● 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:1000-8365(2022)04-0237-08

Research Progress on Evolution Behavior and Control of $\beta/B2$ 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 $L\to L+\beta\to \beta\to \beta+\alpha\to\cdots$,由于凝固过程中不发生包晶转变 $L+\beta\to \alpha$,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 \rightarrow B2 有序化转变而来,具有体心立方(b.c.c)结构 $^{(i)}$ 。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

基金项目: 国家自然科学基金(52074229,51401168)

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.

血 並 禺 红 构 杓 科 及 凝 回 加 上 及 不 顷 九 .

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

构的特点,被认为优于包晶凝固特征 TiAl 合金。 Huang 等鬥认为,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 等鬥在挤压态 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 Ti_2 AlNb 结构相似鬥,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/β 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。

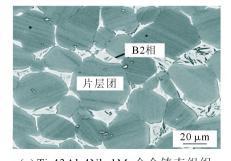
2 β/B2 相演变规律与机制

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 $5\sim20~\mu m$ 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, $\beta\to B2$ 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,使 β 相b.c.c 结构的对称性下降,从而转变成有序 B2 相[17]。



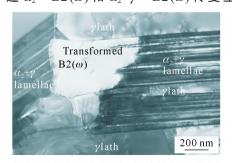
(a) Ti-43Al-4Nb-1Mo合金铸态组织, α_2/γ 片层团组织间分布不规则条块状B2相

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, $\beta \to B2$ 的有序化温度范围是 $1410\sim1420$ °C。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 $175\sim1205$ °C,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_{eut}) 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 $\beta \to B2$ 有序化转变中,冷却过程对 $\beta \to B2$ 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 $T_{\rm eut}$ (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 °C 时效 6 h 后,B2 相的体积分数从 14%下降到 3% [19],Ti-44Al-8Nb-1B 合金经1 310 °C热等静压后,B2 相几乎都被消除 [15],说明B2 相在 $T_{\rm eut}$ 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, $T_{\rm eut}$ 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[21]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 ω 相 (\sim 200 nm)。研究还确定了 B82 ω 相和亚稳 B2 相之间的位向关系以及析出取向,并发现 B82 ω 相容易在 Ti 和 Nb含量较高的区域生成。Song 等[8]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 B82 ω 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_2 / γ 片层组织会发生分解,可通过 $\alpha_2 \rightarrow$ B2 (ω)和 α_2 + $\gamma \rightarrow$ 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

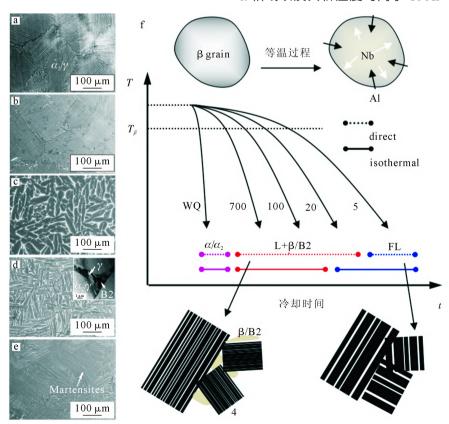
具有 Ti-45Al-8Nb-(W, B, Y)(at.%)成分特征的 β 凝固 TiAl 合金是 TiAl 合金向更高温发展的典 范。从 1 500 ℃(β 单相区)保温 30 min 后以不同冷 速冷却至室温,其显微组织如图2所示,室温组织 呈现较大的差异^[22]。当冷速为 5 ℃/min 和 20 ℃/min 时,合金的显微组织呈均匀的全片层组织,平均片 层团尺寸分别为 272.0 μm 和 171.5 μm, 且没有明 显 β/B2 偏析,如图 2(a)和(b)。这表明在 β 相区保温 有利于 $β \rightarrow α$ 完全转变,可以消除 β 偏析,形成均匀 组织。在较慢冷速下,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 α 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 $\{011\}_{\beta}$ //(000 1) α 以及 <1-11> β //<11-20> α 的 Burgers 位相关系。快冷条件下,如图 2(e), α_2 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 \mathbb{C} /min 增加到 700 \mathbb{C} /min,片层间距从 0.41 μ m 减小到 0.06 μ m。图 2(f) 所示,由于较慢冷速下 β 稳定元素充分扩散,有利于 $\beta \rightarrow \alpha$ 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 $1500 \ \mathbb{C}(\beta)$ 单相区)以 $5\ 20$ 以及 $100 \ \mathbb{C}/\min$ 的冷速冷却至不同温度(间隔 $50 \ \mathbb{C}$)、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 $3 \ \mathrm{fm}^{[23,25]}$ 。在平衡冷却时, Ti - $45\mathrm{Al}$ - $8.5\mathrm{Nb}$ - W , B , Y)合金在冷却过程中发生以下相变过程: $\beta \to \alpha \to \alpha+\gamma \to \alpha_2+\gamma$ 。而高Nb-TiAl的 α 单相区较窄($1290\sim1360\ \mathbb{C}$), β 相线、 α 相线以及共析温度均高于 Ti -Al 二元相图。



(a) 5 $^{\circ}$ C/min; (b) 20 $^{\circ}$ C/min; (c) 100 $^{\circ}$ C/min; (d) 700 $^{\circ}$ C/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

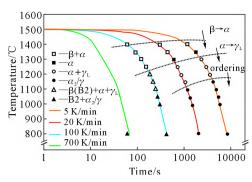


图 3 不同冷却速度下 Ti-45Al-8.51Nb-(W, B, Y)合金的连续 冷却曲线^[24]

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

在 5 \mathbb{C} /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 \mathbb{C} /min 增加到 20 \mathbb{C} /min, α 单相区和 $\alpha \rightarrow \gamma_L$ 相变开始温度降低约 50 \mathbb{C} 。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 \mathbb{C} /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 \mathbb{C} /min 和 700 \mathbb{C} /min 的情况下, $\beta \rightarrow \alpha$ 相变被大量抑制,较多白色衬度的 β /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 ω₀ 相在 B2 相中的析出

图 4 是经过 1 100 °C 保温 1 h 淬火后,在 700 °C 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 $\rightarrow\omega$ 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 $\to\omega$ 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

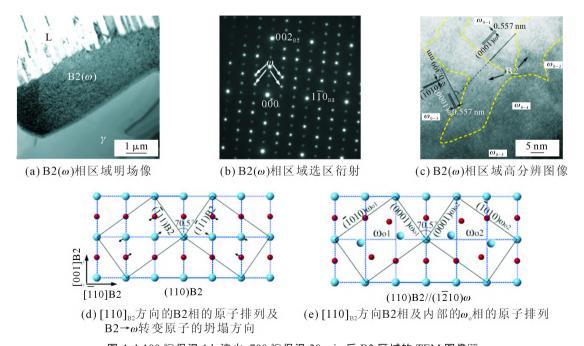


图 4 1 100 ℃保温 1 h 淬火,700 ℃保温 20 min 后 B2 区域的 TEM 图像[27] Fig.4 TEM images of B2 region after holding for 1 h at 1 100 ℃ then quenching, followed by holding for 20 min at 700 ℃[27]

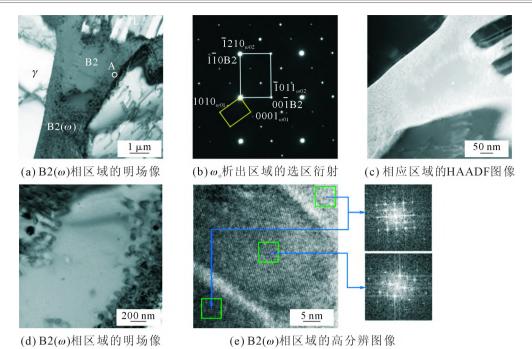


图 5 1 100 ℃保温 1 h 淬火 ,850 ℃保温 20 min 后 B2 区域的 TEM 图像[27]

Fig. 5 TEM images of B2 region after holding for 1h at 1 100 °C then quenching, followed by holding for 20 min at 850 °C [27]

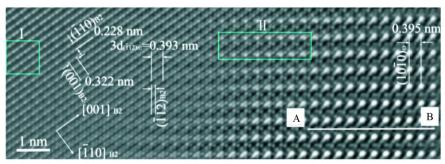
体相互交替向 B2 内部生长。

4.2 B2→ω 的相变机制

图 6 是在 850 °C 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 $\rightarrow \omega$ 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 A1 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 $\rightarrow \omega$ 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 $B2\rightarrow\omega$ 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

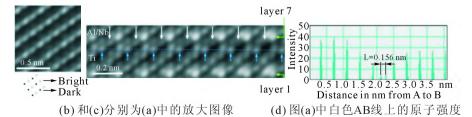
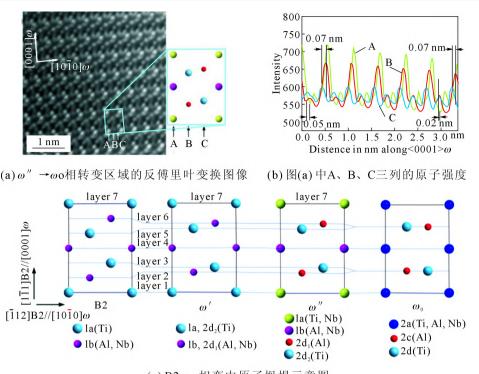


图 6 1 100 ℃保温 1 h 淬火,850 ℃保温 20 min 后 B2→ω 高分辨率 TEM 图像[28]

Fig.6 High resolution TEM images of B2 $\rightarrow\omega$ transition after holding for 1h at 1 100 °C then quenching, followed by holding for 20 min at 850 °C ^[28]



(c) B2→ω相变中原子坍塌示意图 图 7 ω"→ω。相转变机理^[27] Fig. 7 $\omega'' \rightarrow \omega_0$ phase transition mechanism^[27]

 $c \omega$ 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。

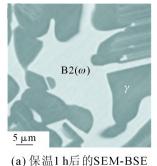
4.3 中温区时效 B2(ω)相区域的演变

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 。相所占据,这些纳米尺寸 ω 。颗粒使整个区域看起来模糊。 ω 。相尺寸较小,说 明在 700 $^{\circ}$ 时 B2 相内部的 ω 。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 °C 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

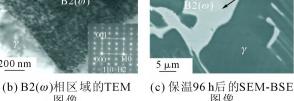
保温 1 h 后 B2 相区域的衬度单一, 但 TEM 下显示 出 B2 相区域已经被尺寸为 100 nm 左右的 ω_0 相颗 粒占据,选区衍射表明与在 700 ℃保温 1 h 一样,这 些 ω 。相相由四种变体组成。当保温时间增加至 96 h 后,B2 相区域内出现大量粗化 γ 相,且内部几乎被 ω 。相完全占据,从图 9(d)可看出,此时 γ 相颗粒已经 长大至约 2 µm 长,与扫描观察到的结果一致。

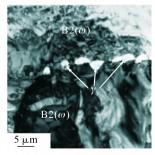
图 10 表示在 850 ℃下 B2 相的演变情况。1 h 后,B2 相区域的背散衬度也是均一,与 700 ℃和 800 ℃一样。当保温 96 h 后,这些 ω。颗粒已经长大 至数微米,这是由于850℃扩散率较高导致ω。相粗 化,此时 B2 相区域由大块的 ω 。相和 B2 相组成,从 选取衍射来看,与 700 ℃和 800 ℃不同的是,B2 相 区域在 850 ℃时效未产生 γ 相颗粒,这是由于随着 ω 。颗粒长大,内部 W 元素较快扩散至 B2 相中,而



图像

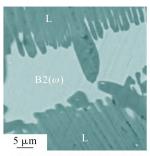
 $B2(\omega)$ 200 nm



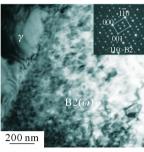


(d) B2(ω)相区域的TEM 图像

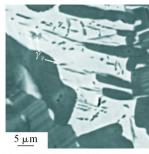
图 8 B2 相区域 700 ℃时效下演变情况[29] Fig.8 Evolution of B2 phase region at 700 °C aging treatment[29]



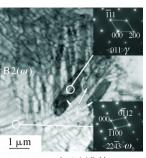
(a) 保温1 h后的SEM-BSE 图像



(b) B2(ω)相区域的TEM 图像

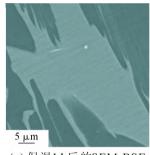


(c) 保温96 h后的SEM-BSE 图像

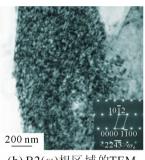


(d) B2(ω)相区域的TEM 图像

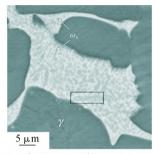
图 9 B2 相区域 800 ℃时效下演变情况^[29] Fig.9 Evolution of B2 phase region at 800 ℃ aging treatment^[29]



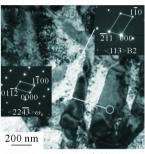
(a) 保温1 h后的SEM-BSE 图像



(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

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 。相形成的元素,这会阻止 B2 \rightarrow γ 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 $\alpha_2+\gamma \rightarrow B2$ (ω) and $\alpha_2 \rightarrow B2$ (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_o 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.