

DOI: 10.11973/jxgccl201606002

# 硼对钛合金成形能力和力学性能影响的研究进展

黄立国<sup>1</sup>, 陈玉勇<sup>2</sup>

(1. 辽宁工程技术大学材料科学与工程学院, 阜新 123000;

2. 哈尔滨工业大学材料科学与工程学院, 哈尔滨 150001)

**摘要:** 综述了硼对钛合金铸锭晶粒尺寸、成形能力以及力学性能影响的国内外研究进展。硼添加量(质量分数)为0.1%时, 钛合金铸锭晶粒尺寸得到显著细化, 合金成形能力和力学性能显著提高。硼对钛合金的晶粒细化作用归因于成分过冷机制, 而细小的晶粒尺寸有助于改善合金成形能力和力学性能。目前对含硼钛合金直接轧制工艺的优化及其疲劳和蠕变性能的研究还不够深入, 今后可从其冷轧成形能力、轧制对疲劳和蠕变性能的影响等方面展开研究。

**关键词:** 含硼钛合金; 晶粒细化; 直接轧制; 力学性能

**中图分类号:** TG146.2

**文献标志码:** A

**文章编号:** 1000-3738(2016)06-0008-06

## Research Progress of Effects of Boron on Formability and Mechanical Properties of Titanium Alloys

HUANG Li-guo<sup>1</sup>, CHEN Yu-yong<sup>2</sup>

(1. College of Materials Science and Engineering, Liaoning Technical University, Fuxin 123000, China;

2. College of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

**Abstract:** The research progress of boron effects on the grain size, formability and mechanical properties of titanium alloy ingots are summarized. With the addition of 0.1wt% boron, the grain size of titanium alloy ingot is refined significantly and the formability and mechanical properties are improved remarkably. The grain refinement effect of boron on titanium alloy is attributed to the constitutional supercooling mechanism, and the refined grains contributed to the improvement of formability and mechanical properties of the alloys. The present studies of the direct rolling process optimization and the fatigue and creep behavior of boron containing titanium alloys are not deep enough. In future, the research can be focused on the cold rolling formability of these alloys and on the rolling influences on their fatigue and creep performance.

**Key words:** boron containing titanium alloy; grain refinement; direct rolling; mechanical property

## 0 引言

有关在钛合金中添加硼的研究可以追溯到20世纪50年代, 这些早期的研究结果显示, 硼的添加能够明显提高钛合金的强度和刚度, 添加0.5%(质量分数, 下同)硼对其弹性模量的贡献相当于添加6.5%铝的效果<sup>[1]</sup>。然而, 由于当时这些硼-钛合金

的力学性能不佳以及人们对加工工艺、组织和性能之间关系的理解不足, 这些研究并没有持续深入下去<sup>[1]</sup>。在过去的一段时间内, 颗粒增强和纤维增强钛基复合材料得到了快速发展, 其中纤维增强钛基复合材料具有比强度高、抗疲劳性能好、使用温度高等优点, 在航空航天领域有着广阔的应用前景, 但纤维增强钛基复合材料的成本高, 且存在各向异性以及易产生热应力等问题, 一定程度上限制了其应用; 颗粒增强钛基复合材料的成本与钛合金的相近, 且具有高的比强度、比模量和使用温度高等优点, 近几年人们逐渐将研究的焦点转向了颗粒增强钛基复合材料<sup>[2-3]</sup>。颗粒增强钛基复合材料的增强相主要有

收稿日期: 2015-04-10; 修订日期: 2016-04-12

基金项目: 辽宁工程技术大学生产技术创新研究基金资助项目(20160045T); 辽宁工程技术大学博士科研启动基金资助项目(14-1122)

作者简介: 黄立国(1979—), 男, 黑龙江绥化人, 博士。

SiC、TiC 和 TiB 等, TiB 的引入能显著提高钛合金的室温和高温强度,但是这种强化往往是以牺牲其塑性为代价的。近年来,很多研究均发现,在钛合金中添加 0.05%~0.2% 硼能够有效地细化晶粒,晶粒细化到一定程度后能改善其成形能力,因此钛-硼合金得到了广泛关注<sup>[4-10]</sup>。在美国俄亥俄州达顿举行的第一届钛-硼合金研讨会上, Ivasishin 将硼质量分数小于 1% 的钛-硼合金定义为含硼钛合金。作者结合近些年在此领域的研究,对国内外硼添加量对钛合金成形性能和力学性能的最新研究进展进行了综述,并且讨论了硼添加量对钛合金成形能力和力学性能的影响机理。

## 1 含硼钛合金铸锭的晶粒细化

通常,复杂形状的钛合金零件均采用铸造方法制造,该方法可以简化机加工工序,提高材料利用率,然而也导致其晶粒粗大,降低了力学性能。铸造钛合金晶粒细化的方法主要包括包晶细化法、钛粉细化法、凝固路径控制法等,这些方法均存在一些明显的弊端,包晶细化法中添加的氮、碳或氧元素通常是钛合金中的杂质元素,其添加量非常少,实际操作时很难控制;钛粉细化晶粒时由于细小的钛粉很快熔融,失去作为形核质点的作用,因而存在细化效果衰退的问题;凝固路径控制法在凝固后需进行保温,增加了生产成本,且该方法并未真正实现铸造钛合金的原始  $\beta$  晶粒细化,而只是实现了  $\alpha$  层片组织的等轴化过程。为了提高铸造钛合金的力学性能并扩大其应用范围,开发出一种工艺简单的钛合金晶粒细化方法具有重要意义。

2003 年, Zhu 等<sup>[10]</sup>首先发现,在钛合金熔体中添加 0.04%~0.48% 硼可以显著细化 Ti-6Al-4V 合金铸锭的晶粒尺寸。随后的研究也发现,少量硼对不同种类钛合金都具有显著的细化效果,在硼加入量不超过 0.4% 时,随着硼含量增加,合金的晶粒尺寸和初生  $\alpha$  相均变小<sup>[11]</sup>。Huang 等<sup>[12]</sup>利用真空感应凝壳熔炼 (ISM) 获得的添加 0.1% 硼 Ti-6Al-4V 合金的原始  $\beta$  晶粒尺寸为  $(347 \pm 103) \mu\text{m}$ ,与 Srinivasan 等<sup>[13-14]</sup>报道的结果相近(相同的熔炼方法,添加 0.1% 硼的 Ti-6Al-4V 合金晶粒尺寸为  $200 \sim 250 \mu\text{m}$ ),均明显小于铸态 Ti-6Al-4V 合金的晶粒尺寸( $1.5 \sim 1.7 \text{ mm}$ <sup>[9,11,15]</sup>)。Roy 等<sup>[16-17]</sup>发现,熔炼铸造后添加硼的 Ti-6Al-4V 合金显微组织为等轴晶(不含硼合金中则观察到了柱状晶区<sup>[17]</sup>),晶粒尺寸

为  $225 \sim 270 \mu\text{m}$ ,利用生长限制因子  $Q$  预测的晶粒尺寸与实测的相符<sup>[6,11]</sup>,由此可见含硼钛合金的晶粒细化是由成分过冷导致的。元素硼在钛合金熔体中的溶解度非常低,凝固期间硼原子析出,并富集在固-液界面处,导致此处的成分过冷增加,从而降低了钛合金的熔点;固-液界面处合金熔点的降低促进了形核过程,增加了形核率从而细化了钛合金铸锭晶粒。

由钛-硼二元合金相图可知,少量硼在凝固最后阶段与剩余的少量钛熔体发生共晶反应在晶界处生成 TiB 晶须,在此之前  $\beta$  相已形成,因此 TiB 晶须并不是  $\beta$  相异质形核的质点,没有对原始  $\beta$  晶粒的细化做出贡献,但是在  $\beta \rightarrow \alpha$  转变时其有可能为  $\alpha$ -Ti 的析出提供附加的形核位置<sup>[6,18]</sup>,从而减小  $\alpha$  层片的尺寸。另外, TiB 晶须对  $\alpha$  相的生长具有明显的限制作用,随着硼含量的增加,  $\alpha$  层片尺寸变小<sup>[6,19]</sup>。

## 2 含硼钛合金的成形能力

钛合金铸锭的晶粒尺寸通常为几毫米<sup>[11]</sup>,较粗的晶粒显著提高了钛合金的变形抗力,导致其成形能力较差。为了消除粗大晶粒带来的不利影响,生产中往往首先在  $\beta$  相区进行开坯锻造,破碎粗大晶粒,随后通过再结晶细化晶粒。但是开坯锻造过程往往意味着成本、工时的增加以及能源的消耗。除了热加工,添加合金元素对熔体进行孕育处理也是一种有效细化晶粒的方法。添加少量硼能显著细化钛合金的晶粒尺寸,且处于晶界的 TiB 粒子限制了  $\beta$  晶粒在高温时的长大<sup>[20]</sup>,这有助于提高钛合金在高温热变形时的成形能力。利用少量硼细化了组织的钛合金铸锭,有可能不经过开坯阶段进行直接轧制而获得成形零件,从而缩短工时、降低成本。

Srinivasan 等<sup>[13-14]</sup>在 Ti-6Al-4V 钛合金中添加了 0.1% 硼,利用等离子弧熔炼 (PAM) 制备的 Ti-6Al-4V 合金在直接轧制过程中产生了明显的裂纹,而 Ti-6Al-4V-0.1B 合金显示了良好的成形能力,在直接轧制板材中没有发现裂纹,含硼钛合金成形能力明显好于不含硼的。Huang 等<sup>[21-22]</sup>对添加 0.1% 硼 Ti-6Al-4V 合金进行了近  $\beta$  相区和  $\beta$  相区直接轧制,发现该铸态合金表现出了优良的塑性成形能力,在  $\beta$  相区直接轧制能够获得厚度为 1.7 mm 且没有裂纹的薄板;对该合金的显微组织分析后发现,直接轧制显著改变了合金的组织,轧制力使 TiB 发生断裂并且沿着轧制方向定向排列, TiB 断裂后

留下的空洞在大变形时能够被基体弥合,大的变形量还使 Ti-6Al-4V-0.1B 合金中的  $\alpha$  相发生显著的再结晶,从而获得等轴组织;基体组织的细化以及 TiB 晶须的承载作用显著提高了含硼钛合金的室温和高温力学性能;直接轧制还导致 Ti-6Al-4V-0.1B 合金的性能出现方向性;极图分析显示,在单相区变形时 Ti-6Al-4V-0.1B 合金为典型的立方织构,少量硼的添加没有对织构的类型造成明显的影响,合金性能的方向性差异不是由织构造成的,而是归因于基体组织和 TiB 晶须的定向排列。Ivasishin 等<sup>[23]</sup>也进行了类似的研究,发现 Ti-6Al-4V-1.55B 共晶合金在  $\beta$  相区直接轧制时其性能高于不含硼锻造合金的和锻造后轧制合金的。少量硼的加入显著改善了钛合金的成形能力,一方面是因为硼的添加细化了合金晶粒,提高了其塑性,另一方面是由于晶界处生成的 TiB 晶须可以阻碍高温时的晶界迁移,防止含硼钛合金在高温变形之前保温或热处理期间晶粒的长大,合金保持了细小的晶粒从而保持了较高的塑性。

### 3 含硼钛合金的拉伸性能

Sen<sup>[19]</sup>和 Ivasishin 等<sup>[23]</sup>研究了添加了 0~1.55% 硼的 Ti-6Al-4V 合金的拉伸性能,其结果列于表 1 中,铸态 Ti-6Al-4V-0.1B 合金的屈服强度和抗拉强度分别比未添加硼的提高了 66 MPa 和 65 MPa,屈服强度与晶粒尺寸  $d^{1/2}$  和  $\alpha$  层片厚度  $\lambda^{1/2}$  之间的关系符合 Hall-Petch 方程,说明合金性能的改进主要是由于少量硼对晶粒的细化作用,这不同于钛基复合材料,其强度的提高主要依赖于 TiB 晶须的承载作用;当添加硼的质量分数大于 0.1% 时,随着硼含量增加合金强度逐渐提高,但是塑性急剧下降;添加 1.55% 硼时,合金的抗拉强度和屈服强度均比未添加硼的提高了 100 MPa 以上,但是合金的伸长率仅为 0.9%,如此低的塑性导致其无法作为结构件应用于航空、航天以及汽车等领域,更适合于作为非结构件应用于一些耐磨场合<sup>[24-25]</sup>。硼的添加对钛合金的高温拉伸性能也产生了一定的影响,Chen<sup>[15]</sup>和 Chandravanshi 等<sup>[16]</sup>研究了添加 0.1%~1% 硼对近  $\alpha$  型和  $\alpha+\beta$  型钛合金高温力学性能的影响,与铸态合金室温性能的变化相似,含硼钛合金的高温性能也表现为随着硼含量的提高,强度增加而塑性逐渐降低,在添加质量分数为 0.1% 硼时合金表现出了均衡的力学性能。

表 1 含硼钛合金的室温拉伸性能

Tab.1 Tensile properties at room temperature of boron containing titanium alloys

| 材料                              | 屈服强度/<br>MPa | 抗拉强度/<br>MPa | 伸长率/<br>% | 弹性模量/<br>GPa |
|---------------------------------|--------------|--------------|-----------|--------------|
| Ti-6Al-4V <sup>[19]</sup>       | 833.9        | 900.2        | 6         | 107          |
| Ti-6Al-4V-0.05B <sup>[19]</sup> | 878.7        | 943.6        | 8.5       | 110          |
| Ti-6Al-4V-0.1B <sup>[19]</sup>  | 900          | 965.8        | 7.3       | 116          |
| Ti-6Al-4V-0.4B <sup>[19]</sup>  | 913.3        | 972.5        | 5.2       | 126          |
| Ti-6Al-4V-1.55B <sup>[23]</sup> | 999          | 1 033        | 0.9       | 138          |

目前,关于含硼钛合金拉伸性能的研究主要集中在铸态合金,而对其热加工变形后拉伸性能变化的研究相对较少,Prasad 等<sup>[26]</sup>对添加 0.19% 硼的 Timetal 834 合金板进行了不同温度固溶 2 h 和 700 °C×2 h 时效处理,发现添加硼后其室温强度高于 Timetal 834 合金的,但伸长率略低,这与含硼量超过 0.1% 后铸态合金拉伸性能的变化是一致的。Prasad 等<sup>[27]</sup>还对该合金进行了 400~600 °C 高温拉伸试验,结果表明,与室温拉伸性能相似,高温拉伸时含硼钛合金的强度提高、塑性降低。Chandravanshi 等<sup>[8]</sup>利用真空自耗电弧熔炼方法制备了不添加硼及添加 0.2% 硼的 Ti-1100 合金铸锭,该铸锭经过 1 100 °C 开坯锻造之后在  $\alpha+\beta$  相区轧制,随后在 1 095 °C 固溶 2 h 后在 595 °C 时效 8 h,结果显示添加 0.2% 硼的 Ti-1100 合金的室温抗拉强度、屈服强度和伸长率均高于未添加硼的;600 °C 高温抗拉强度和屈服强度则更高,而伸长率略低于未添加硼的。如前所述,铸态含硼钛合金的塑性均高于加硼前合金的<sup>[19]</sup>,这主要是归因于硼对合金晶粒的细化作用;然而含硼钛合金经过热机械处理之后,与经历同样处理工艺的加硼前合金在晶粒尺寸上的差异消失,而其组织中的 TiB 通常会降低其塑性,但 Chandravanshi 等的研究结果显示含硼钛合金的室温塑性却高于加硼前合金的,对此 Chandravanshi 等并未给出合理的解释。

增强相 TiB 能显著提高钛合金的强度,但 TiB 是脆性相,在加载过程中会发生断裂产生裂纹<sup>[8,15-16]</sup>,从而降低合金的塑性。利用原位拉伸试验<sup>[28-29]</sup>能明显观察到 TiB 在加载过程中的断裂,Boehlert 等<sup>[29]</sup>利用挤出预合金化粉末法制备了含 1% 硼的 Ti-6Al-4V 合金,原位拉伸试验发现,在加载应力低于 1 050 MPa 时,TiB 晶须就出现了显微裂纹,当应力超过 1 050 MPa 时合金发生屈服,在此

之后大多数 TiB 晶须断裂,随后局部剪切带的形成及繁殖导致了裂纹向合金中扩展,从而造成了材料的塑性失效。

Gorsse<sup>[30]</sup>利用三种方法(包括显微硬度测试法、ASW 计算法和 Halpin-Tsai 模型计算法<sup>[31]</sup>)研究了利用粉末冶金方法原位生成 TiB 晶须的弹性模量,显微硬度测试法测得载荷为 0.1, 0.14, 0.38 N 下的弹性模量分别为 $(232 \pm 77)$ ,  $(572 \pm 134)$ ,  $(622 \pm 111)$  GPa;利用 ASW 方法计算得到 TiB 的弹性模量为 485 GPa,此值小于 Fan 等<sup>[32-33]</sup>得到的 550 GPa;Halpin-Tsai 模型计算得到的 TiB 弹性模量为 $(467 \pm 66)$  GPa,接近于利用 ASW 方法计算得到的。Atri 等<sup>[34]</sup>也利用 Halpin-Tsai 模型评估了 TiB/Ti 复合材料中 TiB 的弹性模量,计算结果为 371 GPa,略低于 Gorsse 报道的结果,这可能是由 TiB/Ti 复合材料的多孔性造成的。Banerjee 等<sup>[35]</sup>利用纳米压痕法代替显微硬度测试法评估了 TiB 的弹性模量,测试值为 450 GPa,此值与 Gorsse 利用 Halpin-Tsai 模型计算得到的值相近。钛的弹性模量较低, $\alpha$ -Ti 和  $\beta$ -Ti 的弹性模量分别为 $(132.2 \pm 12.2)$  GPa 和 $(81.1 \pm 13.1)$  GPa<sup>[36]</sup>,TiB 的弹性模量比钛的高 4~5 倍,由此可见,TiB 的存在可以提高含硼钛合金的弹性模量,这在其他含硼钛合金如添加了 0.1% 硼的  $\beta$ 21S 和 Ti-5553 合金中得到了证实<sup>[37]</sup>。

含硼钛合金抗拉强度随硼含量的增加而增大,但硼添加量过多时会导致合金塑性的下降。为了获得均衡的力学性能,硼的添加量应该控制在 0.1% 左右,此时合金具有较高的抗拉强度、屈服强度和适当的塑性。

#### 4 含硼钛合金的疲劳性能

原位生成的 TiB 对含硼钛合金的疲劳性能也会产生明显的影响,Saito 等<sup>[38]</sup>研究了硼添加量对 Ti-6Al-4V 疲劳性能的影响,发现添加 10%(体积分数)硼的 Ti-6Al-4V 合金的疲劳强度明显高于未添加硼的。Soboyejo 等<sup>[39]</sup>研究了原位合成的 Ti-6Al-4V/TiB 复合材料中疲劳裂纹的形核和扩展行为,发现裂纹最初扩展时伴随着大量 TiB 晶须的失效断裂,而且 TiB 晶须的存在导致了复合材料中过早形成了疲劳裂纹。Sen 等<sup>[7]</sup>利用真空感应凝壳方法熔炼了添加 0.04%, 0.09%, 0.3%, 0.55% 硼的铸态 Ti-6Al-4V 合金并研究了其疲劳性能,发现硼的添加明显提高了合金的疲劳强度,添加量为 0.55%

时,合金的疲劳强度提高了 50%。Prasad 等<sup>[40]</sup>采用热机械方法(包括开坯锻造、轧制及随后的固溶+时效处理)制备了添加 0.2% 硼的 Timetal 834 合金并进行了室温断裂韧性和低周疲劳行为研究,发现该含硼合金的断裂韧性略低于没加硼合金的,而室温和高温(600 °C)下的低周疲劳寿命与没加硼合金的几乎相同,Prasad 认为添加 0.2% 硼后合金中除了产生体积分数为 1.5% 的 TiB 增强相外,没有对热加工状态和热处理状态的合金组织产生影响,因此该含硼钛合金与没加硼合金具有类似的变形和断裂机制。Chen 等<sup>[41]</sup>研究了添加 0.1%~1% 硼对 Ti-6Al-4V 合金高温(455 °C)疲劳行为的影响,发现添加硼后试验合金的疲劳寿命比未添加硼的长,这归因于硼对晶粒的细化作用以及原位生成 TiB 的影响。Chen 等<sup>[42]</sup>还研究了 0.1%~1% 硼对 Ti-6242S(Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si)近  $\alpha$  型合金高温疲劳寿命的影响,发现添加 0.1% 硼的 Ti-6242S 合金的平均疲劳寿命比添加 1% 硼的长,这归因于硼添加量较多时,合金的伸长率较低,疲劳裂纹扩展抗力较差。钛合金基体的组织、致密度、氧含量和晶粒尺寸对其疲劳性能也有明显的影响,如含硼钛合金基体组织为完全层片组织或粗大组织时具有较高的疲劳裂纹扩展抗力,为等轴组织时具有较好的塑性和较高的低周疲劳强度。以上多数文献表明,TiB 粒子的出现在一定程度上提高了合金的室温和高温疲劳性能。除了上述影响因素外,影响疲劳性能的因素还包括 TiB 的形貌、尺寸、位向和分布,目前这方面还缺乏相应的试验研究。

#### 5 含硼钛合金的蠕变性能

颗粒增强钛基复合材料的蠕变抗力高于基体合金的<sup>[43]</sup>,然而,目前有关含硼钛合金蠕变行为的研究较少。Boehlert 等<sup>[44]</sup>研究了铸态和挤出态 Ti-6Al-4V-0.1B 和 Ti-6Al-4V-1B 合金在 400~455 °C 下的蠕变行为,发现该铸态合金的蠕变抗力随着硼含量的增加而显著增强,这是由原位生成 TiB 晶须的负载作用导致的;两种合金的第二阶段蠕变速率均比第一阶段的大约降低了一个数量级,此时的蠕变机制主要为位错蠕变,被认为是第二阶段占优势的蠕变机制;相同硼含量下挤出态合金的蠕变抗力显著高于铸态合金的,这是由于挤出态合金中存在显著的  $\alpha$  相组织并且  $\alpha$  层片间距较小。硼对 Ti-6242S 合金蠕变行为的影响与对 Ti-6Al-4V 合金的

并不相同,Chen等<sup>[45]</sup>的研究结果表明,虽然添加了1%硼的Ti-6242S合金的蠕变速率低于未添加硼合金的,但是硼的添加(质量分数分别为0.1%,0.4%,1%)未影响Ti-6242S合金的蠕变行为。Prasad等<sup>[27]</sup>在对添加0.2%硼的Timetal 834钛合金蠕变性能的研究中发现,添加0.2%硼后的蠕变速率明显低于未添加硼的;此外,两种合金的蠕变抗力均随着固溶温度的提高而增大,这主要是因为 $\alpha/\beta$ 界面对位错移动具有明显的阻碍作用,提高固溶温度促进了 $\alpha \rightarrow \beta$ 转变,增加了 $\alpha/\beta$ 界面的数量,从而改善了合金的蠕变性能。

## 6 结束语

添加0.05%~0.3%硼能显著细化钛合金铸锭的晶粒尺寸,其晶粒细化机理主要归因于元素硼在固-液界面富集产生的成分过冷导致了形核率的增加。此外,硼的添加能与钛在晶界处原位生成TiB晶须,该晶须能有效限制热加工或热处理时晶粒的快速长大,从而提高钛合金的成形能力。含硼钛合金在不经过开坯锻造的情况下直接轧制,就可获得没有缺陷且具有较高力学性能的板材,这显著降低了生产成本和能源消耗。国内外前期的研究工作主要围绕着少量硼对钛合金铸态组织和性能的影响展开,以前期的研究结果为基础进行后续热机械处理以及力学性能的研究具有更实际的应用价值。含硼钛合金的直接轧制以及后续的显微组织表征工作才刚刚起步,直接轧制工艺的优化以及轧态合金的疲劳、蠕变性能研究还需深入展开。下一步工作可以围绕含硼钛合金热成形过程中的TiB与基体界面结合情况、含硼钛合金热成形过程中的组织演化规律、热变形工艺对含硼钛合金的疲劳和蠕变性能的影响以及含硼钛合金的冷轧成形能力等方面展开,这些都是值得进一步研究和探索的课题。

### 参考文献:

- [1] TAMIRISAKANDALA S, MIRACLE D B. Microstructure engineering of titanium alloys via small boron additions[J]. International Journal of Advances in Engineering Sciences and Applied Mathematics, 2010, 2(4): 168-180.
- [2] RAVI CHANDRAN K S, PANDA K B, SAHAY S S. TiB<sub>w</sub>-reinforced Ti composites: processing, properties, application prospects, and research needs[J]. JOM, 2004, 56(5): 42-48.
- [3] LIU B, LIU Y, HE X Y, et al. Preparation and mechanical properties of particulate-reinforced powder metallurgy titanium matrix composites[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2007, 38(11): 2825-2831.
- [4] 韩明臣. 硼改性钛合金的显微组织特征及仿真研究[J]. 稀有金属快报, 2007(10): 44-45.
- [5] 戚运莲, 曾立英, 侯智敏, 等. 硼对 TC4/B 钛合金铸造组织与性能的影响[J]. 钛工业进展, 2012(6): 15-18.
- [6] BERMINGHAM M J, MCDONALD S D, NOGITA K, et al. Effects of boron on microstructure in cast titanium alloys[J]. Scripta Materialia, 2008, 59(5): 538-541.
- [7] SEN I, GOPINATH K, DATTA R, et al. Fatigue in Ti-6Al-4V-B alloys[J]. Acta Materialia, 2010, 58(20): 6799-6809.
- [8] CHANDRAVANSI V K, SARKAR R, KAMAT S V, et al. Effect of boron on microstructure and mechanical properties of thermomechanically processed near alpha titanium alloy Ti-1100[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2011, 509(18): 5506-5514.
- [9] ROY S, SUWAS S, TAMIRISAKANDALA S, et al. Development of solidification microstructure in boron-modified alloy Ti-6Al-4V-0.1B[J]. Acta Materialia, 2011, 59(14): 5494-5510.
- [10] ZHU J, KAMIYA A, YAMADA T, et al. Influence of boron addition on microstructure and mechanical properties of dental cast titanium alloys [J]. Materials Science and Engineering A, 2003, 339(1/2): 53-62.
- [11] TAMIRISAKANDALA S, BHAT R B, TILEY J S, et al. Grain refinement of cast titanium alloys via trace boron addition[J]. Scripta Materialia, 2005, 53(12): 1421-1426.
- [12] HUANG L G, KONG F T, CHEN Y Y, et al. Effects of trace TiB<sub>2</sub> on microstructure in cast titanium alloys [J]. International Journal of Cast Metals Research, 2012, 25(6): 358-363.
- [13] SRINIVASAN R, MIRACLE D, TAMIRISAKANDALA S. Direct rolling of as-cast Ti-6Al-4V modified with trace additions of boron[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 487(1/2): 541-551.
- [14] SRINIVASAN R, BENNETT M, TAMIRISAKANDALA S, et al. Rolling of plates and sheets from as-cast Ti-6Al-4V-0.1B[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2009, 18(4): 390-398.
- [15] CHEN W, BOEHLERT C J, PAYZANT E A, et al. The effect of processing on the 455 °C tensile and fatigue behavior of boron-modified Ti-6Al-4V [J]. International Journal of Fatigue, 2010, 32(3): 627-638.
- [16] CHANDRAVANSI V K, SARKAR R, GHOSAL P, et al. Effect of minor additions of boron on microstructure and mechanical properties of as-cast near  $\alpha$  titanium alloy [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2010, 41(4): 936-946.
- [17] ROY S, SARKAR A, SUWAS S. On characterization of deformation microstructure in boron modified Ti-6Al-4V alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2010, 528(1): 449-458.
- [18] HILL D, BANERJEE R, HUBER D, et al. Formation of equiaxed alpha in TiB reinforced Ti alloy composites [J]. Scripta Materialia, 2005, 52(5): 387-392.
- [19] SEN I, TAMIRISAKANDALA S, MIRACLE D B, et al.

- Microstructural effects on the mechanical behavior of B-modified Ti-6Al-4V alloys[J]. *Acta Materialia*, 2007, 55(15): 4983-4993.
- [20] CHERUKURI B, SRINIVASAN R, TAMIRISAKANDALA S, *et al.* The influence of trace boron addition on grain growth kinetics of the beta phase in the beta titanium alloy Ti-15Mo-2.6Nb-3Al-0.2Si[J]. *Scripta Materialia*, 2009, 60(7): 496-499.
- [21] HUANG L, CHEN Y, KONG F, *et al.* Direct rolling of Ti-6Al-4V-0.1B alloy sheets in the  $\beta$  phase region[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2013, 577: 1-8.
- [22] HUANG L, KONG F, CHEN Y, *et al.* Microstructure and tensile properties of Ti-6Al-4V-0.1B alloys of direct rolling in the near  $\beta$  phase region[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2013, 560: 140-147.
- [23] IVASISHIN O M, TELIOVYCH R V, IVANCHENKO V G, *et al.* Processing, Microstructure, Texture, and Tensile Properties of the Ti-6Al-4V-1.55B Eutectic Alloy [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2008, 39(2): 402-416.
- [24] ABKOWITZ S, ABKOWITZ S, FISHER H, *et al.* Cermet<sup>®</sup> discontinuously reinforced Ti-matrix composites: manufacturing, properties, and applications[J]. *JOM*, 2004, 56(5): 37-41.
- [25] SAITO T. The automotive application of discontinuously reinforced TiB-Ti composites[J]. *JOM*, 2004, 56(5): 33-36.
- [26] PRASAD K, SARKAR R, GHOSAL P, *et al.* Tensile and creep properties of thermomechanically processed boron modified Timetal 834 titanium alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2011, 528(22/23): 6733-6741.
- [27] PRASAD K, SARKAR R, KAMAT S V, *et al.* Tensile behaviour of boron modified Timetal 834 titanium alloy in the intermediate temperature range 400-500 °C [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2011, 509(27): 7361-7367.
- [28] LI B S, SHANG J L, GUO J J, *et al.* In situ observation of fracture behavior of in situ TiB<sub>w</sub>/Ti composites[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2004, 383(2): 316-322.
- [29] BOEHLERT C J, COWEN C J, TAMIRISAKANDALA S, *et al.* In situ scanning electron microscopy observations of tensile deformation in a boron-modified Ti-6Al-4V alloy[J]. *Scripta Materialia*, 2006, 55(5): 465-468.
- [30] GORSSE S, PETITCORPS Y L, MATAR S, *et al.* Investigation of the Young's modulus of TiB needles in situ produced in titanium matrix composite[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2003, 340(1/2): 80-87.
- [31] AFFDL J C H, KARDOS J L. The Halpin-Tsai equations: a review[J]. *Polymer Engineering & Science*, 1976, 16(5): 344-352.
- [32] FAN Z, MIODOWNIK A P, CHANDRASEKARAN L, *et al.* The Young's moduli of in situ Ti/TiB composites obtained by rapid solidification processing [J]. *Journal of Materials Science*, 1994, 29(4): 1127-1134.
- [33] FAN Z, TSAKIROPOULOS P, MIODOWNIK A P. Prediction of Young's modulus of particulate two phase composites[J]. *Materials Science and Technology*, 1992, 8(10): 922-929.
- [34] ATRI R R, RAVICHANDRAN K S, JHA S K. Elastic properties of in-situ processed Ti-TiB composites measured by impulse excitation of vibration[J]. *Materials Science and Engineering A*, 1999, 271(1/2): 150-159.
- [35] BANERJEE R, GENÇ A, COLLINS P C, *et al.* Comparison of microstructural evolution in laser-deposited and arc-melted in-situ Ti-TiB composites [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2004, 35(7): 2143-2152.
- [36] SEN I, RAMAMURTY U. Elastic modulus of Ti-6Al-4V-*x*B alloys with B up to 0.55 wt. % [J]. *Scripta Materialia*, 2010, 62(1): 37-40.
- [37] TAMIRISAKANDALA S, BHAT R, TILEY J, *et al.* Processing, microstructure, and properties of  $\beta$  titanium alloys modified with boron [J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2005, 14(6): 741-746.
- [38] SAITO T, TAKAMIYA H, FURUTA T. Thermomechanical properties of P/M  $\beta$  titanium metal matrix composite [J]. *Materials Science and Engineering A*, 1998, 243(1/2): 273-278.
- [39] SOBOYEJO W O, SHEN W, SRIVATSAN T S. An investigation of fatigue crack nucleation and growth in a Ti-6Al-4V/TiB in situ composite[J]. *Mechanics of Materials*, 2004, 36(1/2): 141-159.
- [40] PRASAD K, SARKAR R, KAMAT S V, *et al.* Fracture toughness and low cycle fatigue behaviour in boron modified Timetal 834 titanium alloy [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2011, 529: 74-80.
- [41] CHEN W, BOEHLERT C J, PAYZANT E A, *et al.* The effect of processing on the 455 °C tensile and fatigue behavior of boron-modified Ti-6Al-4V [J]. *International Journal of Fatigue*, 2010, 32(3): 627-638.
- [42] CHEN W, BOEHLERT C J. The 455 °C tensile and fatigue behavior of boron-modified Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si (wt. %) [J]. *International Journal of Fatigue*, 2010, 32(5): 799-807.
- [43] MA Z Y, TJONG S C, LI S X. Creep behavior of TiB<sub>w</sub>/Ti in-situ composite fabricated by reactive hot pressing [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2001, 32(4): 1019-1022.
- [44] BOEHLERT C J, CHEN W. The elevated-temperature creep behavior of boron-modified Ti-6Al-4V alloys [J]. *Materials Transactions*, 2009, 50(7): 1690-1703.
- [45] CHEN W, BOEHLERT C J. Effect of boron on the elevated-temperature tensile and creep behavior of cast Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si (weight percent) [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2009, 40(7): 1568-1578.