

微量 B 元素对铸造 Ti_2AlNb 合金组织与力学性能的影响

张健^{1,2}, 张熹雯^{2,3}, 刘瑞平¹, 王红卫^{2,3}, 马雄^{2,3}, 骆晨^{2,3},
梁晓波^{2,3}, 张建伟^{2,3}, 张继^{2,3}

(1.中国矿业大学(北京) 机电与信息工程学院, 北京 100083; 2.北京钢研高纳科技股份有限公司, 北京 100081; 3.高温合金新材料北京市重点实验室, 北京 100081)

摘要: 目的 研究微量 B 元素对铸造 Ti_2AlNb 合金组织和力学性能的影响, 优选出适合铸造工艺的 Ti_2AlNb 合金成分, 为推进铸造 Ti_2AlNb 合金的应用提供理论和数据支撑。方法 以 Ti-22Al-25Nb (原子数分数, 下同)、 Ti-22Al-24Nb-0.1B 、 Ti-22Al-24Nb-0.2B 合金为研究对象, 采用光学显微镜、扫描电镜研究不同 B 含量合金铸态、热等静压态的宏、微观组织及析出相形态。采用 XRD 分析合金的物相组成, 室温拉伸性能测试评价力学性能, 通过扫描电镜观察拉伸断口, 分析微量 B 元素对力学性能产生影响的原因。结果 添加微量 B 元素可以明显细化 Ti-22Al-25Nb 合金的晶粒尺寸, 随着 B 元素原子数分数增加至 0.2%, 晶粒尺寸由 $958\text{ }\mu\text{m}$ 减小至 $548\text{ }\mu\text{m}$ 。B 元素在合金中主要以固溶态、 TiB 和 TiB_2 针片状析出相形式存在, 随着 B 含量的增加, 硼化物长度和厚度尺寸略微增加、体积分数由 0.3% 增加至 0.8%。0.1B 合金的室温屈服强度、抗拉强度和伸长率与原合金水平相当, 0.2B 合金的屈服强度提升, 但其抗拉强度和伸长率均降低。断口分析显示, 0.2B 合金塑性降低是硼化物增多、集中分布引起脆性断裂所致。结论 综合 B 元素对流动性的改善效果, 优选出适合铸造工艺的合金成分为 Ti-22Al-24Nb-0.1B 。

关键词: 铸造 Ti_2AlNb 合金; 微观组织; 力学性能; 硼化物

DOI: 10.3969/j.issn.1674-6457.2022.11.020

中图分类号: TG136.1 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-6457(2022)11-0210-09

Effect of Trace B on Microstructure and Mechanical Properties of Cast Ti_2AlNb Alloy

ZHANG Jian^{1,2}, ZHANG Xi-wen^{2,3}, LIU Rui-ping¹, WANG Hong-wei^{2,3}, MA Xiong^{2,3}, LUO Chen^{2,3},
LIANG Xiao-bo^{2,3}, ZHANG Jian-wei^{2,3}, ZHANG Ji^{2,3}

(1. School of Mechanical and Electrical and Information Engineering, China University of Mining & Technology (Beijing), Beijing 100083, China; 2. Gaona Aero Material Co., Ltd., Beijing 100081, China; 3. Beijing Key Laboratory of Advanced High Temperature Materials, Beijing 100081, China)

ABSTRACT: The work aims to study the effect of trace B element on the microstructure and mechanical properties of cast Ti_2AlNb alloy, and to optimize the composition of Ti_2AlNb alloy suitable for casting process, so as to provide theoretical and data support for promoting the application of cast Ti_2AlNb alloy. The Ti-22Al-25Nb (at.%, the same below), Ti-22Al-24Nb-0.1B and Ti-22Al-24Nb-0.2B alloys were used as the research objects, optical microscopy and scanning electron microscopy were used to study the macrostructure, microstructure and precipitate morphology of the as-cast and hot isostatic alloy with different

收稿日期: 2022-09-12

基金项目: 国家科技重大专项 (J2019-VI-0003-0116)

作者简介: 张健 (1996—), 男, 硕士生, 主要研究方向为铸造 Ti_2AlNb 合金组织与性能关系。

通讯作者: 马雄 (1985—), 男, 博士, 高级工程师, 主要研究方向为 Ti_2AlNb 合金。

B content. The phase composition of the alloy was analyzed by XRD, and the mechanical properties were evaluated by the tensile property test at room temperature. The tensile fractures were observed by scanning electron microscope, and the reasons for the influence of trace B element on the mechanical properties were analyzed. The results show that the addition of trace element B can obviously refine the grain size of Ti-22Al-25Nb alloy. With the increase of element B content to 0.2at.%, the grain size decreases from 958 μm to 548 μm. Element B mainly exists in the form of solid solution, needle precipitated phase of TiB and TiB₂ in the alloy. With the increase of B content, the length and thickness of boride increase slightly, and the volume fraction increases from 0.3% to 0.8%. The yield strength, tensile strength and elongation of 0.1B alloy at room temperature are similar to those of the original alloy. The yield strength of 0.2B alloy increases, but the tensile strength and elongation decrease. Fracture analysis shows that the decrease of the plasticity of 0.2B alloy is due to the brittle fracture caused by the increase of boride and its concentrated distribution. The alloy composition suitable for casting process is Ti-22Al-24Nb-0.1B based on the improving effect of element B on fluidity.

KEY WORDS: cast Ti₂AlNb alloy; microstructure; mechanical properties; borides

Ti₂AlNb 合金具有密度低、比强度高和抗氧化性好等优点,被视为目前最具潜力的轻质高温结构材料之一,有望替代高温合金应用于先进航空发动机静子叶环、机匣等部件,实现结构减重目的^[1-6]。传统锻造成形工艺生产 Ti₂AlNb 合金制品综合性能优异,但存在生产周期长、机械加工工艺复杂和材料利用率低等问题^[7-9]。采用精密铸造成形工艺制备 Ti₂AlNb 合金大尺寸复杂结构铸件能够实现零件近净成型,提高了材料利用率,大大减少了加工余量,进而缩短了生产周期。但由于以往设计的 Ti₂AlNb 合金用于锻造工艺,主要考虑的是热加工成型性好,直接沿用到铸造工艺后,合金流动性较差,并且增加了精密铸造大尺寸铸件成型的难度。通过提高浇注温度和型壳预热温度以改善合金充型能力会使晶粒尺寸粗大,进而导致其强度较低、塑性较差,限制了其工程化应用进程。

铸造 Ti₂AlNb 合金成分改性方面的研究表明,添加适量的 Y、Er 等元素可以明显细化铸造合金晶粒尺寸,如在 Ti-23Al-25Nb 合金(原子数分数,下同)中添加 0.36% Y,小尺寸铸锭的平均晶粒尺寸由 400 μm 细化到 70 μm,在 Ti-22Al-25Nb 合金中添加 0.8at.% Er,小尺寸铸锭的平均晶粒尺寸由 600 μm 细化到 70 μm,但会在基体中析出 Y₂O₃、Er₂O₃ 等氧化物,对合金室温塑性不利^[10-11]。微量 B 元素对铸造 TiAl 合金、锻造 Ti₂AlNb 合金具有明显的晶粒细化作用,且可同时提高合金强度和塑性,如在 Ti-46Al-4Nb-1Mo 合金中添加 1.6at.% B,其等轴晶粒得到显著细化,室温压缩强度由 2 000 MPa 增加到 2 339 MPa,室温压缩应变由 29.5%增加到 33.7%;在 Ti-22Al-20Nb-2W 合金中添加 0.2at.% B,初始 β 晶粒尺寸由 177 μm 细化到 50 μm,室温抗拉强度由约 980 MPa 增加到约 1 095 MPa,室温塑性由约 1%增加到约 4%^[12-16]。从影响合金流动性本征的因素出发,考虑合金元素对 Ti₂AlNb 合金液相点、固相点、液固两相区宽度、熔体黏度、表面张力、

热导率等的影响规律及其与流动性的关联关系,通过添加微量元素可改善铸造 Ti₂AlNb 合金的流动性,若又能保证较小的晶粒尺寸,将可能同时保证较好的力学性能水平,有利于该合金的应用推广。张熹雯等^[17]和王红卫等^[18]通过 Thermo-Calc 热力学计算和 ProCast 数值模拟研究发现,添加微量 B 或 Si 元素对改善流动性有利,尤其是不高于 0.3at.% 的 B 元素对合金流动性改善效果明显。综上可知,在铸造 Ti₂AlNb 合金中添加微量 B 元素可在改善合金熔体流动性的基础上,通过晶粒细化作用同时保证合金具有较好的强度和塑性。

文中基于综合力学性能优异的 Ti-22Al-25Nb 合金,研究添加不同含量的 B 元素对合金铸态宏、微观组织及力学性能的影响规律,并结合断口观察分析 B 含量对力学性能产生影响的原因,进而优选出适合铸造工艺的 Ti₂AlNb 合金成分,为推进铸造 Ti₂AlNb 合金的应用提供理论和数据支撑。

1 试验材料与方法

在 Ti-22Al-25Nb 合金的基础上,降低 1% Nb 并分别添加 0.1% B、0.2% B,合金元素分别以纯铝块(99.9%)、海绵钛(99.9%)、Al-Nb 中间合金、Al-B 中间合金的形式加入,每个铸锭重量为 20 kg 左右,采用悬浮炉重复熔炼 3 次并浇注至 Ø200 mm 的模具中,获得合金铸锭。对铸锭的化学成分进行测试,结果如表 1 所示,实测成分添加 B 元素的含量基本与名义成分一致。

表 1 合金成分测试结果	
Tab.1 Test results of alloy composition	
名义成分	实测成分
Ti-22Al-25Nb	Ti-21.98Al-25.39Nb
Ti-22Al-24Nb-0.1B	Ti-21.21Al-25.41Nb-0.10B
Ti-22Al-24Nb-0.2B	Ti-22.50Al-25.42Nb-0.19B

铸锭的宏、微观组织和力学性能取样示意图见图1。采用低倍显微镜和光学显微镜对比观察并统计不同B含量铸锭的晶粒尺寸变化,采用扫描电镜观察和分析铸态、热等静压态的微观组织组成和形貌。金相试样采用机械抛光后腐蚀的方法制备,腐蚀剂配比(体积比)为 $\varphi(\text{HF})$ $\varphi(\text{HNO}_3)$ $\varphi(\text{H}_2\text{O})=1$ 3 14。采用 ThermoCalc 2021b 软件计算凝固平衡相含量与温度的关系和合金热物性参数与温度的关系。采用 D8 ADVANCE Co 靶 X 射线衍射仪进行合金主要组成相的物相鉴定。在合金铸锭边缘沿轴向切取力学性能试样,经 $980^\circ\text{C}/135\text{ MPa}/2\text{ h}$ 热等静压处理闭合缺陷后进行室温拉伸性能测试,测试结果取3根拉伸试样相关测试项目的平均值,拉伸试样标距尺寸为 $\varnothing 5\text{ mm}\times 25\text{ mm}$ 。最后采用扫描电镜对拉伸断口进行观察和分析。

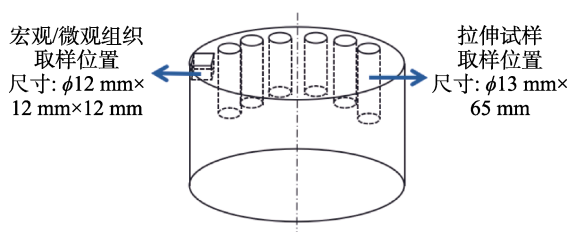


图1 取样示意图

Fig.1 Schematic diagram of sampling

2 结果与分析

2.1 B含量对初始晶粒尺寸的影响

不同B含量合金铸锭宏观和微观组织形貌如图2

所示,可以看出,不同B含量合金的宏观组织均由等轴晶粒组成,其中,不含B元素的Ti-22Al-25Nb合金(简称原合金)由粗大的等轴晶粒组成,晶粒尺寸分散,经统计,晶粒尺寸分布(见图3)在 $205\sim 2028\text{ }\mu\text{m}$ 范围内,平均晶粒尺寸为 $958\text{ }\mu\text{m}$ 。添加B元素后,合金晶粒尺寸减小,B含量越高,晶粒细化效果越明显。添加0.1%B的Ti-22Al-24Nb-0.1B合金(简称0.1B合金)平均晶粒尺寸减小了约 $70\text{ }\mu\text{m}$,统计结果显示, $1500\text{ }\mu\text{m}$ 以上的大尺寸晶粒数量明显减少;添加0.2%B的Ti-22Al-24Nb-0.2B合金(简称0.2B合金)平均晶粒尺寸减小更为明显,其晶粒尺寸分布主要集中在 $1000\text{ }\mu\text{m}$ 以下,尺寸分布也更为集中,平均晶粒尺寸减小至 $548\text{ }\mu\text{m}$ 。由此可见,添加微量B元素可起到细化晶粒的作用,这与B元素在钛合金与TiAl合金中的作用效果类似^[19-24]。

2.2 微观组织组成及形貌分析

对不同B含量合金的铸态微观组织形貌进行观察与对比,如图4所示。3种合金的晶界形貌均较为平直,晶界附近由冷却过程中优先析出的较粗大的 α_2/O 相板条组成(图4a、c、e),晶内由细小的O相板条组成,板条长度尺寸大多分布在 $1\sim 3\text{ }\mu\text{m}$ 之间(图4b、d、f)。添加B元素的0.1B合金和0.2B合金在晶界和晶内均匀分布着少量针片状硼化物析出相,随着B元素含量的增加,硼化物的尺寸和体积分数有所增加。当B含量由0.1%增加至0.2%时,硼化物平均长度由 $35\text{ }\mu\text{m}$ 增加至 $48\text{ }\mu\text{m}$,宽度由 $1.6\text{ }\mu\text{m}$ 增加至

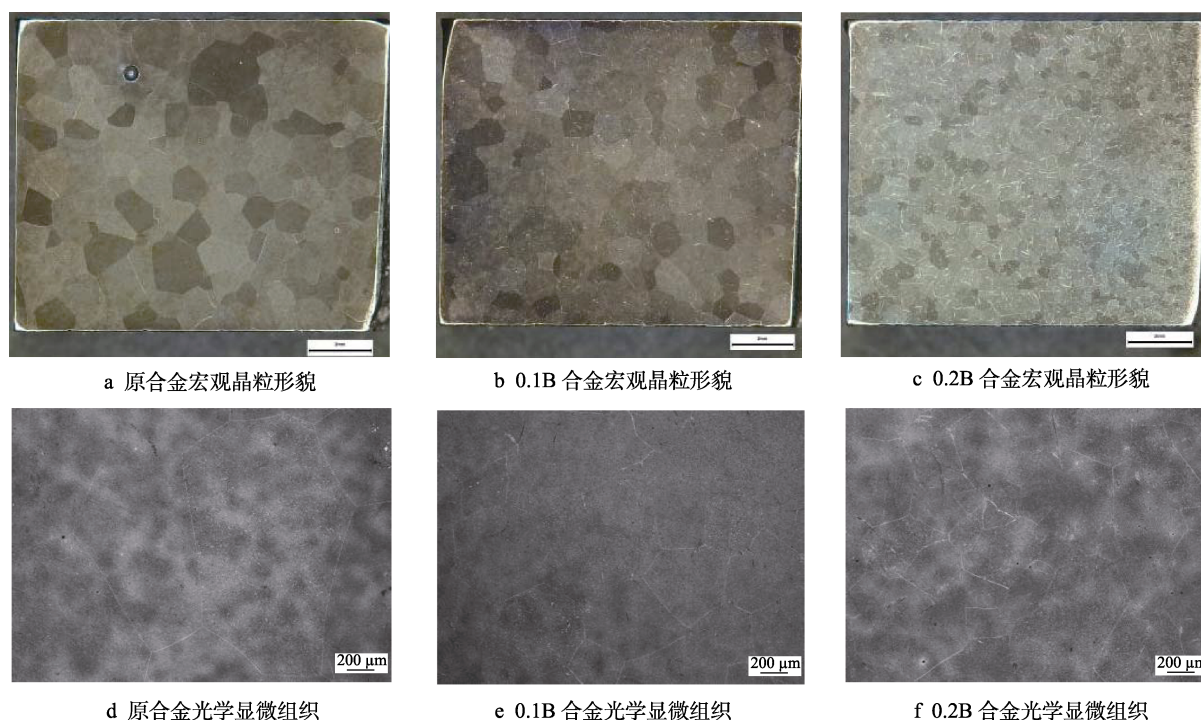


图2 不同B含量合金初始晶粒形貌照片

Fig.2 Initial grain morphology of alloys with different B content

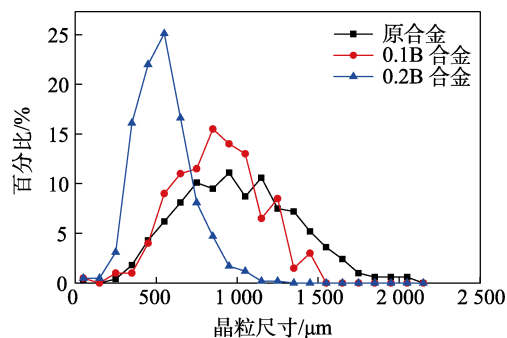


图 3 不同 B 含量合金晶粒尺寸分布对比
Fig.3 Comparison of grain size distribution of alloys with different B content

1.9 μm , 体积分数由 0.3% 增加至 0.8%。

由于铸锭中存在少量气孔缺陷, 需通过热等静压进行缺陷闭合, 不同 B 含量合金热等静压态微观组织形貌如图 5 所示。经 980 $^{\circ}\text{C}$ /135 MPa/2 h 热等静压后, 3 个合金晶粒尺寸没有发生明显变化, 晶界形貌仍较为平直, 晶界上的板条呈链状分布, 与铸态组织相比, 其晶界板条尺寸发生粗化; 晶内板条也发生明显粗化, 长度尺寸由 3 μm 以下增加至 5 μm 左右, B2 相基体的连续性比铸态组织更好。0.1B 合金、0.2B 合金中硼化物析出相的分布和尺寸没有发生明显变化。

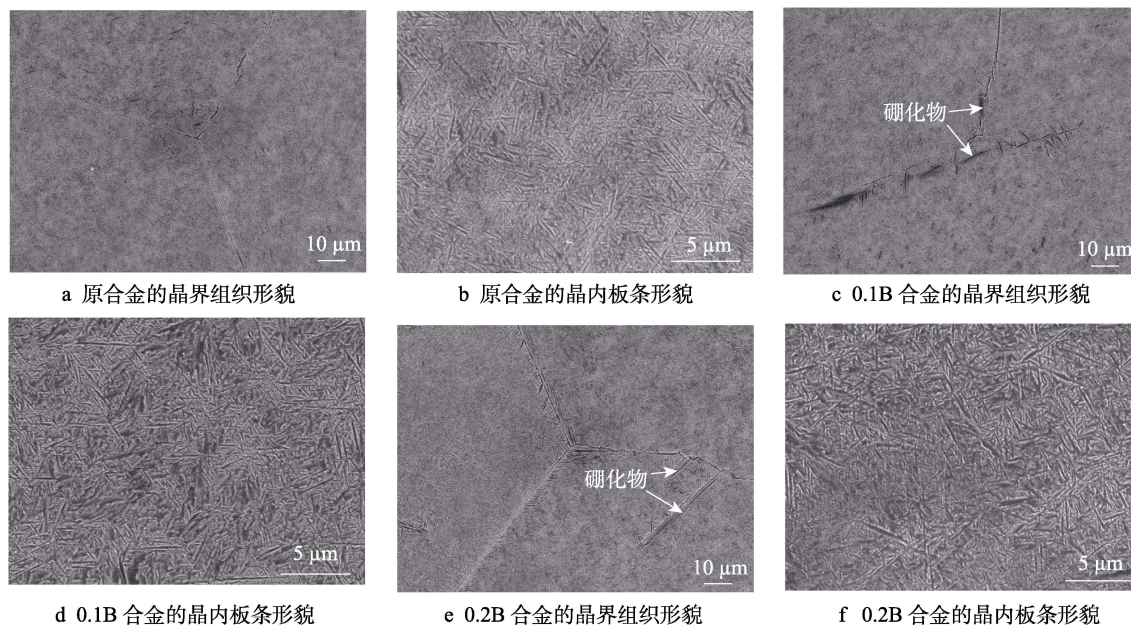


图 4 不同 B 含量合金铸态微观组织形貌

Fig.4 As-cast microstructure morphology of alloys with different B content

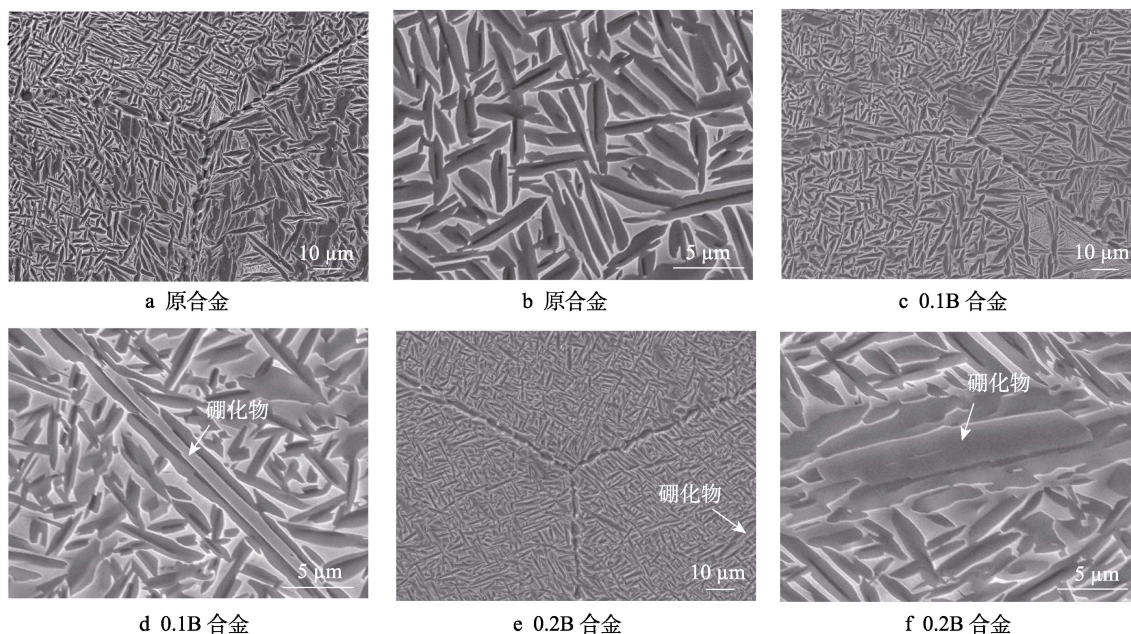


图 5 不同 B 含量合金热等静压态微观组织形貌

Fig.5 Microstructure morphology of alloys with different B content in hot isostatic pressing state

2.3 硼化物析出相分析

对两种含 B 铸态合金进行物相鉴定, XRD 图谱如图 6 所示。由图可知, 两种铸态合金的主要组成相均为 B2、O、TiB 和 TiB_2 相。采用 Thermo-Calc 软件对两种含 B 合金的成分进行凝固过程的平衡相变计算, 如图 7 所示。根据计算获得的 Ti-22Al-24Nb-0.1B 合金凝固过程平衡相图可知, 从液相至室温的凝固和固态相变过程为: $\text{L} \rightarrow \text{L} + \text{B2} \rightarrow \text{B2} \rightarrow \text{B2} + \text{TiB} (1\ 371\ ^\circ\text{C}) \rightarrow \text{B2} + \text{TiB} + \alpha_2 + \text{O1} \rightarrow \text{B2} + \text{TiB} + \text{O1} \rightarrow \text{B2} + \text{TiB} + \text{O} \rightarrow \text{B2} + \text{TiB} + \alpha_2 + \text{O} \rightarrow \text{O} + \alpha_2 + \text{MB} (593\ ^\circ\text{C}) \rightarrow \text{O} + \alpha_2 + \text{M}_3\text{B}_2 (480\ ^\circ\text{C}) + \text{B2}$ 。其中, $1\ 371\ ^\circ\text{C}$ 时在 B2 相中析出 TiB 相, 随着温度的降低, TiB 相含量逐渐增加至 0.2%; $593\ ^\circ\text{C}$ 时转变为 MB 相, 含量没有发生明显变化; $480\ ^\circ\text{C}$ 时转变为 M_3B_2 相, 含量增加至 0.25%, 室温条件下稳定的硼化物为 M_3B_2 相。B 含量增加至 0.2% 时, 合金的凝固路径没有发生明显变化, 析出的硼化物结构也与 0.1B 合金一致, 但 TiB 相开始析出的温度升高, 各种结构的硼化物含量增加 1 倍, 如图 7b、c 所示。在 XRD 衍射结果中, 硼化物析出相类型与 Thermo-Calc 软件相图计算中室温下硼化物结果不符, 而是以高温下存在的 TiB 为主, 这可能是由于铸锭实际的凝固冷却速度高于平衡冷却速度, 进而将高温条件下的硼化物保留到室温, 而固态相变过程中未发生结构转变; 另外, 在两种含 B 合金中均检测到相图计算中并未发现的 TiB_2 相; 采用金相法测试出的硼化物含量略高于相图计算结果, 这可能是 B 元素的微观偏析所致。

相图计算结果显示, 硼化物在固态相变过程中析出, 而不是在固液两相区析出, 表明 B 元素不是通过异质形核作用来细化晶粒的。通过组织观察也可发现, 在晶界上存在硼化物析出相, 这些析出相通过钉扎晶界使其在 B2 单相区的晶粒长大速度降低。更为重要的是, 添加 B 元素降低了 Ti_2AlNb 合金熔体液相区的表面张力, 从本质上降低了临界形核功, 进而提高了晶粒形核概率和形核速率, 如图 8 所示。

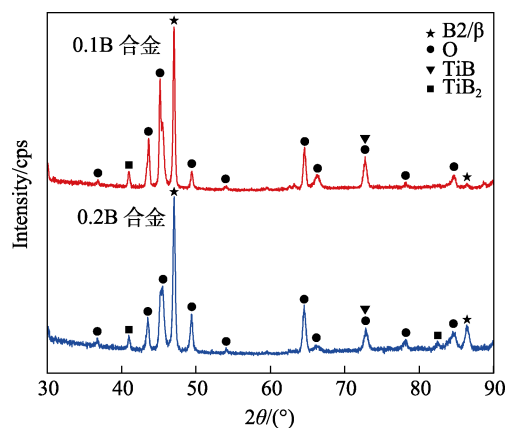
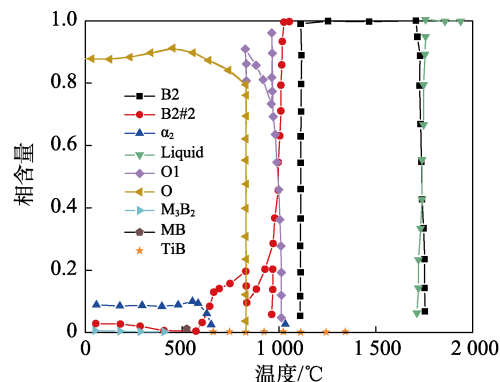
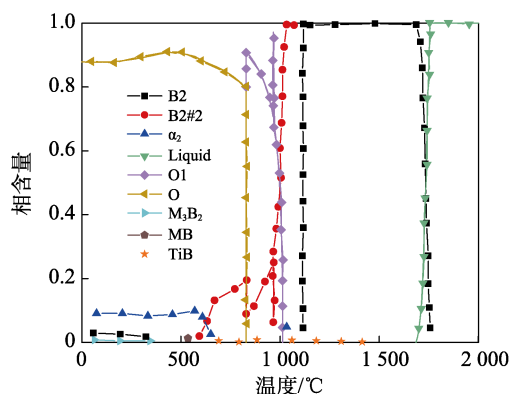


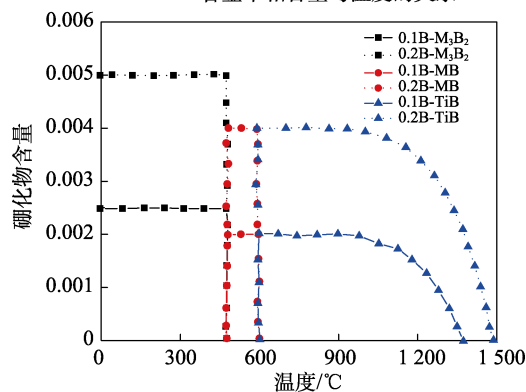
图 6 0.1B 合金和 0.2B 合金的 XRD 图谱
Fig.6 XRD patterns of 0.1B alloy and 0.2B alloy



a 0.1B 合金中相含量与温度的关系



b 0.2B 合金中相含量与温度的关系



c 硼化物含量与温度的关系

图 7 Thermo-Calc 计算凝固平衡相含量与温度的关系
Fig.7 Relationship between solidification equilibrium phase content and temperature calculated by Thermo-Calc

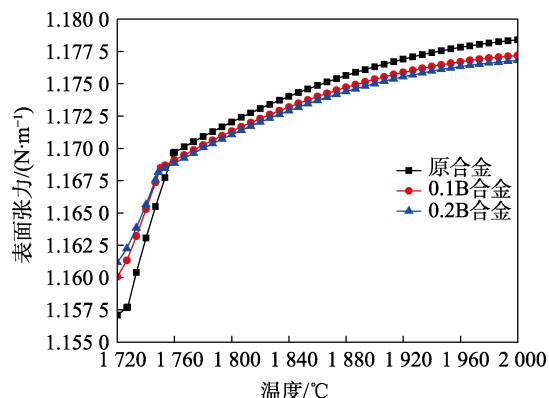


图 8 Thermo-Calc 计算表面张力与温度的关系
Fig.8 Relationship between surface tension and temperature calculated by Thermo-Calc

2.4 室温拉伸性能

对不同 B 含量的 Ti_2AlNb 合金进行室温拉伸性能测试, 评价微量 B 元素对拉伸强度和塑性的影响, 测试数据如图 9 所示。原合金 Ti-22Al-25Nb 室温抗拉强度和屈服强度平均值分别为 810.5、664.5 MPa, 室温断后伸长率平均值为 4.75%; 0.1B 合金的室温抗拉强度、屈服强度和室温断后伸长率均值与原合金相当; 0.2B 合金的室温抗拉强度平均值降低至 773 MPa, 降低幅度约 4.6%, 但屈服强度提升至 715 MPa, 提升幅度约 7.6%, 室温断后伸长率降低幅度较大, 由 4.75% 降低至 1.25%。

对不同 B 含量合金室温拉伸断口的宏观形貌和裂纹起源区进行观察和分析。原合金断口为准解理断裂特征 (见图 10), 断口由裂纹起源区、扩展区和最后断裂区组成。裂纹起源为试样内部的一处晶界交汇位置, 裂纹呈放射状向试样边缘扩展, 裂纹经过晶界位置会发生偏转, 微观形貌上表现为河流状

花样, 可观察到撕裂棱特征; 裂纹扩展区由几个较大的解理面构成, 分别是不同取向的晶粒发生裂纹扩展所致; 最后断裂区为小面积剪切唇, 微观上为剪切韧窝特征。

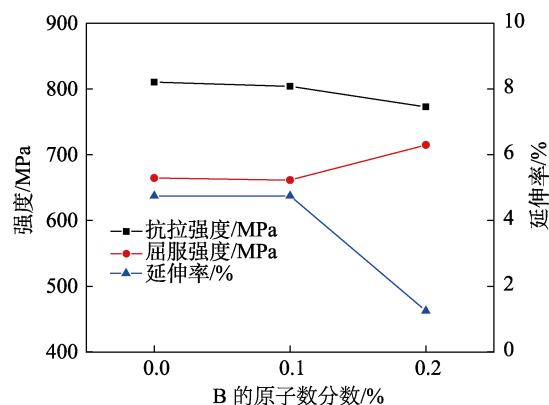


图 9 铸造 Ti_2AlNb 合金室温拉伸性能与 B 含量的关系
Fig.9 Relationship between tensile properties and B content of cast Ti_2AlNb alloy at room temperature

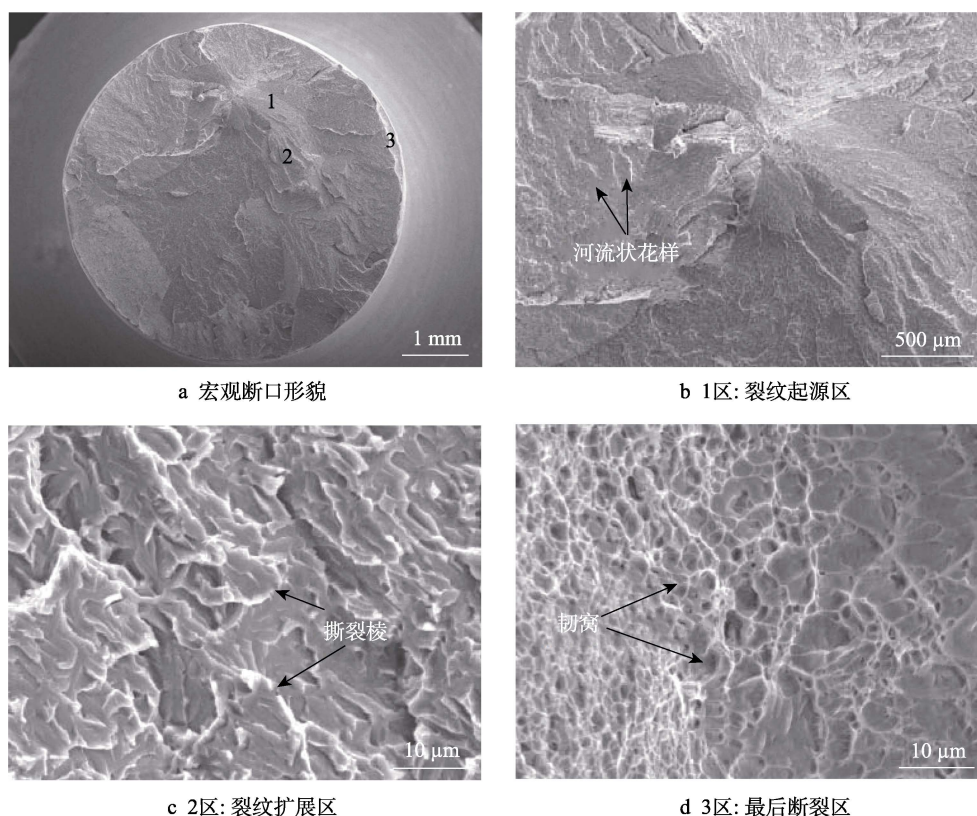


图 10 原合金热等静压态室温拉伸断口形貌

Fig.10 Tensile fracture morphology of the original alloy under hot isostatic pressing at room temperature

0.1B 合金的断口也为准解理断裂特征 (见图 11), 裂纹起源为一簇分布在晶界上的较大尺寸硼化物, 硼化物的断裂面较平整, 裂纹呈放射状向试样边缘扩展, 微观形貌上也表现为河流状花样和撕裂棱特征, 断面上的解理面尺寸略小于原合金, 局部具有与主裂纹扩展方向垂直的二次裂纹, 表明该合金裂纹扩展阻

力增大。0.2B 合金的断口也为准解理断裂特征 (见图 12), 但与原合金和 0.1B 合金相比, 其断口起伏较大, 断面上的解理面尺寸明显减小, 裂纹起源为近表面的一处晶界交汇位置的硼化物; 裂纹扩展区和最后断裂区的微观特征与 0.1B 合金相似, 二次裂纹更多, 但最后断裂区的剪切唇面积较小。

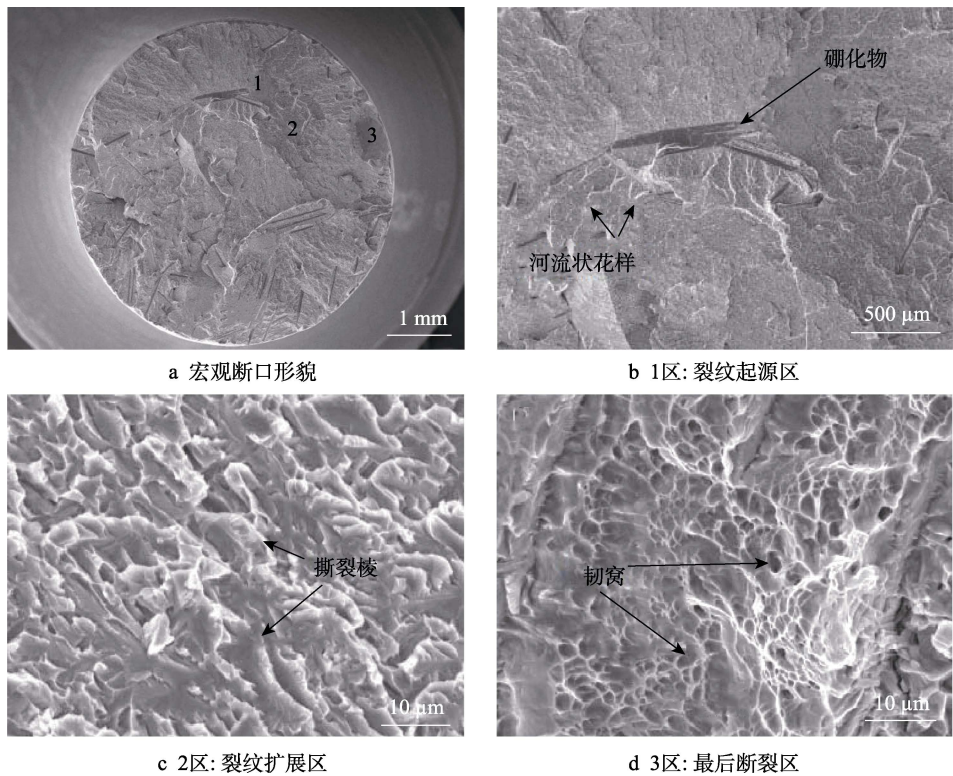


图 11 0.1B 合金热等静压态室温拉伸断口形貌

Fig.11 Tensile fracture morphology of 0.1B alloy under hot isostatic pressing at room temperature

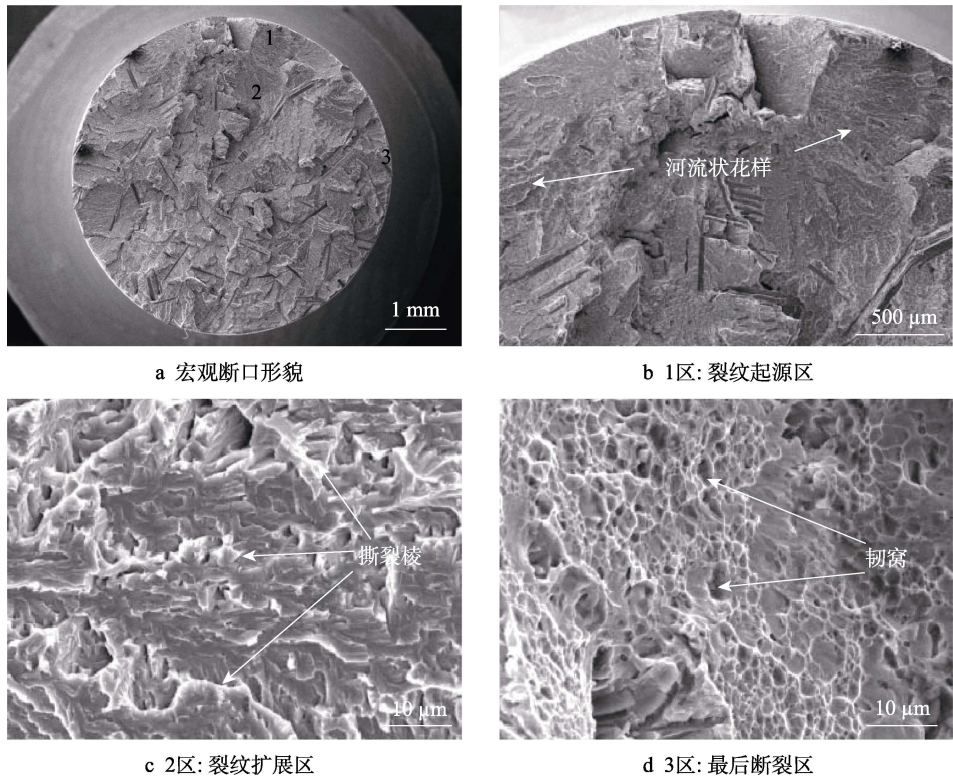


图 12 0.2B 合金热等静压态室温拉伸断口形貌

Fig.12 Tensile fracture morphology of 0.2B alloy under hot isostatic pressing at room temperature

0.1B 合金的室温拉伸强度和塑性与原合金水平相当，但事实上 0.1B 合金的 Nb 含量降低了 1%，可能导致屈服强度降低，而添加 0.1% B 通过细化晶粒

和硼化物强化作用提高了合金的屈服强度。结合室温拉伸性能和断口特征可知，硼化物属硬脆相，其弹性模量比 B2 基体高，拉伸加载时与基体应变不协调，

且在两者的界面形成应力集中^[25],最终导致晶界位置的大尺寸硼化物上萌生裂纹,因而没有更大程度地提高合金的抗拉强度。与其相比,0.2B合金的晶粒细化程度更大,硼化物含量更多,对位错开动的阻力增大^[26],从而对合金的屈服强度提升效果更明显,但由于脆性硼化物尺寸较大且存在集中分布现象,协调塑性变形能力较差,在硼化物及其与基体的界面上优先产生微裂纹,导致0.2B合金提前发生断裂,进而导致室温抗拉强度较低、塑性较差。这也表明,硼化物尺寸和分布对合金变形行为和断裂行为至关重要,未来需通过调整B元素添加形式、细化硼化物尺寸并使其更均匀地弥散分布来实现高强度、高塑性匹配。

3 结论

1) 在Ti-22Al-25Nb合金基础上添加微量B元素可以明显细化合金的晶粒尺寸,随着B元素含量增加至0.2%,晶粒尺寸由958 μm减小至548 μm,其作用机制为B元素降低合金熔体表面张力,促进晶粒形核和固态相变过程中硼化物钉扎晶界,限制B₂晶粒长大。

2) B元素在合金中主要以固溶态和针片状析出相形式存在,硼化物均匀分布在晶内和晶界,主要类型为TiB和TiB₂相,随着B含量的增加,硼化物长度和厚度尺寸略微增加,体积分数由0.3%增加至0.8%。

3) Ti-22Al-24Nb-0.1B合金与原合金保持了相当的室温抗拉强度和伸长率,Ti-22Al-24Nb-0.2B合金的屈服强度提高,但抗拉强度和伸长率均降低,断口分析显示,塑性降低是由于硼化物增多且聚集分布,引发脆性断裂。综合B元素对流动性的改善效果,优选出适合铸造工艺的合金成分为Ti-22Al-24Nb-0.1B。

参考文献:

- [1] 张建伟,李世琼,梁晓波,等. Ti₃Al和Ti₂AlNb基合金的研究与应用[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(S1): 336-341.
ZHANG Jian-wei, LI Shi-qiong, LIANG Xiao-bo, et al. Research and Application of Ti₃Al and Ti₂AlNb Based Alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(S1): 336-341.
- [2] ZHANG Hong-yu, YAN Na, LIANG Hong-yan, et al. Phase transformation and microstructure control of Ti₂AlNb-based alloys: A review[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2021(21): 203-216.
- [3] YANG Long-chuan, SU Yan, DU Yu-lei, et al. Structural Features and Mechanical Properties of As-cast Ti-22Al-25Nb Alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2020, 49(11): 3902-3908.
- [4] 刘石双,曹京霞,周毅,等. Ti₂AlNb合金研究与展望

- [J]. 中国有色金属学报, 2021, 31(11): 3106-3126.
- [5] FU Yan-qi, CUI Zhen-shan. Effects of Plastic Deformation and Aging Treatment on Phase Precipitation in Ti₂AlNb Alloy[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2021, 31: 2633-2643.
- [6] REN Hai-shui, REN Xin-yu, LONG Wei-min, et al. Formation Mechanism of Interfacial Microstructures and Mechanical Properties of Ti₂AlNb/Ni-Based Superalloy Joints Brazed with NiCrFeSiB Filler Metal[J]. Progress in Natural Science: Materials International, 2021, 31(2): 310-318.
- [7] 骆晨,张寅,王新英,等. 热处理对铸造Ti₂AlNb合金组织和力学性能的影响[J]. 航天制造技术, 2020(2): 18-20.
LUO Chen, ZHANG Yin, WANG Xin-ying, et al. Effect of Heat Treatment on Microstructure and Properties of Cast Ti-22Al-25Nb Alloy[J]. Aerospace Manufacturing Technology, 2020(2): 18-20.
- [8] YI Dan, LI De-wei, CHENG Qiang, et al. Design of Intelligent Conveying System for Die Forging Production Line[C]//2020 3rd World Conference on Mechanical Engineering and Intelligent Manufacturing (WCMEIM). Shanghai, China: IEEE, 2020: 226-229.
- [9] POLOZOV I, SUFIAROV V, KANTYUKOV A, et al. Microstructure, Densification, and Mechanical Properties of Titanium Intermetallic Alloy Manufactured by Laser Powder Bed Fusion Additive Manufacturing with High-Temperature Preheating Using Gas Atomized and Mechanically Alloyed Plasma Spheroidized Powders[J]. Additive Manufacturing, 2020, 34: 101374.
- [10] 司玉锋. 钇对Ti₂AlNb基合金显微组织及性能影响的研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2006.
SI Yu-feng. Effect of Yttrium on Microstructure and Properties of Ti₂AlNb-Based Alloy[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2006.
- [11] DAI Jing-ru, LU Hui-min, CAI Zhi-jin, et al. Grain Refining of Er Added to Ti-22Al-25Nb Alloy and Morphology of Erbium Precipitates[J]. Rare Metals, 2013, 32(1): 5-11.
- [12] KE Yu-bin, DUAN Hui-ping, SUN Yan-ran. Effect of Yttrium and Erbium on the Microstructure and Mechanical Properties of Ti-Al-Nb Alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2010, 528(1): 220-225.
- [13] TAN Ying-mei, CHEN Rui-run, FANG Hong-ze, et al. Enhanced Strength and Ductility in Ti₄₆Al₄Nb₁Mo Alloys via Boron Addition[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2022, 102: 16-23.
- [14] LI Zhi-ping, ZHANG Dong-hui, LUO Liang-shun, et al. Microstructures and Mechanical Properties of Ti-44Al-5Nb-3Cr-1.5Zr-xMo-yB Alloys[J]. Journal of Materials Research, 2020, 35(20): 2756-2764.
- [15] 韩建超. TiB₂及Ni对Ti-48Al-2Cr-2Nb合金凝固组织与性能的影响[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2016.
HAN Jian-chao. Influence of TiB₂ and Ni on Solidification Microstructure and Properties of Ti-48Al-2Cr-2Nb

- Alloy[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2016.
- [16] TANG Feng, NAKAZAWA S, HAGIWARA M. Effect of Boron Microalloying on Microstructure, Tensile Properties and Creep Behavior of Ti-22Al-20Nb-2W Alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2001, 315(1-2): 147-152.
- [17] 张熹雯, 王红卫, 马雄, 等. 铸造用 Ti_2AlNb 基合金及其制备方法和铸件: CN113981297B[P]. 2022-03-22. ZHANG Xi-wen, WANG Hong-wei, MA Xiong, et al. Ti_2AlNb Base Alloys for Casting, Preparation Methods and Castings: CN113981297B[P]. 2022-03-22.
- [18] 王红卫, 梁晓波, 张建伟, 等. 高断裂韧性的 Ti_2AlNb 基合金及其制备方法和应用: CN112281043A[P]. 2021-01-29. WANG Hong-wei, LIANG Xiao-bo, ZHANG Jian-wei, et al. High-Fracture-Toughness Ti_2AlNb -Based Alloy and Preparation Method and Application: CN112281043A[P]. 2021-01-29.
- [19] GAISIN R A, IMAYEV V M, IMAYEV R M, et al. Microstructure and Hot Deformation Behavior of Two-Phase Boron-Modified Titanium Alloy VT8[J]. The Physics of Metals and Metallography, 2013, 114(4): 339-347.
- [20] GAISIN R A, IMAYEV V M, IMAYEV R M. Recrystallization Behavior of Boron-Modified Commercial-Purity Titanium during Hot Deformation[J]. The Physics of Metals and Metallography, 2015, 116(3): 309-319.
- [21] HUANG Dan-ni, TAN Qi-yang, ZHOU Ying-hao, et al. The Significant Impact of Grain Refiner on γ -TiAl Intermetallic Fabricated by Laser-Based Additive Manufacturing[J]. Additive Manufacturing, 2021, 46: 102172.
- [22] 叶喜葱, 肖克强, 曹如心, 等. 硼元素对 TiAl 基合金凝固组织的影响[J]. 三峡大学学报(自然科学版), 2018, 40(6): 92-96. YE Xi-cong, XIAO Ke-qiang, CAO Ru-xin, et al. Effect of Boron on Solidification Structure of TiAl-Based Alloy[J]. Journal of China Three Gorges University (Natural Sciences), 2018, 40(6): 92-96.
- [23] 吴丽娟. 高 Nb-TiAl 基合金铸造性能及工艺研究[D]. 北京: 北京工业大学, 2014. WU Li-juan. Research on the Casting Property and Processing Technology of High Niobium Containing Titanium Aluminides Based Alloys[D]. Beijing: Beijing University of Technology, 2014.
- [24] HAGIWARA M, KITAURA T. Effect of Trace Boron Addition on the Microstructure and Tensile Elongation of Ti_2AlNb -Based Orthorhombic Titanium Alloys[J]. Materials Science Forum, 2010, 638-642: 1439-1444.
- [25] 王希, 刘仁慈, 曹如心, 等. 冷却速率对 β 凝固 γ -TiAl 合金硼化物和室温拉伸性能的影响[J]. 金属学报, 2020, 56(2): 203-211. WANG Xi, LIU Ren-ci, CAO Ru-xin, et al. Effect of Cooling Rate on Boride and Room Temperature Tensile Properties of B-Solidifying γ -TiAl Alloys[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2020, 56(2): 203-211.
- [26] 刘巧沐, 黄顺洲, 刘芳, 等. B 含量对 K417G 合金凝固过程中组织演变和力学性能的影响[J]. 金属学报, 2019, 55(6): 720-728. LIU Qiao-mu, HUANG Shun-zhou, LIU Fang, et al. Effect of Boron Content on Microstructure Evolution during Solidification and Mechanical Properties of K417G Alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2019, 55(6): 720-728.