• 前沿进展 Research Progress • DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2022.04.001

特邀论文

β 凝固 TiAl 合金 β/B2 相演变行为及 控制研究进展

杨劼人

(四川大学 材料科学与工程学院,四川 成都 610065)

摘 要: $\beta/B2$ 相是 β 凝固 TiAl 合金中的重要组成相,对合金的力学性能有显著影响。 $\beta/B2$ 相的形成、分解和转变 受合金成分、冷却过程、时效参数等多重因素影响,其演变规律和机制较为复杂。围绕 $\beta/B2$ 相演变及控制,结合高 Nb-TiAl 合金,综述了 $\beta/B2$ 相及其衍生相在受控冷却和时效过程中形成、分解和转变的规律及机制研究。

关键词:TiAl 合金;β 凝固;冷却;时效;相变

中图分类号: TG146.2

文献标识码:A 文章编号:100

文章编号:1000-8365(2022)04-0237-08

Research Progress on Evolution Behavior and Control of β /B2 Phase in β -solidified TiAl Alloy

YANG Jieren

(School of Materials Science and Engineering, Sichuan University, Chengdu 610065, China)

Abstract: $\beta/B2$ phase is an important component phase in β -solidified TiAl alloy, which has a significant effect on the mechanical properties of the alloy. The formation, decomposition and transformation of $\beta/B2$ phase are affected by many factors, such as alloy composition, cooling process and aging parameters. Its evolution law and mechanism are complicated. In this paper, the evolution and control of $\beta/B2$ phase and the mechanism of $\beta/B2$ phase formation, decomposition and transformation during controlled cooling and aging in high Nb-TiAl alloy are reviewed, which can provide reference for the fine-tuning of β -solidified TiAl alloy microstructure.

Key words: TiAl alloy; β -solidifying; cooling; aging; phase transformation

随着 2007 年 Ti-48Al-2Cr-2Nb (at.%) 合金在 GE90-nx 发动机低压涡轮叶片上的应用^[1],人们对金 属间化合物的信心再次受到鼓舞,其构件在未来先 进飞行器上展现出良好的应用前景^[2]。近年来,以通 过 β 相区凝固为特征的 TiAl 合金由于其优异的热 加工性和潜在的铸造优势,受到密切关注^[3]。 β 凝固 TiAl 合金的凝固路径为 L→L+ β → β → β + α →…,由 于凝固过程中不发生包晶转变 L+ β → α ,从而避免 了包晶偏析现象^[4], β 凝固 TiAl 合金还具有组织细 小和无织构的特点,可向铸造合金发展^[3,5]。

β 凝固 TiAl 合金中,B2 相是一种常见的亚稳 相,它是高温β相在冷却过程中经β→B2 有序化转 变而来,具有体心立方(b.c.c)结构^[6]。但 B2 相和其高 温分解后产生的一些衍生相是脆性相,会恶化合金

收稿日期:2022-02-24

作者简介:杨劼人(1984—),博士,特聘研究员、博导.研究方向:高 温金属结构材料及凝固加工技术研究.

电话:15881010703,Email:yangjieren@scu.edu.cn

塑性^[7],这也在一定程度上制约了 β 凝固 TiAl 合金 的发展。

前人围绕 β 凝固 TiAl 合金 β/B2 相演变行为开 展了大量研究,这些工作成果不仅可以为 β 凝固 TiAl 合金在服役温度范围内的组织调控提供理论 指导,还对改善合金性能具有工程借鉴价值。本文将 针对 β 凝固 TiAl 合金 B2/β 相演变行为及控制的相 关研究,结合作者开展的关于高 Nb-TiAl 合金的工 作,进行综述分析和讨论。

1 β 凝固 TiAl 合金组织、性能及问题

β 凝固 TiAl 合金通常含有 Nb、Mo、V 等 β 相 稳定元素,这类元素稳定并促使合金在室温下保留 较多的 B2 相^[8]。通常认为,B2 相在室温处于热力学 亚稳状态,对 TiAl 合金性能的影响具有两面性。具 有体心立方(bcc)结构的 β/B2 相在高温具有良好 的变形能力^[9],这提升了 TiAl 合金的热加工性^[10]。但 室温脆性的 B2 相会恶化合金的室温塑性^[6,11]。同 时,β 凝固 TiAl 合金具有低偏析、组织细化和无织

基金项目:国家自然科学基金(52074229,51401168)

构的特点,被认为优于包晶凝固特征 TiAl 合金。 Huang 等^[7]认为, B2 相及其衍生 ω 相作为组织中的 脆性质点,会恶化 TiAl 合金室温和高温塑性。另一 方面,Appel 等^[12]在挤压态 Ti-(40-44)Al-8.5Nb 合金 经 1 030 ℃ 退火 2 h 后,发现 B2 相分解成具有正交 晶系结构的 B19 相和 B33 相,其中 B19 相结构和 Ti₂AlNb 结构相似^[13],利于合金塑性的改善,B2 相分 解后形成的亚结构使得合金具有优良的综合力学 性能。

β 凝固 TiAl 合金室温组织的复杂性给相关研 究带来了困难^[14],合金力学性能受 B2 相及其衍生 相含量、微观特征及热稳定性等因素影响。总的来 说,人们希望 B2 相在 TiAl 合金服役温度范围内处 于热力学稳定状态,不发生分解或转变,以提高力 学性能的稳定性。因此,B2/B相的形成条件、机制、 演变及控制是研究人员重点关注的问题。

B/B2 相演变规律与机制 2

2.1 B2 相形成和微观形貌

在 β 凝固 TiAl 合金中, B2 相一般分布在 α_2/γ 片层团交界处,呈不规则的条块状,尺寸在 5~20 µm 左右,如图 1(a)所示[15]。还有研究表明,Ti-44Al-8Nb-1B 合金经过长时间热暴露后,片层组织内再次形成 B2 相,大小接近于片层板条,如图 1(b)所示^[16]。B2 相在 退火过程中会发生扩散控制型的分解和转变,而 B2/β相稳定元素如 Nb、Mo、W 等的扩散能力很低, 当此类元素含量较高或 B2 相尺寸较大时, B2 相的 消除会变得困难。因此,通常希望在初始铸态组织 中获得具有细小、β/B2 偏析程度较低、分布均匀的 亚稳 B2 相,有利于随后的均匀化处理,同时可降低 α_2/γ 片层组织的粗化程度。

2.2 β→B2 有序化和 B2 相含量控制

目前认为, $\beta \rightarrow B2$ 有序化过程中, 高温 β 相晶 格中的体心原子和晶胞顶点原子发生移位, $\phi \beta h$ b.c.c 结构的对称性下降,从而转变成有序 B2 相^[17]。



(a) Ti-43Al-4Nb-1Mo合金铸态组织, α,/γ片层团组织间分布不规则条块状B2相

Clemens 等^[4]对 Ti-43Al-4Nb-1Mo-0.1B (TNM)合金 中相组成和含量的计算发现,β→B2的有序化温 度范围是 1 410~1 420 ℃。Schwaighofer 等^[16]采用原 位高温 XRD 和 DSC 分析了升温过程中 TNM 合 金中的各相组成和含量,表明合金的β有序化在 1 175~1 205 ℃,这和计算结果相差较大,通常认为 实验的可信度相对较高。同时,研究均表明在共析温 度 (T_{ext}) 以下随着温度降低,B2相体积分数减小,并 且 β 相稳定化越强, B2 相存在的温度越低, 体积分 数越高。由此可知,在合金降温过程中发生的 $\beta \rightarrow B2$ 有序化转变中,冷却过程对 $\beta \rightarrow B2$ 转变行为、微区 成分、相结构存在紧密影响。

另一个关注点是在 T_{eu}(共析温度)以下是否存在 热力学稳定的 B2 相。有研究报道了 α_{2} + B2+ γ 三相 区^[18],但 TNM 合金在 900 ℃时效 6h 后,B2 相的体积 分数从 14%下降到 3%^[19], Ti-44Al-8Nb-1B 合金经 1 310 ℃热等静压后,B2 相几乎都被消除 ^[15],说明 B2 相在 T_{ext} 以下的大部分区域处于亚稳态,经过高 温退火后会发生分解和转变。在 Chladil 等^[20]给出的 Ti-45Al-xNb 相图中, Teut 以下并不存在 B2 相, 相关 争议还有待研究。

2.3 B2 相的分解和转变

Yu 等[2] 较早研究了亚稳 B2 相的分解, 热轧态 Ti-40Al-10Nb 合金经 900 ℃时效 24 h 后,组织中 存在由 B2 相转变,具有 B8₂ 结构的 ω 相。Huang 等^[7, 15-16]较为系统研究了亚稳 B2 相的分解过程,发 现热等静压态 Ti-44Al-8Nb-1B 合金经 700 ℃热暴 露 1 000 h 后析出非常细小的 B8₂ 相 (~200 nm)。 研究还确定了 B82-a 相和亚稳 B2 相之间的位向关 系以及析出取向,并发现 B82。相容易在 Ti 和 Nb 含量较高的区域生成。Song 等[®]在铸态 Ti-45Al-8.5Nb-0.2W-0.2B-0.02Y的B2相中观察到细小弥散 分的 B820 相,表明其可以直接从亚稳 B2 相中析出^[7]。 在长时间的时效中, α_{γ}/γ 片层组织会发生分解,可通 过 α_2 →B2(ω)和 α_2 +γ→B2(ω)转变生成二次亚稳



(b) Ti-44Al-8Nb-1B合金时效后的组织 片层组织再次分解为B2相,大小接近于片层板条 图 1 β 凝固 TiAl 合金中的典型 B2 相形貌[15-16] Fig.1 Typical morphology of B2 phase in β-solidified TiAl Alloy^[15-16]

B2 相^[16]。因此,亚稳 B2 相的分解、转变和形成受 合金成分、初始组织状态、时效温度和时效时间等 因素影响。

3 高 Nb-TiAl 合金受控冷却下的 β/B2 相演变与控制

3.1 高 Nb-TiAl 合金不同冷速下的显微组织

具有 Ti-45Al-8Nb-(W, B, Y)(at.%)成分特征的 β 凝固 TiAl 合金是 TiAl 合金向更高温发展的典 范。从1500 ℃(β 单相区)保温 30 min 后以不同冷 速冷却至室温,其显微组织如图2所示,室温组织 呈现较大的差异^[22]。当冷速为 5 ℃/min 和 20 ℃/min 时,合金的显微组织呈均匀的全片层组织,平均片 层团尺寸分别为 272.0 μm 和 171.5 μm, 且没有明 显 $\beta/B2$ 偏析,如图 2(a)和(b)。这表明在 β 相区保温 有利于 $\beta \rightarrow \alpha$ 完全转变,可以消除 β 偏析,形成均匀 组织。在较慢冷速下,大多数的α相以硼化物为核 心进行形核, Al 和 Nb 元素从 β 相向 β/α 界面发生 长程扩散, $故 \alpha$ 相生长呈现出等轴形貌, 形成无特 定生长方向的非 Burgers α相。当冷速为 100 ℃/min 时,合金的室温组织呈现近片层组织,片层团边界 出现白色衬度的 B2 相残余,含量约为 5.76 vol.%, 如图 2(c)。图 2(d)为冷速 700 ℃/min 时情况, B2 相

含量增加至 9.64 vol.%,片层结构及其细小,且存在 有片层粗化形成的块状 γ 相^[23]。

冷速较快时,α相可在β晶界处以及 TiB 上形 核生长,形成α相与β相存在 $\{011\}_{\beta}/(0001)_{\alpha}$ 以及 <1-11>β/(<11-20>α的 Burgers 位相关系。快冷条件 下,如图 2(e),α2 分解和 γ相的形成被强烈抑制, 形成类似于马氏体的结构特征,且在非平衡冷却 过程中α相的直接有序化是优先进行的。随冷速从 5 °C/min 增加到 700 °C/min,片层间距从 0.41 µm 减小到 0.06 µm。图 2(f)所示,由于较慢冷速下 β 稳 定元素充分扩散,有利于 β→α 完全转变,所以形成 均匀的全片层组织。而冷速较快,β稳定元素不能完 全扩散,残留在片层团边界出形成残余 β 相,经有 序化为室温 B2 相存在于细化的片层团边界处^[24]。

3.2 高 Nb-TiAl 合金连续冷却过程中的组织演化

利用受控冷却-淬火设备对合金从 1 500 ℃(β 单相区)以 5、20 以及 100 ℃/min 的冷速冷却至不同 温度(间隔 50 ℃)、进行淬火进行显微组织分析,并 建立合金的连续冷却曲线,如图 3 所示^[23,25]。在平衡 冷却时,Ti-45Al-8.5Nb-(W, B, Y)合金在冷却过程中 发生以下相变过程: $\beta \rightarrow \alpha \rightarrow \alpha + \gamma \rightarrow \alpha_2 + \gamma$ 。而高 Nb-TiAl的 α 单相区较窄 (1 290~1 360 ℃), β 相线、 α 相线以及共析温度均高于 Ti-Al 二元相图。



(a) 5 ℃/min; (b) 20 ℃/min; (c) 100 ℃/min; (d) 700 ℃/min; (e) 水淬(WQ); (f) 演化图.(FL: Fully Lamellar,全片层)
 图 2 不同冷速下高 Nb-TiAl 合金显微组织演化图
 Fig.2 Microstructure evolution of high Nb-TiAl alloy at different cooling rates



图 3 不同冷却速度下 Ti-45Al-8.51Nb-(W, B, Y)合金的连续 冷却曲线^[24]

Fig.3 Continuous cooling curvers of Ti-45Al-8.51Nb-(W, B, Y) alloys under different cooling rates $^{\sc{[24]}}$

在 5 ℃/min 冷速下,接近平衡冷却,最终获得 全片层组织结构,片层有一定程度粗化。由于慢 冷下α相通过 $\alpha \rightarrow \beta$ 界面的迁移发生 $\beta \rightarrow \alpha$ 分解,在 α 晶粒内部和 α/β 界面形成片层结构。随着冷速 从 5 ℃/min 增加到 20 ℃/min,α 单相区和 $\alpha \rightarrow \gamma_L$ 相 变开始温度降低约 50 ℃。可以看出,α 相的形核过 冷度随着冷速增加而增加,表明相变温度不仅受 化学成分影响,而且还受冷速影响。即使如此,在 20 ℃/min 冷速下,仍可获得没有 β/ B2 相的全片层 组织。当进一步提高冷速时,α 相的形核过冷度增 加。大多数 α 晶粒在 β 晶界和硼化物上成核并沿着 优先生长方向生长,呈现出 Widmanstätten 板条状 形态。在 100 ℃/min 和 700 ℃/min 的情况下, $\beta \rightarrow \alpha$ 相变被大量抑制,较多白色衬度的 $\beta/B2$ 相残留在 片层团边界,形成近片层组织^[23-26]。

4 B2 相的热稳定性

4.1 中温区 ω。相在 B2 相中的析出

图 4 是经过 1 100 ℃保温 1 h 淬火后,在 700 ℃ 保温 20 min 后的 B2 相区域的 TEM 图像,整个 B2 相区域均匀分布了大量细小颗粒,经选区衍射分析 发现这些小颗粒为 ω。相,从图 4(c)可看出尺寸为数 十纳米,并且由四种位相关系不同的变体组成,在 <110> 晶带轴下有两种 ω。相被分辨出来,其余两种 与 B2 相晶格重合^[27]。另外,图 4(c)显示出两种 ω。相 晶格之间夹角呈现约 71°,其原因如图 4(d)和(e)来 示意说明。图 4(d) 表示在[110]B2 方向上原子排列 及 B2→ω 转变原子的坍塌方向;图 4(e)表示在[110] B2 方向上 B2 相及内部 ω。相的原子排列。经过几何 计算可得出这两种 ω。相晶格之间夹角为 70.5°,与 实验观察结果几乎相同,很好解释了实验现象。

850 ℃保温 20 min 后的 B2 区域形貌如图 5 所 示。ω。颗粒只分布在 B2 相边界,这是由于 850 ℃时 ω。相的形成能较小,必须借助晶界处的缺陷才可形 核。Al 和 Nb 都是 ω 相稳定性元素,会促进 B2→ω 相转变,使 B2 相晶界成为 ω 相最先形成之处^[27]。另 外,图 5(b)显示出 ω。相只有两种变体,这可能和 B2 相边界状态以及相变应力有关。从高角环形暗场像 来看(5(c)),ω。相边界处亮度较大,说明有相对原子 量较大的元素富集在 ω。相周围,可能是 W 元素被 排出引起的。图 5(e)是这个区域的高分辨图像,经过 傅里叶变换发现,这些 ω。颗粒从边界形成,两种变



图 4 1100 C 休温 1 f 淬火,700 C 休温 20 min 占 B2 区域的 TEM 图像^[17] Fig.4 TEM images of B2 region after holding for 1 h at 1 100 °C then quenching, followed by holding for 20 min at 700 °C^[27]



(a) B2(ω)相区域的明场像





(d) B2(ω)相区域的明场像
 (e) B2(ω)相区域的高分辨图像
 图 5 1 100 ℃保温 1 h 淬火,850 ℃保温 20 min 后 B2 区域的 TEM 图像^[27]
 Fig.5 TEM images of B2 region after holding for 1h at 1 100 ℃ then quenching, followed by holding for 20 min at 850 ℃^[27]

体相互交替向 B2 内部生长。

4.2 B2→ω的相变机制

图 6 是在 850 ℃保温 20 min 后的高分辨图像。 左边是 B2 相,右边是 ω 相,中间表示 B2→ ω 相的 相变过程^[28]。其中较亮位置代表 Ti 原子位置,较暗 位置代表 Al 和 Nb 原子混合位置,图 6(c)是图 6(a) 中 II 区域方框放大图,结合图 6(d) B2→ ω 相变过程 来分析:图 6(c)蓝色虚线上一列原子位置代表了图 6(d)中第 5 层原子位置,可看出相变过程中没发生 位移,白色箭头所指的一列原子位置代表图 6(d)中 第6层原子位置,从左到右亮度逐渐变暗,说明发生 原子扩散,上述结果表明在 B2→ω 转变初期,先发 生了原子扩散、再发生了位移。

结合 B2→ω 相变示意图来分析转变过程^[28]。图 7(a)包含了原子坍塌过程,从同一个(0001)ω 原子面 对[0001]ω 方向上原子点衬度进行分析,图 7(b)的下 面表示的距离代表图 7(a)中第 34 层原子面间距离; 上面表示的距离代表图 7(a)中第 56 层原子面间距 离。从距离变化看,相转变过程中第 56 层原子面间 距未发生变化,而第 34 层原子面间逐渐变小,说明



(a) B2→ω转变区域的反傅里叶变换





在 ω 相形成过程中原子面的坍塌不是同时进行的, 其过程如图 7(c)所示。

4.3 中温区时效 B2(ω)相区域的演变

如图 8(a)和(b)所示,在 700 ℃保温 1 h 后,SEM 结果中 B2 相区域为均一衬度,但从 TEM 图像可看 出整个 B2 相区域已被 ω_0 相所占据,这些纳米尺寸 ω_0 颗粒使整个区域看起来模糊。 ω_0 相尺寸较小,说 明在 700 ℃时 B2 相内部的 ω_0 颗粒不宜发生粗化。 当在 700 ℃时 B2 相内部的 ω_0 颗粒不宜发生粗化。 当在 700 ℃保温 96 h 后,从扫描图像可以看到 B2 相区域内有衬度较暗的相出现(图 8(c)箭头所示), TEM 分析说明这是 γ 相,另外这些 γ 相颗粒分布在 B2 相边界处,尺寸在 400 纳米左右,说明在 700 ℃ 时 γ 相颗粒优先于 B2 相晶界处形核,这是由于晶 界处缺陷较多,形核较为容易。

图 9 表示在 800 ℃下 B2 相的演变。图 9(a)表明



(a) 保温1 h后的SEM-BSE 图像



(b) B2(ω)相区域的TEM 图像

保温 1 h 后 B2 相区域的衬度单一,但 TEM 下显示 出 B2 相区域已经被尺寸为 100 nm 左右的 ω_0 相颗 粒占据,选区衍射表明与在 700 °C 保温 1 h 一样,这 些 ω_0 相相由四种变体组成。当保温时间增加至 96 h 后,B2 相区域内出现大量粗化 γ 相,且内部几乎被 ω_0 相完全占据,从图 9(d)可看出,此时 γ 相颗粒已经 长大至约 2 μ m 长,与扫描观察到的结果一致。

图 10 表示在 850 ℃下 B2 相的演变情况。1 h 后,B2 相区域的背散衬度也是均一,与 700 ℃和 800 ℃一样。当保温 96 h 后,这些 ω。颗粒已经长大 至数微米,这是由于 850 ℃扩散率较高导致 ω。相粗 化,此时 B2 相区域由大块的 ω。相和 B2 相组成,从 选取衍射来看,与 700 ℃和 800 ℃不同的是,B2 相 区域在 850 ℃时效未产生 γ 相颗粒,这是由于随着 ω。颗粒长大,内部 W 元素较快扩散至 B2 相中,而



(c) 保温96 h后的SEM-BSE 图像



(d) B2(ω)相区域的TEM 图像

图 8 B2 相区域 700 ℃时效下演变情况^[29] Fig.8 Evolution of B2 phase region at 700 ℃ aging treatment^[29]

《铸造技术》04/2022

图 9 B2 相区域 800 ℃时效下演变情况^[29] Fig.9 Evolution of B2 phase region at 800 ℃ aging treatment^[29]



(a) 保温1 h后的SEM-BSE 图像



(b) B2(ω)相区域的TEM 图像



(c) 保温96 h后的SEM-BSE 图像



(d) B2(ω)相区域的TEM 图像



(a) 保温1 h后的SEM-BSE 图像



(b) B2(ω)相区域的TEM (α 图像



(c) 保温96 h后的SEM-BSE 图像

1¹0 2¹¹000 <113-B2 01¹²0000 <2243-∞₀ 2<u>00 nm</u>

(d) B2(ω)相区域的TEM 图像

图 10 B2 相区域 850 ℃时效下演变情况^[29] Fig.10 Evolution of B2 phase region at 850 ℃ aging treatment^[29]

W 元素是稳定 B2 相、抑制 ω_0 相形成的元素,这会 阻止 B2 $\rightarrow \gamma$ 转变,而较低温度时 W 元素扩散较慢, 所以才会形成 γ 相。

5 结论与展望

β 凝固 TiAl 合金展现出良好的应用前景,β/B2 相是高温 β→α 相变不完全的产物,通常以亚稳态 存在于室温组织中,在 700~900 ℃会发生转变。对 β/B2 相进行精细化调控,是提升 TiAl 合金综合力 学性能的关键手段,今后工作建议在以下几方面重 点开展:①900 ℃以上温度使用 β 凝固 TiAl 合金成 分设计;②定量建立 β/B2 相体积分数、形态和力学 性能的关联;③针对特定性能需求的 β/B2 相调控 机理和手段。

参考文献:

- [1] 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.
- [2] CLEMENS H, WALLGRAM W, KREMMER S, et al. Design of novel β-Solidifying TiAl alloys with adjustable β/B2-phase frac tion and excellent hot-workability[J]. Advanced Engineering Materials, 2008, 10(8): 707-713.
- [3] SPOERK-ERDELY P, STARON P, LIU J, et al. Exploring structural changes, manufacturing, joining, and repair of intermetallic gamma-TiAl-based alloys: recent progress enabled by in situ syn chrotron X-Ray techniques [J]. Advanced Engineering Materials,

2021, 23(s11): 2000947.

- [4] 陈玉勇,吴敬玺. β 相凝固 TiAl 合金的制备、加工、组织、性能及 工业应用研究进展[J]. 钢铁钒钛, 2021, 42(6): 1-16.
- [5] SUN H L, HUANG Z W, ZHU D G, et al. Dendrite core grain refining and interdendritic coarsening behaviourin W-containing γ-TiAl based alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2013, 552: 213-218.
- [6] JIN Y G, WANG J N, YANG J, et al. Microstructure refinement of cast TiAl alloys by β solidification[J]. Scripta Materialia, 2004, 51
 (2): 113-117.
- [7] 张永刚,韩雅芳,陈国良,等.金属间化合物结构材料[M].北京: 国防工业出版社.
- [8] HUANG Z W, Ordered ω phases in a 4Zr-4Nb-containing TiAl-based alloy[J]. Acta Materialia, 2008, 56(8): 1689-1700.
- [9] SONG L, ZHANG LQ, XU XJ, et al. Omega phase in as-cast high-Nb-containing TiAl alloy [J]. Scripta Materialia, 2013, 68: 929-932.
- [10] NIU H Z, CHEN Y Y, KONG F T, et al. Microstructure evolution, hot deformation behavior and mechanical properties of Ti-43Al-6Nb-1B alloy[J]. Intermetallics, 2012, 31: 249-256.
- [11] TETSUI T, SHINDO K, KAJI S, et al. Fabrication of TiAl components by means of hot forging and machining [J]. Intermetallics, 2005, 13(9): 971-978.
- [12] SUN F S, CAO C X, YAN M G, et al. Alloying mechanism of beta stabilizers in a TiAl alloy[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2001, 32(7): 1573-1589.
- [13] APPEL F, OEHRING M, PAUL J D H. Nano-scale design of TiAl alloys based on β-phase decomposition[J]. Advanced Engineering Materials, 2006, 8(5): 371-376.

- [14] GOGIA A K, NANDY T K, BANERJEE D, et al. Microstructure and mechanical properties of orthorhombic alloys in the Ti-Al-Nb system[J]. Intermetallics, 1998, 6(7-8): 741-748.
- [15] SCHNITZE R, CHLADIL H F, SCHEU C, et al. The production of lamellar microstructures in intermetallic TiAl alloys and their characterization[J]. Practical Metallography, 2007, 44(9): 430-442.
- [16] HUANG Z W, VOICE W, BOWEN P, Thermal exposure induced α₂+γ→B2 (ω) and α₂→B2 (ω) phase transformations in a high Nb fully lamellar TiAl alloy[J]. Scripta Materialia, 2003, 48: 79-84.
- [17] HUANG Z W, ZHU D G. Thermal stability of Ti-44Al-8Nb-1B alloy[J]. Intermetallics, 2008, 16(2): 156-167.
- [18] APPEL F, PAUL J D H, OEHRING M. Gamma Titanium Aluminide Alloys-Science and Technology (Section 5.3) [M]. WI-LEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2011.
- [19] TETSUI T, SHINDO K, KOBAYASHI S, et al. Strengthening a high-strength TiAl alloy by hot-forging[J]. Intermetallics, 2003, 11 (4): 299-306.
- [20] 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.
- [21] CHLADIL H F, CLEMENS H, ZICKLER G A, et al. Experimental studies and thermodynamic simulation of phase transformation in high Nb containing γ-TiAl based alloys[J]. International Journal of Materials Research, 2007, 98(11): 1131-1137.

- [22] YU T H, KOO C H. Microstructural evolution of a hot-rolled Ti-40Al-10Nb alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 1997, 239-240(97): 694-701.
- [23] YANG J R, WANG X Y, CAO B, et al. Tailoring the microstructure of a beta-solidifying TiAl alloy by controlled post-solidification isothermal holding and cooling [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2017, 48(10): 5095-5105.
- [24] CAO B, YANG J R, WANG X Y, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of a Ti-45Al-8.5Nb-(W, B, Y) alloy obtained by controlled cooling from a single β region [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 740: 1140-1148.
- [25] YANG J R, CAO B, WU Y L, et al. Continuous cooling transformation(CCT) behavior of a high Nb-containing TiAl alloy[J]. Materialia, 2019, 5: 100169.
- [26] 杨劼人,张小干,曹蓓,等. TiAl 合金冷却相变研究进展及细晶 组织调控[J]. 特种铸造及有色合金, 2021, 41(2): 142-146.
- [27] WANG X Y, YANG J R, WU Y L, et al. Nucleation behaviour of ω_0 phase in TiAl alloys at different elevated temperatures [J]. Journal of Materials Science, 2018, 53(7): 5287-5295.
- [28] WANG X Y, YANG J R, ZHANG K R, et al. Atomic-scale observations of B2 →omega-related phases transition in high-Nb containing TiAl alloy[J]. Materials Characterization, 2017, 130: 135-138.
- [29] WANG X Y, YANG J R, SONG L, et al. Evolution of B2 (ω) region in high-Nb containing TiAl alloy in intermediate temperature range[J]. Intermetallics, 2017, 8: 32-39.