

γ -TiAl 合金中片层组织取向的控制

罗文忠, 沈 军, 闵志先, 傅恒志

(西北工业大学 凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072)

摘 要: γ -TiAl 合金是应用前景广泛的轻质高温结构材料, 其全片层组织性能具有明显的各向异性。籽晶法定向凝固利用具有特定片层取向的籽晶材料使高温 α 相沿 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 方向生长, 获得与生长方向平行的定向全片层组织; 改变凝固路径法则通过在凝固组织中获得全 β 相生长, 使最终片层组织与生长方向呈 0° 和 45° 夹角。本文综述了两种方法控制 TiAl 合金片层取向的原理及其研究进展, 讨论了合金成分、凝固参数对片层取向控制过程的影响。针对国内外 γ -TiAl 合金定向全片层组织制备的现状, 提出了需要进一步研究的问题。

关键词: γ -TiAl 合金; 定向凝固; 片层组织; 晶体取向

中图分类号: TG146.2⁺3; TG111.5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2009)10-1864-06

TiAl 基金属间化合物具有高比屈服强度、高比刚度、良好的抗氧化性及良好的阻燃性和高温抗蠕变性能, 其密度仅为钢和镍基高温合金的一半, 可广泛应用于汽车和航空发动机的高温部件如涡轮盘、叶片和气门阀等, 被认为是 $850\sim 1050^\circ\text{C}$ 范围内最值得关注的高温结构材料之一^[1,2]。对 TiAl 合金凝固组织的研究表明, 由 γ (TiAl)相和少量 α_2 (Ti₃Al)相组成的全片层组织拥有较 γ 单相组织和双态组织(由 γ 晶粒和 $\alpha_2+\gamma$ 片层构成)更好的高温强度和室温韧性^[3], 是有望近期应用于工业生产的高温轻质结构材料, 从而成为近年来研究的热点。

TiAl 合金 PST (polysynthetically twinned) 晶的研究发现, 全片层组织的使用性能与外加载荷方向有着直接联系^[4]: 外加载荷垂直于片层方向时, 它的屈服强度达到最大, 但延伸率几乎为零; 外加载荷平行于片层方向时, 屈服强度和延伸率达到最佳组合, 此时室温延伸率可以达到 $5\%\sim 10\%$; 当外加载荷与片层方向在 $30^\circ\sim 60^\circ$ 范围内时, 屈服强度较小, 但延伸率较好。这种明显的力学性能各向异性是由于片层界面平行或垂直于外加应力时, γ 相沿 $\{111\}$ 面的剪切形变与片层界面相截(硬形变), 剪切形变必须通过孪晶界、 α_2/γ 界面和 α_2 片层, 造成大的形变阻力^[4,5]。TiAl 合金中不同取向片层与性能之间的这种对应关系一直保持到 1000°C 左右^[6]。因此, 要提高 TiAl 合金的使用性能, 就必须对凝固组织中的片层取向进行控制, 以获

取与载荷方向一致或仅有较小夹角的全片层组织。

1 $\alpha_2+\gamma$ 片层组织取向控制的难点

图 1 为 TiAl 二元合金相图, 其中灰色阴影部分是以 γ (TiAl)相为基础的具有工程应用价值的 TiAl 合金成分范围。研究表明, 二元 γ -TiAl 合金在凝固过程中将穿过 α 固溶体单相区, 根据冷却速率不同, α 相在冷却过程中将按照反应式 $\alpha\rightarrow\alpha+\gamma\rightarrow\alpha_2+\gamma$ 或 $\alpha\rightarrow\alpha_2\rightarrow\alpha_2+\gamma$ 发生分解, 并遵从确定的位向关系: $(0001)_{\alpha_2} // \{111\}_\gamma$ 和 $\langle 11\bar{2}0 \rangle_{\alpha_2} // \langle 111 \rangle_\gamma$ 。所以, TiAl 合金中的片层结构不是在液相中形成, 而是在 $\alpha\rightarrow\gamma$ 固态相变中形成

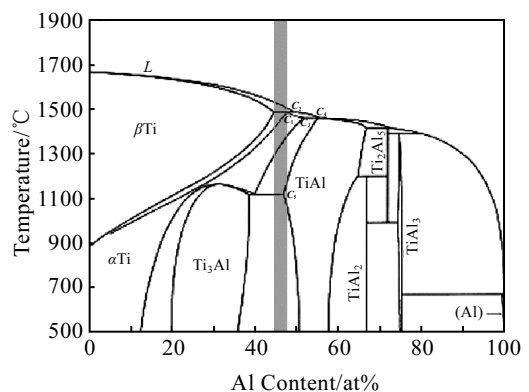


图 1 TiAl 二元合金相图

Fig.1 Ti-Al binary phase diagram with marked composition of interest

收稿日期: 2008-09-23

基金项目: 国家自然科学基金 (50474054)

作者简介: 罗文忠, 男, 1980 年生, 博士, 西北工业大学凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072, 电话: 029-88494708, E-mail: luowz808@yahoo.com.cn

的。因此,要控制 TiAl 合金中片层组织的取向,必须首先控制高温 α 相的生长方向。

根据相图可以看出,凝固过程中 α 相不仅可以由液相直接析出,还可以由 $L+\beta\rightarrow\alpha$ 包晶反应形成。研究发现, TiAl 合金凝固过程中不同的初生相对应不同的片层取向^[7]: α 相为初生相并以 [0001] 择优取向生长时,最终片层组织与生长方向呈 90° 夹角; β 相为初生相并以 $\langle 100 \rangle$ 择优取向生长时,最终片层组织与生长方向呈 0° 或 45° 夹角。因此,常规的定向凝固方法无法获得与生长方向平行的定向全片层组织。

为了制备出具有良好使用性能的 γ -TiAl 合金,两种不同的定向凝固工艺被用来控制片层结构的排列方向,一种是籽晶法定向凝固,另一种是改变凝固路径的非籽晶法定向凝固。本文综述了近年来 TiAl 合金片层组织取向控制方面的研究进展,并对本文作者在较高温度梯度下定向全片层组织的制备结果进行了分析。

2 籽晶法定向凝固

由前面的分析可以看出, $\alpha_2+\gamma$ 片层组织的取向除受 TiAl 合金初生相的影响外,固态相变甚至起着更为重要的作用。为了通过控制液相中高温 α 相的生长取向来控制最终片层组织取向, Yamaguchi^[7,8] 提出了改进的籽晶法,并在实验室中实现了 γ -TiAl 合金片层组织的定向排列。该方法的基本思路是^[9]: 控制合金成分使凝固过程中的初生相为 α , 在具有高热导率的钢模中浇铸母锭,使 α 相以 $\langle 0001 \rangle$ 择优取向沿与型壁垂直的方向生长,所得晶体作为随后定向凝固的籽晶。这样,在平界面生长的定向凝固过程中,初生的 α 相在籽晶引晶作用下被强制以与 $\langle 0001 \rangle$ 择优取向垂直的 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 方向生长,根据 γ 相在 α 相中析出时所遵从的位向关系,最终凝固组织中的片层取向将与生长方向完全一致^[9]。

2.1 籽晶材料的选择

籽晶法定向凝固过程中,新的 α 相以籽晶为衬底生长,并保持与籽晶中片层一致的生长方向。因此,该方法的关键是制备具有高温组织热稳定性的籽晶材料,使籽晶在加热至熔点附近温度或由熔点附近温度冷却的过程中,片层组织始终保持结构热稳定。分析认为,籽晶法定向凝固控制 TiAl 合金片层取向过程中籽晶材料必须满足以下几个条件:(1) α 相为初生相;(2) 加热至 $\alpha\rightarrow\alpha_2+\gamma$ 共析温度时,片层组织保持稳定,仅是 α_2 相无序化为 α 相;(3) 继续加热时, α 相是热力学稳定的, α 相体积分数的增加是通过增厚原有 α 层片实现的,而不是新的 α 相形核生长,从而保证高温 α 相的取向与籽晶中

α_2 相的取向始终一致;(4) 冷却时,以上过程可逆,初始熔化界面上未熔段籽晶中的片层取向不发生变化。

实验发现,二元 TiAl 合金无法满足以上作为籽晶材料的条件^[7]。如图 1 所示,对于 Al 元素原子分数为 C_0 的二元 TiAl 合金,其成分在 $C_2 < C_0 < C_4$ 范围时,初生相为 α 相; $C_0 > C_4$ 时,初生相为 γ 相。由于 C_2 和 C_4 点成分均高于 C_5 点 Al 含量,即凝固组织在加热过程中会首先进入 γ 单相区,随后新的 α 相由 γ 相中析出并拥有新的取向,凝固组织进入 $\alpha+\gamma$ 两相区,使得片层结构无法保持原有的生长取向。研究表明,加入合金化元素可以改变 TiAl 合金的凝固路径,并能有效改善其使用性能。为了在籽晶材料中获得初生 α 相的生长且使片层结构具有高温热稳定性, Johnson 和 Lee 等人^[10-14] 对具有良好使用性能的 TiAl- X (X 为合金化元素) 合金凝固特性进行了研究,发现适合于籽晶材料的合金系主要有 TiAl-Si、TiAl-Mo-C 和 TiAl-Mo-Si 3 种。这主要是因为 C 和 Si 元素增大了高温 α 相区在相图中的范围,凝固过程中在较低 Al 含量下抑制了 β 相的析出并避免进入 γ 单相区,使片层结构保持稳定。经过实验,确定了 Ti-43Al-3Si 和 Ti-46Al-1.5Mo-(1.0~1.5)Si 为典型的籽晶材料。

2.2 籽晶法定向凝固过程分析

籽晶法定向凝固控制 TiAl 合金片层取向的实质是强制高温 α 相在籽晶衬底上以 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 非择优取向生长,从而获得与定向凝固方向平行的全片层组织。籽晶法定向凝固过程中,部分籽晶与母料同时熔化,根据液相中合金成分的不同,可将凝固过程分为 3 个阶段:(1) 起始阶段:液相成分与籽晶相同,析出相为籽晶初生相,即初始固/液界面上析出 α 相并按照籽晶中 α 相的取向生长,其片层方向与生长方向平行。

(2) 过渡阶段:随着凝固的进行,液相进入由籽晶和母料成分混合的区域,此时的析出相取决于固/液界面前沿的溶质浓度以及凝固参数 (G 、 V 等)。为了保证 α 相的连续析出,必须在较低生长速率下以平界面生长,使固/液界面前沿液相中始终保持一定溶质浓度的 (Al+Si) 元素,抑制 β 相的析出,直到液相成分完全过渡到母料合金。必须注意的是,界面前沿不能富集过量的 (Al+Si) 元素,否则将导致 γ 相的析出。因此凝固速率和母料成分的选择尤为重要。(3) 稳定生长段:液相成分完全过渡到母料合金,此时析出相由母料成分和凝固参数决定。对于 TiAl 二元合金,亚包晶和过包晶成分合金在籽晶法定向凝固过程中的析出相并不相同。图 2 为 Ti-Al 二元合金局部相图^[15,16]。平衡凝固条件下,亚包晶成分合金 C_A 首先在 1 点析出 β

相，其固相成分中 Al 含量沿 H-E 线升高。到达 E 点时，根据最高界面生长温度判据和充分形核假设^[17,18]，由于 β 相的界面温度逐渐低于 α 相， α 相开始析出。根据相图中的位置可以看出， α 相析出后的固相溶质浓度沿 F-N 线变化时，其 Al 含量始终高于原始合金成分 C_A 。 α 相如果按常规的降温生长将需要更多的溶质供应，这是在 C_A 成分的合金中无法实现的。因此，固/液界面前沿的溶质浓度不断减小，界面温度上升。到包晶反应温度 T_P 时， α 相的界面温度逐渐低于 β 相，界面前沿开始出现对 β 相的成分过冷，一旦该过冷满足 β 相形核的需要， β 相将再次形核，凝固组织中出现 β 相与 α 相并存或交替生长（带状结构）。所以，亚包晶成分合金在平衡凝固条件下的稳态生长阶段无法获得 α 相的稳定生长。Ti-Al 过包晶成分合金 C_B 凝固初期的路径与亚包晶合金相同，如图 2 中所示。当界面温度降低到包晶反应温度 T_P 时， α 相开始形核生长，其固相成分沿 F-N 线升高。由相图看出，过包晶成分的合金在进入 T_P 温度以下且生长达到稳态前， α 相固相线总是位于 C_B 成分的左侧，即高温 α 相生长所需的溶质浓度可以得到充分的供应而无需升温。到达 N 点时，固相成分等于合金原始成分 C_B ，生长达到稳态，从而抑制了 β 相的重新形核，使 α 相能够连续稳定的析出。

综合以上分析，籽晶法定向凝固过程中，凝固参数和母料合金成分的选择至关重要。为了保证高温 α 相以非择优 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 取向稳定生长，必须采取尽可能高的温度梯度和尽可能低的生长速率。同时，应以过包晶成分 TiAl 合金为母料，保证过渡生长阶段和稳定生长阶段 α 相析出所必须的溶质浓度，抑制 β 相的析出。但是，母料合金中的 Al 含量不能太高，否则将会由于

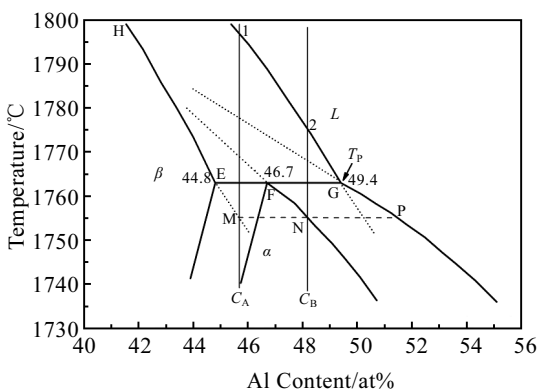


图 2 Ti-Al 二元合金局部相图^[16]

Fig.2 Binary Ti-Al phase diagram around the γ -TiAl composition, showing different solidification behavior of hypoperitectic (C_A) and hyperperitectic (C_B) alloys

溶质元素的过渡富集而使凝固组织进入 γ 单相区，破坏定向全片层组织的制备。

2.3 TiAl 二元合金定向全片层组织的制备

文献[19]研究了以 Ti-43Al-3Si 为籽晶，在 Ti-47Al 过包晶合金中获得的籽晶法定向凝固不同阶段片层组织。由文献可知，由于受籽晶成分的影响，凝固初始阶段的片层组织中含有大量块状硅化物；随着凝固的进行，固/液界面前沿的液相成分逐渐接近 Ti-47Al 合金，凝固组织中的硅化物数量明显减少；凝固约 15 mm 后，液相成分完全过渡到 Ti-47Al，凝固组织进入稳态生长阶段，硅化物相消失，片层取向依然与生长方向保持平行。文献[19]说明利用具有特定片层取向的 Ti-43Al-3Si 为籽晶，可以在 Ti-47Al 合金中获得定向排列的全片层组织。

以上对 TiAl 合金籽晶法定向凝固的研究主要集中在光悬浮区熔炉 (optical floating zone furnace) 中进行，温度梯度很低，只有 20~50 K/cm；有些研究使用的是 Brigrman 定向凝固炉，温度梯度有所增加，但也只能达到 100 K/cm 左右。因此为了引晶成功，凝固起始阶段生长速率通常采用 5 mm/h，稳定生长阶段可适当提高生长速率^[20-22]。但由于温度梯度较低， α 相平界面生长所需 G/V 值较大，生长速率的提高仍然非常有限。如果生长速率过大，则会出现以 $\langle 0001 \rangle$ 择优取向生长的 α 枝晶，使凝固组织中的 $\alpha_2 + \gamma$ 片层垂直于生长方向，破坏片层取向的定向控制。本文作者^[23,24]通过电磁感应定向生长炉，获得了 400 K/cm 的高温梯度，并在较大生长速率下制备出了与凝固方向平行的定向全片层组织。36 到 54 mm/h 速率范围内，凝固组织中均获得了与生长方向平行的定向全片层组织。随着生长速率的增加，片层间距明显细化，凝固组织生长形态也发生了变化。生长速率增加到 90 mm/h 时，试棒中出现了柱状晶生长。通过对不同生长速率下试棒横截面组织观察发现^[24]，36 和 54 mm/h 生长速率下引晶成功的 Ti-47Al 合金的晶体生长形貌为平界面；90 mm/h 时由于生长速率增加造成成分过冷增大，凝固组织初期生长形态为胞状树枝晶，引晶约 4 mm 后出现了 β 相的形核长大，片层取向与生长方向呈 45° 夹角。可以看出，温度梯度的提高有利于获得稳定的平界面生长，并在较高生长速率下制备出定向生长的全片层组织。同时，温度梯度和生长速率的提高可以减小片层间距，有利于提高 TiAl 合金的性能。

利用籽晶法在 γ -TiAl 二元合金中获得成功的引晶生长所对应的母料合金成分和生长速率如表 1 所示。5 mm/h 的低生长速率下，Al 含量在 45at%~49at% 范围内均获得了定向生长的全片层组织。分析认为，由于

该引晶速率非常慢,凝固过程中在籽晶的引晶作用下,新析出的 α 相以原有的 α 相为衬底生长,所需能量较小,而 β 相要在固/液界面前沿重新形核生长则需要较高的形核过冷度。因此 α 相能稳定生长并在较大成分范围内(如 Ti-45Al 亚包晶合金)获得成功的引晶生长。随着生长速率的增加,成功的引晶生长所对应的成分范围逐渐减小。因此,必须合理控制凝固参数 G 、 V 等,才能在较大成分范围内获得定向生长的全片层组织。

2.4 TiAl 多元合金定向全片层组织的制备

籽晶法控制 TiAl 二元合金片层取向为 TiAl 多元合金定向全片层组织的制备提供了理论基础。由于合金化元素对 TiAl 合金性能和相稳定性的影响各不相同,使控制 TiAl 多元合金母料的成分较为困难。由表 1 可以看出, Ti-47Al 合金在较大生长速率范围内均能获得成功的引晶生长,因此其 Al 含量被认为是籽晶法控制 TiAl 合金片层取向时的最佳成分。以此为据,引入标准 Al 当量法来判断 TiAl 多元合金作为母料成分的适用性,即^[14,20]:

$$C_{Al}=47+aX_{eq}+bY_{eq}+cZ_{eq}+\dots \quad (1)$$

其中, a , b , c 分别为元素 X , Y , Z 在 TiAl 合金中添加的原子分数, X_{eq} , Y_{eq} , Z_{eq} 分别为合金化元素的 Al 当量值(如表 2 中所示)。以 Ti-45.6Al-0.5Si-0.5Cr 合金为例,其标准 Al 当量为 $C_{Al}=47-(2.8 \times 0.5)+(0.1 \times 0.5)=45.65$,与合金原始成分中的 Al 含量相差 0.05,因此该合金适合于籽晶法定向凝固控制其片层取向。如果标准 Al 当量与合金中的 Al 含量相差较大,引晶将失败^[20]。标准 Al 当量的判断方法在合金化元素添加含量较小时适用,元素添加较多时由于固溶性能的差异其 Al 当量值将会发生变化,需根据具体实验结果确定^[20]。

表 1 TiAl 二元合金中引晶成功的母料成分及其对应的生长速率

Table 1 Growth rates and composition of successfully α -seeded binary TiAl alloys ("yes" means successfully seeded)

| Growth rate/mm·h ⁻¹ | Al content/at% | | | | | | Ref. |
|--------------------------------|----------------|-----|---------|-----|-----|----|---------|
| | 45 | 46 | 47 | 48 | 49 | 50 | |
| 5 | Yes | | Yes | | Yes | | [20] |
| 10 | No | Yes | Yes | Yes | No | No | [20] |
| 20 | | | Yes | | | | [11,25] |
| 36 | | | Yes | | | | [23,24] |
| 40 | | | Yes | | | | [11,25] |
| 54 | | | Yes | | | | [23,24] |
| 90 | | | Partly* | | | | [23,24] |

* The orientation of TiAl/Ti₃Al lamellar could not maintain parallel to the growth direction after the solidification distance of 4 mm

表 2 不同合金化元素的 Al 当量值^[14,20]

Table 2 Values of Al-equivalent for various alloying elements

| | α -Stabilizer | | β -Stabilizer | | | | | | |
|---------------|----------------------|------|---------------------|------|------|------|------|------|------|
| | C | Si | Cr | V | Nb | Ta | Mo | Re | W |
| Al-equivalent | -4.2 | -2.8 | +0.1 | +0.3 | +0.3 | +0.3 | +0.6 | +0.8 | +1.0 |

籽晶法定向凝固可以在 TiAl 基合金中获得与生长方向完全平行的全片层组织,大幅度的提高了 TiAl 合金的室温和高温使用性能,是一种极具发展潜力的制备方法。但由于凝固过程中必须保证高温 α 相以非择优取向生长,因此采用的凝固速率很慢。同时,该方法对籽晶和母料合金成分范围要求严格,限制了其在工业生产中大范围的应用。

3 非籽晶法定向凝固控制片层组织取向

对 TiAl 合金片层组织性能的研究表明,片层取向与载荷方向平行或呈 30°~60°夹角时,能获得最佳的室温和高温性能^[4]。由于籽晶法定向凝固控制 TiAl 合金片层取向的方法操作困难,不利于大规模生产。因此,研究者提出了改变合金凝固路径以控制片层取向的方法,该方法的关键是在凝固组织中获得全 β 相生长^[26]。文献[26]表明,当 β 相以 $\langle 001 \rangle$ 择优取向生长时,片层组织与 β 相之间存在确定的位向关系 $\{110\}_{\beta} // \{0001\}_{\alpha} // \{111\}_{\gamma}$ 。由于 $\{110\}_{\beta}$ 面共有 6 个取向不同的等价密排面,其中两个面与生长方向相平行,4 个面与生长方向呈 45°夹角。此时片层结构的取向决定于 β 相中密排面的排列方向。因此,根据片层组织析出时的位向关系, β 相为初生相时获得与生长方向平行片层的概率为 1/3,而获得与生长方向呈 45°夹角片层的概率为 2/3。也就是说,如果 TiAl 合金的析出相全部为 β 相,则最终凝固组织中的片层取向将与生长方向呈 0°或 45°夹角。可以看出,该方法仅需控制 TiAl 合金凝固路径,使析出相全部为 β 相,操作简单,易于批量生产。

TiAl 二元合金中,为了获得稳定的 β 相生长,合金成分一般控制为 Ti-(44,45) at% Al。实验发现,即使 Ti-45Al 合金中片层取向完全平行于外加载荷方向,其室温延伸率也只能达到 1%左右。分析表明,这是由于合金中 Al 含量较低,片层组织中 α_2 相的体积分数大于 γ 相,而 α_2 相的变形性能远低于 γ 相,因此凝固组织的延伸率很低。添加 β 相稳定元素如 Mo、Re、W、Nb、V、Cr、Ta 等,可以使 β 相区移向富 Al 一侧,利于在较高 γ/α_2 体积分数比下获得全 β 相生长。同时,合金化元素 Mo 有固溶强化的作用,可以细化组织等。因此,在 TiAl 合金中适量添加第三组元,可以在提高 TiAl 合金的综合性能的基础上在较高 Al 含量下

获得稳定的全 β 相生长^[14,15,20]。合金化元素对 TiAl 合金相区位置的影响如表 2 中所示。

实验发现, β 相在生长过程中, 与生长方向平行取向片层通常仅在凝固初始阶段出现。随着凝固的进行, 由于与生长方向平行取向片层中的 γ 相必须连续析出并一直延续到试样末端, 所需界面能较大; 而与生长方向呈 45° 夹角取向片层中 γ 相的生长仅在较短距离内就可完成^[26]。因此, 与生长方向平行取向片层生长过程中将逐渐被与生长方向呈 45° 夹角取向片层所抑制而消失, 使凝固后期组织中的片层都与生长方向呈 45° 夹角。随着温度梯度的提高, 凝固驱动力增强, 晶体生长的稳定性增加, 与生长方向平行的片层组织能够在较长距离内稳定生长, 并有可能一直延续到凝固末端, 作者在 Ti-45Al 合金的高梯度定向凝固过程中已观察到了该现象。

母料合金的成分确定后, 改变凝固路径控制 TiAl 合金片层取向的另一关键是控制生长速率的大小。研究发现, 随着生长速率的增加, β 相凝固过程中将在固/液界面前沿出现 α 相的形核生长, 其片层取向垂直于生长方向。分析认为, 这是由于非平衡凝固效应使相图中 α 相和 β 相的液固相线向下和向左偏移, 合金凝固时进入 α 相区^[15]。新析出的 α 相按晶体学择优取向 $\langle 0001 \rangle$ 方向生长, 使最终凝固组织中的片层取向垂直于生长方向。所以, 必须控制生长速率以获得稳定的 β 相生长。

改变凝固路径控制片层取向的方法可以在 TiAl 合金中得到与生长方向呈 0° 和 45° 夹角的片层, 该方法具有操作简单, 适宜大范围工业生产的优点。同时, 第三组元的添加大大提高了凝固组织的力学性能, 使凝固组织性能满足各种需求。但是, 由于该方法要求在较高 Al 含量下使凝固组织中的析出相全部为 β 相, 因此部分合金化元素的添加数量受限。同时为了使 β 相连续稳定的析出, 生长速率受到较大限制。

4 结 语

γ -TiAl 合金作为极具使用潜力的高温轻质结构材料, 其室温塑性和韧性的提高一直是研究的重点。通过籽晶法定向凝固和改变凝固路径控制 TiAl 合金片层取向的方法一定程度的提高了合金的室温性能, 为具有良好单向受力性能结构件的制备提供了研究依据。

籽晶法定向凝固所得 TiAl 合金片层取向完全平行于生长方向, 因此所得组织可以获得最佳的室温和高温性能; 但是, 该方法对籽晶和母料成分要求严格且凝固过程中要获得 α 相的平界面生长, 故所需 G/V 值大, 生产效率较低。改变凝固路径控制 TiAl 合金片

层取向的方法仅需在凝固过程中获得全 β 相生长, 因此操作简单且易于控制, 同时利于多元合金的制备; 该方法的缺点是所得片层组织的取向与生长方向呈 45° 夹角, 其延伸率较好但屈服强度较小。两种控制 TiAl 合金片层取向的方法各有优缺点, 应根据实际需要如合金成分、材料受力等要求予以选择。

在成功控制 γ -TiAl 合金中片层取向的基础上, 进一步优化合金化元素添加比例, 提高最终片层组织的性能及其结构稳定性将是下一步研究的重点。

参考文献 References

- [1] Loria E A. *Intermetallics*[J], 2000, 8(9~11): 1339
- [2] Li Chenggong(李成功), Fu Hengzhi(傅恒志), Yu Qiao(于 翹). *Materials in Aerospace*(航空航天材料)[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2002: 16
- [3] Huang Boyun(黄伯云). *TiAl Intermetallics*(钛铝基金属间化合物)[M]. Changsha: Center South Institute of Technology Press, 1998: 8
- [4] Zhang Yonggang(张永刚), Han Yafang(韩雅芳), Chen Guoliang(陈国良). *Intermetallics Structural Materials*(金属间化合物结构材料)[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2001: 716
- [5] 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, 13(4): 797
- [6] Kishida K, Inui H, Yamaguchi M. *Intermetallics*[J], 1999, 7(10): 1131
- [7] Yamaguchi M, Johnson D R, Lee H N *et al.* *Intermetallics*[J], 2000, 8(5~6): 511
- [8] Inui H, Oh M H, Nakamura A *et al.* *Acta Metallurgica et Materialia*[J], 1992, 40(11): 3095
- [9] Luo Wenzhong, Shen Jun, Li Qingling *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*[J], 2006, 42(12): 1238
- [10] Johnson D R, Inui H, Yamaguchi M. *Acta Mater*[J], 1996, 44(6): 2523
- [11] Johnson D R, Masuda Y, Inui H *et al.* *Acta Mater*[J], 1997, 45(6): 2523
- [12] Lee H N, Johnson D R, Inui H *et al.* *Acta Materialia*[J], 2000, 48(12): 3221
- [13] Lee H N, Johnson D R, Inui H *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2002, 329~331: 19
- [14] Muto S, Yamanaka T, Lee H N *et al.* *Advanced Engineering Materials*[J], 2001, 3(6): 391
- [15] Kim M C, Oh M H, Lee J H *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 1997, 239~240: 570

- [16] Jung I S, Kim M C, Lee J H *et al.* *Intermetallics*[J], 1999, 7(11): 1247
- [17] Li Shuangming, Liu Lin, Li Xiaoli *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*[J], 2004, 40(1): 20
- [18] Hunziker O, Vandyoussefi M, Kurz W. *Acta Materialia*[J], 1998, 46(18): 6325
- [19] Johnson D R, Masuda Y, Inui H *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 1997, 239~240: 577
- [20] Johnson D R, Inui H, Muto S *et al.* *Acta Materialia*[J], 2006, 54: 1077
- [21] Kim S E, Lee Y T, Oh M H *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2002, 329~331: 25
- [22] Kim S E, Lee Y T, Oh M H *et al.* *Intermetallics*[J], 2000, 8(4): 399
- [23] Luo Wenzhong, Shen Jun, Li Qinglin *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*[J], 2007, 43(9): 897
- [24] Luo Wenzhong, Shen Jun, Li Qinglin *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*[J], 2007, 43(12): 1287
- [25] Johnson D R, Masuda Y, Yamanaka T *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2000, 31(10): 2463
- [26] Jung I S, Jang H S, Oh M H *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2002, 329~331: 13

Lamellar Orientation Control in γ -TiAl Alloys by Directional Solidification

Luo Wenzhong, Shen Jun, Min Zhixian, Fu Hengzhi

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

Abstract: Gamma titanium aluminide (γ -TiAl) alloys are candidate materials for lightweight high-temperature structural applications and the mechanical properties of the alloys with fully lamellar microstructure are extremely anisotropic. In the seed method of directional solidification, the seed crystal materials with special lamellar orientation are applied, the high-temperature α phases are controlled to grow along $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ direction, and finally the fully lamellar microstructures parallel to the growth direction are obtained. Another approach of controlling the orientation of lamellar microstructure is to change the solidification pathway so that the alloys solidify completely with β phases, and the obtained lamellar microstructure is aligned at 0° and 45° angles to the grow direction. This paper summarized the mechanism and recent research progress of the lamellar orientation control by the two methods in TiAl alloys, and systemically studied the effects of the alloy composition and processing parameters on the lamellar orientation control process. Finally the problems of aligned lamellar microstructure preparation in TiAl alloys at home and abroad that needed to be further investigated were presented.

Key words: gamma titanium aluminide; directional solidification; lamellar microstructure; crystal orientation

Biography: Luo Wenzhong, Ph. D., State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China, Tel: 0086-29-88494708, E-mail: luowz808@yahoo.com.cn