

# 冷坩埚定向凝固TiAl基合金 高温持久性能研究\*

丁宏升<sup>1</sup>, 李金韬<sup>1</sup>, 王强<sup>1</sup>, 耿洪滨<sup>2</sup>, 陈瑞润<sup>1</sup>, 郭景杰<sup>1</sup>, 傅恒志<sup>1</sup>

(1. 哈尔滨工业大学金属精密热加工国家级重点实验室, 哈尔滨 150001;

2. 哈尔滨工业大学空间环境材料行为与评价技术国家级重点实验室, 哈尔滨 150001)

**[摘要]** 采用电磁冷坩埚定向凝固技术制备了成分为 Ti-47Al-2Cr-2Nb 的合金铸锭, 定向凝固后的显微组织为  $\alpha_2 + \gamma$  全片层结构。在 0.4~1.2mm/min 的抽拉速率范围内, 随着抽拉速率的增加, 片层间距减小, 柱状晶与生长方向的夹角增大。随着温度升高, 合金的拉伸强度有所下降, 但由于细化片层界面对切变应力变形的阻碍作用, 合金的高温拉伸强度会随着抽拉速率的增加而提高。通过对抽拉速率为 1.0mm/min 试样的拉伸强度与温度的拟合, 得到了拉伸强度和温度之间的函数关系。随着抽拉速率的增加, Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金的持久寿命明显升高, 对于抽拉速率为 1.2mm/min 试样的持久性能测试表明, 其持久寿命最长, 达到了 48h。持久试样的断面形貌表明, 其断裂的主要方式是伴随着少量延性断裂的脆性解理断裂。最后根据时间-温度模型, 分别采用 Larson-Miller 和 Manson-Haferd 参数法建立了定向凝固 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金的持久强度预测函数模型, 预测的理论值与试验结果吻合度较高。

**关键词:** TiAl 基合金; 定向凝固; 冷坩埚; 高温拉伸性能; 持久性能

DOI:10.16080/j.issn1671-833x.2016.23/24.036



丁宏升

教授、博导, 教育部新世纪优秀人才, 主要研究方向为钛基合金、钛铝、铌硅等金属间化合物特种凝固与精密成形技术。发表论文 150 余篇, 获国家发明专利近 40 项, 先后参与和主持课题 50 余项。

\* 基金项目: 国家自然科学基金项目 (51171053, 51471062); 国家重点基础研究发展计划 (973) 项目 (2011CB605504)。

随着现代航空航天技术的不断发展, 对材料性能的要求也越来越高, 不仅希望得到高强度的材料, 而且还希望材料的重量轻、高温性能好等<sup>[1]</sup>。轻质耐高温合金在航空材料和汽车材料中具有广泛的应用前景, 一直是材料科学领域研究的热点和难点之一<sup>[2]</sup>。与传统的镍基高温合金相比, TiAl 基合金密度低 (仅为镍基高温合金密度的一半), 比强度和比刚度较高, 在最近 20 年内得到了广泛关注<sup>[3-6]</sup>。TiAl 基合金通常在中高温腐蚀性燃气的环境中工作, 主要应用于航空航天器等动力装置<sup>[7-8]</sup>, 因此要求材料必须具有较好的高温力学性能, 包括高温抗氧化性、高温抗蠕变性和耐持久性等<sup>[9-12]</sup>。其中持久性能是衡量结构材料在高温环境下使用安全可靠程度的重要指标之一<sup>[13-15]</sup>。持久强度定义为材料在

长时间载荷作用下抵抗蠕变断裂的能力, 即在给定的温度和时间材料 (试样) 发生断裂的应力值, 一般以持久强度极限来表示, 有时也以试样在恒温、恒应力作用下的持久时间来评定。国内外曾针对等轴晶 TiAl 基合金, 从合金元素添加、显微组织状态和热机械处理 (HIP) 以及持久拉伸过程的氧化程度等角度, 研究了 TiAl 基合金的持久强度随着温度和应力水平的变化, 说明显微组织状态是影响持久性能的重要因素。

为了提高 TiAl 基合金的综合使用性能, 既要减少材料中的缺陷也要控制合金的显微组织组成, 因此凝固过程对于 TiAl 基合金的显微组织形成具有重要的影响<sup>[16-17]</sup>。电磁冷坩埚定向凝固技术是一种新型的凝固技术<sup>[18]</sup>, 冷坩埚定向凝固过程中的温度梯度高, 固液界面平直, 有助于

晶粒的单向生长。TiAl 合金的性质极为活泼,凝固过程中很容易受到污染,造成合金力学性能的下降<sup>[19-21]</sup>,而冷坩埚定向凝固过程中由于电磁力的约束作用,使得合金熔体与坩埚壁不接触或是软接触,避免了对 TiAl 合金熔体所造成的污染。冷坩埚定向凝固 TiAl 合金不仅可以获得高纯净的合金,而且可以通过改变凝固的工艺参数来调节合金的组织结构,从而获得性能优良的定向排列片层组织。由于经定向凝固后的 TiAl 基合金,定向排列的层片组织具有较好的强度和塑性匹配,可望提高航空发动机叶片类部件对离心力的承载能力。但有关定向片层组织 TiAl 基合金的持久性能评价还相对较少,不利于对 TiAl 基合金动载部件工作性能的综合评价。

本文利用电磁冷坩埚成功地制备了具有定向组织的 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金,结合不同抽拉速率下显微组织和高温拉伸试验结果,重点研究了定向凝固 TiAl 基合金的高温持久性能特点,并且建立了基于高温拉伸强度的持久寿命预测模型。

## 试验材料及方法

本文针对 TiAl 基合金中塑性较好的 Ti-Al-Cr-Nb 四元合金,所选定的合金名义成分为 Ti-47Al-2Cr-2Nb (原子分数,%)。首先通过水冷铜坩埚真空感应熔炼炉 (ISM) 制备母合金锭,然后在所得的铸锭上切取  $\phi 20\text{mm} \times 98\text{mm}$  的圆棒,在多功能冷坩埚电磁约束定向凝固炉上进行定向凝固试验。凝固过程中的电源输出功率是 50kW,抽拉速率分别为 0.4mm/min、1.0mm/min 和 1.2mm/min,制备得到横截面为 25mm  $\times$  25mm,长度为 100mm 的方形铸锭。

将经冷坩埚定向凝固制备好的 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金方锭用电火花线切割沿中心纵向剖开,对纵剖

面进行打磨、抛光、腐蚀(腐蚀液成分:10% $\text{HNO}_3$ +5% $\text{HF}$ +85% $\text{H}_2\text{O}$ )后,对其宏观组织进行分析和观察。使用 Olympus 金相显微镜和 Quanta 200FEG 扫描 (SEM) 电子显微镜观察其显微组织形貌。片层结构的观察在 JEM-2100F 透射电镜 (TEM) 上进行。

高温拉伸采用标准板状拉伸试样,切取于定向凝固方锭。试样表面经过打磨和电解抛光,消除机械加工产生的残余应力。高温拉伸试验在 Instron5500R 型电子万能试验机上进行,试样标距为 20mm,试验加热到测试温度时保温 5min,试验时将温度保持在预定温度,应变速率为  $0.5 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ 。试样持久性能测试是在 RD-50 电子式蠕变持久试验机上进行,该试验机的最大试验应力 50kN,精度等级 1 级。持久试样的形状尺寸和持久性能测试规范均依据 GB/T 2039-1997 而设定,温度选择为 650 $^{\circ}\text{C}$  和 800 $^{\circ}\text{C}$  两个水平,应力选择从 175MPa 至 275MPa 变化,间

隔 25MPa。使用场发射扫描电子显微镜 Quanta 200FEG 观察持久断口形貌。

## 试验结果及分析

### 1 组织分析

沿着生长方向,定向凝固试样自下而上可以分为 3 个区域,即初始凝固区、稳定生长区和最后凝固区。由于本文中所采用的试样均取自于稳定生长区,故对不同抽拉速率下的稳定生长区的组织进行了比较。如图 1 所示为 3 种抽拉速率下的稳定生长区的柱状晶组织,试样中间部位柱状晶的方向几乎是竖直,而两侧的柱状晶方向与生长方向的夹角( $\varphi$ )随着抽拉速率的增加而逐渐增大。在凝固过程中,不考虑其他因素的影响,固/液界面是垂直于热流方向的,而热流方向与柱状晶的生长方向理论上是一致的,所以柱状晶的生长方向是始终垂直固/液界面的。如图 2 所示,定向凝固过程中的固/液界面是下凹的曲面,其中间部位是比较平

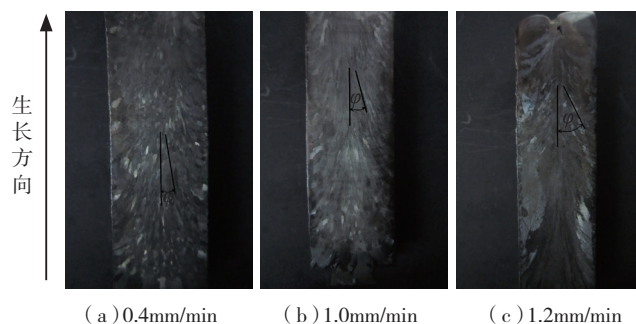


图1 Ti-47Al-2Cr-2Nb合金不同抽拉速率下定向凝固区的宏观组织

Fig.1 Macrostructures of directionally solidified zone of Ti-47Al-2Cr-2Nb at different withdrawal rates

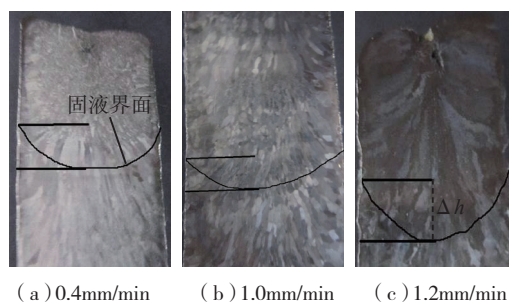


图2 Ti-47Al-2Cr-2Nb不同抽拉速率下试样的固/液界面

Fig.2 Solid/liquid interfaces of Ti-47Al-2Cr-2Nb at different withdrawal rates

直的,所以中间部位的柱状晶与生长方向保持一致,两侧的柱状晶逐渐倾斜,与生长方向呈一定的角度。固/液界面呈下凹的曲面是因为凝固过程中存在一定的侧向散热,侧向散热与纵向热流的比值决定了曲面向下的深度( $\Delta h$ ),比值越大, $\Delta h$ 的值越大。凝固过程中由于用来冷却的镓钢金属液位置没变,其纵向热流在凝固过程中可以看成是不变的,随着抽拉速率的增加,熔体单位体积获得热量减少,侧向散热加剧,导致了曲面的下凹深度增加,柱状晶的倾斜角度增大。

Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金定向凝固区的显微组织是全片层结构,如图3所示。片层取向与生长方向的夹角随着抽拉速率的变化而改变。抽拉速率为 0.4mm/min 时,片层与生长方向的夹角基本小于  $30^\circ$ ,抽拉速率为 1.0mm/min 时,片层与生长方向的夹角大部分位于  $30^\circ \sim 45^\circ$  之间,抽拉速率增加到 1.2mm/min 时,片层取向与生长方向进一步偏离,两者之间的夹角大于  $45^\circ$ 。Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金的初生相是  $\beta$  相,在随后的凝固过程中转变为  $\alpha_2 + \gamma$  的片层

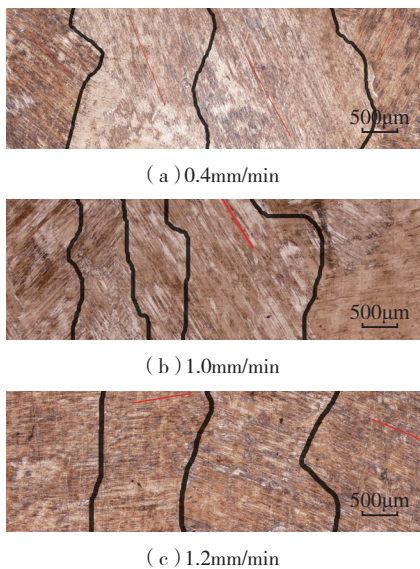


图3 Ti-47Al-2Cr-2Nb不同抽拉速率下的定向凝固区的金相组织

Fig.3 Metallographic structures of Ti-47Al-2Cr-2Nb at different withdrawal rates

结构。其转变过程中遵循确定的取向关系:  $\{110\}_\beta // \{0001\}_{\alpha_2} // \{111\}_\gamma$  与  $\langle 111 \rangle_\beta // \langle 11-20 \rangle_{\alpha_2} // \langle 110 \rangle_\gamma$ , 所以  $\beta$  相枝晶的生长方向决定了最终的片层取向。抽拉速率较低时凝固过程更接近于平衡凝固状态,  $\beta$  相沿着择优取向  $\langle 100 \rangle$  方向生长,最终片层的取向与生长方向的夹角较小,随着抽拉速率的增加,  $\beta$  相的生长受到热流等因素的影响,偏离了其择优取向,因此使得最终的片层与生长方向之间的夹角变大。

全片层组织的 TiAl 合金中,片层间距是影响其力学性能的一个重要参数。研究表明,片层间距对 TiAl 合金屈服强度的影响满足 Hall-Petch 方程,即片层间距越小, TiAl 合金屈服强度越大。图4为不同抽拉速率下定向区片层结构的 TEM 图。利用截线法测量和计算 TiAl 合金的平均片层间距。表1给出了抽拉速率与片层间距之间的对应关系。

Lapin 等发现当温度梯度保持不变时,即功率一定,  $\gamma$ -TiAl 合金片层间距与生长速率之间的函数关系符合下式:

$$\lambda = k \times v^\mu \quad (1)$$

式中,  $\lambda$  是片层间距,  $k$  是常数,  $\mu$  是速度指数,  $v$  是抽拉速率。

根据表1中所给出的抽拉速率和片层间距,采用线性回归的方法,可以得出 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金的片层间距和抽拉速率满足关系式:

$$\lambda = 1568.5v^{-0.65} \quad (2)$$

$$R^2 = 0.99 \quad (3)$$

式中,  $R^2$  为回归系数。

## 2 高温拉伸性能

表2给出的分别是 0.4mm/min、1.0mm/min、1.2mm/min 抽拉速率的 Ti-47Al-2Cr-2Nb 在 800℃ 和 1.0mm/min 抽拉速率的试样在 600℃、650℃、700℃、750℃ 和 800℃, 应变速率为 0.4mm/min 条件下得到的应力-应变数据。由表2可知,随着抽拉速率的增加,合金在 800℃ 的抗拉

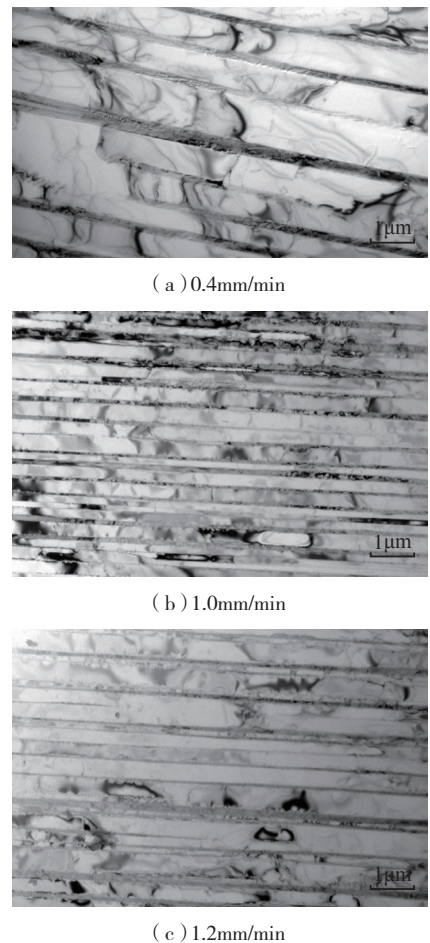


图4 Ti-47Al-2Cr-2Nb不同抽拉速率下片层结构的TEM图

Fig.4 TEM microscopy of Ti-47Al-2Cr-2Nb at different withdrawal rates

表1 不同抽拉速率 ( $v$ ) 下的片层取向 ( $\theta$ ) 与平均片层间距 ( $\lambda$ )

$v / (\text{mm} \cdot \text{min}^{-1})$	$\theta / (^\circ)$	$\lambda / \text{nm}$
0.4	0~30	$425 \pm 30$
1.0	30~45	$240 \pm 15$
1.2	45~90	$200 \pm 20$

表2 不同抽拉速率Ti-47Al-2Cr-2Nb的高温拉伸性能

$v / (\text{mm} \cdot \text{min}^{-1})$	温度 / $^\circ\text{C}$	$\sigma / \text{MPa}$	$\delta / \%$
0.4	800	408	3.7
1.0	800	445	4.9
1.0	750	500	3.6
1.0	700	552	3.0
1.0	650	587	2.7
1.0	600	613	2.5
1.2	800	470	5.1

强度( $\sigma$ )和断裂应变( $\delta$ )提高。抽拉速率为 1.2mm/min 时,抗拉强度和断裂应变均达到了最大值,分别是 470MPa 和 5.1%。这主要是由合金组织片层间距和片层取向决定的。随着抽拉速率的增加,片层间距逐渐减小, $\alpha_2 + \gamma$  片层界面增多。在变形过程中,切变变形会受到界面的阻碍,从而引起合金的强化。同时,具有 DO19 结构的  $\alpha_2$  片层的可动滑移系也会随着片层取向与生长方向夹角的增大而减少,使合金的强度得到提高。

图 5 所示的是抽拉速率为 1.0mm/min,不同温度下 Ti-47Al-2Cr-2Nb 的高温拉伸强度随温度的变化趋势,可以看出随着温度的升高,合金的抗拉强度逐渐下降而断裂应变是逐渐增加的。600℃ 时定向凝固 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金抗拉强度为 613MPa,断裂应变为 2.5%,当温度升高至 800℃ 时其抗拉强度下降为 445MPa,断裂应变增加至 4.9%。对拉伸温度和对应的抗拉强度采用线性回归的分析方法,可以得出高温拉伸强度和温度( $T$ )之间的关系:

$$\sigma_0 = 237.89 + 1.74(T - 273) - 0.0019(T - 273)^2, \quad (4)$$

$$R^2 = 0.99 \quad (5)$$

### 3 高温持久性能

测试了不同抽拉速率的 Ti-47Al-2Cr-2Nb 试样在不同温度( $T$ )和不同载荷( $\sigma$ )条件下的持久寿命( $\tau$ )和断后伸长率( $\delta$ ),并与铸态 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金的持久寿命进行了比较,试验结果如表 3 所示。

由表 3 的数据可知,定向凝固后的 Ti-47Al-2Cr-2Nb 试样的持久寿命明显高于铸态试样的持久寿命,而且定向凝固过程中增加抽拉速率能够显著提高 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金的持久寿命和断后伸长率。抽拉速率由 0.4mm/min (650℃, 200MPa) 增加到 1.2mm/min (650℃, 200MPa) 时,持久寿命和断后延伸率分别提高

了 50% 和 34%。金属材料的持久性能很大程度取决于其蠕变变形,而位错滑移和攀移引起的晶界和亚晶界的滑动和迁移是蠕变变形的机制。在 TiAl 合金的 4 种组织中,全片层结构的 TiAl 合金具有最好的抗蠕变性。有研究表明, TiAl 的组织中即使存在少量的  $\gamma$  晶粒也会显著降低合金的持久寿命,这是因为蠕变过程中变形首先发生在  $\gamma$  晶粒内并且同时有动态再结晶发生的过程,动态再结晶过程中产生的细小等轴晶会促使晶界的滑动和迁移。这种组织的不稳定性会造成蠕变过程较早进入第三阶段,使合金的持久寿命会大幅下降。全片层的组织中具高密度的界面,这些界面可以有效地阻碍位错的运动,推迟蠕变第三阶段开始的时间,提高了合金的持久寿命。随着抽拉速率的增加,片层间距减小,片层界面的密度增加,阻碍位错运动的效果更加显著,有效提高了合金的持久寿命。

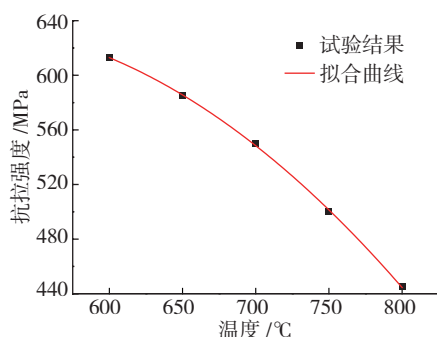


图5 Ti-47Al-2Cr-2Nb合金的抗拉强度随温度的变化关系

Fig.5 Variation of tensile strength with temperature

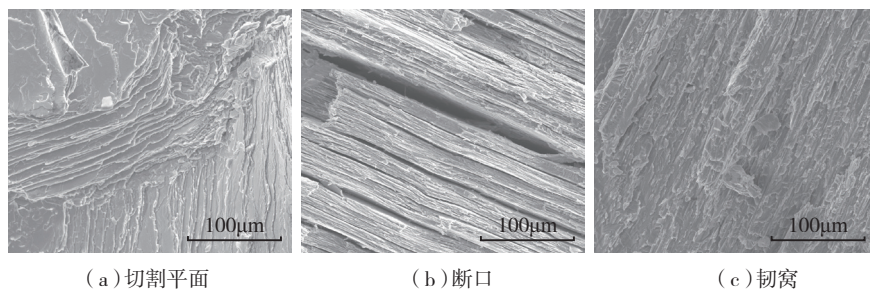


图6 抽拉速率为1.0mm/min时持久试样的断口形貌

Fig.6 Fracture morphologies of creep-rupture samples at withdrawal rate of 1.0mm/min

图 6 所示的抽拉速率为 1.0mm/min、温度 650℃、载荷 200MPa 时, Ti-47Al-2Cr-2Nb 的持久试样断裂后断口形貌。由图 6 (a)、(b) 可以看出,断口有许多密集排列的片层横断面和撕开的片层组织组成,裂纹的扩展方向是沿着片层和穿过片层,表明 Ti-47Al-2Cr-2Nb 在 650℃ 时的断裂方式是穿片层和沿片层的脆性解理断裂。将片层横断面进一步放大之后可以发现在密集排列的片层之间分布着一定数量的韧窝组织,试样在 650℃ 断裂时表现出了一定的塑性。通过对试样断裂形貌的分析可以得出, Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金在高温持久断裂时是脆性解理断裂伴随着少量延性断裂的混合断裂方式。

### 4 持久寿命的预测模型

材料高温持久性能的测定,往往需要比较长的时间,测试的成本极高,而且在高温状态下试验过程的稳定性难以保障,故有必要研究材料高

表3 不同抽拉速率Ti-47Al-2Cr-2Nb合金的持久性能

$v/(\text{mm} \cdot \text{min}^{-1})$	$\sigma/\text{MPa}$	$T/^\circ\text{C}$	$\tau/\text{h}$	$\delta/\%$
0.4	200	650	32	3.8
1.0	275	650	13	3.6
1.0	250	650	16	3.8
1.0	225	650	37	4.1
1.0	200	650	45	4.3
1.0	175	650	89	4.4
1.0	200	800	15	3.5
1.2	200	650	48	5.1
铸态	200	650	12	2.9

温长时持久性能预测模型,并探究改进的方法。时间-温度参数是目前一种常见的用来预测材料持久性能的模型。该模型将温度和时间作为一个复合参量并认为温度和时间对材料的持久性能的影响是互补的。这一参量与应力共同决定材料的持久性能。由此建立的预测模型可以从材料短时高温下的持久性能或者拉伸性能数据外推得到高温长时下的持久性能数据。时间-温度参数法包括 Larson-Miller 参数法(L-M 参数法)和 Manson-Hafard 参数法(M-H 参数法)等<sup>[22]</sup>。下面应用这两种方法对定向凝固 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金的持久性能进行预测并检验预测效果。

金属材料的持久强度  $\sigma$  (MPa)、温度  $T$  (°C) 和持久寿命  $\tau$  (h) 满足下列的函数关系:

$$\sigma = f(T, \tau) \quad (6)$$

根据 Larson-Miller 参数  $P_{LM}$  的定义,有

$$P_{LM} = T(C + \lg \tau) \quad (7)$$

根据 Manson-Hafard 参数  $P_{MH}$  的定义,有

$$P_{MH} = \frac{\lg \tau - a}{T - b} \quad (8)$$

式中,  $a$ 、 $b$  和  $C$  为与材料成分有关的常数。

所以高温持久强度  $\sigma$  可以表示成 Larson-Miller 参数  $P_{LM}$  和 Manson-Hafard 参数  $P_{MH}$  的函数。

$$\sigma = f(P) \quad (9)$$

对于定向凝固 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金,当参数  $P$  一定,即  $T$  和  $\tau$  一定时,  $\sigma$  的函数值一定。当  $P$  发生变化时,  $\sigma$  的函数值也随之改变。且  $\sigma$  的改变仅由始末状态决定,与试验的过程途径无关。因此,高温持久强度  $\sigma$  是  $P$  的状态函数。

假定  $\sigma$  函数单调且处处可微,将式(6)写成全微分形式如下:

$$d\sigma = \left[ \frac{\partial \sigma}{\partial T} \right]_r dT + \left[ \frac{\partial \sigma}{\partial \tau} \right]_r d\tau \quad (10)$$

将式(7)、(8)分别代入式(9),其全微分的形式如下:

$$d\sigma = \left[ \frac{\partial \sigma}{\partial P_{LM}} \right]_r (C + \lg \tau) dT + \left[ \frac{\partial \sigma}{\partial P_{LM}} \right]_r \frac{T}{\ln 10} d\tau \quad (11)$$

$$d\sigma = \left[ \frac{\partial \sigma}{\partial P_{MH}} \right]_r \frac{a - \lg \tau}{(T - b)^2} dT + \left[ \frac{\partial \sigma}{\partial P_{MH}} \right]_r \frac{1}{\tau(T - b) \ln 10} d\tau \quad (12)$$

因为  $\sigma$  函数具有由  $P$  确定的唯一性,且试验过程中温度与时间具有等效性,因此可得如下关系式:

$$\left[ \frac{\partial \sigma}{\partial P} \right]_r = \left[ \frac{\partial \sigma}{\partial P} \right]_r = \left[ \frac{\partial \sigma}{\partial P} \right]_r \quad (13)$$

将式(13)代入式(11)可得:

$$d\sigma = \left[ \frac{\partial \sigma}{\partial T} \right]_r (dT + \frac{T}{\tau \ln 10(C + \lg \tau)} d\tau) \quad (14)$$

$$\text{或 } d\sigma = \left[ \frac{\partial \sigma}{\partial \tau} \right]_r \frac{T}{\tau(C + \lg \tau)} d\tau \quad (15)$$

将式(13)代入式(12)可得

$$d\sigma = \left[ \frac{\partial \sigma}{\partial T} \right]_r (dT + \frac{T - b}{\tau \ln 10(a - \lg \tau)} d\tau) \quad (16)$$

$$\text{或 } d\sigma = \left[ \frac{\partial \sigma}{\partial \tau} \right]_r \frac{T - b}{\tau \ln 10(a - \lg \tau)} d\tau \quad (17)$$

在测试时间 ( $\tau_0, \tau$ ) 范围进行积分可得

$$\sigma = \sigma_0 + \int_{\tau_0}^{\tau} \frac{T}{\tau \ln 10(C + \lg \tau)} \left[ \frac{d\sigma}{dT} \right]_r d\tau \quad (18)$$

或

$$\sigma = \sigma_0 + \int_{\tau_0}^{\tau} \frac{T - b}{\tau \ln 10(a - \lg \tau)} \left[ \frac{d\sigma}{d\tau} \right]_r d\tau \quad (19)$$

为了使计算简便,根据时间与温度的等效性,可以忽略时间  $\tau$  对持久强度对温度变化率的影响,式(18)、(19)简化后可得

$$\sigma = \sigma_0 + T \left( \frac{d\sigma_0}{dT} \right) \ln \left( \frac{C + \lg \tau}{C + \lg \tau_0} \right) \quad (20)$$

或

$$\sigma = \sigma_0 + (b - T) \left( \frac{d\sigma_0}{dT} \right) \ln \left( \frac{\lg \tau - a}{\lg \tau_0 - a} \right)$$

$$(21)$$

式中,  $\sigma$  为材料温度为  $T$ ,  $\tau = \tau_0$  时的持久强度。

当  $\tau_0$  很小时,  $\sigma_0$  可以看成材料在同温度下的瞬时拉伸强度值。高温时 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金的强度和温度满足式(4),于是可得

$$\frac{d\sigma_0}{dT} = 1.9 - 0.0038T \quad (22)$$

$$\text{式(22)代入式(20)、(21)可得} \\ \sigma = \sigma_0 + T(1.9 - 0.0038T)$$

$$\ln \left( \frac{C + \lg \tau}{C + \lg 1/30} \right) \quad (23)$$

$$\sigma = \sigma_0 + (b - T)(1.9 - 0.0038T)$$

$$\ln \left( \frac{\lg \tau - a}{\lg 1/30 - b} \right) \quad (24)$$

其中  $\tau_0 = \frac{1}{30}$  h,取高温拉伸试验过程中加载至抗拉强度时间的平均值。

为了建立 Ti-47Al-2Cr-2Nb 的持久强度预测模型,还需确定 Larson-Miller 公式中的参数  $C$  和 Manson-Hafard 公式中的参数  $a$  和  $b$ 。将抽拉速率为 1.0mm/min 试样在 650°C 时的拉伸强度,持久寿命和载荷代入公式(21)和(22),得出  $C=238$ ,  $a=-30$ ,  $b=1038$ 。将  $a$ 、 $b$ 、 $C$  的值代入方程(23)、(24),可得:

$$\sigma = \sigma_0 + T(1.9 - 0.0038T) \\ \ln(1.006 + 0.0004 \lg \tau) \quad (25)$$

$$\sigma = \sigma_0 + (1038 - T)(1.9 - 0.0038T) \\ \ln(1.052 + 0.0035 \lg \tau) \quad (26)$$

图7所示的是 Larson-Miller 参数模型和 Manson-Hafard 参数模型计算结果与试验结果比较,可以看出试验测得数值均匀落在模型函数的附近,表明本论文中提出的函数模型能够比较准确地预测合金的持久性能。

## 结论

(1) 利用电磁冷坩埚成功制备出了具有定向组织的 Ti-47Al-2Cr-2Nb,其显微组织是  $\alpha_2 + \gamma$  的全片层结构,在抽拉速率 0.4~1.2mm/min 的区间内,随着抽拉速率的增加,柱状晶方向与生长方向的夹角逐渐增

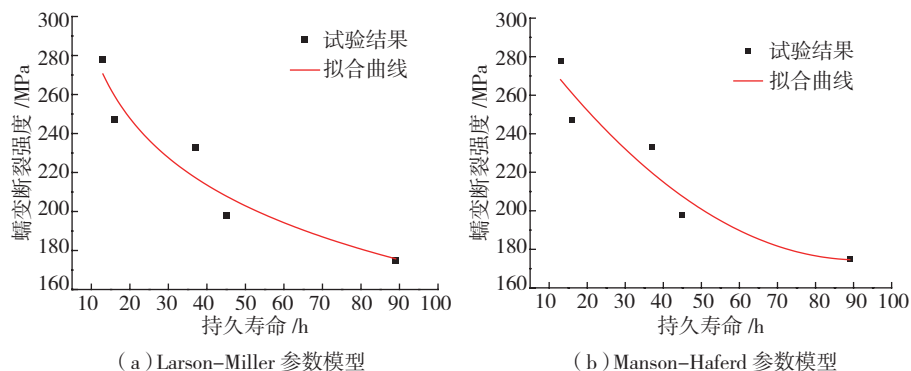


图7 Ti-47Al-2Cr-2Nb合金持久性能的函数模型和试验结果的比较

Fig.7 Creep-rupture properties comparisons of experimental and prediction model of Ti-47Al-2Cr-2Nb

大,片层间距随着抽拉速率的增加而减小。

(2) 随着定向凝固抽拉速率的提高,定向凝固 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金的高温拉伸强度升高,断裂应变增大;随着温度的增加,高温拉伸强度逐渐下降,断裂应变逐渐增加,采用回归分析建立了温度与定向凝固 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金拉伸强度之间的关系。

(3) 定向凝固 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金的持久性能得到显著提升,增大定向凝固抽拉速率能显著提高合金的持久寿命,当速率为 1.2mm/min 时,合金在 200MPa 应力下的持久寿命最长,可以达到 48h。

(4) 通过 Larson-Miller 和 Manson-Haferd 参数法建立了持久强度预测模型,且预测模型与试验结果之间的吻合度较高。

### 参考文献

[1] 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,2001:705.

ZHANG Yonggang, HAN Yafang, CHEN Guoliang, et al. Structural intermetallics[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2001: 705.

[2] 李宝辉,孔凡涛,陈玉勇,等. TiAl 金属间化合物的合金设计及研究现状[J].航空材料学报,2006,26(2):72-78.

LI Baohui, KONG Fantao, CHEN Yuyong, et al. Alloy design of titanium aluminium intermetallics and research process[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2006, 26(2):72-78.

[3] GEBAUER K. Performance, tolerance and cost of TiAl passenger car valves[J]. Intermetallics, 2006, 14(4): 355-360.

[4] KOIZUMI Y, FUJITA T, MINAMINO Y, et al. Effects of plastic deformation on lamellar structure formation in Ti-39 at.% Al single crystals[J]. Acta Materialia, 2010, 58(3):1104-1115.

[5] WU X H. Review of alloy and process development of TiAl alloys[J]. Intermetallics, 2006, 14(10/11): 1114-1122.

[6] ZAMBALDI C, RAABE D. Plastic anisotropy of  $\gamma$ -TiAl revealed by axisymmetric indentation[J]. Acta Materialia, 2010, 58(9): 3516-3530.

[7] TOSHIMITSU T. Development of a TiAl turbocharger for passenger vehicles[J]. Materials Science and Engineering: A, 2002, 329-331: 582-588.

[8] CLEMENS H, KESTLER H. Processing and applications of intermetallic  $\gamma$ -TiAl-based alloys[J]. Advanced Engineering Materials, 2000, 2(9): 551-570.

[9] SHECHTMAN D, BLACKBURN M J, LIPSITT H A. The plastic deformation of TiAl[J]. Metallurgical Transactions B, 1974, 5(6): 1373-1381.

[10] KIM Y W. Strength and ductility in TiAl alloys[J]. Intermetallics, 1998, 6(7/8): 623-628.

[11] PAUL J D H, APPEL F, WAGNER R. The compression behaviour of niobium alloyed  $\gamma$ -titanium aluminides[J]. Acta Materialia, 1998,46(4):1075-1085.

[12] APPEL F, OEHRING M, WAGNER R. Novel design concepts for gamma-base titanium aluminide alloys[J]. Intermetallics, 2000, 8(9-11): 1283-1312.

[13] SATO A, HARADA H, YOKOKAWA

T, et al. The effects of ruthenium on the phase stability of fourth generation Ni-base single crystal superalloys[J]. Scripta Materialia, 2006, 54(9): 1679-1684.

[14] YE H A C, TIN S. Effects of Ru on the high-temperature phase stability of Ni-base single-crystal superalloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2006, 37(9): 2621-2631.

[15] 林惠文,刘纪德,周亦青,等. Pt 对镍基单晶高温合金持久性能的影响[J].金属学报,2015,51(1):77-84.

LIN Huiwen, LIU Jide, ZHOU Yizhou, et al. Influence of Pt on the creep fracture properties of Ni-based single crystal superalloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2015, 51(1): 77-84.

[16] NIE G, DING H S, CHEN R R, et al. Microstructural control and mechanical properties of Ti-47Al-2Cr-2Nb alloy by directional solidification electromagnetic cold crucible technique[J]. Materials & Design, 2012, 39: 350-357.

[17] KIM S W, WANG P, OH M H, et al. Mechanical properties of Si- and C-doped directionally solidified TiAl-Nb alloys[J]. Intermetallics, 2004, 12(5): 499-509.

[18] DING H S, CHEN R R, GUO J J, et al. Directional solidification of titanium alloys by electromagnetic confinement in cold crucible[J]. Materials Letters, 2005, 59(7): 741-745.

[19] ZHANG H R, TANG X X, ZHOU C G, et al. Comparison of directional solidification of  $\gamma$ -TiAl alloys in conventional  $Al_2O_3$  and novel  $Y_2O_3$ -coated  $Al_2O_3$  crucibles[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2013, 33(5): 925-934.

[20] JUNG I S, JANG H S, OH M H, et al. Microstructure control of TiAl alloys containing  $\beta$  stabilizers by directional solidification[J]. Materials Science and Engineering: A, 2002, 329-331:13-18.

[21] JOHNSON D R, INUI H, MUTO S, et al. Microstructural development during directional solidification of  $\alpha$ -seeded TiAl alloys[J]. Acta Materialia, 2006, 54(4):1077-1085.

[22] 陈雷,杜晓建,刘晓,等.新型奥氏体耐热不锈钢的高温持久性能[J].钢铁研究学报,2010,22(10):44-47.

CHEN Lei, DU Xiaojian, LIU Xiao, et al. Creep-fracture properties of a new austenitic heat-resistance stainless steel at elevated temperature[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2010, 22(10): 44-47.

(下转第 47 页)