DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2025.5050

新型高强韧钛合金薄板高温变形行为研究

王鹏伟[1],王逸涵[2],陈家豪[1],李志鹏[3],董子祥[1],王润泽[1],唐　斌[1]

(1. 西北工业大学 凝固技术全国重点实验室,陕西 西安 710072;2. 中国航空制造技术研究院,北京 100024;3. 中国航空工业集团公司 沈阳飞机设计研究所,辽宁 沈阳 110035)

摘　要:为探究不同初始组织新型高强韧钛合金 TC21 薄板的高温力学响应和变形机制,选用具有片层组织和双态组织的 2 种 1.5 mm 厚薄板,开展高温拉伸实验。借助扫描电子显微镜(SEM)及电子背散射衍射(EBSD)等技术手段,对不同变形条件下试样的微观组织特征进行表征。研究发现,在 880 和 900 ℃ 2 种变形温度,以及 0.01 和 0.001 s^{-1} 应变速率条件下,合金展现出超塑性变形特征,断后伸长率均超过 100%。在高温变形进程中,动态再结晶和相变协同作用显著,表现为晶粒的细化及等轴化程度高且 β 相含量最多。

关键词:TC21 钛合金;高温变形;超塑性;动态再结晶;相变

中图分类号:TG146.23　　**文献标识码**:A　　**文章编号**:1000-8365(2025)11-1067-08

Study of the High-Temperature Deformation Behavior of Novel High-Strength-High-Toughness Titanium Alloy Thin Sheets

WANG Pengwei[1], WANG Yihan[2], CHEN Jiahao[1], LI Zhipeng[3], DONG Zixiang[1], WANG Runze[1], TANG Bin[1]

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 2. AVIC Manufacturing Technology Institute, Beijing 100024, China; 3. Shenyang Institute of Aircraft Design of China Aviation Industry Group Corporation, Shenyang 110035, China)

Abstract: To investigate the high-temperature mechanical response and deformation mechanisms of novel high-strength and high-toughness TC21 titanium alloy thin sheets with different initial microstructures, 1.5-mm-thick sheets featuring lamellar and duplex microstructures were utilized to conduct high-temperature tensile experiments. Microstructural characterization of the samples under various deformation conditions was performed by scanning electron microscopy (SEM) and electron backscatter diffraction (EBSD). The results reveal that the alloy exhibits superplastic deformation characteristics at 880 and 900 ℃ with strain rates of 0.01 and 0.001 s^{-1}, resulting in elongations exceeding 100%. During deformation, dynamic recrystallization and phase transformation exhibit a significant synergistic effect, manifested as grain refinement, pronounced equiaxialization, and a maximum β-phase content.

Key words: TC21 titanium alloy; high-temperature deformation; superplasticity; dynamic recrystallization; phase transformation

钛合金因其卓越的比强度、优异的耐腐蚀性及良好的加工性能,在航空航天等领域受到关注。航空航天领域对材料性能的要求极为严苛,需要材料在确保高强度的同时兼具良好的韧性和抗疲劳性能。TC21 钛合金是我国自主研发的高强韧损伤容限型钛合金,其化学成分复杂(Ti-Al-Sn-Zr-Mo-Cr-Nb-Ni-Si 体系),具有高强度(室温强度达 1 050~1 100 MPa)和优异的断裂韧性(70 MPa·$m^{1/2}$),被广泛应用于航空航天等关键承力部件[1-5]。

近年来,随着航空航天领域对高性能结构材料需求的持续增加,TC21 钛合金以其优异的综合力学性能成为研究热点。关于金属热变形行为研究也取得了诸多重要进展,许多学者从不同角度对金属热变形行为展开研究,为优化热加工工艺提供理论依

收稿日期:2025-03-28

基金项目:国家重点研发计划(2021YFB3702602);陕西省科学家工程师项目(2022KXJ-109)

作者简介:王鹏伟,2000 年生,硕士生.研究方向为钛合金高温变形行为.Email: wangpengwei151@mail.nwpu.edu.cn

通信作者:陈家豪,1994 年生,博士生.研究方向为钛合金热成形行为研究与数值仿真.Email: batboychen56@163.com

引用格式:王鹏伟,王逸涵,陈家豪,李志鹏,董子祥,王润泽,唐斌.新型高强韧钛合金薄板高温变形行为研究[J].铸造技术,2025,46(11):1067-1074.

WANG P W, WANG Y H, CHEN J H, LI Z P, DONG Z X, WANG R Z, TANG B. Study of the high-temperature deformation behavior of novel high-strength-high-toughness titanium alloy thin sheets[J]. Foundry Technology, 2025, 46(11): 1067-1074.

中国知网　https://www.cnki.net

据。程军等[6]在研究变形量对$(CoNiV)_{97}Al_3$中熵合金微观组织和力学性能的影响时发现，该合金以位错滑移为主导变形机制，孪晶通过增加位错存储量和促进位错滑移堆积，与位错协同作用，使得合金具有良好的塑性变形能力和韧性断裂特征。刘知多等[7]研究了 2 种不同热处理工艺(固溶+等温时效和固溶+随炉冷却)对亚稳态 β 钛合金 Ti-6Mo-5V-3Al-2Fe-2Zr 低周疲劳行为的影响，发现固溶+随炉冷却处理后的合金晶内 α 相将基体分割为若干“封闭单元”，且 β 晶界处形成的 WGBα 相促进了疲劳裂纹的扩展，导致其低周疲劳寿命低于固溶+等温时效处理的合金。Li 等[8]通过热压缩实验探究了片层组织 TC21 钛合金在不同温度和应变速率下的热变形行为，确定了流动失稳区域和锻造的适宜参数，明晰了不同应变速率下的球化机制。Chen 等[9]研究了 Ti-43Al-4Nb-1Mo-0.2B 合金在 1 200 ℃、0.01/s 热变形条件下动态再结晶(dynamic recrystallization, DRX)与相变的相互作用及其对微观结构的影响，发现 α_2 相和 γ 相的动态再结晶速率较慢且伴随着层状扭结和旋转，而 $\alpha_2\rightarrow\beta_0$ 及 $\alpha_2\rightarrow\gamma$ 相变显著促进了 α_2 片层的动态再结晶和分解。Cheng 等[10]研究亚稳态 β 型钛合金Ti-B12 在热压缩变形过程中 α 相的析出行为与微观结构演变中发现位错密度增加和局部应力集中促进了 α 相的析出，且 α 相的形态和分布特征对合金的微观结构和力学性能具有重要影响。此外，超塑性也是 TC21 钛合金的研究热点，其在特定条件下表现出来的异常高塑性变形能力，对于 TC21 钛合金的工程化应用具有重大意义。研究表明，TC21 钛合金拥有较为宽泛的超塑性温度–应变速率区间，在 720~960 ℃和 5.5×10^{-5}/s~1.1×10^{-2}/s 的应变速率范围内表现出良好的超塑性，并且平均应力很小，表明在合适的温度和应变速率匹配下，TC21 钛合金能够实现极大程度的塑性变形，有利于成形加工[11-13]。TC21 钛合金的优良力学性能不仅取决于其初始微观组织特征(如 α 相形态、β 晶粒尺寸等)，还与热变形条件(变形温度和应变速率)密切相关[14]。初始组织中的粗大片层组织会显著降低材料的塑韧性，而且通过优化热变形参数可以有效促进组织细化和均匀化。因此，深入研究初始组织遗传性与热变形工艺参数的耦合作用机制，对于实现 TC21 钛合金的高性能化制备具有科学意义和工程应用价值。

本文以具有不同初始微观组织的 TC21 钛合金薄板为对象，研究不同热变形条件下 TC21 钛合金薄板的力学响应及高温变形组织，为该合金在航空结构件成形中的工程应用提供理论和数据参考。

1 实验材料与方法

实验材料为西部钛业提供的 1.5 mm 厚的热轧退火态 TC21 板材，初始组织分别为片层组织和双态组织(图 1a 和 b)，经连续升温金相法测试，其 β 相变转变温度为(955±5) ℃。分别对 2 种初始组织的板材进行高温拉伸实验，其中片层组织在 900 ℃下以 0.001/s 的等温恒应变速率拉伸变形，同时双态组织分别在 880 和 900 ℃下以 0.01 和 0.001/s 的等温恒应变速率拉伸变形，拉伸试样尺寸如图 2 所示。由于钛合金高温下易氧化，因此在试样表面涂抹CMS-19B 钛合金用热处理防护涂料(用软羊毛刷刷涂，刷涂前在 60~100 ℃预热 0.5 h)，将拉断后的试样立马水淬，以保留其高温变形后的组织。试样高温拉伸后用线切割机沿如图 3 位置切割，经研磨、抛光、腐蚀后利用配备 Oxford C-Nano EBSD 探头的 Tescan Clara GMH 扫描电子显微镜对试样截面进行 SEM 及 EBSD 观察，以明确不同组织及不同变形条件下 TC21 钛合金高温拉伸行为中的组织演变特征。其中用于 EBSD 观察的试样使用体积比为甲醇:正丁醇:高氯酸 =60:35:5 的电解液进行电抛，用于 SEM 观察的试样使用体积比为氢氟酸:硝酸:水=1:1:8 的腐蚀液进行腐蚀。EBSD 表征在 20 kV 的加速电压下进行，采样步长为 0.4 μm。

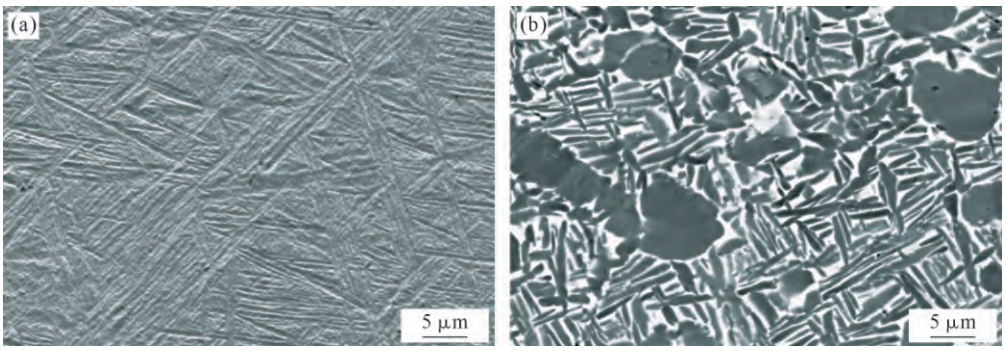


图 1 TC21 钛合金初始组织：(a) 片层组织；(b) 双态组织
Fig.1 Initial microstructure of the TC21 alloy: (a) lamellar structure; (b) duplex structure

中国知网 https://www.cnki.net

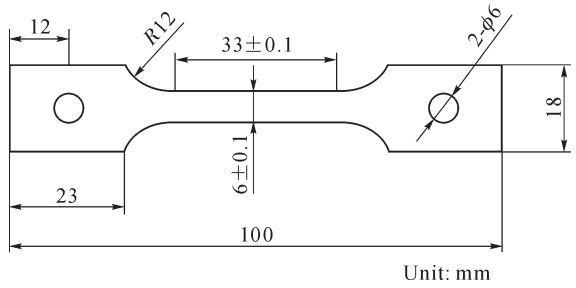


图 2　拉伸试样的形状和尺寸

Fig.2　Shape and size of the sample for tensile deformation

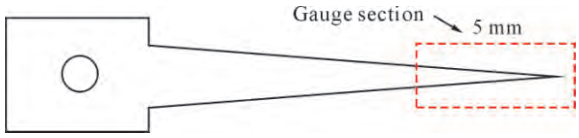


图 3　断裂试样微观结构观察位置示意图

Fig.3　Schematic diagram of the microstructure of the fractured sample

2　实验结果及讨论

2.1　高温拉伸应力–应变曲线

表 1 为 TC21 钛合金在 900 ℃、0.001/s 应变速率下的高温拉伸断后伸长率，2 种组织的伸长率均超过 100%，可见在此条件下该合金片层组织、双态组织均呈现超塑性的特点，并且可以发现双态组织的断后伸长率明显大于片层组织。双态组织由等轴初生 α 相和 β 转变组织构成，这种复合结构在变形过程中表现出双重优势：①等轴初生 α 相具有较高的滑移系开动能力，同时可通过晶粒转动和晶界滑移有效协调变形，从而抑制应力集中；②β 转变组织中的细小片层结构在动态软化过程中易发生动态再结晶，形成新生的细小等轴晶粒，进一步促进变形均匀性。此外，双态组织中复杂的晶界网络(包括大角度晶界和曲折的界面形态)通过晶界强化机制阻碍裂纹的萌生与扩展，进而显著提升材料的塑性；而片层组织由 β 晶粒内规则排列着的片状 α 团簇组成，拉伸变形过程中，位错在取向一致的片状 α 团簇内连续长程滑移，而后在不同取向 α 团簇边界受阻，导致应变分配不均匀和相邻 α 团簇边界严重的应力集中，引发微裂纹过早萌生[15-17]。

表1 片层组织和双态组织在900 ℃、0.001 s^{-1}应变速率下的断后伸长率

Tab.1 Elongation of the lamellar microstructure and duplex microstructure at 900 °C under a strain rate of 0.001 s^{-1}

	Lamellar microstructure	Duplex microstructure
Elongation	112%	226%

图 4 给出了不同初始组织的 TC21 钛合金在 900 ℃，应变速率为 0.001/s 条件下的高温拉伸工程应力–应变及真应力–应变曲线。从图中可以看出，TC21 钛合金在此条件下进行高温拉伸实验时，在变形初期呈现出明显的加工硬化，随后出现典型的动态软化现象。在变形初期，流动应力随应变增大而迅速增大，越过峰值后，流动应力逐渐下降。值得关注的是，材料的初始组织状态对其流变行为起到了关键作用。从图 4 中可以看出片层组织的峰值应力均明显高于双态组织，峰值应力的大小反映了材料抵抗塑性变形的敏感性，较低的峰值应力对应较好的超塑性，且对于片层组织试样而言，其流动应力在越过峰值后急剧下降；相比之下，双态组织的流动应力下降过程更为平缓。由此可见，双态组织的优异性能与其显微结构密切相关。

表 2 为双态组织在不同条件下高温拉伸后的断后伸长率，该合金断后伸长率均超过 100%，呈现出典型的超塑性状态。其中在 880 ℃、0.001/s 下的塑性最好，其断后伸长率达 298%，并且当变形温度相同时，应变速率的降低明显有助于 TC21 钛合金塑性的提升；而当应变速率相同时，温度的提升反而会使材料的塑性有所降低，这可能是因为温度升高使得晶粒长大，从而降低了材料的塑性。

图 5 为双态 TC21 钛合金在不同变形条件下的工程应力–应变曲线和真应力–应变曲线。从图中可

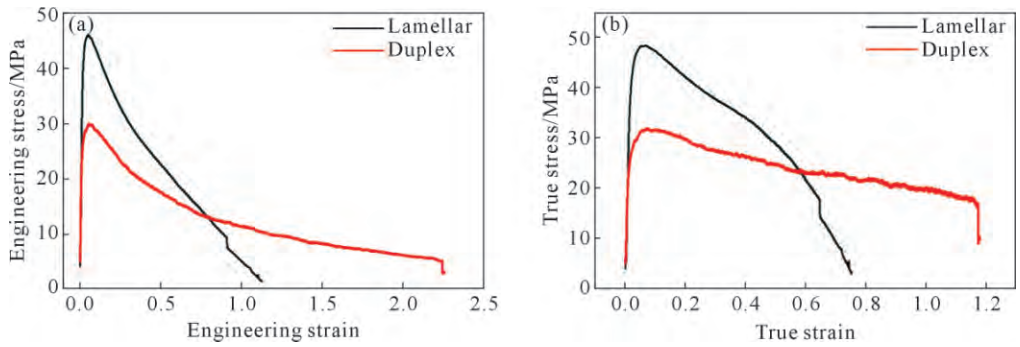


图 4　不同组织 TC21 钛合金在 900 ℃，0.001 s^{-1} 下的曲线：(a) 工程应力–应变；(b) 真应力–应变

Fig.4　Curves of TC21 alloys with different microstructures at 900 ℃ and a strain rate of 0.001 s^{-1}: (a) engineering stress-engineering strain curves; (b) true stress-true strain curves

中国知网　https://www.cnki.net

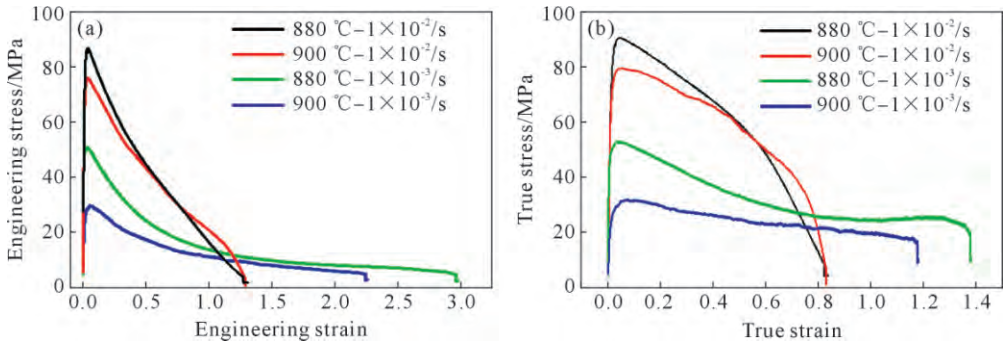


图 5 双态 TC21 钛合金在不同变形条件下的曲线：(a) 工程应力–工程应变曲线；(b) 真应力–真应变曲线

Fig.5 Curves of the duplex TC21 alloy under different deformation conditions: (a) engineering stress-engineering strain curves; (b) true stress-true strain curves

表2 双态组织在不同变形条件下的断后伸长率

Tab.2 Elongation after fracture of the duplex microstructure under different deformation conditions

Deformation conditions	880 ℃		900 ℃	
	0.01/s	0.001/s	0.01/s	0.001/s
Elongation	131%	298%	129%	226%

以发现，当变形温度相同时，应变速率的降低使得峰值应力明显下降；当应变速率相同时，温度的升高也使得峰值应力有所下降，但是相比于应变速率对峰值应力的影响，变形温度影响不大。牛勇等[18]依据试验观察结果，将应力–应变曲线分为 4 类：Ⅰ型，高应变速率变形时，合金表现为连续动态软化行为，流动应力随应变增加，达到峰值后随应变增加而减小，没有稳态流动；Ⅱ型，流动应力随应变增加而增加，达到峰值后随应变增加而减小，大应变处出现近稳态流动；Ⅲ型，流动应力随应变增加而快速达到峰值，然后出现稳态流动；Ⅳ型，流动应力随应变增加而快速达到峰值，小波动后出现稳态流动。在本次高温拉伸试验过程中，可以明显观察到 2 类曲线特征：①Ⅲ型，即当试样处于低应变速率(0.001/s)和高温(900 ℃)变形条件下，流动应力随应变的增加而迅速增大至峰值，随后呈现稳态流动的趋势。这一现象源于材料内部动态软化与加工硬化机制的瞬时平衡。在变形初期，位错增殖引发的加工硬化占主导地位，促使应力快速上升；随着变形的持续，动态回复与晶界滑移等软化机制被充分激活，两者的竞争达到动态平衡，形成稳态流动阶段。这种稳态流变行为与超塑性变形过程中晶界扩散主导的协调机制密切相关，相关研究成果在文献[19]中得以阐述，此外关于其他钛合金在低应变速率条件下的变形研究中[20-23]，亦观察到与之类似的稳态流动现象，进一步验证了该现象在钛合金材料变形行为中的普遍性。②Ⅰ型，即在其他变形条件下，变形初期流动应力迅速增大至峰值，随后应力随应变增加而迅速降低。在变形初期，位错的高速增殖与运动导致大量位错胞的形成和位错缠结的加剧，引发应力迅速上升；随着变形量的累积，材料内部的变形激活能显著提高，动态再结晶与动态回复等软化机制逐渐占据主导地位。特别是动态再结晶过程通过消耗高位错密度的变形组织，形成新生的细小等轴晶粒，有效释放了内部储存能，使得软化效应超过硬化效应，最终导致流动应力的持续下降。在相同应变速率下，变形温度越高，应力越小，这是因为高温会促进位错运动，减少位错塞积，并且高温会加速动态回复和再结晶过程，从而降低应力；在相同变形温度下，应变速率越大，应力越大，这是因为高应变速率缩短了位错运动的时间，导致位错塞积加剧，应变硬化效应增强，从而增大了流动阻力。

2.2 显微组织分析

2.2.1 初始组织

结合以上分析可知，双态组织在高温下的力学性能优于片层组织，且在工程实际应用场景中，双态组织的应用范围更为广泛，深入探究其在高温变形过程中的微观组织演变规律，揭示加工参数与组织演化之间的内在联系，对于优化热加工工艺、提升材料的性能具有重要意义和工程应用价值。

图 6 给出了双态组织 TC21 钛合金的 EBSD 结果，在图 6a 所示的相分布中，蓝色区域对应 α 相，绿色区域代表 β 相，黑线和红线分别代表大角度晶界(取向差角>15°)和小角度晶界(取向差角 2°~15°)，其中大角度晶界占比 76%，小角度晶界占比 24%。图 6b 和 c 分别给出了 α 相和 β 相的晶粒尺寸分布直方图，其中 α 相的平均晶粒尺寸为 5.76 μm，β 相的平均晶粒尺寸为 2.33 μm，表明其为细晶组织，细晶组织与高比例大角度晶界的存在，不仅有利于提高材料的高温塑性变形能力，还为动态再结晶等软化机制的发生提供了充足的晶界形核位点。

2.2.2 高温拉伸变形过程中的组织演变

为深入揭示变形工艺参数(变形温度与应变速

中国知网 https://www.cnki.net

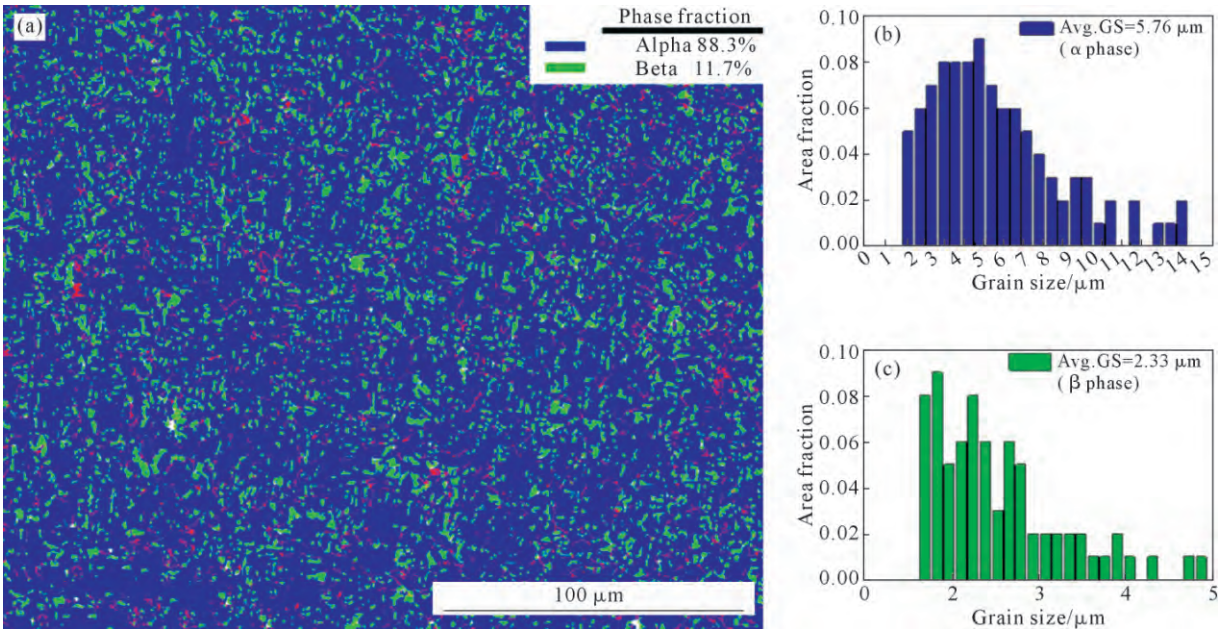


图 6 TC21 钛合金双态初始组织的 EBSD 表征：(a) α 相和 β 相分布相图；(b, c) α 相和 β 相的晶粒尺寸分布

Fig.6 EBSD characterization of the initial microstructure of the TC21 alloy: (a) phase distribution diagram of the α phase and β phase; (b, c) grain size distribution diagrams of the α phase and β phase

率)对 TC21 钛合金微观组织演变的影响规律，开展了该合金在 880 和 900 ℃、0.01 与 0.001/s 应变速率条件下的高温拉伸实验，并对断口附近区域进行了电子背散射衍射(EBSD)显微组织分析。图 7 为断口附近的 EBSD 结果，包括 IPF 图、相分布图。从图 7a~d 的 IPF 图中可以看出，TC21 钛合金在 4 种变形条件下均发生了不同程度的动态再结晶，在 880 ℃、0.001/s 的变形条件下，动态再结晶程度更高，组织更为均匀；在其他变形条件下微观组织表现出以晶粒尺寸差异显著和分布不均匀为特征的混合晶粒结构，并且 α 晶粒和 β 晶粒呈现出部分等轴形貌。图 7e~h 的相分布图显示，相比于初始态组织，在低于 β 转变温度(955 ℃)的高温变形后试样中的 β 相含量显著增加，说明材料在拉伸变形中发生了应力或应变诱导的 α→β 相变，拉伸变形可能会引入位错等缺陷，这些缺陷可作为 β 相形核位置，促进 β 相的形核。Zhang 等[24]发现应变或应力诱导的 α→β 相变可以作为一种额外的调节机制来松弛应力集中，抑制孔洞的生成，增强超塑性。一般来说，β 相的体积分数在超塑性变形中起着关键作用，因为 β 相是钛合金变形组织中的“软”相，具有更多的滑移系，可以作为(α+β)双相组织中的“润滑剂”，并且钛合金中存在的可变形 β 相可以提供比沿 α/α 或 β/β 晶界具有更小滑动阻力的 α/β 晶界，从而缓解应力集中，提高材料的断后伸长率[25]。

图 8a 和 b 分别为不同应变速率下的 α 晶粒和 β 晶粒的晶粒尺寸分布图，与初始态晶粒相比，α 晶粒发生了细化，这主要归因于两方面因素①相变过程中新生 β 相的大量析出及其细小弥散的分布特征，为晶界迁移提供了有效的钉扎位点，从而抑制了 α 相晶粒的粗化；②高温变形诱发的动态再结晶过程促使原始晶粒发生破碎，并通过再结晶形核与长大机制形成细小的等轴 α 晶粒。与之相对，β 晶粒相较于初始态晶粒有所长大，这是由于 β 晶粒持续形核并不断长大，且变形温度越高，应变速率越慢，长大越明显。

图 9 为 TC21 钛合金在不同条件下变形后的 KAM 图，较高的 KAM 值表明较高的位错密度和较高的变形储存能，最低和最高的 KAM 值分别用蓝色和红色表示。从图中可以发现，在相同变形温度下，随着应变速率的增加，变形晶粒的 KAM 值不断增加，而位错在晶界处的积累导致晶界处的 KAM值较高，且相比于其他变形条件，在 880 ℃、0.001/s 时 KAM 值最小，表明此条件动态再结晶更为充分，这是因为在 880 ℃、0.001/s 的条件下，TC21 钛合金处于 α+β 两相区，此时 β 相的含量逐渐增加，而 α 相的钉扎作用减弱，较高的温度有助于降低晶界的迁移能垒，促进晶界扩散和迁移，从而加速动态再结晶的进行；在 0.001/s 的低应变速率下，变形过程中产生的位错密度适中，能够为动态再结晶提供足够的驱动力，同时避免了过高的应变速率导致的快速硬化和位错塞积，较低的应变速率使得变形过程中产生的能量可以及时通过晶界扩散和迁移释放，从而促进动态再结晶。因此在此条件下动态再结晶充分

中国知网　https://www.cnki.net

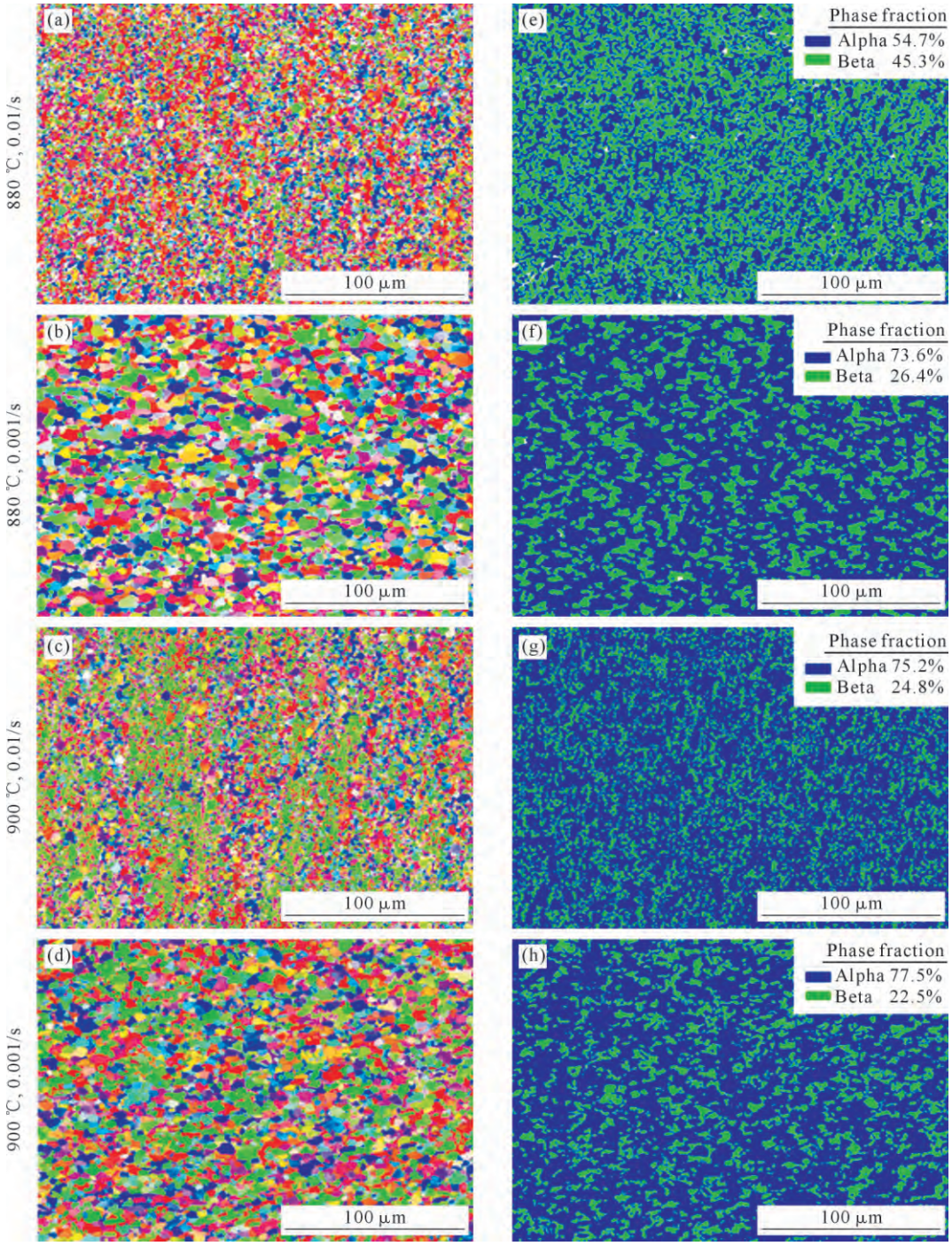


图 7 TC21 钛合金在不同条件下变形后组织的 EBSD 分析：(a~d) 变形试样 IPF 图；(e~h) 变形试样相图

Fig.7 EBSD analysis of the microstructure of the TC21 titanium alloy after deformation under different conditions: (a~d) IPF maps of deformed samples; (e~h) phase maps of deformed samples

进行，晶粒尺寸显著细化，从而提高了 TC21 钛合金的超塑性，这也与上文双态组织在此条件下断后伸长率最高相对应。

3 结论

(1)TC21 钛合金的初始显微组织对于高温拉伸变形具有显著影响，相较于典型的片层组织，双态组织表现出更为优异的塑性，并且峰值应力更低且流动应力下降趋势更为平缓。

(2)在 880 和 900 ℃，0.01 和 0.001/s 的变形条件下，双态组织 TC21 钛合金均表现出典型的超塑性特性(断后伸长率>100%)，TC21 钛合金在高温变形过程中，动态再结晶和相变协同作用显著，表现为 KAM 值降低和 α 相晶粒细化以及 β 相含量增加。

(3)双态组织在 880 ℃、0.001/s 条件下，动态再结晶最充分，KAM 值最小且晶粒等轴化程度更高，晶粒大小更为均匀。

中国知网 https://www.cnki.net

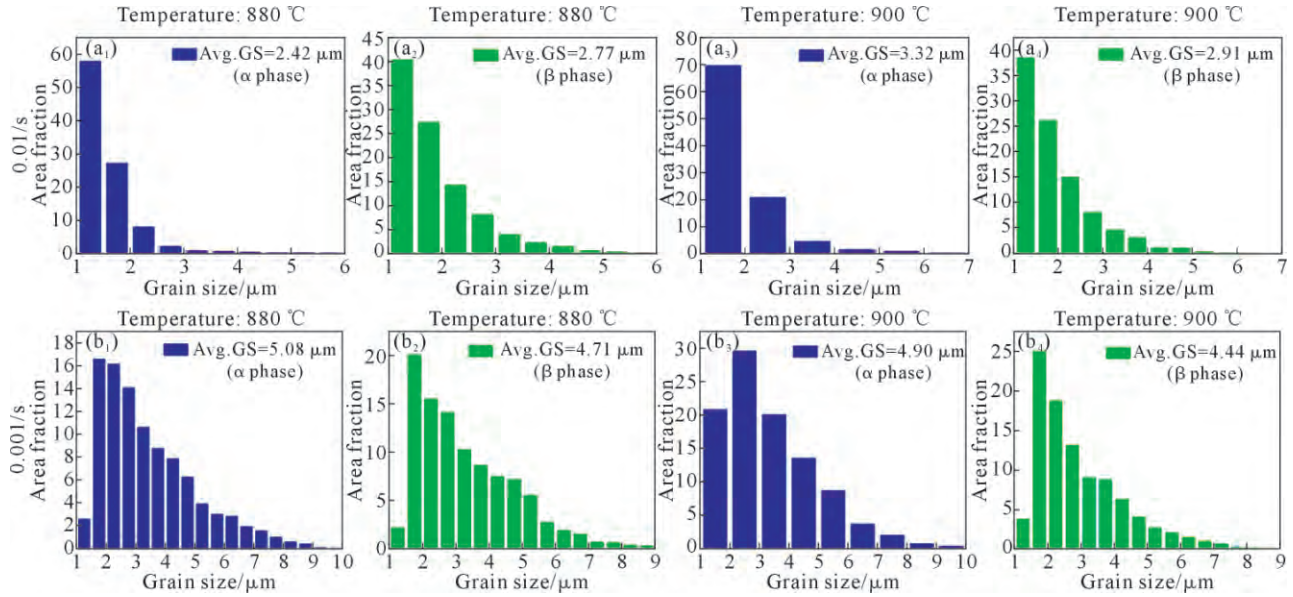


图 8　TC21 **钛合金在** 880 **和** 900 ℃**不同应变速率下** α **相和** β **相的晶粒尺寸分布**：(a_1~a_4) 0.01 s^{-1}; (b_1~b_4) 0.001 s^{-1}

Fig.8　Grain size distribution of α and β phases in TC21 titanium alloy at 880 and 900 ℃ under different strain rates: (a_1~a_4) 0.01 s^{-1}; (b_1~b_4) 0.001 s^{-1}

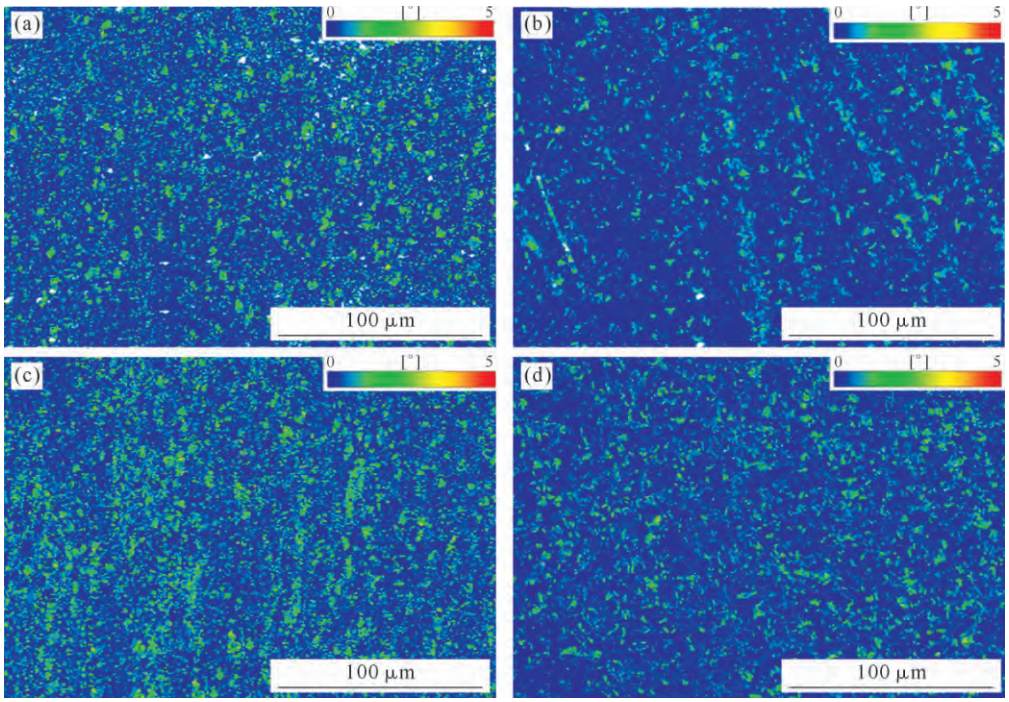


图 9　TC21 **钛合金在不同条件下变形后的** KAM **图**：(a) 880 ℃, 0.01 s^{-1}; (b) 880 ℃, 0.001 s^{-1}; (c) 900 ℃, 0.01 s^{-1}; (d) 900 ℃, 0.001 s^{-1}

Fig.9　KAM maps of the TC21 titanium alloy deformed under different conditions: (a) 880 ℃, 0.01 s^{-1}; (b) 880 ℃, 0.001 s^{-1}; (c) 900 ℃, 0.01 s^{-1}; (d) 900 ℃, 0.001 s^{-1}

参考文献：

[1] **王国峰，刘永康，刘青，张靖轩，王月林**. Ni-Co **纳米镀层为中间层的** TC4 **钛合金低温扩散连接**[J]. **锻压技术**，2022, 47(11): 239-245.
WANG G F, LIU Y K, LIU Q, ZHANG J X, WANG Y L. Low temperature diffusion bonding on TC4 titanium alloy with Ni-Co nano-coating as intermediate layer[J]. Forging & Stamping Technology, 2022, 47(11): 239-245.

[2] **朱知寿，王新南，童路，曹春晓. 中国航空结构用新型钛合金研究**[J]. **钛工业进展**，2007, 24(6): 28-32.
ZHU Z S, WANG X N, TONG L, CAO C X. Studies of new-type titanium alloys for aviation industry application in China[J]. Titanium Industry Progress, 2007, 24(6): 28-32.

[3] **刘全明，张朝晖，刘世锋，杨海瑛. 钛合金在航空航天及武器装备领域的应用与发展**[J]. **钢铁研究学报**，2015, 27(3): 1-4.
LIU Q M, ZHANG C H, LIU S F, YANG H Y. Application and development of titanium alloy in aerospace and military hardware[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2015, 27(3): 1-4.

[4] **金和喜，魏克湘，李建明，周建宇，彭文静. 航空用钛合金研究进展**[J]. **中国有色金属学报**，2015, 25(2): 280-292.
JIN H X, WEI K X, LI J M, ZHOU J Y, PENG W J. Research development of titanium alloy in aerospace industry[J]. The Chinese

中国知网　https://www.cnki.net

Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(2): 280-292.

[5] SHI Z F, GUO H Z, LIU R, WANG X C, YAO Z Y. Microstructure and mechanical properties of TC21 titanium alloy by near-isothermal forging[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2015, 25(1): 72-79.

[6] 程军. 变形量对 $(CoNiV)_{97}Al_3$ 中熵合金组织和力学性能的影响[J]. 有色金属材料与工程, 2024, 45(3): 1-8.
CHENG J. Effect of deformation on microstructure and mechanicalproperties of $(CoNiV)_{97}Al_3$ medium entropy alloy[J]. Nonferrous Metal Materials and Engineering, 2024, 45(3): 1-8.

[7] 刘知多, 张浩宇, 周舸, 程军, 张兴君, 陈立佳. 两种不同热处理工艺下亚稳 β 钛合金 Ti-6Mo-5V-3Al-2Fe-2Zr 的低周疲劳行为[J]. 稀有金属材料与工程, 2023, 52(2): 658-666.
LIU Z D, ZHANG H Y, ZHOU G, CHENG J, ZHANG X J, CHEN L J. Low-cycle fatigue behavior of metastable β titanium alloy Ti-6Mo-5V-3Al-2Fe-2Zr with two kinds of heat treatment[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2023, 52(2): 658-666.

[8] LI X, OUYANG D L, ZHANG K M, WANG K L, CUI X. Hot deformation characteristic of TC21 titanium alloy with lamellar microstructure [J]. Materials Today Communications, 2024, 39: 108709.

[9] CHEN X F, TANG B, WEI B B, XU W X, MA B, DAI J H, ZHENG G M, LI J S. Interaction between dynamic recrystallization and phase transformation of Ti-43Al-4Nb-1Mo-0.2B alloy during hot deformation[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2025, 214: 130-142.

[10] CHENG J, YU S, LI J S, GAI J Y, DU Z X, DONG F Y, ZHANG J Y, ZHANG X Y. Precipitation behavior and microstructural evolution of α phase during hot deformation in a novel β-air-cooled metastable β-type Ti-B12 alloy[J]. Metals, 2022, 12(5): 770.

[11] DONG H B, WANG G C. Superplasticity and microstructure of TC21 titanium alloy during thermomechanical treatment[J]. Materials Science and Technology, 2013, 29(8): 943-946.

[12] 郭鸿镇, 张维, 赵张龙, 姚泽坤, 虢迎光, 王保善, 赵永庆, 曲恒磊. TC21 新型钛合金的超塑性拉伸行为及组织演化[J]. 稀有金属材料与工程, 2005, 34(12): 1935-1939.
GUO H Z, ZHANG W, ZHAO Z L, YAO Z K, GUO Y G, WANG B S, ZHAO Y Q, QU H L. The superplastic tensile deformation behavior and structure evolution of new type titanium alloy-TC21 [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2005, 34(12): 1935-1939.

[13] 赵张龙, 郭鸿镇, 姚泽坤, 张维. 应变速率对 TC21 钛合金超塑性拉伸微观组织的影响[J]. 热加工工艺, 2007, 36(8): 28-30.
ZHAO Z L, GUO H Z, YAO Z K, ZHANG W. Influence of strain rate on superplastic tensile microstructure of TC21 titanium alloy [J]. Hot Working Technology, 2007, 36(8): 28-30.

[14] LUO J, LI M Q, LI H, YU W X. Effect of the strain on the deformation behavior of isothermally compressed Ti-6Al-4V alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2009, 505(1-2): 88-95.

[15] PETERS J O, LUTJERING G. Comparison of the fatigue and fracture of α+β and β titanium alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2001, 32: 2805-2818.

[16] FEI Y H, ZHOU L, QU H L, ZHAO Y Q, HUANG C Z. The phase and microstructure of TC21 alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2008, 494(1-2): 166-172.

[17] 朱知寿, 商国强, 王新南, 祝力伟, 李静, 李明兵, 信云鹏, 刘格辰. 航空用钛合金显微组织控制和力学性能关系[J]. 航空材料学报, 2020, 40(3): 1-10.
ZHU Z S, SHANG G Q, WANG X N, ZHU L W, LI J, LI M B, XIN Y P, LIU G C. Microstructure controlling technology and mechanical properties relationship of titanium alloys for aviation applications[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2020, 40(3): 1-10.

[18] 牛勇. 置氢 Ti-600 合金高温塑性变形研究[D]. 西安: 西北工业大学, 2009.
NIU Y. Study on high temperature deformation behavior of the hydrogenated Ti-600 alloy[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2009.

[19] JIA W J, ZENG W D, ZHOU Y G, LIU J R, WANG Q J. High-temperature deformation behavior of Ti60 titanium alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 528(12): 4068-4074.

[20] WANG K, ZHANG W J, OGURA T, MORISADA Y, ZHAO X Q. Superplastic behavior of fine-grained Ti-10V-2Fe-3Al alloy fabricated by friction stir processing[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2025, 206: 26-36.

[21] ALABORT E, BARBA D, SHAGIEV R, MURZINOVA M A, GALEYEV R M. Alloys-by-design: Application to titanium alloys for optimal superplasticity[J]. Acta Materialia, 2019, 178: 275-287.

[22] ZHANG T Y, LIU Y, SANDERS D G, LIU B, ZHANG W D. Development of fine-grain size titanium 6Al-4V alloy sheet material for low temperature superplastic forming [J]. Materials Science and Engineering: A, 2014, 608: 265-272.

[23] ZHANG S, LIANG Y L, XIA Q F, OU M G. Study on tensile deformation behavior of TC21 titanium alloy[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2019, 28: 1581-1590.

[24] ZHANG W, LIU H, DING H, FUJII H. Superplastic deformation mechanism of the friction stir processed fully lamellar Ti-6Al-4V alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 785: 139390.

[25] MA L X, WAN M, LI W D, SHAO J, HAN X N. On the superplastic deformation mechanisms of near-α TNW700 titanium alloy[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2022, 108: 173-185.

(责任编辑:李亚敏)

中国知网 https://www.cnki.net