能的作用可能是负面的，反之锻件心部的厚片层 α 相中位错组态主要为少量的平直位错，内部弥散分布的 α_2 相有利于提高持久性能。

3 结论

(1) Ti65 合金大厚截面的锻件从边缘到心部，拉伸和持久性能均存在一定的差异，室温和 650 °C 抗拉强度分别由 1203 MPa 和 704 MPa 降低至 1081 MPa 和 652 MPa，然后基本保持不变，相同条件下的持久断裂时间先从 60 h 提升到 150 h 左右，然后保持不变。

(2) 持久初期(持久时间由 25 h 增加至 75 h 时)，Ti65 合金的局部取向差图无明显变化， β 转变组织中的片状 α 相存在高密度位错；持久后期(持久时间由 75 h 增加至 100~125 h)，等轴 α 相与片状 α 相中的位错密度均显著

升高,但高密度位错主要集中于片状 α 相界面处。

(3) 大应力持久条件下, Ti65 合金位错可以直接穿过硅化物,片层内的 α_2 相在位错周围密集分布,厚片层 α 相内部弥散分布的 α_2 相有利于持久性能的提升。

参考文献 References

- [1] Wang T B, Li B L, Wang Z Q, et al. A microstructure with improved thermal stability and creep resistance in a novel near-alpha titanium alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2018, 731: 12-20.
- [2] Narayana P L, Kim Seong-Woong, Hong Jae-Keun, et al. Tensile properties of a newly developed high-temperature titanium alloy at room temperature and 650 °C[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2018, 718: 287-291.
- [3] 黄旭, 李臻熙, 黄浩. 高推重比航空发动机用新型高温钛合金研究进展[J]. *中国材料进展*, 2011, 30(6): 21-27.
- [4] 李雅迪, 弭光宝, 李培杰, 等. 增材制造 600 °C高温钛合金组织特征及力学性能[J]. *稀有金属材料与工程*, 2022, 51(7): 2507-2518.
- [5] 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.
- [6] Yue K, Liu J R, Zhang H J, et al. Precipitates and alloying elements distribution in a near alpha titanium alloy Ti65[J]. *Journal of Materials Science and Technology*, 2020, 36(1): 91-96.
- [7] Paniagua G, Szokol S, Kato H, et al. Contrarotating turbine aero design for an advanced hypersonic propulsion system[J]. *Journal of Propulsion and Power*, 2008, 24(6): 1269-1277.
- [8] 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(10): 265-275.
- [9] 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 and Technology*, 2020, 49(15): 56-69.
- [10] Evans R W, Hull R J. Creep of IMI834[C]//*Titanium'95-Science and Technology, Proceeding of the 8th World Conference on Titanium*. Birmingham, United Kingdom: The Institute of Materials, 1995: 1058-1064.
- [11] ES-Souni M. Primary and anelastic creep of a near α -Ti alloy and their dependencies on stress and temperature[J]. *Mechanics of Time-Dependent Materials*, 1998, 2(3): 221-228.
- [12] ES-Souni M. Primary, secondary and anelastic creep of a high temperature near α -Ti alloy Ti6242Si[J]. *Materials Characterization*, 2000, 45(2): 153-164.
- [13] Gollapudi S, Satyanarayana D V V, Phaniraj C, et al. Transient creep in titanium alloy: effect of stress, temperature and trace element concentration[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2012, 556: 510-518.
- [14] 周义刚, 曾卫东. 显微组织对 TC11 合金高温保时疲劳敏感性的影响[J]. *金属学报*, 2000, 36(9): 897-901.
- [15] Lei J F, Li D, Wang Z G. Mode of fatigue crack initiation in Ti-55 alloy[J]. *Rare Metals*, 1997, 16(2): 31-34.
- [16] 郝孟一, 蔡建明, 杜娟, 等. C 元素对 600 °C高温钛合金热处理窗口的影响[J]. *材料工程*, 2003(7): 20-22.
- [17] Ahmed T, Rack H J. Phase transformations during cooling in alpha+beta titanium alloys[J]. *Materials Science and Engineering A*, 1998, 243(1/2): 206-211.
- [18] Lutjering G. Influence of processing on microstructure and mechanical properties of (alpha + beta) titanium alloys[J]. *Materials Science and Engineering A*, 1998, 243(1/2): 32-45.
- [19] 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.
- [20] 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(1) 1} twinning system[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2023, 33(4): 1098-1113.
- [21] 岳颖, 刘建荣, 杨锐, 等. Ti65 合金的初级蠕变和稳态蠕变[J]. *材料研究学报*, 2020, 34(2): 151-160.
- [22] 赵亮, 刘建荣, 王清江, 等. 析出相对 Ti60 钛合金蠕变和持久性能的影响[J]. *材料研究学报*, 2009, 23(1): 1-5.