

变形诱导析出相实现 $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ 轻质高熵合金强塑性协同提升

冯向向¹ 张朝晖^{1,2*} 何杨宇¹ 贾晓彤¹ 王强¹ 刘娅¹ 程兴旺^{1,2*} 刘迪³

(1. 北京理工大学 材料学院 北京 100081; 2. 北京理工大学 唐山研究院 唐山市特种金属与陶瓷材料重点实验室 唐山 063000; 3. 航天科工防御技术研究试验中心 北京 100854)

Improvement of Deformation Induced Precipitation Phase on Strength and Plasticity of $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ Lightweight High Entropy Alloy

FENG Xiangxiang¹, ZHANG Zhaohui^{1,2*}, HE Yangyu¹, JIA Xiaotong¹, WANG Qiang¹,
LIU Ya¹, CHENG Xingwang^{1,2*}, LIU Di³

(1. School of Materials Science and Engineering, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China; 2. Tangshan Key Laboratory of High-Performance Metals and Ceramics, Tangshan Research Institute BIT, Tangshan 063000, China; 3. Aerospace Science & Industry Defense Technology Research And Test Center, Beijing 100854, China)

Abstract Titanium-based high-entropy alloys with superior properties such as high specific strength and low density have received much attention from the military industry and scientific research community. However, how to find and obtain titanium-based high-entropy alloy materials with both strength and plasticity through improved processing, and how to establish a relationship between processing methods, material microstructure and mechanical properties still need in-depth research. In this study, a new high-entropy alloy $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ with a density of 5.6 g/cm^3 was prepared by vacuum suspension melting, and the alloy was further strengthened and toughened by multi-stage rolling. It was found that multi-stage rolling induced the formation of B2 and HCP precipitated phases in $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ alloy. The combination of precipitated phases and fine grain strengthening synergistically increased the strength and plasticity of $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ material, and the tensile yield strength of the material was increased by 35.2% to 1,149 MPa, while the ductility of the material was increased by 34.0% to 10%.

Keywords Lightweight high-entropy alloys, Precipitation phase strengthening, Microstructure, Mechanical properties

摘要 钛基高熵合金具有比强度高, 低密度等优越性能, 被军工业和科研界广泛关注。然而, 如何寻找并通过改进加工手段获取兼顾强度和塑性的钛基高熵合金材料, 建立起加工方式、材料微观组织和力学性能之间的联系仍需深入研究。文章通过真空悬浮熔炼制备了一种密度为 5.6 g/cm^3 的新型高熵合金 $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$, 进一步采用多级轧制法强化并增韧合金。研究发现多级轧制诱导了 $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ 合金中 B2 和 HCP 析出相的形成。同时将晶粒尺寸由 $387 \mu\text{m}$ 减小到 $89.5 \mu\text{m}$ 。析出相和细晶强化相结合的方式协同提高了 $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ 材料的强度和塑性, 材料的拉伸屈服强度提升了 35.2% 至 1149 MPa, 延展性提升到 10%, 相较于铸态合金提升了 34.0%。

关键词 轻质高熵合金 析出相强化 微观组织 力学性能

中图分类号: TG139

文献标识码: A

doi: 10.13922/j.cnki.cjvst.202403022

高熵合金 (High entropy alloys, HEAs) 是由五种或五种以上的主成分以相等或近似相等的原子比混合而成的一种新型合金^[1-3]。高熵合金由于其高强

度、耐磨、耐腐蚀、抗氧化等优越性能, 在新型装备的众多候选材料中脱颖而出^[4-6]。其中密度小于 6 g/cm^3 的高熵合金通常被称为轻质高熵合金 (LHEAs)^[7]。

随着新一代材料对节能减排和装备轻质化的需求进一步提升,轻质高熵合金的研发在航天航空工业和军事装甲领域愈发得到重视。目前研发的 LHEAs 主要集中在密度 $5.0 \sim 7.0 \text{ g/cm}^3$ 范围内的 BCC 系高熵合金^[8-10]。例如, AlNbTiV 合金密度低,比强度高,但延展性非常有限^[11],而类似的 $\text{Ti}_{1.5}\text{ZrNbAl}_{0.3}$ 合金延展性好,但比强度相对较低^[12]。根据元素的不同特性及密度大小设计合金元素组成及比例,可以改变合金的晶体结构和相组成,从而实现合金强塑性的协同提升^[13]。如 $\text{Al}_{15}\text{Zr}_{40}\text{Ti}_{28}\text{Nb}_{12}\text{M}(\text{Cr}, \text{Mo}, \text{Si})_5$ 高熵合金中随着 Cr、Mo 和 Si 的加入,相结构转变为双相。Cr 和 Mo 促进了 B2 相的形成,而 Si 促进了大量硅化物的形成, Si 和 Cr 的加入显著降低了合金的压缩塑性,而 $\text{Al}_{15}\text{Zr}_{40}\text{Ti}_{28}\text{Nb}_{12}\text{SiMo}_5$ 高熵合金表现出优异的综合力学性能^[14]。通过真空电弧熔炼和均质处理,获得了 $\text{Fe}_{3.5}\text{Ni}_{3.5}\text{Cr}_2\text{MnAl}_{0.7}$ 高熵合金 (HEA) 的双相组织,具有优异的综合力学性能,这是由于软 FCC 相和硬 BCC 相在塑性变形过程中具有相干关系的协同作用所致^[15]。采用激光烧结技术制备的 $\text{CrFeNiAl}_x\text{Si}$ 系高熵合金也是由 BCC+FCC 相构成,随着 Al 含量的提高, FCC 相向 BCC 相转变,合金的抗高温氧化性能明显提高^[16]。现有研究表明,高熵合金的屈服强度可以通过微合金化、成分和组织设计以及加工硬化来提高^[17-20]。其中,通过提高合金化程度提升合金强度是最为有效的方法。大多数研究采用室温和低温变形来提高高熵合金的屈服强度。然而,仅通过析出相来提高合金强度,往往会导致材料的塑性显著下降^[21]。形变热处理能够消除缺陷并一定程度上使组织细化,从而显著提高合金的塑性^[22]。如何在材料制备中设计冷轧和热轧方案,以兼顾轻质高熵合金的强度和塑性,还需要进一步的研究。值得注意的是,合金材料的介观强化机制较为复杂,包含细晶强化、位错强化、析出相强化等,均会对合金性能有所影响^[23]。现有研究表明,对高熵合金而言,具有部分再结晶组织的材料,在保持良好塑性的同时具有较高的强度^[24],如冷轧后的 AlCoCrFeNiTi 合金^[25]。在 $\text{CoCrFeNiMo}_{0.2}$ 高熵合金中诱导不完全再结晶组织,有利于提高合金的加工硬化能力。在不降低屈服强度的基础上,将延伸率提高了 30%^[26]。此外,可通过在 BCC 固溶体中引入共格 B2 相,获得含 BCC/B2 共格结构多元合金,实现第二相共格析出强化^[27-28],合金强度得到

进一步提高。与此同时, BCC 和 HCP 双相高熵合金具备较高的屈服强度和优秀的延展性^[29]。因此,本文以具有非等效主元素的 $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ 高熵合金为研究体系,提出了一种通过多级轧制制备高强韧性的高熵合金的有效方法。分别对加工前后的样品进行了微观组织表征。结果表明, $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ 高熵合金经过多级轧制后在基体 BCC 相基础上产生了 B2 和 HCP 相,同时晶粒尺寸由 $387 \mu\text{m}$ 减小到 $89.5 \mu\text{m}$ 。与未处理样品相比,拉伸屈服强度由 850 MPa 提升至 1149 MPa,延展性由 8.1% 提升至 10.0%。本工作有望从加工制备的角度阐明析出相对轻质高熵合金的强化机理,为高强韧性轻质结构材料的研发提供理论依据。

1 实验

本实验采用颗粒状的高纯度金属元素单质 (Ti、Zr、V、Al) 和部分 Al-Nb 合金作为制备该 $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ 合金的原料。原材料纯度 $\geq 99.9\%$ 。Al-Nb 合金中 Al:Nb=2:8。 $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ 样品中元素的浓度按摩尔百分比计算。由高纯度元素 ($\geq 99.9\%$) 在氩气氛中在水冷铜腔内用真空悬浮炉制备。采用氩气氛,在真空悬浮炉中进行 4 次熔炼,以保证成分的均匀性,最终得到高熵合金铸锭并命名为 AC。对铸态合金锭进行线切割取样,得到用于轧制的 $30 \text{ mm} \times 23 \text{ mm} \times 20 \text{ mm}$ 的方块合金锭。将铸态合金在 800°C 下热轧 40% 后的合金命名为 HR。在此基础上,将热轧后的合金分别冷轧 30%、40%、50%,并经 800°C 退火 1 h 后得到合金 CHR1、CHR2、CHR3。对合金进行线切割取样,得到 XRD 试样、TEM 试样、EBSD 试样、微型拉伸试样、压缩试样。

在 -15°C 条件下,在 6% 高氯酸、35% 丁醇和 59% 体积比的电解质中进行双射流电抛光来制备 TEM 样品。采用透射电子显微镜 (FEI Talos L120C) 观察样品的 TEM。其结果在 Digitalmicrograph 中进行数据分析。在室温下,采用 400–5000 grit SiC 纸对合金进行打磨,制备 XRD 样品。采用 X 射线衍射仪 (XRD-7000) 测试样品的物相,采用 $\text{CuK}\alpha$ 辐射。EBSD 样品是在 10% 的高氯酸、20% 的丁基溶纤剂和 70% 的甲醇溶液中,通过 20 V 的电压进一步电化学抛光。采用 Zeiss Sigma 560 进行样品 EBSD 分析。其结果在 AZtecCrystal 中分析。拉伸试样为 $20 \text{ mm} \times 6.0 \text{ mm} \times 1.2 \text{ mm}$ 的扁平狗骨状。压缩试样

为直径 5 mm 高 5 mm 的圆柱。采用万能试验机 (Instron 5966) 测试室温压缩和拉伸性能, 应变速率为 0.001 s^{-1} 。

2 实验结果及讨论

2.1 $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ 合金的组织信息

图 1 为 $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ 合金的组织信息。XRD 结果表明该合金基体相为 BCC。但是基于 XRD 的分辨率, 有必要验证合金中是否存在其他微量析出相。为了进一步确定轧制后该合金的组织 and 性能之间的关系, 对其进行 TEM 观察。如图 1(b)、(c) 结果显示, AC 和 HR 为 BCC 单相。由此可见, 热轧工艺并未影响 $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ LHEAs 的宏观物相, 这可能是由于热轧温度未达到相变点, 没有发生相变。而 CHR1、CHR2、CHR3 合金则除了 BCC 基体相之外, 还存在大量与基体共格的 B2 有序相, 如图 1(d)、(e)、(f) 所示。而 CHR2、CHR3 合金内存在三种不同的相, 分别为 BCC 相、B2 相和 HCP 相, 如图 1(e)、(f) 所示。

为了更好地了解析出相的形貌, 对 CHR1、CHR2 合金进行了高分辨率透射电镜 (HRTEM) 测试, 如图 2 所示。SAED 图像中的衍射斑点的超点阵图进

一步验证了 CHR1 合金中 B2 相的存在, 如图 2(c) 所示。B2 相作为析出相弥散分布于 BCC 基体相之间, 其尺寸在几纳米, 形状接近球形。通过 HRTEM 可以计算出 CHR1 中 B2 相的晶格常数为 $a_{\text{B2}}=3.375 \text{ \AA}$, 基体相 BCC 的晶格常数为 $a_{\text{BCC}}=3.356 \text{ \AA}$, 如图 2(b) 所示。如图 2(d) 所示, B2 相作为有序结构, 原子在规则排列后会产生有序强化作用; 同时 B2 和基体 BCC 相呈现出共格关系, 存在共格强化效应, 从而强化合金。

从图 2(a)、(d) 的明场图像可以看出, CHR1 和 CHR2 没有因轧制和热处理完全再结晶。SAED 图像图 2(g) 中的衍射斑点的超点阵图进一步验证了合金中 B2 相和 HCP 相的存在。其中通过图 2(h) 可知, 球状 B2 相以几纳米的尺寸均匀分布在基体相之间, 其尺寸和 CHR1 中 B2 相尺寸基本相同。在较高的明场图像放大倍率下, 通过图 2(i) 可知 HCP 相呈现宽约十几纳米, 长约几百纳米的细针状结构, 分布于基体 BCC 相之间。通过 HRTEM 可以计算出 CHR2 中三个相的晶格常数分别为 $a_{\text{BCC}}=3.515 \text{ \AA}$, $a_{\text{B2}}=3.440 \text{ \AA}$, $a_{\text{HCP}}=4.763 \text{ \AA}$, 如图 2(e)、(f) 所示。冷轧引入的众多缺陷可为析出物提供丰富的非均质成核位点。另一方面, 较短的退火时间抑

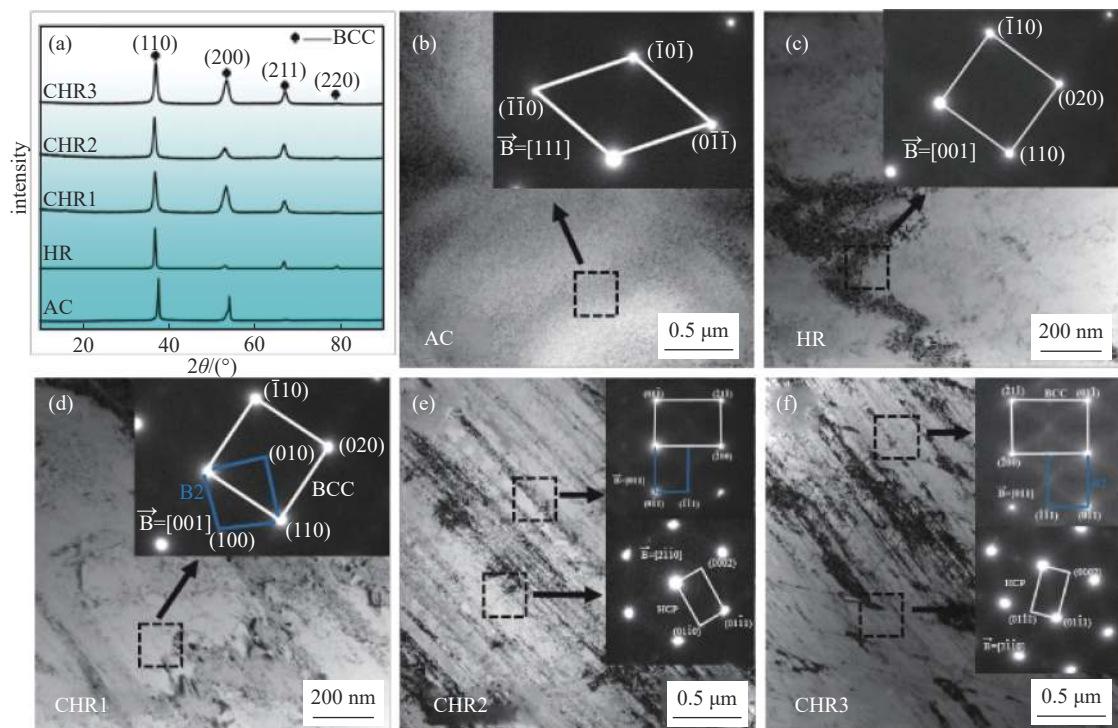


图1 $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ 合金的相结构。(a) XRD 图, (b)-(f) 样品 AC、HR、CHR1、CHR2、CHR3 的 TEM 图

Fig. 1 Phase structure of $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ alloy. (a) XRD pattern, (b)-(f) TEM of samples AC, HR, CHR1, CHR2, CHR3 respectively

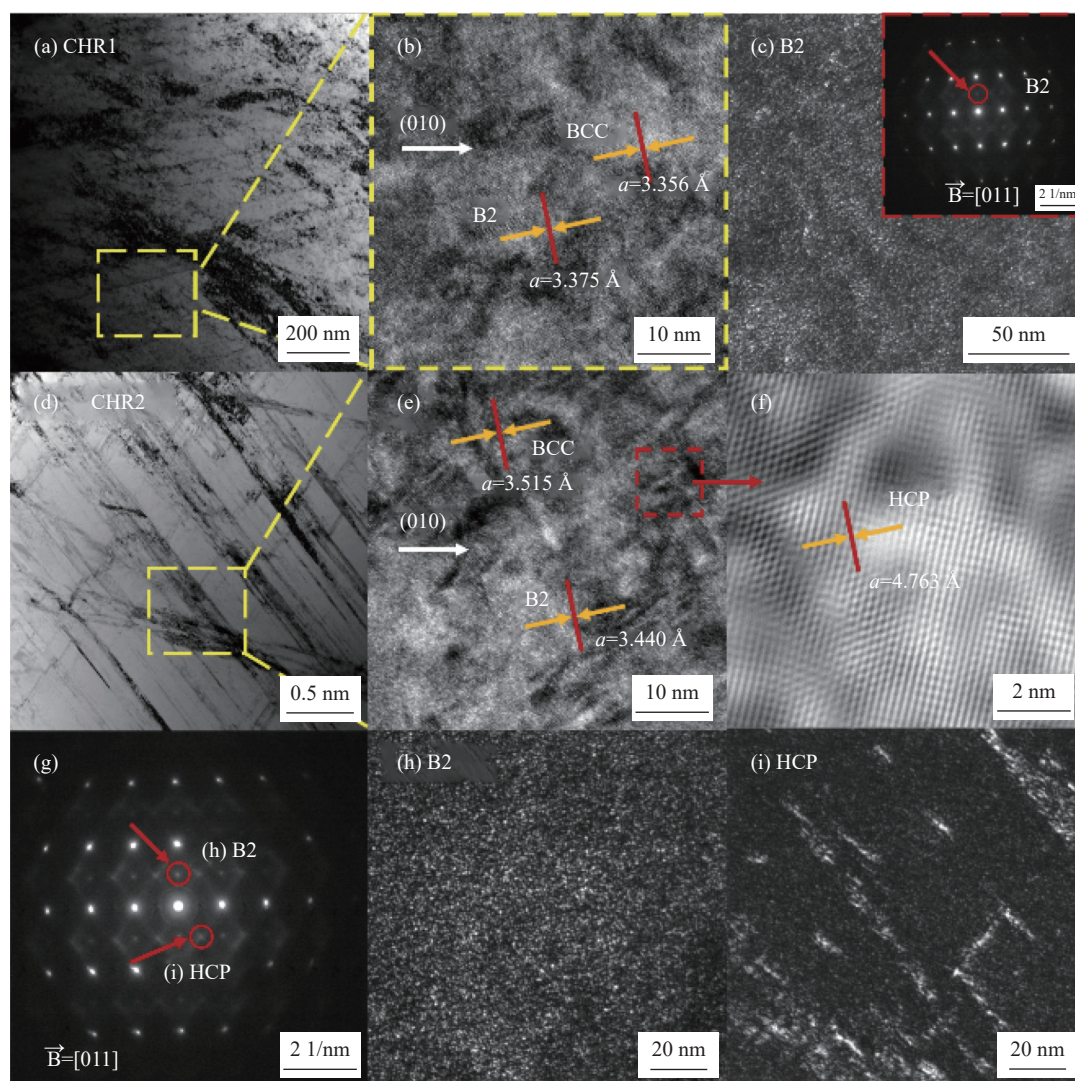


图2 $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ 合金的 HRTEM 形貌。(a)-(c) 样品 CHR1, (d)-(i) 样品 CHR2

Fig. 2 HRTEM morphology of $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ alloy. (a)-(c) samples CHR1, (d)-(i) sample CHR2

制了 HCP 相和 B2 相的生长, 导致纳米级析出物的形成。此项工作中认为高密度的位错和晶界以及细小的析出相沉淀物是导致力学性能提升的原因。

2.2 $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ 合金的力学性能

图 3(a) 为 $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ 合金的拉伸应力-应变曲线。铸态合金的拉伸屈服强度为 850 MPa, 拉伸伸长率为 8.1%。与铸态合金相比, 经多级轧制和退火后材料的拉伸力学性能出现了明显提升。其中合金 CHR2 综合性能最佳, 其拉伸屈服强度可达 1149 MPa, 同时其拉伸断裂应变为 10.0%。图 3(b) 为 $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ 合金的压缩应力-应变曲线。可见该合金具有室温下压不断的优良特性。铸态合金的压缩屈服强度为 817 MPa。CHR2 具有最高的压缩屈服强度, 其值为 1186 MPa。相较于 AC,

CHR2 的拉伸屈服强度、压缩屈服强度、拉伸伸长率分别提升了 35.2%、23.5%、34.0%。如图 3(c) 所示, 随着轧制总变形量的增加, 塑性变形能力和强度皆是先增大后减小。认为 AC 和 HR 强度主要来源于 BCC 相的本征强度和合金元素带来的固溶强化。BCC 相滑移系较多, 导致材料本征塑性较强。而 CHR1 相较于 HR 合金屈服强度有大幅提升则主要来自于 B2 相的强化作用。B2 相具有较高的原子间键强度, 可提高合金的强度^[30]。合金 CHR2 在 BCC 基体和 B2 有序相析出的基础上进一步析出纳米级针状 HCP 相。由于 HCP 相具有较高的强度, 有助于吸收能量并抵抗断裂。因此, 当合金析出 HCP 相时, 其强度通常会增加^[31]。而 CHR3 合金相较于 CHR2, 由于冷轧变形量过大, 导致塑性有明显

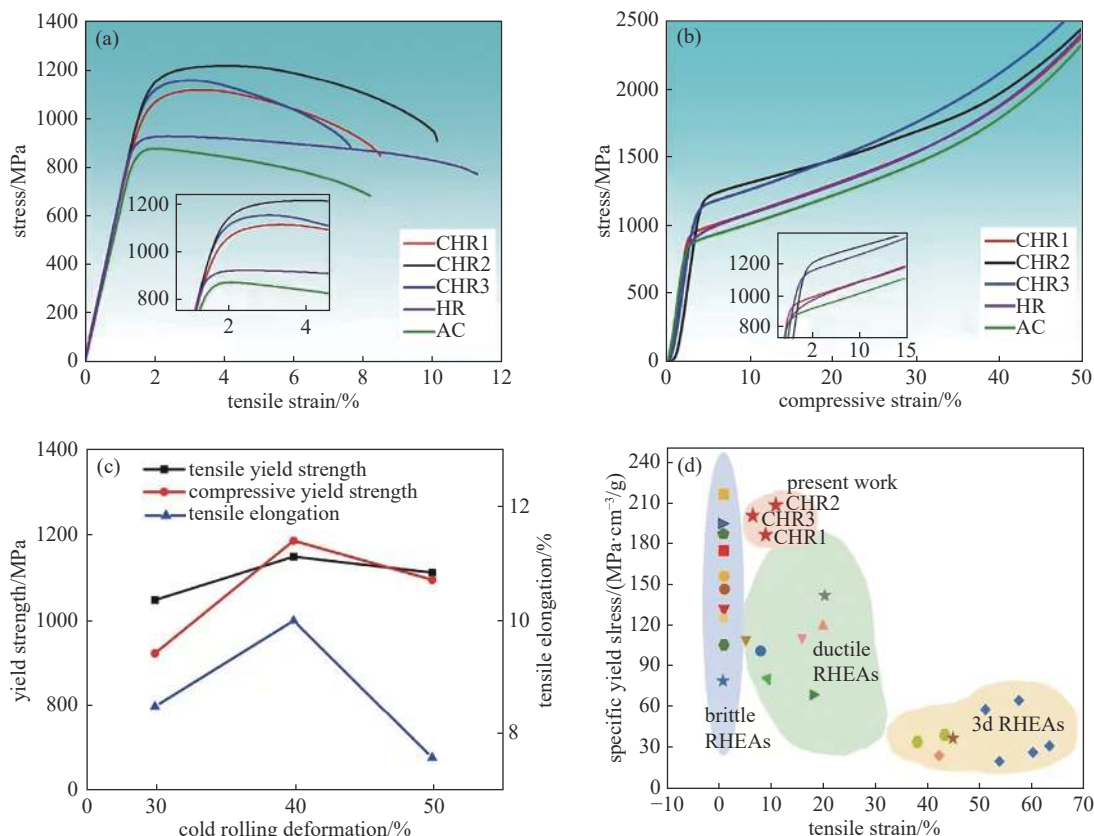


图3 $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ 合金的力学性能。(a) 拉伸应力-应变曲线, (b) 压缩应力-应变曲线, (c) 拉伸与压缩性能随冷轧变形量变化的趋势, (d) 比屈服强度比较

Fig. 3 Mechanical properties of $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ alloy. (a) Tensile stress-strain curves, (b) compressive stress-strain curves, (c) the variation trend of tensile and compressive properties with cold rolling deformation, (d) comparison of specific yield strength

下降。

图3(d)显示了本合金与其他轻质高熵合金在室温下的比强度对比结果。根据拉伸应变值将轻质高熵合金大致分为三类。可见,本合金比强度明显高于3d强化HEAs和部分具有延展性的合金^[7, 9, 12, 32-33]。同时,虽部分脆性RHEAs具有较高的SYS,但其拉伸塑性一般不高于5%。因此,本合金(用星号标记)结合了约 $205 \text{ MPa} \cdot \text{cm}^3 \cdot \text{g}^{-1}$ 的高比强度和10%的延展性,具有突出的性能优势。

2.3 $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ 合金的晶粒组织

对AC和CHR2样品进行微观组织研究,得到其晶粒取向分布图及晶粒尺寸统计图,如图4所示。如图4(a)、(g)所示,该合金由等轴晶组成。IPF图中不同的颜色表明了晶体的取向合金几乎是随机的。图4(c)和(i)分别为AC和CHR2合金的晶粒尺寸分布图。结果表明,AC和CHR2的平均晶粒尺寸分别为 $387 \mu\text{m}$ 和 $89.5 \mu\text{m}$ 。可见,经多级轧制和退火后该合金的平均晶粒尺寸有大幅减小。尤

其是CHR2合金中小于 $10 \mu\text{m}$ 的晶粒比例明显高于AC合金。根据EBSD相图,在BCC基体内部,尺寸较小(小于 $10 \mu\text{m}$)的晶粒可能是B2相,如图4(g)箭头所示。这意味着CHR2合金具有更多的小尺寸B2晶粒,并提供更多的边界。在拉伸变形过程中,这些分布不均匀的晶粒会产生应变梯度,从而产生大量几何上必需的位错(GND)来适应这些应变梯度。这些晶粒是由再结晶晶核发展而来。此类再结晶组织中的晶粒等轴性较好。这种现象是不连续再结晶(discontinuous recrystallization, DRX)的典型组织特征^[34]。

图4(b)、(h)分别显示了AC和CHR2中的大小角晶界分布图。AC具有67.3%的大角度晶界(HAGBs)。从图4(h)中可以看出,CHR2中大部分晶界为小角度晶界,且小角度晶界大多集中在大晶粒内部,说明晶粒内部发生了位错重排和亚晶粒的形核,发生了一定的动态回复过程,为合金提供了塑性。这与GND位错密度变化趋势相对应。

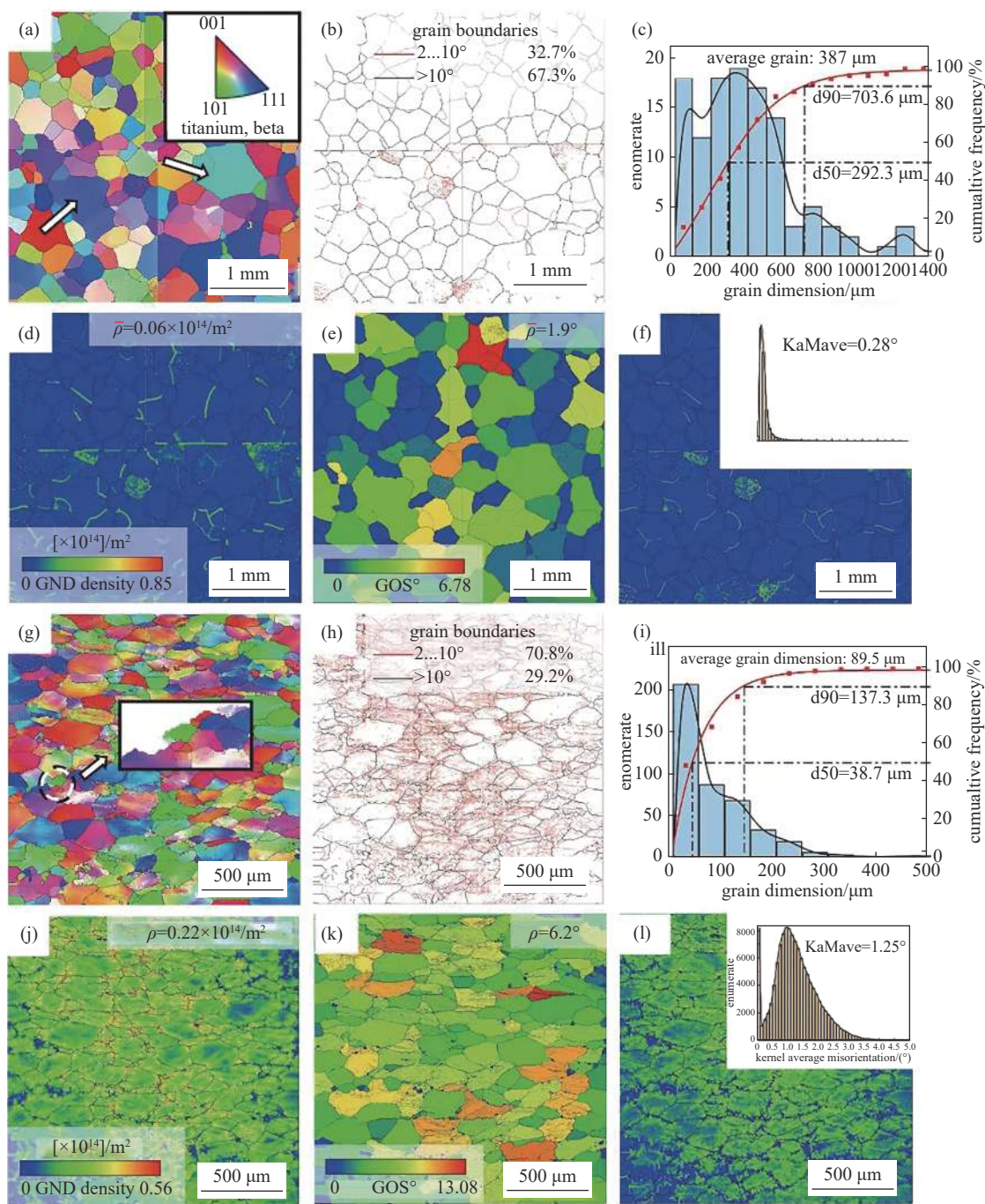


图4 $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ 合金的晶粒组织, 其中(a)-(f) 为 AC 试样, (g)-(l) 为 CHR2 试样。(a), (g)晶粒取向分布, (b), (h)GB 图, (c), (i) 晶粒尺寸统计, (d), (j) GND 密度图, (e), (k) GOS 图, (f), (l) KAM 图

Fig. 4 Grain structure of $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ alloy, where (a)-(f) is AC sample, (g)-(l) is CHR2 sample. (a), (g) grain orientation distribution, (b), (h) GB map, (c), (i) grain size statistics, (d), (j) GND density map, (e), (k) GOS map, (f), (l) KAM map

图4(d)、(j)分别展示了 AC 和 CHR2 的 GND 位错密度分布图。与 AC 相比, CHR2 合金的 GND 位错密度有大幅提高, 有助于提高合金的加工硬化能力。同时, 可观察到位错在晶界处汇集, 说明位错运动到晶界会被阻碍, 钉扎在晶界处, 而晶粒内部的位错密度较低, 让位错能正常移动但又在晶界

处不能移动过快即同步提高合金塑性和强度的本质。

图4(e)、(k)显示了 AC 和 CHR2 合金中的 GOS (晶粒取向散布) 分布。AC 中大多数 2° 以下晶粒的 GOS 值表明晶粒具有均匀的应变分布。从图4(k)中可以看出, CHR2 的 GOS 值明显变大, 说明晶粒取向发生了畸变, 而且从形貌来看已经形成了织构,

因为 CHR2 的晶粒偏向于扁平。这种织构的形成一般伴随着位错密度的增殖。同时,从图 4(k)中可以看出 CHR2 材料组织的局部应变。根据晶粒内应变的大小可以看出,CHR2 大部分为变形晶粒,同时存在少量完全再结晶晶粒。从图 4(g)和图 4(k)中可以看出,CHR2 未完全再结晶。但形成了大量变形晶粒和再结晶晶粒,有利于合金的细晶强化。同时,部分再结晶会消除一部分位错,又不引入太多晶界,有助于协同提升合金的塑性。

如图 4(f)、(l)所示,KAM 图代表了位错密度引起的局部定向偏差的测量。KAM 图中的蓝色和红色分别代表最低和最高的位错密度。AC 中 KAM 值较低,整体分布较为均匀。而多级轧制后退火的 CHR2 合金中,除少数大晶粒和再结晶产生的小晶粒外,大部分晶粒均表现出较高的 KAM 值和位错密度。这说明在退火过程中,合金内部发生过回复,大晶粒内部位错被消除,位错密度下降,这为合金提供了一部分塑性。KAM 值与相对频率的关系如图 4(f)、(l)的小图所示。可以看出,AC 和 CHR2 合金的错取向角分布分数峰值分别在 0.28° 和 1.25° 左右。结果表明,AC 和 CHR2 合金的 KAM 值分布有较大差异。AC 中较小的 KAM 值说明晶粒内部几乎无局部应变。而多级轧制后的 CHR2 合金的总位错密度更高,KAM 值也更高。总之,处理后的 CHR2 合金平均晶粒尺寸大幅下降,同时发生部分再结晶,细晶强化效果显著;几何必须位错密度在晶界处更大,说明有明显的加工硬化效应,同时大晶粒内部位错的消除有利于合金塑性的提升。

3 结论

综上所述,采用多级轧制等热加工方法,制备了 $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ 合金。并通过引入高密度位错、晶粒细化和纳米级析出相等方式,对其微观组织进行优化。力学性能分析结果表明,CHR2 合金综合性能最好,其压缩屈服强度、拉伸屈服强度和拉伸延伸率分别为 1186 MPa、1149 MPa、10%。且具有低至 5.6 g/cm^3 的密度和高至 $205 \text{ MPa cm}^3 \cdot \text{g}^{-1}$ 的比屈服强度。CHR2 合金和常用的轻质金属以及有报告的轻质高熵合金相比具有显著优势。CHR2 合金中含有基体 BCC 相、有序相 B2 相和纳米级针状 HCP 相。析出相有效地大幅提升了合金的强度。此外,经过加工处理的合金材料具有部分再结晶的

特征,在提高塑性的同时兼顾了屈服强度。材料强度和塑性的显著提高可归因于析出相的强化、动态回复消除位错以及部分再结晶。

本研究不仅制备了一种高强塑性的新型钛基高熵合金,而且进一步采用多级轧制法析出纳米级强化相,为协同强化和增韧合金提供了最佳的加工处理途径。在追求轻质高效的工业社会,尤其是在注重轻质高性能的航空航天等领域上,本合金是一种非常具有潜力的轻质高熵合金。

参 考 文 献

- [1] Wu Z, Bei H, Pharr G M, et al. Temperature dependence of the mechanical properties of equiatomic solid solution alloys with face-centered cubic crystal structures[J]. *Acta Materialia*, 2014, 81: 428–441
- [2] Huang X J, Miao J S, Luo A A. Lightweight AlCrTiV high-entropy alloys with dual-phase microstructure via microalloying[J]. *Journal of Materials Science*, 2018, 54(3): 2271–2277
- [3] Wani I S, Bhattacharjee T, Sheikh S, et al. Ultrafine-grained AlCoCrFeNi_{2.1} eutectic high-entropy Alloy[J]. *Materials Research Letters*, 2016, 4(3): 174–179
- [4] Jensen J K, Welk B A, Williams R E A, et al. Characterization of the microstructure of the compositionally complex alloy $\text{Al}_1\text{Mo}_{0.5}\text{Nb}_1\text{Ta}_{0.5}\text{Ti}_1\text{Zr}_1$ [J]. *Scripta Materialia*, 2016, 121: 1–4
- [5] Butler T M, Chaput K J, Dietrich J R, et al. High temperature oxidation behaviors of equimolar NbTiZrV and NbTiZrCr refractory complex concentrated alloys (RC-CAs)[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 729: 1004–1019
- [6] Wu Y, Si J, Lin D, et al. Phase stability and mechanical properties of AlHfNbTiZr high-entropy alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 724: 249–259
- [7] Liliensten L, Couzinié J P, Bourgon J, et al. Design and tensile properties of a bcc Ti-rich high-entropy alloy with transformation-induced plasticity[J]. *Materials Research Letters*, 2016, 5(2): 110–116
- [8] Senkov O N, Senkova S V, Woodward C, et al. Low-density, refractory multi-principal element alloys of the Cr–Nb–Ti–V–Zr system: Microstructure and phase analysis[J]. *Acta Materialia*, 2013, 61(5): 1545–1557
- [9] Senkov O N, Wilks G B, Scott J M, et al. Mechanical properties of $\text{Nb}_{25}\text{Mo}_{25}\text{Ta}_{25}\text{W}_{25}$ and $\text{V}_{20}\text{Nb}_{20}\text{Mo}_{20}\text{Ta}_{20}\text{W}_{20}$ refractory high entropy alloys[J]. *Intermetallics*, 2011, 19(5): 698–706
- [10] Zaddach A J, Scattergood R O, Koch C C. Tensile proper-

- ties of low-stacking fault energy high-entropy alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, 636: 373–378
- [11] Liao Y C, Li T H, Tsai P H, et al. Designing novel lightweight, high-strength and high-plasticity Ti (AlCrNb) 100-medium-entropy alloys[J]. *Intermetallics*, 2020, 117: 106673
- [12] Jiang S, Wang H, Wu Y, et al. Ultrastrong steel via minimal lattice misfit and high-density nanoprecipitation[J]. *Nature*, 2017, 544(7651): 460–464
- [13] Wang S P, Ma E, Xu J. New ternary equi-atomic refractory medium-entropy alloys with tensile ductility: Hafnium versus titanium into NbTa-based solution[J]. *Intermetallics*, 2019, 107: 15–23
- [14] Li Y, Liaw P, Zhang Y. Microstructures and properties of the low-density $\text{Al}_{15}\text{Zr}_{40}\text{Ti}_{28}\text{Nb}_{12}\text{M}(\text{Cr}, \text{Mo}, \text{Si})_5$ high-entropy alloys[J]. *Metals*, 2022, 12(3): 496
- [15] Zhou J, Liao H, Chen H, et al. Realizing strength-ductility combination of $\text{Fe}_{3.5}\text{Ni}_{3.5}\text{Cr}_2\text{MnAl}_{0.7}$ high-entropy alloy via coherent dual-phase structure[J]. *Vacuum*, 2023, 215: 112297
- [16] Huang C K, L W, L P, et al. Synthesis and mechanical properties of (AlCrTiZrNb) N high entropy alloy films grown by RF magnetron sputtering[J]. *Chinese Journal of Vacuum Science and Technology*, 2018, 38(6): 487–493 (黄纯可, 李伟, 刘平, 等. 射频磁控溅射制备 (AlCr-TiZrNb)N 高熵合金薄膜的微观组织和力学性能 [J]. 真空科学与技术学报, 2018, 38(6): 487–493(in chinese))
- [17] Stepanov N D, Shaysultanov D G, Salishchev G A, et al. Structure and mechanical properties of a light-weight AlNbTiV high entropy alloy[J]. *Materials Letters*, 2015, 142: 153–155
- [18] Cao T, Shang J, Zhao J, et al. The influence of Al elements on the structure and the creep behavior of Al x CoCrFeNi high entropy alloys[J]. *Materials Letters*, 2016, 164: 344–347
- [19] Pan Q, Zhang L, Feng R, et al. Gradient cell-structured high-entropy alloy with exceptional strength and ductility[J]. *Science*, 2021, 374: 984–989
- [20] Shi P, Zhong Y, Li Y, et al. Multistage work hardening assisted by multi-type twinning in ultrafine-grained heterostructural eutectic high-entropy alloys[J]. *Materials Today*, 2020, 41: 62–71
- [21] Hosseini M, Danesh Manesh H. Bond strength optimization of Ti/Cu/Ti clad composites produced by roll-bonding[J]. *Materials & Design*, 2015, 81: 122–132
- [22] Han Z D, Luan H W, Liu X, et al. Microstructures and mechanical properties of Ti NbMoTaW refractory high-entropy alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 712: 380–385
- [23] Juan C C, Tsai M H, Tsai C W, et al. Simultaneously increasing the strength and ductility of a refractory high-entropy alloy via grain refining[J]. *Materials Letters*, 2016, 184: 200–203
- [24] Li Z, Pradeep K G, Deng Y, et al. Metastable high-entropy dual-phase alloys overcome the strength–ductility trade-off[J]. *Nature*, 2016, 534(7606): 227–230
- [25] Nandal V, Prasad A, Singh D, et al. The recrystallization behavior of cryo- and cold-rolled AlCoCrFeNiTi high entropy alloy[J]. *Vacuum*, 2024, 224: 113190
- [26] Cao Y, Wang L, Wu Q, et al. Partially recrystallized structure and mechanical properties of CoCrFeNiMo_{0.2} high-entropy alloy[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2020, 56(3): 333–339
- [27] Ma Y, Wang Q, Jiang B B, et al. Controlled formation of coherent cuboidal nanoprecipitates in body-centered cubic high-entropy alloys based on $\text{Al}_2(\text{Ni}, \text{Co}, \text{Fe}, \text{Cr})_{14}$ compositions[J]. *Acta Materialia*, 2018, 147: 213–225
- [28] Soni V, Gwalani B, Alam T, et al. Phase inversion in a two-phase, BCC+B2, refractory high entropy alloy[J]. *Acta Materialia*, 2020, 185: 89–97
- [29] Guo R, Zhang P, Pan J, et al. Achieving prominent high-temperature mechanical properties in a dual-phase high-entropy alloy: A synergy of deformation-induced twinning and martensite transformation[J]. *Acta Materialia*, 2024, 264: 119591
- [30] Zhang Z, Zhang J, Wang W, et al. Unveiling the deformation mechanism of highly deformable magnesium alloy with heterogeneous grains[J]. *Scripta Materialia*, 2022, 221: 114963
- [31] Sun F, Hao Y L, Nowak S, et al. A thermo-mechanical treatment to improve the superelastic performances of biomedical Ti-26Nb and Ti-20Nb-6Zr (at. %) alloys[J]. *J Mech Behav Biomed Mater*, 2011, 4(8): 1864–72
- [32] Guo N N, Wang L, Luo L S, et al. Microstructure and mechanical properties of refractory MoNbHfZrTi high-entropy alloy[J]. *Materials & Design*, 2015, 81: 87–94
- [33] Gali A, George E P. Tensile properties of high- and medium-entropy alloys[J]. *Intermetallics*, 2013, 39: 74–78
- [34] Xie B, Zhang B, Ning Y, et al. Mechanisms of DRX nucleation with grain boundary bulging and subgrain rotation during the hot working of nickel-based superalloys with columnar grains[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 786: 636–647