

高 Nb-TiAl 合金在等温过程中 相变动力学研究

李 莹, 田淑侠, 樊江磊, 王 艳, 刘建秀

(郑州轻工业大学机电工程学院, 河南 郑州 450002)

摘 要: 采用原位热膨胀法较为系统地研究了高 Nb-TiAl 合金的等温相变动力学。结果表明: 高 Nb-TiAl 合金 $\alpha_2 \rightarrow \alpha$ 等温相变过程中, 其“鼻尖”温度为 1 170 °C, 此温度下 α 相的转变速度最快, 且该相的形成呈“S”曲线。基于热膨胀曲线, 获取了等温过程中相应的 JMA 等温相变动力学方程, 基于 JMA 方程, 通过对数拟合相转变分数-时间曲线, 获取高 Nb-TiAl 合金等温相变动力学 Avrami 指数 n 和温度常数 K , 建立了高 Nb-TiAl 合金温度-时间-相转变的定量关系 TTT 曲线(Time-Temperature-Transformation); 并揭示了合金扩散控制的相变动力学机制。

关键词: 高 Nb-TiAl 合金; 原位热膨胀法; 等温相变; 动力学

中图分类号: TF823, TG146.2

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2022)05-0059-06

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2022.05.009

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



听
语
音
与
作
者
互
动
聊
科
研

Phase transformation kinetics of high Nb-TiAl alloy during isothermal treatments

Li Ying, Tian Shuxia, Fan Jianglei, Wang Yan, Liu Jianxiu

(Institute of Mechanical and Electrical Engineering, Zhengzhou University of Light Industry, Zhengzhou 450002, Henan, China)

Abstract: The isothermal phase transformation kinetics of $\alpha_2 \rightarrow \alpha$ at the temperature 1 140–1 200 °C in high Nb-TiAl alloy were systematically studied by in-situ thermal expansion method. The results show that during the $\alpha_2 \rightarrow \alpha$ isothermal phase transformation of high Nb-TiAl alloy, the “nose tip” temperature of $\alpha_2 \rightarrow \alpha$ phase transformation is 1 170 °C, and the formation of α phase presents an “S” curve. Based on the thermal expansion curve, the corresponding JMA isothermal phase transformation kinetics equation during the isothermal process was obtained. On the basis of the JMA equation, the Avrami exponent n and temperature constant K of isothermal phase transformation of high Nb-TiAl alloy were obtained by logarithmic fitting the fractional time curve of phase transformation. Based on the results of thermal expansion measurement, the time-temperature-transformation diagram (TTT diagram) was plotted for high Nb-TiAl alloy. The phase transformation kinetics mechanism of high Nb-TiAl alloy controlled by diffusion was revealed.

Key words: high Nb-TiAl alloy, in-situ thermal expansion, isothermal phase transformation, kinetics

收稿日期: 2022-03-31

基金项目: 河南省科技攻关项目 (202102210451, 202102210446)。

作者简介: 李莹, 1985 年出生, 女, 河南新乡人, 博士, 讲师, 主要研究方向: 金属材料, E-mail: youxinjiaodan@126.com。

0 引言

TiAl 基金属具有低密度、高比强度以及良好的抗氧化和抗蠕变性能,在汽车发动机及航空航天材料中展现出令人瞩目的发展前景^[1],更是被当作高推重比军用飞机发动机、高压压气机及低压涡轮叶片的首选材料,但普通钛铝合金的室温塑性和断裂韧性较低,且在 800 ℃ 以上时抗高温蠕变和抗氧化性能较差,严重制约了其在各重要领域的实际应用。合金元素 Nb 的添加使 TiAl 合金的熔点提高了约 90 ~ 150 ℃,高温屈服强度提高 1 倍左右,同时兼顾较高的弹性模量、优异的抗高温蠕变和氧化性能^[2-3]。但由于 Nb 元素的添加, TiAl 合金的凝固组织中会形成粗大的柱状晶,并产生严重的偏析,而这些不均匀组织导致合金的力学性能不稳定、室温塑性及断裂韧性不足等问题,极大程度限制了合金的工业化进程^[4]。均匀细小组织的高 Nb-TiAl 合金具有较高的塑性和断裂韧性,且综合力学性能优异,如何获得均匀细小的合金组织是目前研究的热点与目标。目前热处理工艺是 TiAl 合金获得均匀细小组织简单易行且经济的方式,现迫切需要掌握高 Nb-TiAl 合金组织调控密切相关的热处理工艺与相变行为等。

TTT 曲线和合金动力学模型在制定合金热处理工艺参数和分析合金的相变行为中起着关键指导作用。目前已有许多学者采用原位热膨胀法确定合金的 TTT 曲线,结合 JMA 方程确定合金的相变动力学模型。乔靖乾等^[5]采用热膨胀法获得了 20CrMnTi 钢等温相变 TTT 曲线,并确定了该材料扩散型相变动力学模型和非扩散型相变动力学模型;周莉等^[6]采用热膨胀法和金相组织分析结合,获取了高铝增强成形性双相钢 980DH 静态 CCT 曲线,研究了不同冷却过程中合金的相变规律。吴楠等^[7]研究了 Cr 含量对 Ti5Mo5V3Al-Cr 系合金等温相变动力学和 TTT 图的影响;Chen 等^[8]采用热膨胀法结合 JMA 理论模型研究了 Ti-55 531 合金的等温相变动力学;Esin 等^[9]采用同步辐射 X 射线衍射、膨胀法和电阻率原位研究 Ti2AlNb 合金的相变;Hu 等^[10]采用金相法研究了 Ti-46Al-2Nb-2Cr-1B、Ti-46Al-4Nb-4Hf-0.1Si-1B 和 Ti-44Al-4Nb-4Zr-0.2Si-0.3B 合金的相变行为,确定其 CCT 曲线和 TTT 曲线,并优化了合金力学性能。目前有学者也对高 Nb-TiAl 合金的相变行为进行了初步研究,但对 TiAl 合

金的等温相变行为和相变动力学模型建立的研究较少,从而导致准确确定相关合金的处理工艺参数以及对组织性能调控缺少依据。

笔者以高 Nb-TiAl 合金为试验材料,采用原位热膨胀法对高 Nb-TiAl 合金时效过程中的等温相变动力学进行了较为系统地研究,以期进一步掌握该合金的相转变机制,探讨分析该合金等温相变中的组织性能,为推动该合金广泛应用进程奠定理论基础。

1 试验

试验材料采用名义化学成分为 Ti-45Al-8.5Nb-0.2W-0.2B-0.02Y(at%) 的高 Nb-TiAl 合金,原材料选用零级海绵钛、Al-Nb 中间合金、高纯铝锭、Al-Ti-B 中间合金、Al-W-Nb 中间合金和高纯钼屑,是上海宝钢集团采用等离子冷床炉熔炼制得的铸锭,该铸锭尺寸为 760 mm×380 mm×900 mm,为减少合金缺陷、确保成分均匀,对合金铸锭进行了准等温 3 次包套锻造处理,试验试样均在锻件中心切取。

试验试样进行均匀化热处理,具体步骤同笔者前期发表文章^[11](以 5 ℃/min 速率从室温升至 1 340 ℃(α 单相区)保温 12 h,然后以 5 ℃/min 速率冷却至 900 ℃,最后炉冷至室温,得到组织均匀的高 Nb-TiAl 合金)。将均匀化处理后的高 Nb-TiAl 合金经电火花线切割成 $\varnothing 6$ mm×20 mm 圆柱体,经金相砂纸由粗到细磨抛去除试样表面氧化层,将试样两端面磨平并进行光滑处理,确保端面平滑且与轴线垂直,最后在酒精中进行超声波清洗 15 min 以去除外来微粒、油渍等污染物,此作为热膨胀试样。结合差示扫描量热法和热膨胀法测定合金的相变温度范围,选取不同的等温温度作为研究等温动力学的对象^[11],采用德国耐驰热膨胀仪(DIL402 C)以 40 ℃/min 速率从室温分别升至 1 140、1 160、1 170、1 180、1 200 ℃ 并保温相应时间获得高 Nb-TiAl 合金的 DIL(dilatometry)曲线。

2 结果与讨论

2.1 高 Nb-TiAl 合金等温相变动力学

图 1 为高 Nb-TiAl 合金分别在 1 140、1 160、1 170、1 180、1 200 ℃ 的等温过程中热膨胀随时间变化的原位 DIL 曲线。从图 1 可以看出,在不同温度下等温,其所对应的曲线变化趋势相近,即等温开始时曲线比较稳定,随等温时间的延长,曲线呈逐渐上升状态,随着等温时间继续延长,曲线达到一个稳

定的状态,即 α 相转化过程呈现三个阶段:孕育期、生长期和平衡期。在 $\alpha_2 \rightarrow \alpha$ 孕育期 α 相逐渐形核;随等温时间延长, α 相形核达到饱和并迅速长大的过程,即生长期;随等温时间继续延长, α 相从母相

α_2 相持续析出,直至 α_2 基本消失,此过程为平衡期;图1中DIL曲线达到稳定时,其温度与时间密切相关,在1140~1200℃的等温中,其所对应的DIL曲线达到稳定期所经历的时间为 $8 \times 10^4 \sim 10 \times 10^5$ s。

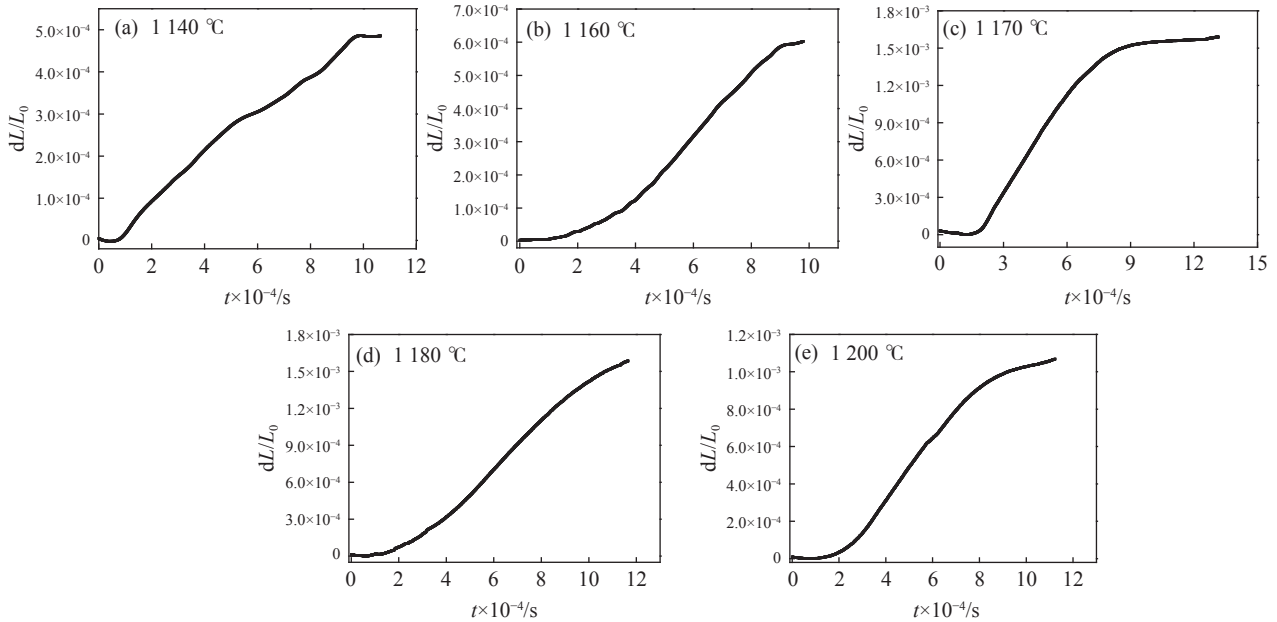


图1 DIL曲线在等温过程中随时间的变化曲线

Fig. 1 Variation of DIL curves with time during aging at different temperature

根据高 Nb-TiAl 合金 DIL 曲线,结合公式 $f = (\Delta L_t / L_0) / (L_{\max} / L_0)$, 获得高 Nb-TiAl 合金不同等温温度下 α 相转变分数随时间的变化曲线,即高 Nb-TiAl 合金的等温相变动力学曲线,如图2所示。从图2可以看出,高 Nb-TiAl 合金的相变动力学与等温温度密切相关,等温温度不同,相对应的相变动力学曲线呈现出不同的形状,这与高 Nb-TiAl 合金中低温有序相 α_2 转化为高温无序相 α 的形核与长大的机理相关。

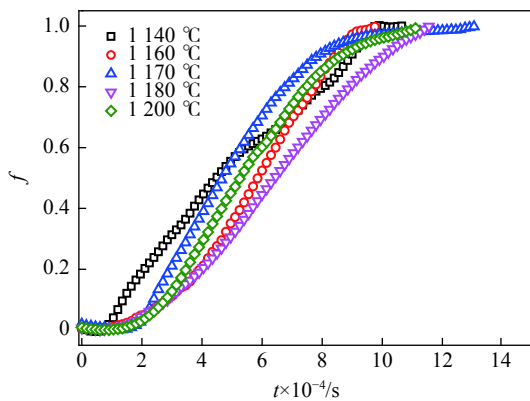


图2 高 Nb-TiAl 合金不同温度的等温过程中相变动力学曲线
Fig. 2 Phase transformation kinetics covers of high Nb-TiAl alloys at different aging temperature

从图2可以看出,高 Nb-TiAl 合金的相变动力学曲线随着等温温度的升高,呈“S”形状;从 α 相的形核长大时间看,随着等温温度的不同, α 相的形成和长大速率不同。从高 Nb-TiAl 合金在等温温度为1140℃的相变动力学曲线可以看出, α 相在等温过程中相转变时间为94040 s,其中相变孕育期约为7050 s,相对比较缓慢,这是由于 α 相从母相 α_2 中形核;随等温时间的延长,合金进入 α 相生长期,在生长期过程中 α 相的速率明显加快,这是由于 α 相在形核的基础上迅速长大,整个生长期约为89910 s;随等温时间的继续延长,合金进入 α 相稳定期, α 相受制于晶核体积和其他相的影响, α_2 相向 α 相转变基本完成。

当等温温度由1140℃升温至1160℃时, α 相在等温过程中的相变动力学曲线与1140℃时的相变动力学曲线比较, α 相在第一阶段的形核期比较长,其时间为34640 s, α 相的相转变分数约为15%,而 α 相的生长期相对较短,其时间为54960 s,此时 α 相的相转变分数达到95%,较1140℃有较大提高,这是由于在1160℃时, α 相的形核速率比较慢,而在生长期则由于温度的提高为 α 相转变

提供了更多的能量, α 相在等温温度为 1 160 °C 的时长约为 89 600 s。

当等温温度由 1 160 °C 升温至 1 170 °C 时, α 相在第一阶段的形核期较短, 仅为 7 500 s, α 相的转变分数从 15% 到 90% 时的生长期为 52 399 s, 比等温温度为 1 140 °C 与 1 160 °C 时的时间短, 此时 α 相迅速增长, 并在等温时间延长至 81 800 s 时达到平衡。

当等温温度由 1 170 °C 升温至 1 180 °C, α 相的相转变量为 90% 时, 所用的时间为 101 440 s, 其中合金的相变孕育期约为 34 760 s, 这是由于 α 相从母相 α_2 中形核相对比较缓慢; 随等温时间的延长, 合金进入 α 相生长期, 在生长期过程中 α 相的生长速率明显加快, α 相在形核的基础上迅速长大, 整个生长期约为 66 680 s; 随等温时间的继续延长, 合金进入 α 相稳定期, α 相受制于晶核体积和其他相的影响, α_2 相转变 α 相基本完成。

当等温温度由 1 180 °C 升温至 1 200 °C 时, α 相在第一阶段的形核期约为 31 640 s, α 相转变分数从 15% 至 90% 的生长期为 55 020 s, 相对等温温度为 1 170 °C 时所需时间较长, α 相迅速增长, 并在等温时间延长至 86 660 s 时达到平衡。

在等温温度为 1 140 ~ 1 200 °C, 高 Nb-TiAl 合金的 $\alpha_2 \rightarrow \alpha$ 相变动力学在温度为 1 170 °C 时的相变驱动力最大, 相变驱动力与 α 相转化达到最佳的配合, 使 α 相的相转变速率达到最高。高 Nb-TiAl 合金的此种现象与其他的 TiAl 基合金的研究结果相似^[12]。

高 Nb-TiAl 合金在不同温度下的等温相变动力学曲线结合 Johnson-Mehl-Avrami(JMA) 方程式:

$$f = 1 - \exp(-kt^n) \quad (1)$$

式中, f 为生成相在 t 时间内的体积转变分数; k 为固态相变反应率常数, 与材料生成相的形核和长大相关, 对等温温度比较敏感; n 为 Avrami 指数, 主要用于描述材料生成相的形核和长大机理, 在一定温度范围内为定值。

根据热膨胀曲线结合 JMA 理论研究高 Nb-TiAl 合金 $\alpha_2 \rightarrow \alpha$ 在等温相变过程中的相变动力学, JMA 方程可描述为:

$$\frac{f_a(t)}{f_a^{\max}} = \frac{\Delta L_t}{\Delta L_{\max}} = \frac{\frac{\Delta L_t}{L_0}}{\frac{\Delta L_{\max}}{L_0}} = f = 1 - \exp(-kt^n) \quad (2)$$

式(2)中, $f_a(t)$ 为等温时间为 t 时所对应的 α 相转变分数; $f_a^{\max}$ 为 α 相平衡时的相转变分数, 对方程(1)整理得:

$$\ln\left(\ln\left(\frac{1}{1-f}\right)\right) = \ln k + n \ln t \quad (3)$$

结合公式(2)、(3)可得 $\ln\left(\ln\left(\frac{1}{1-f}\right)\right)$ 与 $\ln t$ 的关系, 如图 3 所示。

从图 3 可以看出, 在高 Nb-TiAl 合金等温相变过程中, $\ln\left(\ln\left(\frac{1}{1-f}\right)\right)$ 与 $\ln t$ 近似直线关系, 其斜率为 Avrami 指数 n , 直线在纵坐标的截距即为生成相的形核和长大相关的温度常数 k , 高 Nb-TiAl 合金在 1 140 ~ 1 200 °C 等温过程中所对应的 Avrami 指数 n 和温度常数 k 值如表 1 所示。高 Nb-TiAl 合金在 1 140 °C 下的 Avrami 指数 n 为 1.52, 约为 3/2, 表明合金为扩散控制型增长, 且生成相 α 由小尺寸生长, 形核率为零; 当等温温度为 1 160 °C 时, 高 Nb-TiAl 合金的 Avrami 指数 n 为 2.70, 即 $n > 5/2$, 合金为扩散控制生长, 生成相 α 由小尺寸生长, 形核率增加; 当等温温度为 1 170 °C 时, 高 Nb-TiAl 合金的 Avrami 指数 n 为 2.45, 即 n 值在 3/2 ~ 5/2, 合金为扩散控制生长, 生成相 α 由小尺寸生长, 形核率减少; 当等温温度为 1 180 °C 时, 高 Nb-TiAl 合金的 Avrami 指数 n 为 2.51, 即 n 约为 5/2, 合金为扩散控制生长, 生成相 α 由小尺寸生长, 形核率为定值; 当等温温度为 1 200 °C 时, 高 Nb-TiAl 合金的 Avrami 指数 n 为 2.82, 即 $n > 5/2$, 合金为扩散控制生长, 生成相 α 由小尺寸生长, 形核率增加。

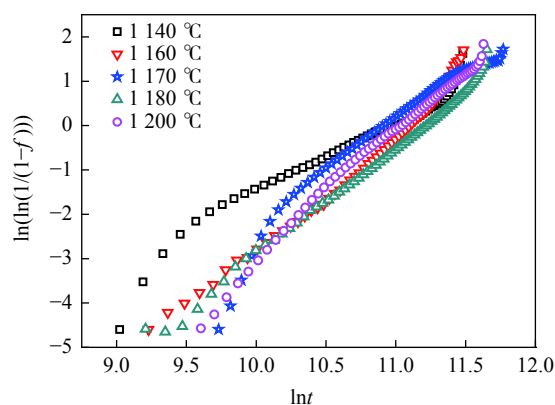


图 3 高 Nb-TiAl 合金在不同温度下的 $\ln(\ln(1/(1-f))) - \ln t$ 关系

Fig. 3 Plots of $\ln(\ln(1/(1-f)))$ against $\ln t$ for the aging treatment at temperature for high Nb-TiAl alloy

由 n 值与 k 值结合 JMA 方程式, 可以得出高 Nb-TiAl 合金在不同温度下的等温相变动力学方程, 如式(4)所示。

$$\begin{aligned}
 1\ 140\ ^\circ\text{C}: f &= 1 - \exp(-5.53 \times 10^{-8} t^{1.52}) \\
 1\ 160\ ^\circ\text{C}: f &= 1 - \exp(-9.94 \times 10^{-14} t^{2.70}) \\
 1\ 170\ ^\circ\text{C}: f &= 1 - \exp(-2.08 \times 10^{-12} t^{2.45}) \\
 1\ 180\ ^\circ\text{C}: f &= 1 - \exp(-6.45 \times 10^{-13} t^{2.51}) \\
 1\ 200\ ^\circ\text{C}: f &= 1 - \exp(-3.05 \times 10^{-14} t^{2.82})
 \end{aligned} \quad (4)$$

高 Nb-TiAl 合金在各等温温度下的相变动力学方程可以直观描述 α 相转变分数与等温时间的对应关系。方程(4)结合表 1 获得高 Nb-TiAl 合金相变动力学曲线(如图 4 所示),与试验等温相变动力学曲线(如图 2 所示)进行对比,发现理论动力学曲线与试验动力学曲线吻合良好,验证了动力学方程的可靠性,表明试验条件下获得的动力学方程可准确的描述合金等温相变过程。

表 1 高 Nb-TiAl 合金等温相变 JMA 方程中的 Avrami 方程中指数 n 值与 k 值

Table 1 The Avrami exponen n and k value of JMA parameters for high Nb-TiAl alloys during aging treatment

$T/^\circ\text{C}$	n	k
1 140	1.52	5.53×10^{-8}
1 160	2.70	9.94×10^{-14}
1 170	2.45	2.08×10^{-12}
1 180	2.51	6.45×10^{-13}
1 200	2.82	3.05×10^{-14}

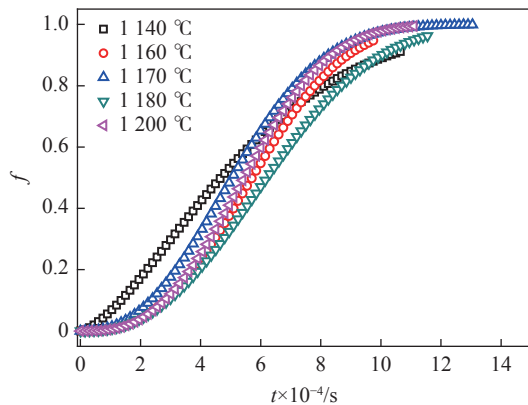


图 4 高 Nb-TiAl 合金计算等温相变动力学曲线

Fig. 4 Calculated phase transformation kinetics of high Nb-TiAl alloy during aging treatment

2.2 高 Nb-TiAl 合金等温相变的 TTT 曲线

图 5 为高 Nb-TiAl 合金在 1 140~1 200 $^\circ\text{C}$ 的 $\alpha_2 \rightarrow \alpha$ 相转变的 TTT 曲线。从图 5 可以看出, TTT 曲线是由 α 相转变分数为 1%、10%、20%、30%、40%、50%、60%、70%、80%、90% 和 99% 的十条曲线组成,其中 α 相转变分数为 1% 和 99% 的曲线分别对应于高 Nb-TiAl 合金在各等温温度下的

$\alpha_2 \rightarrow \alpha$ 相转变初始和终止了曲线。所有 TTT 曲线在整个区间内呈近“C”型, α 相转变分数为 1% 前为 α_2 与 γ 相, α 相转变分数为 99% 之后, 高 Nb-TiAl 合金的相组成为 γ 和 α 相, 在 1% 与 99% 之间高 Nb-TiAl 合金发生 $\alpha_2 \rightarrow \alpha$ 相转变, 此时的合金主要由 α_2 、 γ 和 α 相组成。从图 5 还可以看出, 高 Nb-TiAl 合金在 1 140~1 200 $^\circ\text{C}$ 温度下的相转变速率最快的温度为 1 170 $^\circ\text{C}$, 即 TTT 的“鼻尖”温度为 1 170 $^\circ\text{C}$, 此温度下的 α 相转变速率最快, 相形成驱动力最小。

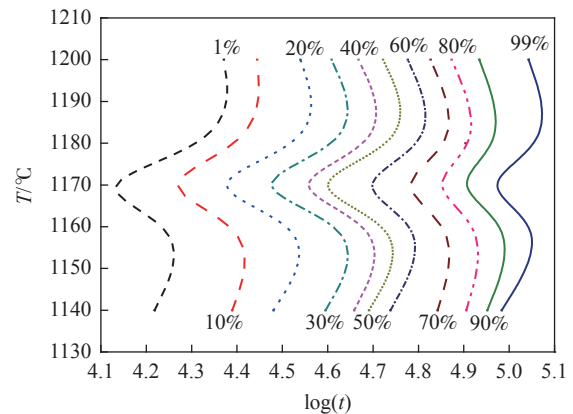


图 5 高 Nb-TiAl 合金的 TTT 曲线

Fig. 5 The time-temperature-transformation (TTT) curves of high Nb-TiAl alloy

3 结论

采用原位热膨胀法系统研究了高 Nb-TiAl 合金在 1 140~1 200 $^\circ\text{C}$ 温度范围内的等温相变动力学。基于 JMA 方程结合热膨胀曲线探讨高 Nb-TiAl 合金等温相变动力学, 研究结果表明:

1) 高 Nb-TiAl 合金在各温度等温过程中, 在 $\alpha_2 \rightarrow \alpha$ 相转变过程中, α 相的形成存在着三个阶段为孕育期、生长期和平衡期。在孕育期, $\alpha_2 \rightarrow \alpha$ 相转变中的 α 相逐渐形核; 随等温时间的延长, α 相形核达到一定的饱和并迅速长大, 即生长期; 随等温时间的继续延长到达平衡期, α 相从母相 α_2 相中持续析出, 当 α_2 基本消失, α 相的转变基本完成。

2) 高 Nb-TiAl 合金在温度为 1 140~1 200 $^\circ\text{C}$ 等温, $\alpha_2 \rightarrow \alpha$ 相变动力学在温度为 1 170 $^\circ\text{C}$ 时相变时长最短, 相变驱动力最大, α 相转变速率达到最大。

3) 获得高 Nb-TiAl 合金在各等温温度的 JMA 等温动力学方程, 等温相变动力学相关 Avrami 指数 n 和温度常数 k , 得到不同等温温度的计算相变

动力学曲线。

4) 建立了高 Nb-TiAl 等温相变 TTT 曲线, 获

得 $\alpha_2 \rightarrow \alpha$ 的“鼻尖”温度为 1 170 °C, 此时高 Nb-TiAl 合金相应的相转变速度最快。

参考文献

- [1] Chen Yuyong, Wu Jingxi. Research and advances in processing, working, microstructure, properties and industrial application of β -solidifying TiAl alloy[J]. *Iron Steel Vanadium Titanium*, 2021, 42(6): 1–16.
(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.)
- [2] Chen G L, Wang J G, Ni X D, *et al.* A new intermetallic compound in TiAl+Nb composition area of the Ti-Al-Nb ternary system[J]. *Intermetallics*, 2005, 13(3-4): 329–336.
- [3] Liu Z C, Lin J P, Li S J, *et al.* Effects of Nb and Al on the microstructures and mechanical properties of high Nb containing TiAl base alloys[J]. *Intermetallics*, 2002, 10: 653–659.
- [4] Li M G, Xiao S L, Xu L J, *et al.* Mechanical properties, deformation behavior and microstructure evolution of Ti-43Al-6Nb-1Mo-1Cr alloys[J]. *Materials Characterization*, 2018, 136: 69–83.
- [5] Qiao Jingqian, Feng Wei. Isothermal phase transformation behavior analysis and kinetic model establishment for 20CrMnTi steel[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2020, 45(11): 115–121.
(乔靖乾, 冯玮. 20CrMnTi钢的等温相变行为分析及动力学建模[J]. *金属热处理*, 2020, 45(11): 115–121.)
- [6] Zhou Li, Xue Renjie, Cao Xiaoen, *et al.* Study on microstructure and properties of high aluminum dual phase steel with high formability 980DH[J]. *Iron Steel Vanadium Titanium*, 2022, 43(2): 186–191.
(周莉, 薛仁杰, 曹晓恩, 等. 高铝增强成形性双相钢980DH组织性能研究[J]. *钢铁钒钛*, 2022, 43(2): 186–191.)
- [7] Wu Nan, Cui Xuefei, Wei Yanguang, *et al.* Effect of Cr content on isothermal transformation kinetics and TTT diagram of Ti5Mo5V3Al-Cr alloys[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2018, 46(9): 115–121.
(吴楠, 崔雪飞, 魏衍广, 等. Cr含量对Ti5Mo5V3Al-Cr系合金等温相变动力学和TTT图的影响[J]. *材料工程*, 2018, 46(9): 115–121.)
- [8] Chen F, Xu G, Zhang X, *et al.* Isothermal kinetics of $\beta \leftrightarrow \alpha$ transformation in Ti-55531 alloy influenced by phase composition and microstructure[J]. *Materials & Design*, 2017, 130: 302–316.
- [9] Esin V A, Mallick R, Dadé M, *et al.* Combined synchrotron X-ray diffraction, dilatometry and electrical resistivity in situ study of phase transformations in a Ti2AlNb alloy[J]. *Materials Characterization*, 2020, 169(4): 110654.
- [10] Hu D, Botten R R. Phase transformations in some TiAl-based alloys[J]. *Intermetallics*, 2002, 10(7): 701–715.
- [11] Li Ying, Zhou Lian, Lin Junping, *et al.* Microstructure evolutions of high Nb-Ti Al during continuous heating process[J]. *Journal of Nanjing University of Technology(Natural Science Edition)*, 2016, 38(4): 1–6.
(李莹, 周廉, 林均品, 等. 高Nb-TiAl合金连续升温过程的组织演变[J]. *南京工业大学学报(自然科学版)*, 2016, 38(4): 1–6.)
- [12] Charpentier M, Hazotte A, Daloz D. Lamellar transformation in near- γ TiAl alloys—Quantitative analysis of kinetics and microstructure[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2008, 491(1-2): 321–330.

编辑 杨冬梅

攀钢 4 个项目荣获 2022 年冶金科学技术奖

8月25日获悉, 冶金科学技术奖奖励委员会近日对全国 111 个项目授予 2022 年冶金科学技术奖, 由攀钢牵头完成的 4 个项目榜上有名。其中, “攀西钒资源绿色高效利用关键技术与应用”项目获一等奖。

“攀西钒资源绿色高效利用关键技术与应用”项目汇聚攀钢和重庆大学、武汉科技大学科研院所的智慧力量, 是攀钢加快打造原创技术“策源地”的又一具体体现。该项目从实验室研究、中试到产业化应用, 历时 10 余年, 突破攀西钒资源绿色高效利用技术瓶颈, 原创性提出“钒渣钙化焙烧—铵介质在线循环”清洁提钒工艺, 开发形成的攀西钒资源绿色高效利用系统解决方案已实现产业化应用。此外, 攀钢“大断面连铸坯生产百米长尺重载钢轨关键技术与应用”项目获二等奖, “选铁尾矿中超粗及超细钛铁矿强化回收工艺及装备产业化研究”和“钛及钛合金带卷热连轧高效轧制共性技术研究与应用”项目获三等奖。

据了解, 冶金科学技术奖是中国冶金行业最高科学技术奖, 每年组织一次评审。

摘自 http://pzhrb.pzhnews.org/html/2022-09/01/content_81672_15226686.htm