引用格式：张海瑞，牛红志，张德良，等. 富氧近α钛合金复合片层组织的微织构生成机制和力学行为[J]. 材料工程，2026，54(8)：31-41.
ZHANG Hairui，NIU Hongzhi，ZHANG Deliang，et al. Micro-texture formation mechanism and mechanical behavior of composite lamellar microstructure in oxygen-enriched near-α titanium alloys[J]. Journal of Materials Engineering，2026，54(8)：31-41.

富氧近α钛合金复合片层组织的微织构生成机制和力学行为

张海瑞[1,2]，牛红志[3]，张德良[3]，张柯柯[1]，陈 光[1*]
（1 河南科技大学 高温轻合金及应用技术全国重点实验室，河南 洛阳 471023；
2 河南科技大学 材料科学与工程学院，河南 洛阳 471023；3 东北大学 材料科学与工程学院，沈阳 110819）

摘要：为了解决粉末冶金钛合金富氧时强塑性失衡的难题，采用烧结-热挤压工艺制备出氧含量0.36%（质量分数）的两类α/β_t复合片层组织近α钛合金（880-PE1和880-PE2）。采用SEM和TEM分析晶体尺寸和形貌特征，通过XRD宏观织构和EBSD微观织构分析晶体取向信息，结合室温拉伸测试和位错明场像，研究组织与力学性能的关联及变形机制。结果表明：880-PE1无显著微织构，塑性变形时晶界α处诱发裂纹，断后伸长率仅8.9%；880-PE2形成$\langle 0001\rangle_\alpha$平行于挤压方向的微织构。该特殊织构可有效激活锥面$\langle c+a\rangle$位错并以波滑移方式运动，引发加工硬化率异常提升，同时促进片层扭曲与晶界协调变形，抑制晶界裂纹萌生。880-PE2抗拉强度达1070 MPa，断后伸长率提升至22.0%，实现强塑性协同改善。

关键词：富氧近α钛合金；微织构；α/β_t复合片层组织；力学性能；加工硬化率
doi：10.11868/j.issn.1001-4381.2026.000301 **CSTR**：32421.14.j.issn.1001-4381.2026.000301
中图分类号：TG146.2 **文献标识码**：A **文章编号**：1001-4381(2026)08-0031-11

Micro-texture formation mechanism and mechanical behavior of composite lamellar microstructure in oxygen-enriched near-α titanium alloys

ZHANG Hairui[1,2]，NIU Hongzhi[3]，ZHANG Deliang[3]，ZHANG Keke[1]，CHEN Guang[1*]
（1 State Key Laboratory of Light Superalloys，Henan University of Science and Technology，Luoyang 471023，Henan，China；2 School of Materials Science and Engineering，Henan University of Science and Technology，Luoyang 471023，Henan，China；3 School of Materials Science and Engineering，Northeastern University，Shenyang 110819，China）

Abstract：To address the strength-ductility trade-off dilemma of high-oxygen powder metallurgy (PM) titanium alloys，two types of near-α titanium alloys (880-PE1 and 880-PE2) with α/β_t composite lamellar microstructure and oxygen mass fraction of 0.36% are fabricated via the combination of sintering and hot extrusion process. The crystal size and morphological characteristics are analyzed by scanning electron microscopy (SEM) and transmission electron microscopy (TEM). The crystallographic orientation features are examined through X-ray diffraction (XRD) macro-texture and electron backscatter diffraction (EBSD) micro-texture analysis. The relationships between microstructure and mechanical properties and deformation mechanisms are studied by combining room-temperature tensile tests and dislocation bright-field imaging observations. The results show that the 880-PE1 specimen exhibits no obvious micro-texture. Cracks initiate at grain boundaries of α phases during plastic deformation，resulting in a low elongation to fracture of only 8.9%. The 880-PE2 specimen develops a micro-texture with the $\langle 0001\rangle$ direction of α grains aligned parallel to the extrusion direction. This unique micro-texture can effectively activate pyramidal $\langle c+a\rangle$ dislocations，which move via wavy slip and give rise to an extraordinary increase in work-

hardening rate. Additionally, lamellar distortion and grain-boundary deformation compatibility are effectively promoted, and the initiation of intergranular cracks is suppressed simultaneously. Ultimate tensile strength of the 880-PE2 specimen reaches 1070 MPa, and the elongation to fracture increases to 22.0%, achieving synergistic improvement of strength–ductility.

Key words: oxygen-enriched near-α titanium alloy; micro-texture; α/β_t composite lamellar microstructure; mechanical property; work-hardening rate

钛合金具有低密度、高比强度与刚度、优异的耐腐蚀性能和抗蠕变性能等优点，被广泛应用于航空航天、生物医用和化工等领域[1]。近α型钛合金的Al当量小于9%（质量分数，下同），Mo当量为0.5%～2.5%，该类合金虽室温强度中等，但兼具优异的综合力学性能和良好的热塑性成形能力。目前，为提升钛合金制备过程中的能源与材料利用率，粉末冶金、超塑成形/扩散连接和激光增材制造等工艺已被广泛用于军工及民用领域的关键构件成形。激光成形虽可制备结构复杂且性能达标的零部件，但存在设备购置成本高、球形预合金粉末价格昂贵等不足。从材料生命周期角度来看，元素混合粉末冶金技术具有节能高效、工艺流程简洁、原料适配性强等显著优势[2]。然而，该工艺需在1200～1350 ℃保温1～3 h才能实现充分合金化，易形成粗大的片层组织[3]。合金中的高氧含量与粗大片层组织均易在原始β晶界处萌生裂纹并快速扩展，降低塑性。因此，改善元素混合粉末冶金法制备钛合金的室温塑性，已成为当前钛合金材料领域的一个研究热点与重点攻关方向。

在金属材料中，引入组织异构化设计理念，借助异构组织的微观异步变形效应，诱发更多几何必须位错，有助于协调材料变形，解决强度与塑性之间的矛盾[4-5]。对于近α钛合金，将普通片层组织在α+β两相区进行退火处理，原始β相基底会吞噬部分α片层，并发生区域宽化；快速冷却过程中，宽化的β区域变得不稳定，内部会析出纳米尺度的针状次生α相，高温的β相则演变成β转变组织（β-transformed structure，简称β_t）。交错或平行分布的α片层与片层间隙处的β_t区域共同构成α/β_t复合片层组织[6-7]。与普通α/β片层界面对位错滑移的筛选效应不同，钛合金α/β_t复合片层组织的位错运动容易在α/β_t界面处受阻，缩短位错有效滑移距离，使得复合片层组织的屈服强度高于普通α/β片层组织[8]。Zhang等[9]通过控制冷却速率，利用快扩散元素Cr和慢扩散元素Al的再分配，调控Ti-2.8Cr-4.5Zr-5.2Al的马氏体相尺寸，空冷条件下得到的样品抗拉强度为1030 MPa，断后伸长率高达22.8%；水冷条件下样品的抗拉强度高达1400 MPa，断后伸长率为12.6%。

此外，片层取向调控滑移行为决定钛合金和钛铝金属间化合物的各向异性规律[10]。其中，晶体取向及对应织构在改善塑性方面发挥关键作用[11]。在密排六方结构（HCP）镁合金中，当大多数晶粒的c轴平行于压缩方向时，锥面滑移（尤其是$\langle c+a\rangle$滑移）被激活，显著改善材料的低温塑性变形能力[12]。Mimoto等[13]发现，细小等轴组织的Ti-0.97O-0.11H合金存在$(0001)\langle 10\bar{1}0\rangle$织构时，断后伸长率可达23.9%。因此，晶体取向调控也是突破粉末冶金近α钛合金强塑性倒置矛盾的关键途径。在β相变点以上热变形的钛合金，冷却过程发生β→α相变，α首先在β晶界处形核，形成晶界α相（grain boundary，α_{GB}），随后，α片层在α_{GB}处形核，向晶内生长形成侧生α片（Widmanstätten grain boundary，α_{WGB}）区域[14]。α_{WGB}区域中的α片层通常与一侧的原始β晶粒保持$(0001)_\alpha // \{110\}_\beta$的位向关系，择优生长[15]，最终形成平行排列的α/β片层晶团。由于$\{110\}_\beta$与$(0001)_\alpha$的晶面间距极为接近，大部分α_{GB}在析出过程中也与一侧的原始β晶粒保持Burgers位向关系，与另一侧保持或不保持该位向关系，但遵循最小形核功原则形核[16]。Bhattacharyya等[17-18]和Van Bohemen等[19]发现，在β→α相变过程中，当相邻原始β晶粒存在共同的$\{110\}_\beta$取向时，该晶界两侧析出的α_{WGB}的$(0001)_\alpha$均沿这一共同的$\{110\}_\beta$方向析出，发生变体选择和择优生长，导致α_{GB}及晶界两边的α_{WGB}具有相同的$(0001)_\alpha$晶面取向；当相邻原始β晶粒不存在共同的$\{110\}_\beta$取向时，该晶界处析出的α_{WGB}变体数量较多，取向随机且呈现多样化[20]。

本工作以Ti-3Al-2Zr-2Mo-0.36O近α钛合金为研究对象，分别采用快速感应烧结与热挤压一体化成型技术和真空烧结后再经过β单相区热挤压制备片层组织钛合金，经过两相区退火处理，使β基底内析出密集分布的纳米尺度次生α相，形成α/β_t复合片层组织。采用SEM和TEM分析晶体尺寸和形貌特征，通过XRD宏观织构和EBSD微观织构分析晶体取向信息，结合室温拉伸测试和位错明场像研究组织特征，尤其是晶体取向与力学性能的关联及变形机制，以期为各类钛合金的组织调控、低成本高性能化制备提供理论依据。

1　实验材料与方法

1.1　实验材料

本工作使用的原材料为平均粒径为 3 mm 的 AlMo60 颗粒(辽宁忠世高新科技有限公司提供);0 级海绵钛颗粒(辽宁朝阳金达钛业股份有限公司提供);气雾化 Al 粉(北京兴荣源科技有限公司提供),过 200 目筛,中位粒径 D_{50}=25 μm;Mo 粉(北京兴荣源科技有限公司提供),最大尺寸小于 5 μm;ZrH_2 粉(北京兴荣源科技有限公司提供),过 200 目筛,D_{50}=26 μm,氢含量为 3.8%。在 9×10^4 Pa 的氢气压力下,将 0 级海绵钛在 600 ℃保温 4 h,完成氢化处理,氢化海绵钛的氢含量为 4.0%。

TiH_2 粉末采用机械球磨氢化海绵钛颗粒的方法制备。选用直径分别为 8 mm 和 16 mm 的不锈钢球,按质量比 1∶1 混合,以 5∶2 的球料比配料。球磨罐在氩气气氛手套箱内装料和密封。在行星式球磨机(QM-3SP4)上以 300 r/min 的转速球磨 5 min 后,将球磨罐转移到手套箱里,进行粉末的筛分和钝化处理。AlMo60 合金粉末采用机械球磨 AlMo60 中间合金颗粒的方法制备。添加少量氢化海绵钛作为控制剂,以防粘罐。所用球料比和球磨 TiH_2 保持一致。以 400 r/min 的转速球磨 2 h 后,进行粉末筛分和钝化。将 TiH_2 粉末、AlMo60 合金粉、纯 Al 粉、ZrH_2 粉按照 Ti-3Al-2Zr-2Mo 合金名义成分混合均匀后,称取 400 g 装入 H13 钢模具中,进行粉末压制,压制条件为 960 MPa 下保压 5 min。脱模后的粉末压坯直径为 55 mm,高度为 56 mm。

1.2　实验方法

将粉末压坯放入感应线圈中,封闭气氛保护箱舱门。抽真空后,充入高纯氩气,保证气氛保护箱内部的氧含量低于 0.02%。然后,以 80 ℃/min 的加热速率,将压坯快速感应加热至 1300 ℃,保温 5 min,再快速转移至气氛保护箱的挤压筒内,完成挤压。热挤压时,模具预热到 400 ℃,挤压比为 10∶1。得到的合金挤压棒材,经过 700 ℃/6 h/FC 真空脱氢退火处理,氢含量降低至 0.014%,组织演变过程参考文献[21]。然后在 880 ℃保温 1 h 后空冷,得到的样品命名为 880-PE1。粉末压坯在真空炉内进行烧结,初始气压为 5×10^{-3} Pa,以 10 ℃/min 的加热速率加热到 700 ℃,保温 1 h 完成脱氢退火处理,然后加热到 1300 ℃保温 2 h。接着,将烧结后的钛合金圆柱体放入感应线圈中,在氩气气氛保护下,快速感应加热到 1100 ℃保温 3 min,随后立即转移到挤压筒内完成挤压,挤压比为 10∶1,模具预热温度为 400 ℃。挤压后得到片层组织,氢含量为 0.018%。将片层组织在 880 ℃保温 1 h 后空冷,使得 β 基体内析出纳米尺度交错分布的次生 α 相,获得的挤压棒材命名为 880-PE2。图 1 为 880-PE1 和 880-PE2 的加工和热处理示意图。

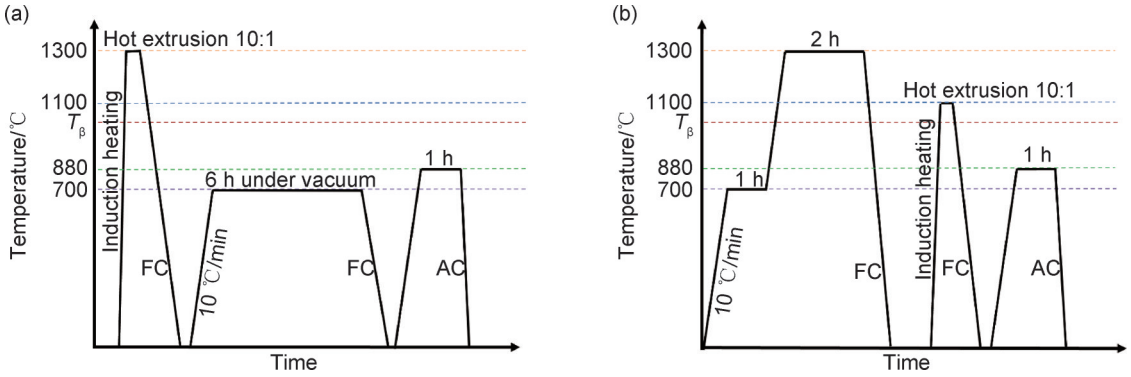


图 1　880-PE1(a)和 880-PE2(b)加工和热处理示意图

Fig.1　Schematic diagrams of processing and heat treatments for 880-PE1(a) and 880-PE2(b)

金相试样磨制抛光后,采用 Kroll 试剂(体积分数配比:2% 氢氟酸+8% 硝酸+90% 蒸馏水)进行腐蚀,腐蚀时间控制在 25 s 左右。采用光学显微镜(ZEISS Axio Lab.A1)、扫描电子显微镜(场发射 JSM-7001F,钨灯丝 JSM-6510A 和场发射 Quanta 250FEG)、TEM 电镜(JEM-2100F)对材料的显微组织进行表征。使用 Image Pro Plus 软件对 SEM 拍摄的显微组织照片的相含量和组织构成进行统计。制备透射样品时,首先将线切割的薄片机械磨至 60 μm,再冲成 3 mm 的小圆片,以体积分数为 6% 高氯酸+34% 正丁醇+60% 甲醇为抛光液进行双喷减薄,双喷减薄的参数为:−25 ℃,电压 25 V,电流 40 mA 左右。

采用氧/氮/氢分析仪(G8 GALILEO)测试样品中的氧含量(均为 0.36%)。样品的宏观织构分析在 X

射线衍射仪(XRD, SmartLab 3, Rigaku)上完成,Cu靶,波长为0.154056 nm,工作电压为40 kV,扫描速率为6 (°)/min,扫描角度为20°～90°,晶面常数选择(0002)。样品的微观晶体取向信息采用电子背散射技术(EBSD)进行表征,EBSD的制样步骤为:依次使用80目、400目、1000目和2000目砂纸打磨,然后用电解抛光的方法抛光大约60～75 s,去掉表面硬化层和残余应力。电解液成分与制备透射样品的电解液一致。在配备Symmetry EBSD采集系统的ZEISS Cross Beam 550扫描电镜上完成EBSD测试。EBSD数据用Channel 5软件和Aztec5.1软件进行后处理。

室温拉伸测试在AG/X Plus 100 kN试验机上进行。从挤压棒中间位置切取工字型的板状拉伸试样,标距段尺寸为:长14 mm,宽3 mm,厚度2 mm。拉伸前样品的平行段均采用2000目砂纸精磨和机械抛光处理。初始应变速率控制在5.0×10^{-4} s^{-1},每个条件下测试2～3个试样,以保证数据准确性。

2 结果与分析

2.1 微观组织

880-PE1和880-PE2的金相显微镜(OM)及扫描电子显微镜(SEM)图,如图2所示。可以看出,880-PE1和880-PE2的显微组织形貌相似,都呈现片层组织特征。组织由平直且长条状的晶界α片、晶界旁的平行团簇状α_{WGB}以及晶粒内部的α条(Widmanstätten intragranular,α_{WI})组成。由图2(b)的高倍图可知,片层组织呈现α/β_t复合片层特征,由α片层与纳米级次生α针强化的β_t区域构成。

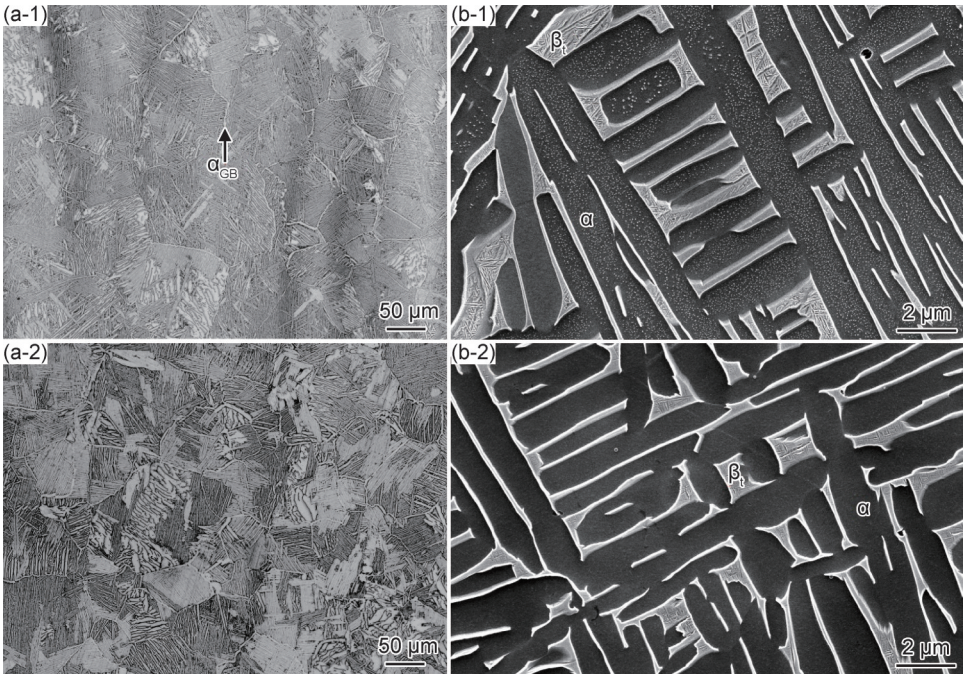


图2 880-PE1(1)和880-PE2(2)微观组织 (a)OM图;(b)SEM图

Fig.2 Microstructures of 880-PE1(1) and 880-PE2(2) (a)OM images;(b)SEM images

表1为880-PE1和880-PE2的相含量和尺寸。可知,880-PE1样品的晶界α片平均宽度为2.31 μm,原始β晶粒尺寸不均匀,平均值约为125 μm。880-PE2试样同样为α/β_t复合片层组织,也包含α_{WGB}、α_{WI}区域及晶界α片,晶界α片平均宽度为2.08 μm。由于880-PE2的热挤压温度比880-PE1低200 ℃,其原始β晶粒尺寸相对均匀,平均值约为78 μm。因两种试样采用相同的退火制度(880 ℃/1 h/AC),880-PE1的α片层体积分数和宽度与880-PE2试样的相近,其中,α片层宽度约为0.90 μm,β_t区域体积分数约为

表1 880-PE1和880-PE2的相含量和尺寸

Table 1 Phase content and grain size of 880-PE1 and 880-PE2

Sample	Volume fraction of α/%	Volume fraction of β_t/%	Grain size/μm	Mean width of α laths/μm	Mean width of α_{GB}/μm
880-PE1	78.8	21.2	125	0.90	2.31
880-PE2	77.2	22.8	78	0.90	2.08

22.0%。由于晶界附近的元素扩散比晶内快[22]，导致晶界处的α片层宽度相对更大。综上，除因烧结方式和热挤压温度不同导致原始β晶粒尺寸存在差异外，880-PE1 和 880-PE2 试样均为 α/β_t 复合片层组织。

采用透射电镜对转变组织 β_t 进行更详细的分析，图 3 为 880-PE1 的高角环形暗场(high-angle annular dark-field，HAADF)像和相应元素分布。可以看出，空冷条件下，β_t 基底内部析出密集分布的细小针状α相，这些针状α相的长度为 200～500 nm，宽度为 20～50 nm。α片层和 β_t 区域之间存在明显的元素配分，β_t 转变组织区域的元素含量继承了高温母相β的成分特点，其中 Mo 元素含量显著升高，Ti、Al 元素含量明显降低，而中性元素 Zr 在不同相之间的分布相对均匀。这一现象表明，次生α相的生长过程与元素扩散密切相关，属于扩散控制的相变过程。

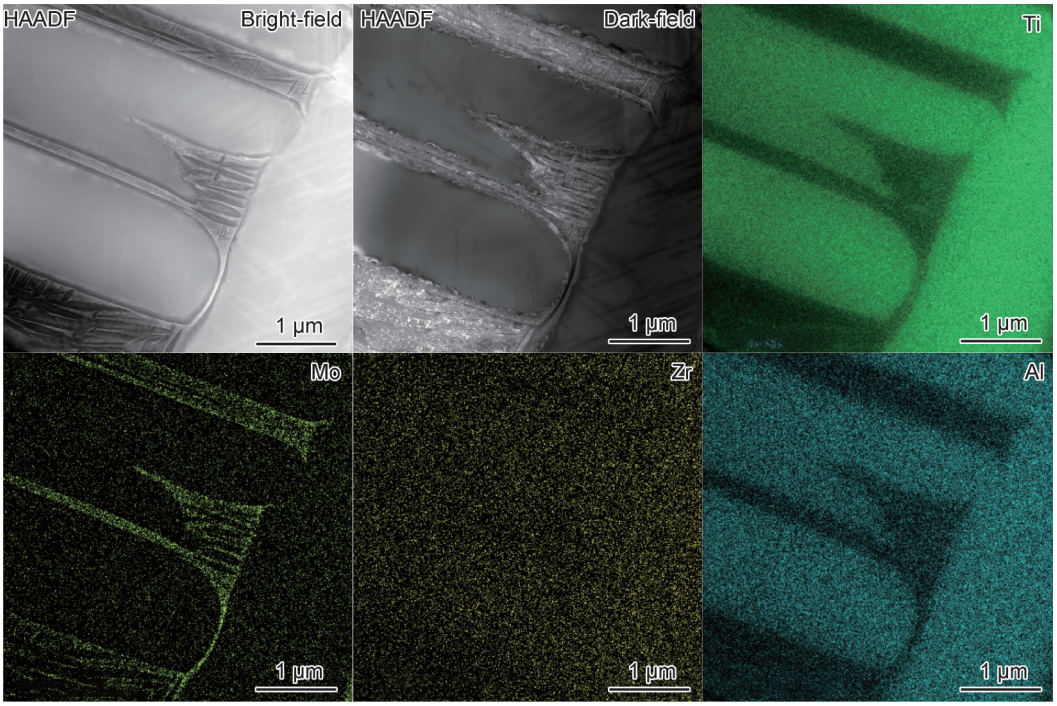


图 3　880-PE1 的 HAADF 像及相应元素分布

Fig.3　HAADF micrographs and corresponding elemental mappings of 880-PE1

2.2　拉伸性能

图 4 为 880-PE1 和 880-PE2 的拉伸性能。图 4(a)为室温拉伸工程应力-应变曲线，可知，880-PE1 的屈服强度为(984±11) MPa，抗拉强度为(1076±7) MPa，断后伸长率为(8.9±0.37)%；880-PE2 的屈服强度为(975±9) MPa，抗拉强度为(1070±7) MPa，断后伸长率为(22.0±1.5)%。而常规细晶等轴组织的抗拉强度为 675 MPa，断后伸长率为 15%[15]，与其对比发现，880-PE2 的抗拉强度提高了 395 MPa，断后伸长率提高了 46.7%，实现了强度与塑性的协同提升。

图 4(b)为真应力-真应变曲线和加工硬化率曲线，可以看出，屈服后应力-应变曲线上出现一个较长的平台，与此对应的是加工硬化率曲线异常上升的阶段。加工硬化率的异常增加，使得均匀塑性变形阶段明显延长。尽管两种样品都出现加工硬化率异常增加的现象，但 880-PE2 的均匀塑性变形阶段明显比 880-PE1 更长，微观塑性失稳点从真应变的 8% 增加到 17%。与 880-PE1 样品出现裂纹后立即断裂的特征不同，880-PE2 样品的均匀塑性变形阶段和颈缩阶段得到同步提升。加工硬化率异常增加现象在高氧含量β型 Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr 钛合金中已有报道[23]，分析认为 0.70% 的高氧含量促使β型钛合金的塑性变形机制从马氏体相变转变为位错滑移，同时固溶氧与位错的相互作用促进了多滑移系启动，进而导致加工硬化率明显升高。在氧含量为 0.65%、具有(0001)$\langle 10\bar{1}0\rangle$ 织构的纯钛中，高氧含量与织构的共同作用诱发锥面$\langle a\rangle$滑移和柱面$\langle a\rangle$滑移的双滑移，使位错之间更容易缠结，从而提升加工硬化率[24]。冷轧纯钛板表现为常见的(0001)$\langle 10\bar{1}0\rangle$织构，当垂直于轧制方向拉伸时，即多数晶粒的 c 轴平行于加载方向时，硬取向晶粒中的$\langle c+a\rangle$位错被大量激活，拉伸曲线上出现明显的加工硬化平台，使得屈服强度显著增加[25]。本工作在氧

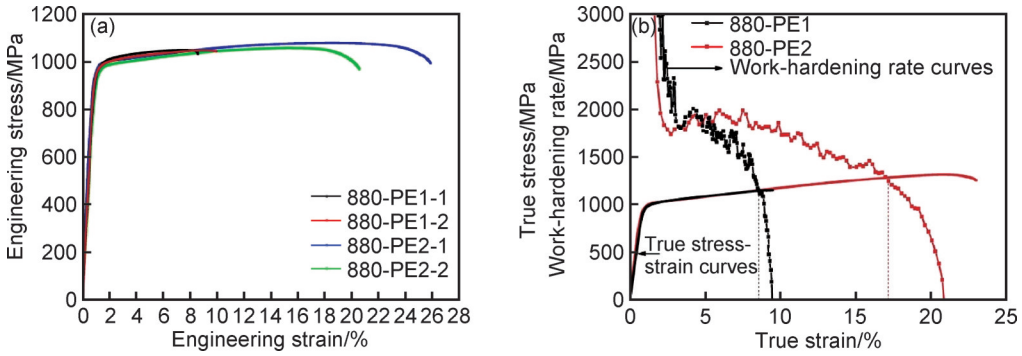


图4 880-PE1和880-PE2的拉伸性能

(a)工程应力-应变曲线;(b)真应力-真应变曲线与加工硬化率曲线

Fig.4 Tensile properties of 880-PE1 and 880-PE2

(a)engineering stress-strain curves;(b)true stress-strain curves and work-hardening rate curves

含量为0.36%的近α钛合金中同样发现加工硬化率异常上升的现象,且试样的均匀塑性变形和颈缩阶段同步提升,其具体作用机制有待从塑性变形行为方面进行深入的探究。

2.3 拉伸断口附近晶体取向

采用EBSD分析880-PE1样品裂纹附近的晶体取向,如图5所示。当晶粒的c轴平行于拉伸方向时,由于$\langle a\rangle$型位错的伯氏矢量与拉伸方向垂直,Schmid因子(SF)趋近于0,所以,理论上柱面$\langle a\rangle$、基面$\langle a\rangle$和锥面$\langle a\rangle$滑移都难以启动,只有临界剪切应力较高的$\langle c+a\rangle$型滑移系的SF较高,接近于0.5。通常将此类$\langle a\rangle$型位错SF因子趋近于0,而$\langle c+a\rangle$型位错的SF因子趋近于0.5的取向,定义为硬取向[15]。EBSD分析结果表明,二次裂纹的萌生并非仅发生于硬取向的晶界α处,软取向的晶界α处同样有裂纹出现。当α_{GB}一侧和交错分布的α_{WI}相邻,而另一侧和硬取向α_{WGB}相邻时,裂纹易在α_{GB}和α_{WI}的界面处产生,如图5(a),(c)所示。从图5(e)的SF分布图判断,该区域硬取向α_{WGB}的$\langle a\rangle$位错SF都低于0.3,而$\langle c+a\rangle$位错的SF都趋近于0.5;当α_{GB}两侧是两个不同的软取向α_{WGB}区域时,即$\langle c+a\rangle$位错的SF都低于0.3,一侧是基面$\langle a\rangle$的SF大于0.3,另一侧是柱面$\langle a\rangle$的SF大于0.3时,裂纹仍然容易在α_{GB}处产生,如图5(b),(d)所示。此外,880-PE1复合片层组织样品在拉伸断口附近并未发生片层扭曲现象,裂纹主要在α_{GB}和α_{WGB}区域的界面处产生,并沿着α_{GB}方向扩展。

对880-PE1拉伸样品断口附近进行EBSD分析,其局部晶体取向差(KAM)和反极图(IPF),如图6所示。可知,三叉晶界区域的KAM值最大,表明此处的变形协调能力差,易产生应力集中。当α_{GB}两侧是相同取向的α_{WGB}区域时,α_{GB}处没有裂纹产生。当α_{GB}两侧的α_{WGB}取向一致时,对应着KAM图中应力集中最小的蓝色区域,尤其是当两侧取向都是红色的硬取向区域时,该区域的应力集中最小。表明在热挤压粉末冶金钛合金的复合片层组织中,当连续分布的晶界α两侧的形貌结构和片层取向存在差异时,很容易诱发裂纹并迅速扩展,降低样品的整体伸长率。

2.4 微织构及其生成机制

为澄清两种复合片层组织样品断后伸长率差异很大的本质原因,本工作采用XRD对晶向的宏观织构进行分析,如图7所示。可以看出,880-PE1样品(0002)晶面的极密度点分布于挤压方向(extrusion direction, ED)周围的多个周向位置,晶粒取向相对分散,未出现单一极强的取向集中现象。而880-PE2样品(0002)晶面的极密度点集中在ED方向,最大极密度高达11.49,说明绝大多数晶粒的(0002)基面法线平行于ED方向。上述织构差异主要和挤压工艺有关,880-PE1样品中α_{GB}以及后续的α_{WGB}形核和生长过程,受Mo元素扩散和真空脱氢退火时富氢α相分解的影响,造成样品微区的晶粒取向并不唯一。另外,α_{WGB}在原始界面处形核,向β晶粒内部生长,其取向随原始β晶粒取向的变化而改变。相对于α_{WGB}区域,α_{WI}区域内的α片层呈交错分布,取向更加多样化。以上多重原因使得880-PE1样品在毫米级尺度,不存在明显织构。

图8为微织构的生成机理示意图。880-PE2样品在真空烧结之后热挤压变形,热变形完全在单一β相区完成,β相中$\{110\}\langle 1\bar{1}1\rangle$滑移系最容易启动,导致高温下的挤压变形织构为$\langle 110\rangle_{\beta}$晶向平行于挤压方向。在随后的冷却过程中,β→α固态相变遵循$(0001)_{\alpha}//\{110\}_{\beta}$位向关系,α相的形核与长大具有变体选择性[18],最终形成$\langle 0001\rangle_{\alpha}$平行于挤压方向的微织构区域。α相微织构直接受原始β晶粒取向和变体选择的影响。Zhao等[20]研究了锻态Ti60合金,分析认为原

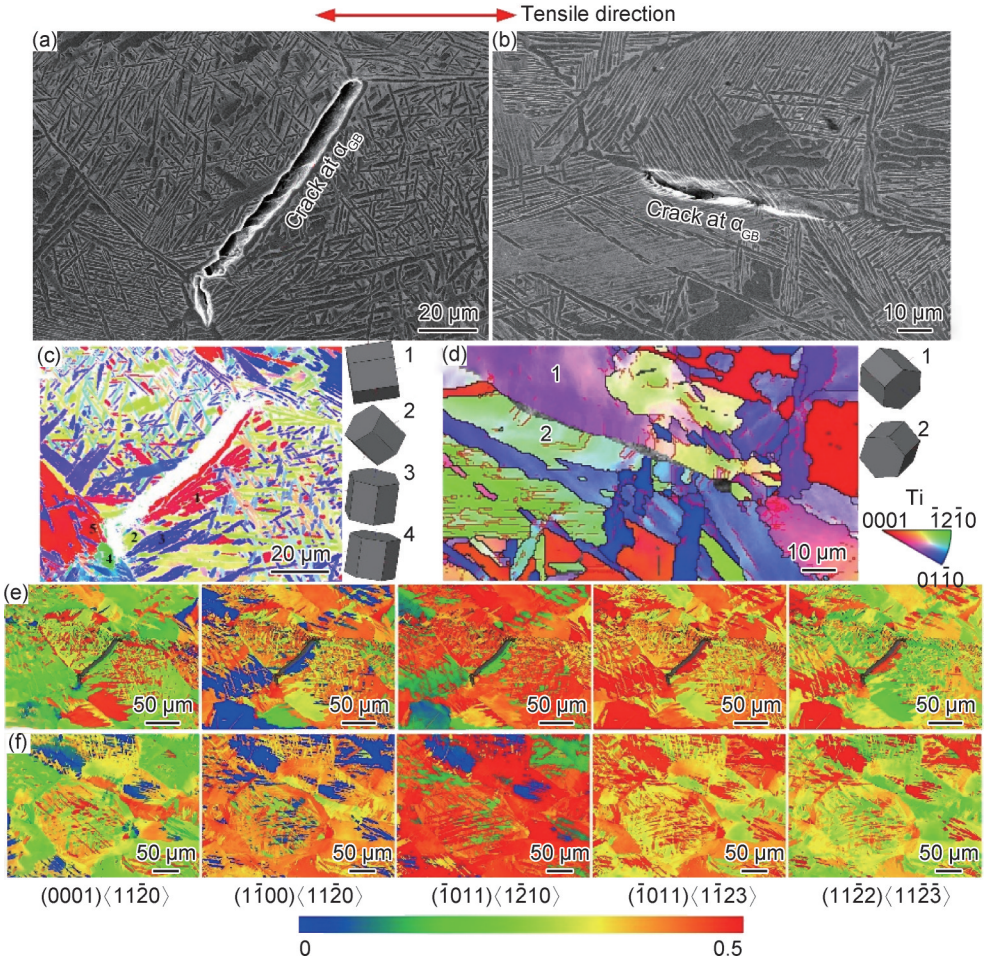


图5　880-PE1裂纹附近EBSD分析结果

(a),(b)SEM图;(c),(d)IPF-*X*图及裂纹附近α-Ti晶体取向;(e),(f)Schmid因子分布

Fig.5　EBSD analysis results of area around cracks in 880-PE1

(a),(b)SEM images;(c),(d)IPF-*X* maps and crystal orientation of α-Ti laths near cracks;(e),(f)SF distribution

始β晶粒的$\{110\}_\beta$织构越强,相邻β晶粒具有相同(110)晶面的概率越高,β→α相变过程中α相变体选择越明显。Obasi等[26]研究了挤压态Ti-6Al-4V合金,发现当挤压温度为950 ℃时,β相体积分数达到70%,相邻β晶粒拥有共同⟨110⟩取向的概率明显高于挤压温度为800 ℃的样品。在密排六方结构中,具有共同(0001)晶面的α相拥有一致的*c*轴,当*c*轴平行于挤压方向时,可以称之为c织构[27]。其他HCP结构中的c织构,仅在稀土镁合金中有过报道[28],认为该织构的形成需要重合金化,且通常由锥面⟨*c*+*a*⟩滑移诱发,这与本工作中钛合金⟨0001⟩微织构的生成机制明显不同。Mimoto等[13]将TiO_2和TiH_2混合粉末压坯经1300 ℃/1.5 h真空烧结和1000 ℃热挤压,制备出0.97%氧含量的纯钛棒材,其细晶等轴组织呈现出HCP金属常见的(0001)$\langle 10\bar{1}0\rangle$织构。Liang等[29]将Ti-6Al-4V合金粉末压坯在1250 ℃烧结和同步热挤压,制备出0.44%氧含量的钛合金棒材,表现为片层组织,且含有⟨0001⟩晶向平行于挤压方向的微织构。

织构类型主要受变形温度的调控,挤压温度直接影响具有特定取向特征的原始β晶粒含量,继而决定后续析出α相的织构特征。α取向的差异取决于β→α相变发生在热变形前还是热变形后,即变形温度高于或低于相变点T_β。近α钛合金在α+β两相区进行热变形时,热变形过程中的主相是α相,按照界面最小能量原则,易得到等轴组织。并且热变形过程中等轴晶粒发生转动,以最小能量消耗完成变形,所以等轴组织的变形主要以临界剪切应力最小的$\{10\bar{1}0\}\langle 1\bar{2}10\rangle$滑移为主导。最终,在柱面滑移的作用下,等轴组织易出现(0001)$\langle 10\bar{1}0\rangle$织构。

本工作的⟨0001⟩微织构受热变形后β→α相变过程择优生长的调控,理论上,微织构的分布集中在原始β晶界附近,在微米尺度上呈现弥散分布的特征,这与传统的变形织构存在显著差异。为进一步明确不同晶粒内部α相的取向特征,并重构母相β晶粒,采用

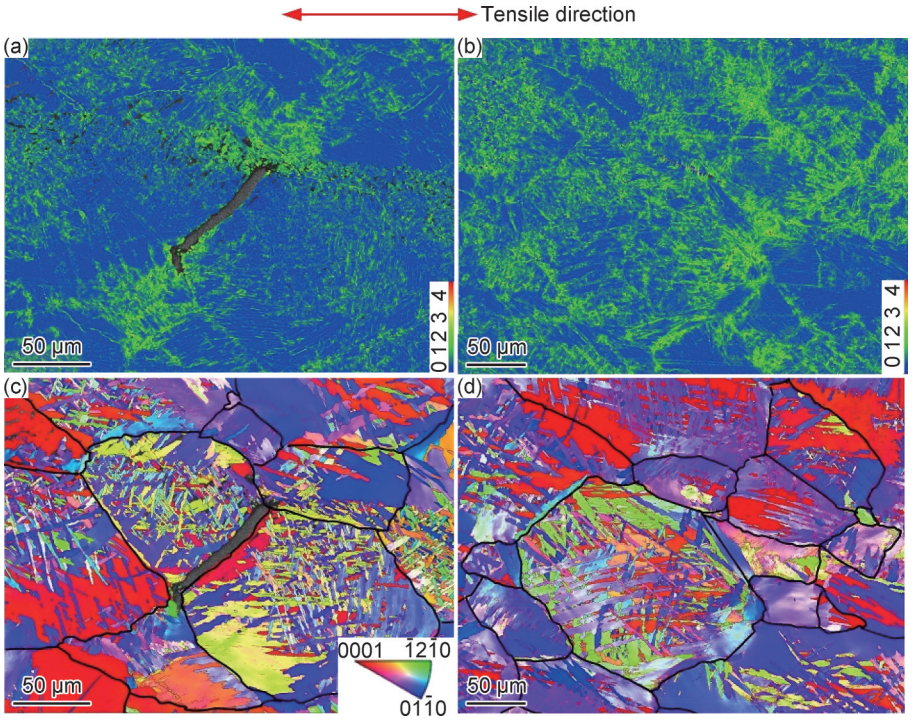


图6 880-PE1断口附近EBSD结果

(a),(b)KAM图;(c),(d)IPF-*X*图及裂纹附近的晶体取向

Fig.6 EBSD results of area around cracks of 880-PE1

(a),(b)KAM maps;(c),(d)IPF-*X* maps and crystal orientations around cracks

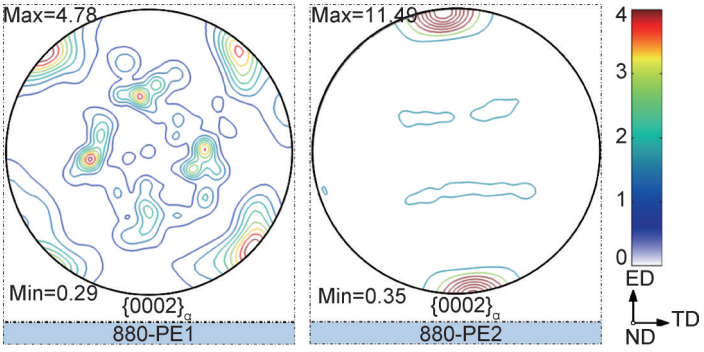


图7 880-PE1和880-PE2沿(0002)晶面的宏观织构图

Fig.7 Profiles of macroscopic texture along (0002) of 880-PE1 and 880-PE2

EBSD技术对880-PE2试样进行深入分析,结果如图9所示。根据Burgers位向关系,在反极图(IPF-*X*)中用黑色实线勾勒出原始β晶界。分析可知,原始β内部由取向多样的片层晶团组成,原始β晶粒大小不超过100 μm,可有效避免在粗大原始β晶界引发裂纹而导致提前断裂。结合图9(a)的IPF图和9(c)的$\{0001\}_{\alpha}$极图判断,880-PE2样品存在〈0001〉微织构,且微织构区域跨越原始β晶界分布。图9(b),(d)为母相β晶粒的取向分布图,可知原始β晶粒的$\langle 110\rangle_{\beta}$晶向平行于挤压方向,进一步验证了微织构源于热变形在β相变点以上100 ℃进行,是原始β晶粒取向和相变过程择优取向共同作用的结果。

2.5 微观塑性变形行为

采用TEM观察样品在不同应变量时的位错形态,如图10所示。根据消光条件,衍射矢量$\boldsymbol{g}$=(0002)时,〈*a*〉位错的伯氏矢量$\boldsymbol{b}$是$\langle 11\bar{2}0\rangle$,会因为$\boldsymbol{g}\cdot\boldsymbol{b}$=0而消光。所以,在$\boldsymbol{g}$=(0002)双光束条件下观察到的位错属于〈*c*+*a*〉型。由图10(a),(b)可知,两种样品的α片层内部均激活大量的〈*c*+*a*〉位错,并且以波滑移的形式存在,其中880-PE2的位错密度更高。从屈服阶段到断裂,具有〈0001〉微织构的α/β_t复合片层组织样品α片层内部〈*c*+*a*〉位错都以波滑移的形式运动,这是加工硬化率异常增加的根本原因[15]。从图10(c)可以看出,α/β_t界面两侧的位错密度明显不同,证实α/β_t

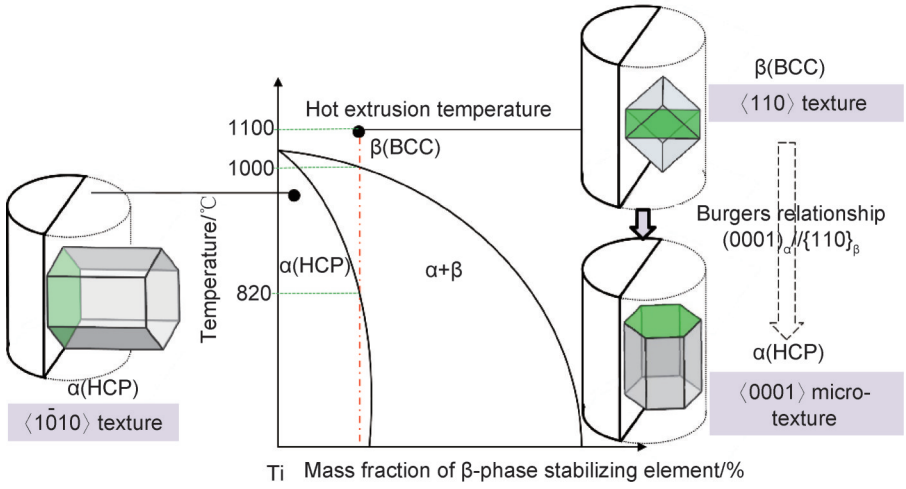


图 8　微织构生成机理示意图

Fig.8　Schematic diagram of mechanism of micro-texture generation

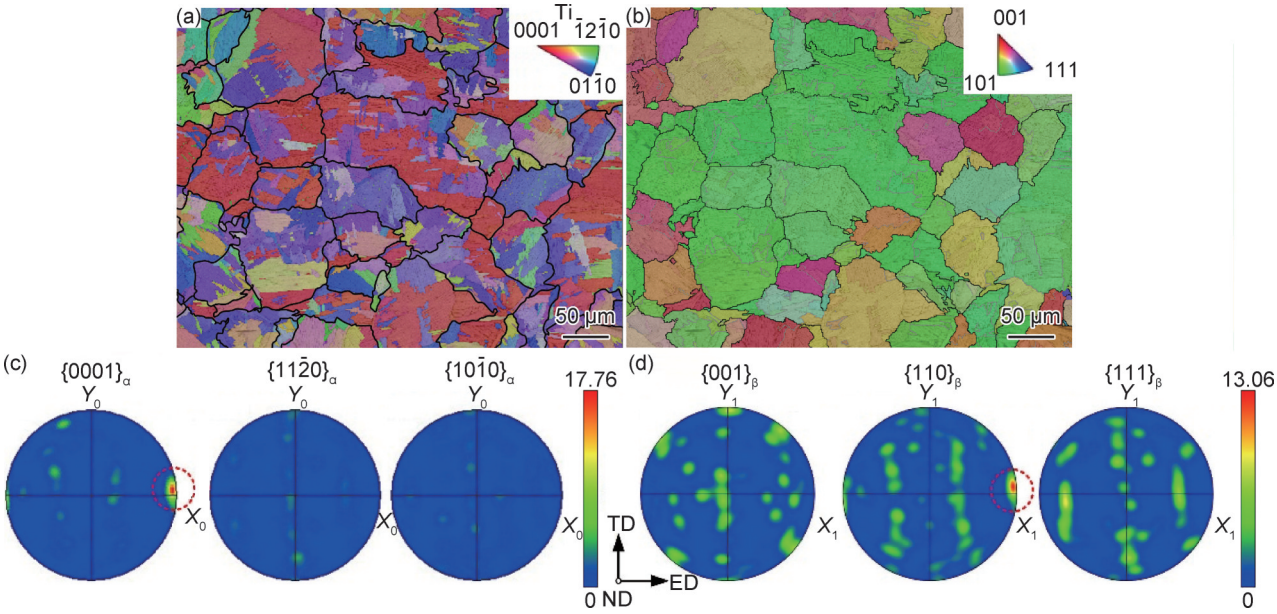


图 9　880-PE2 的 IPF-*X* 图和极图

(a)α 相 IPF-*X* 图；(b)根据 Burgers 位向关系重构的母相 β 晶粒 IPF-*X* 图；(c)，(d)极图

Fig.9　IPF-*X* maps and pole figures of 880-PE2

(a)IPF-*X* map of α phase；(b)IPF-*X* map of parent β grains reconstructed according to Burgers orientation relationship；(c)，(d)pole figures

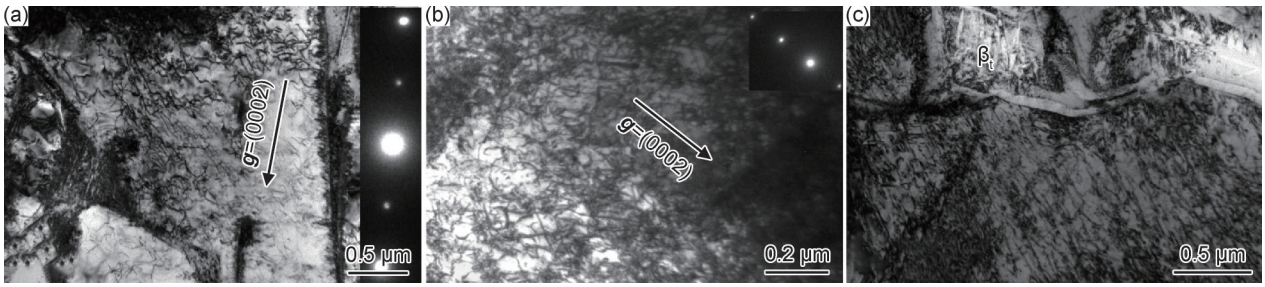


图 10　拉伸样品不同应变时 TEM 位错明场像

(a)880-PE1，应变 8.5%；(b)，(c)880-PE2，应变 19.5%

Fig.10　TEM BF dislocations micrographs of tensile samples at different strains

(a)880-PE1 at 8.5% strain；(b)，(c)880-PE2 at 19.5% strain

界面对位错有显著的阻碍作用。

880-PE1 和 880-PE2 样品拉伸变形的断口特征，如图 11 所示。可以看出，880-PE1 样品在断口纤维区内部，除了二次裂纹之外还存在部分解理小平面，韧窝相对较浅，如图 11(a-1)所示。拉伸断口附近的表面滑移痕迹，如图 11(b-1)，(c-1)所示，复合片层组织样品在拉伸断口附近没有发生片层扭曲。滑移迹线在晶界处终止，晶界内部看不到明显的滑移线，滑移线在 α_{GB} 处塞积，裂纹容易在 α_{GB} 和 α_{WGB} 区域的界面处产生，并沿着 α_{GB} 方向扩展。

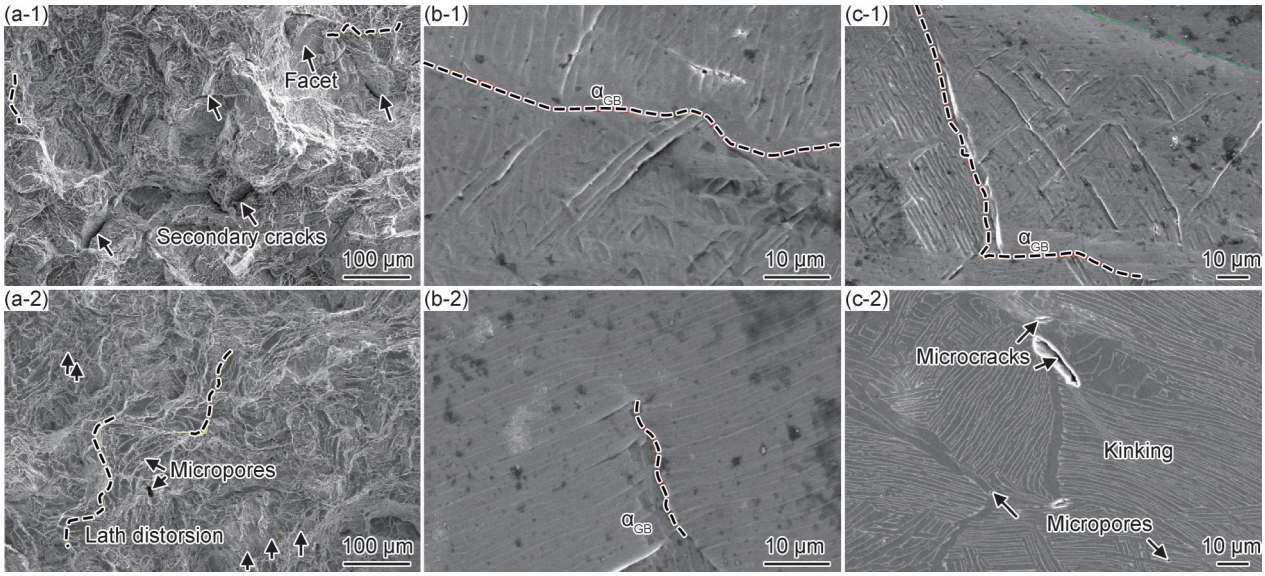


图 11 880-PE1(1)和 880-PE2(2)拉伸变形特征

(a)断口形貌；(b)，(c)纵截面迹线分析

Fig.11 Tensile deformation characteristics of 880-PE1(1) and 880-PE2(2)

(a)fracture morphologies；(b)，(c)trace analysis of longitudinal sections

880-PE2 样品拉伸断口处有大量的微孔和韧窝结构，没有二次裂纹和解理面，断口呈现明显的韧性断裂特征。与 880-PE1 相比，880-PE2 样品出现明显的片层扭曲，迹线分析表明晶界处可以协调塑性变形，如图 11(b-2)所示。拉伸过程中片层扭曲的程度增加，α/β_t 复合片层组织晶界的裂纹明显减少，微裂纹仅在片层扭曲处和晶团交界处萌生，如图 11(c-2)所示。片层扭曲有助于缓解晶内局部应力集中，微织构区包含晶界 α 相，晶界 α 相可以激活锥面位错并发生塑性变形，进而协调原始 β 晶界处的应力集中，提高协调变形能力，有效避免晶界处的提前开裂，为颈缩阶段的延长提供有利条件。

3 结论

(1)采用烧结与热挤压工艺得到氧含量为 0.36% 的全致密钛合金棒材，含有微织构的 α/β_t 复合片层组织钛合金的抗拉强度为 1070 MPa，断后伸长率从 8.9% 提高到 22.0%，实现抗拉强度和塑性的优良匹配。

(2)在 β 单相区热挤压，β 晶粒内部的{110}面上的滑移系主导塑性变形，导致母相 β 晶粒的法向〈110〉平行于挤压方向，热变形后 β→α 固态相变遵循 $(0001)_\alpha // \{110\}_\beta$ 位向关系择优生长，生成〈0001〉α 平行于挤压方向的微织构。

(3)α 片层微织构区域内部激活了〈$c+a$〉位错，并且以波滑移的形式运动，引起加工硬化率的异常增加。

(4)微织构区包含晶界 α，可以发生塑性变形，促使片层发生扭曲，缓解晶界处的应力集中，避免晶界处诱发长裂纹而提前开裂。

参考文献

[1] Banerjee D, Williams J C. Perspectives on titanium science and technology[J]. Acta Materialia, 2013, 61(3): 844-879.

[2] Fang Z Z, Paramore J D, Sun P, et al. Free, powder metallurgy of titanium-past, present, and future[J]. International Materials Reviews, 2017, 63: 407-459.

[3] Yan M, Dargusch M S, Ebel T, et al. A transmission electron microscopy and three-dimensional atom probe study of the oxygen-induced fine microstructural features in as-sintered Ti-6Al-4V and their impacts on ductility[J]. Acta Materialia, 2014, 68: 196-206.

[4] Zhu Y T, Wu X L. Perspective on hetero-deformation induced (HDI) hardening and back stress[J]. Materials Research Letters, 2019, 7(10): 393-398.

[5] Wang Y F, Zhu Y T, Yu Z J, et al. Hetero-zone boundary affected region: a primary microstructural factor controlling extra work hardening in heterostructure[J]. Acta Materialia, 2022, 241: 118395.

[6] Lütjering G. Influence of processing on microstructure and mechanical properties of (α+β) titanium alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 1998, 243(1/2): 32-45.

[7] Wu X G, Zhang B W, Zhang Y Y, et al. Correlation between microstructures and tensile deformation behavior of a PM near α Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 825: 141909.

[8] Tan C S, Sun Q Y, Xiao L, et al. Slip transmission behavior across α/β interface and strength prediction with a modified rule of mixtures in TC21 titanium alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 724: 112-120.

[9] Zhang C L, Bao X Y, Hao M Y, et al. Hierarchical nano-martensite-engineered a low-cost ultra-strong and ductile titanium alloy[J]. Nature Communications, 2022, 13: 5966.

[10] 陈光, 陈奉锐, 朱德民, 等. 聚片孪生功能基元序构的高性能TiAl合金[J]. 金属学报, 2026, 62(4): 541-549.
Chen G, Chen F R, Zhu D M, et al. Polysynthetic twinned high-performance TiAl alloy with ordered structures of functional units [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2026, 62(4): 541-549.

[11] Benmessaoud F, Cheikh M, Velay V, et al. Role of grain size and crystallographic texture on tensile behavior induced by sliding mechanism in Ti-6Al-4V alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 774: 138835.

[12] Zhang K, Zheng J H, Hopper C, et al. Enhanced plasticity at cryogenic temperature in a magnesium alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 811: 141001.

[13] Mimoto T, Umeda J, Kondoh K. Strengthening behaviour and mechanisms of extruded powder metallurgy pure Ti materials reinforced with ubiquitous light elements [J]. Powder Metallurgy, 2016, 59(3): 223-228.

[14] Sun Z C, Guo S S, Yang H. Nucleation and growth mechanism of α-lamellae of Ti alloy TA15 cooling from an α+β phase field[J]. Acta Materialia, 2013, 61(6): 2057-2064.

[15] Zhang H R, Niu H Z, Liu S, et al. Significantly enhanced tensile ductility and its origin of a 〈0001〉 micro-textured extrusion bar of a powder metallurgy near alpha titanium alloy[J]. Scripta Materialia, 2022, 213: 114633.

[16] Obasi G C, Birosca S, Leo P D G, et al. The influence of rolling temperature on texture evolution and variant selection during α→β→α phase transformation in Ti-6Al-4V [J]. Acta Materialia, 2012, 60(17): 6013-6024.

[17] Bhattacharyya D, Viswanathan G B, Denkenberger R, et al. The role of crystallographic and geometrical relationships between α and β phases in an α/β titanium alloy[J]. Acta Materialia, 2003, 51(16): 4679-4691.

[18] Bhattacharyya D, Viswanathan G B, Fraser H L. Crystallographic and morphological relationships between β phase and the Widmanstätten and allotriomorphic α phase at special β grain boundaries in an α/β titanium alloy[J]. Acta Materialia, 2007, 55(20): 6765-6778.

[19] Van Bohemen S M C, Kamp A, Petrov R H, et al. Nucleation and variant selection of secondary α plates in a β Ti alloy[J]. Acta Materialia, 2008, 56(20): 5907-5914.

[20] Zhao Z B, Wang Q J, Hu Q M, et al. Effect of β (110) texture intensity on α-variant selection and microstructure morphology during β→α phase transformation in near α titanium alloy [J]. Acta Materialia, 2017, 126: 372-382.

[21] Zhang H R, Niu H Z, Yang C, et al. Origin of high strength and good ductility of TiH_2-based powder metallurgy titanium alloy with discontinuous lamellar structures[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2025, 35(10): 3342-3356.

[22] Gao X X, Zeng W D, Li X, et al. Effect of boundary on the alpha phase precipitation in a near-alpha titanium alloy [J]. Materials Letters, 2018, 233: 298-301.

[23] Geng F, Niinomi M, Nakai M. Observation of yielding and strain hardening in a titanium alloy having high oxygen content[J]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 528(16/17): 5435-5445.

[24] Morita M, Suzuki S, Kato Y, et al. Tensile deformation of texture-controlled titanium with high oxygen content at room temperature [J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 793: 139660.

[25] Sofinowski K, Šmíd M, Van Petegem S, et al. *In situ* characterization of work hardening and springback in grade 2 α-titanium under tensile load[J]. Acta Materialia, 2019, 181: 87-98.

[26] Obasi G C, Moat R J, Leo P D G, et al. *In situ* neutron diffraction study of texture evolution and variant selection during the α→β→α phase transformation in Ti-6Al-4V[J]. Acta Materialia, 2012, 60(20): 7169-7182.

[27] Umeda J, Tanaka T, Teramae T, et al. Microstructures analysis and quantitative strengthening evaluation of powder metallurgy Ti-Fe binary extruded alloys with (α+β)-dual-phase[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 803: 140708.

[28] Wang J, Ferdowsi M R G, Kada S R, et al. Appearance of textures with a *c*-axis parallel to the extrusion direction in Mg alloys[J]. Scripta Materialia, 2022, 210: 114422.

[29] Liang C, Ma M X, Jia M T, et al. Microstructures and tensile mechanical properties of Ti-6Al-4V bar/disk fabricated by powder compact extrusion/forging[J]. Materials Science and Engineering: A, 2014, 619: 290-299.

基金项目: 国家自然科学青年基金(52301145)
收稿日期: 2026-05-17; **录用日期**: 2026-05-30

通讯作者: 陈光(1962—), 男, 教授, 博士, 研究方向为轻质耐热金属间化合物、高温合金定向凝固、非晶复合、钢铁及加工, 联系地址: 河南省洛阳市洛龙区开元大道 263 号河南科技大学博园(471023), E-mail: gchen@njust.edu.cn

(本文责编: 王 晶)