

一种新型 Ti-Al-V-Zr-Mo-Nb 低温钛合金组织与性能研究

陆子川¹, 孙亚超¹, 姚草根¹, 李圣刚¹, 候智敏², 张绪虎¹, 纪玮¹, 张海洋¹

(1. 航天材料及工艺研究所, 北京 100076)

(2. 西部钛业有限责任公司, 陕西 西安 710201)

摘要: 设计并制备了一种新型 Ti-Al-V-Zr-Mo-Nb 系近 α 型粉末冶金低温钛合金 CT1400, 并对其进行了系统的微观结构表征、室温/低温力学性能测试以及变形行为分析。结果表明, CT1400 主要由片层 α 相、等轴 α 相以及少量片层 β 相组成, 由动态再结晶形成的等轴 α 相体积分数随成形温度的提升而增加。得益于最为充分的动态再结晶过程, 920 °C 制备的样品具有最佳的室温和低温综合力学性能。此外, CT1400 在 20 K 低温条件下的变形为一种位错滑移+孪生的混合变形行为, 孪生变形可以通过协调位错滑移提升材料的低温塑性, 而低温下的位错强化作用导致 CT1400 具有较高的极限抗拉强度, 使其表现出优异的低温强塑性匹配。

关键词: 钛合金; 低温; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)01-0217-08

钛合金因其具有低密度、高比强度、高抗氧化能力以及优异的耐高/低温性能等优势, 成为了航空航天、高速运输、海洋工程等领域的关键材料之一^[1-4]。相比之下, 钛合金在航天工业最具特点的服役环境为低温应用领域(液氢/液氧, 20 K/90 K), 目前已成功开发出 TC4ELI、TA7ELI、CT20 等高性能低温钛合金, 被广泛应用于火箭液体燃料发动机部件的研制^[3,5-9]。TC4ELI 作为一种 $\alpha+\beta$ 型双相钛合金, 具有较高的热加工性能以及优异的低温比强度和断裂韧性^[8]。然而, 具有 bcc 晶体结构的 β 相在低温条件下的脆性转变现象以及脆性析出在一定程度上降低了 TC4ELI 钛合金的低温塑性, 导致其低温使用温度多集中在液氮温区(77 K)^[10,11]。TA7ELI 作为一种近 α 型钛合金, 在 20 K 低温条件下体现出优异的强度和塑性以及极低的缺口敏感性, 并且由于其极低的 β 稳定元素含量, 兼具理想的可焊性以及经济性, 目前已广泛应用于运载火箭液体燃料发动机氢泵叶轮以及冷氦气瓶构件的研制^[12-15]。CT20 钛合金是一种近些年研制成功的近 α 型中强度低温钛合金, 其一定含量的 β 稳定元素不仅使 CT20 体现出良好的冷、热加工性能, 并兼具优异的室温和低温性能、工艺性能和焊接性能, 已成功应用于运载火箭发动机液氢管路构件的批量生产^[16,17]。

目前, 中国运载火箭正朝着大推力、高可靠、可重复使用的方向发展, 作为液体燃料火箭发动机中的核心高速旋转构件, 氢泵叶轮必须具备很高的转速和线速度才能满足发动机的运行需求, 需要钛合金具有更为优异的低温强塑性匹配、更高的低温力学性能稳定性及富裕度^[12,13]。然而, 中国现有低温钛合金牌号无法满足未来新一代大推力液体燃料发动机对高性能低温钛合金的使用需求, 亟需开发一种在 20 K 低温环境下具备更加优异力学性能的 α 型或近 α 型粉末冶金低温钛合金, 为采用热等静压粉末冶金技术生产符合性能需求的新一代大推力氢氧发动机用氢泵叶轮构件提供相应的材料技术储备。

本研究首先基于合理的合金成分设计一种近 α 型低温钛合金 CT1400 (Ti-Al-V-Zr-Mo-Nb 系), 采用等离子枪旋转电极雾化法制备高品质球形粉末, 利用热等静压成形技术制备相关粉末冶金材料样品, 并对其进行了深入的显微组织及力学性能分析。

1 实验

采用 0 级小颗粒海绵钛、Al-Mo、Al-V、Al-Nb 中间合金、海绵锆、铝豆和铝箔作为原始材料, 控制 O 含量不超过 0.13%(质量分数), 利用真空自耗电弧炉

收稿日期: 2021-01-12

基金项目: 装备预先研究项目(61409220123, 41422060206); 国防基础科研计划(JCKY2018203C031)

作者简介: 陆子川, 男, 1992 年生, 博士, 高级工程师, 航天材料及工艺研究所, 北京 100076, 电话: 010-68383316, E-mail: luzichuan1992@163.com

熔炼制备 CT1400 铸锭,经开坯、锻造、轧制成 $\Phi 55$ mm 棒材并用于后续球形粉末制备,该材料相变点经金相法检测为 945~950 $^{\circ}\text{C}$ 。采用等离子枪旋转电极雾化法制备粒度 ≤ 120 μm 的 CT1400 钛合金球形粉末颗粒,并利用热等静压机(瑞典 AVURE, $\Phi 1046$ mm \times 2500 mm)制备粉末冶金材料样品,包套尺寸为 $\Phi 15$ mm \times 300 mm,热等静压成形温度分别为 920、890、860、830 $^{\circ}\text{C}$,成形压力和保温时间均为 130 MPa, 3 h。

采用 JSM-7900F 型场发射扫描电子显微镜 (SEM) 和附带的电子背散射仪 (EBSD) 对 CT1400 预合金粉末颗粒以及制备的粉末冶金材料样品进行显微组织和晶体学取向分析,并利用电解抛光制备 SEM 及 EBSD 样品。利用 Leica DM4000M 金相显微镜进行显微组织观察。使用 FEI Tecnai G2 F20 场发射透射电子显微镜 (TEM) 对 CT1400 粉末冶金材料变形前后的显微组织进行观察,并利用离子减薄仪制备 TEM 样品。此外,采用 Instron 5882 型电子万能试验机对所制备的 CT1400 粉末冶金材料分别进行室温和 20 K 低温拉伸测试,拉伸应变速率均为 10^{-3} s^{-1} ,室温拉伸测试标准按照 GB/T 228.1-2010 执行,20 K 低温拉伸测试标准按照 GB/T 13239-2006 执行。

2 结果与讨论

2.1 CT1400 预合金球形粉末颗粒显微组织表征

图 1 为 CT1400 预合金球形粉末颗粒的显微组织表

征结果。如图 1a 所示,采用等离子枪旋转电极雾化法制备的预合金粉末为规则球形,未发现夹杂物存在。经统计分析,所制备的 CT1400 预合金粉末中片状、条状及哑铃型等不规则形状颗粒占比仅为 1.1%,可以保证球形粉末在热等静压成形过程中良好的流动性和较高的填充率,有利于消除粉末冶金材料中气孔、裂纹等缺陷^[13,18,19]。由图 1b 和 1c 可以看出,CT1400 预合金粉末内部为交错分布的板条状组织,内部相组成主要为 hcp 晶体结构的 α 相,具有 bcc 晶体结构的 β 相仅占极少数,表明 CT1400 是一种典型的近 α 型钛合金。由图 1d 可知,CT1400 球形粉末颗粒的 α 板条内存在大量的位错缠结,导致板条组织中呈现出十分明显的小角度晶界分布特征 ($2^{\circ} < \theta < 5^{\circ}$)。关于此结果分析认为,因为等离子枪旋转电极雾化法是一种快速凝固过程,金属小液滴在极快的冷却过程中由于 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变来不及进行, β 相将会部分转变为成分与母相相同、晶体结构不同的板条状过饱和固溶体,即发生 $\beta \rightarrow \alpha'$ 马氏体相变过程,CT1400 预合金粉末颗粒内部实为一种六方马氏体 α' 相+少量 β 相的结构^[20]。此外,由图 1e 可以看出,CT1400 预合金粉末颗粒在冷却过程中的各向均匀受力,导致其内部晶粒具有明显的随机取向分布特征,交错分布的 α' 板条表现出不同的晶体学取向。如图 1f 所示,经 EBSD 统计分析,CT1400 预合金粉末颗粒中板条组织的平均晶粒尺寸多分布于 1~6 μm ,为明显的细晶结构特征。

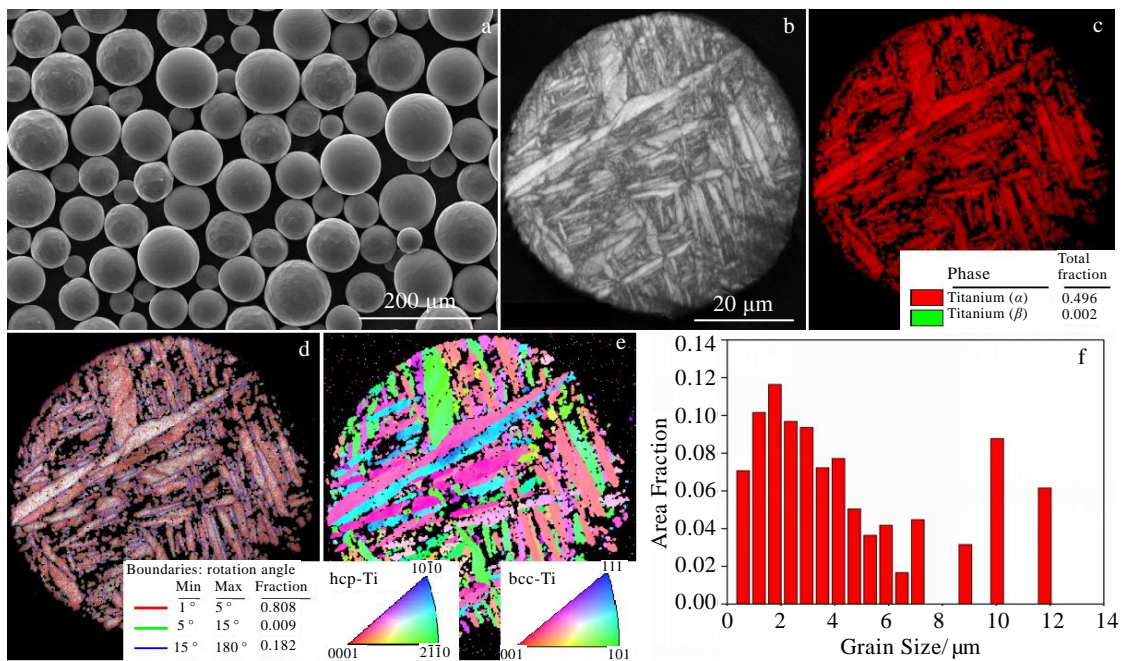


图 1 CT1400 预合金球形粉末颗粒显微组织表征

Fig.1 Microstructure characterization of the pre-alloyed spherical powders of CT1400: (a) SEM image; (b) EBSD image quality (IQ) map; (c) EBSD phase map; (d) grain boundary map; (e) inverse pole figure (IPF) map; (f) grain size distribution of the pre-alloyed powders counted by EBSD

2.2 粉末冶金 CT1400 钛合金显微组织表征

图 2 为不同热等静压成形温度条件下制备的粉末冶金 CT1400 钛合金显微组织。可以看出, CT1400 为一种典型的近 α 型钛合金, 其主要由片层 α 相、新形成的等轴 α 相以及少量片层 β 相组成。结合图 3a 中的 TEM 观察结果可知, 片层 β 相宽度大约为几百纳米级别, 镶嵌于相邻两片层 α 相之间, 并与片层 α 相保持较为平直的界面特征。图 3b 表明, CT1400 预合金球形粉末颗粒中的马氏体 α' 相在热等静压成形的热过程中发生分解, 转变为具有低位错密度特征的片层 α 相, 其内部位错多为离散分布的, 且无明显塞积、缠结现象的短位错线结构。

此外, 由图 2 还可以看出, 由于所选取的成形温度均在 β 相变点以下, 预合金球形粉末颗粒边界并未发生熔化, 所制备的粉末冶金 CT1400 钛合金仍呈现出一定近似球形颗粒的分布特征。而较高的成形压力和较长的成形时间提升了球形粉末颗粒间的聚集程度, 使得所制备的粉末冶金 CT1400 钛合金中并未发现孔洞、裂纹等缺陷, 表现出较高的致密度。然而, 如图 2c 和 2d 所示, 由于相对较低的温度降低了预合金球形粉末颗粒中片层组织在成形过程中的变形程度, 导致 860 和 830 $^{\circ}\text{C}$ 样品中保留了少量的粗大 α 相片层组织。

图 4 所示为不同温度制备的粉末冶金 CT1400 钛合金 EBSD 图像质量图+晶界图, 其中红色线、绿色线和

蓝色线分别代表小角度晶界 ($2^{\circ} < \theta < 5^{\circ}$), 中角度晶界 ($5^{\circ} < \theta < 15^{\circ}$) 和大角度晶界 ($> 15^{\circ}$)。由图 4 可以看出, 在较高的热等静压成形温度和畸变能的驱动下, 预合金球形粉末颗粒边界因严重的挤压、收缩行为所形成的加工硬化区域发生了明显的动态再结晶过程, 导致不同温度制备的样品在原始粉末颗粒边界处均存在明显的等轴状动态再结晶组织^[19]。此外, 4 种温度条件下制备的粉末冶金 CT1400 钛合金均呈现出以大角度晶界为主的晶界分布特征, 并且多集中在片层组织边界和等轴再结晶区^[21]。由相应统计结果可以看出, 随着成形温度的上升, 小角度晶界的体积分数略微降低, 而大角度晶界的体积分数则显著增加。

为了更直观地分析动态再结晶区分布状态, 由图 5 可以看出, 原始粉末颗粒间新形成的等轴再结晶区 (蓝色区域) 呈现出明显的“网状”分布特征, 并且其体积分数随着成形温度的提升而显著增加。此外, 920 $^{\circ}\text{C}$ 样品不仅具有体积分数最高的动态再结晶区域 (16.9%), 且具有最佳的分布连续性和均匀性, 而 830 $^{\circ}\text{C}$ 样品具有最低的再结晶体积分数 (9.5%), 其以离散点状分布在原始粉末颗粒间。因此, 结合图 4 分析可以推断, 原始预合金球形粉末颗粒间因挤压变形而形成的加工硬化区域在热成形过程中逐步演变为位错亚结构和等轴再结晶区, 并且成形温度越高, 再结晶过程越充分。此外, 在热等静压成形过程中, 颗粒间由于挤压变形引起位错密度的增加, 形成了大量的

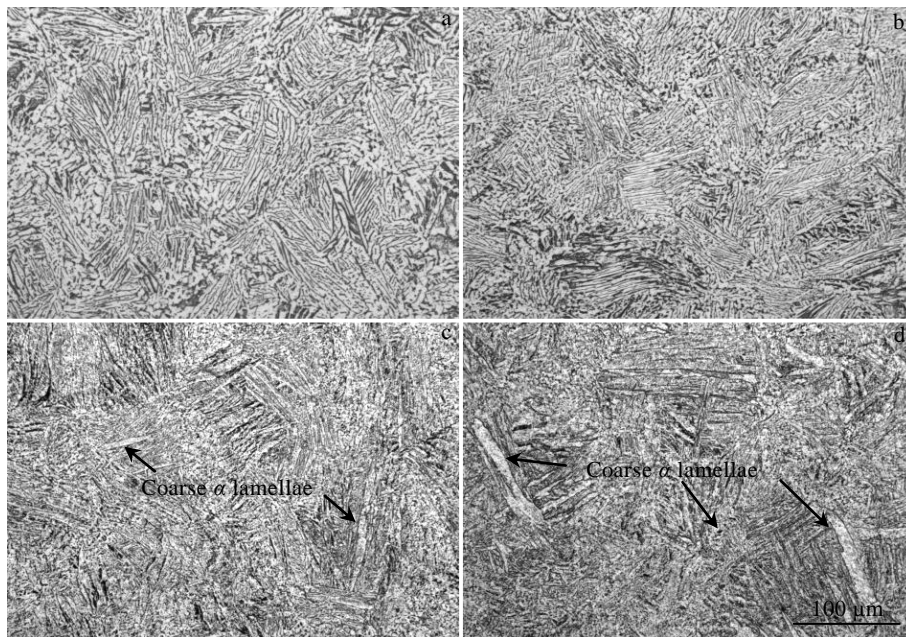


图 2 不同温度条件下制备的粉末冶金 CT1400 钛合金显微组织

Fig.2 Microstructures of powder metallurgy (PM) CT1400 fabricated at different temperatures: (a) 920 $^{\circ}\text{C}$, (b) 890 $^{\circ}\text{C}$, (c) 860 $^{\circ}\text{C}$, and (d) 830 $^{\circ}\text{C}$

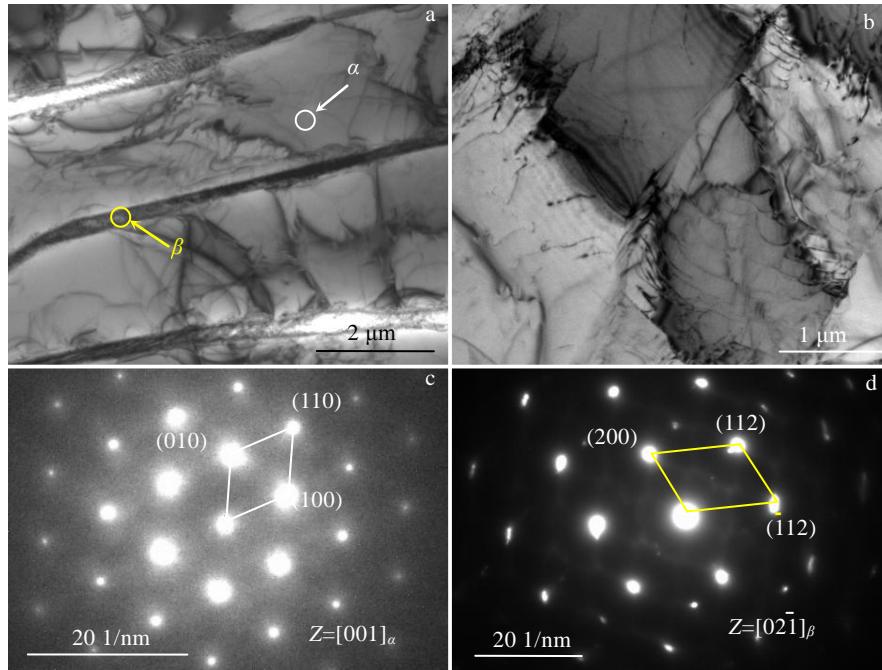


图 3 粉末冶金 CT1400 钛合金 TEM 显微组织 (920 °C 制备)

Fig.3 TEM microstructures (a, b) and SAED patterns of α (c) and β (d) phase of powder metallurgy (PM) CT1400 fabricated at 920 °C

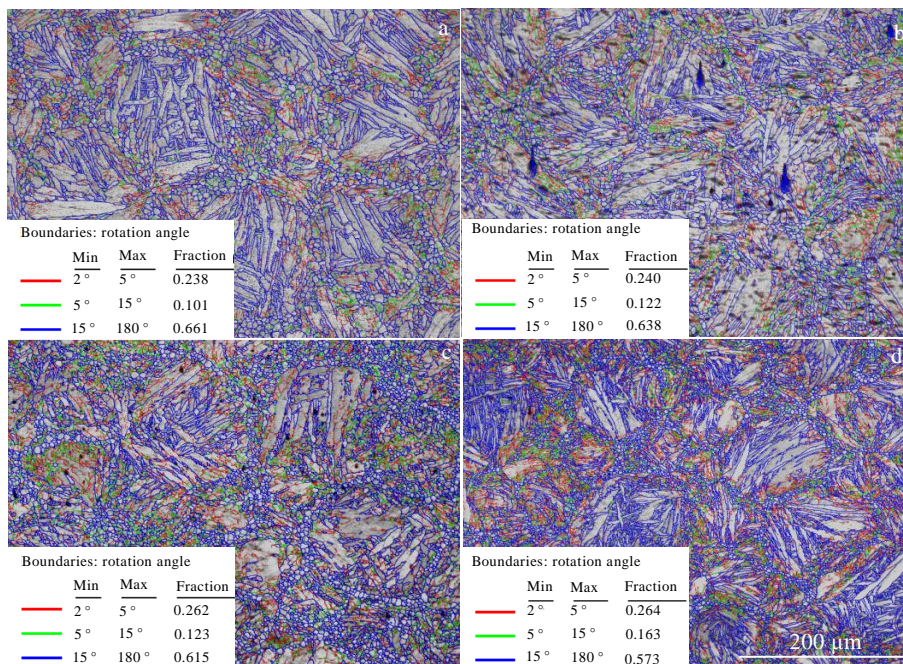


图 4 不同温度条件下制备的粉末冶金 CT1400 钛合金 EBSD 图像质量图+晶界图

Fig.4 EBSD images quality (IQ) maps+grain boundary maps of powder metallurgy (PM) CT1400 fabricated at different temperatures:

(a) 920 °C, (b) 890 °C, (c) 860 °C, and (d) 830 °C

小角度晶界，而随着动态再结晶的充分进行，位错密度显著降低，大角度晶界体积分数呈现出随温度提升而明显增加的分布状态^[19]。因此，920 °C 制备样品由于发生了更为充分的动态再结晶过程呈现出体积分数最高的大角度晶界特征，而 830 °C 制备样品由于较不

充分的动态再结晶，大角度晶界体积分数最低。

2.3 粉末冶金 CT1400 钛合金力学性能

图 6a 为不同热等静压成形温度条件下制备的粉末冶金 CT1400 钛合金室温拉伸测试结果。可以看出，该合金室温极限抗拉强度随成形温度的变化未呈现出

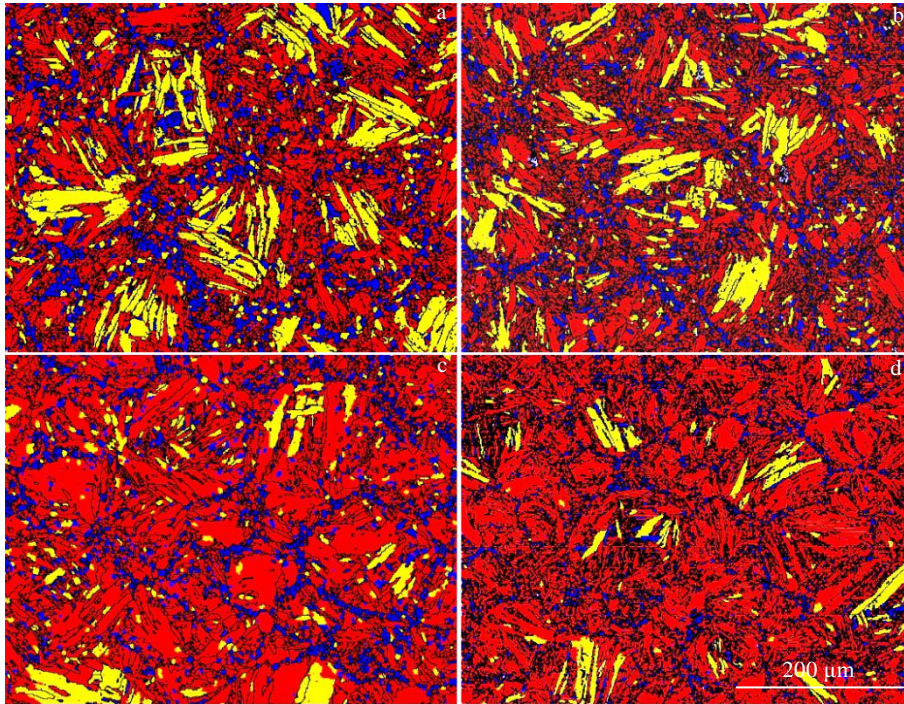


图 5 不同温度条件下制备的粉末冶金 CT1400 钛合金 EBSD 再结晶图

Fig.5 EBSD recrystallization maps of powder metallurgy (PM) CT1400 fabricated at different temperatures: (a) 920 °C, (b) 890 °C, (c) 860 °C, and (d) 830 °C

明显的规律性特征。但是，室温延伸率具有随成形温度升高而显著提升的变化趋势，其与成形温度呈现出明显的正相关关系，920 °C 制备的样品具有最高的室温延伸率(22%)和较为理想的室温极限抗拉强度(758 MPa)。由图 6b 中的 20 K 低温拉伸测试结果可以看出，与室温测试结果一致，粉末冶金 CT1400 钛合金 20 K 低温极限抗拉强度受成形温度变化的影响不大。由对比可知，920 °C 制备的样品具有最高的延伸率(18.57%)以及相对较为优异的极限抗拉强度(1505 MPa)。综合对比而言，920 °C 制备的样品具有最佳的室温和低温强塑性匹配。

图 4 和图 5 分析已经表明，920 °C 制备的粉末冶金 CT1400 钛合金具有体积分数最高的等轴再结晶组织，呈现出最为显著的大角度晶界分布特征，该特征有助于促进晶粒在室温和低温变形过程中的晶界旋转、晶界滑移，降低滑移临界切应力，提升材料整体塑性变形能力，使 920 °C 制备的样品具有最高的室温和低温延伸率，且室温塑性对再结晶组织特征更为敏感^[22,23]。另一方面，由于粉末冶金 CT1400 钛合金的强度对其再结晶组织特征较不敏感，导致不同温度条件下制备的样品极限抗拉伸强度未表现出明显区别。

此外，钛合金中具有 hcp 晶体结构的 α 相滑移临界切应力随温度降低显著提升，而低温条件下其往往

由于位错滑移阻力较高导致塑性变形困难，延伸率显著降低^[23]。但是，通过对比图 6a 和图 6b 可以发现，粉末冶金 CT1400 钛合金的 20 K 低温延伸率较室温条件下变化并不明显。其中，920、890 和 860 °C 样品在 20 K 下的延伸率虽然略有降低，但仍保持了较为优异的低温塑性特征(16.45%~18.57%)。然而，830 °C 样品在 20 K 低温条件下的延伸率却略有提升，并同样具有优异的低温塑性特征(17.22%)。

2.4 粉末冶金 CT1400 钛合金变形行为分析

图 7 为 920 °C 制备的粉末冶金 CT1400 钛合金拉伸载荷-位移曲线。可以看出，与 300 K 拉伸曲线的光滑特征相比，20 K 拉伸曲线在屈服后出现了明显的锯齿状变形特征，表明其在低温条件下经历了复杂的变形过程。为分析这一变形行为特征，对 CT1400 钛合金的 300 和 20 K 变形组织进行 TEM 观察分析。

如图 8a, 8b 所示，对 300 K 变形组织而言，与低温环境相比，由于钛合金中 α 相在室温条件下具有更为优异的位错滑移变形能力，其在室温下较低的位错滑移临界切应力可促进内部缠结位错的湮灭和动态回复过程，导致其变形组织中多为离散分布的，且未表现出明显位错缠结现象的长程位错线特征。图 8c 中的变形孪晶现象表明，对 20 K 变形组织而言，由于 CT1400 钛合金中 α 相的位错滑移临界切应力随温度降

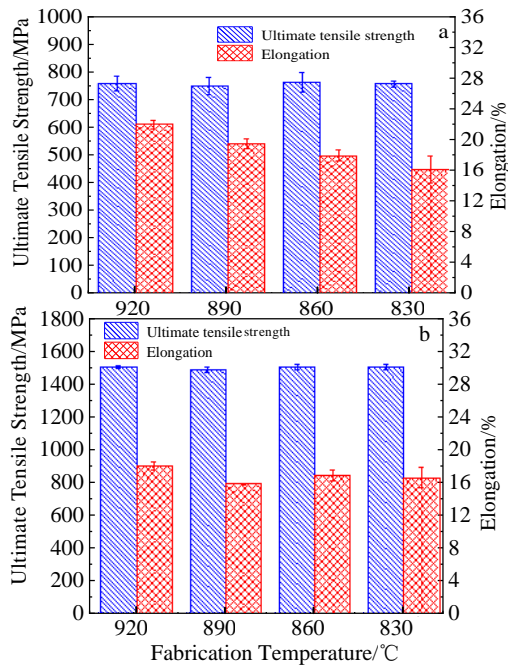


图 6 粉末冶金 CT1400 钛合金在室温和低温下的力学性能
Fig.6 Mechanical properties of powder metallurgy (PM) CT1400 at room temperature of 300 K (a) and cryogenic temperature of 20 K (b)

低显著提高，而孪生变形临界切应力随温度变化不明显，因此当位错滑移变形困难时，孪生变形启动，以促进塑性变形继续进行。随着持续的应变硬化作用，变形抗力又再次提升，这种滑移+孪生交替的变形行为导致 CT1400 钛合

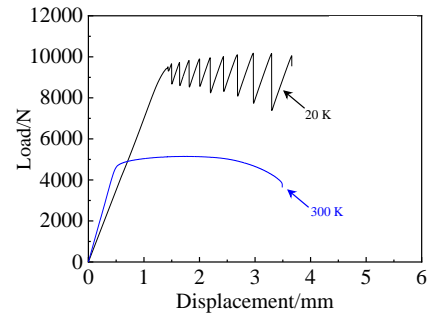


图 7 920 °C 制备的粉末冶金 CT1400 钛合金拉伸载荷-位移曲线
Fig.7 Tensile load-displacement curves of powder metallurgy (PM) CT1400 fabricated at 920 °C

金载荷-位移曲线存在明显的锯齿状变形特征（如图 7 所示）。另一方面，孪生变形的辅助作用同样提升了 CT1400 钛合金整体的塑性变形能力，使其 20 K 低温延伸率较室温下虽略微降低，但仍保持了较为优异的低温塑性特征。同时，由于 20 K 低温环境降低了 CT1400 钛合金位错滑移的激活能和滑移程，阻碍了塞积位错的湮灭以及动态回复过程^[24,25]，导致其 20 K 变形组织中形成了显著的高密度短位错线缠结现象(图 8d)，由此产生的位错强化作用使其在低温条件下较室温环境表现出明显的强度优势，具备优异的低温强塑性匹配特征。

此外，在 2.3 节中提到，830 °C 样品的 20 K 低温延伸率较室温下并未降低，反而略微提升。图 9a, 9b

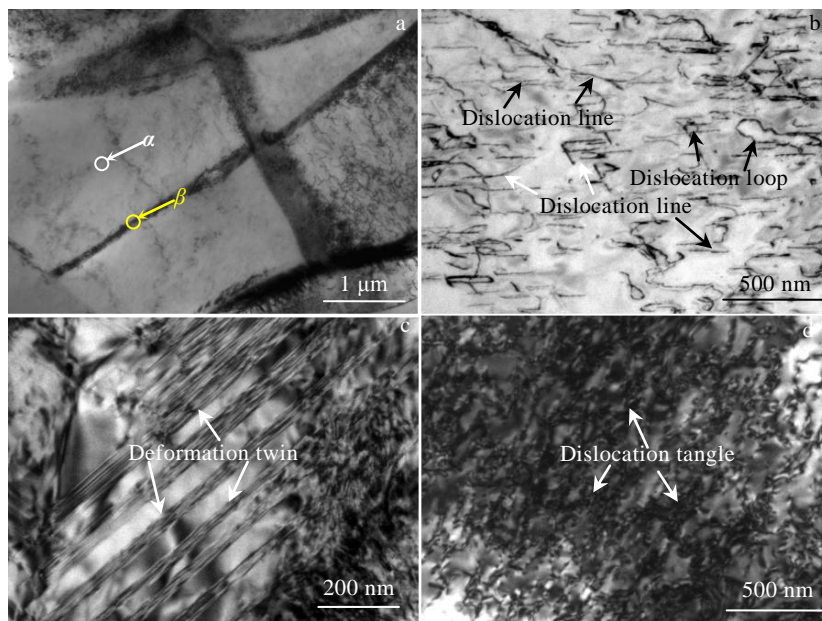


图 8 920 °C 制备的粉末冶金 CT1400 钛合金在室温和低温下的 TEM 变形组织
Fig.8 TEM microstructures of powder metallurgy (PM) CT1400 fabricated at 920 °C and deformed at room temperature of 300 K (a, b) and cryogenic temperature of 20 K (c, d)

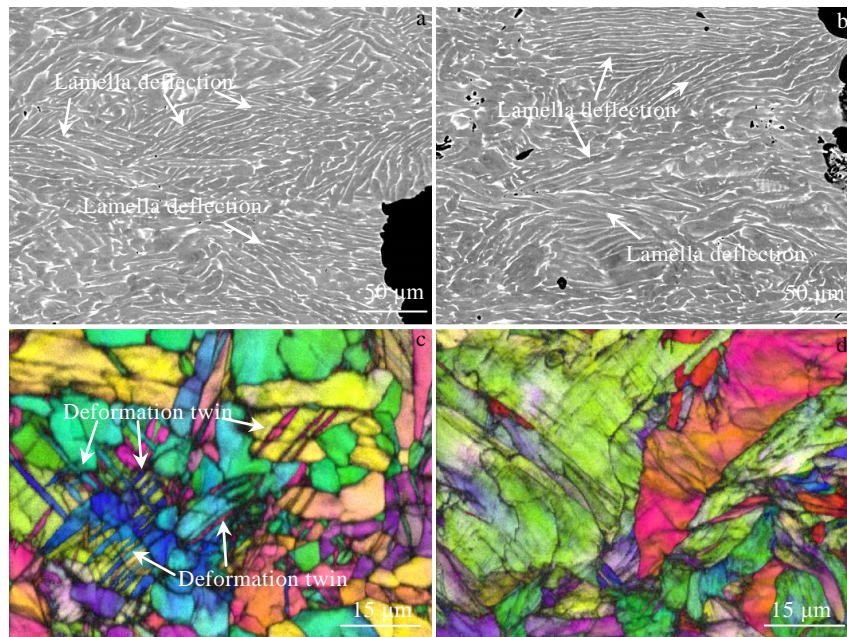


图9 830 °C制备的粉末冶金 CT1400 钛合金在室温和低温下的变形组织

Fig.9 SEM images (a, b) and inverse pole figure (IPF) maps (c, d) of deformed microstructures of powder metallurgy (PM) CT1400 fabricated at 830 °C and deformed at 20 K (a, c) and 300 K (b, d)

为 830 °C 样品 20 K 低温和室温变形组织的 SEM 照片。可以看出，与变形前片层组织的随机交错分布特征相比（如图 2d 所示），经室温及低温变形后其存在明显的沿拉伸方向分布的流线型特征，表明片层组织可以在变形过程中通过偏转作用缓解局部应力集中、降低位错滑移阻力，以促使进一步塑性变形过程，同时由于 830 °C 样品具有体积分数最高的片层组织（如图 5 所示），其对材料塑性的贡献最为显著。此外，由图 9c, 9d 可以看出，830 °C 样品 20 K 变形组织中同样存在明显的变形孪晶现象，变形孪晶的晶体取向与基体晶粒明显不同，而同一晶粒内的变形孪晶具有相同的晶体学取向特征，表明孪生变形可通过协调晶体学取向的作用促进材料在低温条件下的塑性变形过程。由此可以推断，粉末冶金 CT1400 钛合金大量片层组织的偏转作用及孪生变形的协调作用是导致 830 °C 样品 20 K 低温延伸率升高的可能性因素。

因此，结合以上系统性分析可以看出，本研究所制备的粉末冶金 CT1400 钛合金表现出较为理想的室温及低温（20 K）力学性能，其有望作为一种潜在的高性能低温钛合金应用于未来新一代大推力液体燃料发动机氢泵叶轮构件的研制。

3 结论

1) 粉末冶金 CT1400 钛合金为一种近 α 型钛合金，

其主要由片层 α 相、等轴 α 相以及少量片层 β 相组成。

2) 球形粉末颗粒间新形成的动态再结晶体积分数与成形温度呈正相关关系，920 °C 制备的样品动态再结晶体积分数最高，并具有最佳的分布连续性和均匀性，表现出最为优异的室温和低温力学性能。

3) 粉末冶金 CT1400 钛合金在 20 K 低温条件下的变形为一种位错滑移+孪生的混合变形方式。孪生变形的辅助作用以及片层组织的偏转作用提升了材料整体的低温塑性变形能力。低温变形过程中的位错强化作用可以保证粉末冶金 CT1400 钛合金具有较高的低温强度，使其最终表现出优异的低温强塑性匹配。

参考文献 References

- [1] Banerjee D, Williams J C. *Acta Materialia*[J], 2013, 61(3): 844
- [2] Bambach M D, Seifert D, Sizova I. *Procedia Manufacturing*[J], 2020, 47: 288
- [3] Singh P, Pungotra H, Kalsi N S. *Materials Today: Proceedings*[J], 2017, 4(8): 8971
- [4] Veiga C, Davim J P, Loureiro A. *Reviews on Advanced Materials Science*[J], 2012, 32(2): 133
- [5] Semenova I P, Modina J, Polyakov A V et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 743: 581
- [6] Yuri T, Ono Y, Ogata T. *Cryogenics*[J], 2006, 46(1): 30
- [7] Junaid M, Khan F N, Bakhsh N et al. *Materials & Design*[J],

- 2018, 139: 198
- [8] Iorio S D, Briottet L, Rauch E F *et al. Acta Materialia*[J], 2007, 55(1): 105
- [9] Wei K W, Wang Z M, Li F Z *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 774: 1024
- [10] Singh G, Bajargan G, Datta R *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 611: 45
- [11] Nayan N, Singh G, Prabhu T A *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2018, 49(1): 128
- [12] Lu Zichuan(陆子川), Ji Wei(纪 玮), Wei Shi(微 石) *et al. Missiles and Space Vehicles(导弹与航天运载技术)*[J], 2020, 375(4): 96
- [13] Xu Lei(徐 磊), Guo Ruipeng(郭瑞鹏), Wu Jie(吴 杰) *et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2018, 54(11): 1537
- [14] Wu Jun(邬 军), Xu Lei(徐 磊), Lei Jiafeng(雷家峰) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2015, 44(9): 2255
- [15] Yuri T, Ono Y, Ogata T *et al. Science and Technology of Advanced Materials*[J], 2003, 4(4): 291
- [16] Du Yu(杜 宇), Guo Dizi(郭荻子), Liu Wei(刘 伟) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2010, 20(1): 1045
- [17] Liu Wei(刘 伟), Du Yu(杜 宇), Sun Huamei(孙花梅) *et al. Titanium Industry Progress(钛工业进展)*[J], 2015, 32(1): 26
- [18] Yin Zhongwei(阴中炜), Sun Yanbo(孙彦波), Zhang Xuhu(张绪虎) *et al. Materials Reports(材料导报)*[J], 2019, 33(7): 1099
- [19] Zhang Zhimin(张治民), Ren Luying(任璐英), Xue Yong(薛勇) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2019, 48(3): 820
- [20] Yamanoglu R, German R M, Karagoz S *et al. Powder Metallurgy*[J], 2011, 54(5): 604
- [21] Xiang Min(相 敏), Han Zhiyu(韩志宇), Yan Fei(闫 飞) *et al. Titanium Industry Progress(钛工业进展)*[J], 2017, 34(4): 30
- [22] Liu Z G, Li P J, Geng L L *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 699: 71
- [23] Huang Chaowen(黄朝文), Ge Peng(葛 鹏), Zhao Yongqing(赵永庆) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2016, 45(1): 254
- [24] Lu H F, Luo K Y, Wu L J *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 770: 732
- [25] Li Jing, Zhou Jianzhong, Feng Aixin *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 734: 291

Microstructure and Mechanical Properties of Novel Ti-Al-V-Zr-Mo-Nb Cryogenic Titanium Alloy

Lu Zichuan¹, Sun Yachao¹, Yao Caogen¹, Li Shenggang¹, Hou Zhimin², Zhang Xuhu¹, Ji Wei¹, Zhang Haiyang¹

(1. Aerospace Research Institute of Materials and Processing Technology, Beijing 100076, China)

(2. Western Titanium Technology Co., Ltd, Xi'an 710201, China)

Abstract: A novel near α -type powder metallurgy Ti-Al-V-Zr-Mo-Nb cryogenic titanium alloy (CT1400) was designed and fabricated. The microstructure characterization, room temperature and cryogenic mechanical properties and deformation behavior were investigated. The results indicate that the CT1400 mainly consists of lamellar α , equiaxed α and a few of lamellar β , and the volume fraction of equiaxed α formed by dynamic recrystallization process increases with the increasing of fabrication temperature. The sample fabricated at 920 °C displays optimal room temperature and cryogenic mechanical properties resulting from the most sufficient dynamic recrystallization process. Furthermore, CT1400 shows a mixed dislocation slipping and twinning deformation behavior at cryogenic temperature of 20 K, and the twinning deformation could improve the plastic deformation capacity of CT1400 via coordinating dislocation slipping. Finally, the dislocation strengthening effect induces the superior ultimate tensile strength under cryogenics temperature, and contributes to the excellent coupling of strength and ductility of CT1400.

Key words: titanium alloy; cryogenic; microstructure; mechanical properties

Corresponding author: Lu Zichuan, Ph. D., Senior Engineer, Aerospace Research Institute of Materials and Processing Technology, Beijing 100076, P. R. China, Tel: 0086-10-68383316, E-mail: luzichuan1992@163.com