

热控凝固工艺中浇注温度对 K417G 合金组织及性能的影响

张丽辉¹, 林源泓^{1,2}, 郭洪民³, 窦学铮¹, 邢伟杰¹

(1. 中国航发北京航空材料研究院, 北京 100095)

(2. 中南大学 粉末冶金研究院, 湖南 长沙 410083)

(3. 南昌大学 物理与材料学院, 江西 南昌 330047)

摘要: 采用热控凝固工艺来制备等轴晶镍基高温合金能有效降低疏松冶金缺陷。针对 1360、1380、1400 和 1420 °C 4 种不同浇注温度对 K417G 合金的组织结构和力学性能进行研究。结果表明, 随着浇注温度的升高, 疏松含量显著降低, γ' 相尺寸及面积分数略微上升, 其次($\gamma+\gamma'$)共晶含量有稍许增加, 而 MC 碳化物没有明显变化。浇注温度为 1360 °C 时的整体力学性能明显偏低, 900 °C/10⁻³ s⁻¹ 的抗拉强度和延伸率分别仅为 656 MPa 和 4.2%, 760 °C/645 MPa 持久寿命仅有 18 h。在 1380~1420 °C 时, 900 °C/10⁻³ s⁻¹ 拉伸性能的差异相对较小, 平均抗拉强度及延伸率分别为 761 MPa 和 5.7%, 而 760 °C/645 MPa 的持久性能随温度的升高有下降的趋势, 1380、1400 和 1420 °C 的持久寿命分别为 88、80 和 74 h。

关键词: 镍基高温合金; 热控凝固; 微观组织; 力学性能

中图法分类号: TG132.3⁺³

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)09-2546-09

K417G 高温合金是一种镍基沉淀硬化型铸造高温合金^[1-2]。其最开始是由中国科学院金属研究所仿制美国 IN100 高温合金, 成功研制出 K417 铸造高温合金, 随后在此基础上研究出来的 K417G 合金具有密度小、中温强度高、塑性好及优良的耐腐蚀性等优点, 被广泛应用于 900 °C 下的航空发动机涡轮叶片及导向叶片部件^[3-6]。K417G 高温合金的制备通常采用的是普通熔模铸造, 但该工艺下由于叶片铸件自身结构所带来的尺寸效应及薄壁效应, 不可避免地会出现疏松、欠铸等冶金缺陷^[7], 从而对合金的持久、拉伸、疲劳等力学性能有不利的影响。

随着工艺的不断改进, 定向凝固技术开始广泛应用于高温合金的制备。该技术能一定程度上解决铸造导致的疏松缺陷, 从而提高其高温力学性能^[8-10]。然而这种技术制备出的晶体结构为晶界较少甚至没有的单晶及定向柱状晶, 并不适用于等轴晶粒结构的制备。热控凝固技术是美国 PCC 公司从单晶定向凝固中衍生出来的一种等轴晶铸造技术, 通过调控液相凝固前沿的温度梯度及凝固速率来控制最终铸件的组织状态, 并且保证温度梯度和凝固速率的比值 G/R 严格控

制在等轴晶范围内^[11-12]。热控凝固工艺拥有着降低铸件收缩水平、提高充型复杂的结构完整、增强铸造薄壁强度的突出优势, 能够很好地降低铸件报废率, 从而满足大型复杂结构类零部件的铸造生产。

很多研究人员对该技术进行了相应的研究, PCC 公司作为最开始提出热控凝固技术的公司, 通过热控凝固成功制备出尺寸和厚度分别在 1500 mm 和 0.8~1.2 mm 的等轴晶铸件, 同时晶粒度控制在 5 mm 以内^[13]。Prasad 等^[14]采用工艺成功制备出 IN713C 合金的薄壁类铸件, 有效地解决了缩松等冶金缺陷。Hosamani 等^[15]成功将热控凝固技术铸造出长而薄的镍铬合金等轴晶部件。娄延春等^[16]将真空反重力铸造与热控凝固工艺相结合, 在惰性气体压力和顺序凝固条件下结晶, 且能够实现平稳充型, 可获得细小、致密、夹杂含量低的铸件。北京航空材料研究院通过热控凝固工艺成功铸造出 K4169 高温合金大型复杂结构件, 目前对该工艺的研究仍在进行中^[17]。

Zheng^[18]等人采用热控凝固工艺改进后的枝晶间熔体凝固控制技术 (IMSC) 对 IN792 合金进行了性能对比, 发现在 982 °C/186 MPa 条件下合适的 IMSC 工

收稿日期: 2023-09-22

基金项目: 国家重点研发计划 (2021YFA1600604)

作者简介: 张丽辉, 女, 1978 年生, 硕士, 高级工程师, 中国航发北京航空材料研究院, 北京 100095, E-mail: Lihui.zhang@biam.ac.cn

艺能得到比普通铸造更好的持久寿命。Jie 等^[19]采用改良后的热控凝固技术,使得IN718C合金的晶粒细化明显优于常规铸造工艺,并同时消除孔隙缺陷。吴剑涛^[20]等人对K424高温合金进行热控凝固工艺,其得到了组织致密的等轴晶。

此外,还通过有限元模拟与实际结果进行对比分析,王鹏飞^[21]等人模拟K4202合金热控铸造,成功对试验结果进行预测,使铸件充型完整,同时还模拟了铸件可能的凝固组织,模拟晶粒尺寸为158 μm,实际尺寸在120~180 μm,与试验结果相符合。戚翔和彭艳峰等^[22-23]人都对K4169高温合金热控凝固铸件进行模拟和优化,对铸造时产生的缺陷如缩松、欠铸和冷隔等进行模拟预测,基于此结果再对工艺进行了一定的改进完善,大大缩短了实际生产中传统探索工艺所需的时间。

热控凝固技术在很多高温合金中都得到了很好的应用,但并未发现有在K417G合金上进行该工艺的探究。因此,本工作研究了热控凝固工艺中不同浇注温度对K417G合金组织结构的影响,同时研究了对900 °C拉伸及760 °C/645 MPa持久性能的影响规律。讨论了不同浇注温度对K417G合金引起组织变化的机制,为热控凝固技术的工程化应用提供理论依据。

1 实验

本试验采用的是K417G等轴晶铸造高温合金,具体的化学成分以及制备K417G母合金采用的原材料种类列于表1。制备K417G母合金制备方法是真空感应熔炼,依据合金元素含量计算各元素克重,各元素纯度见表2,其中B元素为镍硼合金,B纯度为15%,V元素为铝钒合金,V纯度为65%,将合金组成元素加入坩埚熔炼,浇铸温度为1450 °C,冷却后得到K417G母合金。

热控凝固(TCS)实验采用50 kg真空感应熔炼炉进行,实验方法如图1所示,实验制备的试样为170 mm×15 mm的等粗细圆柱型试棒。本实验所探究的浇

表1 K417G高温合金的化学成分

Table 1 Nominal composition of K417G superalloy (ω/%)

C	Cr	Co	Mo	Al	Ti	Mn	V	B	Zr	Ni
0.17	9.0	10.0	3.0	5.25	4.4	0.2	0.75	0.018	0.07	Bal.

表2 K417G高温合金组成元素纯度

Table 2 Element purity of K417G superalloy (%)

C	Cr	Co	Mo	Al	Ti	Mn	V	B	Zr	Ni
99.99	99.20	99.98	99.80	99.85	99.80	99.90	65	15	99.4	99.95

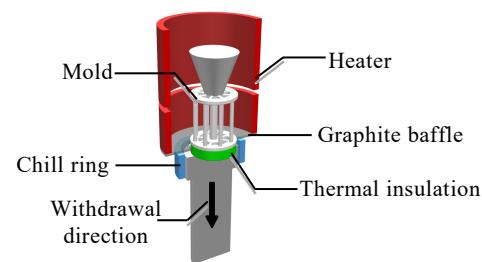


图1 热控凝固工艺实验示意图

Fig.1 Schematic diagram of TCS process

注温度选定为1360、1380、1400和1420 °C。根据图2对热控凝固工艺的研究以及K417G合金的DSC分析结果,合金的液相线温度为1321 °C。

研究可知热控凝固工艺的型壳温度应控制在合金的液相线温度附近^[24-25]。另外对于单晶定向凝固制备所采用的抽拉速率通常为3~9 mm/min^[26-27]。因此,本试验的型壳温度和抽拉速率分别选定为1320 °C和10 mm/min,具体热控凝固工艺参数如表3所示。

金相样品均从合金试棒的横截面上进行切割,随后进行研磨和抛光,在光学显微镜下观察显微疏松。用化学成分为20 mL HCl+5 g CuSO₄+25 mL H₂O的腐蚀液进行腐蚀后先观察晶粒组织,或者用H₃PO₄:HNO₃:H₂SO₄=1:3:5的腐蚀剂进行电解腐蚀,其中电压为3.5 V,腐蚀时间为5 s。然后通过TESCAN CLARA超高分辨场发射扫描电子显微镜(SEM)进行

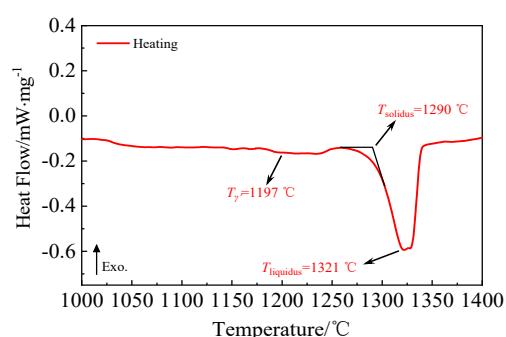


图2 K417G合金在加热过程中的DSC曲线

Fig.2 DSC curve of the K417G alloy during the heating process

表3 4组试验的热控凝固工艺

Table 3 TCS conditions of four groups of specimens

Specimen No.	Pouring temperature/°C	Mold temperature/°C	Withdrawal rate/mm·min ⁻¹
TS1	1360	1320	10
TS2	1380	1320	10
TS3	1400	1320	10
TS4	1420	1320	10

微观组织观察。利用 Image-Pro Plus 图像分析软件对显微组织进行定量表征，其中显微组织对比均选择为铸件试棒的相同高度位置，同时为了获得统计结果，每个数值的计算都使用了至少 3 幅具有代表性的图像。本实验的力学测试试样加工均选择铸件试棒中间端位置，拉伸试验设备为 Instron-350 万能试验机，拉伸试验试样的尺寸如图 3a 所示，其试验测试环境为 900 °C，温度的测量元件为热电偶，温度升温速率为 10 °C/s，到设定温度后保温 15 min 进行拉伸试验，试验拉伸速率为 10^{-3} s^{-1} ；持久试验试样的尺寸如图 3b 所示，持久试验环境为 760 °C/645 MPa。持久实验采用的设备为高温持久试验机 QBR-30，其试验测试环境为 900 °C，温度升温速率为 10 °C/s，到设定温度后保温 10 min 后进行试验。

2 实验结果

对 TS2 的铸件在 28、56、84、112、140 mm 5 个不同高度位置进行晶粒组织观察，如图 4 所示，其具体晶粒尺寸统计如图 5 所示。可以看到不同位置的晶粒尺寸差异较为明显，其中在试样下底端的晶粒尺寸偏小，图 4e 位置的晶粒尺寸为 902 μm。在试样中端位置的横截面晶粒尺寸为 948 μm，相对于下端有长大的

趋势，如图 4c 所示。当继续靠近铸件的上顶端时，晶粒尺寸出现明显的长大现象，到 140 mm 位置时的晶粒尺寸达到 1120 μm。从整体来看，铸件试样的上下端晶粒尺寸差值达到 218 μm。

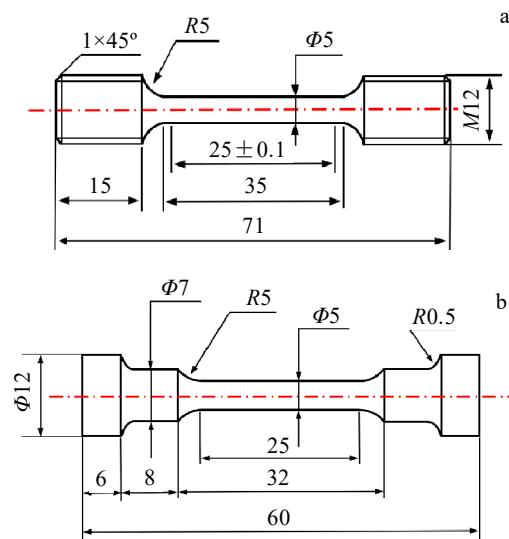


图 3 拉伸试样和持久试样的尺寸

Fig.3 Sizes of the tensile specimen (a) and the stress rupture specimen (b)

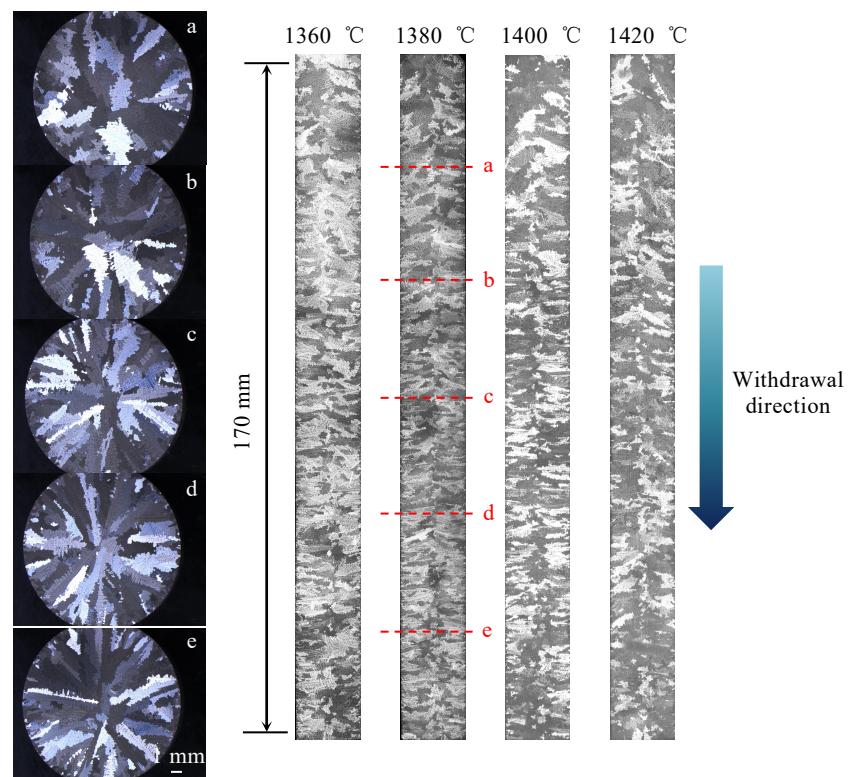


图 4 铸件不同高度位置晶粒组织对比

Fig.4 Comparisons of grain structure at different heights of castings (the distances from a, b, c, d, e to the bottom of the casting are 140, 112, 84, 56, 28 mm, respectively)

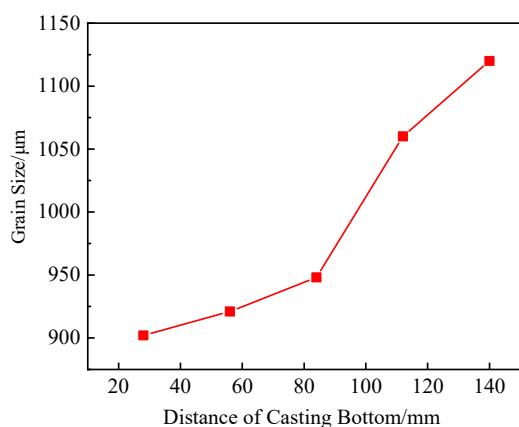


图5 不同高度位置晶粒尺寸统计

Fig.5 Statistics of grain size at different heights

在抽拉过程中,试样的下端位置会在水冷环的作用下先行开始凝固,因此其形核后的晶粒长大时间较短,尺寸相对较小;而试样上端在加热区内停留时间较长,熔融状态下的持续时间久,从而形核后的晶粒可以逐渐长大,最终该位置的晶粒尺寸偏大。

图6为K417G合金在不同浇注温度下对疏松缺陷的影响,其中疏松含量的统计结果如表4所示。随着热控凝固工艺浇注温度的升高,疏松含量有明显的降低。其中TS1试样的疏松缺陷较为严重,含量达到0.35%,TS2试样的疏松含量显著降低,为0.19%。当继续升高浇注温度,TS3和TS4试样的平均疏松含量进一步降低,分别为0.13%和0.09%。

图7为不同热控凝固工艺对K417G合金的碳化物及($\gamma+\gamma'$)共晶相形貌影响。其中通过背散射发现合金

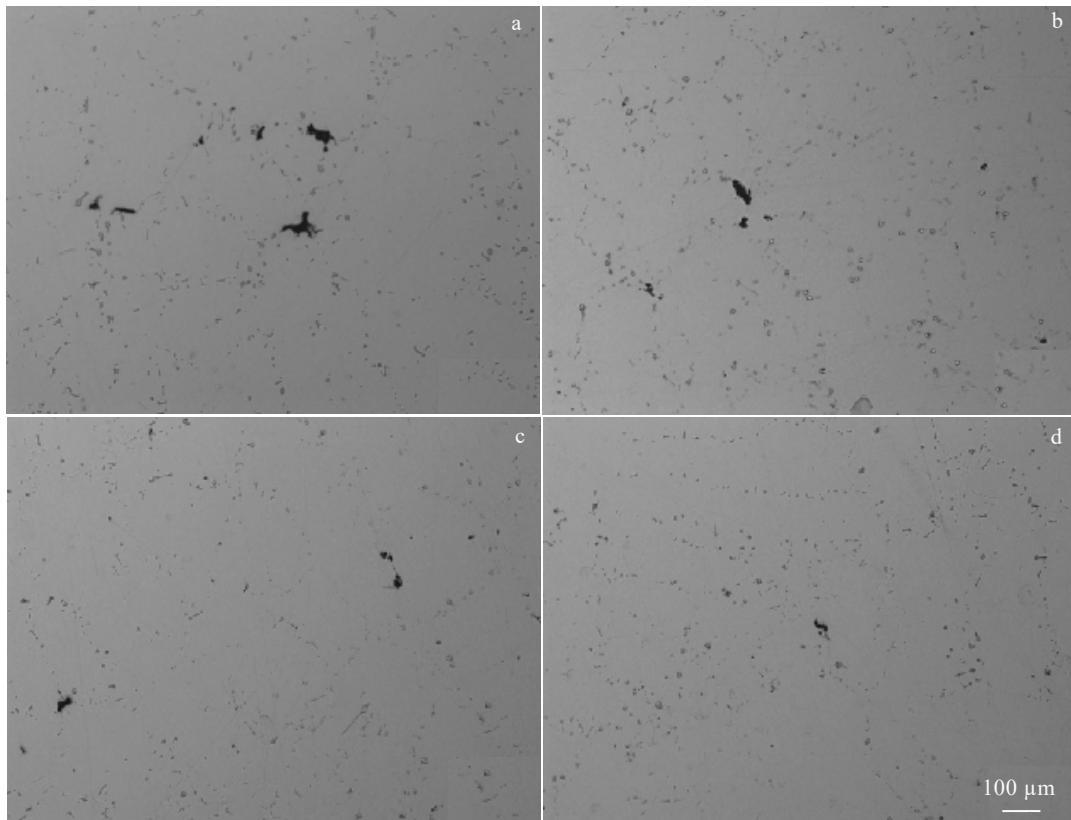


图6 K417G合金在不同浇注温度下的疏松情况

Fig.6 Porosity of K417G alloy at different pouring temperatures: (a) 1360 °C, (b) 1380 °C, (c) 1400 °C, and (d) 1420 °C

表4 显微组织各相含量及尺寸统计

Table 4 Statistical results of content and size of phase in microstructure

Sample	Shrinkage porosity content/vol%	($\gamma+\gamma'$) eutectic content/vol%	γ' phase size/μm	γ' phase content/vol%
TS1	0.35	5.79	0.55	63.2
TS2	0.19	5.89	0.57	65.0
TS3	0.13	6.03	0.60	65.2
TS4	0.09	6.41	0.62	66.3

有黑白 2 种颜色的碳化物，能谱得出黑色的析出相中富 Ti 和 Mo 元素，白色的析出相中富有大量的 Zr 元素，根据分析推断黑色相和白色相分别为 MC 型碳化物和富 Zr 的碳硼化物^[3, 28-29]，如图 8 所示，其中并未发现有明显的 $M_{23}C_6$ 型碳化物。主要的 MC 相形貌为块状和条状，主要分布在晶界和枝晶间区域，而富 Zr 相通常依附在 MC 相和 $(\gamma+\gamma')$ 共晶相的周围。随着浇注温度的升高， MC

碳化物和富 Zr 的碳硼化物两者形貌并未出现明显变化。其次 $(\gamma+\gamma')$ 共晶相形貌的变化同样较小，主要以葵花状和光板状为主^[30-31]。接着对 $(\gamma+\gamma')$ 共晶含量进行了统计，如表 4 所示，可以看出随着浇注温度的升高，共晶含量有略微的增加，从 5.79% 增加到 6.41%。 $(\gamma+\gamma')$ 共晶相的析出通常是在凝固过程的最后阶段，因此会受到冷却速率的影响而有所变化。

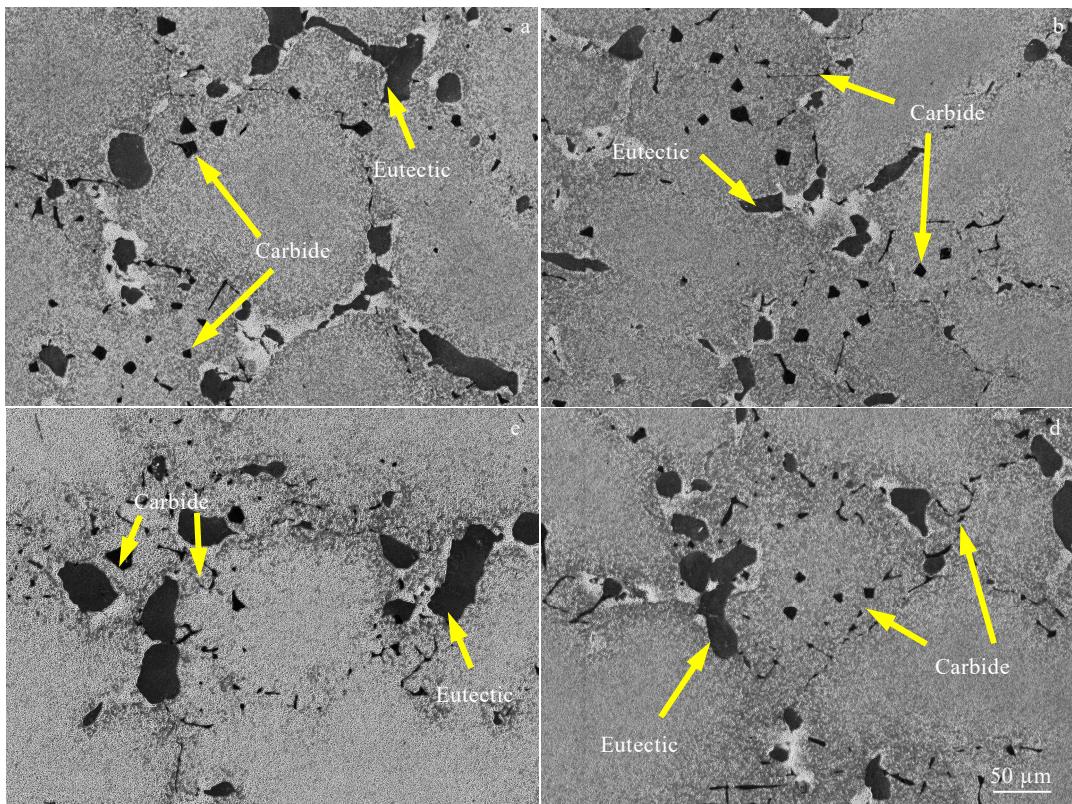


图 7 不同浇注温度下碳化物及共晶相形貌

Fig.7 Morphologies of carbides and eutectic phase at different pouring temperatures: (a) 1360 °C, (b) 1380 °C, (c) 1400 °C, and (d) 1420 °C

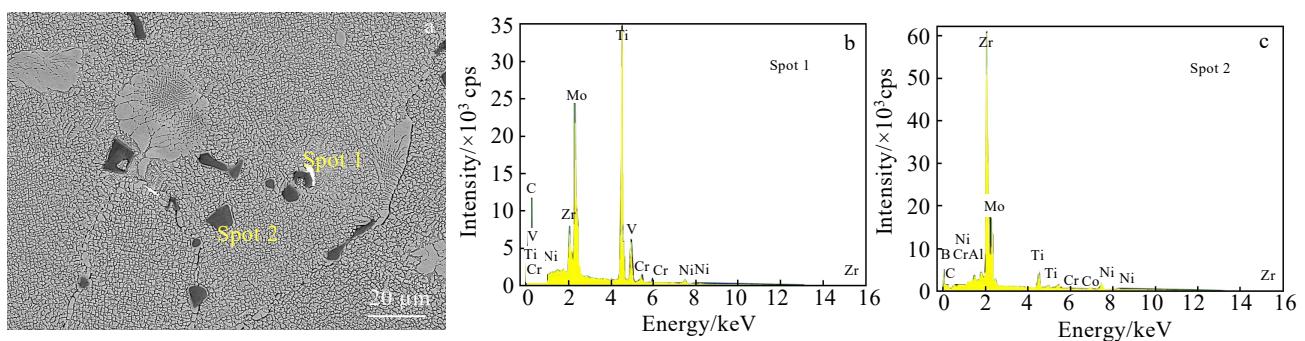


图 8 K417G 合金中析出相的 SEM 照片及 EDS 能谱分析

Fig.8 SEM image (a) of two kinds of precipitation in K417G alloy and the corresponding EDS analysis results of marked spot 1 (b) and spot 2 (c) in Fig.8a

不同浇注温度下K417G合金枝晶干区域 γ' 析出相的形貌如图9所示,同时对不同状态下 γ' 析出相的尺寸及面积分数进行统计,如表4所示。随着浇注温度的升高, γ' 析出相的尺寸及面积分数都同样有略微的上升,平均尺寸从0.55 μm 长大到0.62 μm ,面积分数从63.2%增加到66.3%。

对不同浇注温度条件下的试样进行力学性能测试,其结果如图10所示,其中图10a为900 $^{\circ}\text{C}$ 拉伸性能测试,图10b为760 $^{\circ}\text{C}/645 \text{ MPa}$ 持久性能测试。可以发现TS1试样的抗拉强度相对偏低,仅为656 MPa。接着TS2试样的抗拉强度相比于TS1提高了96 MPa,其屈服强度为559 MPa。接着浇注温度的继续升高,TS3和TS4试样的抗拉强度分别为754和778 MPa,屈服强度分别为574和601 MPa,与TS2试样抗拉强度相比变化差异较小,TS2~TS4的平均抗拉强度为761 MPa。在拉伸塑性方面,TS1试样的延伸率在TS1~TS4试样中最低,仅有4.2%。而TS2、TS3和TS4试样的拉伸塑性差异相对较小,平均延伸率为5.7%。

接着在760 $^{\circ}\text{C}/645 \text{ MPa}$ 持久测试条件下,可以发现浇注温度在1360 $^{\circ}\text{C}$ 下的持久寿命明显较短,仅有18 h;接着当浇注温度升高到1380 $^{\circ}\text{C}$ 时寿命显著提高,平均可达到88 h;随着浇注温度的继续升高,持久寿命出现略微的下降;在1400 $^{\circ}\text{C}$ 的浇注温度下,持久寿命相比于1380 $^{\circ}\text{C}$ 时降低了8 h,为80 h;而浇注温度为1420 $^{\circ}\text{C}$ 的持久寿命与浇注温度为1400 $^{\circ}\text{C}$ 相比又降低了6 h,为74 h。另外在持久塑性方面,同样在1360 $^{\circ}\text{C}$ 浇注温度条件下的延伸率明显偏低,延

伸率为3.5%;浇注温度在1360~1420 $^{\circ}\text{C}$ 的延伸率相差较小,均在4.0%~5.5%范围内。

3 分析与讨论

3.1 热控凝固工艺中浇注温度对组织的影响

晶粒的生长通常是以树枝状的枝晶形式进行,树枝晶在熔体过程中通过长出二、三次枝晶继续自由长大,最终相互接触形成晶界,但枝晶间是最后凝固区域,容易出现熔体收缩,从而导致区域出现疏松。随着热控凝固工艺抽拉过程的进行,熔体会从底端向上逐层进行凝固,上层凝固收缩后遗留下的空缺区域可被下层未凝固的熔体进行补缩,最终达到减少疏松的目的^[24]。凝固界面前沿变化示意图如图11所示。

根据K417G合金DSC分析结果可知液相线温度为1321 $^{\circ}\text{C}$,与TS1的浇注温度相差仅有39 $^{\circ}\text{C}$,该工艺条件下的初始温度较低,在抽拉凝固过程中冷却速率较快会导致不能及时起到补缩的作用,从而导致疏松缺陷的增加。浇注温度逐渐上升,TS2工艺下的补缩作用得到较好的改善,因此试样中的疏松含量显著降低。当温度继续升高,熔体的补缩效果更加充分,TS3和TS4试样的疏松含量进一步下降。

浇注温度的改变会影响到熔体的初始温度,随着浇注温度的升高,凝固时冷却速率有所降低,给 $(\gamma+\gamma')$ 共晶相的析出提供了有利条件。其次冷却速率对 γ' 析出相的生长有一定影响,但并不改变其形核速率,因此 γ' 析出相的尺寸随温度升高而逐渐长大^[33]。

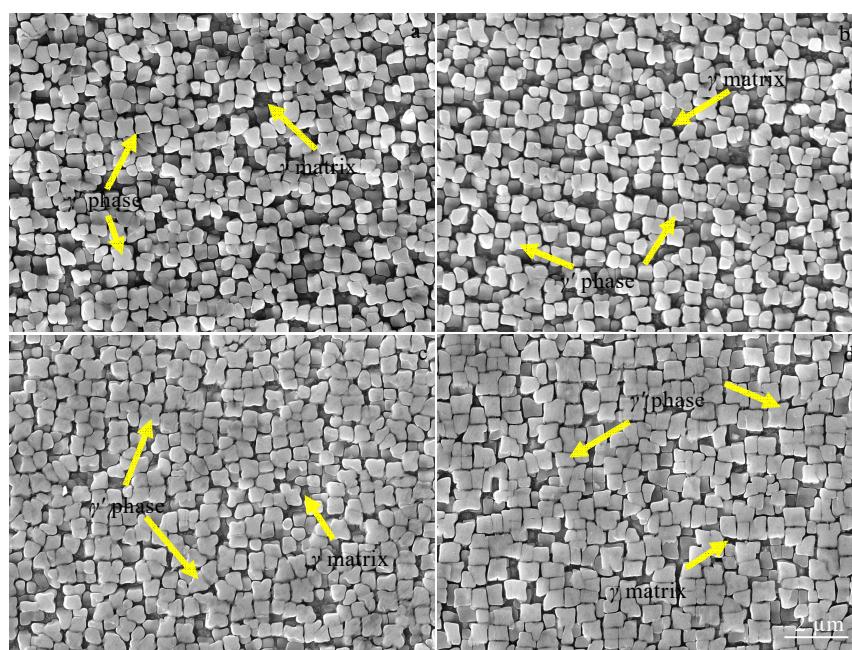


图9 不同浇注温度下K417G合金 γ' 析出相形貌

Fig.9 Morphologies of γ' precipitates of K417G alloy at different pouring temperatures: (a) 1360 $^{\circ}\text{C}$, (b) 1380 $^{\circ}\text{C}$, (c) 1400 $^{\circ}\text{C}$, and (d) 1420 $^{\circ}\text{C}$

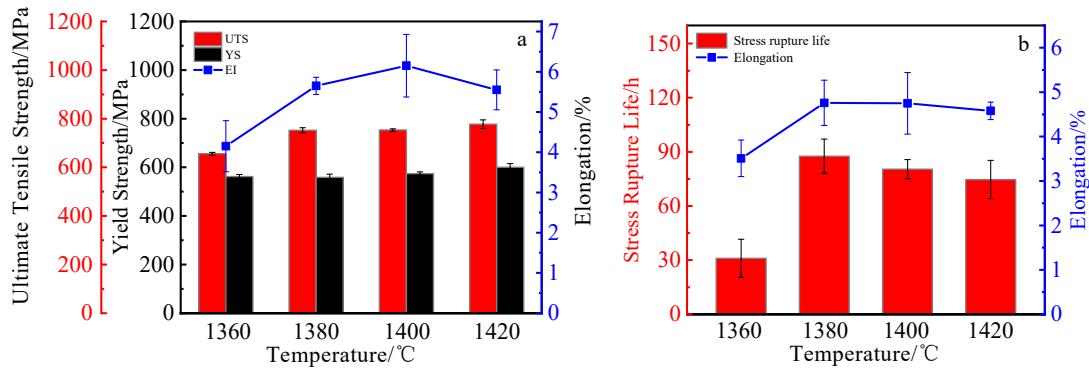


图 10 不同浇注温度下 K417G 合金的力学性能

Fig.10 Mechanical properties of K417G alloy the different pouring temperatures: (a) tensile properties at 900 °C and (b) stress rupture properties life at 760 °C/645 MPa

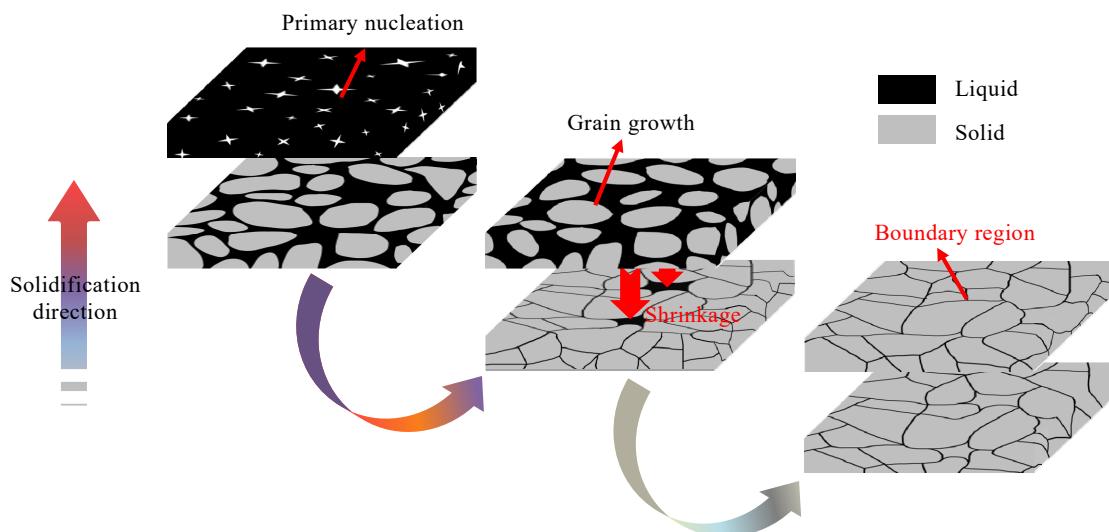


图 11 凝固界面前沿变化示意图

Fig.11 Change diagram of solidification interface front

3.2 热控凝固工艺中浇注温度对性能的影响

当浇注温度与目标合金的液相线接近时会使得疏松缺陷变得严重，这个结果同时导致 TS1 试样的拉伸及持久性能结果都不太理想。从 TS2、TS3 和 TS4 性能对比可以发现抗拉强度差异较小，而浇注温度升高

后持久性能有下降的趋势。晶粒组织的尺寸对抗拉强度有明显的影响，同时在不同温度下测试结果也会有很大区别。TS2、TS3 和 TS4 试样的晶粒尺寸变化不大，因此对应的抗拉强度没有明显差异。图 12 为不同热控凝固工艺的持久测试的纵截面断口形貌，持久断

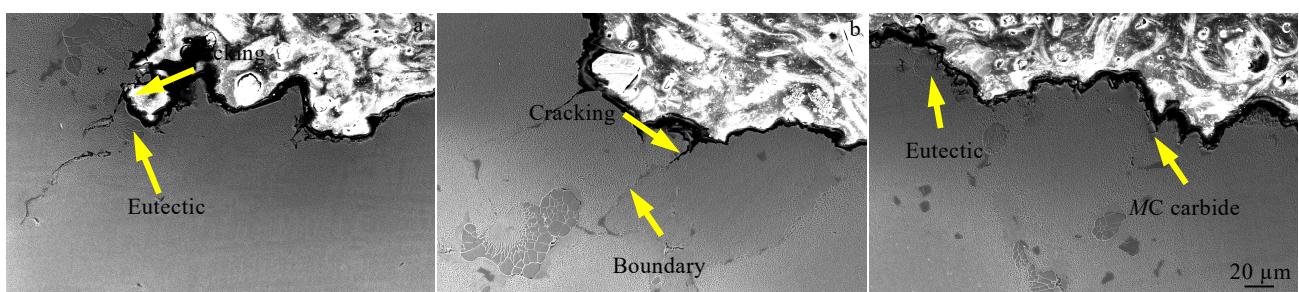


图 12 不同状态下 K417G 合金持久断口形貌

Fig.12 Stress rupture fracture morphologies of K417G alloy under different conditions: (a) TS2-1380 °C, (b) TS3-1400 °C, and (c) TS4-1420 °C

裂主要是沿着 $(\gamma+\gamma')$ 共晶相以及MC碳化物进行，并且能发现在760 °C的试验测试中有明显的沿晶界开裂的现象。通过图像可以推断出裂纹倾向于 $(\gamma+\gamma')$ 共晶相处萌生，共晶含量的升高会诱发测试试样的开裂，最终导致其持久性能逐渐降低。根据对1360~1420 °C 4种不同浇注温度的热控凝固工艺进行对比分析，综合得出K417G合金的浇注温度选择为1380 °C时相对较好。

4 结 论

1) 随着浇注温度的升高疏松含量明显降低，同时 γ' 析出相尺寸及 $(\gamma+\gamma')$ 共晶含量都有略微上升。但浇注温度对晶粒尺寸以及MC碳化物形貌的影响并不明显。

2) 浇注温度为1360 °C时疏松缺陷较为严重，从而导致整体的力学性能较差，另外浇注温度在1380~1420 °C时抗拉强度之间的差异相对较小，而持久性能随温度上升有下降的趋势，这是 $(\gamma+\gamma')$ 共晶含量增加所导致的结果。

3) 根据对1360~1420 °C 4种不同浇注温度的热控凝固工艺进行对比分析，综合得出K417G合金的浇注温度选择为1380 °C时相对较好。

参考文献 References

- [1] Guo Jianting(郭建亭). *Materials Science and Engineering for Superalloys*(高温合金材料学)[M]. Beijing: Science Press, 2008: 387
- [2] Zheng Liang(郑亮). *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2006, 26(3): 7
- [3] Yu X F, Wang S J, Zheng D Y et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 905: 164209
- [4] Gong L, Chen B, Du Z H et al. *Journal of Materials Science and Technology*[J], 2018, 34(3): 541
- [5] Lin Y H, Zhang L H, Guo H M. *Advances in Materials Science and Engineering*[J], 2023(1): 1786742
- [6] Du B N, Yang J X, Cui C Y et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 623: 59
- [7] Wang J, Jiang Z J. *The 2nd International Symposium on Hydrogen Energy and Energy Technologies*[C]. Osaka: E3S Web of Conferences, 2019: 155
- [8] Li Y, Liang X Y, Yu Y F et al. *Chinese Journal of Mechanical Engineering: Additive Manufacturing Frontiers*[J], 2020, 1: 100019
- [9] Reed R C. *The Superalloys: Fundamentals and Applications*[M]. New York: Cambridge University Press, 2006: 121
- [10] Chen J B, Chen J Y, Wang Q J et al. *Acta Materialia*[J], 2022, 232: 117938
- [11] Glover N E, Davis C L. *Scripta Materialia*[J], 1996, 34(5): 675
- [12] Zhang Jun(张军), Jie Ziqi(介子奇), Huang Taiwen(黄太文) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2019, 55(9): 1145
- [13] Beijing Aeronautical Manufacturing Technology Research Institute(北京航空制造工程研究所). *Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[M]. Beijing: Aeronautical Technology Press, 2013
- [14] Prasad T V R. *US Patent*, 4809764[P]. 1989
- [15] Hosamani L. *Europe Patent*, 0711215B1[P]. 2002
- [16] Lou Yanchun(娄延春), Yu Bo(于波), Guo Xinli(郭新力) et al. *Chinese Patent*(中国专利), 201811636648[P]. 2018
- [17] Li Jiarong(李嘉荣), Xiong Jichun(熊继春), Tang Dingzhong(唐定中) et al. *Advanced High Temperature Structural Materials and Technology*(先进高温结构材料与技术)[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2012
- [18] Zheng L, Zhang G Q, Daisenberger D et al. *Materials Science Forum*[J], 2017, 879: 1129
- [19] Jie Z Q, Zhang J, Huang T W et al. *Advanced Engineering Materials*[J], 2016, 18(10): 1785
- [20] Wu Jiantao(吴剑涛), Feng Di(冯涤), Li Juntao(李俊涛) et al. *Proceedings of the 11th China Annual Conference on Superalloys*(第11届全国高温合金年会)[C]. Shanghai: China Metal Society, 2007: 4
- [21] Wang Pengfei(王鹏飞), Hu Yue(胡锐), Zhong Hong(钟宏) et al. *Special Casting & Nonferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J], 2012, 32(3): 223
- [22] Qi Xiang(戚翔), Zhang Yong(张勇), Gu Huapeng(谷怀鹏) et al. *Foundry*(铸造)[J], 2015, 64(9): 851
- [23] Peng Yanfeng(彭艳峰), Wang Jiahe(王甲贺), Guo Jianhua(国建花) et al. *Foundry Technology*(铸造技术)[J], 2017, 38(4): 893
- [24] Zheng L, Zhang G Q, Xiao C B et al. *Scripta Materialia*[J], 2014, 74: 84
- [25] Jie Z Q, Zhang J, Huang T W et al. *Advanced Engineering Materials*[J], 2016, 18(10): 1785
- [26] Xue Y P, Wang X G, Zhao J Q et al. *Materials*[J], 2023, 16(9): 3409
- [27] Xu C, Zhou L Z, Guo J T et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*[J], 2011, 21(4): 754
- [28] Song Ruokang(宋若康), Ma Dong(马东), Wu Sujun(吴素君). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(5): 1517
- [29] Ge H L, Yang Y Q, Zheng S J et al. *Materials Characterization*[J], 2020, 169: 110569
- [30] Xing W J, Liu C K, Guo X T et al. *4th International Conference on Mechanical Engineering and Applied Composite*

- Materials[C]. Beijing: University of Science and Technology, 2020
- [31] Yang Yaqian(杨亚倩), Xing Weiwei(邢伟伟), Chen Weiliang(陈伟亮) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(10): 3473
- [32] Zhu L H, Pan H, Cheng J Y et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 918: 165677

Effects of Pouring Temperature on Microstructure and Properties of K417G Superalloy in Thermally-Controlled Solidification Process

Zhang Lihui¹, Lin Yuanhong^{1,2}, Guo Hongmin³, Dou Xuezheng¹, Xing Weijie¹

(1. AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

(2. State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China)

(3. School of Physics and Materials Science, Nanchang University, Nanchang 330047, China)

Abstract: The solidification process of polycrystalline nickel base superalloy can effectively reduce the porosity defects. The microstructure and mechanical properties of K417G alloy were studied at the pouring temperature of 1360, 1380, 1400 and 1420 °C. The results show that with the increase in pouring temperature, the porosity decreases significantly, the γ' phase size and the $(\gamma+\gamma')$ eutectic content increase slightly, while the morphology change of MC carbide is not obvious. The overall mechanical properties at 1360 °C are significantly lower, the tensile strength and elongation of alloy at 900 °C/10⁻³ s⁻¹ are only 656 MPa and 4.2 %, respectively, and the stress rupture life at 760 °C/645 MPa is only 18 h. At 1380-1420 °C, the difference of tensile properties at 900 °C/10⁻³ s⁻¹ is relatively small, and the average tensile strength and elongation are 761 MPa and 5.7%, respectively, while the stress rupture property at 760 °C/645 MPa tends to decline with the increase in the temperature. The stress rupture life of 1380, 1400 and 1420 °C are 88, 80 and 74 h, respectively.

Key words: Ni-based superalloy; thermally-controlled solidification; microstructure; mechanical property

Corresponding author: Xing Weijie, Ph. D., AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, P. R. China, E-mail: xingwj621@163.com