

高 Nb-TiAl 合金定向凝固研究现状及展望

杨劫人^{1,2}, 陈瑞润², 郭景杰², 丁宏升², 傅恒志^{1,2}

(1. 西北工业大学 凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072)

(2. 哈尔滨工业大学, 黑龙江 哈尔滨 150001)

摘要: 高 Nb-TiAl 合金具有高比强和优异的高温性能, 是 TiAl 合金向 800 °C 以上应用发展的重要方向, 其定向组织合金作为叶片材料在高推重比发动机中具有巨大的应用潜力。以传统 TiAl 合金定向凝固为背景论述了高 Nb-TiAl 合金定向凝固的研究现状。首先介绍了定向凝固方法和模壳材料发展, 然后对高 Nb-TiAl 合金定向凝固宏观组织、界面形态和片层特征控制进行了评述, 接着简要阐述了冷坩埚定向凝固制备高 Nb-TiAl 合金的相关工作, 进一步对定向组织高 Nb-TiAl 合金的力学性能进行了分析。最后, 展望了高 Nb-TiAl 合金定向凝固的发展方向。

关键词: 高 Nb-TiAl 合金; 定向凝固; 宏观组织; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG146.2; TG249.9

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2016)05-1357-07

高 Nb-TiAl 合金是 TiAl 合金向高温应用发展的重要方向, 作为一类先进的轻质高温结构材料, 其密度在 4.2 g/cm³ 左右, 仅为高温合金的一半, 且具有优良的高温抗氧化和力学性能, 在未来先进飞行器 650~900 °C 服役温度范围内, 展现出良好的应用前景^[1]。研究表明, 8%~10% 的 Nb 添加可使合金熔点提高约 100 °C, 同时显著增强合金的抗氧化性和抗蠕变性。目前重点发展的高 Nb-TiAl 合金成分为 Ti-(44~46)Al-(6~9)Nb-(0~2.5)(W, B, Y, Mn)^[2]。对于铸造合金, 为了减少偏析, 通常采用较低的 Nb 含量, 同时添加较多的 B 元素以细化晶粒, 适量添加 Y 和 Mn 可以改善合金塑性和细化片层间距^[3,4]。

采用定向凝固(directional solidification, DS)技术, 消除晶体横向晶界, 可显著提升结构材料的初熔温度、受载方向的强度、塑性和抗蠕变性^[5]。研究表明, 当 TiAl 合金中 α_2/γ 片层取向与载荷方向平行、且柱状晶片层取向在横截面上的角度不同时(PST 晶体), 合金具有最佳的综合力学性能, 其高温蠕变速率仅为铸态组织的几分之一^[6], 由此, 在发动机叶片应用上展现出巨大的优势和潜力。到目前为此, 人们对 TiAl 合金片层取向控制及性能相关性研究展开了大量工作, 可以集中归纳如下:

(1) 采用以 Ti-43Al-3Si 成分为代表的籽晶合金来控制片层取向, 研究籽晶材料的热稳定性以及其它合

金元素比如 Mo 和 C 的影响^[7, 8];

(2) 在 Ti-Al 二元相图基础上, 建立了定向凝固初生相选择理论, 如界面响应函数和成分过冷形核假设模型, 并通过调整合金成分(如添加 β 相稳定元素)和凝固参数(G_L 和 V)来控制界面形态和凝固路径^[9-11];

(3) 系统研究了具有单一 α_2/γ 片层取向 TiAl 合金的力学性能, 包括压缩/拉伸强度, 延伸率, 断裂韧性, 蠕变和疲劳等^[12-14]。

然而目前来看, 片层控制理论尚不成熟, 控制窗口窄、影响因素复杂且普适性较差。另一方面, 惰性模壳的制备问题严重制约了定向凝固 TiAl 合金向工业级尺寸发展。高 Nb-TiAl 合金的定向凝固研究在传统成分 TiAl 合金定向凝固基础上展开。本文针对高 Nb-TiAl 合金定向凝固技术, 围绕其制备方法、模壳材料、宏观组织、界面及枝晶形态控制、力学性能, 对国内外研究现状进行评述。进一步, 对近年来新兴的冷坩埚定向制备高 Nb-TiAl 合金进行简要介绍。最后, 展望高 Nb-TiAl 合金定向凝固的发展趋势。

1 定向凝固方法与模壳材料

高 Nb-TiAl 合金定向凝固基本沿用传统 TiAl 合金的定向凝固方法, 基于 Bridgman 法在小尺寸陶瓷管中进行, 如图 1a 所示。Bridgman 法具有设备简单、操作方便的优点。通过加热体对模壳及 TiAl 合金进行辐

收稿日期: 2015-05-29

基金项目: 国家重点基础研究发展计划(2011CB605504); 教育部新世纪优秀人才支持计划(NCET-12-0153); 国家自然科学基金(51274076)

作者简介: 杨劫人, 男, 1984 年生, 博士, 副教授, 西北工业大学材料学院, 陕西 西安 710072, 电话: 029-88460361, E-mail: yangjieren@nwpu.edu.cn

射加热,使预置的 TiAl 合金试棒熔化,在底部介质的强冷下,形成自上而下的轴向温度梯度,然后进行定向抽拉,实现熔体的逐层凝固。底部冷却介质通常采用 Ga-In-Sn 液态金属,可通过快速抽拉将模壳淬入介质中激冷,将凝固界面在高温时的形貌保留下来。然而,由于 TiAl 合金熔体的高化学活性,采用 Bridgman 法无法避免陶瓷模壳对 TiAl 合金熔体的污染。对此, Inui^[15], Johnson 等人^[16]采用光区悬浮 TiAl 合金进行定向凝固,并较为系统地研究了具有单一层片取向 TiAl 合金的组织-性能关系,但目前尚未见高 Nb-TiAl 合金光区悬浮定向凝固的报道。

Bridgman 法定向凝固中,盛装高 Nb-TiAl 的常用陶瓷材料为 Al₂O₃ (或有 Y₂O₃ 涂层), Y₂O₃, ZrO₂ 或 CaO^[17, 18]。其中, CaO 成本最低,但有强烈的亲水性,无法实现工程应用。Al₂O₃ 管由于其低成本和可接受的污染性而被广泛使用。Y₂O₃ 惰性最强,但其成本高昂且制作工艺苛刻,限制了其广泛应用。由此,目前较为认可的模壳使用手段是对 Al₂O₃ 管进行 Y₂O₃ 涂层处理。即便如此, TiAl 熔体在和模壳的长时接触中,仍无法避免污染,从而导致可预计的性能恶化。图 1b 为 Ti-46Al-8Nb 合金在 Y₂O₃ 坩埚定向凝固后的组织污染情况。研究表明, Y₂O₃ 从管壁剥落并沉淀在枝晶间区域,其体积分数及氧含量与熔体温度及接触时间成指数增长关系^[19]。图 1c 和 1d 显示了采用 Al₂O₃ 管定向凝固 Ti-47Al-2Cr-2Nb 的组织污染,图 1c 片层组织

上的黑色衬度物质为 Al₂O₃ 颗粒,并且模壳和熔体之间形成了反应层,如图 1d 所示^[17]。采用有 Y₂O₃ 涂层的 Al₂O₃ 陶瓷管, Ding 等人^[20]在 Ti-45Al-8Nb-(W, B, Y) 和 Ti-46Al-5Nb 定向凝固组织中均发现了分布于枝晶内和枝晶间的不规则 Y₂O₃ 沉淀物。

总的来说,陶瓷模壳对定向凝固高 Nb-TiAl 合金的影响有两方面:一,从模壳上剥离的陶瓷颗粒作为夹杂物沉淀在基体中,如此可能会成为裂纹萌生源;二,氧元素与基体作用,会促进初生相 β→α 转变,由此改变凝固路径,从而干扰 α₂/γ 片层取向控制。当初生相为 α 时,最终的片层取向垂直于生长方向,合金在此种情况下的塑性最差。因此,发展无污染的高 Nb-TiAl 合金定向凝固技术是必要的,同时需要进一步研究高惰性的模壳材料,并向大尺寸发展,以满足定向高 Nb-TiAl 合金工程化的需求。目前,高品质 Y₂O₃、BN 和 AlN 等材料的惰性坩埚制备正在研究中^[17, 21, 22]。

2 定向凝固宏观组织

高 Nb-TiAl 合金定向凝固过程中,应控制柱状晶稳定生长,避免出现横向晶界,以提高合金性能。由于 Bridgman 法试样尺寸的限制,目前很少有研究讨论高 Nb-TiAl 合金的宏观组织。表 1 统计了近年来国内外对高 Nb-TiAl 合金定向凝固的研究情况,包括成分、试样尺寸和宏观组织形貌。

定向凝固高 Nb-TiAl 合金的成分主要是参考铸造合金成分进行设计的。但是,根据定向高温合金的成分选择经验,采用铸态成分有时反而会使定向组织合金的性能恶化。比如,在铸造和变形高温合金中常通

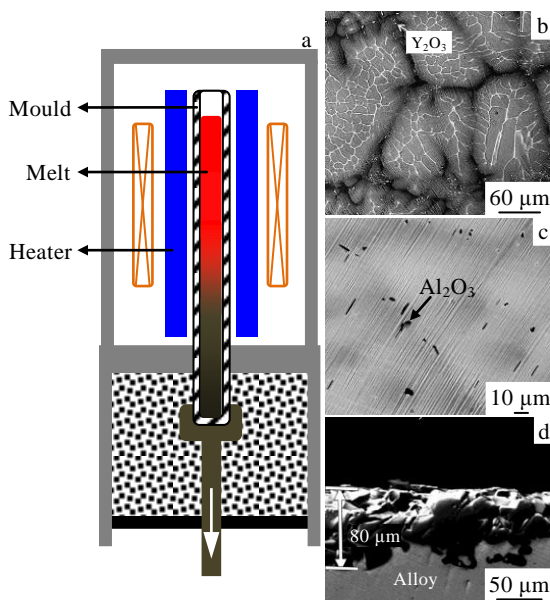


图 1 Bridgman 法定向凝固 TiAl 合金及其组织污染

Fig.1 Effect of ceramic crucibles on TiAl alloys directionally solidified in Bridgman way^[17, 19]: (a) schematic of Bridgman DS; (b) Y₂O₃ and (c) Al₂O₃ particles in matrix; (d) reaction layer

表 1 高 Nb-TiAl 合金定向凝固研究现状

Table 1 Current study on the DS of high Nb-TiAl alloys

Composition/at%	Diameter/mm	Macrostructure
45-7 ^[25]	15	90 mm DS
46-8 ^[11]	8	50 mm DS
46-8 ^[26]	7.5	Inward growth
45-8.5-(W, B, Y) ^[27]	7.2	Partly DS
43-8-(B, C) ^[28]	6.8	Partly DS
45-8 ^[28]	6.8	Partly DS
45-8-(W, B, Y) ^[29, 30]	6.5	40 mm basic DS
45-8 ^[31]	6.5	Partly DS
45-8.5 ^[32]	6.5	Partly DS
45-8-(W, B, Y) ^[33]	6.5	20 mm poor DS
46-8 ^[34]	6.5	30 mm outward growth
44-7-2B ^[34]	6.5	Equiaxed growth
45-6-0.3B ^[20]	5.5	Oriented α ₂ /γ laths
46-8 ^[35]	3	14 mm DS
46-8 ^[36]	3	16 mm basic DS
45-8 ^[37]	3	Partly DS
45-8-xB ^[37]	3	Equiaxed growth

过硼元素的微量添加来提升材料的高温持久性能,但定向凝固高温合金很少使用硼元素。又如, K417G 合金中的 Zr 元素在定向凝固 DZ417G 合金中会增加其热裂倾向^[23]。因此,从铸造合金向定向凝固合金发展时,通过调整合金元素含量(特别是微量元素)和降低有害杂质水平来优化定向组织性能是十分必要的。然而,高 Nb-TiAl 合金的铸件尚未进入应用阶段,其性能考核还没形成体系与标准,因此其定向合金成分的选择还需要进一步科学化。目前,人们主要集中在研究 Ti-(44~48)Al-(5~9)Nb-(0~2.5)(W, B, Y, C)成分的定向凝固^[2, 24]。

硼元素对高 Nb-TiAl 合金定向凝固组织有重要影响。研究表明,当硼在 β 相完全固溶时,其细化作用发生在固态相变 $\beta \rightarrow \alpha$ 过程中^[38-40]。当硼含量超过 β 相固溶度时,会促使硼化物在枝晶间区域析出^[41, 42]。Hu^[41]对定向凝固 Ti-44Al-8Nb-1B 组织进行 EBSD 分析发现,枝晶间的一部分 α 相析出和 TiB 满足 $\langle 1120 \rangle_{\alpha_2} // [010]_{B_{27}}$ 和 $(0001)_{\alpha_2} // (001)_{B_{27}}$ 关系,而另一部分 α 相则取向随机析出。因此,硼化物对柱状晶的细化机理是作为枝晶间的形核基体,促使大量 α 相形核生长。这明显不利于进一步片层取向的控制,故在定向凝固高 Nb-TiAl 合金成分选择时,需慎重考虑硼的添加。由表 1 中数据还可发现,高 Nb-TiAl 合金宏观组织的定向程度还有待进一步提升,在一些含硼元素的合金组织中,甚至出现了等轴生长的情况。由上文分析可知,硼元素使先析出相类型发生混乱,且干扰柱状晶的稳定生长。

图 2 为有代表性的高 Nb-TiAl 合金定向凝固宏观组织。图 2a 是采用二次定向凝固法制备出的片层取向与生长方向一致的高 Nb-TiAl 合金组织。其原理是截取一次定向凝固顶端的单一片层取向晶粒作为二次定向凝固的籽晶使用,要求两次定向凝固条件相同,发生完全包晶转变,避免二次定向中 α 相先析出。研究还发现, β 相一次枝晶间距对枝晶间的初生相和片层取向有重要影响^[43]。图 2b 是目前采用 Bridgman 法制备的最大尺寸且宏观定向较好的 Nb-TiAl 合金(直径 15 mm)^[26]。图 2c 是采用直径 8 mm Y_2O_3 坩埚定向较好的 Ti-46Al-8Nb 合金组织^[11],组织污染较轻。图 2d 为使用直径 6.5 mm 型壳制备的宏观定向较为杂乱的 Ti-46Al-8Nb 合金。当加入较多硼元素时,高 Nb-TiAl 合金会出现完全等轴组织,如图 2e 所示^[34]。

总的来说,目前研究高 Nb-TiAl 合金定向凝固普遍采用传统 Bridgman 法,报道中的最大尺寸为 $\Phi 15 \text{ mm} \times 100 \text{ mm}$ 试样,二次定向凝固法在片层取向控制上显示出良好的发展前景^[20],硼元素的添加促使宏观组织由柱状生长向等轴晶转变(columnar-to-equiaxed transition, CET)^[34, 37]。

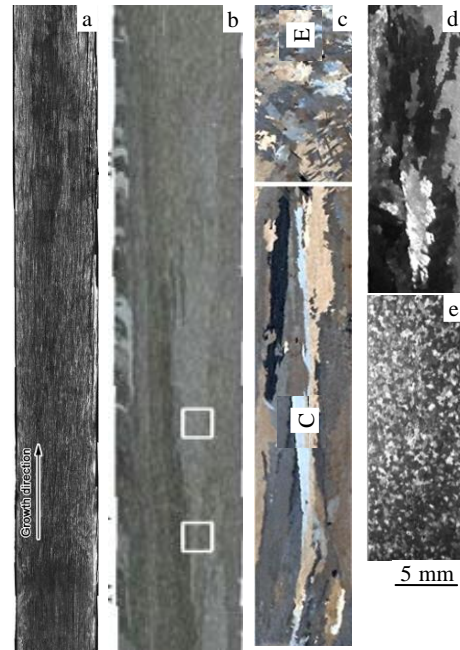


图 2 采用陶瓷管在不同条件下制备的具有代表性的高 Nb-TiAl 合金定向凝固宏观组织

Fig.2 Structures of high Nb containing TiAl alloys directionally solidified in ceramic crucibles: (a) Ti-45Al-6Nb-0.3B, (b) Ti-45Al-7Nb, (c) Ti-46Al-8Nb, (d) Ti-46Al-8Nb, and (e) Ti-44Al-7Nb-2B

3 界面形态控制与 α_2/γ 片层特征

在高 Nb-TiAl 合金定向凝固过程中,通过调整温度梯度 G_L 和生长速率 V 可以对初生相类型(β 或 α)、界面形貌以及枝晶间距进行控制,进一步实现对片层取向和显微偏析的控制。

TiAl 基合金定向凝固中的初生相(α 或 β) 选择受到多重因素复杂影响,包括温度梯度、生长速率、合金成分、液相流动和氧含量。根据界面响应函数(interface response function, IRF)理论,以最高生长温度为判据,可获得不同速度下 α 和 β 相的界面形态和优先生长判断,进一步还可计算出温度梯度和成分对响应函数曲线的影响^[9, 44, 45]。然而,IRF 理论没有考虑到 α 和 β 两相间的相互影响,计算结果往往和实际情况有偏差。对 Ti-46Al-6Nb 合金定向凝固的初步研究表明,随着抽拉速率的增加, α_2/γ 片层与生长方向的夹角逐渐增大, α 先析出相的晶粒份额也随着抽拉速度的增加而增加。抽拉速率一定时,增加功率会在一定程度上增大温度梯度 G_L ,根据 IRF 理论,这会扩大平界面的生长范围,使 $\alpha \rightarrow \beta$ 转变临界速率左移,因此 α 相形核几率随着功率的增加而增加。需要注意到,

IRF 理论的建立忽略了熔体对流和多组元的影响，因此高 Nb-TiAl 合金定向凝固的相选择理论还需进一步研究。

Liu 等人^[36]研究了生长速度对 Ti-46Al-8Nb 合金凝固界面形态和一次枝晶间距的影响。结果表明，随着生长速度的增加，凝固界面由平界面演变为胞状界面，在 70 μm/s 下发展成枝晶界面。总体上一次枝晶间距随生长速度的增加先增加再减少，且低速时二次枝晶臂的粗化会阻碍一次枝晶生长。丁贤飞^[46]研究了不同成分高 Nb-TiAl 合金的定向凝固。发现一次枝晶间距、柱状晶宽度、片层间距随生长速率增大呈指数衰减趋势。说明增加抽拉速率可以起到细化柱状晶和片层的作用。研究还表明，当定向凝固 Ti-45Al-8Nb-(W, B, Y)合金生长速率增加时，枝晶间区域的长条 B2 相增多，且当生长速度超过 100 μm/s 时，片层组织逐渐被双态组织所取代^[33]。

然而，可能受熔体对流等复杂因素影响，片层取向的变化规律较为杂乱。Kartavykh 等人^[47]在 Ti-46Al-8Nb 定向组织中发现熔体对流使径向上成分和组织出现明显差异，Al 溶质在中心富集。Lapin 等人^[11]考虑凝固参数 G_L 和 V 的共同作用，研究其对定向 Ti-46Al-8Nb 合金组织的影响，发现高的 G_L 可以起到细化一次枝晶和片层的作用。研究同时表明，在高 V 和低 G_L 下，由于凝固界面前沿容易形核，高 Nb-TiAl 发生 CET 的区域扩大，如图 3 所示。

4 高 Nb-TiAl 合金冷坩埚定向凝固

近年来，为解决高化学活性材料定向凝固中的熔体污染和尺寸限制问题，哈尔滨工业大学开发出电磁冷坩埚定向凝固技术^[48, 49]，原理如图 4 所示。其过程主要由 3 个系统配合实现：约束感应系统，送料系统和抽拉系统。其中，冷坩埚的内腔形状约束限定了凝

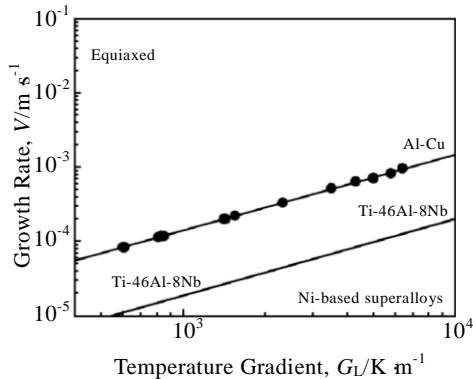


图 3 凝固参数对高 Nb-TiAl 合金 CET 转变的影响

Fig.3 Influence of solidification parameters on CET of high Nb containing TiAl alloy^[11]

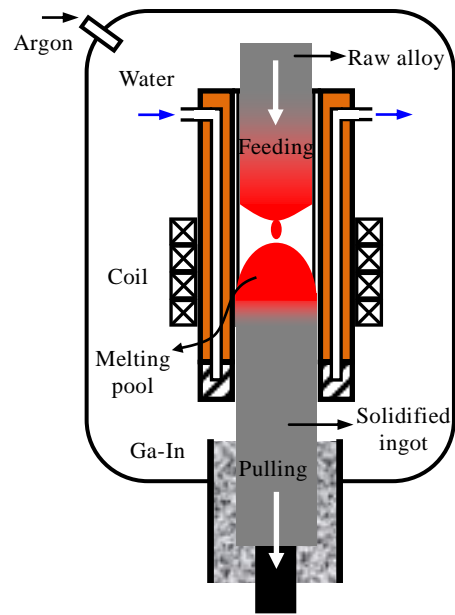


图 4 冷坩埚定向凝固原理图

Fig.4 Schematic of cold crucible directional solidification^[48,49]

固铸锭的截面尺寸，其结构总体采用上下开通、周向开缝，内通水道设计，以满足铸锭连续抽拉、坩埚透磁和冷却能力大的需求。定向凝固开始后，在熔池热端和 Ga-In 合金冷端的共同作用下，下物料内始终存在自上而下的热流，形成轴向温度梯度。上送料棒向下运动，熔化液滴不断注入熔池，同时下铸锭按照等体积的原则向下抽拉。

电磁冷坩埚定向凝固技术将连续熔铸与定向凝固过程统一起来，特别适用于工业级尺寸、组织洁净 TiAl 合金的定向制备。利用此技术，已开发出多种内腔形状和尺寸的定向凝固用冷坩埚^[50]。Yang 等人^[51]在优化工艺参数基础上，成功实现了高 Nb-TiAl 合金的定向凝固，获得了定向组织和表面质量优良的铸锭，分别如图 5a 和 5b 所示。研究发现，电流参数和抽拉速率是控制柱状晶持续平行生长的主要手段。功率选择的合理性取决于和侧向散热的匹配程度，除此之外，还必须考虑熔体受到电磁搅拌的影响。增大功率的同时会增大温度梯度，但也可能造成晶粒生长液相前沿热流紊乱，使柱状晶持续生长受到干扰^[52]。所以，希望能在一个相对较低的功率值下使凝固界面平直。由传热分析可知，糊状区的传热是组织控制的关键，提高糊状区轴-径热流密度比 (K) 可以有效促进凝固界面平直化和柱状晶持续生长^[53]。在最优窗口内，减小抽拉速率可增大 K 值，促使集肤层内凝固界面平直化，晶粒生长取向平行于轴向，有利于柱状晶持续生长。研究还表明，一定范围内增大频率可促进界面平直化和减

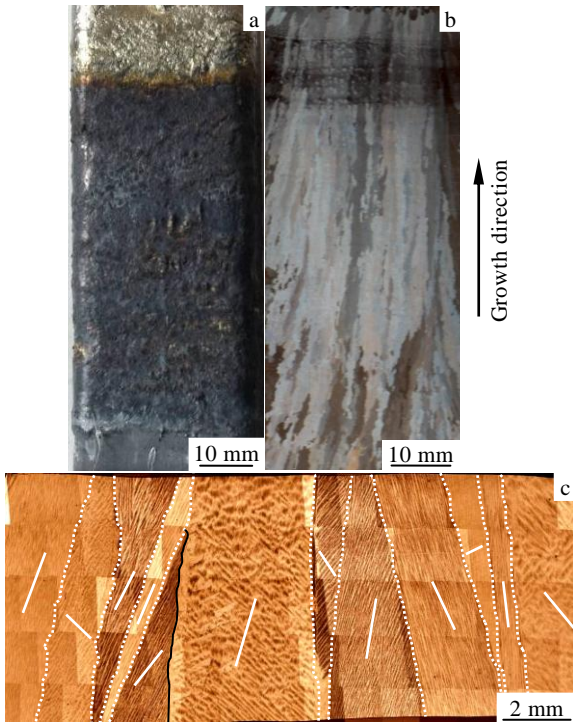


图 5 冷坩埚定向凝固高 Nb-TiAl 合金

Fig.5 Cold crucible directional solidification of high Nb containing TiAl alloy: (a) ingot surface, (b) directionally solidified macrostructure, and (c) orientation of α_2/γ lamella^[51]

小熔体搅拌。但是，由于冷坩埚对电磁场的屏蔽，过高的频率会降低坩埚的工作效率，甚至无法熔化物料^[51]。

目前看来，冷坩埚定向凝固是制备具有无污染、定向组织、工业级尺寸 TiAl 基合金的最佳手段，并在涡轮叶片上展现出良好的应用前景。冷坩埚定向凝固中的组织控制与传热行为密切相关，坩埚结构、电流参数和凝固条件对凝固界面形貌和晶粒取向产生复杂

的耦合影响。在传热分析基础上，通过温度场计算和工艺窗口的确立，可控制获得宏观组织定向良好的 TiAl 合金坯锭。研究还初步表明，冷坩埚定向凝固可对 α_2/γ 片层取向进行控制，如图 5c 所示。这为进一步提升定向凝固高 Nb-TiAl 合金性能提供了科学的理论依据。下一步的工作将围绕大尺寸定向凝固用冷坩埚结构设计、宏观柱状晶细化、微观 α_2/γ 片层取向精确控制和性能相关性等方面展开。

5 定向凝固高 Nb-TiAl 合金力学性能

以往工作中，对具有等轴晶组织的铸造和变形高 Nb-TiAl 合金的力学性能研究很多。通常，锻态双相组织（DP 组织）更加细小，经热处理后偏析减少^[29,54]，所以其强度和塑性均优于铸态片层组织。然而，对于叶片用合金，细小 DP 组织中的大量晶界在高温时有利于位错的滑移，其高温蠕变性能必定大幅下降。所以，虽然全片层组织（FL 组织）较为粗大，但是它的片层取向可控性和优良的断裂韧性使其在叶片应用上具有独特的优势。通过细化柱状晶和片层尺寸，进一步控制片层取向，可预计其高温持久性能会远优于 DP 组织合金。

目前，对定向凝固高 Nb-TiAl 合金的性能研究很少，这可能是由于较小尺寸试样的限制。Ti-45Al-8Nb-(W, B, Y)合金的室温拉伸数据初步表明，其室温拉伸的断裂强度 σ_b 范围为 484~585 MPa，延伸率 δ_b 最高达到 2.0%^[29,30]。对于片层完全定向的 Ti-45Al-6Nb-0.3B 合金， σ_b 为 475 MPa， δ_b 仅为 0.75%。拉伸性能表现并不理想，这可能是由于熔体受到污染造成的。Ti-46Al-5Nb 合金偏低的拉伸强度和延伸率也说明了这一点^[20, 43]。

尽管如此，仍必须认识到，定向细化的柱状晶和优化的片层取向对高 Nb-TiAl 合金性能的提升有巨大潜力。图 6 显示了具有单一片层取向 TiAl 合金的力学性能。当片层方向与受力方向垂直时，合金压缩屈服

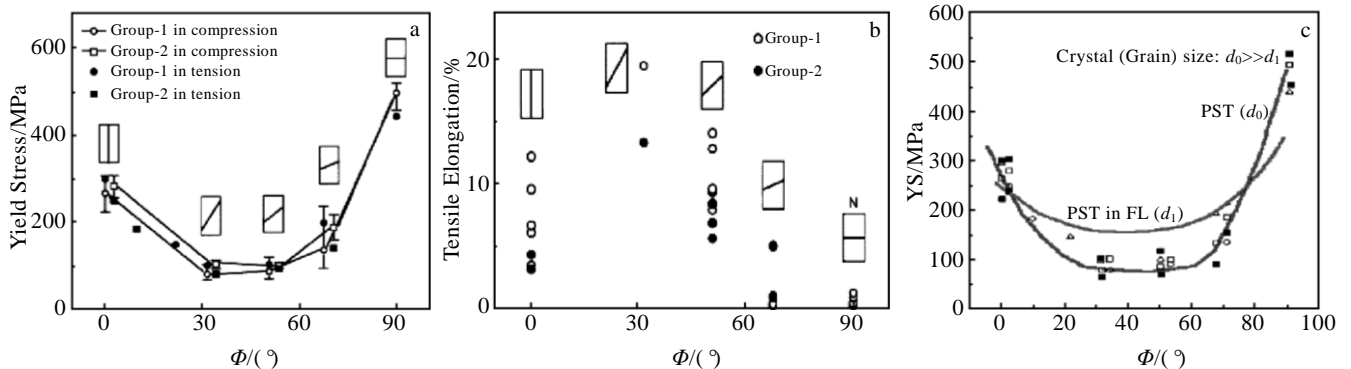


图 6 片层取向和晶粒大小对 TiAl 合金性能的影响

Fig.6 Effects of lamellar orientation and grain size on properties of TiAl alloys: (a) yield stress; (b) tensile elongation; (c) comparison between fine and coarse grains^[55]

强度最高(图 6a)。片层方向与受力方向成 30°左右时,合金延伸率最高(图 6b)。片层方向与受力方向平行时,合金综合性能最佳。图 6c 表明细的柱状晶在大部分片层取向范围内比粗晶具有更高的屈服强度。

6 展 望

高 Nb-TiAl 合金定向凝固的研究对进一步提升合金性能及工程化有重大推动作用。在传统 TiAl 合金定向凝固研究基础上,目前在高 Nb-TiAl 合金定向凝固的惰性模壳材料、界面形态控制、片层取向控制以及大尺寸洁净定向凝固方法(冷坩埚定向凝固)等方面已经取得了一些重要进展。但是,定向合金成分设计、模壳材料和片层控制理论的局限性严重制约了高 Nb-TiAl 合金定向凝固的工程化进展。由此,未来的工作需要从以下几方面重点展开:

(1) 低成本惰性坩埚材料的研制;(2) 定向凝固合金成分的优化及设计,并进一步建立完善适用于高 Nb-TiAl 合金的定向凝固相选择和片层取向控制理论;(3) 发展新型定向凝固技术制备高 Nb-TiAl 合金,比如冷坩埚定向凝固和电磁约束成形定向凝固,以获得大尺寸、低污染、具有定向组织的高 Nb-TiAl 合金铸锭;(4) 开展定向凝固宏/微观组织模拟工作,以优化指导并丰富高 Nb-TiAl 合金定向凝固的研究。

总体上,高 Nb-TiAl 合金定向凝固的研究仍处于初期阶段,具有定向组织合金的优异性能和应用潜力还有待深入挖掘,这同时也给研究者提供了更多的研究空间和挑战。

参考文献 References

- [1] Appel F, Paul J D H, Oehring M. *Gamma Titanium Aluminide Alloys: Science and Technology*[M]. Weinheim: Wiley-VCH Verlag & Co. KGaA, 2011: 1
- [2] Lin Junpin(林均品), Zhang Laiqi(张来启), Song Xiping(宋西平) et al. *Materials China*(中国材料进展)[J], 2010, 29(2): 1
- [3] Hu D, Wu X H, Loretto M H. *Intermetallics*[J], 2005, 13(9): 914
- [4] Bystrzanowski S, Bartels A, Clemens H et al. *Intermetallics* [J], 2005, 13(5): 515
- [5] Fu Hengzhi(傅恒志), Liu Baicheng(柳百成), Wei Bingbo(魏炳波). *Solidification Science & Technology and Materials Development*(凝固科学技术与材料发展)[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2005: 256
- [6] Johnson D R, Inui H, Yamaguchi M et al. *Intermetallics*[J], 1998, 6(7-8): 647
- [7] Lee H N, Johnson D R, Inui H et al. *Acta Mater*[J], 2000, 48(12): 3221
- [8] Lee H N, Johnson D R, Inui H et al. *Mater Sci Eng A*[J], 2002, 329-331: 19
- [9] Su Y Q, Liu C, Li X Z et al. *Intermetallics*[J], 2005, 13(3-4): 267
- [10] Jung I S, Jang H S, Oh M H et al. *Mater Sci Eng A*[J], 2002, 329-331: 13
- [11] Lapin J, Gabalčov Z. *Intermetallics* [J], 2011, 19(6): 797
- [12] Yokoshima S, Yamaguchi M. *Acta Mater*[J], 1996, 44(3): 873
- [13] Kim H Y, Maruyama K. *Acta Mater*[J], 2001, 49(16): 2635
- [14] Rester M, Fischer F D, Kirchlechner C et al. *Acta Mater*[J], 2011, 59(9): 3410
- [15] Inui H, Oh M H, Nakamura A et al. *Acta Mater*[J], 1992, 40: 3095
- [16] Johnson D R, Lee H N, Muto S et al. *Intermetallics*[J], 2001, 9: 923
- [17] Zhang H R, Tang X X, Zhou C G et al. *J Eur Ceram Soc*[J], 2013, 33(5): 925
- [18] Luo Wenzhong(罗文忠), Shen Jun(沈军), Min Zhixian(闵志先) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(8): 1441
- [19] Lapin J, Gabalčov Z, Pelachová T. *Intermetallics*[J], 2011, 19(3): 396
- [20] Ding X F, Lin J P, Zhang L Q et al. *Acta Mater*[J], 2012, 60(2): 498
- [21] Kartavykh A V, Tcherdyntsev V V, Zollinger J. *Mater Chem Phys*[J], 2009, 116: 300
- [22] Kartavykh A V, Tcherdyntsev V V, Zollinger J. *Mater Chem Phys*[J], 2010, 119(3): 347
- [23] Guo Jianting(郭建亭). *Materials Science and Engineering for Superalloys*(高温合金材料学)[M]. Beijing: Science Press, 2008: 143
- [24] Li Jinshan(李金山), Zhang Tiebang(张铁邦), Chang Hui(常辉) et al. *Materials China*(中国材料进展)[J], 2010, 29(3): 2
- [25] Yan Jie(闫洁), Zheng Lijing(郑立静), Xiao Zhixia(肖志霞) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(6): 1032
- [26] Kartavykh A V, Ginkin V P, Ganina S M. *J Alloy Compd*[J], 2014, 586(S1): 267
- [27] Ding Xianfei(丁贤飞), Lin Junpin(林均品), Zhang Laiqi(张来启) et al. *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2009, (1): 259
- [28] Hecht U, Witusiewicz V, Drevermann A et al. *Intermetallics* [J], 2008, 16(8): 969
- [29] Ding X F, Lin J P, Zhang G L et al. *Trans Nonferrous Met*

- Soc China*[J], 2011, 21(1): 26
- [30] Ding X F, Lin J P, Zhang L Q *et al. Mater Des*[J], 2011, 32(1): 395
- [31] Ding X F, Lin J P, Zhang L Q *et al. J Alloy Compd*[J], 2010, 506(1): 115
- [32] Ding X F, Lin J P, Zhang L Q *et al. Intermetallics*[J], 2011, 19(8): 1115
- [33] Ding X F, Lin J P, Qi H *et al. J Alloy Compd*[J], 2011, 509(9): 4041
- [34] Kartavykh A V, Tcherdyntsev V V, Gorshenkov M V *et al. J Alloy Compd*[J], 2014, 586(S1): 180
- [35] Liu G H, Li X Z, Su Y Q *et al. Trans Nonferrous Met Soc China*[J], 2012, 22(6): 1342
- [36] Liu G H, Li X Z, Su Y Q *et al. J Alloy Compd*[J], 2012, 541: 275
- [37] Yu Yanzhou(于延洲). *Dissertation for Master*(硕士论文)[D]. Nanjing: Nanjing University of Technology, 2012: 24
- [38] Hecht U, Witusiewicz V, Drevermann A *et al. Intermetallics* [J], 2008, 16(8): 969
- [39] Hu D, Yang C, Huang A *et al. Intermetallics*[J], 2012, 23: 49
- [40] Cheng T T. *Intermetallics*[J], 2000, 8(1): 29
- [41] Hu D, Yang C, Huang A *et al. Intermetallics*[J], 2012, 22: 68
- [42] Yang C, Hu D, Huang A *et al. Intermetallics*[J], 2013, 32: 64
- [43] Ding X F, Lin J P, Zhang L Q *et al. Scripta Mater*[J], 2011, 65(1): 61
- [44] Kurz W, Gilgien P. *Mater Sci Eng A*[J], 1994, 178(1-2): 171
- [45] Gilgien P, Kurz W. *Mater Sci Eng A*[J], 1994, 178(1-2): 199
- [46] Ding Xianfei(丁贤飞). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2011: 28
- [47] Kartavykh A V, Ginkin V P, Ganina S M *et al. Intermetallics* [J], 2011, 19(6): 769
- [48] Ding H S, Chen R R, Guo J J *et al. Mater Lett*[J], 2005, 7: 741
- [49] Fu Hengzhi(傅恒志), Ding Hongsheng(丁宏升), Chen Ruirun (陈瑞润) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(4): 565
- [50] Ding Hongsheng(丁宏升), Guo Jingjie(郭景杰), Chen Ruirun (陈瑞润) *et al. Materials China*(中国材料进展)[J], 2010, 29(2): 14
- [51] Yang Jieren, Chen Ruirun, Ding Hongsheng *et al. Intermetallics* [J], 2013, 42:184
- [52] Yang Jieren, Chen Ruirun, Ding Hongsheng *et al. J Mater Process Technol*[J], 2013, 213: 1355
- [53] Yang Jieren, Chen Ruirun, Ding Hongsheng *et al. Int J Heat Mass Transfer*[J], 2013, 63: 216
- [54] Xu Z F, Xu X J, Lin J P *et al. Rare Metals*[J], 2008, 27(2): 181
- [55] Yamaguchi M, Johnson D R, Lee H N *et al. Intermetallics*[J], 2000, 8(5): 511

Research Progress and Prospect of High Nb Containing TiAl Alloys Directional Solidification

Yang Jieren^{1,2}, Chen Ruirun², Guo Jingjie², Ding Hongsheng², Fu Hengzhi^{1,2}

(1. State Key Laboratory of Solidification Process, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

(2. Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

Abstract: High Nb containing TiAl alloys possess high specific strength and excellent performance at evaluated temperature, which is the significant development of TiAl intermetallics for applying up to 800 °C. The directionally solidified high Nb-TiAl alloys have huge potential on the blade materials in the next generation aviation engine with a high thrust-weight ratio. Based on the directional solidification (DS) of conventional TiAl alloys, the current status of DS high Nb-TiAl alloys was discussed in this paper. Firstly, the DS methods and mould materials for directionally solidified high Nb-TiAl alloys were introduced. Then the macrostructure, the interface morphology and the α_2/γ lamella of directionally solidified high Nb-TiAl alloys were elaborated. Furthermore, the cold crucible directional solidification of high Nb-TiAl alloys was presented and the mechanical properties of TiAl alloys were analyzed. Last, the prospect of DS high Nb-TiAl alloys was outlook.

Key words: high Nb containing TiAl alloy; directional solidification; macrostructure; microstructure; mechanical property

Corresponding author: Chen Ruirun, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, P. R. China, Tel: 0086-451-86412394, E-mail: ruirunchen@hit.edu.cn