

热轧加工协同提升 $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ 轻质高熵合金强韧性能

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)

Synergistic Enhancement of Toughness Properties of $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ Lightweight High-Entropy Alloy by Hot Rolling Process

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 In this paper, a new lightweight $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ high-entropy alloy with a density of 5.6 g/cm^3 was prepared, and the effects of hot rolling temperature on the microstructure and mechanical properties of the alloy were investigated. Starting from enhancing the strong toughness of the alloy, different hot rolling temperatures were used to roll the $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ alloy. The phase structure, microstructure and tensile mechanical properties of the alloy were also determined for the same 40% deformation (thickness changed from 22 mm to 13.2 mm) at a hot rolling temperature of $700^\circ\text{C}\sim 1000^\circ\text{C}$. The results show that the $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ alloy always maintains a single-phase BCC structure after hot rolling, and the grain size decreases by 25.6%~53.7%, and the tensile strength increases and then decreases with the hot rolling temperature, and the elongation increases continuously. The optimum hot rolling temperature is 800°C , at which time the alloy has an average grain size of $202 \mu\text{m}$, a tensile yield strength of 917 MPa and a ductility of 11.3%. Grain refinement and dislocation strengthening are the fundamental reasons for the improvement of its performance, which is expected to provide a theoretical basis for the research and development of high-strength and toughened lightweight metallic structural materials.

Keywords High entropy alloy, Hot rolling, Microstructure, Tensile mechanical properties

摘要 文章制备了一种密度为 5.6 g/cm^3 的新型轻质 $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ 高熵合金, 并研究了热轧温度对该合金的微观结构和力学性能的影响。从提升合金强韧性出发, 采用不同的热轧温度对 $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ 合金进行了轧制处理。并测定了同等 40% 变形量下(厚度从 22 mm 变为 13.2 mm), $700^\circ\text{C}\sim 1000^\circ\text{C}$ 的热轧温度时该合金的相结构、微观组织和拉伸力学性能。结果表明, 热轧后 $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ 合金始终保持单相 BCC 结构, 晶粒尺寸下降了 25.6%~53.7%, 而且拉伸强度随热轧温度先升高后下降, 延伸率不断升高。最佳的热轧温度为 800°C , 此时合金具有 $202 \mu\text{m}$ 的平均晶粒尺寸、917 MPa 的拉伸屈服强度和 11.3% 的延展性, 晶粒细化和位错强化是其性能提升的根本原因, 该研究有望为高强韧化轻质金属结构材料的研发提供理论依据。

关键词 高熵合金 热轧 微观组织 拉伸力学性能

中图分类号: TG139

文献标识码: A

doi: 10.13922/j.cnki.cjvst.202403002

高熵合金(High entropy alloys, HEAs)作为一种新型合金, 它由五种及五种以上主成分构成, 按照

等原子比或近似等原子比方式混合而成^[1-2]。一般将密度小于 6 g/cm^3 的高熵合金称为轻质高熵合金

(LHEAs)^[3]。随着新一代材料对轻质化材料的需求进一步提升, 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, 对合金的强度和塑性的要求也就更高。其中, 具有 BCC 结构的轻质高熵合金通常具有较高的断裂强度, 但延性较差^[4]。许多研究学者致力于在兼顾强度的同时提高 BCC-LHEAs 的塑性, 这对其工程应用至关重要。微合金化、成分及组织结构设计和加工硬化等方法常被用于提高高熵合金的屈服强度^[5-7]。变形加工会大幅度影响合金的力学性能, 其主要原因是再结晶、析出相等组织的形成, 同时, 细晶强化、位错强化等多种强化机制也提高了合金性能^[8-9]。目前的研究多采用室温及低温变形, 一定程度上使组织细化, 以提高高熵合金的屈服强度, 与之同时, 材料塑性易大幅下降^[10-11]。例如, $\text{Al}_{0.25}\text{CoCrFeNi}$ 高熵合金经过冷轧在晶粒内形成了变形带, 虽然合金的极限抗拉强度提高至 1479 MPa 但塑性较差 ($\varepsilon \sim 2.3\%$)^[12]。为了提高 BCC-LHEAs 的塑性, 可通过成分设计调控元素比例, 引入其他相提高塑性, 如 $\text{CrFeNiAl}_x\text{Si}$ 双相高熵合金中相含量随 Al 元素含量变化而变化, 显著影响了合金的力学性能^[13]。此外, 通过工艺调控微观组织结构进而改善合金性能也是常用手段^[14]。形变热处理能够消除缺陷从而显著提高合金的塑性。同时, 中等变形量和恰当的热轧温度会使合金晶粒不过度生长^[15]。金属材料进行热加工会发生动态回复或再结晶^[16-17]。具有部分再结晶组织的金属结构材料因在具有较高强度的同时还能保持良好的塑韧性而受到青睐, 但其形成参数不好控制^[18]。

如何通过加工处理, 同步提升合金的强度和塑

性需要进一步的研究。需要深入挖掘从加工工艺参数, 到合金微观组织形貌, 再到合金力学性能的内在联系。为此, 本文以非等组元 $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ 高熵合金体系为研究对象, 通过调整热轧工艺, 提升合金优良性能。研究表明, 经过 800℃ 的热轧处理后, 合金总变形量为 40%, 即厚度从 22 mm 变为 13.2 mm, 该 $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ 轻质高熵合金可实现高达 917 MPa 的拉伸屈服强度, 同时保留 11.3% 的延展性。此外, 本工作通过分析 $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ 合金微观结构与热轧加工温度的对应关系, 进一步揭示了该合金微观组织强化机制的内在机理, 即晶粒细化和位错强化是其性能提升的根本原因, 有望为高性能金属结构材料的开发提供理论支持。

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) 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, 原材料纯度均不小于 99.9%。将配好的原料放入真空悬浮炉中水冷铜腔熔炼, 熔炼时采用氩气气氛。重熔四次, 铸锭质量为 1500 g, 直径为 9.7 cm, 高为 4.8 cm, 将铸态合金命名为 AC。如图 1 所示进行取样和加工, 从铸锭中心上切割出 38 mm×12 mm×22 mm 的规则形状的合金块用来热轧, 轧制面为 38 mm×12 mm 的面, 沿着长度方向轧制。分别在 700℃、800℃、900℃、1000℃ 的热轧温度下, 将合金块热轧, 厚度皆从 22 mm 变为 13.2 mm, 将各道次变形量都设定在 8%, 总变形量程度为 40%。并命名为 HR1、HR2、HR3、HR4。利用线切割技术去除轧制后的样品表面氧化层后再进行测试取样。

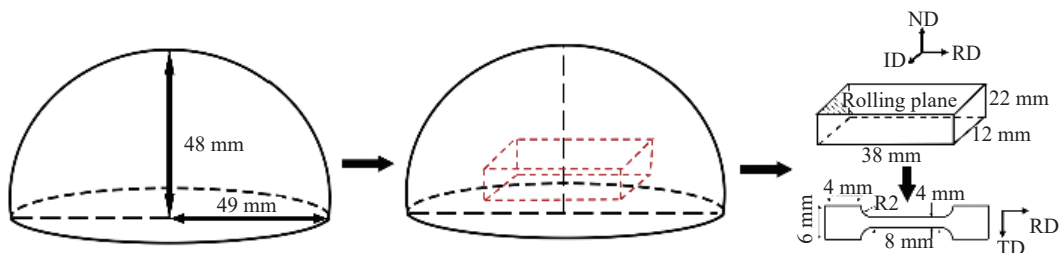


图1 样品几何示意图

Fig. 1 Schematic of sample geometry

采用 JEOL JSM 7200F 仪器用于样品的 SEM 测试, 得到背散射电子像, 另外通过扫描电镜配备的 EDS 能谱分析仪分析合金的成分和元素分布。采用 $\text{CuK}\alpha$ 辐射的 X 射线衍射仪 (XRD-7000) 测试

样品的物相。通过在 10% 的高氯酸、20% 的丁基溶纤剂和 70% 的甲醇溶液中通 20 V 的电压进行电化学抛光合金制备 EBSD 样品。采用 Zeiss Sigma 560 仪器对样品进行 EBSD 检测, 其结果在 AZtecCrystal

软件中分析。采用万能试验机 (Instron 5966) 测试室温拉伸性能。拉伸应变速率为 0.001 s^{-1} 。拉伸试样为 $20 \text{ mm} \times 6 \text{ mm} \times 1.2 \text{ mm}$ 的扁平狗骨状。

2 实验结果及讨论

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

图2为铸锭 $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ 合金的 SEM-BSE 图及 EDS 图。由图2(a)可得知该合金组织为典型的等轴晶, 晶粒较大。虽然晶粒间有着存在明显的衬度变化, 但图2(b)~(f)中的 SEM-EDS 谱图并没有显示出明显的成分波动, 元素分布均匀, 没有明显偏析现象。在晶粒内部和晶界处做成分分析(图2(a)中的点1和点2), 发现二者的化学成分含量分布也基本相似, 仅有 Nb 元素的含量有轻微波动($\sim 1.7\%$), 如表1所示。

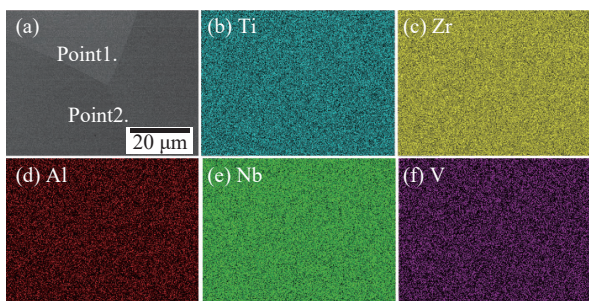


图2 铸态 $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ 合金的组织成分。(a) SEM-BSE 图, (b)~(f) EDS 图

Fig. 2 Microstructure of as-cast $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ alloy. (a) SEM-BSE diagram, (b)~(f) EDS diagram

表1 铸态 $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ 合金不同区域的 EDS 成分

Tab.1 EDS components in different regions of as-cast $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ alloys

点位置/At%	Ti	Zr	Al	Nb	V
1 (晶粒内部)	44.6	39.5	4.9	5.9	5.1
2 (晶界处)	45.4	39.6	5.6	5.2	4.2

图3为不同温度热轧后的 $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ 合金 XRD 谱图。可见, 铸态和轧制态合金皆为单相 BCC 合金, 轧制并未改变合金的相结构。但经轧制后(200)晶面所对应的衍射峰强度大幅降低, 这是因为体心立方相在强烈应力作用下发生破碎和细化, 使特定晶面的 X 射线衍射峰强度降低。

2.2 热轧温度对 $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ 合金晶粒尺寸的影响

$\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ 合金的 EBSD 图及晶粒尺寸统

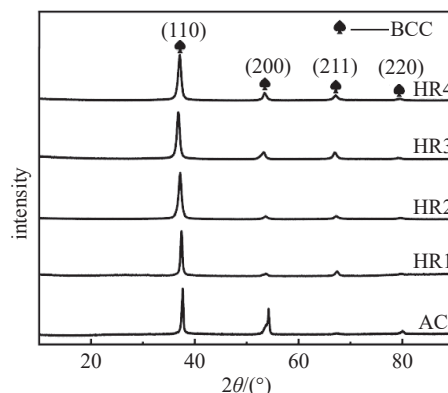


图3 $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ 合金的 XRD 曲线

Fig. 3 XRD pattern of $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ alloys

计如图4所示。经统计, AC、HR1、HR2、HR3、HR4 的平均晶粒尺寸分别为 $387 \mu\text{m}$ 、 $179 \mu\text{m}$ 、 $202 \mu\text{m}$ 、 $253 \mu\text{m}$ 、 $288 \mu\text{m}$ 。经热轧后的合金 HR1-4 相较于铸态合金 AC 的晶粒尺寸均有大幅下降, 分别减小了 53.7%、47.8%、34.6%、25.6%。样品的晶粒尺寸与轧制温度密切相关。随着热轧温度升高, 晶粒尺寸也逐渐增大。经统计, 如图4(f)所示, 合金 HR1 晶粒尺寸分布图中颗粒累积分布粒径中位数(d_{50})为 $77.3 \mu\text{m}$ 。同理, 合金 HR2、HR3 和 HR4 中 d_{50} 分别为 $130.9 \mu\text{m}$ 、 $174.8 \mu\text{m}$ 、 $197.5 \mu\text{m}$ 。可见, 随热轧温度升高, 该合金中较大晶粒的占比逐渐升高。

如图4(b)所示, 合金 HR1 的晶粒沿轧制方向被拉长, 其显微组织具有形变织构特征。同时, 被拉长的晶粒内部可见明显的细小亚晶组织, 尺寸小于 $10 \mu\text{m}$ (图4(b)箭头所示)。表明在轧制过程中, 变形组织同步发生了动态回复 (dynamic recovery, DR)^[19]。如图4(c)所示, 合金 HR2 的晶粒等轴性更好, 基本没有变形组织特征。与 AC 相比, 在 800°C 轧制的 HR2 晶粒尺寸分布较为均匀, 有利于提高合金的塑性变形能力。HR2 中存在一定数量的尺寸小于 $10 \mu\text{m}$ 的细小晶粒 (图4(c)箭头所示)。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, 在晶界处形成项链状组织。这种现象是不连续再结晶 (discontinuous recrystallization, DRX) 的典型组织特征^[20]。如图4(d)所示, 合金 HR3 中晶粒尺寸分布极不均匀, 有明显的晶粒异常长大行为 (图4(d)中箭头所指区域)。且由于轧制温度升高, 样品 HR3 的不连续再结晶行为更加显著。如图4(e)所示, 合金 HR4 的晶粒尺寸相较于 HR3 有明显增大, 这是因为晶粒在较高温度下

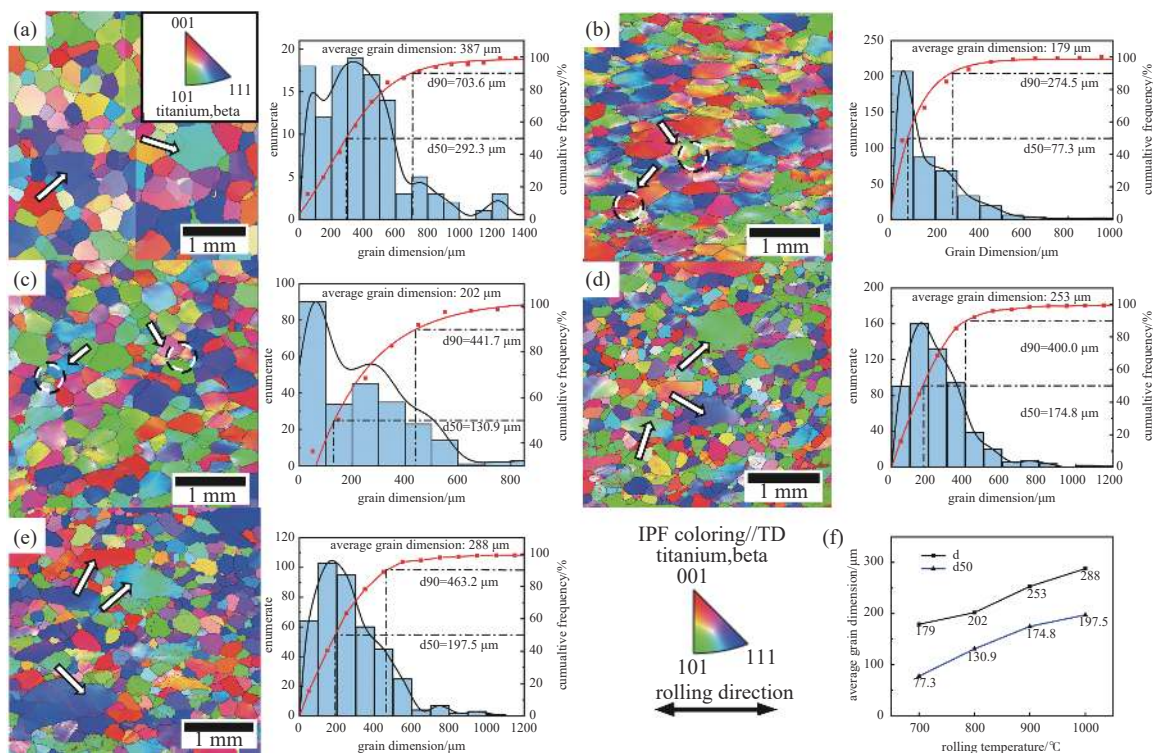


图4 IPF图和晶粒尺寸分布图。(a) AC, (b) HR1, (c) HR2, (d) HR3, (e) HR4, (f) 晶粒尺寸变化趋势

Fig. 4 IPF map and grain size distribution. (a) AC, (b) HR1, (c) HR2, (d) HR3, (e) HR4, (f) grain size variation trend

生长。可见,随热轧温度升高,晶粒尺寸逐渐变大,同时合金组织内部发生再结晶,热轧温度为 800°C 时晶粒等轴性最好。

2.3 热轧温度对 $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ 合金晶粒组织的影响

图 5(a)、(d)分别显示了 AC 和 HR2 中的大小角晶界分布图。AC 具有 67.3% 的大角度晶界 (HAGBs)。由图 2 可知 HR2 进行热轧发生了部分再结晶。回复是变形晶粒内部的位错发生多边化并进一步转化为等轴亚晶的过程。多边化的过程中原来的变形晶粒内部逐渐出现亚晶界。相邻亚晶之间晶界取向差一般在 $2^{\circ} \sim 15^{\circ}$ 之间。再结晶后相邻晶粒之间的取向差进一步增大,变成大角度晶界(大于 15°)。而变形晶粒间的取向差非常小,一般在 2° 以下^[21-22]。从图 5(d)中可以看出,HR2 中大部分晶界为小角晶界,所以大多晶粒属于变形晶粒。与几何必须位错密度(GND)变化趋势相对应。图 5(b)、(e)分别展示了 AC 和 HR2 的 GND 密度分布图。可见,AC 和 HR2 的 GND 平均密度分别为 $0.06 \times 10^{14}/\text{m}^2$ 和 $2 \times 10^{14}/\text{m}^2$ 。与 AC 相比,GND 位错密度有大幅提高。GND 的积累加剧了远距离背应力的发展,有助于强化合金的加工硬化能力,提

高了拉伸屈服强度。图 5(c)、(f)显示了 AC 和 HR2 合金中的 GOS 分布。GOS 图中的蓝色和红色分别代表最低和最高的合金内部应变。AC 和 HR2 合金的平均 GOS 值分别为 1.9° 和 3.5° ,可见 800°C 热轧后合金内部晶格畸变严重且位错密度变高。从图 5(f)中可以看出 HR2 材料组织的局部应变。根据晶粒内应变的大小可以看出,HR2 形成了大量变形晶粒和再结晶晶粒,在兼顾塑性的同时,通过细晶强化和位错强化效应提高了屈服强度。

2.4 热轧温度对 $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ 合金拉伸性能的影响

图 6 展示了不同热轧温度下合金的拉伸性能和变化趋势图。如图 6(a)所示,轧制后的合金各性能均强于铸态合金,尤其是拉伸延展性。铸态合金的拉伸屈服强度为 850 MPa ,延展性为 8.1%。如图 6(b)所示,随轧制温度升高,合金的屈服强度和抗拉强度皆是先增加后减小,而拉伸塑性一直增加。其中 HR2 的屈服强度和抗拉强度最高,分别为 917 MPa 和 927 MPa ,相较于铸态合金分别提升了 7.9% 和 5.2%。HR2 与 HR3、HR4 的延展性接近,分别为 11.3%、11.7%、12.0%,相较于铸态合金分别提升了 39.5%、44.4%、48.1%。可见, 800°C 下热轧的 HR2

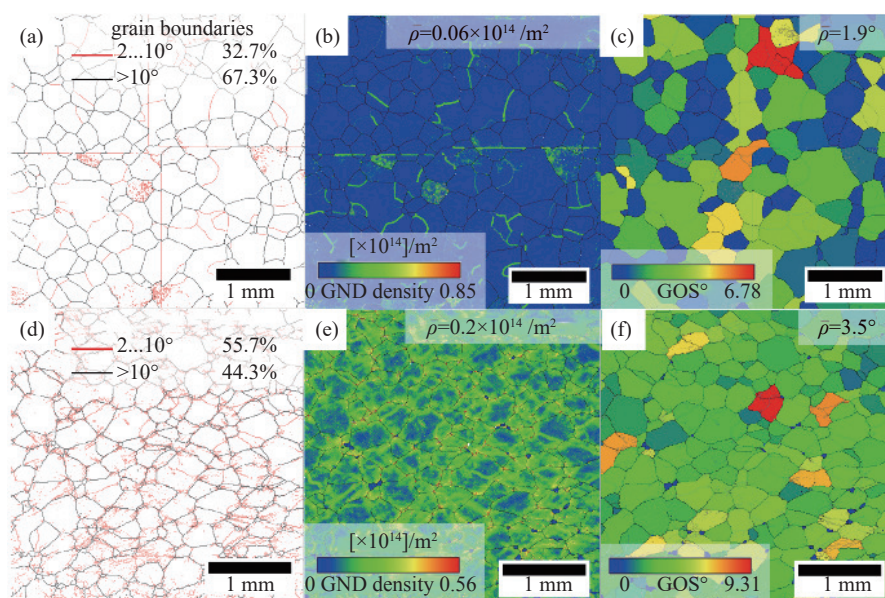


图5 $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ 合金的晶粒组织分析图。(a) AC-晶界图, (b) AC-GND 密度图, (c) AC-GOS 图, (d) HR2-晶界图, (e) HR2-GND 密度图, (f) HR2-GOS 图

Fig. 5 Grain structure analysis of $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ alloy. (a) AC-grain boundary diagram, (b) AC-GND density map, (c) AC-GOS map, (d) HR2-grain boundary diagram, (e) HR2-GND density map, (f) HR2-GOS diagram

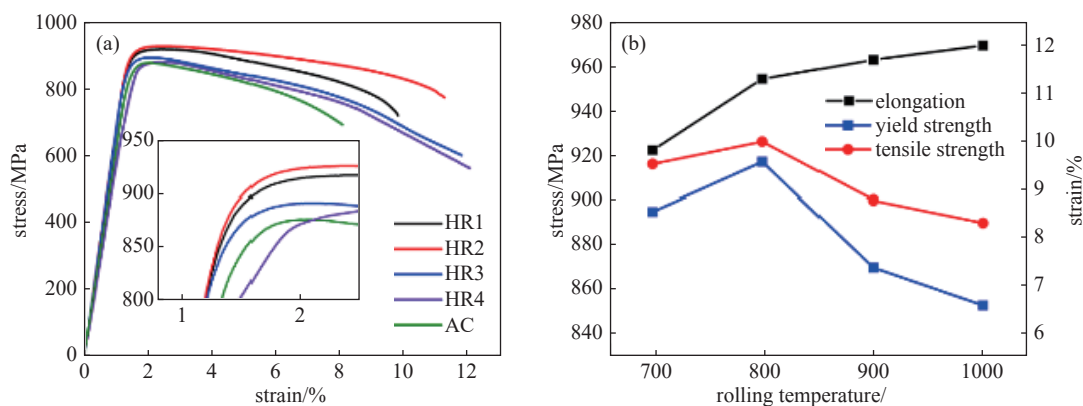


图6 不同轧制温度下 $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ 合金的力学性能。(a) 拉伸应力-应变曲线, (b) 拉伸性能变化趋势

Fig. 6 Mechanical properties of $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ alloy at different rolling temperatures. (a) Tensile stress-strain curve, (b) trends in tensile properties

合金性能最突出。

在拉伸过程中观察到的合金强度和延展性的变化趋势与材料晶粒组织的演化密切相关。700℃轧制的 $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ 合金的强度和塑性最差。主要原因是此时轧制温度较低, 晶粒尺寸较小且不均匀, 合金内应力较大^[23]。这些因素综合影响使合金的强度和塑性均较低。而随着轧制温度升高, 合金再结晶程度不断提高, 晶粒逐渐细化。同时均匀度不断提高, 合金的拉伸强度和塑性也不断提升。但当轧制温度提升到一定程度时, $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ 合金晶粒开始长大, 合金强度逐步下降。根据微

观组织观察和力学性能测试结果综合分析, $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ 合金的最佳轧制温度为 800℃。对于不同温度轧制的合金, 合金的晶粒细化、位错强化等机制是其强度提高的主要原因。此外, 细小均匀的晶粒尺寸进一步提高了该 $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ 高熵合金的延展性。

3 结论

综上所述, 本文研究了 $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ 轻质高熵合金在同等 40% 总变形量下, 即样品厚度皆从 22 mm 变为 13.2 mm 时不同热轧温度对其微观组织

与力学性能的影响。主要结论如下:

(1) 经 $700^\circ\text{C} \sim 1000^\circ\text{C}$ 热轧, $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ 合金晶粒明显细化, 晶粒平均尺寸下降约 25.6%~53.7%。

(2) 随着轧制温度的升高, $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ 合金晶粒尺寸逐渐增大, 伴随不连续再结晶现象。 800°C 为最佳热轧温度, 此时合金晶粒未发生异常长大且等轴性较好。

(3) 随着轧制温度的升高, $\text{Ti}_{45}\text{Zr}_{40}\text{Al}_5\text{Nb}_5\text{V}_5$ 合金的强度先升高后降低, 延伸率不断升高。 800°C 轧制的合金的综合性能最佳, 其拉伸屈服强度为 917 MPa, 伸长率为 11.3%。该合金的主要强化机制包括晶粒细化、位错强化。

参 考 文 献

- [1] 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
- [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 AlCoCrFeNi₂. 1 eutectic high-entropy alloy[J]. *Materials Research Letters*, 2016, 4(3): 174–179
- [4] 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
- [5] Schuh B, Völker B, Todt J, et al, Thermodynamic instability of a nanocrystalline, single-phase TiZrNbHfTa alloy and its impact on the mechanical properties[J]. *Acta Materialia*, 2018, 142: 201–212
- [6] Miracle D B, Senkov O N, A critical review of high entropy alloys and related concepts[J]. *Acta Materialia*, 2017, 122: 448–511
- [7] Sohn S, Liu Y, Liu J, et al, Noble metal high entropy alloys[J]. *Scripta Materialia*, 2017, 126: 29–32
- [8] Fu Z, Chen W, Wen H, et al, Microstructure and strengthening mechanisms in an FCC structured single-phase nanocrystalline Co₂₅Ni₂₅Fe₂₅Al_{7.5}Cu_{17.5} high-entropy alloy[J]. *Acta Materialia*, 2016, 107: 59–71
- [9] Ma Y, Wang Q, Jiang B B, et al, Controlled formation of coherent cuboidal nanoprecipitates in body-centered cubic high-entropy alloys based on Al₂(Ni, Co, Fe, Cr)₁₄ compositions[J]. *Acta Materialia*, 2018, 147: 213–225
- [10] Basu I, Ocelík V, De Hosson J T, BCC-FCC interfacial effects on plasticity and strengthening mechanisms in high entropy alloys[J]. *Acta Materialia*, 2018, 157: 83–95
- [11] Miracle D B, High entropy alloys as a bold step forward in alloy development[J]. *Nat Commun*, 2019, 10(1): 1805
- [12] Hou J, Zhang M, Ma S, et al, Strengthening in Al_{0.25}CoCrFeNi high-entropy alloys by cold rolling[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 707: 593–601
- [13] Senkov O N, Gorsse S, Miracle D B, High temperature strength of refractory complex concentrated alloys[J]. *Acta Materialia*, 2019, 175: 394–405
- [14] 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
- [15] Juan C C, Tseng K K, Hsu W L, et al, Solution strengthening of ductile refractory HfMo x NbTaTiZr high-entropy alloys[J]. *Materials Letters*, 2016, 175: 284–287
- [16] 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
- [17] Wu Q, Wang Z, He F, et al, Endless recrystallization of high-entropy alloys at high temperature[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2022, 128: 71–81
- [18] 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
- [19] Zhao J, Deng Y, Tang J, Grain refining with DDRX by isothermal MDF of Al–Zn–Mg–Cu alloy[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2020, 9 (4): 8001–8012
- [20] 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
- [21] Jensen J K, Welk B A, Williams R E A, et al, Characterization of the microstructure of the compositionally complex alloy Al₁Mo_{0.5}Nb₁Ta_{0.5}Ti₁Zr₁[J]. *Scripta Materialia*, 2016, 121: 1–4
- [22] Yu J, Zhao Y, Zhang W, et al, A novel heterogeneous network structure titanium matrix composite with a combination of strength and ductility[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 840: 142954
- [23] Yu F, Zhang Y, Kong C, et al, Microstructure and mechanical properties of Ti–6Al–4V alloy sheets via room-temperature rolling and cryorolling[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 834: 142600