

引用格式:胡志力,张嘉恒,华林. TiAl 合金热成形技术研究现状与展望[J]. 材料工程,2025,53(4):1-14.

HU Zhili, ZHANG Jiaheng, HUA Lin. Research status and prospect in hot forming techniques of TiAl alloys[J]. Journal of Materials Engineering, 2025, 53(4): 1-14.

TiAl 合金热成形技术研究 现状与展望

Research status and prospect in hot
forming techniques of TiAl alloys

胡志力^{1,2,3*}, 张嘉恒^{1,2,3}, 华 林^{1,2*}

(1 湖北隆中实验室, 湖北 襄阳 441000; 2 武汉理工大学
现代汽车零部件技术湖北省重点实验室, 武汉 430070;

3 武汉理工大学 材料绿色精密成形湖北省工程
技术研究中心, 武汉 430070)

HU Zhili^{1,2,3*}, ZHANG Jiaheng^{1,2,3}, HUA Lin^{1,2*}

(1 Hubei Longzhong Laboratory, Xiangyang 441000, Hubei, China;

2 Hubei Key Laboratory of Advanced Technology for Automotive
Components, Wuhan University of Technology, Wuhan 430070,

China; 3 Hubei Engineering Research Center for Green &
Precision Material Forming, Wuhan University of
Technology, Wuhan 430070, China)

摘要:轻量化是航空航天领域永恒的主题。TiAl 合金的密度为 3.9~4.2 g/cm³, 是镍基高温合金的 1/2, 其兼具轻质与耐热的优异性能, 在航空航天装备热端构件制造方面具有重要的应用价值。然而, TiAl 合金具有本征脆性, 存在室温塑性低和热变形能力差等问题, 造成加工与成形难度大、成本高, 限制了其大规模应用。本文在回顾总结 TiAl 合金发展历程及应用现状的基础上, 综述了 TiAl 合金的铸造、粉末冶金、热塑性成形、增材制造等热成形技术的研究进展, 其中重点讨论了热塑性成形技术, 包括包套挤压、等温锻造、近等温锻造和包套轧制等。现有塑性成形技术存在的问题主要是 TiAl 合金塑性差、成形难度高、成形效率低以及性能不足, 今后 TiAl 合金塑性成形的方向发展应是高效率、低成本近净成形, 同时提高材料的利用率和力学性能。

关键词: 航空航天; TiAl 合金; 热塑性成形; 近净成形

doi: 10.11868/j.issn.1001-4381.2023.000787

中图分类号: TH162; TB31 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2025)04-0001-14

Abstract: Lightweight is the eternal theme in the aerospace field. TiAl alloy has a density of 3.9-4.2 g/cm³, which is 1/2 of nickel based superalloy. It has excellent properties of light mass and heat resistance and has important application value in the manufacture of hot-end components of aerospace equipment. However, TiAl alloy has inherent brittleness, low plasticity at room temperature and poor thermal deformation ability, which makes it difficult to process and form, high cost, and limits its large-scale application. Based on the review of the development and application status of TiAl alloy, the research progress of hot forming technology such as casting, powder metallurgy, thermoplastic forming, and additive manufacturing is reviewed. The thermoplastic forming technology, including canned-extrusion, isothermal forging, near-isothermal forging, and canned-rolling, is emphasized. The main problems of the existing plastic forming technology are poor plasticity, high forming difficulty, low forming efficiency, and insufficient performance. In the future, the development direction of plastic forming of TiAl alloy should be high efficiency and low cost near net forming, while improving the utilization rate and mechanical properties of

the material.

Key words: aerospace; TiAl alloy; thermoplastic forming; netshape forming

航空发动机被誉为现代工业“皇冠上的明珠”,其制造水平代表着一个国家的科技、工业和国防实力,而轻量化是航空航天领域一个永恒的主题^[1]。随着现代航空发动机性能愈发强大,对其节能减排的要求愈加严苛,这就需要通过提高燃烧室温度压力和减轻部件质量来实现,因此对先进轻质材料耐热性能和制造技术提出了更高的要求^[2]。然而,传统金属材料的承温能力与密度呈正相关,耐热与轻质难以兼得。TiAl合金的密度仅为 $3.9\sim 4.2\text{ g/cm}^3$,是镍基高温合金的 $1/2$,且具有良好的高温强度、蠕变性能和抗氧化性,是 $600\sim 900\text{ }^{\circ}\text{C}$ 区间内理想的航空航天、车辆发动机热端构件轻量化材料^[3-6]。美国GE公司将Ti-48Al-2Cr-2Nb(4822)合金应用在GENx™-1B(波音787)和GENx™-2B(波音747-8)低压涡轮叶片上,标志着TiAl合金进入了实际应用阶段^[7-8]。GENx采用最新的材料和设计工艺,实现飞机减重182 kg,燃油消耗降低20%,噪声降低50%以及 NO_x 排放减少80%,证明了TiAl合金在航空航天领域巨大的应用价值和发展潜力^[9-10]。日本、德国多家汽车公司也将TiAl合金应用于发动机涡轮增压器叶轮和排气阀,取得了显著的性能提升和减重效果^[11-13]。然而,同大多数金属间化合物一样,TiAl合金具有本征脆性,其特性更接近于陶瓷而不是金属,室温伸长率一般小于2%,机械加工难度大,且 γ -TiAl合金从室温到接近熔点一直保持长程有序结构,有序相的晶界迁移速率较低,再结晶困难,因此热加工变形能力差,成形性和显微组织变化对温度、应变速率极其敏感,热变形需要在高温、低应变速率条件下进行,成形工艺窗口窄,造成成形难度大、成本高^[14-16]。此外,TiAl合金的力学性能严重依赖于微观组织类型及相组成,在热成形、服役过程中存在复杂的组织变化和相变过程,极大影响TiAl合金的力学性能和服役寿命,因此需要对工艺参数、微观组织进行优化调控,以获得最佳的使用性能^[17-18]。

目前,TiAl合金的热成形主要有铸造、粉末冶金、热塑性成形、增材制造等。本文首先回顾了TiAl合金的发展历程及应用现状,然后从合金成形原理、工艺特点、组织性能等几个方面对几种热成形工艺的研究进展进行了归纳,其中重点介绍了热塑性成形技术,包括包套挤压、等温锻造、近等温锻造和包套轧制等,最后对现有成形技术存在的问题及今后的研究发展重点、应用前景进行了总结和展望。

1 TiAl合金发展历程及应用现状

1.1 TiAl合金发展历程

TiAl合金的研究开始于20世纪50年代,根据特定的合金成分及其开发时间, γ -TiAl合金可分为三代。第一代TiAl合金主要是铸造合金,Al元素的含量在46%~48%(原子分数,下同)之间,外加少量 β 稳定元素,如Cr, Mn, V等。美国普惠公司(P&W)于1975~1983年从百余种成分中筛选出第一代TiAl合金的代表Ti-48Al-1V-0.1C,之后开展的一系列成形工艺、力学性能和典型实验件研究表明,合金可铸造、断裂韧性较好,但铸件易产生表面疏松,抗冲击性能较低。使用该合金铸造的F100发动机压气机叶片毛坯和JT9D发动机低压涡轮叶片,综合性能未满足航空发动机的需求,因此仅停留在实验室阶段^[19]。

第二代 γ -TiAl合金也是铸造合金,其典型成分组成为Ti-(45~48)Al-(1~3)X-(2~5)Y-(<1)Z,其中X代表Cr, Mn和V等元素,Y代表Nb, Ta, W和Mo等元素,Z代表Si, B, Fe, N和C等元素,其中X元素和Y元素至少含有一种,目的是为了取得室温塑性、高温蠕变和抗氧化性能的平衡。第二代 γ -TiAl合金中最具应用价值的典型代表为美国GE公司研发的4822合金和Howmet公司研发的45XD合金(Ti-45Al-2Mn-2Nb-0.8%TiB₂,体积分数),其中4822合金室温塑性最高、有较好的加工性能以及中等的拉伸强度,综合性能最平衡,45XD合金铸造性好,室温塑性低于4822合金,但具有更高的强度。第二代TiAl合金的理论使用温度在 $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以下^[20]。

Nb元素含量的增加对提高TiAl合金熔点、高温强度、蠕变性能和抗氧化性能具有促进作用,为了提高使用温度和热加工性能,以 β 凝固TiAl合金和高铌TiAl合金为代表的第三代合金被开发出来。第三代合金的成分为Ti-(43~48)Al-(0~10)X-(0~3)Y-(0~1)Z-(0~0.5)RE,其中,X代表Cr, Mn, Nb和Ta等元素,Y代表W, Mo, Hf和Zr等元素,Z代表Si, B和C等元素,RE为稀土元素。其特点是添加较高含量的Nb或Mo等 β 稳定元素,起到固溶强化作用的同时,在高温下(通常在 $\alpha+\gamma$ 相区)可以引入大量无序 β 相(BCC结构),提供足够数量的独立滑移系统增加高温塑性^[21]。 β 凝固 γ -TiAl合金中典型代表为Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.1B(TNM)合金,该合金具有良好的热加工性能,可以使用常规锻造工艺成形,锻后

通过热处理可以改善微观组织及相含量,理论使用温度达 750 °C^[22-23]。高铌 TiAl 合金由北京科技大学陈国良教授开发,成分以 Ti-45Al-8.5Nb 为基础,通过其他间隙元素、过渡元素和稀土元素进行微合金化,从而实现综合性能的提高^[24]。与第二代合金相比,第三代合金在强度、抗氧化性、蠕变性能和高温加工能力等方面均有所提高,但由于大量 β 稳定元素的加入,高温 β 相在室温下被保留转变为有序的 B2 相,无法被完全消除。B2 相是一种硬脆相,对合金塑性有害,且 B2 相在服役温度(700~900 °C)时容易形成 ω 相。 ω 相也是一种硬脆相,且粗大 ω 相容易造成局部应力集中,成为裂纹扩展中心,进一步降低塑性和疲劳性能^[25-28]。为解决合金强塑性难以平衡的问题,南京理工大学陈光

团队通过控制临界形核冷却速率制备了 0° 取向的聚片孪生 TiAl 单晶(polysynthetic twinned, PST, 名义成分 Ti-45Al-8Nb),实现了高强度、高塑性的结合^[29]。

γ -TiAl 合金经历三代发展,从第一代仅停留在实验室阶段,到第二代取得实际应用并一直沿用至今,证明第二代合金具有稳定可靠的服役性能。第三代合金大量难熔元素的加入大幅提高了合金强度,但同时存在室温塑性较低、服役条件下发生组织相变恶化服役性能等问题,因此目前第三代合金研究发展的重点主要是组织相变演化机理及其对性能的影响规律,以及通过热处理等方法优化组织、提高组织稳定性,以达到提高服役性能的目的。图 1 为典型 TiAl 合金的力学性能^[1,29-31]。

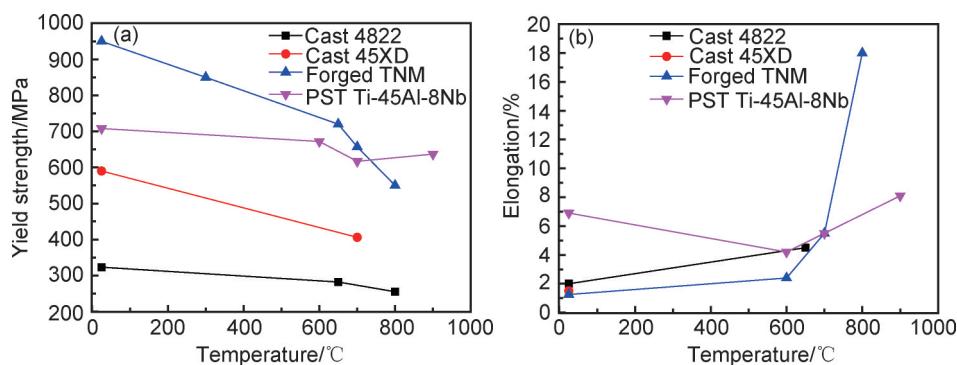


图 1 典型 TiAl 合金力学性能^[1,29-31] (a)屈服强度;(b)伸长率

Fig. 1 Mechanical properties of typical TiAl alloys^[1,29-31] (a)yield strength;(b)elongation

1.2 TiAl 合金应用现状

目前 TiAl 合金的应用集中于航空航天和汽车领域。汽车方面,TiAl 合金主要应用于涡轮增压器叶轮和排气阀。1999 年,三菱在 Lancer Evolution 6 跑车的 TD05 型涡轮增压器上使用了成分为 Ti-48.1Al-2Nb-0.7Cr-0.3Si 的涡轮增压器叶轮^[11],该合金具有良好的浇注性和高温性能,叶轮通过改进的失蜡精密离心铸造方式生产,相较于 Inconel 713C 镍基高温合金叶轮,最大转速提高的同时缩短了加速响应时间^[32]。日本京都大学使用 Ti-47Al-Fe-B 合金涡轮增压器叶轮代替镍基高温合金,实现减重超过 50%,并大幅缩短发动机启动和响应时间^[12]。北京钢铁研究总院自主设计开发了 Ti-(46.5~47.5)Al-3.7(Cr, V, Zr)-0.2(C, Si)系列合金,采用离心铸造的方式制造了涡轮增压器叶轮,通过各项考核实验证明性能远超过设计要求^[33]。德国 Del West Engineering 公司采用挤压成形制备了 Ti-44Al-6Nb-0.3W-X(X 代表 Cr, Mn, V)发动机排气阀,并成功应用于一级方程式赛车的发动机^[34]。中国科学院金属研究所采用挤压成形工艺制造了 γ -TiAl 合金排气阀,并通过了德国 TRW 公司试

车实验,性能优异^[19]。

TiAl 合金在航空航天领域的应用广泛,主要集中在涡轮发动机叶片、密封壳体、舱体和大型薄壁构件。2006 年,GE 公司宣布采用 4822 合金制造 GEnx™ 发动机低压涡轮叶片。2011 年,4822 合金正式用于 GEnx™-2B 发动机最后一级低压涡轮叶片。2012 年,4822 合金应用于 GEnx™-1B 发动机最后两级低压涡轮叶片。之后,GE 航空子公司 Avio 公司采用电子束熔化技术制造出 4822 合金涡轮叶片,测试后应用于波音 777X 搭载的 GE9X 发动机上^[35]。法国 SNECMA 和美国 GE 公司的合资公司 CFM 也采用 4822 合金制造其 LEAP™ 系列发动机低压涡轮叶片^[36]。英国 R&R 公司 Trent 系列发动机使用 45XD 合金铸造低压涡轮叶片^[19]。德国 Thyssen、GfE、Leitritz 等多家公司联合采用包套挤压+机加工或等温锻造的方法,制造了 Ti-47Al-4Nb, Ti-45Al-5Nb-0.2B-0.2C 和 Ti-45Al-8Nb-0.5(B, C)等高压压气机叶片,在成功制造出小尺寸压气机叶片后,又成功等温模锻成形了 200 mm 长 TNM 合金低压涡轮叶片,装配于空中客车 320 飞机 PW1100 发动机第三级低压涡轮^[37]。然而在服役期

间,由于TNM合金的特性,发生复杂的组织相变过程,导致叶片脆性增加,抗撞击能力降低。在2016~2019年间,发生59起异物打伤断裂事故,由于故障频率较高,美国联邦航空局(FAA)、欧洲航空安全局(EASA)、中国民用航空局(CAAC)先后颁布适航指令,要求限期更换TNM叶片^[38]。

从目前TiAl合金的应用情况可以看出,由于第二代合金性能均衡且稳定,且经过了长时间实际飞行检验,稳定服役多年,风险较小,因此航空航天构件目前仍以第二代合金为主。第三代合金虽然强度和理论使用温度较第二代合金显著提高,但由于其复杂的组织相变过程,在实际使用中频繁出现故障,存在很多关键问题尚待解决。

2 TiAl合金热成形技术

2.1 铸造

铸造是将合金熔液浇注至特定形状的铸型,待其凝固成为毛坯或零件的成形方法。熔模精密铸造作为一种成熟的生产工艺,可用于生产传统钛合金部件和其他材料。对于TiAl合金这种室温塑性低,机加工性能差的材料,使用熔模铸造可以生产出形状复杂、薄壁且尺寸精度要求高的零件。目前GENx™发动机上的4822合金低压涡轮叶片主要采用熔模铸造方法生产。GE公司早期采用的工艺是先采用重力铸造制造超尺寸的叶片毛坯,然后再进行机加工得到最终尺寸叶片。但这种方法对于生产长宽比大和薄壁翼型构件的能力有限,且后续需要机加工,叶片曲面加工难度较大,导致总成本较高^[10,19]。由于离心铸造可以得到净形构件,大幅提高效率。GE公司于2006年开始探索近净形铸造,以替代最初的传统重力铸造+机加工方法,研究水平和垂直形式的离心铸造,进行数值模拟,考虑流体流动、充型、传热、凝固和凝固收缩等因素,同时对模具填充、传热和凝固进行模拟,并在亚尺度和全尺度上进行验证,最终成功使用离心铸造制造了净形4822合金低压涡轮叶片^[8]。

目前熔模精密铸造的主要问题有^[39-40]:(1)熔炼TiAl合金时坩埚材料的选择。陶瓷坩埚可以获得较高的过热度,增加熔体填充性能,但陶瓷与TiAl熔体会发生反应,且反应剧烈程度随过热度增大而增加,导致夹杂和间隙污染。水冷铜坩埚可以防止合金熔体和坩埚壁反应,但过热度较低,需要预热模具以改善几何形状的填充,导致凝固后冷却缓慢,铸件的晶粒尺寸较大。(2)TiAl合金熔融状态下流动性差、填充性不佳,易产生气孔、夹杂和疏松缺陷、导致开裂、尺

寸精度下降以及残余应力增大。(3)陶瓷模壳面层的制造。由于TiAl合金熔融状态下活性大,与几乎所有耐火材料发生反应,造成污染,严重影响铸件质量,因此模壳面层材料的选择非常重要。目前仅有 Y_2O_3 、 ZrO_2 、 CaO 、 ThO_2 和 Al_2O_3 等几种化学性质稳定的材料符合要求。然而, CaO 存在吸潮问题易破裂, ThO_2 有放射性, ZrO_2 和 Al_2O_3 与TiAl反应层较大, Y_2O_3 面层为粉末状,易脱落造成污染,导致铸件质量不佳。中国科学院沈阳金属研究所成功调制出一种黏结剂,解决了 Y_2O_3 作为模壳面层材料掉渣的难题,成功实现了TiAl合金的氧化钇陶瓷材料一体浇铸成形工艺,采用离心精密铸造方法制造的TiAl合金低压涡轮叶片已在英国R&R公司的Trent XWB大推力、大涵道比发动机上完成了模拟飞行循环考核实验,并有望在国产长江CJ1000发动机的高压压气机和低压涡轮叶片上投入使用,实现发动机的减重^[41]。

对于具有片层组织的TiAl合金,片层取向对合金的力学性能有着很大影响。为了进一步提高TiAl合金的性能,定向凝固方法被用于制造具有特定片层取向结构的TiAl合金^[42-43]。南京理工大学陈光团队^[29]通过控制临界形核冷却速率,采用定向凝固法控制凝固后的固态相变,制备了 0° 取向的PST Ti-45Al-8Nb单晶,实现了高强度、高塑性的结合,室温屈服强度达到708 MPa,伸长率达到6.9%,900℃屈服强度达到637 MPa,900℃蠕变性能较4822合金提高了1~2个数量级。合金的高强度和高塑性得益于变形过程中产生的约10 nm细小孪晶结构阻碍了位错的滑移。由于显著提高了合金的机械加工性能和承温能力,PST单晶有望将使用温度提高至900℃以上,在更高温度范围代替镍基合金作为发动机零件材料^[29]。中国科学院沈阳金属研究所通过真空吸铸的方法,制备了具有高织构层状排列结构、片层细小的4822合金,相比于片层取向随机排列的4822合金,其力学性能得到提高,室温屈服强度达629 MPa,伸长率达1.8%,700℃屈服强度达565 MPa,伸长率达15.9%^[44]。

由于一般铸态组织下合金的 α_2/γ 片层晶粒组织粗大且偏析严重,导致室温塑性差,严重限制其广泛应用。为了细化铸态组织,很多学者在熔炼母合金时添加一些其他元素或化合物,以减小晶粒尺寸,增强合金力学性能。哈尔滨工业大学Tan等^[45]研究了不同B含量对Ti-46Al-4Nb-1Mo合金微观组织演变、力学性能和变形机制的影响,结果表明,随着B含量从0.4%增加到2.0%,铸态组织从柱状晶转变成细小等轴晶,并形成了细小的TiB相。B含量为1.6%时,合金的抗压强度和应变最大,分别达到2339 MPa和33.7%,

其强化机理是细晶强化以及细小 TiB 相促进形成的变形孪晶和高密度位错。

可见,铸造方面的研究集中在工程和科学两个方面。工程方面主要涉及铸造工艺方法的探索、模具和坩埚材料的选择,而科学方面主要涉及合金成分、铸造工艺参数、凝固过程等对合金微观组织和力学性能的影响。

2.2 粉末冶金

粉末冶金是将金属粉末装入模具中,将其压实,然后在保护气氛中在低于熔点的温度下使粉末颗粒烧结(有时粉末压实和烧结可以同时进行),从而形成具有适当力学性能的部件,常用于制造金属和陶瓷部件。粉末冶金法的优点是,不受成分限制,在经济的基础上可以制造出近净形状的零件,并具有细小均匀、无宏观偏析且无织构的微观组织。相比于铸造,粉末冶金可以避免熔模反应、过热不足、热裂、偏析及残余应力大等问题^[46-47]。粉末制备工艺可分为预合金粉末法和元素粉末法,预合金粉末法制备的构件中氧和杂质含量低、组织均匀、力学性能好,但粉末制备难度大、成本较高。预合金粉末制备一般先采用雾化法、机械合金化法,后续采用热等静压(hot isostatic pressing, HIP)、热加工、金属注射成形、喷射成形或放电等离子烧结(spark plasma sintering, SPS)进行成形。元素粉末法是由单质 Ti, Al 和其他少量元素粉末压制,然后使用反应烧结或机械合金化等加工方法制备构件。与使用预合金粉末或铸锭制成的构件相比,虽然成本低,但由于杂质含量高,力学性能较差^[48]。因此,目前主流粉末冶金均采用预合金粉末法。

目前关于粉末冶金的研究主要集中在粉末成分及工艺参数对合金微观组织和力学性能的影响。西北工业大学 Wang 等^[49]在 1260 °C/170 MPa/4 h 的条件下采用粉末热等静压工艺制备了全片层 TNM 合金, β_0 相和 γ 相的体积分数分别为 0.3% 和 72.1%, 经过 1050 °C/2 h 时效处理后, β_0 相和 γ 相的体积分数转变为 1.4% 和 79.1%, 细小 β_0 相在 α_2/γ 片层界面处弥散析出, 有效钉扎位错, 且延缓 α_2 片层分解速度, 阻碍位错运动以及层错和孪晶的扩展, 750 °C/250 MPa/140 h 蠕变变形量和稳态蠕变速率比热等静压态分别提高了 3.2 倍和 6.3 倍。北京科技大学 Zhang 等^[50]研究了添加 Sn-Al 粉代替纯 Sn 作为烧结添加剂对 4822 合金的影响, 结果表明, 少量的活性 Al 增强了 Sn 液滴对 TiAl 基体的润湿性, 从而促进 Sn 的液相烧结效果, 1320~1350 °C 烧结的样品密度超过 95%, 晶粒尺寸 30 μm , 通过后续的热等静压, 保持细晶组织的同时达到全密度, 烧结样品室温抗拉强度为 520 MPa, 屈服强

度为 401 MPa, 伸长率为 1.33%。中南大学 Luo 等^[51]研究了体积分数为 5% 的 Al_2O_3 短纤维对放电等离子烧结 Ti-45Al-7Nb-0.4W-0.1B 动态再结晶(dynamic recrystallization, DRX)机制的影响, 结果表明, Al_2O_3 短纤维的加入抑制晶粒长大, 加速由孪晶和孪晶交叉(twin intersections, TDRX)诱导的新型 DRX 过程。由于 Al_2O_3 纤维附近的应力集中大于孪晶临界剪应力, 有利于孪晶和孪晶相交的形成, 孪晶和孪晶交点处储存的高应变能为 TDRX 提供了动力, 从而加速 Al_2O_3 纤维附近 TiAl 基体的晶粒细化, 复合材料因此表现出比铸态 TiAl 整体合金更高的动态再结晶率。南京工业大学 Ye 等^[52]采用预合金粉末烧结制备了两种成分(Ti-48Al-2Cr-2Nb 和 Ti-45Al-8Nb)交替分布的新型 TiAl 合金, 该材料抗压强度和失效应变分别为 2.5 GPa 和 48%。双组分合金变形过程中在 Ti-48Al-2Cr-2Nb 区激活了机械孪晶、孪晶交叉点和高密度超位错, Ti-45Al-8Nb 区主要变形特征是普通位错滑移和机械孪晶, 通过双组分结构调节变形协调实现应变分配, 达到强度-延性协同作用, 增强损伤容限, 从而提高强塑性。总体来说, 作为一种近净成形工艺, 粉末冶金法通过合理的工艺参数以及添加增强相的方法, 力学性能已能达到铸造的水平, 在组织均匀性上优于铸造, 但也存在元素挥发、氧化、致密度不足的问题。同时, 相比于铸造可以生产 3000 kg 以上的铸锭, 粉末冶金法制备的零件尺寸一般较小, 质量一般小于 10 kg。

2.3 热塑性成形

热塑性成形是在高温条件下, 利用外力使金属产生塑性变形, 获得所需形状、组织和性能的一种金属加工技术。TiAl 合金热塑性加工的目的主要是破碎粗大铸态组织, 从而获得细晶组织、提高力学性能, 以便进一步加工或直接制备零件毛坯。然而, TiAl 合金直到接近熔点一直保持有序结构, 热加工变形能力差、成形工艺窗口窄、成形难度大、成本高。目前, 用于 TiAl 合金的热塑性成形方法主要有包套挤压、等温锻造、近等温锻造、包套轧制等, 研究的重点主要为 TiAl 合金热变形行为, 包括流变行为、再结晶机制、变形工艺参数、变形对微观组织和力学性能的影响等。

2.3.1 TiAl 合金热变形行为

针对 TiAl 合金热变形行为, 国内外学者开展了众多研究, 主要集中在工艺参数、本构模型、热加工图、微观组织演变等方面^[53]。北京科技大学 Jiang 等^[54]研究了 Ti-44Al-4Nb-1.0Mo-0.1B-0.01Y (LM) 和 Ti-44Al-4Nb-1.5Mo-0.1B-0.01Y (HM) 的热变形行为, 结果表明, Mo 的加入细化了晶粒尺寸, 提高了合金中 β 相的含量。真应变为 0.6 时的热加工图表明, 两种合金

最佳变形条件分别为 1180~1240 °C/0.001~0.01 s⁻¹ 和 1120~1180 °C/0.001~0.01 s⁻¹, LM 和 HM 合金在加工图上的失稳区分布相似,但失稳参数值不同,主要归因于 LM 合金的开裂以及 HM 合金中 β 相的“润滑作用”。在热变形过程中,LM 合金的变形机制主要是 γ 相和 α 相的位错滑移,而 HM 合金的变形机制主要是 β 相和 γ 相的位错滑移以及 γ 相的孪生。沈阳科技大学 Lin 等^[55]研究了 Ti-47.5Al-2.5V-1.0Cr-0.2Zr 合金 1050~1200 °C、应变速率为 0.001~1 s⁻¹ 的热变形行为,建立了本构方程和热加工图,结果表明,最佳热变形温度为 1140~1180 °C,应变速率为 0.001~0.006 s⁻¹。最佳热变形区 DRX 比例(79%)高于失稳区(44%),未出现开裂等失稳现象,合金主要变形机制是 DRX、位错运动和孪晶。

为提高 TiAl 合金变形速率,本课题组采用热模拟试验机研究了挤压态 Ti-47Al-2Cr-2Nb(4722)合金热变形行为,并建立了 Arrhenius 本构方程^[56]。

$$\dot{\epsilon} = 9.129 \times 10^6 [\sinh(0.0073\sigma)]^{2.304} \exp\left(\frac{-243806}{RT}\right) \quad (1)$$

式中: $\dot{\epsilon}$ 为应变速率; σ 为对应变量时的流变应力; R 为摩尔气体常数; T 为变形绝对温度。通过对材料参数进行九阶多项式的应变补偿,提高了本构模型的预测精度。将预测值和实验值进行线性拟合后,得到二者的相关系数 R 为 0.986,平均相对误差为 4.8%,表明建立的修正模型具有较好的预测精度。构建了基于失稳判据下真应变为 0.6 的热加工图(图 2^[56]),结果表明,在 1000~1200 °C、0.13~1 s⁻¹ 时发现失稳现象,1100~1150 °C、0.001~0.05 s⁻¹ 和 1200~1300 °C、0.001~0.01 s⁻¹ 区域是该合金理想的热加工区间,同时在 0.1~1 s⁻¹ 应变速率下同样拥有合适的温度匹配

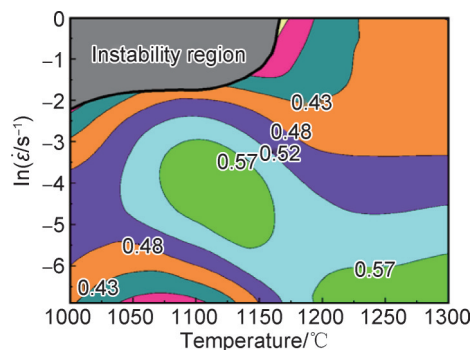


图2 真应变为0.6时TiAl合金的热加工图^[56]

Fig. 2 Hot processing map of TiAl alloy with true strain of 0.6^[56]

来保证良好的成形性,证明快速高效成形的可能性,为实际生产提供了理论依据。

为验证快速、高效成形的可能性,本课题组研究了挤压态 4722 合金高应变速率下的微观组织演变,结果表明,在 1200~1300 °C、0.1~1 s⁻¹ 的高应变速率下合金表现出优异的热加工性能,晶粒尺寸从挤压态的 8.0 μm 细化到变形后的 2.6~4.0 μm ,平均维氏硬度提高了 36.9%, γ 相的再结晶机制涉及不连续动态再结晶(discontinuous dynamic recrystallization, DDRX)和连续动态再结晶(continuous dynamic recrystallization, CDRX)。CDRX 的典型特征是亚晶和高密度位错,通过迁移和反应,变形晶粒中大量位错的重新排列和合并促使亚晶的形成,亚晶发生转动进一步迁移形成大角度晶界。 γ 晶粒的 DDRX 过程与位错诱导的晶界迁移有关,该迁移导致存在的大角度晶界发生膨胀,孪晶界作为局部高能区域提供了合适的再结晶成核位置,1300 °C 变形条件下 α 晶粒表现出典型的动态回复(dynamic recovery, DRV)和 CDRX 特征,再结晶晶粒与亚结构晶粒形态相似,相关变形机理如图 3 所示^[57]。

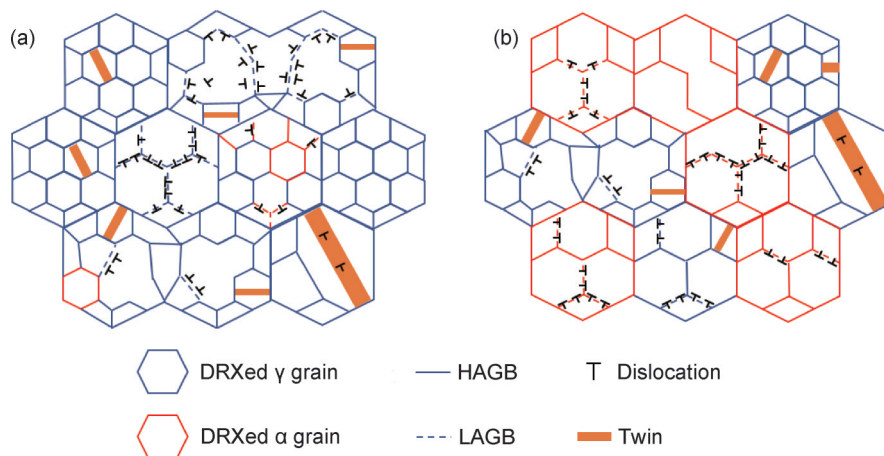


图3 不同变形条件下的动态再结晶机制^[57] (a)1200 °C;(b)1300 °C

Fig. 3 DRX mechanism under different deformation conditions^[57] (a)1200 °C;(b)1300 °C

2.3.2 包套挤压

包套挤压可以有效细化晶粒,提高合金力学性能和后续加工性能,从而得到零件毛坯或进行下一步加工。由于挤压过程中坯料受到强烈的三向压应力作用,塑形大幅提高,不容易发生开裂,因而是一种理想的 TiAl 合金开坯工艺。用于包套的材料一般有不锈钢和钛合金等,包套和坯料之间需要添加隔热材料以达到保温和防止坯料和包套反应的作用,同时,还需要考虑包套材料和坯料在高温下的应力匹配问题^[58-59]。德国 Leistriz 公司对 Ti-47Al-4Nb, Ti-45Al-5Nb-0.2B-0.2C 等多种合金进行了包套挤压,采用直接机加工或等温锻造的方法成功制备出高压压气机 TiAl 叶片,并供给 R&R 公司进行测试^[60]。哈尔滨工业大学 Xu 等^[61]对比研究了 Ti-45Al-5Nb-0.8Mo-0.3Y 合金铸态和 1300 °C 包套挤压后的微观组织和力学性能,通过 1300 °C、挤压比 9:1 的挤压成形,原始 80~100 μm 的铸态片层组织细化为 4~7.5 μm 的双态组织,铸态中 ω_0 相转变为 β 相,提高了挤压态合金的热成形性能。对挤压态合金进行 1340 °C/10 min 的热处理,得到近片层组织且减少了 β 相含量,合金的屈服强度、抗拉强度和伸长率分别达到 802.3, 835.6 MPa 和 0.75%。东北大学 Niu 等^[62]对 Ti-45Al-6Nb-1Mo 合金进行 1265 °C 包套挤压,挤压速度和挤压比分别为 15.0 mm/s 和 7:1,之后在 1200 °C 退火,得到平均晶粒尺

寸为 5.5 μm 的细小三相组织,提高了合金的超塑性,并成功在 1180 °C、0.1 s⁻¹ 的条件下对挤压坯料进行了 65% 变形量的近等温锻造。包套挤压成形还可以在坯料内部形成挤压流线,获得强烈的织构,以增加材料力学性能。西北工业大学 Qiang 等^[63]在 1290 °C 对 TNM 合金进行挤压成形,挤压比为 7.11,获得了具有择优取向的纤维织构,高温 α 相的 {0001} 面平行于挤压方向,后续得到的片层取向继承了高温 α 相的织构特征,增强了合金的强度-塑性协同效应。由于此织构下 γ 相更有利于变形孪晶和层错的激活,孪晶、层错及其诱发的位错滑移与 α_2/γ 界面的共同作用使合金室温抗拉强度、屈服强度和伸长率分别达到 (930±4.2), (868±24.0) MPa 和 (1.0±0.02)%, 800 °C 的抗拉强度、屈服强度和伸长率分别达到 (869±7.8), (663±14.8) MPa 和 (6.7±0.21)%。北京科技大学 Yang 等^[64]在 1280 °C 挤压比为 4 条件下,采用包套挤压工艺制备了具有全片层组织的 Ti-44.5Al-4Nb-0.5Mo-0.1B 合金,挤压棒的显微组织均匀,片层团尺寸减小到 100 μm,片层厚度减小到 150 nm, $\langle 1120 \rangle_{\alpha_2}$ 和 $\langle 0001 \rangle_{\alpha_2}$ 分别与挤压方向和棒材径向平行,且 β_0 相被消除,棒材的室温抗拉强度、屈服强度和伸长率分别达到 810, 783 MPa 和 0.92%, 850 °C 的抗拉强度、屈服强度和伸长率分别达到 680, 511 MPa 和 3.6%。包套挤压相关实验结果如表 1 所示^[61-64]。

表 1 包套挤压结果

Table 1 Results of canned extrusion

Alloy	Process parameter	Microstructure	Mechanical property
Ti-45Al-5Nb-0.8Mo-0.3Y ^[61]	Extrude at 1300 °C+1340 °C/10 min heat treatment	Near lamellar	RT, σ_s =802.3 MPa, σ_b =835.6 MPa, δ =0.75%
Ti-45Al-6Nb-1Mo ^[62]	Extrude at 1265 °C+1200 °C/4 h heat treatment	Triphase	1000 °C, δ =350% RT, σ_s =868 MPa, σ_b =930 MPa, δ =1%
TNM ^[63]	Extrude at 1290 °C	Full lamellar	800 °C, σ_s =663 MPa, σ_b =869 MPa, δ =6.7% RT, σ_s =783 MPa, σ_b =810 MPa, δ =0.92%
Ti-44.5Al-4Nb-0.5Mo-0.1B ^[64]	Extrude at 1280 °C	Full lamellar	850 °C, σ_s =511 MPa, σ_b =680 MPa, δ =3.6%

可以看到,包套挤压是一种理想的铸锭开坯方法,可以有效细化晶粒,获得理想织构,提高合金力学性能,且不容易发生开裂缺陷,经过挤压成形后合金可以直接机加工成为零件或进行后续进一步深加工。

2.3.3 等温锻造

等温锻造是将模具和坯料加热至相同的温度,并保持在此温度进行锻造成形的方法。由于可以严格控制成形温度,因此可以防止温度变化导致坯料产生开裂等锻造缺陷,但对模具的高温性能要求极高,且成形一般在很慢的速率下进行,以保证坯料的塑性。

德国 Leistriz 公司采用钼基合金作为模具,在真空条件下以极低应变速率对铸态 TNM 合金进行两步等温锻造,随后进行机加工,成功制造了 200 mm 长的低压涡轮叶片,并于 2014 年成功应用于空中客车 A320 发动机。德国勃兰登堡工业大学 Bambach 等^[65]研究了预合金粉末 SPS 制备 TNB-V5 (Ti-45Al-5Nb-0.2B-0.2C) 合金的热加工图和热锻性能,SPS 样品显示出由球状 α_2 和 γ 晶粒组成的均匀等轴组织,确保了良好的可加工性。应变率敏感性值约为 0.8 对应的低应变速率区域 (10⁻³~10⁻² s⁻¹) 代表细小均匀的 (α_2 + γ) 等轴组织的超塑性,高应变速率区域 (10⁻²~10⁻¹ s⁻¹,

$T > 1215\text{ }^{\circ}\text{C}$), 应变率敏感性值约为 0.45 代表 α 晶粒在高温下的 DRX, 证明 TiAl 合金在不诱导产生 β 相的情况下仍有等温锻造的可能性。另外, 为了弥补高昂的工艺和工装成本, 对等温锻造工艺进行了优化, 设计并探索了一种实现压气机叶片等较小的零件批量加工的新装置, 使用预装配和预热的模具组, 可以在一次行程中锻造多个零件, 并使用商用石墨 TTK-50 和碳纤维增强碳化硅(C/SiC)组成的复合模具, 在气体保护气氛下完成了压缩机叶片的等温锻造, 新工艺与传统等温锻造相比在生产效率和成本方面具有优势^[66]。勃兰登堡工业大学还利用变形前的热处理得到晶粒尺寸小、易变形的 β 相比比例增加、不易变形片层比例减少的微观组织, 通过实验流动曲线数据拟合损伤模型和材料模型, 利用损伤模型预测发现, 恒定的流变应力水平可以使应变速率最大化, 在保持恒定孔洞成核速率的前提下达到加速变形的目的, 缩短变形时间 50% 以上, 提高了成形效率^[67]。同济大学 Zhu 等^[68]对 Ti-44Al-4Nb-1.5Cr-0.5Mo-0.2B 合金进行多向等温锻造, 得到无缺陷的锻坯, 形成精细均匀的 $\gamma/\text{B2}$ 双相结构, γ 晶粒尺寸由 $3.6\text{ }\mu\text{m}$ 细化到 $1.6\text{ }\mu\text{m}$, 晶粒的细化机制为原始片层组织 γ 相的 CDRX 和 DDRX。相比于铸态合金, 等温锻造后合金

室温抗拉强度和 $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ 伸长率显著提高, 但室温伸长率和 $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ 抗拉强度下降。哈尔滨工业大学 Wang 等^[69]研究了 $900\sim 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下 Ti-44Al-8Nb-0.2W-0.2B-Y 合金的热变形行为, 采用 K403 镍基高温合金作为模具材料, 在 $950\text{ }^{\circ}\text{C}/0.01\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ 的工艺条件下对合金叶片进行等温锻造, 锻造后的叶片中心位置呈现双相组织, 边缘位置的片层和再结晶晶粒呈现锻造流线特征。哈尔滨工业大学 Shi 等^[70]研究了预合金粉末 SPS 制备的 Ti-46.5Al-2Cr-1.8Nb-(W,B) 合金脉冲电流辅助等温锻造, 随烧结温度升高, 形成了典型的近 γ 、双态、近片层和全片层组织, 等温锻造后, 随着锻造温度的升高 ($1125\sim 1300\text{ }^{\circ}\text{C}$), 获得了典型的近 γ 、双态和近片层组织, 由于 DRX 的发生, 原始粉末边界被消除, 在 $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下进行拉伸实验时, 由于大晶粒区和小晶粒区之间的应力集中, 断裂机制由多尺度微观组织或原始粉末边界处的断裂转变为变形孪晶与 DRX 晶粒界面处的微孔洞发育, 伸长率达到 106%。本工作对 4722 挤压态合金进行了等温模锻, 锻造后的叶片外观无裂纹, 根据三维扫描结果显示锻件可以完全包络零件数模, 实现了 4722 合金叶片近净成形, 如图 4 所示。

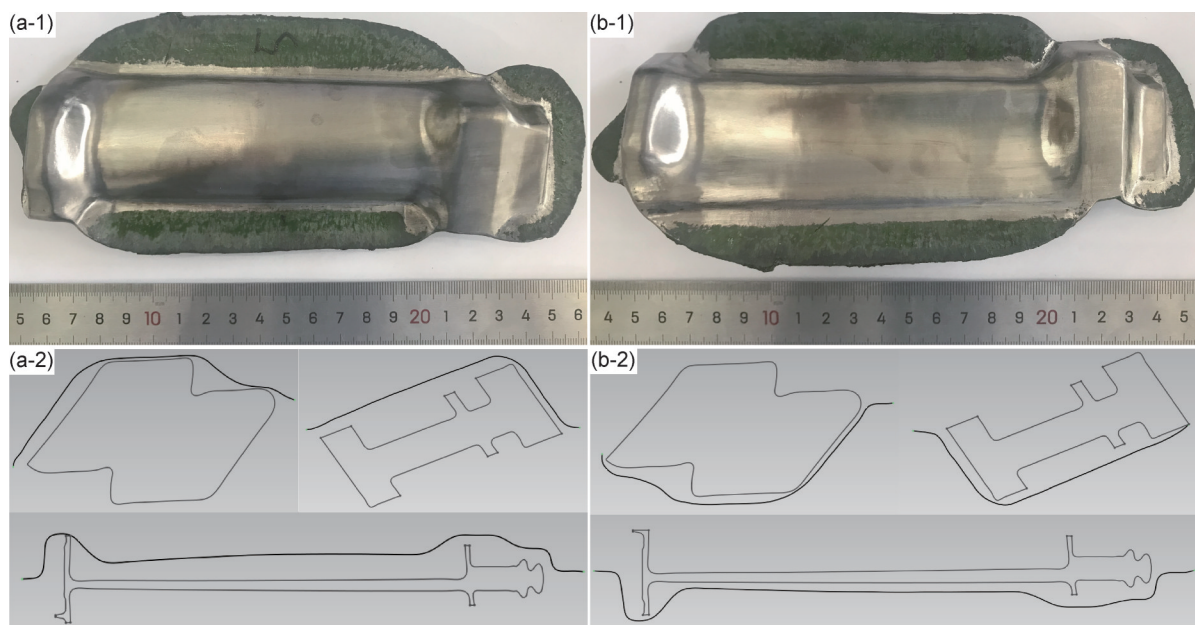


图4 等温锻造 4722 合金叶片(1)及三维数模扫描结果(2)

(a)叶片正面;(b)叶片背面

Fig. 4 Isothermal forged 4722 alloy blade(1) and 3D digital scanning results(2)

(a)front of blade;(b)back of blade

2.3.4 近等温锻造

近等温锻造是将模具加热到低于工件温度进行锻造, 因此明显降低了对模具的要求, 并且可以增大

变形速率, 提高成形效率。为了防止成形过程中温度下降过多导致坯料发生开裂, 一般需要对坯料进行包套处理, 包套材料一般采用不锈钢、钛合金等, 在包套

和坯料间需要填充隔热材料,如 Al_2O_3 或 SiO_2 等陶瓷纤维织物、玻璃润滑剂等,阻碍热扩散,保证变形温度的均匀性,并减少包套和坯料间的冶金反应,包套结构和材料、壁厚以及成形工艺参数需要进行优化设计,从而改善 TiAl 合金变形后的组织及力学性能^[71-72]。另外,对 TiAl 合金的成分也有一定要求,通常认为, β 凝固合金可以使用常规锻造成形,这是因为, β 凝固合金在高温时能产生无序 β 相,提供较多的滑移系,增加合金的塑性。北京科技大学 Gao 等^[73]采用两步包套锻造工艺成功锻造出 Ti-45Al-8.5Nb-(W,B,Y)合金锻饼,呈现再结晶双态组织,B2 相的含量有所下降,锻态合金的室温抗拉强度达到 897 MPa,伸长率达 2.2%,在 900 °C 以上出现超塑性行为。哈尔滨工业大学 Xiao 等^[74]研究了 Ti-43Al-6Nb-1Mo-1Cr-(0, 0.6)B 合金多步包套锻造组织和力学性能,结果表明,多步锻造形成了带有 DRX 晶粒和弥散 TiB 的细小($\alpha_2+\gamma$)片层,晶粒显著细化,含 0.6%B 合金中弥散 TiB 相和更细的晶粒可引起更多的位错堆积,从而提高合金室温和 800 °C 的抗拉强度,二者分别为 (843.51 ± 2.67) MPa 和 (729.00 ± 0.51) MPa。北京科技大学 Ge 等^[75]通过有限元模拟对高铌 Ti-44Al-8Nb-1.5Mn-1.0Cr-0.2B-0.2Y 合金无包套锻造工艺进行优化,成功实现无包套锻造,发现较高的温度和较低的应变速率有利于锻造成形,变形组织由等轴 γ

相和不规则 β 相组成, β 相含量在锻造过程中略有增加,DRX 主要发生在 γ 相中,DRV 是 β 相中主要的软化机制,锻态合金常温下发生脆性断裂,无屈服点,伸长率为 0.07%,合金脆韧转变温度在 800~850 °C 之间。西北工业大学 Chen 等^[76]研究了 4822 合金的复合再结晶行为,发现 DDRX 产生于晶界处,是主要的再结晶机制,在晶粒内部和晶界处形成 CDRX,并伴有初始阶段较高的畸变,在变形后退火过程中,静态再结晶和后动态再结晶可以消除残余变形组织。根据结果设计了近等温多道次多向包套锻造,配合道次间退火处理,形成了均匀细小的片层组织,锻件的抗拉强度、屈服强度和伸长率分别达到 474,357 MPa 和 1.64%。

可以看到,目前关于 TiAl 合金常规锻造的研究主要集中于第三代变形合金。这是由于,第三代合金中存在 β 增塑相,其高温下能够提高塑性,但由于 β 相在室温下是硬脆相且难以消除,导致 TiAl 合金室温塑性进一步降低。本课题组通过探索铸态合金快速锻造成形方法,在保留铸态合金室温塑性较好的前提下,通过高效率锻造成形改善其微观组织,提高力学性能,通过对铸态 4722 合金进行包套快速锻造成形,应变速率达到 10 s^{-1} ,变形量达 50%,锻造后的合金未发现裂纹,晶粒由铸态 1 mm 的粗大片层细化至 30 μm 的细小片层,合金维氏硬度由 333HV 提高至 453HV,如图 5 所示^[77]。

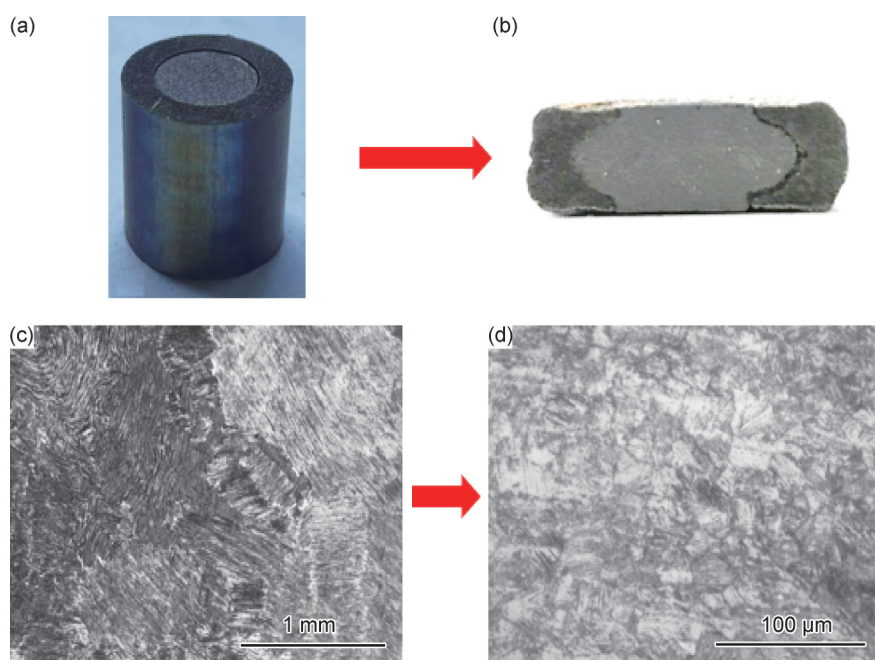


图 5 铸态 4722 合金包套锻造成形结果^[77]

(a)TiAl 坯料;(b)锻饼剖面图;(c)坯料微观组织;(d)锻饼微观组织

Fig. 5 Forging forming results of as-cast 4722 alloy^[77]

(a)TiAl ingot;(b)section view of pancake;(c)microstructure of ingot;(d)microstructure of pancake

2.3.5 包套轧制

轧制成形是一种有效和经济的制备 TiAl 合金板材的方法。TiAl 合金板应用在飞行器蒙皮、薄板构件等结构上,能够有效实现轻量化,提高性能。哈尔滨工业大学 Zhang 等^[78]将包套锻造后的锻坯在 1100~1200 °C 进行 85% 变形量包套轧制,在 1100 °C 成形时析出大量细 γ 层及 γ 孪晶,随温度升高而粗化,晶粒长大,但再结晶比例增加,再结晶织构转变为随机织构,1100 °C 热轧薄板抗拉强度最高,室温抗拉强度和屈服强度分别为 945, 840 MPa, 750 °C 抗拉强度、屈服强度和伸长率分别达到 550, 480 MPa 和 80%。哈尔滨工业大学 Sun 等^[79]将锻造态 Ti-43Al-9V 和轧制态 Ti6Al4V 通过热轧法制备了层状复合材料,建立两个模型来更好地控制界面区域的厚度和相的形成,在 1125 °C 下制备的复合材料室温抗拉强度和断裂韧性分别达到 805 MPa 和 49.2 MPa·m^{1/2}。拉伸强度的提高是由于 TiAl 合金中储存了高密度的位错和亚组织,韧性的增强与 α_2 相取向差增大和 γ /B2 晶界数量的增加有关。西北工业大学 Wei 等^[80]使用锻态 Ti-43Al-4Nb-1Mo-0.2B 合金包套轧制制备板材,随轧制变形量从 50% 提高到 72.5%,合金由片层组织转变为双态组织。在 67.5% 的变形下, α_2 晶粒破碎后析出 γ 相,同时由于扭结带边界处存在较大的畸变,导致 γ 板条发生 DRX 和 $\alpha_2 + \gamma \rightarrow \beta_0$ 相变形成 β_0/γ 带, β_0/γ 带和 α_2/γ 片层形成了一种新的 z 型结构。变形量增加到 72.5% 时,原始的粗 β_0 发生 $\beta_0 \rightarrow \alpha_2 + \gamma$ 相变分解,同时, α_2/γ 片层的大小随等轴 γ 晶粒的出现而减小,当变形量为 60% 时,抗拉强度最高,达到 880 MPa。西北工业大学 Wei 等^[81]分别对锻态(M1)和铸态(M2)Ti-44.5Al-3.8Nb-1Mo-0.2B 合金坯料进行轧制成形,探讨初始组织对工艺的影响,发现随每道次压下率降低,M1 再结晶率逐渐增加,M2 需要更大的变形才能实现完全再结晶,但 M2 轧制后板材晶粒尺寸小于 M1。DDR_X 在 γ 相的再结晶中起主导作用,1200 °C 时发生 $\beta \rightarrow \alpha_2$ 相变, β_0 相的体积分数降低,随着轧制温度升高到 1250 °C, α_2 板条逐渐分解,同时 γ 板条发生粗化。目前,对于大尺寸 TiAl 合金板材轧制仍存在一定困难,这是由于变形量大,应变不均匀,容易产生缺陷,导致开裂、起皱等。

2.4 增材制造

由于 TiAl 合金较差的变形能力,使得加工成形难度和成本极高。增材制造是一种基于粉末原料逐层熔融的新型近净成形方法,不同于传统的材料去除-切削加工技术,它是一种“自下而上”的制造方法。增材制造最大的优点是制造自由度高,允许生产具有各种

几何特征的全密度三维零件,而不需要额外的设备。增材制造主要包括选择性激光熔化(selective laser melting, SLM)、电子束熔化(electron beam melting, EBM)和直接激光沉积(direct laser deposition, DLD)三种不同制造方法。上海交通大学 Zhang 等^[82]研究了 DLD 制备的 4722 合金壁,结果表明,沉积试样具有特殊的交替带组织,包括复杂的组织带(包括细小等轴 γ 晶粒、羽毛状组织、魏氏体板条和粗糙片层)和粗糙的片层组织带,这种独特的交替带组织微观结构是由多次激光扫描产生的快速凝固和循环热处理的综合作用形成的。当加载方向与基体平行时,试件的综合抗拉性能最佳,最大极限强度为 706 MPa,伸长率为 0.51%,位错和横向孪晶系统被激活,裂纹被片层界面阻挡,裂纹主要沿 α_2/γ 条扩展;当加载方向与基体垂直时,抗拉强度和伸长率分别降至最小值 273 MPa 和 0.16%;当加载方向与基体呈 45° 时,抗拉强度和伸长率分别为 358 MPa 和 0.49%。勃兰登堡工业大学 Sizova 等^[83]对比研究了铸造+热等静压和增材制造(激光粉末床熔化和电子束熔化)+等温热加工两种 TNM 合金制造工艺,结果表明,通过增材制造获得的 TNM 合金具有比铸造精细 10 倍的微观组织,热变形时具有更低的流变应力和更高的再结晶比例,因此,增材制造预成形+等温热加工可以成为铸造+热等静压的替代方案。中南大学 Tao 等^[84]对 EBM 制备的 4822 合金进行小应变锻造,结果表明,锻造后粗晶区比例减小, α_2 相和 α_2/γ 片层含量增加,细晶区形成大量细亚晶,细亚晶中的低角度晶界和粗 γ 晶粒中大量的移动位错有利于提高合金的塑性, γ 晶粒中变形孪晶的形成促进了强度和塑性的同时提高,此外,小应变锻造后拉伸性能的各向异性降低。南京理工大学 Liu 等^[85]研究了原位加热工艺对 EBM 制备 4822 合金显微组织和拉伸性能的影响,在相同的熔化工艺和总能量输入条件下,加热试样的抗拉强度达到 (707±12) MPa,应变达到 (1.8±0.1)%,与不加热工艺相比,应变提高了 50%,强度降低了 4.8%,原因是加热增加了 γ 相含量, α_2 +B2 相含量减少 9.7%,但晶粒尺寸增大。南京理工大学 Wang 等^[86]发现,激光粉末床熔化 4822 合金裂纹更容易发生在 α_2 和 B2 相界面附近区域,通过调整工艺参数改变凝固路径,改变了合金的相组成,在接近 α_2 单相组织的合金中由于界面显著减少,获得了无裂纹样品,其抗压强度为 1460.7 MPa,维氏硬度达到 602.3±14,远超过铸件水平。

增材制造作为目前极具潜力的 TiAl 合金制造方法,尽管已经在航空发动机上取得应用,但仍存在诸多问题和挑战:(1)目前应用在 GE9X 的低压涡轮叶片

是EBM制备的4822合金叶片,合金成分仍是铸造合金的成分,但不同的制造方法对于合金成分要求有较大差别,铸造合金应用于增材制造可能并非最佳选择,因此根据增材制造工艺特点开发适合的合金成分是未来的一个主要方向;(2)粉末原料生产成本较高,不同批次粉末原料的一致性难以保证;(3)大尺寸零件的制备目前存在困难;(4)除EBM外其他方法仍未取得实际应用,原因在于仍存在裂纹和尺寸精度不足的问题。

3 结束语

经过国内外学者几十年的大量研究,TiAl合金经历了三代发展,从实验室走向了工程应用。但在航空领域目前应用量最大的仍然是第二代4822铸造合金,主要原因是,TiAl合金热加工难度大、成本较高且效率较低,而第三代合金由于其复杂的组织相变问题,导致其服役过程中性能恶化造成失效,在实际应用中受到较大阻碍。为了提高TiAl合金的综合性能,降低加工成本,提高生产效率,未来TiAl合金的发展趋势为:

(1)发展新一代适合铸造的合金成分。虽然目前熔模铸造技术较为成熟,4822合金铸件综合性能优良,处于稳定服役阶段,但其极限使用温度低于650℃,难以在更大推重比、更高涡轮前温度条件下使用,而锻造合金的成分并不一定适合用于熔模铸造成形,因此通过开发设计新一代适合铸造的TiAl合金成分,保持服役稳定性的前提下提高使用温度,是未来铸造合金的发展趋势。

(2)深入研究第三代锻造合金组织演变规律及热处理工艺。虽然以TNM为代表的第三代合金强度和使用温度得到提高,但服役过程中表现出的组织不稳定导致的断裂问题明显降低了其使用安全性,从而成为大批量应用最大的阻碍,因此利用合金化设计及热处理研究,保证合金热成形性能和力学性能的前提下,提高组织和服役性能稳定性,是第三代合金未来的发展方向。

(3)高性能、高效率近净成形方法的研究。目前现有的TiAl合金叶片加工方法均存在自身的局限性,如铸造叶片性能方面没有优势,锻造+机加工叶片材料利用率低,等温模锻工序多、成本高、效率低,因此,有必要开发新的高性能、高效率近净成形方法,通过增塑手段,实现高效率、低成本塑性成形,提高材料利用率和力学性能,尤其是多种工艺联合制备,如通过热处理细化铸态组织,然后利用包套-隔热材料包裹,

在高温条件下快速锻造,实现铸棒+快速模锻成形。由于增材制造可以得到比铸态更加精细的组织,有利于后续成形,但力学性能较锻造成形有所欠缺,因此可以通过增材制造+快速模锻成形制备零件,在具备高成形性的同时提高零件力学性能。

(4)建立TiAl合金成分-组织-热加工参数-性能大数据库。集成理论-计算-实验-数据库技术,融合材料学、物理学、力学、信息学、计算科学等学科,实现材料“发现→生产→应用”的全过程,“加速”并降低成本,实现TiAl合金的材料研发→低成本高效率成形→检测→应用生产路线。

参考文献

- [1] XIANG H G, CHEN Y, QI Z X, et al. Mechanical behavior of TiAl alloys[J]. *Science China Technological Sciences*, 2023, 66: 2457-2480.
- [2] 蔡建明, 弭光宝, 高帆, 等. 航空发动机用先进高温钛合金材料技术研究与进展[J]. *材料工程*, 2016, 44(8): 1-10.
CAI J M, MI G B, GAO F, et al. Research and development of some advanced high temperature titanium alloys for aero-engine[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2016, 44(8): 1-10.
- [3] KIM Y W, KIM S L. Advances in gammalloy materials-processes-application technology: successes, dilemmas, and future[J]. *JOM*, 2018, 70(4): 553-560.
- [4] LIU P, XIE J P, WANG A Q. Recent research progress in TiAl matrix composites: a review[J]. *Journal of Materials Science*, 2022, 57(34): 16147-16174.
- [5] APPEL F, CLEMENS H, FISCHER F D. Modeling concepts for intermetallic titanium aluminides[J]. *Progress in Materials Science*, 2016, 81: 55-124.
- [6] LIANG Z Q, XIAO S L, LI X Y, et al. Significant improvement in creep resistance of Ti-46Al-6Nb-1Cr-1.5V alloy *via* introducing high-density nanotwins[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, 862(18): 144485.
- [7] CLEMENS H, MAYER S. Intermetallic titanium aluminides in aerospace applications-processing, microstructure and properties[J]. *Materials at High Temperatures*, 2016, 33(4/5): 560-570.
- [8] BEWLAY B P, NAG S, SUZUKI A, et al. TiAl alloys in commercial aircraft engines[J]. *Materials at High Temperatures*, 2016, 33(4/5): 549-559.
- [9] 陈光, 陈奉锐, 祁志祥, 等. 聚片孪生TiAl单晶及其应用展望[J]. *振动、测试与诊断*, 2019, 39(5): 915-926.
CHEN G, CHEN F R, QI Z X, et al. PST TiAl single crystal and its application prospect[J]. *Journal of Vibration, Measurement & Diagnosis*, 2019, 39(5): 915-926.
- [10] BEWLAY B P, WEIMER M, KELLY T, et al. The science, technology, and implementation of TiAl alloys in commercial aircraft engines[J]. *MRS Online Proceedings Library*, 2013, 1516: 49-58.
- [11] TETSUI T. Development of a TiAl turbocharger for passenger vehicles[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2002, 329:

- 582-588.
- [12] 陈玉勇,陈艳飞,田竟,等. TiAl基金熔模精密铸造技术的发展现状[J]. 稀有金属材料与工程,2009,38(3):554-558.
CHEN Y Y, CHEN Y F, TIAN J, et al. Development and research status of investment casting TiAl-based alloy [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2009, 38(3): 554-558.
- [13] 林均品,张来启,宋西平,等. 轻质 γ -TiAl金属间化合物的研究进展[J]. 中国材料进展,2010,29(2): 1-8.
LIN J P, ZHANG L Q, SONG X P, et al. Status of research and development of light-weight γ -TiAl intermetallic based compounds[J]. Materials China, 2010,29(2): 1-8.
- [14] 寇宏超,程亮,唐斌,等. 高温TiAl合金热成形技术研究进展[J]. 航空制造技术,2016(21):24-31.
KOU H C, CHENG L, TANG B, et al. Progress on hot-forming techniques of high temperature TiAl alloys [J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2016(21): 24-31.
- [15] ZHANG Y, LEE Y J, CHANG S, et al. Microstructural modulation of TiAl alloys for controlling ultra-precision machinability [J]. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2022, 174: 103851.
- [16] XIA Z W, SHAN C W, ZHANG M H, et al. Machinability of γ -TiAl: a review[J]. Chinese Journal of Aeronautics, 2023, 36(7): 40-75.
- [17] DUAN B H, YANG Y C, HE S Y. 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.
- [18] XU R R, LI M Q, ZHAO Y H. A review of microstructure control and mechanical performance optimization of γ -TiAl alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 932(15): 167611.
- [19] 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 Sinica, 2015, 51(2):129-147.
- [20] 王子特,郑功,祁志祥,等. TiAl合金结构、组织、性能与应用[J]. 科学通报,2023,68(25):3259-3274.
WANG Z T, ZHENG G, QI Z X, et al. Structures, microstructures, properties, and applications of TiAl alloys [J]. Chinese Science Bulletin, 2023,68(25): 3259-3274.
- [21] CLEMENS H, MAYER S. Design, processing, microstructure, properties, and applications of advanced intermetallic TiAl alloys [J]. Advanced Engineering Materials, 2013, 15(4): 191-215.
- [22] CLEMENS H, WALLGRAM W, KREMMER S, et al. Design of novel β -solidifying TiAl alloys with adjustable β /B2-phase fraction and excellent hot-workability[J]. Advanced Engineering Materials, 2008, 10(8): 707-713.
- [23] MAYER S, ERDELY P, FISCHER F D, et al. Intermetallic β -solidifying γ -TiAl based alloys-from fundamental research to application[J]. Advanced Engineering Materials, 2017, 19(4): 1600735.
- [24] 官声凯,尚勇,张继,等. 我国典型金属间化合物基高温结构材料的研究进展与应用[J]. 金属学报,2019,55(9):1067-1076.
GONG S K, SHANG Y, ZHANG J, et al. Application and research of typical intermetallics-based high temperature structural materials in China [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2019, 55(9): 1067-1076.
- [25] SONG L, XU X J, YOU L, et al. Ordered α_2 to ω_0 phase transformations in high Nb-containing TiAl alloys [J]. Acta Materialia, 2015, 91: 330-339.
- [26] KASTENHUBER M, RASHKOVA B, CLEMENS H, et al. Effect of microstructural instability on the creep resistance of an advanced intermetallic γ -TiAl based alloy [J]. Intermetallics, 2017, 80: 1-9.
- [27] WU Z E, HU R, ZHANG T B, et al. Microstructure determined fracture behavior of a high Nb containing TiAl alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 666: 297-304.
- [28] LIU Y, LI J S, TANG B, et al. Decomposition and phase transformation mechanisms of α_2 lamellae in β -solidified γ -TiAl alloys [J]. Acta Materialia, 2023, 242: 118492.
- [29] CHEN G, PENG Y, ZHENG G, et al. Polysynthetic twinned TiAl single crystals for high-temperature applications[J]. Nature Materials, 2016, 15: 876-881.
- [30] YANG C, HU D, HUANG A, et al. Solidification and grain refinement in Ti45Al2Mn2Nb1B subjected to fast cooling[J]. Intermetallics, 2013, 32: 64-71.
- [31] SCHWAIGHOFER E, CLEMENS H, MAYER S, et al. Microstructural design and mechanical properties of a cast and heat-treated intermetallic multi-phase γ -TiAl based alloy[J]. Intermetallics, 2014, 44: 128-140.
- [32] NODA T. Application of cast gamma TiAl for automobiles[J]. Intermetallics, 1998, 6(7/8): 709-713.
- [33] 朱春雷,李胜,张继. 有利于铸造TiAl合金增压器涡轮叶片可靠性的组织设计[J]. 材料工程,2017,45(6): 36-42.
ZHU C L, LI S, ZHANG J. Microstructure design for reliability of turbocharger blade of cast TiAl based alloy [J]. Journal of Materials Engineering, 2017, 45(6): 36-42.
- [34] CLEMENS H, SMARSLY W. Light-weight intermetallic titanium aluminides-status of research and development [J]. Advanced Engineering Materials, 2011, 278: 551-556.
- [35] MA Y, CUIURI D, LI H, et al. The effect of postproduction heat treatment on γ -TiAl alloys produced by the GTAW-based additive manufacturing process [J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 657: 86-95.
- [36] POLLOCK T M. Alloy design for aircraft engines [J]. Nature Materials, 2016, 15: 809-815.
- [37] JANSCHKEK P. Wrought TiAl blades [J]. Materials Today: Proceedings, 2015, 2: 92-97.
- [38] 王锦申,夏奥汉. PW1100发动机低压涡轮三级叶片断裂技术分析[J]. 航空维修与工程,2020(9): 12-14.
WANG J S, XIA A H. Analysis on LPT3 blade fracture for PW1100 engine [J]. Aviation Maintenance & Engineering, 2020 (9): 12-14.
- [39] 沈昀,郑功,冯辰铭. 熔模精密铸造技术研究进展[J]. 精密成形工程,2019,11(1):54-62.
SHEN Y, ZHENG G, FENG C M. Research progress of investment casting technology [J]. Journal of Netshape Forming Engi-

- neering, 2019, 11(1): 54-62.
- [40] 谢华生, 刘时, 兵赵军, 等. TiAl 合金精密成形技术发展现状及展望[J]. 精密成形工程, 2022, 14(1): 44-54.
- XIE H S, LIU S, BING Z J, et al. Development status and prospect of precision forming technology for TiAl alloy[J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2022, 14(1): 44-54.
- [41] 田晓, 贾清, 崔玉友, 等. 复合溶胶-凝胶法制备 TiAl 合金表面防护涂层及其高温抗氧化性能[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(增刊1): 264-268.
- TIAN X, JIA Q, CUI Y Y, et al. Preparation and high-temperature anti-oxidation property of protection coatings on γ -TiAl alloys by composite sol-gel method [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(Suppl 1): 264-268.
- [42] YAO K F, INUI H, KISHIDA K, et al. Plastic deformation of V-and Zr-alloyed PST TiAl in tension and compression at room temperature[J]. Acta Metallurgica et Materialia, 1995, 43(3): 1075-1086.
- [43] IMAYEV R M, IMAYEV V M, OEHRING M, et al. Microstructural evolution during hot working of Ti aluminide alloys: influence of phase constitution and initial casting texture[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2005, 36(3): 859-867.
- [44] XIA Z Z, CUI Y Y, SHEN Y Y, et al. Tensile properties of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy having similarly oriented lamellae with fine lamellar spacing facilitated by suction casting[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 830: 142303.
- [45] TAN Y M, CHEN R R, FANG H Z, et al. Enhanced strength and ductility in Ti46Al4Nb1Mo alloys *via* boron addition [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2022, 102: 16-23.
- [46] 闫梦婕. 粉末冶金 TiAl 金属间化合物的制备与组织性能研究[D]. 北京: 北京科技大学, 2023.
- YAN M J. Preparation, microstructure and properties of powder metallurgy TiAl intermetallic compounds[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2023.
- [47] THOMAS M, RAVIART J L, POPOFF F. Cast and PM processing development in gamma aluminides [J]. Intermetallics, 2005, 13(9): 944-951.
- [48] 刘咏, 黄伯云, 周科朝, 等. 粉末冶金 γ -TiAl 基合金研究的最新进展[J]. 航空材料学报, 2001, 21(4): 50-55.
- LIU Y, HUANG B Y, ZHOU K C, et al. Recent progress in PM γ -TiAl base alloy [J]. Journal of Aeronautical Materials, 2001, 21(4): 50-55.
- [49] WANG Y C, XUE X Y, KOU H C, et al. The interfacial β_0 phase strengthening the creep properties of powder hot isostatic pressing γ -TiAl alloy[J]. Materials Research Letters, 2022, 10(5): 327-333.
- [50] ZHANG C, PAN Y, HUI T L, et al. The sintering densification, microstructure and mechanical properties of Ti-48Al-2Cr-2Nb by a small addition of Sn-Al powder[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2021, 15: 6947-6955.
- [51] LUO Y F, WANG Y, WANG L, et al. Effect of Al_2O_3 fiber on twin intersections-induced dynamic recrystallization in fine-grained TiAl matrix composite[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2024, 172: 1-14.
- [52] YE P H, LI X W, WU H, et al. A bicomponent TiAl alloy with superior compressive strength-ductility synergy prepared by powder metallurgy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 884: 145511.
- [53] 张来启, 葛庚午, 林均品. TiAl 合金热加工研究进展[J]. 精密成形工程, 2022, 14(11): 1-9.
- ZHANG L Q, GE G W, LIN J P. Research progress in hot working of TiAl alloys[J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2022, 14(11): 1-9.
- [54] JIANG H T, TIAN S W, GUO W Q, et al. Hot deformation behavior and deformation mechanism of two TiAl-Mo alloys during hot compression[J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 719: 104-111.
- [55] LIN X J, HUANG H J, YUAN X G, et al. Study on hot deformation behavior and processing map of a Ti-47.5Al-2.5V-1.0Cr-0.2Zr alloy with a fully lamellar microstructure[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 901: 163648.
- [56] 曹洁成, 柳勇志, 胡志力. 挤压态 TiAl 合金热变形行为及热加工图研究[J]. 塑性工程学报, 2024, 31(8): 140-146.
- CAO J C, LIU Y Z, HU Z L. Study on hot deformation behavior and hot processing map of as-extruded TiAl alloy[J]. Journal of Plastic Engineering, 2024, 31(8): 140-146.
- [57] 华林, 胡志力, 张清杰. TiAl 涡轮叶片应力-温度双增塑近净成形方法: ZL202111612224.4 [P]. 2022-09-09.
- HUA L, HU Z L, ZHANG Q J. Stress-temperature dual plasticization near net shaping method of TiAl turbine blade: ZL202111612224.4 [P]. 2022-09-09.
- [58] 刘冬. γ -TiAl 热挤压成型工艺、组织控制及性能研究[D]. 沈阳: 中国科学院金属研究所, 2007.
- LIU D. Hot extrusion process, microstructure control and mechanical properties of γ -TiAl alloys[D]. Shenyang: Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, 2007.
- [59] 刘仁慈. Ti-47Al-2Cr-2Nb-0.15B 合金挤压变形组织演变及力学性能研究[D]. 沈阳: 中国科学院大学, 2013.
- LIU R C. Microstructure evolution and mechanical properties of Ti-47Al-2Cr-2Nb-0.15B alloy processed by hot extrusion[D]. Shenyang: University of Chinese Academy of Sciences, 2013.
- [60] KOTHARI K, RADHAKRISHNAN R, WERELEY N M. Advances in gamma titanium aluminides and their manufacturing techniques[J]. Progress in Aerospace Sciences, 2012, 55: 1-16.
- [61] XU W C, JIN X Z, HUANG K, et al. Improvement of microstructure, mechanical properties and hot workability of a TiAl-Nb-Mo alloy through hot extrusion[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 705: 200-209.
- [62] NIU H Z, TONG R L, CHEN X J, et al. Rapid decomposition of lamellar microstructure and enhanced hot workability of an as-cast triphase Ti-45Al-6Nb-1Mo alloy *via* one-step alpha-extrusion & annealing[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 801: 140438.
- [63] QIANG F M, KOU H C, LI Y Q, et al. 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.
- [64] YANG G, XU X J, SUN T L, et al. A refined fully lamellar TiAl alloy extruded at α -phase region: microstructure and mechanical properties [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, 888: 145804.
- [65] BAMBACH M, EMDADI A, SIZOVA I, et al. Isothermal forging of titanium aluminides without beta-phase-using non-equilibrium phases produced by spark plasma sintering for improved hot working behavior [J]. *Intermetallics*, 2018, 101: 44-55.
- [66] BAMBACH M, SIZOVA I, SVIRIDOV A, et al. Batch processing in preassembled die sets—a new process design for isothermal forging of titanium aluminides [J]. *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, 2018, 2(1): 1-14.
- [67] STENDAL J A, EISENTRAUT M, IMRAN M, et al. Accelerated hot deformation and heat treatment of the TiAl alloy TNM-B1 for enhanced hot workability and controlled damage [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2021, 291: 116999.
- [68] ZHU K, QU S J, FENG A H, et al. Microstructural evolution and refinement mechanism of a beta-gamma TiAl-based alloy during multidirectional isothermal forging [J]. *Materials*, 2019, 12(15): 2496.
- [69] WANG X P, XU W C, XU P, et al. High Nb-TiAl intermetallic blades fabricated by isothermal die forging process at low temperature [J]. *Metals*, 2020, 10(6): 757.
- [70] SHI C C, ZHANG K F, LU Z, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of Ti46.5Al2Cr1.8Nb-(W, B) alloys fabricated by spark plasma sintering and pulse current assisted isothermal forging [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 747: 98-110.
- [71] WANG L, LIU Y, ZHANG W, et al. Optimization of pack parameters for hot deformation of TiAl alloys [J]. *Intermetallics*, 2011, 19(1): 68-74.
- [72] APPEL F, BROSSMANN U, CHRISTOPH U, et al. Recent progress in the development of gamma titanium aluminide alloys [J]. *Advanced Engineering Materials*, 2000, 2(11): 699-720.
- [73] GAO S B, XU X J, SHEN Z Z, et al. Microstructure and properties of forged plasma arc melted pilot ingot of Ti-45Al-8.5Nb-(W, B, Y) alloy [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 677: 89-96.
- [74] XIAO S L, CHEN Y Y, LI M G, et al. The improved properties and microstructure of β -solidify TiAl alloys by boron addition and multi steps forging process [J]. *Scientific Reports*, 2019, 9: 12393.
- [75] GE G W, WANG Z M, LIANG S Y, et al. Achievement of forging without canning for β -solidifying γ -TiAl alloy containing high content of niobium [J]. *Materials and Manufacturing Processes*, 2021, 36(14): 1667-1676.
- [76] CHEN X F, TANG B, CHEN W, et al. Effect of inter-pass annealing on the deformation microstructure of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, 934: 167751.
- [77] 胡志力, 华林, 张嘉恒. 一种改善铸造 TiAl 合金组织性能的方法: CN202310446326.6 [P]. 2023-08-15.
- HU Z L, HUA L, ZHANG J H. A method for improving the microstructure properties of cast TiAl alloy: CN202310446326.6 [P]. 2023-08-15.
- [78] ZHANG Y, WANG X P, KONG F T, et al. Microstructure, texture and mechanical properties of Ti-43Al-9V-0.2Y alloy hot-rolled at various temperatures [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 777: 795-805.
- [79] SUN W, FAN H Y, YOU F H, et al. Prediction of interfacial phase formation and mechanical properties of Ti6Al4V-Ti43Al9V laminate composites [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 782: 139173.
- [80] WEI B B, TANG B, CHU Y D, et al. The microstructure evolution and tensile properties of Ti-43Al-4Nb-1Mo-0.2B alloy during hot rolling [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 861: 144347.
- [81] WEI B B, TANG B, HUANG X Y, et al. 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.
- [82] ZHANG X Y, LI C W, ZHENG M Y, et al. Anisotropic tensile behavior of Ti-47Al-2Cr-2Nb alloy fabricated by direct laser deposition [J]. *Additive Manufacturing*, 2020, 32: 101087.
- [83] SIZOVA I, SVIRIDOV A, BAMBACH M, et al. A study on hot-working as alternative post-processing method for titanium aluminides built by laser powder bed fusion and electron beam melting [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2021, 291: 117024.
- [84] TAO H, LI H Z, WANG L, et al. Improvement on high-temperature tensile strength and ductility of selective electron beam melting TiAl alloys *via* small-strain forging [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, 873: 145009.
- [85] LIU N, NIU J Z, CHEN Y, et al. Effect of *in-situ* post-heating on the microstructure and tensile performance of TiAl alloys produced *via* selective electron beam melting [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, 885: 145585.
- [86] WANG M S, DU Y L, WEI H L, et al. From crack-prone to crack-free: eliminating cracks in additively manufactured Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy by adjusting phase composition [J]. *Materials & Design*, 2023, 231: 112025.
- 基金项目:**国家自然科学基金(52075400, 52275368);湖北省重点研发计划(2021baa200, 2022aaa001);湖北省科技创新人才与服务专项项目(2022EJD012);湖北省自然科学基金(2023AFA069);湖北省隆中实验室自主创新项目(2022ZZ-04)
- 收稿日期:**2023-11-28; **修订日期:**2024-06-19
- 通讯作者:**华林(1962—),男,教授,博士,研究方向为运载装备轻量化设计制造技术,联系地址:湖北省武汉市洪山区珞狮路武汉理工大学东院(430070),E-mail:hualin@whut.edu.cn;胡志力(1983—),男,教授,博士,研究方向为运载装备轻量化设计制造技术,联系地址:湖北省武汉市洪山区珞狮路武汉理工大学东院(430070),E-mail:zhilihu@163.com

(本文责编:王 晶)