DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2025.4233

# 粉末冶金 TNM 合金的热挤压显微组织与力学性能研究

王慧琴,孙　鹏,潘翔宇,陈晓飞,王怡蕾,李金山,唐　斌
(西北工业大学 凝固技术全国重点实验室,陕西 西安 710072)

**摘　要**:针对航空发动机对轻质、高强、高温结构材料的需求,采用 TNM 预合金粉末经热等静压烧结后得到致密的 TiAl 合金坯料,对该坯料在 1 300 ℃条件下通过热挤压工艺(挤压比 λ=5)制备了 TNM 合金挤压棒材,对热等静压态和挤压态 TNM 合金的显微组织演变和力学性能进行分析。结果发现,挤压后 TNM 合金由近 γ 组织转变为双态组织。其中,挤压态合金中细小的片层团主要来源于挤压后冷却过程中的 $\alpha\rightarrow\alpha_2+\gamma$ 相变。此外,γ 相由细小的等轴晶粒和被拉长的晶粒组成,前者由再结晶形成,而后者则为不完全再结晶晶粒。通过 GOS 图对挤压态合金的再结晶程度进行统计,发现挤压后合金的再结晶体积分数为 87.8%,可以观察到挤压后 $\alpha_2$ 相形成了{0001}基面丝织构。最后,对热等静压态和挤压态 TNM 合金的室温拉伸性能进行测试,结果表明挤压后合金的强度和塑性分别提高了 56.43%和 250%。

**关键词**:TiAl 合金;热挤压;组织演变;力学性能
**中图分类号**:TG146.2; TG113; TG115　　**文献标识码**:A　　**文章编号**:1000-8365(2025)03-0215-09

# Microstructure and Mechanical Properties of Extruded TNM Alloy Prepared via Powder Metallurgy

WANG Huiqin, SUN Peng , PAN Xiangyu, CHEN Xiaofei, WANG Yilei, LI Jinshan, TANG Bin
(State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

**Abstract**: On the basis of the demand for lightweight and high-strength high-temperature structural materials for aeroengines, a dense TiAl alloy ingot was prepared by hot isostatic pressing of TNM prealloyed powder. The TNM alloy bar was subsequently fabricated via hot extrusion at 1 300 ℃ with an extrusion ratio of 5, and the microstructure and mechanical properties of the hot isostatic pressed (HIPed) and extruded TNM alloys were subsequently analysed. The results show that the microstructure of the TNM alloy transforms from a near-γ microstructure into a duplex microstructure after extrusion. Among them, the fine lamellar colonies mainly originate from the $\alpha\rightarrow\alpha_2+\gamma$ phase transformation during the cooling process after extrusion. The γ phase comprises two distinct morphologies: fine equiaxed and elongated grains. The former is formed through recrystallization, whereas the latter are incomplete recrystallized grains. A statistical analysis of recrystallization of the extruded alloy is conducted via GOS mapping, revealing that the recrystallized volume fraction of the alloy is 87.8%. Furthermore, the {0001} basal texture of the $\alpha_2$ phase was found after extrusion. Finally, the tensile properties of the HIPed and extruded TNM alloys at room temperature were tested. The strength and plasticity of the alloys increase by 56.43% and 250%, respectively, after extrusion.

**Key words**: titanium aluminides; hot extrusion; microstructure evolution; mechanical properties

高温结构材料的研究、发展和应用与航空、航天工业的发展密切相关,是实现航空、航天推进系统革命性变革和发展的关键因素。对于航空发动机而言,提高工作温度和减轻部件的质量是改善其性能、制作高推重比新型发动机的两项主要措施[1]。TiAl 合金作为一种轻质高温结构材料,因具有低密度(3.9~4.2 g/cm$^3$)、高比强度、高比刚度及良好的抗高温蠕变和抗高温氧化性能,被用于航空发动机低压涡轮叶片、高压压气机叶片和机匣的制备中,在提高发动机推重比和燃油效率方面发挥了重要作用[2-5]。

**收稿日期**:2024-11-19
**基金项目**:国家重点研发计划(2021YFB3702605)
**作者简介**:王慧琴,1999 年生,硕士生.研究方向为钛铝合金热加工与热变形行为.Email: wanghuiqin@mail.nwpu.edu.cn
**引用格式**:王慧琴,孙鹏,潘翔宇,陈晓飞,王怡蕾,李金山,唐斌.粉末冶金 TNM 合金的热挤压显微组织与力学性能研究[J].铸造技术,2025,46(3):215-223.
WANG H Q, SUN P, PAN X Y, CHEN X F, WANG Y L, LI J S, TANG B. Microstructure and mechanical properties of extruded TNM alloy prepared via powder metallurgy[J]. Foundry Technology, 2025, 46(3): 215-223.

中国知网　https://www.cnki.net

然而,TiAl 合金由于热加工窗口窄、室温塑性差,限制了其广泛应用[6-9]。

目前主要通过铸锭冶金和粉末冶金(powder metallurgy, PM)制备 TiAl 合金[10-11]。在传统的铸锭冶金过程中,首先通过多次熔炼制备出 TiAl 合金铸锭,随后进行热等静压以减少合金中存在的偏析、缩松、缩孔等缺陷。然而,在 TiAl 合金的熔炼过程中,Nb 等高熔点元素的添加容易产生偏析,且铸态组织粗大,从而导致制备的合金力学性能不稳定[12-13]。粉末冶金作为一种近净成形工艺,可以直接制备具有特定形状,成分相对均匀的 TiAl 合金部件,在一定程度上解决了铸造过程中的成分偏析、组织粗大且不均匀等缺陷[14-15]。因此,通过粉末冶金制备组织细小且均匀、塑性较好的 TiAl 合金成为可能。然而,粉末冶金制备的合金往往存在一定量的孔隙,这些孔隙可能影响材料的强度。因此,为了提高合金的力学性能,需要进行后续热机械加工,如锻造、轧制和挤压等,使材料更加致密[16-18]。Zhang 等[19]通过粉末冶金和调整轧制温度制备了具有优异塑性的 TiAl 合金板材。研究表明,由热等静压和热轧制备的TiAl 合金板材无偏析,且合金晶粒尺寸细小、均匀,有利于后续变形。Li 等[20]对粉末冶金生产的Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金进行了单向和多向锻造,研究发现单向锻造后的合金显微组织不均匀且具有各向异性,而经过多向锻造的合金组织相对而言更加均匀。与锻造和轧制相比,挤压过程中,TiAl 合金受到三向压应力,可以减少微裂纹在晶界处产生,从而大大提高合金的力学性能。到目前为止,通过粉末冶金和热挤压对 TiAl 合金的显微组织和力学性能的影响研究较少。

本研究通过粉末冶金和热挤压制备了名义成分为 Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.2B 的 TiAl 合金,系统研究了热等静压态和挤压态合金的显微组织演变和力学性能,并讨论了强化机制,以期对粉末冶金制备 TiAl 合金的工业应用提供指导。

## 1 实验材料与方法

实验采用名义成分为Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.2B(原子分数,%)(TNM)的预合金粉末,在 1 280 ℃、170 MPa 压力下热等静压固结 4 h 后随炉冷却至室温,得到尺寸为 $\phi$32 mm×280 mm 的 TiAl 合金坯料。从该合金坯料中切取$\phi$ 32 mm×80 mm 的圆棒进行热挤压。热挤压前,在该圆棒表面涂覆 $Y_2O_3$,再使用 Nb 箔包裹并密封,以减少氧化,防止坯料与不锈钢包套发生反应,随后进行包套封装。将坯料在 1 300 ℃下预热1 h 后立即取出,装入卧式挤压机进行圆模挤压,挤压比为 5,挤压速率为 30~40 mm/s。待挤压完成后,将该坯料空冷至室温,测得其尺寸为 $\phi$14 mm×350 mm,具体实验流程如图 1a 所示。

热等静压态和挤压态合金的组织表征涉及到形貌、相组成、晶粒取向、晶界分布等,主要采用 XRD、SEM 和 EBSD 等分析方法。首先,利用电火花切割技术对热等静压态和挤压态 TNM 合金坯料分别切取尺寸为 8 mm×8 mm×4 mm 的样品,用于显微结构表征。用砂纸对样品表面按从粗到细的原则进行打磨,直至表面光滑且无明显痕迹。随后,利用司特尔 DPF-1 型电解抛光腐蚀仪对样品进行电解抛光,电解抛光液配比为:60%甲醇 +35%正丁醇 +5%高氯酸(体积分数)。电解抛光实验参数为:电压 35 V,抛光时长 15 s,温度为 0~8 ℃,完成后使用酒精冲洗试样。利用 Panalytical X'pert Pro MPD X 射线衍射仪对热等静压态合金进行物相鉴定,测试时使用 X 射线发射的 Cu靶 Kα 辐射,步长为 4°,扫描角度为 20°~90°。显微组织形貌利用扫描电子显微镜(scanning electron microscope, SEM) 的背散射电子(backscattered electron, BSE)模式进行观察,其晶体学结构则使用带有 EBSD 探头的 Tescan Clara GMH 电镜通过背散射电子衍射(electron back scattering diffraction, EBSD) 采集样品,工作电压为 20 kV,采样步长为 0.1 μm。EBSD 数据使用 Aztec Crystal 软件进行处理。最后,利用 Instron5569 万能试验机对热等静压态和挤压态合金进行拉伸性能测试,应变速率为 $10^{-4}$ $s^{-1}$,拉伸试样尺寸如图 1b 所示。

## 2 实验结果及讨论

### 2.1 热等静压态组织

图 2 为热等静压态 TNM 合金的 XRD 谱、SEM-BSE 像和 EBSD 结果。由 XRD 谱分析可知,热等静压态 TNM 合金主要由 γ、$\alpha_2$ 和 $\beta_o$ 相组成。如图 2a 和 b 所示,热等静压后 TNM 合金粉末几乎完全致密化,没有观察到孔隙形成。此外,可以观察到该合金表现为典型的近γ(near gamma, NG)显微组织,由大量深灰色等轴 γ 晶粒、少量浅灰色 $\alpha_2$ 相及灰白色 $\beta_o$ 相组成。其中,$\beta_o$ 相以不连续条状分布在等轴晶粒晶界处,研究表明 $\beta_o$ 相在高温下将会转变为无序的 β 相,其变形能力优于 γ 相和 α 相,有利于 TiAl 合金的后续热加工[3, 21]。值得注意的是,该热等静压态合金中存在少量 $\alpha_2/\gamma$ 片层团,这可能是因为在热等静压过程中,部分未完全转变的 $\alpha_2$ 相被保留下来,在随后的冷却过程中由亚稳 $\alpha_2$ 相析出 γ 片层,形成了 $\alpha_2/\gamma$ 片层团结构[22]。此外,由于 γ 相具有较低的

中国知网 https://www.cnki.net

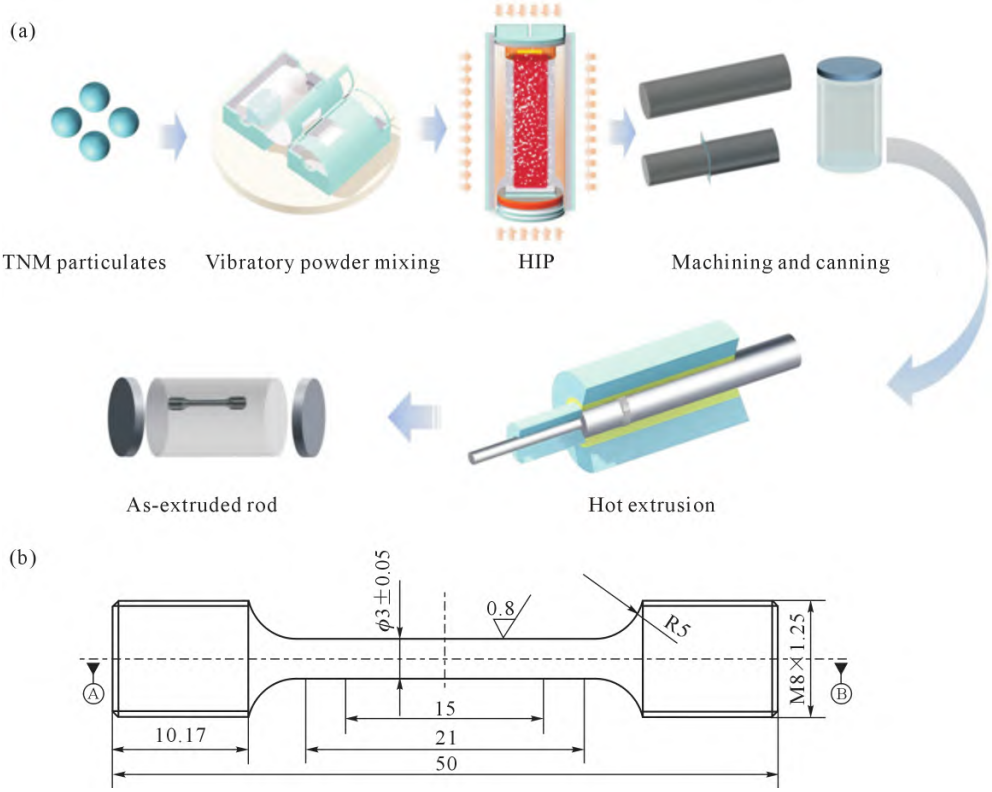


图 1 实验流程示意图及拉伸试样尺寸:(a) 挤压过程示意图;(b) 拉伸试样尺寸

Fig.1 Schematic diagram of the experimental procedure and dimensions of the tensile sample: (a) schematic of the extrusion process; (b) geometry of the tensile sample

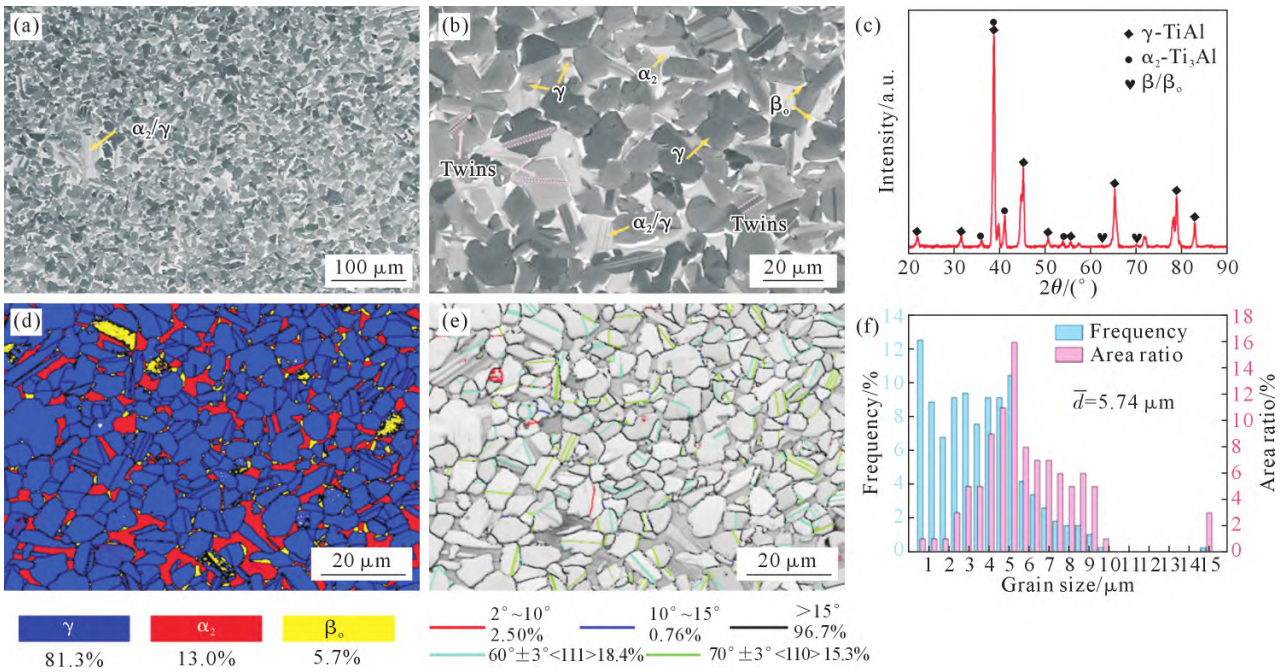


图 2 热等静压态 TNM 合金显微组织:(a, b) SEM-BSE 像;(c) XRD 谱;(d) 相分布;(e) 晶界取向分布与 BC 图;(f) γ 相平均晶粒尺寸分布

Fig.2 The as-HIPed microstructure of the alloy: (a, b) SEM-BSE images; (c) XRD patterns; (d) EBSD phase map; (e) band contrast maps overlapping the grain boundaries; (f) mean grain size of the γ phase

堆垛层错能,在 γ 相中还可以观察到孪晶的产生[23]。

为了更深入地观察其显微组织变化,对热等静压态合金进行 EBSD 分析。图 2d~f 为该合金的相分布、晶界取向及晶粒尺寸分布。由图 2d 可知,合金中 γ、$\alpha_2$ 和 $\beta_o$ 相的体积分数分别为 81.3%、12.9% 和 5.1%。基于晶界两侧晶粒的取向差对晶界进行划分,即小角晶界(low angle grain boundaries, LAGBs, 2°~10°)、中角晶界(middle angle grain boundaries, MAG-

中国知网 https://www.cnki.net

Bs, 10°~15°)和大角晶界(high angle grain boundaries, HAGBs, 15°~180°),分别用红色、深蓝色和黑色线区分，由图 2e 可知,3 种晶界的占比分别为 2.57%、0.8%和 96.6%。还可以在 γ 晶粒观察到大量孪晶,即真孪晶(70°±3°<110>)和伪孪晶(60°±3°<111>),无论是哪种孪晶都可为再结晶提供形核位点,促进合金塑性变形[24-26]。这也说明在热等静压过程中,粉末颗粒在高温高压下发生塑性变形,其塑性变形量大于动态再结晶所需要的临界变形量,动态再结晶发生。随着变形的进行和保温时间的延长,粉末与粉末密切接触,孔隙不断减小直至消失,最终形成致密的 TNM 合金。最后,对热等静压态合金晶粒尺寸进行统计(图 2f),发现 γ 相平均晶粒尺寸约为 5.74 μm,呈正态分布。

### 2.2 挤压态合金显微组织

图 3 为热等静压态 TNM 合金在 1 300 ℃、挤压比为 5 时轴向和径向的 SEM-BSE 像。如图 3a 和 b 所示，在 1 300 ℃挤压后,TNM 合金整体呈现出沿挤压方向的流线型结构,其显微组织转变为双态结构(duplex, DP),由 $\alpha_2/\gamma$ 片层团、等轴 γ 晶粒以及分布在片层团和 γ 晶粒边界的 $\beta_o$ 相组成。可以看出,$\alpha_2/\gamma$ 片层团含量较高(~50.13%)且界面较为平直,尺寸约为 11.17 μm。γ 相由尺寸较大的、被拉长的和细小的等轴 γ 晶粒组成,其平均晶粒尺寸约为3.64 μm。由TNM 合金伪二元相图可知[27-28],在 1 300 ℃下该合金处于(α+β)两相区,保温 1 h 后,γ 相发生溶解,α 相含量增加，在挤压完成的冷却过程中将形成大量片层团。然而,可以观察到该挤压态合金中仍存在大量尺寸较大的等轴 γ 晶粒，说明在该温度下保温 1 h 不能使 γ 相完全溶解，也就是说 α、γ 和 β 相均参与该合金的热变形。在挤压过程中,α 相在应力作用下发生破碎和分解，并在随后的冷却过程中形成不同取向的片层团；一部分 γ 相在应力作用下发生动态再结晶,形成细小的等轴 γ 晶粒,而另一部分 γ 相来不及发生再结晶,最终形成被拉长的 γ 相;至于 β 相,具有良好的热变形能力,可以促进挤压过程的进行,呈不规则形态分布在晶界处。图 3c 和 d 为挤压态合金径向显微组织，可以看出该合金在径向时流线型结构减弱，片层团和 γ 晶粒界面平直且大部分呈等轴状，说明采用圆模挤压时存在受力不均的情况,导致轴向和径向组织有所差别。但无论是轴向还是径向,挤压过程中合金均发生了明显的再结晶,晶粒尺寸细化。

图 4a 为挤压态 TNM 合金的相分布,可以看出挤压后合金中 γ、$\alpha_2$ 和 $\beta_o$ 相含量分别为 93.8%,3.1%和 2.4%。与热等静压态合金相比,挤压后 γ 相含量增加,而 $\alpha_2$ 和 $\beta_o$ 相含量降低,这是由于挤压过程中 $\alpha+\beta\rightarrow\alpha_2+\beta_o+\gamma$ 转变发生，促使 γ 相从 α 相和 β 相中析出。Zhu 等[29]在 TiAl 合金的热压缩过程中也发现了该相变的发生。选取区域 A 和 B 中的 $\alpha_2^1$、

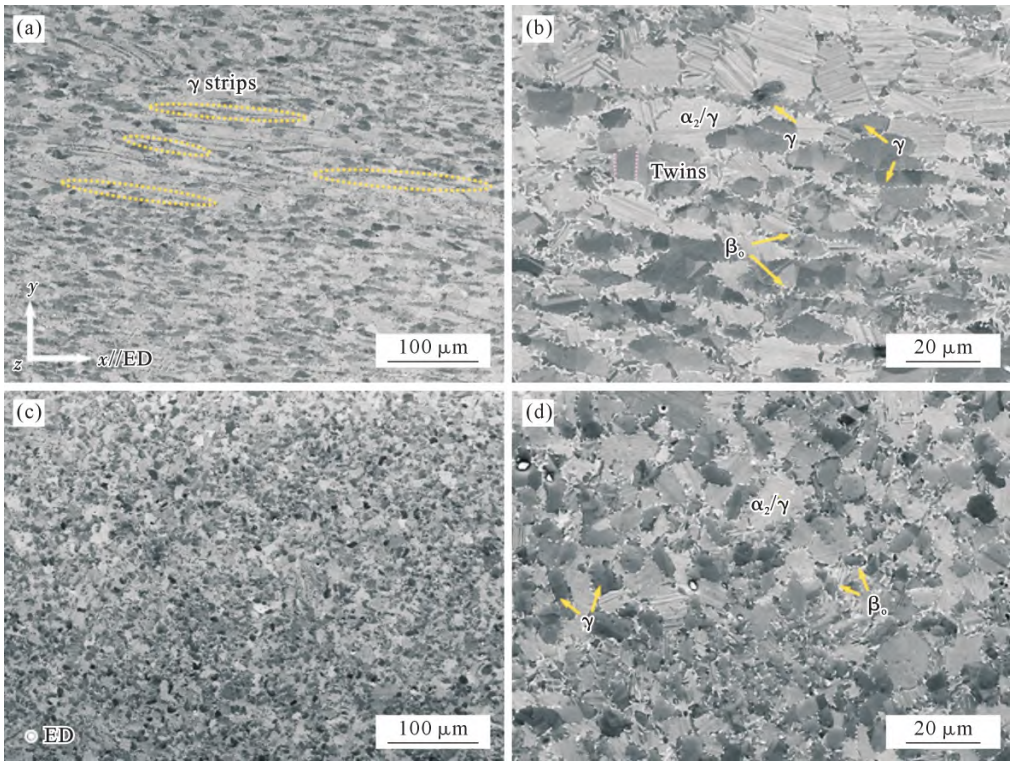


图 3 挤压态 TNM 合金显微组织:(a, b) 轴向;(c, d) 径向

Fig.3 Microstructure of the TNM extruded alloy: (a, b) parallel to the extrusion direction (ED); (c, d) perpendicular to the ED

中国知网 https://www.cnki.net

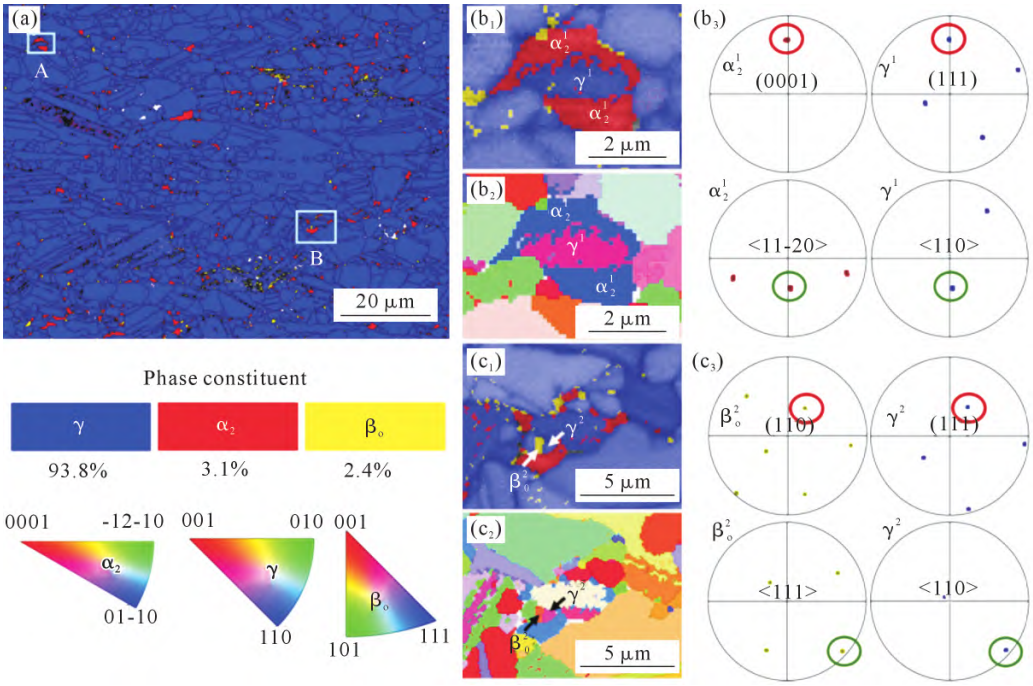


图 4　挤压态 TNM 合金 EBSD 分析：(a) 相分布；($b_1$~$b_3$) 区域 A 对应的相图、IPF 图和 PF 图；($c_1$~$c_3$) 区域 B 对应的相图、IPF 图和 PF 图

Fig.4　EBSD analysis of the TNM extruded alloy: (a) phase map; ($b_1$~$b_3$) phase map, IPF and PF maps corresponding to region A; ($c_1$~$c_3$) phase map, IPF and PF maps corresponding to region B

$\gamma^1$、$\gamma^2$ 和 $\beta_o^2$ 晶粒进行分析，所对应的极图如图 4$b_3$ 和 $c_3$ 所示，发现区域 A 中的 $\alpha_2^1$ 和 $\gamma^1$ 晶粒符合 Blackburn 取向关系[30]，即{0001}$\alpha_2$//{111}$\gamma$ 和 <11$\bar{2}$0>$\alpha_2$//<110>$\gamma$，说明在挤压过程中发生了 $\alpha\rightarrow\gamma$ 相变。此外，区域 B 中 $\beta_o^2$ 和 $\gamma^2$ 晶粒符合 K-S 取向关系[31]，即{110}$\beta_o$//{111}$\gamma$ 和 <111>$\beta_o$//<110>$\gamma$，说明在挤压过程中也发生了 $\beta\rightarrow\gamma$ 相变。

图 5a 为挤压态 TNM 合金的 BC 图叠加晶界取向分布。可以看出大部分晶粒为大角晶界(~78.5%)，小角晶界(~19.0%)和中角晶界(~2.48%)主要分布在少量晶粒尺寸较大的 $\gamma$ 晶粒中，说明其再结晶未完成。图 5b 和 c 分别为 $\gamma$ 相和 $\alpha_2$ 相的 KAM 图。结合 KAM 图对组织内位错密度进行定性分析，可以看出部分晶粒尺寸较大的 $\gamma$ 相中几何位错密度很高，其

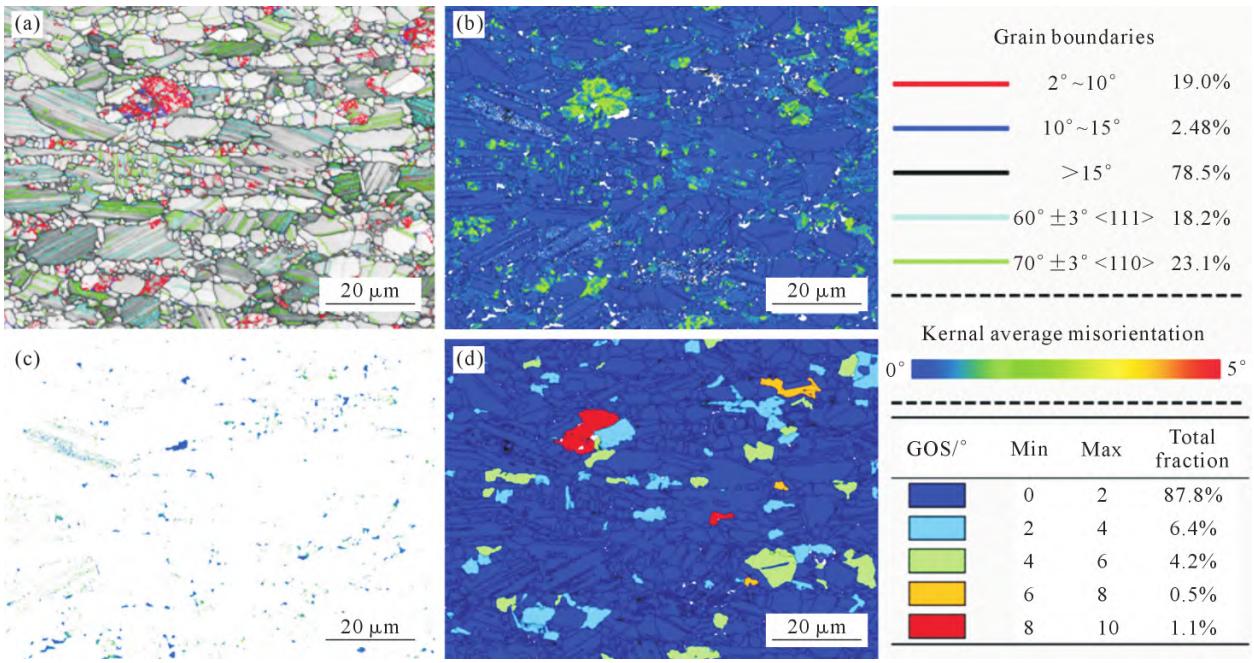


图 5　挤压态 TNM 合金 EBSD 结果：(a) 晶界取向分布与 BC 图；(b) $\gamma$ 相的 KAM 图；(c) $\alpha_2$ 相的 KAM 图；(d) GOS 图

Fig.5　EBSD maps of the TNM extruded alloy: (a) BC map overlapped with the grain boundaries; (b) KAM map of the $\gamma$ phase; (c) KAM map of the $\alpha_2$ phase; (d) GOS map

中国知网　https://www.cnki.net

次片层团中 $\alpha_2$ 和 γ 板条内部也存在部分晶格畸变，而片层团周围细小的等轴 γ 晶粒和 $\alpha_2$ 晶粒内部无晶格畸变，说明这些晶粒已完成了再结晶。随后，对挤压态合金的再结晶程度进行定量分析。GOS 值是在一个单一晶粒内的平均偏差和所有测量值之间的平均差值，它反映了晶格扭曲的强度，通常用来区分动态再结晶晶粒与变形晶粒，从而确定再结晶晶粒体积分数[32-33]。在再结晶过程中，变形晶粒内部通常存在大量位错，这些位错一般所构成的是变形晶界，两侧的取向差不超过 2°，本文定义 GOS 值低于 2° 的为再结晶晶粒，高于 2°的为变形晶粒，其中再结晶晶粒主要存在于深蓝色区域，而绿色、橘色和红色区域为高密度位错区[34]。由图 5d 可以看出，$\alpha_2/\gamma$ 片层团在 GOS 图中均为深蓝色，这意味着它们是在挤压过程中由于再结晶所形成的，部分 γ 晶粒在 GOS 图中为红色，说明其为变形晶粒。据统计所得，该挤压态合金的再结晶程度约为 87.8%，说明挤压过程中再结晶较为充分。

此外，TNM 合金在 1 300 ℃挤压过程中也伴随着织构的产生。图 6 为挤压态 TNM 合金中 $\alpha_2$ 相的 {0001}、{10$\bar{1}$0}和{11$\bar{2}$0}极图、γ 相和 $\beta_o$ 相的{100}、{110}和{111}极图。由图可知，在 TiAl 合金中，$\alpha_2$ 相的整体织构强度远高于 γ 相和 $\beta_o$ 相。在 TNM 合金挤压过程中，晶粒通过位错滑移发生变形，同时滑移系向挤压方向发生转动，最终导致晶粒趋于同一取向，产生织构。本研究中挤压后合金中的 $\alpha_2$ 相织构的特征为 <10$\bar{1}$0>，接近平行于挤压方向，属于{0001}基面丝织构。当挤压完成后，大量 γ 片层遵循 Blackburn 取向关系从 α 相析出，最终形成 $\alpha_2/\gamma$ 片层团，此时片层团界面倾向于与挤压方向相平行。研究表明，这种织构与 α-Ti 合金及 $c/a$<1.63 的密排六方金属单轴压缩后产生的织构类型相同[38-39]。Qiang 等[40]的研究也表明在挤压过程中，TiAl 合金 α 相的滑移主要由 {0001}<11$\bar{2}$0> 基面滑移决定；Luo 等[41]研究了挤压态 Ti-47Al-2Cr-0.2Mo 合金的织构演变，结果表明挤压态 TiAl 合金中的 $\alpha_2$ 相表现出 {11$\bar{2}$0}<10$\bar{1}$0> 横向变形织构和{0001}<11$\bar{2}$0> 基面再结晶织构，织构的存在导致合金沿挤压方向和垂直于挤压方向的力学性能表现出各向异性，沿挤压方向时{0001}基面丝织构的存在有助于改善合金的

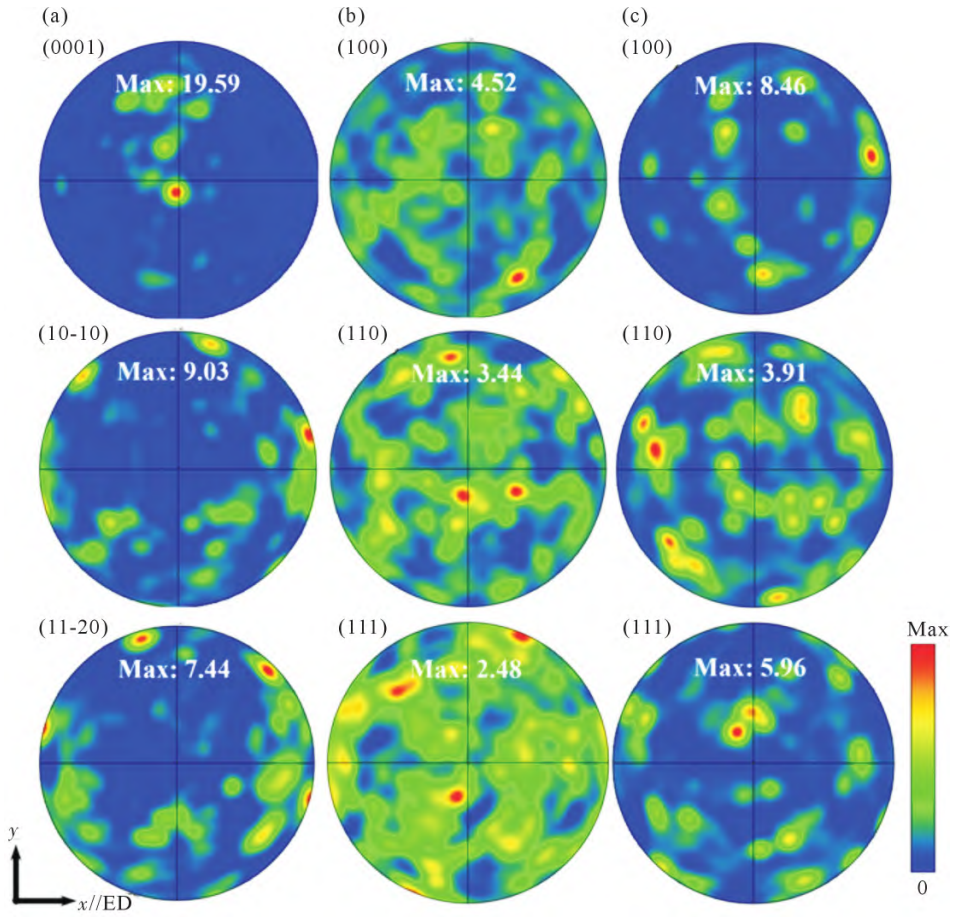


图 6 挤压态合金 $\alpha_2$、γ 和 $\beta_o$ 相的极图：(a) $\alpha_2$ 相的{0001}、{10$\bar{1}$0}和{11$\bar{2}$0}极图；(b) γ 相的{100}、{110}和{111}极图；(c) $\beta_o$ 相的{100}、{110}和{111}极图

Fig.6 Pole figures (PFs) of $\alpha_2$, γ and $\beta_o$ phases of as-extruded alloy: (a) {0001}, {10$\bar{1}$0} and {11$\bar{2}$0} PFs for the $\alpha_2$ phase; (b) {100}, {110} and {111}PFs for the γ phase; (c) {100}, {110} and {111}PFs for the $\beta_o$ phase

中国知网 https://www.cnki.net

力学性能。

### 2.3 室温拉伸性能

图 7 为热等静压态和挤压态 TNM 合金的室温拉伸性能。由图可知,热等静压态和挤压态合金的极限抗拉强度(UTS)分别为 579.02 和 905.77 MPa,伸长率(EL)分别为 0.38%和 1.33%。与热等静压态合金相比,挤压态合金的强度和塑性分别提高了 56.43%和 250%。TiAl 合金的拉伸性能很大程度上取决于合金成分和显微结构,在本工作中,显微组织起主要作用。挤压后 TNM 合金由 NG 组织转变为 DP 组织,合金中的片层团含量增加,硬脆的 $\beta_o$ 相含量降低。片层界面不仅可以阻碍位错的运动和产生,提高合金强度,还可以阻止跨层微裂纹的产生,降低裂纹扩展所需要的时间,从而导致合金塑性增强[42];相较于片层组织,块状 γ 相更容易产生裂纹;而 $\beta_o$ 相含量的降低也使合金的塑性提高。此外,挤压态合金的组织较为细小,这种细小的组织不仅可以阻碍位错滑移,提高合金强度,还可以晶界滑动和转动,提高合金的塑性[43]。

### 2.4 拉伸断口形貌

图 8 为室温拉伸后热等静压态和挤压态合金的断口形貌。由图 8a 和 c 可以看出,热等静压态和挤压态合金的拉伸断口均较为平整,表现出明显的脆性断裂特征,但两种状态下合金断裂模式略有不同[44]。从图 8b 和 d 的放大图中可以看出,热等静压态合金的断裂模式主要是穿晶断裂,可以看到明显的河流花样和撕裂脊,而挤压态合金拉伸断口则由穿层断裂和穿晶断裂共同组成。在片层团内部可以观察到

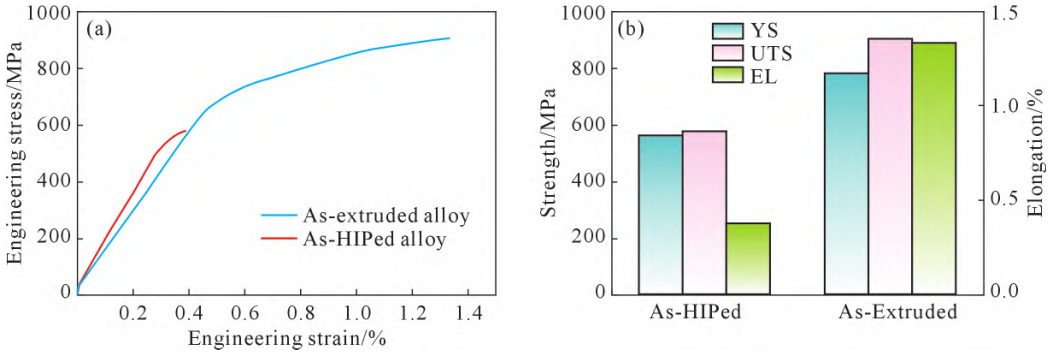


图 7 TNM 合金室温拉伸性能:(a) 拉伸应力应变曲线;(b) 拉伸性能对比

Fig.7 Tensile properties of TNM alloys at room temperature: (a) tensile strain-stress curves; (b) comparison of tensile properties

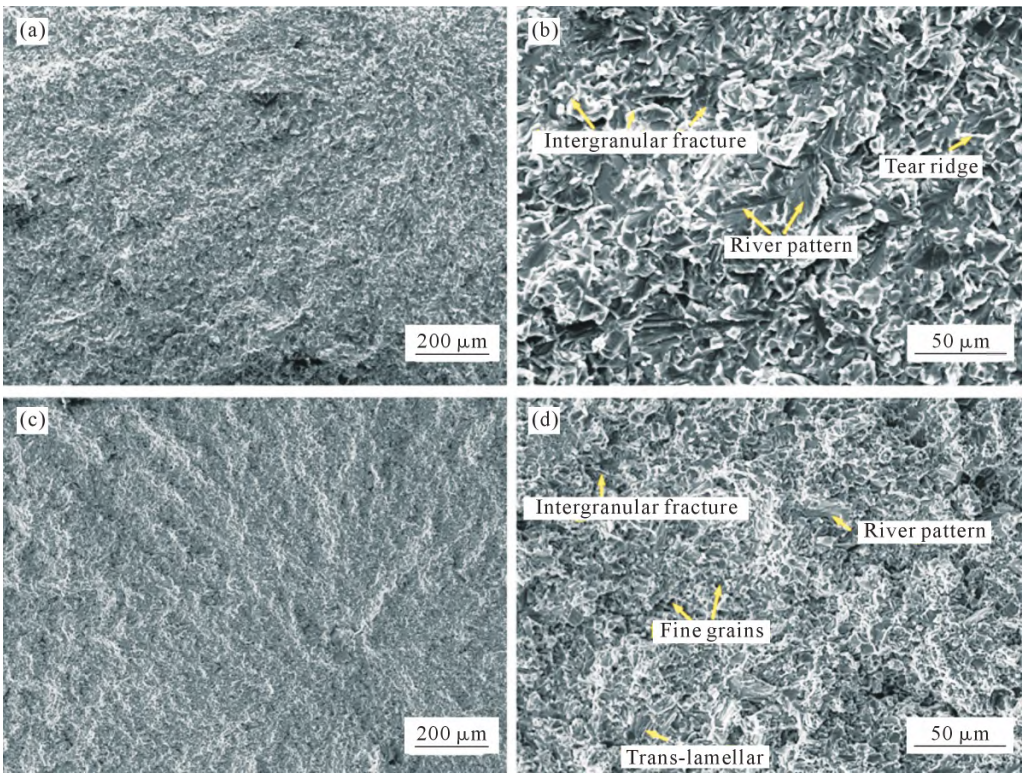


图 8 TNM 合金拉伸断口形貌:(a, b) 热等静压态合金;(c, d) 挤压态合金

Fig.8 Fracture morphology of the TNM alloys: (a, b) as-HIPed alloy; (c, d) as-extruded alloy

中国知网 https://www.cnki.net

微裂纹的产生，表明拉伸过程中裂纹扩展较为困难。此外，在挤压态合金的断裂面上还发现了细小的γ晶粒，这种细小的组织在一定程度上也能阻止微裂纹扩展。

## 3 结论

(1)热等静压态 TNM 合金表面质量良好、致密度高，其显微组织为 NG 组织，由等轴 γ 和 $\alpha_2$ 晶粒及少量分布在晶界处的 $\beta_o$ 相组成，平均晶粒尺寸约为 5.74 μm。在 1 300 ℃热挤压后，合金的显微组织转变为 DP 组织，由 $\alpha_2/\gamma$ 片层团和等轴 γ 晶粒组成。热挤压使得合金晶粒尺寸有所细化，等轴 γ 晶粒平均尺寸约为 3.64 μm。

(2)TNM 合金在挤压过程中发生了 $\alpha+\beta \rightarrow \alpha_2+\beta_o+\gamma$ 转变，导致挤压态合金中 γ 相含量增加，$\alpha_2$ 和 $\beta_o$ 相含量降低。合金中片层组织主要形成于挤压和随后的冷却过程中，片层界面平直且尺寸较小；部分等轴 γ 晶粒通过再结晶细化，较为粗大的 γ 晶粒则与不完全再结晶有关。通过 GOS 图对挤压态合金的再结晶程度进行统计，挤压后合金的再结晶体积分数为 87.8%。此外，可以观察到挤压后 $\alpha_2$ 相形成了{0001}基面丝织构。

(3)与热等静压态合金相比，挤压态 TNM 合金的抗拉强度和塑性分别提高了 56.43%和 250%，抗拉强度为 905.77 MPa，室温伸长率为 1.33%，其拉伸断裂模式由穿层断裂和穿晶断裂共同组成。合金强塑性的提高不仅与晶粒细化有关，还体现在片层团含量的增加和 $\beta_o$ 相含量的降低。

**参考文献：**

[1] 干梦迪，种晓宇，冯晶. 航空航天高温结构材料研究现状及展望[J]. 昆明理工大学学报(自然科学版)，2021, 46(6): 24-36.
GAN M D, CHONG X Y, FENG J. Research status and prospects of aerospace high-temperature structural materials[J]. Journal of Kunming University of Science and Technology (Natural Sciences), 2021, 46(6): 24-36.

[2] BURTSCHER M, KLEIN T, LINDEMANN J, LEHMANN O, FELLMANN H, GÜTHER V, CLEMENS H, MAYER S. An advanced TiAl alloy for high-performance racing applications[J]. Materials, 2020, 13(21): 4720.

[3] MAYER S, ERDELY P, FISCHER F D, HOLEC D, KASTENHUBER M, KLEIN T, CLEMENS H. Intermetallic β-solidifying γ-TiAl based alloys-from fundamental research to application[J]. Advanced Engineering Materials, 2017, 19(4): 1600735.

[4] APPEL F, CLEMENS H, FISCHER F D. Modeling concepts for intermetallic titanium aluminides[J]. Progress in Materials Science, 2016, 81: 55-124.

[5] GENC O, UNAL R. Development of gamma titanium aluminide (γ-TiAl) alloys: A review[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 929: 167262.

[6] APPEL F, OEHRING M, WAGNER R. Novel design concepts for gamma-base titanium aluminide alloys[J]. Intermetallics, 2000, 8 (9-11): 1283-1312.

[7] XIA Z W, SHAN C W , ZHANG M H, CUI M C, LUO M. Machinability of γ-TiAl: A review[J]. Chinese Journal of Aeronautics, 2023, 36(7): 40-75.

[8] 杨锐. 钛铝金属间化合物的进展与挑战[J]. 金属学报，2015, 51(2): 129-147.
YANG R. Advances and challenges of TiAl base alloys[J]. Acta Metallurgica Sinca, 2015, 51(2): 129-147.

[9] 杨劼人. β 凝固 TiAl 合金 β/B2 相演变行为及控制研究进展[J]. 铸造技术，2022, 43(4): 237-244.
YANG J R. Research progress on evolution behavior and control of β/B2 Phase in β-solidified TiAl alloy[J]. Foundry Technology, 2022, 43(4): 237-244.

[10] CLEMENS H, MAYER S. Design, processing, microstructure, properties, and applications of advanced intermetallic TiAl alloys [J]. Advanced Engineering Materials, 2013, 15(4): 191-215.

[11] LIANG Y F, LIN J P. Fabrication and properties of γ-TiAl sheet materials: A review[J]. JOM, 2017, 69: 2571-2575.

[12] GÜTHER V, ALLEN M, KLOSE J, CLEMENS H. Metallurgical processing of titanium aluminides on industrial scale[J]. Intermetallics, 2018, 103: 12-22.

[13] SINGH A K, MURALEEDHARAN K, BANERJEE D. Solidification structure in a cast γ alloy[J]. Scripta Materialia, 2003, 48(6): 767-772.

[14] 陈玉勇，叶园，张宇，胡连喜，孙剑飞. 粉末冶金制备 TiAl 合金研究进展[J]. 稀有金属材料与工程，2023, 52(11): 4002-4012.
CHEN Y Y, YE Y, ZHANG Y, HU L X, SUN J F. Research progress on TiAl alloy prepared by powder metallurgy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2023, 52(11): 4002-4012.

[15] BURTSCHER M , PÜRSTL F , SCHLOFFER M , MAYER S, CLEMENS H. Mikrostrukturelle charakterisierung einer pulvermetallurgisch hergestellten mehrphasigen TiAl-Legierung[J]. BHM Berg-und Hüttenmännische Monatshefte, 2019, 164: 210-214.

[16] XU W C, SHAN D B, ZHANG H, LI X A, ZHANG Y Z, NUTT S. Effects of extrusion deformation on microstructure, mechanical properties and hot workability of β containing TiAl alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 571: 199-206.

[17] TAO H, LI H Z, WANG L, ZHOU R, CHE Y X, CHEN Y H, LIANG X P. Effect of forging on the microstructure and texture of a high Nb containing γ-TiAl alloy[J]. Journal of Central South University, 2024, 31: 1763-1773.

[18] XU M, LIU G H, LI T R, ZHANG X L, WANG Z D. Rolling parameters, microstructure control, and mechanical properties of powder metallurgy Ti-44Al-3Nb-(Mo, V, Y) alloy: The impact of rolling temperatures[J]. Intermetallics, 2020, 123: 106817.

[19] ZHANG Y, CHANG S A, CHEN Y Y, BAI Y C, ZHAO C L, WANG X P, XUE J M, WANG H. Low-temperature superplasticity of β-stabilized Ti-43Al-9V-Y alloy sheet with bimodal γ-grain-size distribution[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2021, 95: 225-236.

中国知网 https://www.cnki.net

[20] LI H Z, LONG Y, LIANG X P, CHE Y X, LIU Z Q, LIU Y, XU H, WANG L. Effects of multiaxial forging on microstructure and high temperature mechanical properties of powder metallurgy Ti-45Al-7Nb-0.3W alloy[J]. Intermetallics, 2020, 116: 106647.

[21] JIANG H T, ZENG S W, ZHAO A M, DING X N, DONG P. Hot deformation behavior of β phase containing γ-TiAl alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 661: 160-167.

[22] 王刚,徐磊,崔玉友,杨锐. TiAl 预合金粉末热等静压致密化机理及热处理对微观组织的影响[J]. 金属学报,2016, 52(9): 1079-1088.
WANG G, XU L, CUI Y Y, YANG R. Densification mechanism of TiAl pre-alloy powders consolidated by hot isostatic pressing and effects of heat treatment on the microstructure of TiAl powder compacts[J]. Acta Metallurgica Sinca, 2016, 52(9): 1079-1088.

[23] DUMITRASCHKEWITZ P, CLEMENS H, MAYER S, HOLEC D. Impact of alloying on stacking fault energies in γ-TiAl[J]. Applied Sciences, 2017, 7(11): 1193.

[24] GAO X Y, WANG J, FENG D, YANG X B, HU R, WU Y L, GAO Z T, LIU F. Characterization of various interfaces in a TiAl-based alloy[J]. Materials Characterization, 2022, 190: 112056.

[25] CHEN X F, TANG B, CHEN W, YANG Y, ZHENG G M, FAN Z Z, LI J S. Effect of inter-pass annealing on the deformation microstructure of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 934: 167751.

[26] LI J, LI M G, HU L, SHI L X, XIAO S L, CHEN Y Y, ZHOU T. Dynamic recrystallization, phase transformation and deformation mechanisms of a novel Ti-43Al-6Nb-1Mo-1Cr alloy during the isothermal deformation[J]. Materials Characterization, 2023, 199: 112789.

[27] DUAN B H, YANG Y C, HE S Y, FENG Q S, MAO L, ZHANG X X, JIAO L N, LU X G, CHEN G Y, LI C H. History and development of γ-TiAl alloys and the effect of alloying elements on their phase transformations[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 909: 164811.

[28] SCHWAIGHOFER E, CLEMENS H, MAYER S, LINDEMANN J, KLOSE J, SMARSLY W, GÜTHER V. Microstructural design and mechanical properties of a cast and heat-treated intermetallic multi-phase γ-TiAl based alloy[J]. Intermetallics, 2014, 44: 128-140.

[29] ZHU L, LI J S, TANG B, ZHAO F T, HUA K, YAN S P, KOU H C. Dynamic recrystallization and phase transformation behavior of a wrought β-γ TiAl alloy during hot compression[J]. Progress in Natural Science: Materials International, 2020, 30(4): 517-525.

[30] JIA M Y, QIANG F M, YU Y H,WANG Y R, LI J S, KOU H C. Tailoring lamellar orientation and tensile properties of TNM alloy via extrusion[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 28: 363-370.

[31] HUANG H T, DING H S, XU X S, CHEN R R, GUO J J, FU H Z. Phase transformation and microstructure evolution of a beta-solidified gamma-TiAl alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 860: 158082.

[32] XU R R, LI H, LI M Q. Dynamic recrystallization mechanism of γ and α phases during the isothermal compression of γ-TiAl alloy with duplex structure[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 844: 156089.

[33] TIAN S W, HE A R, LIU J H, ZHANG Y F, ZHANG S Y, ZHANG Y, WANG Y G, JIANG H T. Investigation on the microstructure evolution and dynamic recrystallization mechanisms of TiAl alloy at elevated temperature[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2021, 14: 968-984.

[34] WEI B B, TANG B, HUANG X Y, DU L H, ZHU L, CHEN X F, LI J S. Microstructure evolution and recrystallization of Ti-44.5Al-3.8Nb-1Mo-0.2B alloy with different initial microstructure during hot pack rolling[J]. Materials & Design, 2022, 223: 111138.

[35] MENG L J, KITASHIMA T, ZHAO Z Y, WEI Q, LIN P. Effect of parent β-texture on α-texture evolution during dynamic precipitation in a continuous forging process of Ti-6Al-4V alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 947: 169425.

[36] CUI J, YU H Y, GONG Y, SHARMA P, KUMAR A, TU G W. Texture evolution of α-Ti and β-Ti alloys during rolling and recrystallization[J]. Advanced Engineering Materials, 2024, 26(21): 2400876.

[37] QIANG F M, KOU H C, LI Y Q, CHEN N N, WU Z H, YU Y H, QIAO K, WANG W, WANG K S. Enhanced strength-ductility synergy of β-solidifying TiAl alloy with preferred lamellar orientation by texturing high-temperature α phase through hot extrusion [J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 885: 145626.

[38] LUO Y F, LIU B, WANG Y, LIU Y. Effect of texture on mechanical anisotropy of Ti-47Al-2Cr-0.2Mo intermetallics[J]. Intermetallics, 2022, 151: 107742.

[39] YAN M J, YANG F, ZHANG H T, YANG G, ZHANG H F, ZHANG C Z, QI M, ZHANG J C, CHEN C G, GUO Z M. Fine duplex Ti-48Al alloy with high strength produced by forging based on near-γ microstructure[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 942: 169058.

[40] SUN T L, LIANG Y F, YANG G, CAO J, CUO Z C, LIN J P. Simultaneously enhancing strength and ductility of high-Nb-containing TiAl alloy via extrusion-assisted microstructure tailoring [J]. Materials Characterization, 2023, 206: 113390.

[41] ZHANG S K, TIAN N, LI D Y, LI J H, JIN F W, WANG G Y, TIAN S G. Microstructure evolution and fracture mechanism of a TiAl-Nb alloy during high-temperature tensile testing[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 831: 142094.

中国知网 https://www.cnki.net