

# TiAl 基合金定向凝固中领先相的确定 及影响因素研究进展

刘 桐, 骆良顺, 王 亮, 李新中, 陈瑞润, 苏彦庆, 郭景杰, 傅恒志

(哈尔滨工业大学, 黑龙江 哈尔滨 150001)

**摘 要:** TiAl 基合金因其优异的高温性能及较低的密度成为近年的研究热点, 室温塑性是其走向工程化应用最主要的障碍。通过定向凝固技术控制 TiAl 基合金片层取向与生长方向平行时, 可有效提高其综合力学性能, 领先相的选择及生长取向的控制是 TiAl 基合金片层取向控制的关键因素。本文综述了定向凝固 TiAl 合金领先相的类型及生长取向的几种确定方法, 及其生长取向的影响因素, 最后总结了领先相生长取向控制的研究方向, 对制备定向凝固 TiAl 基合金叶片具有重要的指导意义。

**关键词:** TiAl 合金; 定向凝固; 领先相; 生长取向; 择优取向

中图分类号: TG146.2<sup>3</sup>

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)09-2737-07

Ti-Al 金属间化合物材料因兼具金属材料的韧性和陶瓷材料的高温性能, 且其密度不到镍基合金的 50%, 具有轻质、高比强度、高比刚度、耐蚀、耐磨、耐高温以及优异的抗氧化性等优点, 而成为 700~1000 °C 最佳候选高温结构材料<sup>[1,2]</sup>。研究发现全片层的双相 ( $\gamma+\alpha_2$ ) TiAl 合金比双态、单相及近片层组织具有更高的抗蠕变性能及断裂韧性, 然而, 较低的室温塑性一直是阻碍其工程化应用最大的障碍<sup>[3,4]</sup>。近年来, 学者们围绕如何提高 TiAl 合金室温塑性做了大量的研究, 其中日本学者 Yamaguchia<sup>[5]</sup>发现 PST 晶体具有明显的各向异性, 当片层方向平行于应力加载方向时, 全片层合金具有最好的综合性能, 并开展了采用定向凝固方法控制全片层 TiAl 合金的片层方向的研究<sup>[6-9]</sup>。

根据 TiAl 合金二元相图, TiAl 合金中的片层组织不是在液相中形成, 而是通过固态相变  $\alpha\rightarrow\gamma$  转变生成, 然而  $\gamma$  相不仅可以由液相析出的  $\alpha$  母相形成, 还可以由液相中析出的  $\beta$  相包晶转变生成的  $\alpha$  相的母体中形成, 而且还可以由液相中直接析出。因此,  $\gamma$ -TiAl 合金片层取向不仅取决于它自身形成条件的影响, 还受到母相形成条件的影响<sup>[10,11]</sup>。研究发现,  $\gamma$  相、 $\alpha$  相、 $\beta$  相在相变时遵循特定的晶体学取向关系, 理论上, 领先相的种类就决定了 TiAl 合金凝固后的片层取向。当领先相为  $\beta$  相时并以  $\langle 100 \rangle$  晶体学择优取向进行生长时, 最终片层组织与生长方向成 0° 或 45° 夹角, 二者的比例为 1:2, 当领先相为  $\alpha$  相并以  $\langle 0001 \rangle$  晶体学

择优取向进行生长时, 最终片层取向与生长方向成 90° 夹角<sup>[12, 13]</sup>。在领先相为  $\alpha$  相的 TiAl 合金中, 通常采用籽晶法控制  $\alpha$  相沿其非择优取向  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$  方向生长, 可得到与生长方向平行的片层组织。然而, 由于领先相  $\beta$  相或  $\alpha$  相的生长取向受凝固速率、温度梯度、原始组织以及界面各向异性等因素的影响, 在定向凝固过程中, 领先相的生长取向往往会偏离其择优取向, 导致最终的片层取向与理论预测结果偏离较大。因此, 定向凝固中领先相生长取向的确定以及凝固条件对领先相生长取向的影响成为了近年来的研究热点, 本文综述了近年来在该方面最新的研究进展, 以期获得与生长方向平行的片层取向奠定理论基础, 对制备定向凝固 TiAl 基合金叶片具有指导意义。

## 1 领先相生长取向的确定

### 1.1 领先相类型的确定

根据合金成分的不同, TiAl 合金高温相有  $\alpha$  相和  $\beta$  相两种, 目前, 确定高温相主要由两种方法: 第一种方法是在没有籽晶的情况下, 通过确定定向凝固后 TiAl 基合金的片层取向, 根据  $\gamma$  相、 $\alpha$  相、 $\beta$  相在相变时遵循特定的晶体学取向关系:  $\{110\}_\beta // \{0001\}_\alpha // \{111\}_\gamma$  和  $\langle 11\bar{2}0 \rangle_\alpha // \langle 110 \rangle_\gamma$ , 如果最终片层取向与生长方向垂直, 则领先相确定为  $\alpha$  相, 如果最终片层取向与生长方向成 0° 或 45° 夹角, 则领先相可以确定为  $\beta$  相<sup>[5,14]</sup>。这种方法一般认为不是很精确, 原因是在定

收稿日期: 2016-09-06

基金项目: 国家自然科学基金资助 (51425402, 51331005); 国家重点基础研究发展计划 (“973” 计划) (2011CB610406)

作者简介: 刘 桐, 男, 1988 年生, 博士生, 哈尔滨工业大学材料科学与工程学院, 黑龙江 哈尔滨 150001, 电话: 0451-86418415, E-mail: tongliu1988@126.com

向凝固过程中，受凝固条件的影响，领先相的生长取向会偏离其择优取向，这样就无法按照这种方法进行领先相类型的确认。

另外一种方法是通过确认淬火界面领先相的形貌，由于  $\alpha$  相为密排六方 (hcp) 结构， $\beta$  相为体心立方 (bcc) 结构，晶体结构的不同导致两种相的枝晶形貌不同。当合金的领先相为  $\alpha$  相时，在纵截面和横截面上的典型枝晶形貌如图 1 所示，纵截面上枝晶干与二次枝晶臂大约成  $60^\circ$  夹角，横截面上枝晶干与二次枝晶臂成六重对称形貌<sup>[15-17]</sup>。当合金的领先相为  $\beta$  相时，在纵截面和横截面上的典型枝晶形貌如图 2 所示，纵截面上枝晶干与二次枝晶臂大约成  $90^\circ$  夹角，横截面上枝晶干与二次枝晶臂成四重对称形貌<sup>[18]</sup>。因此，可以根据定向凝固后糊状区内枝晶的形貌判断领先相的类型，由于是根据实际晶体结构形貌来判断，第二种方法可以精确的判断领先相的类型。

### 1.2 领先相生长方向的确定

#### 1.2.1 领先相生长方向的计算

由于领先相  $\alpha$  或  $\beta$  为高温相，在逐渐冷却至室温的过程中，分解为 hcp- $\alpha_2$  和 L10- $\gamma$ ，很难通过快淬保留其高温结构，因此分析领先相的生长方向比较困难。Jung<sup>[19]</sup>及 Zhang<sup>[20]</sup>等人在研究定向凝固领先  $\beta$  相生长时，通过确定室温  $\gamma$  相的生长取向，而后依据  $\gamma$  和  $\beta$  相之间确定的位向关系计算出高温  $\beta$  领先相的生长取向。具体计算过程如下：

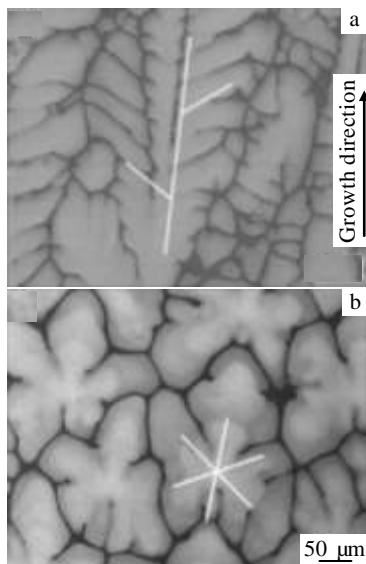


图 1 领先相为  $\alpha$  相的 Ti-46Al-0.5W-0.5Si 合金在 30  $\mu\text{m/s}$  定向凝固微观组织

Fig.1 BSE micrographs of Ti-46Al-0.5W-0.5Si solid-liquid interface of directionally solidified sample (a) and transverse section

near solid-liquid interface (b) at growth rate of 30  $\mu\text{m/s}$ <sup>[17]</sup>

(1) 首先实验测量出  $\gamma$  片层与生长方向的空间角度  $\theta$ ，并将其转化为  $\langle 111 \rangle_\gamma$  方向与生长方向的夹角  $\eta = 90^\circ - \theta$ 。

(2) 根据晶向夹角公式(1)与已知  $\gamma$  片层的  $\langle 111 \rangle_\gamma$  方向与生长方向的夹角  $\eta$  计算出沿生长方向上  $\gamma$  相可能的晶向指数  $\langle hkl \rangle_\gamma$ 。

$$\cos \eta = \frac{h_1 \times h + k_1 \times k + l_1 \times l}{\sqrt{(h_1^2 + k_1^2 + l_1^2) \times (h^2 + k^2 + l^2)}} \quad (1)$$

式中  $\langle h_1 k_1 l_1 \rangle$  为  $\langle 111 \rangle_\gamma$

(3) 再根据晶向夹角公式，计算出  $\langle hkl \rangle_\gamma$  晶向分别与  $\langle 111 \rangle_\gamma$  与  $\langle 110 \rangle_\gamma$  之间所有可能的角度  $(\Psi_1^i)_{i=1,2,\dots,n}$  与  $(\Psi_2^i)_{i=1,2,\dots,n}$

(4) 再计算  $\beta$  相可能的  $\langle hkl \rangle_\beta$  为生长方向时分别与  $\langle 110 \rangle_\beta$  和  $\langle 111 \rangle_\beta$  的夹角  $\omega_1$  与  $\omega_2$ ，当  $\omega_1$  与  $\omega_2$  接近  $(\Psi_1^i)_{i=1,2,\dots,n}$  与  $(\Psi_2^i)_{i=1,2,\dots,n}$  中某一组值时 (偏差小于  $10^\circ$ )，则认为该  $\langle hkl \rangle_\beta$  为  $\beta$  枝晶的生长方向。

表 1 为肖志霞等人<sup>[21]</sup>通过上述方法计算出的定向凝固 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金不同片层取向与生长方向夹角时，领先相  $\beta$  相所有可能的生长方向。Yang 等人<sup>[22]</sup>在确定 Ti-50Al-5Nb 合金的领先相时，发现 TiAl 合金中片层组织取向与生长方向夹角的测量随着观察面绕生长方向的转动而变化。为了消除这种误差，Li 等人<sup>[23]</sup>在试样的横截面上沿垂直于片层组织边界的

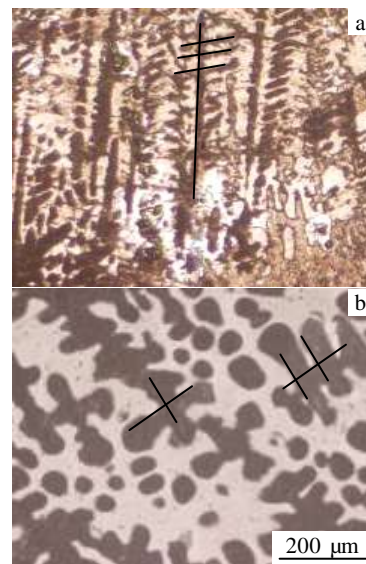


图 2 领先相为  $\beta$  相的 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金在 20  $\mu\text{m/s}$  冷坩埚定向凝固微观组织

Fig.2 OM micrographs of solid-liquid interface of Ti-47Al-2Cr-2Nb directionally solidified sample (a) and transverse section near

solid-liquid interface (b) at growth rate of  $20 \mu\text{m/s}$ <sup>[18]</sup>

表 1 不同  $\eta$  时的  $\beta$  相可能的生长方向

Table 1 Relationship between  $\eta$  and the possible growth direction of  $\beta$ <sup>[21]</sup>

Angle between lamellar and growth direction, $\eta/(\circ)$	Angle between $\langle 0001 \rangle / \langle 111 \rangle$ and growth direction, $\theta/(\circ)$	Possible growth direction of $\beta$ phase, $\langle uvw \rangle_{\beta}$
43	47	$\langle 100 \rangle_{\beta}$
44	46	$\langle 100 \rangle_{\beta}$
45	45	$\langle 100 \rangle_{\beta}$
46	44	$\langle 100 \rangle_{\beta}$
47	43	$\langle 100 \rangle_{\beta}$
48	42	$\langle 100 \rangle_{\beta}$
50	40	$\langle 111 \rangle_{\beta}$
65	25	$\langle 211 \rangle_{\beta}$
67	23	$\langle 211 \rangle_{\beta}$
68	22	$\langle 211 \rangle_{\beta}$
74	16	$\langle 221 \rangle_{\beta}$
78	12	$\langle 221 \rangle_{\beta}$

方向再次切割, 获得了 TiAl 合金中真实的片层取向, 其切割方法如图 3 所示。并针对于领先相为  $\alpha$  相的 Ti-46Al-0.5W-0.5Si 合金进行了领先相生长取向的计算, 其计算原理和方法与上述计算  $\beta$  相生长方向相同, 但计算时需将 hcp 中的四指数坐标转换为三指数坐标进行计算。

1.2.2 电子背散射衍射法 (EBSD) 测定领先相生长方向

根据  $\alpha_2$  相与  $\gamma$  相的取向关系,  $\langle 0001 \rangle_{\alpha_2}$  方向与  $\gamma$  相  $\langle 111 \rangle_{\gamma}$  方向平行, 所以夹角  $\theta$  也可通过测量极图中  $\langle 0001 \rangle_{\alpha_2}$  方向与试样生长方 RD 的夹角求得。得到夹角  $\theta$  后, 根据 1.2.1 中的计算方法推测出  $\beta$  领先相的可能生长方向。张元等人<sup>[24]</sup>在进行 Ti-46Al-2Cr-2Nb 领先相生长取向的测定中采用图 4 方法定义参考方向: RD 方向为试样轴线方向; TD 为截面切向方向; ND 为截面法线方向。定向凝固试样为圆柱形且切割面通

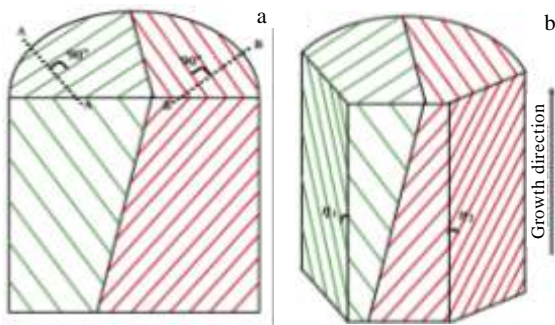


图 3  $\gamma$  片层与生长方向夹角测量示意图

Fig.3 Schematic diagram of the measurement of the angle between  $\gamma$ -lamellar and growth direction: (a) longitudinal and transverse

section and (b) the lamellar structure cut longitudinally normal to the lamellar boundaries in transverse section<sup>[23]</sup>

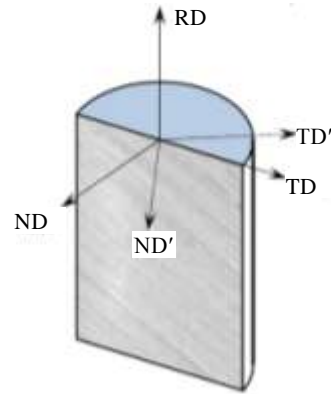


图 4 EBSD 测量时各参考方向示意图

Fig.4 Illustration of reference directions in EBSD analysis<sup>[24]</sup>

过试样轴线, 所以进行 EBSD 测量时 RD 方向可以确定为热流方向或试样的生长方向。但试样的 TD 和 ND 方向随切割面选取不同而发生变化, 如图 4 中所示的 TD' 和 ND', 由于仅考察领先相的择优生长方向与试样生长方向的关系, 所以随机选取的 TD 和 ND 方向不影响实验结果, 如图 4 中所示, 当参考方向变为 TD' 和 ND' 后,  $\langle 0001 \rangle_{\alpha}$  与 RD 的夹角不受影响。

与通过测量片层并进行计算获得领先相生长方向的方法相比, EBSD 方法测量的更为精确, 除了可以测量已经生成片层组织的定向凝固区域, 也可对尚未生成片层组织的区域进行测量, 切割试样时可以任意选取切割面, 且测量过程不受晶粒尺寸限制。

通常在典型的 TiAl 合金的定向凝固试样可分为, 铸态区、定向凝固区和淬火区, 其中定向凝固的抽拉区域内又可以细分为, 糊状区、单相区、以及定向片层区。由于领先相进行共析转变的温度比液固相变的温度要低  $300\sim 500 \text{ }^{\circ}\text{C}$ , 因此在液固相变以后, 共析转变以前的温度范围内, 合金处于单相, 进行快速淬火以后, 保留了下来, 从而形成了糊状区以下的单相区, 如图 5 所示。

单相区中, 领先相的沿生长方向的晶体取向即可以表示为领先相的生长方向。Liu 等人<sup>[25]</sup>应用 EBSD 技术测量 Ti-50Al-4Nb 合金单相区内领先相沿热流方向的生长取向, 将试样的生长方向与测量平台上的 RD 方向保持一致, 利用 EBSD 中的极图测量出领先相的生长方向。如图 6 所示, 图 6a 为生长速度为  $1 \mu\text{m/s}$  时具有择优方向生长的情况, EBSD 的反极图显示  $\alpha$  相晶粒沿着热流方向具有  $\langle 0001 \rangle$  的晶向, 则证明领先相  $\alpha$  相的生长取向为  $\langle 0001 \rangle$ , 且在图中可以看出其晶

格沿着热流方向的排布，随着固态转变的发生，最终获得了与生长方向垂直的层片组织。图 6b 为在生长速

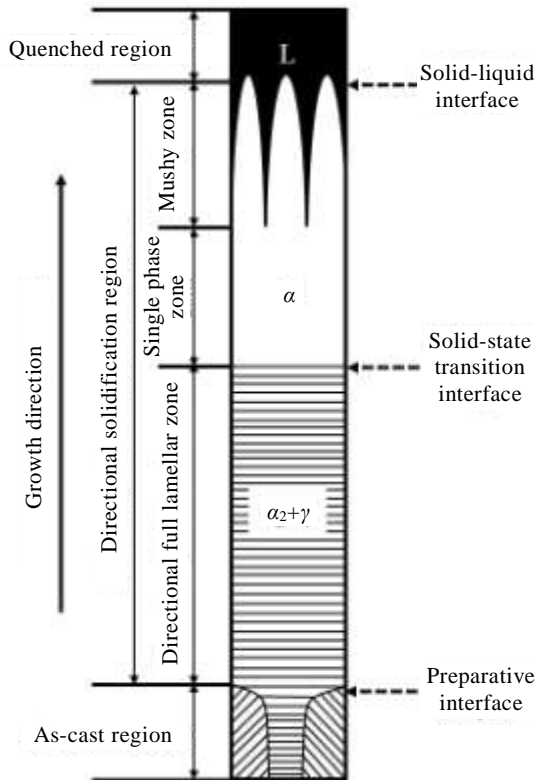


图 5 典型定向凝固 TiAl 合金宏观组织分布图

Fig.5 Macrostructure of the typical directionally solidified TiAl alloys

度为 3 μm/s 时，此时领先相 α 相的生长方向为 <2241> 晶向，最终获得了与生长方向成 45° 夹角的片层组织。

图 6c 为在生长速度为 10 μm/s 时，此时领先相 α 相的生长方向为 <1010> 晶向，最终获得了与生长方向垂直的片层组织。

因此，通过 EBSD 极图或反极图可直接确定定向凝固过程中领先相的生长取向，该方法可简单、快捷、精准的确定领先相的生长取向。但是，根据合金成分的不同，有些合金单相区较小，定向凝固之后不易寻找，以及在相区内合金的制作样品以及测试过程也有一定的难度。同时，图 6 也表明生长速度对领先相的生长取向有较大的影响，而领先相生长取向决定着最终的片层组织，所以对合金片层取向的控制也就是对领先相生长取向的控制，下面将总结凝固条件对合金领先相生长取向影响的研究进展。

### 2 凝固条件对领先相生长取向的影响

定向凝固过程中凝固条件的变化会对领先相的生长取向产生较大的影响。尤其对于 TiAl 合金，由于 β 相、α 相和 γ 相之间的特定晶体取向关系，领先相的类型及其取向直接决定了最终获得的层片取向。领先相为 β 相时对应的最终层片组织与生长方向的夹角为 0° 或 45°，领先相为 α 相时对应的层片组织与生长方向的夹角为 90°。然而，实验研究发现，在定向凝固 TiAl 合金中，最终得到的层片组织与生长方向的夹角不仅只有 0°、45° 和 90° 3 种情况。

其中，凝固速率对领先相生长取向的影响最为显著，Li 等人<sup>[23]</sup>在定向凝固 Ti-46Al-0.5W-0.5Si 合金中发现初生 α 相的生长取向与生长速度有很大的关系。随着生长速度的逐渐增加，初生 α 相的生长取向具有 <0001>→<1120>→<2243> 的变化，并给出了领先相 α

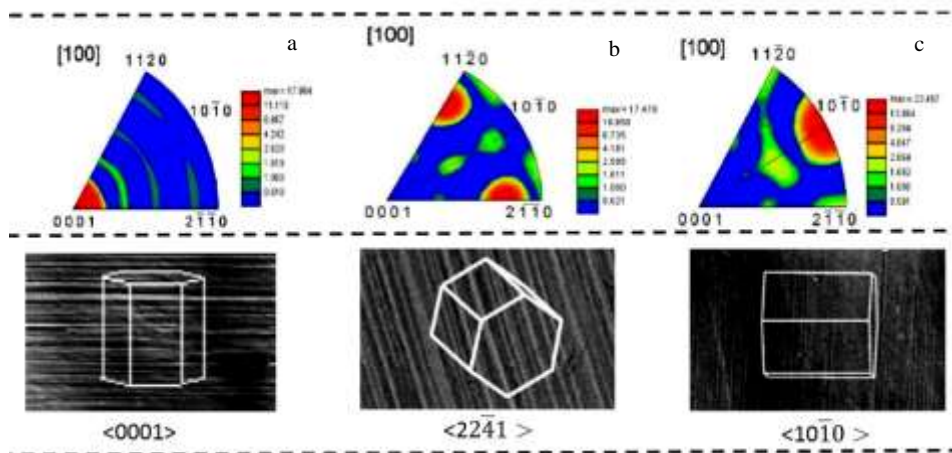


图 6 定向凝固 Ti-50Al-4Nb 合金不同生长速度下领先相沿着热流方向的晶体取向及其相应的晶格分布

Fig.6 Detailed analyses of the crystal orientation and the corresponding crystal lattice distribution at different growth rates in

directionally solidified Ti-50Al-4Nb alloy: (a)  $V=1 \mu\text{m/s}$ , (b)  $V=10 \mu\text{m/s}$ , and (c)  $V=30 \mu\text{m/s}$ <sup>[25]</sup>

相主要晶向与最终片层取向的关系，如图 7 所示，随着  $\alpha$  的生长方向由  $\langle 0001 \rangle_\alpha$  方向转变到  $\langle \bar{1}120 \rangle_\alpha$  方向，片层组织与试样生长方向的夹角由  $90^\circ$  转变到  $0^\circ$ 。Jung 等人<sup>[19]</sup>利用光悬浮定向凝固 Ti-47Al-2W 合金时发现，当生长速度由  $30 \text{ mm/h}$  增加到  $90 \text{ mm/h}$  时， $\beta$  相的生长取向由  $\langle 001 \rangle_\beta$  方向转变到  $\langle 111 \rangle_\beta$  方向。Graef 等<sup>[26]</sup>在具有初生  $\alpha$  相凝固的合金中发现，在高速冷却速度下， $\alpha$  相生长取向沿  $\langle 0001 \rangle$  朝向，而在低冷却速度下， $\alpha$  相生长取向则沿着  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$  方向。

其次，温度梯度对领先相生长取向也有一定的影响，肖志霞等人<sup>[27,28]</sup>在对定向凝固 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金层片取向和领先相生长取向的研究中发现，随着温度梯度的逐渐增加，合金最终的片层组织与生长方向存在着  $74^\circ$ 、 $80^\circ$  和  $84^\circ$  的夹角，经计算得出，沿着生长方向  $\beta$  相的生长取向由  $\langle 001 \rangle_\beta$  方向转变到  $\langle 110 \rangle_\beta$  方向。

凝固速率或温度梯度所引起的枝晶取向的变化可认为与固液界面形态变化有关，根据成分过冷理论：

$$\frac{G}{V} \geq \frac{\Delta T}{D_L} \quad (2)$$

其中， $G$  为固液界面前沿温度梯度， $V$  为凝固速度， $D_L$  为溶质扩散系数， $\Delta T$  为合金的凝固区间。如果温度梯度不变，随着凝固速率的增大，相应的  $G/V$  的值会变小，液/固界面会经历由平界面向胞状再到树枝晶的转变。如果凝固速率不变，随着温度梯度的增大，相应的  $G/V$  的值会变大，液/固界面会经历由树枝晶状界面转变为胞状晶界面再到平界面。因此，受固液界面处温度场、溶质场以及界面能等因素的影响，定向凝固过程中晶体的生长取向会发生变化，从而导致了最终的片层组织显示不同的取向。

赵新宝等人<sup>[29]</sup>在研究 Ni 基合金定向凝固生长界面与晶体生长取向时发现，在平界面生长阶段，当择优取向与热流方向不一致时，晶体的生长决定于热流方向，即使晶体的择优取向偏离热流方向时，晶体的生长方向也严格沿着热流的方向，如图 8 所示。随着固液界面形态由平界面向胞状界面转变，界面能各向异性对晶体的生长方向的作用逐渐增加，表现为随着冷却速度的增加或温度梯度的减小晶体生长方向逐渐向择优取向偏转，但仍处于二者之间，如图 8b 所示。当达到枝晶生长阶段时，此时择优取向对晶体的生长方向起主导作用，晶体的生长方向与择优取向重合，如图 8c 所示。当固液界面处择优取向和热流方向一致时，则随着凝固条件的变化，晶体的生长方向始终与热流方向相一致，如图 8d 所示。由上可以

得出，随着界面形态的转变，热流方向以及择优取向

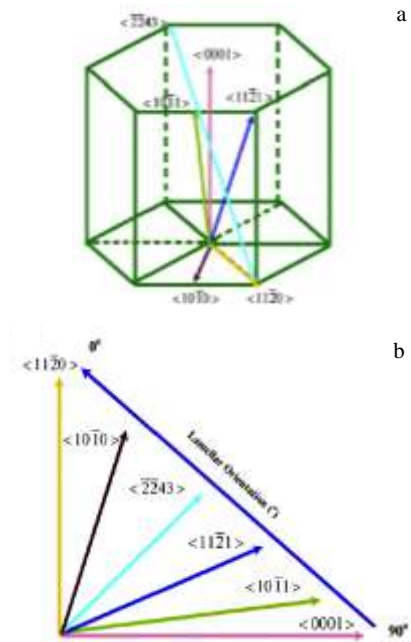


图 7 TiAl 合金中领先相  $\alpha$  相的生长方向与片层取向关系  
Fig.7 Mainl direction indexes of hexagonal  $\alpha$  phase in TiAl alloys (a) and variation of lamellar orientation with crystal direction (b)<sup>[23]</sup>

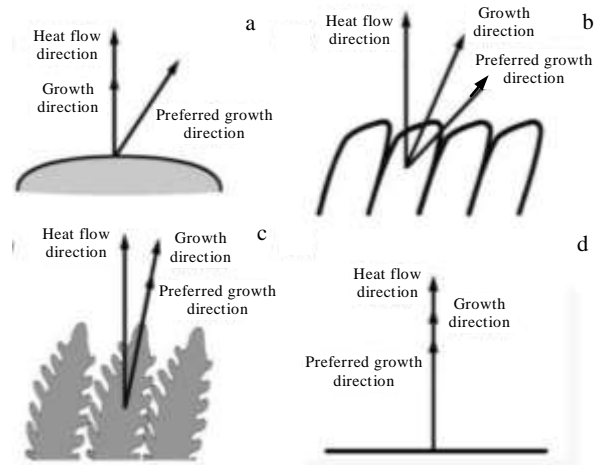


图 8 晶体生长方向、热流方向与晶体择优取向在不同晶体生长形貌中的相互关系  
Fig.8 Relationships of the growth direction of crystal, heat flow and the preferred growth direction in different solid-liquid interface morphologies: (a) planar, (b) cellular, (c) dendritic, and (d) the three directions are the same<sup>[29]</sup>

在不同阶段发生的作用不同，使得生长方向发生变化。

因此,在定向凝固过程中,晶体的生长方向受外部强加的温度梯度和凝固速率、晶体本身结构决定的择优取向以及液固界面稳定性等综合因素的影响。随着定向凝固过程参数的改变, TiAl 合金领先相的晶体生长方向也会发生变化,从而导致复杂的片层结构取向。由于 TiAl 合金中领先相生长取向与最终层片取向的特定关系,因此在进行层片取向的控制过程中,应该选取适当的凝固条件从而获得需要的生长取向。

### 3 结 语

TiAl 合金作为极具应用潜力的高温轻质结构材料,通过定向凝固控制其片层取向一定程度上可以提高其综合性能。TiAl 合金晶体取向的控制根源在于领先相生长方向的控制,然而要取得与生长方向平行的片层取向,领先相需要沿其非择优取向生长,给合金的片层控制带来了很大的难度。

尽管国内外对通过定向凝固技术控制 TiAl 合金片层做了大量的工作,但仍然停留在初步定性的认识。其原因在于 TiAl 合金复杂的凝固路径,以及晶体取向与凝固条件、组织的影响规律认识不清。因此,很有必要深入开展不同领先相晶体生长方向、择优取向以及界面各向异性等关系的研究,在 TiAl 合金中建立取向对凝固组织影响的机理和规律,既可以发展高温金属材料晶体取向选择理论,又可以为发动机叶片的制备提供理论和技术支撑。

#### 参考文献 References

- [1] Kim S, Hong J K, Na Y *et al. Mater Design*[J], 2014, 54: 814
- [2] Wu X H. *Intermetallics*[J], 2006, 14(10-11): 1114
- [3] Lasalmonie A. *Intermetallics*[J], 2006, 14(10-11): 1123
- [4] Zhang Ji(张 继), Zhong Zengyong(仲增镛). *Rare Metals Letter*(中国材料进展)[J], 2010, 29(2): 9
- [5] Yamaguchia M, Johnson D R, Lee H N *et al. Intermetallics*[J], 2000, 8(5-6): 511
- [6] Johnson D R, Inui H, Muto S *et al. Acta Mater*[J], 2006, 54(4): 1077
- [7] Yamanaka T, Johnson D R, Inui H *et al. Intermetallics*[J], 1999, 7: 779
- [8] Johnson D R, Chihara K, Inui H *et al. Acta Mater*[J], 1998, 46: 6529
- [9] Su Y Q, Liu T, Li X Z *et al. China Foundry*[J], 2014, 11(4): 219
- [10] Fu Hengzhi(傅恒志), Guo Jingjie(郭景杰), Su Yanqing(苏彦庆) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2003(04): 797
- [11] Fu Hengzhi(傅恒志), Li Xinzhong(李新中), Liu Chang(刘畅) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2005(04): 495
- [12] Yamaguchia M, Johnson D R, Lee H N *et al. Intermetallics*[J], 2000, 8: 511
- [13] 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(10): 1864
- [14] Zhong H, Li S M, Kou H C *et al. Intermetallics*[J], 2015, 59: 81
- [15] Fan J L, Li X Z, Su Y Q *et al. Appl Phys A*[J], 2011, 105(1): 239
- [16] Fan J L, Li X Z, Su Y Q *et al. J Cryst Growth*[J], 2011, 337: 52
- [17] Fan J L, Li X Z, Su Y Q *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2012, 22(5): 1073
- [18] Nie G, Ding H, Chen R *et al. Mater Design*[J], 2012, 39: 350
- [19] Jung I, Oh M, Park N *et al. Metals and Materials International*[J], 2007, 13(6): 455
- [20] Xiao Z X, Zheng L J, Yan J *et al. J Cryst Growth*[J], 2011, 324(1): 309
- [21] Xiao Zhixia(肖志霞). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Beijing: Beihang University, 2011
- [22] Yang H M, Su Y Q, Luo L S *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2011, 40(1): 1
- [23] Li X Z, Fan J L, Su Y Q *et al. Intermetallics*[J], 2012, 27: 38
- [24] Zhang Yuan(张 元), Li Xinzhong(李新中), Liu Guohuai(刘国怀) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2013, 49(9): 1061
- [25] Liu G, Wang Z, Li X *et al. J Alloy Compd*[J], 2015, 632: 152
- [26] Graef M D, Biery N, Rishel L *et al. Gamma Titanium Aluminides*[M]. Warrendale: TMS, 1999: 247
- [27] Xiao Zhixia(肖志霞), Zheng Lijing(郑立静), Yang Lili(杨莉莉) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2010, 46(10): 1229
- [28] Xiao Z X, Zheng L J, Yan J *et al. J Cryst Growth*[J], 2011, 324(1): 309
- [29] Zhao Xinbao(赵新宝). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2010

## Determination and Influencing Factors of the Primary Phase in Directionally Solidified TiAl Alloys

Liu Tong, Luo Liangshun, Wang Liang, Li Xinzhong, Chen Ruirun, Su Yanqing, Guo Jingjie, Fu Hengzhi  
(Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

**Abstract:**  $\gamma$ -TiAl alloys are potentially used as high-temperature structural materials with a high specific strength and low density. The mechanical properties of  $\gamma$ -TiAl alloys are extremely anisotropic with respect to the lamellar orientation of the microstructures. A balance combination of room-temperature ductility and strength can be achieved when the lamellar orientation are aligned parallel to the growth direction. The lamellar orientation can be aligned by a directional solidification technique. However, the orientation of the primary phase has great influence on room temperature lamellar orientation. This paper reviewed the research progress of the primary phase growth direction in directionally solidified TiAl alloys, the method for determining the orientation of primary high temperature phase and effects of solidification conditions and interface on the growth direction of primary phase are presented. Finally, the future research direction was summarized.

**Key words:** TiAl alloys; directional solidification; primary phase; growth direction; preferred orientation

---

Corresponding author: Su Yanqing, Professor, School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, P. R. China, Tel: 0086-451-86418740, E-mail: suyq@hit.edu.cn