

引用格式: 张冰冰, 白亚冠, 聂义宏, 等. 超超临界汽轮机转子用新型镍基合金晶粒长大行为研究[J]. 中国材料进展, 2026, 45(1): 75-80.

ZHANG B B, BAI Y G, NIE Y H, *et al.* Research on Grain Growth Behavior of New Nickel-Based Alloy for Ultra-Supercritical Turbine Rotor[J]. Materials China, 2026, 45(1): 75-80.

## 超超临界汽轮机转子用新型镍基合金 晶粒长大行为研究

张冰冰<sup>1,2</sup>, 白亚冠<sup>1,2</sup>, 聂义宏<sup>1,2</sup>, 张鑫<sup>1,2</sup>,  
寇金凤<sup>1,2</sup>, 李红梅<sup>1,2</sup>, 傅万堂<sup>3</sup>

(1. 中国第一重型机械股份公司, 黑龙江 齐齐哈尔 161042)

(2. 天津重型装备工程研究有限公司, 天津 300457)

(3. 燕山大学材料科学与工程学院, 河北 秦皇岛 066099)

**摘要:** 针对新型镍基合金 C650R 晶粒长大行为进行分析, 并构建了合金的晶粒长大模型。利用光学显微镜、扫描电子显微镜及能谱仪对合金材料进行分析, 结果显示: 随着加热温度的升高, 合金的晶粒尺寸逐渐增加, 当温度高于 1100 °C, 晶粒长大明显, 1100 °C 为晶粒长大拐点; 当保温时间小于 10 h, 晶粒尺寸变化不明显, 保温时间为 20 h 时, 随着加热温度的升高, 晶粒尺寸显著增加。通过观察合金微观组织发现, 随着加热温度的升高和保温时间的延长, C650R 合金晶界和晶内的碳化物数量不断减少, 晶界碳化物的钉扎作用逐渐减弱, 晶界迁移阻力减小, 晶粒开始逐渐长大。基于 Sellars 模型建立了合金的晶粒长大模型, 误差较小, 能很好地描述合金的晶粒长大过程。

**关键词:** 镍基合金; C650R; 晶粒长大; 钉扎作用; Sellars 模型

中图分类号: TG146.1<sup>+</sup>5 文献标识码: A 文章编号: 1674-3962(2026)01-0075-06

## Research on Grain Growth Behavior of New Nickel-Based Alloy for Ultra-Supercritical Turbine Rotor

ZHANG Bingbing<sup>1,2</sup>, BAI Yaguan<sup>1,2</sup>, NIE Yihong<sup>1,2</sup>, ZHANG Xin<sup>1,2</sup>,  
KOU Jinfeng<sup>1,2</sup>, LI Hongmei<sup>1,2</sup>, FU Wantang<sup>3</sup>

(1. China First Heavy Industries Co., Ltd., Qiqihar 161042, China)

(2. Tianjin Heavy Industries Research & Development Co., Ltd., Tianjin 300457, China)

(3. School of Materials Science and Engineering, Yanshan University, Qinhuangdao 066099, China)

**Abstract:** The grain growth behavior of the new nickel-based alloy C650R was analyzed and a grain growth model of the alloy was constructed. During the experiment, the alloy was analyzed using optical microscopy, scanning electron microscopy and energy dispersive spectroscopy. The results show that the grain size of the alloy increases gradually with the increase of heating temperature. When the temperature is higher than 1100 °C, the grain growth is obvious, which is the inflection point of grain growth. When the holding time is less than 10 h, the grain size does not change significantly. When the holding time is 20 h, the grain size increases significantly with the increase of temperature. By observing the microstructure of the alloy, it is found that with the increase of heating temperature and holding time, the number of carbides in the grain boundaries and crystals of C650R alloy decreases continuously, and the pinning effect of the grain boundaries carbides is gradually

weakened, which results in the grain getting rid of the pinning effect to begin to grow gradually. The grain growth model of the alloy was established based on the Sellars model with a small error, which can well describe the grain growth process of the alloy.

**Key words:** nickel-based alloy; C650R; grain growth; pinning effect; Sellars model

收稿日期: 2024-08-19 修回日期: 2024-12-06

基金项目: 国家重点研发计划资助项目(2021YFB3704102); 2021 年国家新材料生产应用示范平台项目(TC210H022)

第一作者: 张冰冰, 男, 1994 年生, 工程师,

Email: 13051776988@163.com

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.202408014

## 1 前言

在 21 世纪, 全球环境保护的重点在于能源安全和降低二氧化碳的排放。煤炭为我们提供了丰富、低成本的发电资源, 然而, 与核电站、循环燃气轮机等其他发电方式相比, 传统的燃煤发电厂一直在大量排放二氧化碳、氮氧化物和硫氧化物等破坏环境的气体。采用蒸汽参数更高的超超临界发电机组可显著提高发电率, 减少燃料消耗和有害气体的排放。目前, 超超临界发电机组的蒸汽温度约为 600 °C, 其厚截面部件(如锅炉的主蒸汽管道和集管)采用 9%~12%(质量分数)Cr 马氏体钢制造, 而高应力部件(如涡轮机转子和超级热管)则使用高强度奥氏体钢<sup>[1]</sup>。为了实现高效率 and 低二氧化碳排放量, 欧洲<sup>[2]</sup>、美国<sup>[3]</sup>、日本<sup>[4]</sup>、中国<sup>[5]</sup>等针对 700 °C 及以上先进超超临界机组开展了材料研发项目。新材料的研发主要是通过对镍基合金进行开发和改进, 从而替代传统的马氏体钢, 用于制造工况温度较高的锅炉和涡轮机部件。

IN617 合金是固溶强化型镍基合金, 主要元素包括 Ni, Co, Cr, Al, Mo 等。IN617 合金具有良好的高温稳定性能和高温耐腐蚀性能、高的蠕变性能以及良好的力学性能<sup>[6]</sup>。由于含有 Cr 和 Al, 合金表面会形成保护性氧

化层, 从而增强了其抗氧化性。IN617 合金因具有这些优异的性能而广泛应用于飞机发动机的燃烧室、涡轮密封圈、火焰稳定器喷嘴以及支架、火力发电的换热器过热器等重要领域, 也被认为是超超临界发电机组和第四代核反应堆中热部件的候选材料之一。传统的大型镍基转子锻件材料存在冶炼难度大、均温性差和组织均匀性难以有效控制等问题, 因此, 基于已有的 IN617 合金进行成分调整得到一种新型的镍基合金材料。本文对该合金的晶粒长大规律进行具体研究, 为后续制定和优化相关工艺提供重要依据。

## 2 实验

本文所用实验材料为 C650R 合金锻态试料, 是在已研 IN617 合金的基础上进行了成分调整得到的, 具体成分见表 1。与 IN617 合金相比, 调整后合金中的固溶强化元素 Mo 和 Co 的含量降低, 析出强化元素 Al, Ti 和 Nb 的含量降低, 在满足强度需求的同时, 合金再结晶难度降低, 锻造变形抗力有一定程度下降, 有利于后续的加工成型。合金铸锭采用真空感应熔炼+保护气氛电渣重熔+真空自耗重熔三联工艺生产, 经过 1200 °C 均匀化处理后进行锻造, 锻造温度为 1120 °C, 获得多组  $\Phi 16$  mm 的锻棒。

表 1 C650R 合金成分表  
Table 1 Composition of C650R alloys (w/%)

Material	C	Cr	Co	Mo	Nb	Al	Ti	Ni
C650R	0.067	21.82	8.17	7.12	0.2	0.99	0.63	Bal.

为了研究合金的晶粒长大行为, 首先对锻棒进行线切割, 得到多个  $\Phi 16$  mm $\times$ 15 mm 金相试块, 然后在箱式炉中进行不同温度、不同时间的热处理, 温度分别设置为 1000, 1050, 1100, 1150 和 1200 °C, 保温时间分别为 1, 5, 10 和 20 h, 水冷。热处理实验结束后采用砂轮对金相块进行粗磨, 打磨掉表面的氧化皮, 之后再通过砂纸进行精细打磨抛光。抛光后进行化学侵蚀, 侵蚀剂选择硫酸+盐酸+硫酸铜+水, 侵蚀时间为 8~10 s。在 Zeiss 200 MAT 光学显微镜上观察、统计不同热处理条件下合金的晶粒尺寸, 在 FEI Quanta 400 扫描电子显微镜(配备 EDAX Genesis XM2 能谱仪)上观察合金中的析出相形态, 并在 EDAX Genesis XM2 能谱仪上进行析出相的鉴定。

## 3 结果与讨论

### 3.1 加热温度和保温时间对合金晶粒尺寸的影响

C650R 合金在 1000~1200 °C 保温 1~20 h 后的晶粒尺寸变化如图 1 所示。由曲线变化趋势可知, 随着加热温度的提高, 不同保温时间下合金的晶粒尺寸均呈增加趋

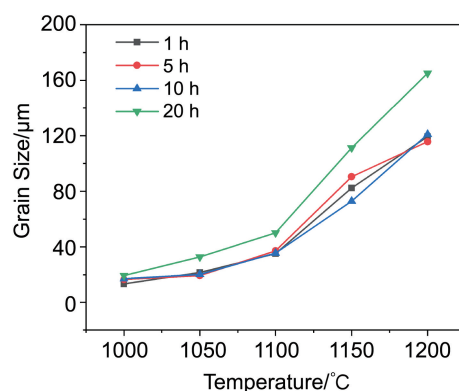


图 1 不同温度和保温时间下 C650R 合金晶粒尺寸

Fig. 1 Grain size of C650R alloy at different temperatures and time

势。在 1000~1100 °C, 随着加热温度的提高, 合金晶粒尺寸有所增加, 但增幅较缓; 加热温度为 1000 °C 时, 不同保温时间下合金晶粒尺寸在 18~22 μm; 温度升高至 1100 °C 时, 晶粒尺寸为 30~40 μm; 加热温度继续升高至 1150 °C 以上, 晶粒尺寸增幅明显变快, 1200 °C 时晶粒

尺寸已经达到  $120\ \mu\text{m}$  左右。因此,  $1100\ \text{°C}$  为 C650R 合金的晶粒长大拐点。从曲线纵向对比结果来看, 在不同温度下, 保温时间为  $1\sim 10\ \text{h}$  时, 合金晶粒尺寸无明显变化。当保温时间达到  $20\ \text{h}$  时, 加热温度大于  $1050\ \text{°C}$ , 晶粒尺寸明显增大, 并且温度越高, 晶粒尺寸增幅越大。

C650R 合金经过  $1000\sim 1200\ \text{°C}$  保温  $1\ \text{h}$  后进行金相显微组织观察, 如图 2 所示。不同温度下合金均为均匀分布的等轴晶和少量的孪晶, 晶界平直, 未出现明显的晶粒异常长大现象。晶界晶粒长大主要的驱动力为晶界的界面能, 在晶界能的驱动下, 晶界迁移, 界面自由能下降, 发生晶粒长大, 因此, 晶粒长大速率与晶界迁移机制有关<sup>[7]</sup>。温度是影响晶粒长大的最主要因素, 根据原子扩散系数计算公式, 温度越高, 原子扩散系数越大,

晶界越容易迁移, 晶粒越容易粗化, 并且当温度达到一定值时, 能为晶粒生长提供充足的驱动力, 可使晶粒快速增长。

当保温时间为  $20\ \text{h}$ , 不同加热温度下合金金相显微组织如图 3 所示。与相同条件下保温  $1\ \text{h}$  相比, 除加热温度为  $1000\ \text{°C}$  时晶粒尺寸无明显变化外, 其他温度下晶粒均有所长大。加热温度为  $1200\ \text{°C}$  时, 保温  $1\ \text{h}$  晶粒尺寸为  $19.4\ \mu\text{m}$ , 保温  $20\ \text{h}$  晶粒尺寸为  $165\ \mu\text{m}$ , 晶粒长大明显。在热处理过程中, 除了温度, 时间也是影响金属晶粒长大的重要因素。保温时间的增加可以提供更多的扩散时间, 使原子从高浓度区域向低浓度区域迁移, 促进晶粒长大。但保温时间过长, 会导致晶粒的不稳定性增加, 甚至出现晶粒堆积。

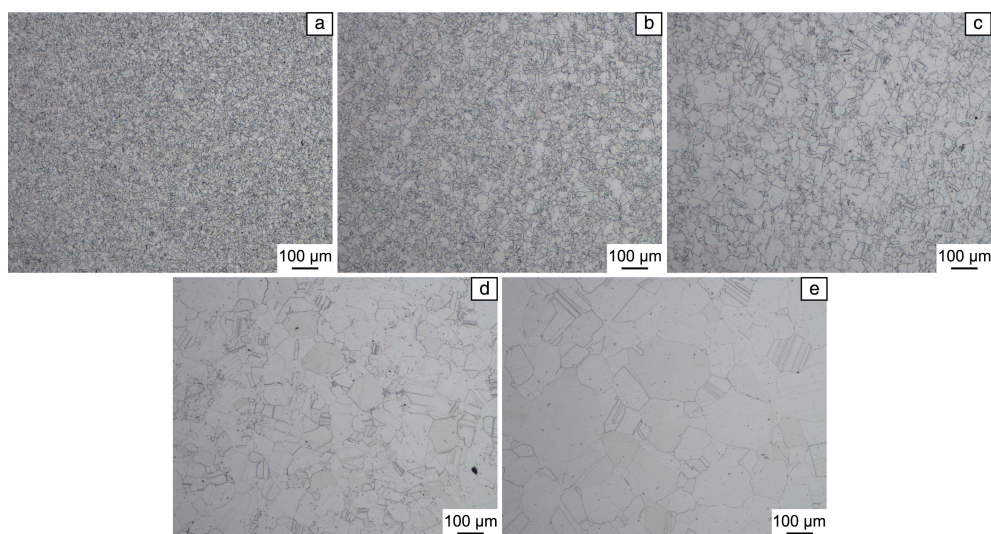


图 2 不同加热温度保温  $1\ \text{h}$  C650R 合金微观组织: (a)  $1000\ \text{°C}$ , (b)  $1050\ \text{°C}$ , (c)  $1100\ \text{°C}$ , (d)  $1150\ \text{°C}$ , (e)  $1200\ \text{°C}$

Fig. 2 Microstructure of C650R alloy at different heating temperatures for  $1\ \text{h}$ : (a)  $1000\ \text{°C}$ , (b)  $1050\ \text{°C}$ , (c)  $1100\ \text{°C}$ , (d)  $1150\ \text{°C}$ , (e)  $1200\ \text{°C}$

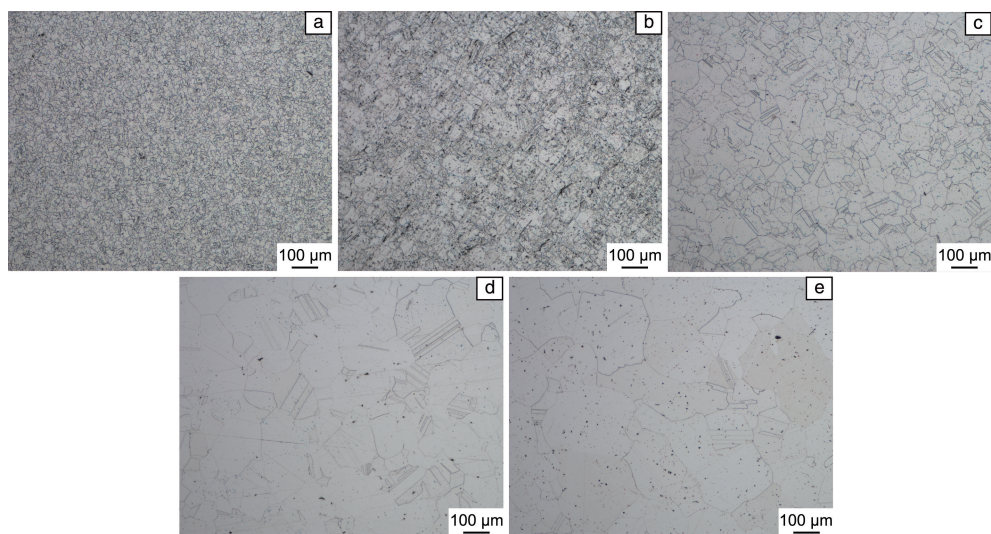


图 3 不同加热温度保温  $20\ \text{h}$  C650R 合金微观组织: (a)  $1000\ \text{°C}$ , (b)  $1050\ \text{°C}$ , (c)  $1100\ \text{°C}$ , (d)  $1150\ \text{°C}$ , (e)  $1200\ \text{°C}$

Fig. 3 Microstructure of C650R alloy at different heating temperatures for  $20\ \text{h}$ : (a)  $1000\ \text{°C}$ , (b)  $1050\ \text{°C}$ , (c)  $1100\ \text{°C}$ , (d)  $1150\ \text{°C}$ , (e)  $1200\ \text{°C}$

为了进一步分析合金晶粒长大行为,通过扫描电子显微镜观察合金微观组织,图 4 为不同加热温度保温 1 h 的合金的 SEM 照片和 EDS 能谱。从整体来看,随着温度的升高,合金晶界和晶内的碳化物数量明显减少。由图 4a 的能谱结果可知,合金晶界上大尺寸块状碳化物为  $M_{23}C_6$ ,其中形状不规则、表面粗糙的为含 Zr 的  $M_{23}C_6$ ,

分布在晶界和晶内的尺寸较小的球状碳化物均为  $M_{23}C_6$ 。加热温度为 1000~1100 °C 时,主要是晶界小尺寸球状  $M_{23}C_6$  碳化物的回溶;当加热温度超过 1100 °C 时,晶界上形态较大的  $M_{23}C_6$  开始回溶,尺寸明显减小;加热温度为 1200 °C 时,晶界上碳化物已完全回溶,晶内只存在少量颗粒状的  $M_{23}C_6$ 。

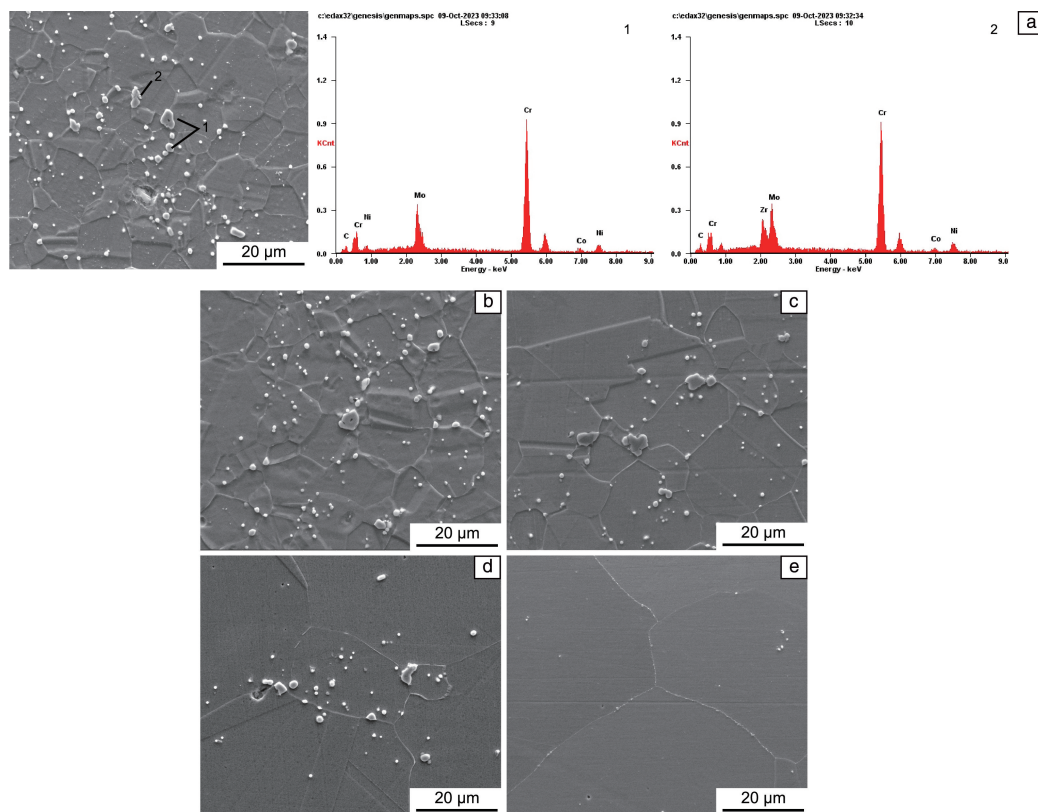


图 4 不同加热温度保温 1 h C650R 合金 SEM 照片和 EDS 能谱: (a)1000 °C, (b)1050 °C, (c)1100 °C, (d)1150 °C, (e)1200 °C  
Fig. 4 SEM images and EDS mappings of C650R alloy at different heating temperatures for 1 h: (a) 1000 °C, (b) 1050 °C, (c) 1100 °C, (d) 1150 °C, (e) 1200 °C

由晶粒长大曲线(图 1)可知,当保温时间超过 20 h 时,晶粒会发生明显长大,尤其是温度超过 1100 °C 时。图 5 为加热温度为 1150 和 1200 °C 分别保温 1, 10 和 20 h 时合金的微观组织照片,通过横向对比图 5a 和 5b、5b 和 5c、5d 和 5e、5e 和 5f 可知,1150 和 1200 °C 下保温 20 h 后合金晶界和晶内的碳化物均有明显的回溶。晶粒的长大实质上是晶界的迁移过程,除了受温度和时间的影 响外,杂质与合金元素、第二相粒子、分散相粒子等均会起到阻碍晶界移动的作用,从而抑制晶粒的长大。对于 C650R 合金来说,晶界上析出的碳化物在晶界的迁移过程中会起到钉扎作用,阻碍晶粒长大。随着加热温度的升高和保温时间的延长,晶界上的碳化物均会回溶,对晶界的钉扎作用减弱,并且晶界能提高,晶界扩散能力增强、迁移更加活跃,从而导致晶粒的长大。

### 3.2 晶粒长大模型分析

由上述实验结果可知,加热温度和保温时间均会对合金的晶粒尺寸产生影响,除此之外,初始晶粒尺寸与合金的晶粒长大行为存在一定的关系。为了描述晶粒长大行为的特征,通过大量的研究建立了各种经验模型,如 Beck 模型<sup>[8]</sup>、Arrhenius 模型<sup>[9]</sup>、Sellars 模型<sup>[10]</sup>、Anelli 模型和 Sellars-Anelli 模型<sup>[11, 12]</sup>。Beck 模型和 Arrhenius 模型都只考虑了影响合金平均晶粒尺寸的一个因素,即保温时间或加热温度,因此这些模型只能描述恒定加热温度或恒定保温时间下的晶粒长大行为。Sellars 模型、Anelli 模型和 Sellars-Anelli 模型能根据加热温度和时间的变化来描述晶粒长大行为特征,因此,本研究选择应用较多的 Sellars 模型来建立 C650R 合金的晶粒长大模型:

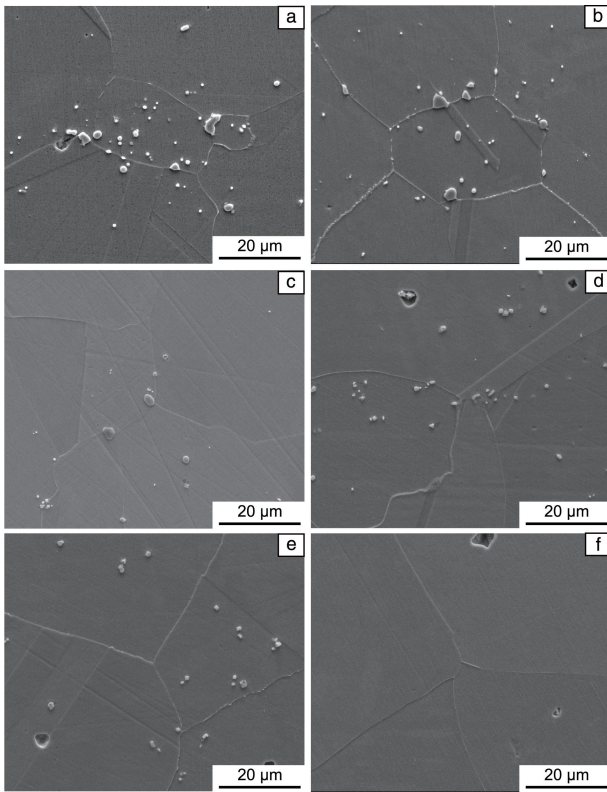


图 5 不同加热温度保温不同时间 C650R 合金 SEM 照片：(a)1150 °C/1 h, (b)1150 °C/10 h, (c)1150 °C/20 h, (d)1200 °C/1 h, (e)1200 °C/10 h, (f)1200 °C/20 h

Fig. 5 SEM images of C650R alloy at different heating temperatures for different holding time: (a) 1150 °C/1 h, (b) 1150 °C/10 h, (c) 1150 °C/20 h, (d) 1200 °C/1 h, (e) 1200 °C/10 h, (f) 1200 °C/20 h

$$d^m = d_0^m + A t \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (1)$$

式中,  $d$  代表最终的晶粒尺寸,  $d_0$  代表初始晶粒尺寸,  $t$  为保温时间,  $Q$  表示晶粒生长激活能,  $R$  为热力学常数,  $T$  为温度,  $A$  和  $m$  为常数。对式(1)两端同时取对数, 得:

$$\ln(d^m - d_0^m) = \ln A + \ln t - \frac{Q}{RT} \quad (2)$$

这里  $m$  是未知的常数, 为了方便求解其他数值, 将  $m$  值设置为 1~10 的整数<sup>[13]</sup>。当常数  $m$  已知且保温时间一定时, 最终的晶粒尺寸  $d$  只由温度  $T$  决定。此时将式(2)中  $\ln(d^m - d_0^m)$  和  $-1/(RT)$  进行线性拟合, 得到不同  $t$  下的  $Q$  值。将计算得到的  $Q$  值代入到式(1)中, 结合实验数据即可计算出各个温度、各个保温时间下对应的常数  $A$  值, 取这些值的平均数作为最终的  $A$  值。

为了评价  $m$  取不同值时计算模型的精度, 引入了式(3)所示的均方误差 (mean squared error, MSE) 作为评价指标<sup>[14]</sup>:

$$MSE = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N (E_i - P_i)^2 \quad (3)$$

式中,  $E$  为实验值,  $P$  为预测值,  $N$  为样本个数。通过将计算的常数代入模型计算各个条件下的晶粒尺寸并与实验值进行对比, 得到 MSE 值, MSE 值越小, 说明模型越精确。最终得到的不同  $m$  值时对应的其他常数及 MSE 值如表 2 所示。

表 2 不同  $m$  值对应的  $Q$  值、 $A$  值和 MSE 值

Table 2 The  $Q$ -values,  $A$ -values and MSE-values corresponding to different  $m$ -values

$m$	$Q/(J/mol)$	$A$	MSE
1	399 868	$9.86 \times 10^4$	29 258.18
2	566 789	$2.55 \times 10^{12}$	2149.07
3	758 283	$1.57 \times 10^{20}$	536.46
4	965 933	$2.14 \times 10^{28}$	229.08
5	1 183 424	$2.67 \times 10^{36}$	135.65
6	1 406 727	$3.53 \times 10^{44}$	101.22
7	1 633 433	$4.87 \times 10^{52}$	89.69
8	1 862 157	$6.98 \times 10^{60}$	87.33
9	2 092 097	$1.03 \times 10^{69}$	89.62
10	2 322 780	$1.57 \times 10^{77}$	94.82

以  $m$  值为横坐标, MSE 值为纵坐标绘制关系图(表 2 中  $m=1\sim 5$  时, MSE 偏大, 与模型的适配性较差, 故舍弃)(图 6)。由关系曲线可知, 随着  $m$  值的增加, MSE 先减小后增大, 通过样条拟合得到关系曲线的 MSE 最小值为 86.92, 对应的  $m$  值为 8.24。将  $m=8.24$  作为最优解, 得到不同保温时间下  $\ln(d^m - d_0^m)$  和  $-1/(RT)$  的关系图如图 7 所示, 该图斜率值即为  $Q$  值。将 4 种条件下的斜率取平均值作为最终的  $Q$  值,  $Q = 1.397\ 078 \times 10^6$  J/mol。将  $Q$  值代入至式(1)中, 求得  $A$  值,  $A = 6.356 \times 10^{62}$ , 故 C650R 合金的晶粒长大模型为:

$$d^{8.24} = d_0^{8.24} + 6.356 \times 10^{62} t \exp\left(-\frac{1397078}{RT}\right) \quad (4)$$

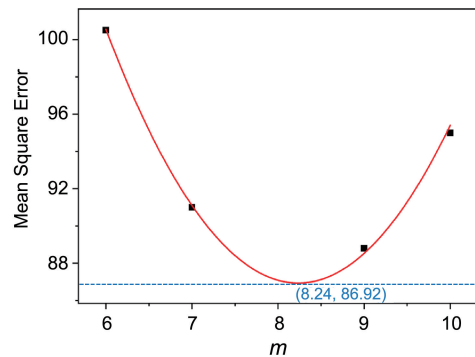


图 6 MSE 与  $m$  的关系

Fig. 6 Relationship between MSE and  $m$

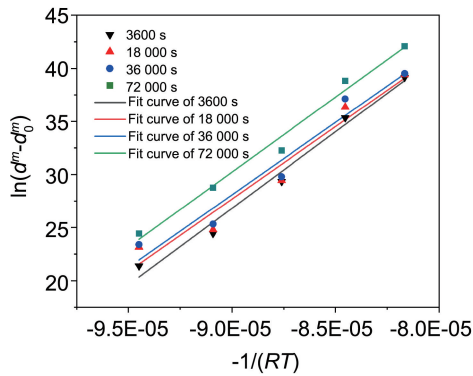


图 7 不同保温时间下  $\ln(d^m - d_0^m)$  和  $-1/(RT)$  的关系

Fig. 7 Relationship between  $\ln(d^m - d_0^m)$  and  $-1/(RT)$  for different holding time

将不同加热保温条件下的 C650R 晶粒尺寸实测值和模型计算值进行比较, 如图 8 所示。可以看出, 模型计算所得的晶粒尺寸值和实测值吻合度较高, 仅有少数几个数据点存在波动, 说明将式(4)作为 C650R 合金的晶粒长大模型, 能很好地预测出该合金的晶粒长大行为。

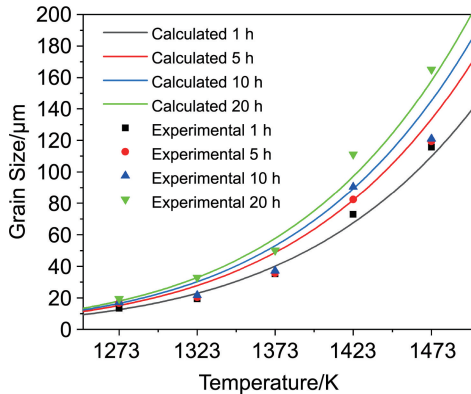


图 8 晶粒平均尺寸计算值和实测值比较

Fig. 8 Comparison of calculated and measured values of average grain size

## 4 结论

(1) 加热温度和保温时间均会对合金的晶粒尺寸产生影响: 随着温度的升高, C650R 合金晶粒尺寸逐渐增加, 当温度超过  $1100\text{ }^\circ\text{C}$ , 晶粒长大明显; 当保温时间为 20 h, 加热温度越高, 晶粒长大越显著。

(2) 合金主要碳化物类型为  $M_{23}C_6$ 、 $M_{23}C_6(\text{Zr})$  和  $MC$ , 加热温度的升高和保温时间的延长会促使晶界碳化物回溶, 对晶界的钉扎作用逐渐削弱, 导致晶粒长大。晶粒尺寸过大, 会降低合金的强度和塑性。

(3) 基于 Sellars 模型建立了 C650R 合金的晶粒长大模型, 晶粒尺寸的计算值和实测值吻合度较高, 该模型能有效描述合金的晶粒长大行为。

## 参考文献 References

- [1] ABE F. Structural Alloy for Power Plants[J], 2014, 2: 250-293.
- [2] Proceedings of the 6<sup>th</sup> International Charles Parsons Turbine Conference [C]. Dublin: Trinity College Dublin, 2003: 498-510.
- [3] Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants; Proceedings from the Seventh International Conference[C]. Britain: Swansea University, 2013: 41-52.
- [4] Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants; Proceedings from the Seventh International Conference [C]. Almere: ASM International, 2013: 24-40.
- [5] LIU Z, BAO H, YANG G. Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants[J], 2013, 84666: 171-179.
- [6] 贾智, 俞丽丹, 魏保林, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2022, 51(2): 461-468.  
JIA Z, YU L D, WEI B L, *et al.* Rare Metal Materials and Engineering[J], 2022, 51(2): 461-468.
- [7] 郭宏钢, 李阳, 王岩. 热加工工艺[J], 2014, 43(6): 161-163.  
GUO H G, LI Y, WANG Y. Hot Working Technology[J], 2014, 43(6): 161-163.
- [8] BECK P A, HOLZWORTH M L, HU H. Physical Review [J], 1948, 73(5): 526-527.
- [9] HILLERT M. Acta Metallurgica[J], 1965, 13(3): 227-238.
- [10] SELLARS C M, WHITEMAN J A. Metal Science[J], 1979, 13: 187-194.
- [11] CHEN L Q, SUI F L, LIU X H. Acta Metallurgica Sinica (Chinese Edition)[J], 2009, 45(10): 1242-1248.
- [12] XU Y W, ANG D, SONG Y, *et al.* Materials and Design [J], 2012, 36: 275-278.
- [13] 陈礼清, 隋凤利, 刘相华. 金属学报[J], 2009, 61(10): 1242-1248.  
CHEN L Q, SUI F L, LIU X H. Acta Metallurgica Sinica [J], 2009, 61(10): 1242-1248.
- [14] QUAN G Z, ZHAN Z Y, WANG T, *et al.* Walter de Gruyter GmbH [J], 2017, 28(1): 10-15.