● 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:β/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。β/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 β/B2 相演变及控制,结合高 Nb-TiAl 合金,综述了 β/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 β/B2 Phase in β-solidified TiAl Alloy

YANG Jieren

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

Abstract: β/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 β/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 β/B2 phase and the mechanism of β/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

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.

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

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

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 Ti_2AlNb 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/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 5~20 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。

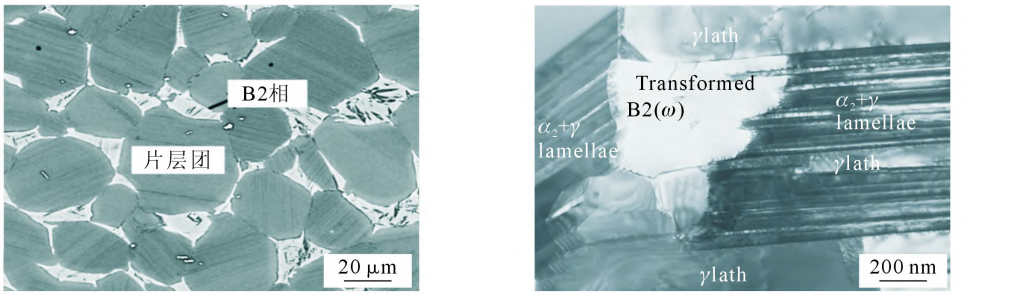
2.2 β→B2 有序化和 B2 相含量控制

目前认为，β→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]。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_{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 β→B2 有序化转变中，冷却过程对 β→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_{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 ℃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 ℃热等静压后，B2 相几乎都被消除[15]，说明 B2 相在 T_{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_{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 $B8_2$ 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 $B8_{2\text{-}\omega}$ 相 (～200 nm)。研究还确定了 $B8_{2\text{-}\omega}$ 相和亚稳 B2 相之间的位向关系以及析出取向，并发现 $B8_{2\text{-}\omega}$ 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 $B8_{2\text{-}\omega}$ 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 $\alpha_2\rightarrow B2(\omega)$ 和 $\alpha_2+\gamma\rightarrow B2(\omega)$ 转变生成二次亚稳



(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

(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]

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

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

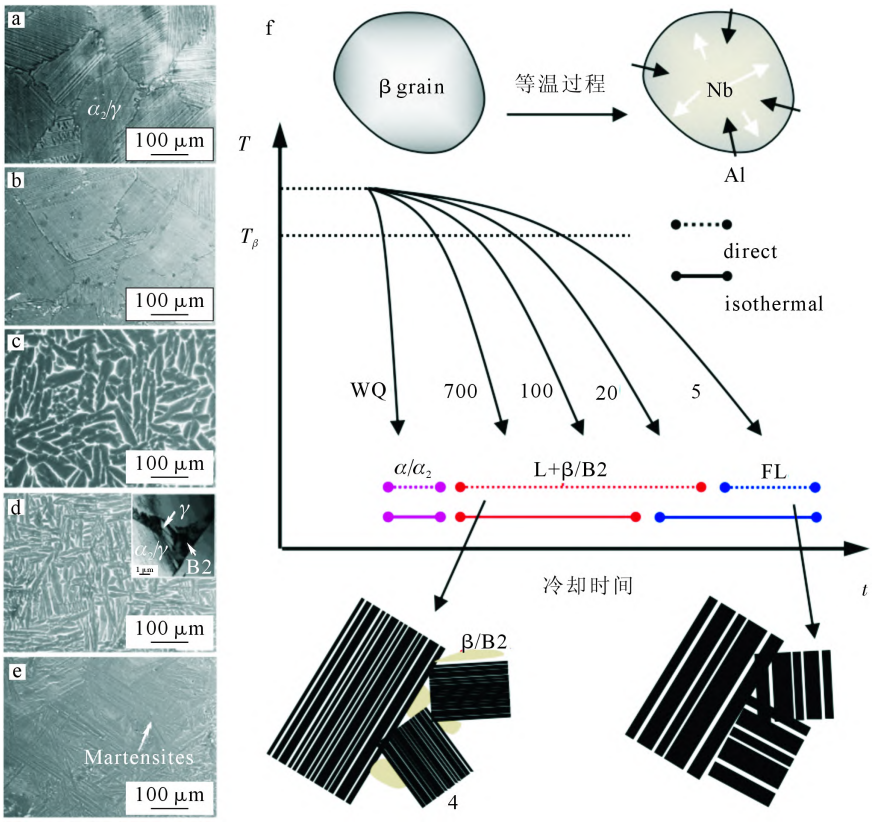
3.1　高 Nb–TiAl 合金不同冷速下的显微组织

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→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 $\{011\}_\beta//(000\ 1)_\alpha$ 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 ℃/min 增加到 700 ℃/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

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

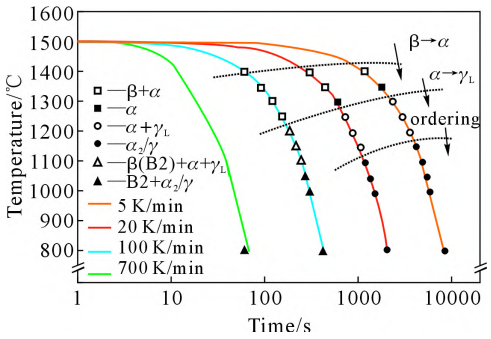


图 3 不同冷却速度下 Ti-45Al-8.51Nb-(W, B, Y)合金的连续冷却曲线[24]

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

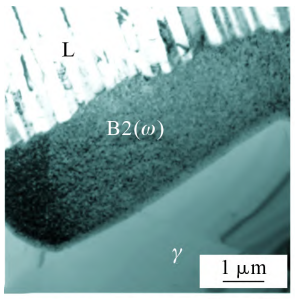
在 5 ℃/min 冷速下，接近平衡冷却，最终获得全片层组织结构，片层有一定程度粗化。由于慢冷下α相通过 α→β 界面的迁移发生 β→α 分解，在 α 晶粒内部和 α/β 界面形成片层结构。随着冷速从 5 ℃/min 增加到 20 ℃/min，α 单相区和 α→γ_L 相变开始温度降低约 50 ℃。可以看出，α 相的形核过冷度随着冷速增加而增加，表明相变温度不仅受化学成分影响，而且还受冷速影响。即使如此，在 20 ℃/min 冷速下，仍可获得没有 β/ B2 相的全片层组织。当进一步提高冷速时，α 相的形核过冷度增加。大多数 α 晶粒在 β 晶界和硼化物上成核并沿着优先生长方向生长，呈现出 Widmanstätten 板条状形态。在 100 ℃/min 和 700 ℃/min 的情况下，β→α 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

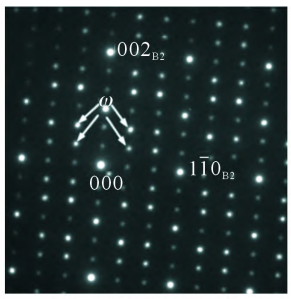
4.1 中温区 ω_o 相在 B2 相中的析出

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_o 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_o 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_o 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_o 相的原子排列。经过几何计算可得出这两种 ω_o 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。

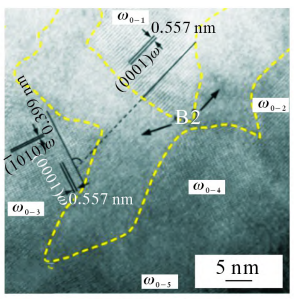
850 ℃保温 20 min 后的 B2 区域形貌如图 5 所示。ω_o 颗粒只分布在 B2 相边界，这是由于 850 ℃时 ω_o 相的形成能较小，必须借助晶界处的缺陷才可形核。Al 和 Nb 都是 ω 相稳定性元素，会促进 B2→ω 相转变，使 B2 相晶界成为 ω 相最先形成之处[27]。另外，图 5(b)显示出 ω_o 相只有两种变体，这可能和 B2 相边界状态以及相变应力有关。从高角环形暗场像来看(5(c))，ω_o 相边界处亮度较大，说明有相对原子量较大的元素富集在 ω_o 相周围，可能是 W 元素被排出引起的。图 5(e)是这个区域的高分辨图像，经过傅里叶变换发现，这些 ω_o 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



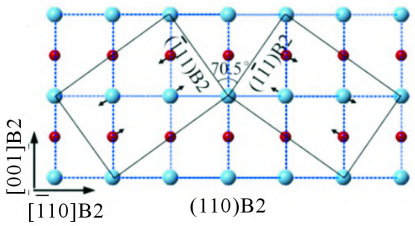
(a) B2(ω)相区域明场像



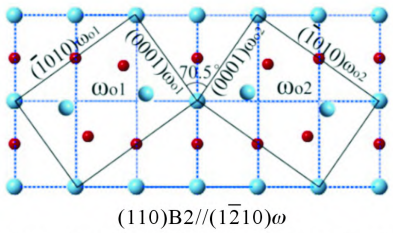
(b) B2(ω)相区域选区衍射



(c) B2(ω)相区域高分辨图像



(d) $[110]_{B2}$方向的B2相的原子排列及B2→ω转变原子的坍塌方向

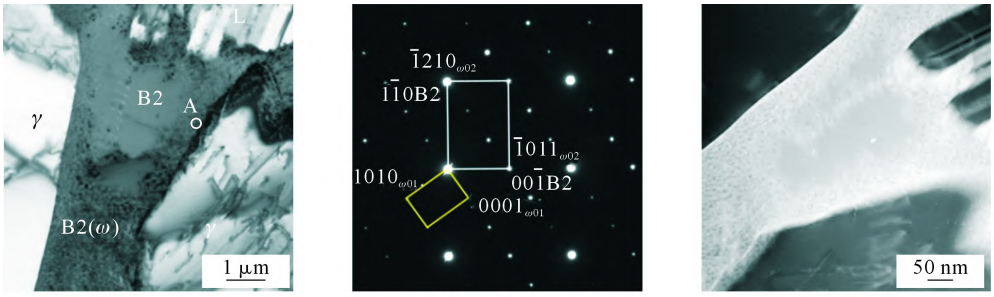


(e) $[110]_{B2}$方向B2相及内部的ω_o相的原子排列

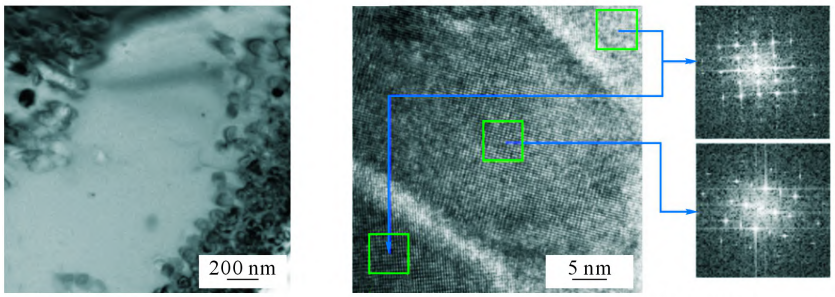
图 4 1 100 ℃保温 1 h 淬火，700 ℃保温 20 min 后 B2 区域的 TEM 图像[27]

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]

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net



(a) B2(ω)相区域的明场像　(b) ω。析出区域的选区衍射　(c) 相应区域的HAADF图像



(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]

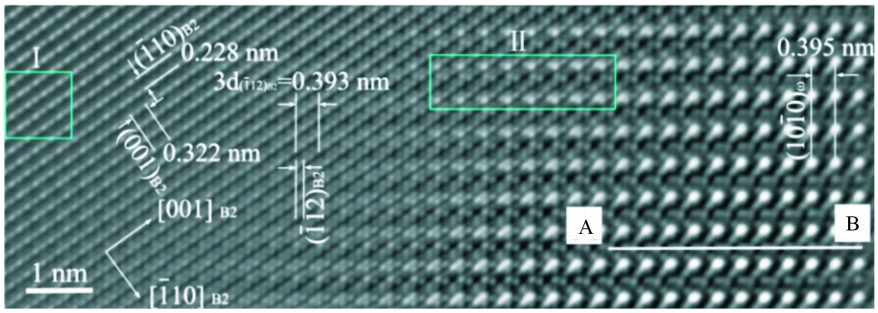
Fig.5　TEM images of B2 region after holding for 1h at 1 100 ℃ then quenching, followed by holding for 20 min at 850 ℃[27]

体相互交替向 B2 内部生长。

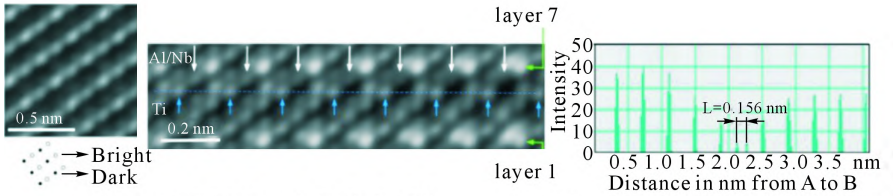
4.2　B2→ω 的相变机制

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

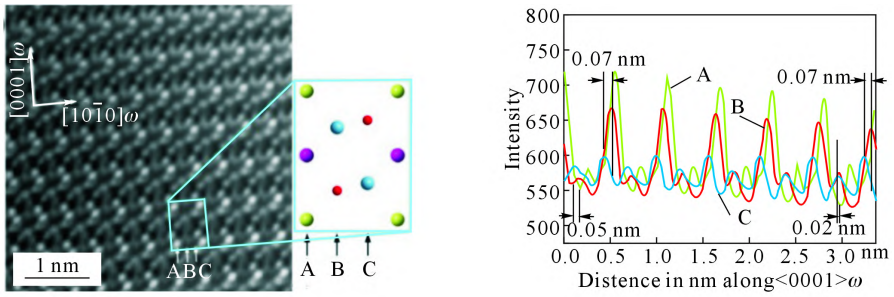


(b) 和(c)分别为(a)中的放大图像　(d) 图(a)中白色AB线上的原子强度

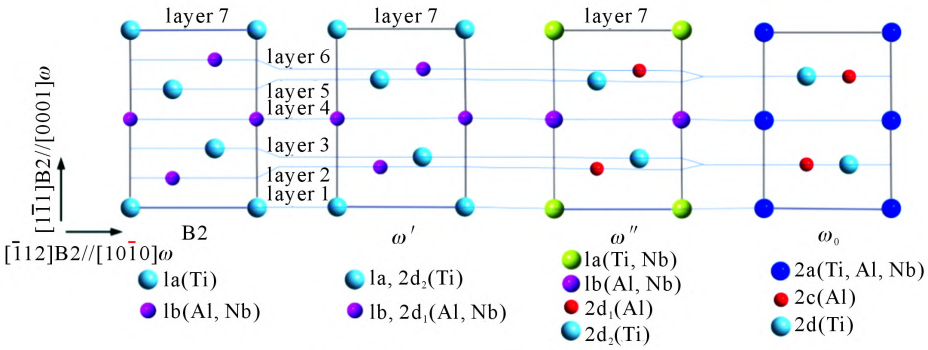
图 6　1 100 ℃保温 1 h 淬火，850 ℃保温 20 min 后 B2→ω 高分辨率 TEM 图像[28]

Fig.6　High resolution TEM images of B2→ω transition after holding for 1h at 1 100 ℃ then quenching, followed by holding for 20 min at 850 ℃[28]

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net



(a) ω'' →ωo相转变区域的反傅里叶变换图像　(b) 图(a)中A、B、C三列的原子强度



(c) B2→ω相变中原子坍塌示意图

图 7 $\omega''\rightarrow\omega_o$ 相转变机理[27]

Fig.7 $\omega''\rightarrow\omega_o$ phase transition mechanism[27]

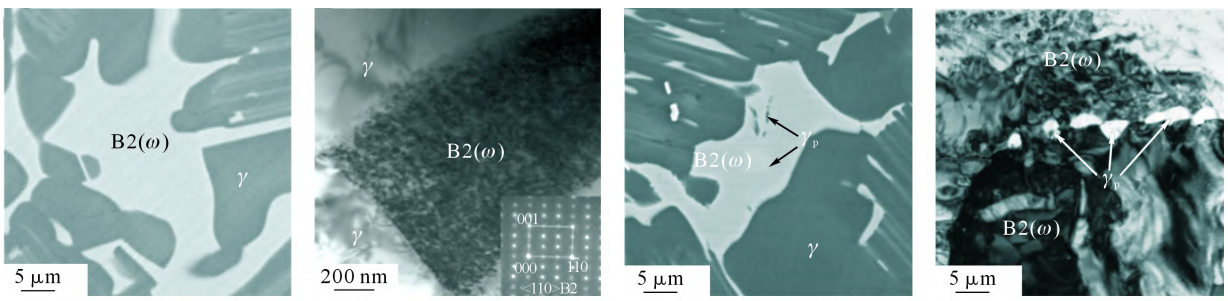
在 ω 相形成过程中原子面的坍塌不是同时进行的，其过程如图 7(c)所示。

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_o 相所占据，这些纳米尺寸 ω_o 颗粒使整个区域看起来模糊。ω_o 相尺寸较小，说明在 700 ℃时 B2 相内部的 ω_o 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_o 相颗粒占据，选区衍射表明与在 700 ℃保温 1 h 一样，这些 ω_o 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_o 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_o 颗粒已经长大至数微米，这是由于 850 ℃扩散率较高导致 ω_o 相粗化，此时 B2 相区域由大块的 ω_o 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_o 颗粒长大，内部 W 元素较快扩散至 B2 相中，而

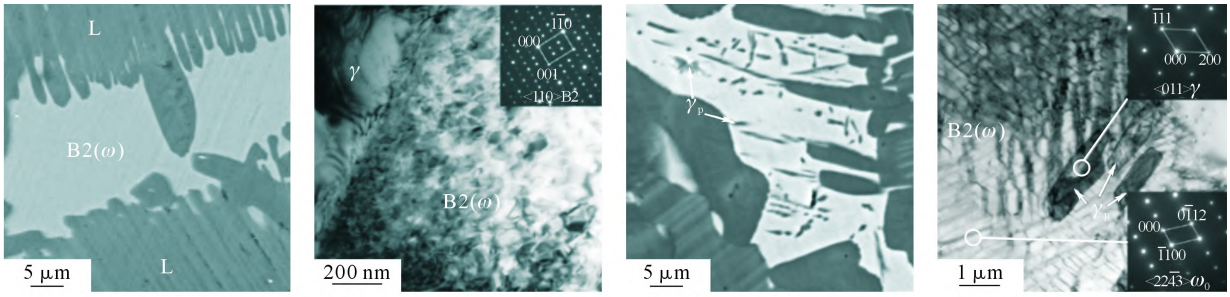


(a) 保温1 h后的SEM-BSE图像　(b) B2(ω)相区域的TEM图像　(c) 保温96 h后的SEM-BSE图像　(d) B2(ω)相区域的TEM图像

图 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]

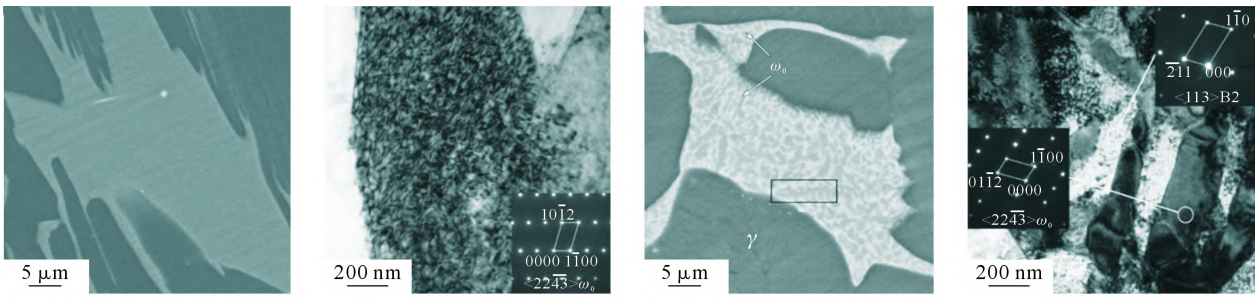
(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net



(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_o 相形成的元素，这会阻止 B2→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 fraction 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 synchrotron 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.

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

[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 ($\omega$) 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]. WILEY-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-solidifica tion 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.

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net