

# SiC 陶瓷/K4169 合金复合铸件铸造过程的数值模拟

龚浩, 邹鹑鸣, 魏尊杰, 王宏伟, 杨永泽

(哈尔滨工业大学 金属精密热加工国家级重点实验室, 黑龙江 哈尔滨 150001)

**摘要:** 铸造一体化成形技术有助于制备大尺寸、复杂结构的陶瓷/金属复合构件, 具有重要的理论意义和应用价值。本研究基于有限元方法, 针对 SiC 陶瓷/K4169 合金复合铸件, 探究铸造充型过程的流场, 陶瓷-金属的热交互作用以及凝固过程中复合铸件热应力、残余应力的产生与分布特性。结果表明, 金属液充型过程在内浇口处出现不稳定流动; 陶瓷在接触金属液后, 表面温度陡升, 且在陶瓷内部形成 20~30 °C/mm 的温度梯度; 铸造热应力呈现出先降低后升高的趋势; 残余应力集中在陶瓷和金属界面, 且较大应力在陶瓷一侧, 陶瓷端残余应力峰值在距离界面 2~3 mm 处。

**关键词:** SiC 陶瓷; K4169 合金; 数值模拟; 热应力; 残余应力

中图分类号: TG24

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)07-2475-08

随着空间科学技术的发展, 人们对飞机和航天器有着更加苛刻的要求, 需要构件在更高的温度、速度和压力等环境下稳定运行<sup>[1]</sup>。目前, 超高温陶瓷材料的研发备受关注<sup>[2,3]</sup>, 其中, SiC 陶瓷具有热膨胀系数小、热稳定性好、耐腐蚀、耐磨损和抗氧化等特性<sup>[4]</sup>, 在航空航天、武器装备以及核工业都有着广泛的应用前景<sup>[5,6]</sup>。但是由于陶瓷材料的本征脆性和机械加工性能差等缺点, 极大地限制了陶瓷材料的应用。

镍基高温合金是一类广泛应用于高温极端环境的关键结构材料<sup>[7]</sup>。其中, K4169 合金是一类 Ni-Fe-Cr 基铸造合金, 在 650 °C 以下具有优异的力学性能和耐腐蚀性能<sup>[8,9]</sup>。如果能够借助高温金属优异的延展性、塑性和韧性, 制备得到陶瓷与金属复合构件, 能够很好地克服陶瓷材料在应用中的缺陷, 满足构件在极端环境下的工作要求<sup>[10,11]</sup>。目前, 存在多种陶瓷和金属的连接方法, 包括钎焊<sup>[12-14]</sup>、固相扩散连接<sup>[15-17]</sup>、瞬时液相连接<sup>[18-20]</sup>以及其他方法<sup>[21,22]</sup>。

但是目前对于大尺寸的金属/陶瓷复合构件报道较少, 本研究涉及的铸造一体化成形技术对于制备大尺寸、结构复杂的构件有着独特的优势。同时了解成形过程中热应力的产生与分布规律, 有助于为一体化成形复合构件的实际应用提供理论基础和指导。本研究基于有限元方法, 针对 SiC 陶瓷/K4169 合金栅格翼复合构件的一体化铸造成形过程, 探究充型和凝固过程中流场、温度场及应力场特性。

## 1 实验

SiC 陶瓷/K4169 合金栅格翼复合铸件的尺寸参数为 200 mm×200 mm×30 mm, 形状见图 1a 所示。实验设备为 RVIM-3 型高活性合金真空感应炉, 在真空条件下熔炼 K4169 合金, 通过重力浇注至已预热的型腔内, 浇注系统设计见图 1b, 工艺参数为: 浇注速度 0.2 m/s, 浇注温度 1450 °C, SiC 陶瓷和铸型的预热温度为 900 °C。

## 2 数值模拟方法

### 2.1 基本假设

在充型过程中, 除了金属液的流动状态外, 还伴随着金属液-陶瓷-铸型三者的热量交换, 直至充型结束; 以充型结束时刻的温度场作为初始条件, 计算凝固过程中的温度场及应力场。假定, 金属与陶瓷在凝固过程中始终保持稳定连接, 接触类型设置为绑定, 计算凝固过程中的热应力, 属性小变形范畴, 设定 K4169 合金为热弹塑性模型, SiC 陶瓷和铸型为弹性模型。

### 2.2 数学模型

对于铸造充型过程, 通常看作是伴随着热量传递的不可压缩粘性流体的非稳态流动, 因此此过程涉及到连续性方程、Navier-Stokes 方程、能量守恒方程; 而对于凝固过程, 将其视作一个不稳定导热过程, 同时考虑到材料的本构关系。

收稿日期: 2021-07-05

基金项目: 哈尔滨工业大学头雁行动科研项目 (XNAUEA5640208420); 国家自然科学基金 (51774105)

作者简介: 龚浩, 男, 1997年生, 硕士生, 哈尔滨工业大学金属精密热加工国家级重点实验室, 黑龙江 哈尔滨 150001, E-mail: hao\_gong@outlook.com

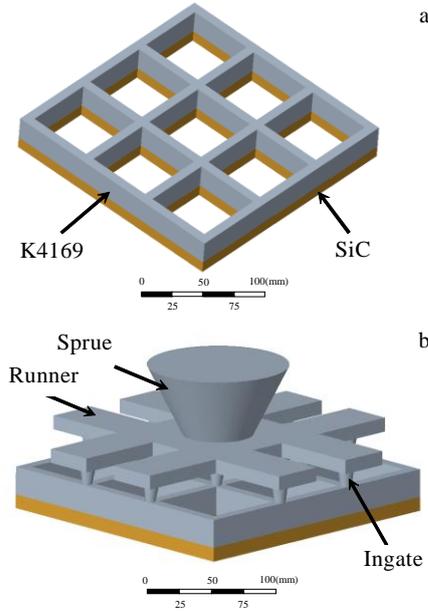


图 1 SiC 陶瓷/K4169 合金复合铸件的栅格翼结构和浇注系统  
Fig.1 Structure (a) and gating system (b) of grid fins of SiC ceramic/K4169 alloy composite casting

考虑流体不可压缩，连续性方程如下：

$$\frac{\partial(\rho u_x)}{\partial x} + \frac{\partial(\rho u_y)}{\partial y} + \frac{\partial(\rho u_z)}{\partial z} = 0 \quad (1)$$

其中， $u_x$ 、 $u_y$ 、 $u_z$  分别是流体速度在  $x$ 、 $y$ 、 $z$  3 个方向上的分量， $\rho$  为流体密度。Navier-Stokes 方程的分量形式如下：

$$\begin{cases} \rho\left(\frac{\partial u}{\partial t} + u\frac{\partial u}{\partial x} + v\frac{\partial u}{\partial y} + w\frac{\partial u}{\partial z}\right) = \mu\left(\frac{\partial^2 u}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 u}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 u}{\partial z^2}\right) - \frac{\partial P}{\partial x} + \rho g_x \\ \rho\left(\frac{\partial v}{\partial t} + u\frac{\partial v}{\partial x} + v\frac{\partial v}{\partial y} + w\frac{\partial v}{\partial z}\right) = \mu\left(\frac{\partial^2 v}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 v}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 v}{\partial z^2}\right) - \frac{\partial P}{\partial y} + \rho g_y \\ \rho\left(\frac{\partial w}{\partial t} + u\frac{\partial w}{\partial x} + v\frac{\partial w}{\partial y} + w\frac{\partial w}{\partial z}\right) = \mu\left(\frac{\partial^2 w}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 w}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 w}{\partial z^2}\right) - \frac{\partial P}{\partial z} + \rho g_z \end{cases} \quad (2)$$

其中， $\rho$  为流体密度， $t$  为时间， $P$  为压力， $\mu$  为动力粘度系数， $u$ 、 $v$ 、 $w$  为  $x$ 、 $y$ 、 $z$  3 个方向上的速度分量， $g_x$ 、 $g_y$ 、 $g_z$  为 3 个方向上的重力加速度。

能量方程的简化形式如下：

$$\frac{\partial T}{\partial t} + u\frac{\partial T}{\partial x} + v\frac{\partial T}{\partial y} + w\frac{\partial T}{\partial z} = \alpha\left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2}\right) \quad (3)$$

其中， $\alpha$  为流体的热扩散系数， $\alpha = \lambda/\rho C_p$ ， $T$  为流体的温度， $C_p$  为流体的定压比热容， $\lambda$  为流体的导热系数。

整个铸造过程的凝固过程可以看作一个非稳态导热过程，其控制方程为：

$$\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x}\left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x}\right) + \frac{\partial}{\partial y}\left(\lambda \frac{\partial T}{\partial y}\right) + \frac{\partial}{\partial z}\left(\lambda \frac{\partial T}{\partial z}\right) + Q \quad (4)$$

其中， $\lambda$  为导热系数， $\rho$  为金属的密度， $C_p$  为比热容， $Q$  为内部热源。

采用热焓法对结晶潜热进行处理，凝固过程中金属液的热焓  $H$  可以表示为：

$$H = H_0 + \int_{T_0}^T C dT + (1 - f_s)L \quad (5)$$

其中， $H$  为热焓， $T_0$  为基准温度， $H_0$  为基准温度下的热焓， $f_s$  为固相率， $C$  为比热。

通过屈服条件、流动准则和硬化法则的特定组合来描述金属的塑性行为，得到应力和应变的关系为：

$$\begin{aligned} \{d\sigma\} &= \begin{bmatrix} [D]_e \left[ \frac{\partial \bar{\sigma}}{\partial \{\sigma\}} \right]^T \frac{\partial \bar{\sigma}}{\partial \{\sigma\}} [D]_e \\ H' + \left[ \frac{\partial \bar{\sigma}}{\partial \{\sigma\}} \right]^T [D]_e \frac{\partial \bar{\sigma}}{\partial \{\sigma\}} \end{bmatrix} (\{d\varepsilon\} - \{d\varepsilon_{th}\}) \\ &= [D]_{ep} (\{d\varepsilon\} - \{d\varepsilon_T\}) \end{aligned} \quad (6)$$

其中， $[D]_{ep}$  为弹塑性矩阵， $\{d\varepsilon_T\}$  为温度应变增量， $[D]_e$  为弹性模量矩阵， $\bar{\sigma}$  为等效应力， $\{d\varepsilon_{th}\}$  为温度应变增量， $H'$  为材料塑性应变模量。

### 2.3 网格模型与边界条件设置

本研究使用 Creo 进行实体建模，在装配后选用 .step 格式导入 ANSYS 中，随后进行网格划分，结果见图 2 所示，网格总数为 28 万，绝大多数的网格偏度小于 0.5，满足计算要求。重力加速度为  $9.8 \text{ m/s}^2$ ，浇注速度为  $0.2 \text{ m/s}$ ，浇注温度为  $1450 \text{ }^\circ\text{C}$ ，陶瓷和铸型的初始温度为  $900 \text{ }^\circ\text{C}$ ，铸型与外界的对流换热系数为  $11.24 \text{ W/(m}^2 \text{ K)}$ 。

### 2.4 材料参数

K4169 合金密度为  $8220 \text{ kg/m}^3$ ，固相线  $1516 \text{ K}$ ，液相线  $1632 \text{ K}$ ，熔化热  $294900 \text{ J/kg}$ ；SiC 密度为  $3200 \text{ kg/m}^3$ ；铸型密度为  $1520 \text{ kg/m}^3$ 。K4169 合金、SiC 和铸型的导热率和比热容都是随温度变化的参数，见表 1 所示。

K4169 合金的力学参数见表 2 所示；SiC 陶瓷的弹性模量为  $420 \text{ GPa}$ ，泊松比为  $0.17$ ，热膨胀系数为  $4.5 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ；铸型的弹性模量为  $150 \text{ MPa}$ ，泊松比为  $0.3$ 。

### 2.5 多物理场耦合设置

本研究基于 ANSYS 软件进行铸造成形过程的数值模拟，耦合 Fluent 与 Mechanical 2 个模块，对整个过程的流场、温度场及应力场进行分析。

流场与温度场模拟均在 Fluent 模块中完成，首先完成充型过程的流场及温度场计算，而后使用充型结束时刻的温度场结果作为凝固过程的初始条件进行下一步的计算，这种方法相比于直接假设金属液瞬时充满型腔后计算凝固过程要更为符合实际。由于 Fluent

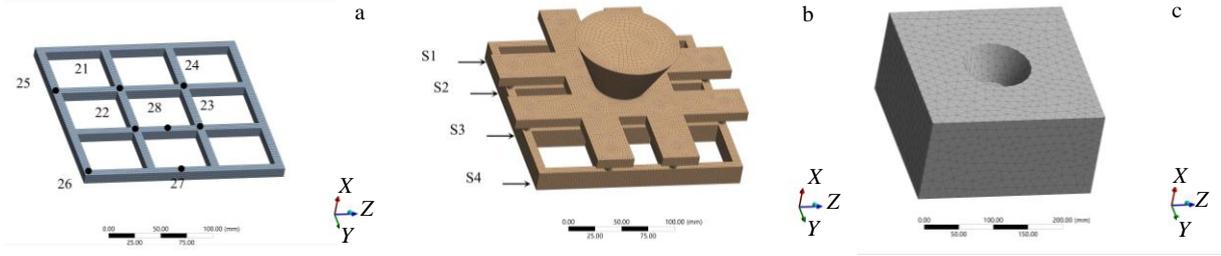


图 2 有限元网格模型

Fig.2 Finite element mesh model: (a) ceramic grid fins, (b) metal component, and (c) casting mould

无法进行应力计算,在得到凝固过程的温度场结果后,需要将温度场结果通过 Imported Load 传输至 ANSYS Mechanical 模块中,随后采用间接法对凝固过程的应力进行计算。

### 3 充型过程模拟结果

#### 3.1 金属液的流动行为

图 3 是充型过程不同时刻型腔内速度矢量图。充型初期,一部分金属液进入横浇道,而另一部分金属液通过直浇道下的内浇口直接进入型腔,在重力作用下,在初期的内浇口处出现较大的流速,对陶瓷和型腔有较大的冲击作用;随后充入型腔,出现多股液流相互碰撞汇聚的现象;当浇注时间达到 4.88 s 时,已经停止浇注,型腔内金属液的流速降低,逐渐稳定。图 4 是型腔内流线图,观察内浇口处的流动行为。从

图中可以看出,金属液在内浇口处形成“漩涡”状,可能的原因是,金属液在充型中触碰到型壁后,速度方向发生明显变化,与后面的液流发生碰撞汇聚,从而导致此处的流动不平稳。

#### 3.2 陶瓷端温度场变化

SiC 陶瓷在接触金属液后会发生剧烈的温度变化,进一步研究,在 SiC 陶瓷端表面选择多个监测点进行观察,见图 2a。监测点在充型过程中的温度变化曲线如图 5 所示,从图中可以看出,监测点 21~24 率先接触到金属液,在极短的时间内,温度上升至 1300 °C,随后增速放缓,稳定在 1400 °C;而位于边角的监测点 26、27,这里是金属液最后充满的地方,因此温度在 1 s 左右才开始升高,且没有一个陡然升高的趋势,温度从 900 °C 的预热温度逐渐升高至 1300 °C。

表 1 K4169 合金、SiC 陶瓷和铸型的热物性参数

Table 1 Thermophysical parameters of K4169 superalloy, SiC ceramic and mold

Material	Temperature/K	298	873	1273	1473	1573	1773
K4169 superalloy	Thermal conductivity/W (m K) <sup>-1</sup>	10	20	28	31	30	28
	Specific heat/J (kg K) <sup>-1</sup>	420	548	652	696	730	780
SiC ceramic	Thermal conductivity/W (m K) <sup>-1</sup>	100	60	43	35	32	30
	Specific heat/J (kg K) <sup>-1</sup>	503	840	972	1006	1027	1040
Mold	Thermal conductivity/W (m K) <sup>-1</sup>	0.78	0.6	0.54	0.58	0.75	0.95
	Specific heat/J (kg K) <sup>-1</sup>	750	900	1000	1050	1075	1125

表 2 K4169 合金的力学性能

Table 2 Mechanical properties of K4169 alloy

Temperature/K	298	673	873	1073	1273	1573	1773
Young's modulus/GPa	186	164	153	139	81	12	-
Yield strength/MPa	935	860	795	620	240	5	-
Tangent modulus/GPa	18.6	16.4	15.3	13.9	8.1	-	-
Poisson's ration	0.276	0.284	0.289	0.294	0.302	0.35	0.5
Coefficient of thermal expansion/ × 10 <sup>-6</sup> K <sup>-1</sup>	13.2	14.4	15.2	16	16.8	17.6	18.6

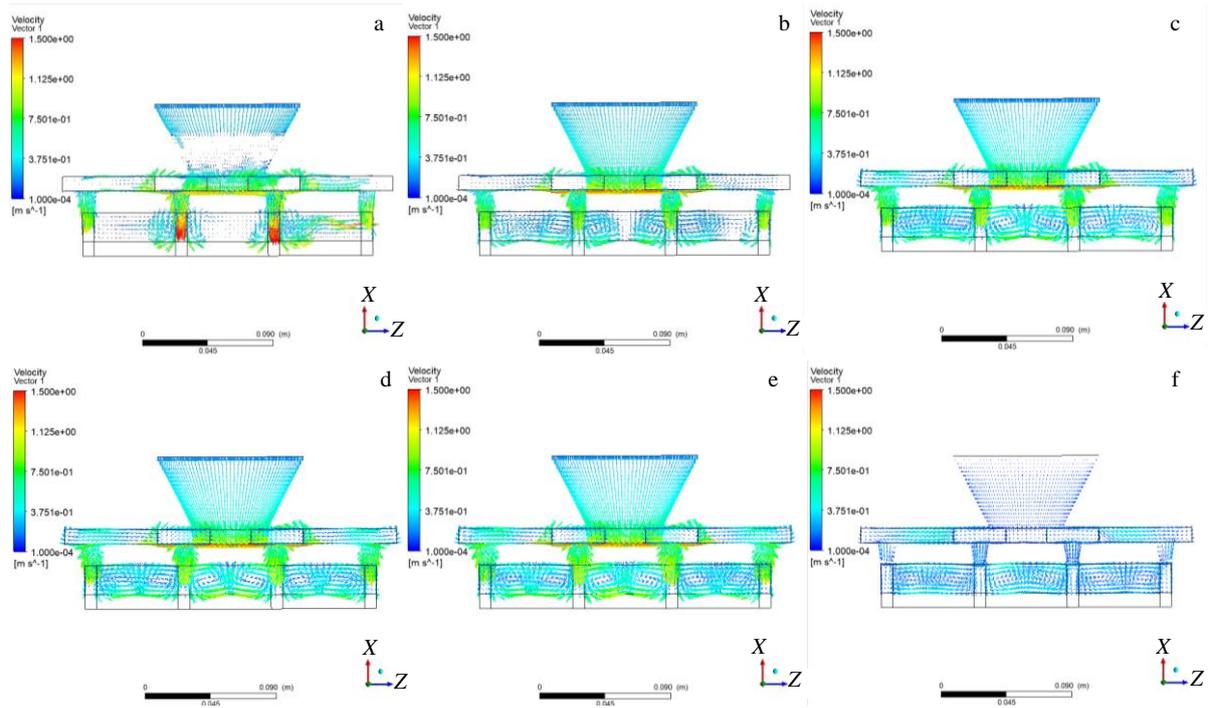


图 3 充型过程不同时刻型腔内的流速

Fig.3 Flow velocity in cavity at different moments of filling process: (a) 0.4 s, (b) 1 s, (c) 1.52 s, (d) 2 s, (e) 3 s, and (f) 4.88 s

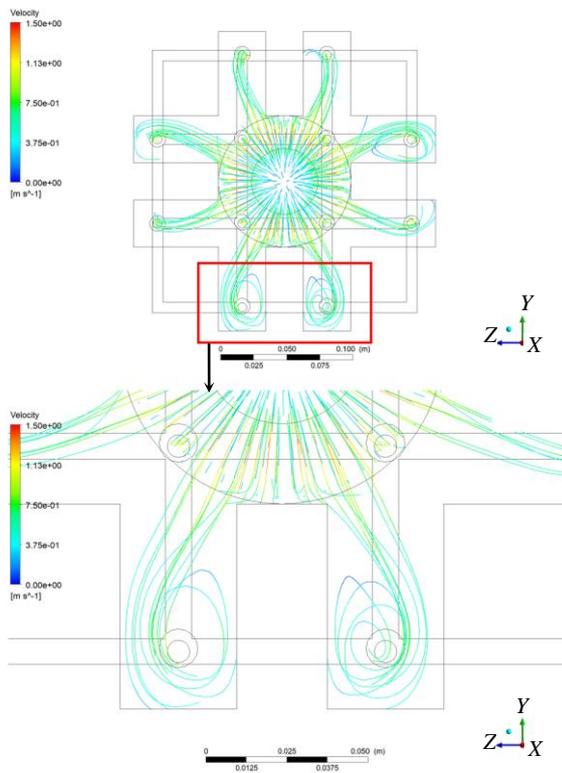


图 4 型腔内金属液流线分布

Fig.4 Streamline distribution of liquid metal in the cavity

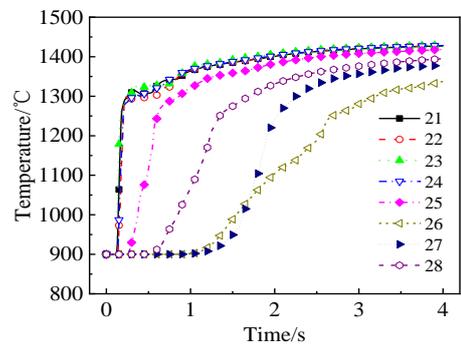


图 5 监测点温度的时间历程曲线

Fig.5 Time history curves of temperature at the monitoring points

### 3.3 充型结束时刻温度场

图 6 是充型结束时刻温度场分布图。图 6a 是陶瓷端和金属液直接接触的上表面的温度分布，可以看出，陶瓷中心与内浇口接触的部位温度较高，而陶瓷栅格件四端的温度较低，形成了一个约 200 °C 的温度差，陶瓷与金属液在充型过程的热作用较为强烈，陶瓷端在较短的时间内形成一个较大的温度梯度；选择 S1~S4 4 个位置的剖面如图 2b 所示，得到如图 6b 所示陶瓷-金属复合铸件在 4 个剖面上的温度场分布情况，可以明显发现陶瓷内部温度的不均匀性，靠近金属的一侧温度较高，

由于高温下陶瓷的导热系数降低,在陶瓷内部也形成了一个 20~30 °C/mm 的平均温度梯度。这种陶瓷表面的温度差及内部的较大温度梯度,通常会导致陶瓷端热膨胀不均匀,从而产生较大的热应力。

## 4 凝固过程模拟结果

### 4.1 铸造凝固过程

图 7 为金属液部分的最大温度随凝固时间的变化曲线。从图中可以看出,金属液在浇注进入型腔后,与陶瓷和铸型发生较为剧烈的热交换作用,金属部分温度开始急速下降,在极短的时间内下降至液相线以下,而在固液两相共存区,由于固液相变引起的结晶潜热对金属液的温度下降进行补偿,金属液的温度下降速度明显减缓,随后当金属液温度下降至固相线以下后,温度下降速度明显加快,在凝固到 15 859 s 时,铸件的最高温度下降至 150 °C 左右。

### 4.2 铸造热应力

为了研究铸件凝固过程中的应力场,选取多个不同凝固时刻的 SiC 陶瓷/K4169 合金复合铸件的应力场进行分析,如图 8 所示。图 8a 是充型结束时刻的应力场分布,热应力集中在陶瓷端,且分布不均匀,而金属部分尚处于液态,没有应力作用;图 8b 和 8c 分别是凝固 204 和 1004 s 时刻的应力分布,在凝固的初期,热应力都集中在陶瓷一侧;图 8d 为凝固 3004 s 时刻的应力分布,此时金属部分开始出现较大的应力分布;图 8e 和 8f 是凝固 5004 和 7004 s 时刻的应力场分布,到了凝固中期, SiC 陶瓷和 K4169 合金界面应力集中区域逐渐扩大,应力值上升;图 8g~8i 是凝固 9004、11 024 s 和最后时刻的应力场分布,界面应力集中更为明显,且较大应力位于陶瓷一侧,复合铸件在最终时刻具有较大的残余应力。

通过对凝固不同时刻的应力场进行分析,可以发现热应力分布与铸件的冷却情况有着明显关系,因此绘制了铸件凝固过程中的最大等效应力和温度的时间历程曲线,如图 9 所示。复合铸件的最大等效应力有一个较高的初始值,而后随着时间的变化先减少后增加。这个较高的初始值是充型结束后, SiC 陶瓷在接触金属液后与之发生强烈的热作用,表面温度急剧上升,而内部温度场尚未均匀,整个陶瓷栅格件热膨胀不均匀且受到铸型的阻碍,因此应力值较高;而后随着传热的进行, SiC 陶瓷与金属部分温度均匀化且开始降温, SiC 陶瓷热膨胀减少,并且此时的 K4169 合金处在固液混合区,抗变形能力低,很容易软化变形,因此这一时间段的最大等效应力开始降低;当凝固至某一时刻后, K4169 合金具有一定的强度,此时铸件

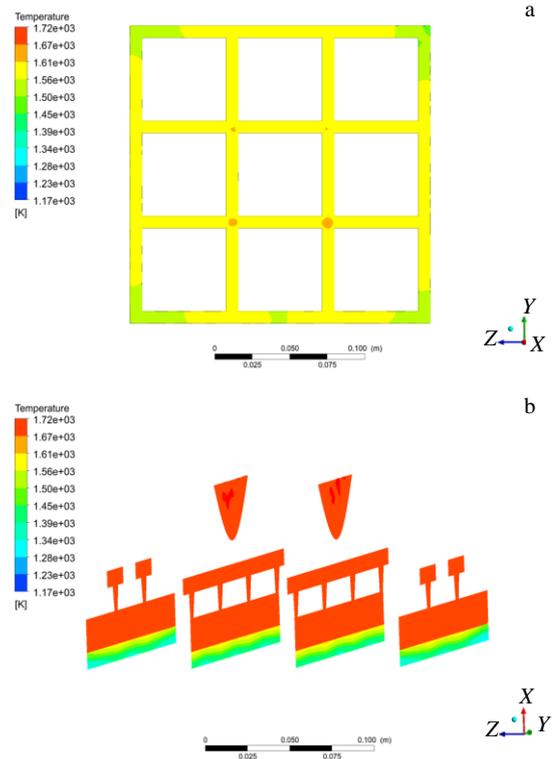


图 6 充型结束时刻温度场分布

Fig.6 Temperature field distribution at the end of filling process: (a) on the top surface of ceramic and (b) four sections S1~S4

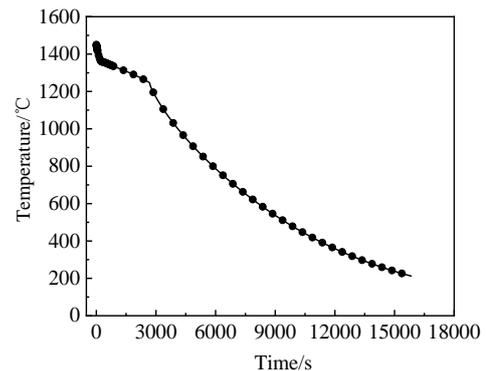


图 7 金属液凝固冷却曲线

Fig.7 Solidification cooling curve of molten metal

的等效应力主要来源于 SiC 陶瓷和 K4169 合金在杨氏模量、热膨胀系数上的巨大差异,金属部分的凝固收缩远大于陶瓷部分,在金属-陶瓷界面呈现应力集中,并且随着凝固的进行,复合铸件的最大等效应力不断增加。

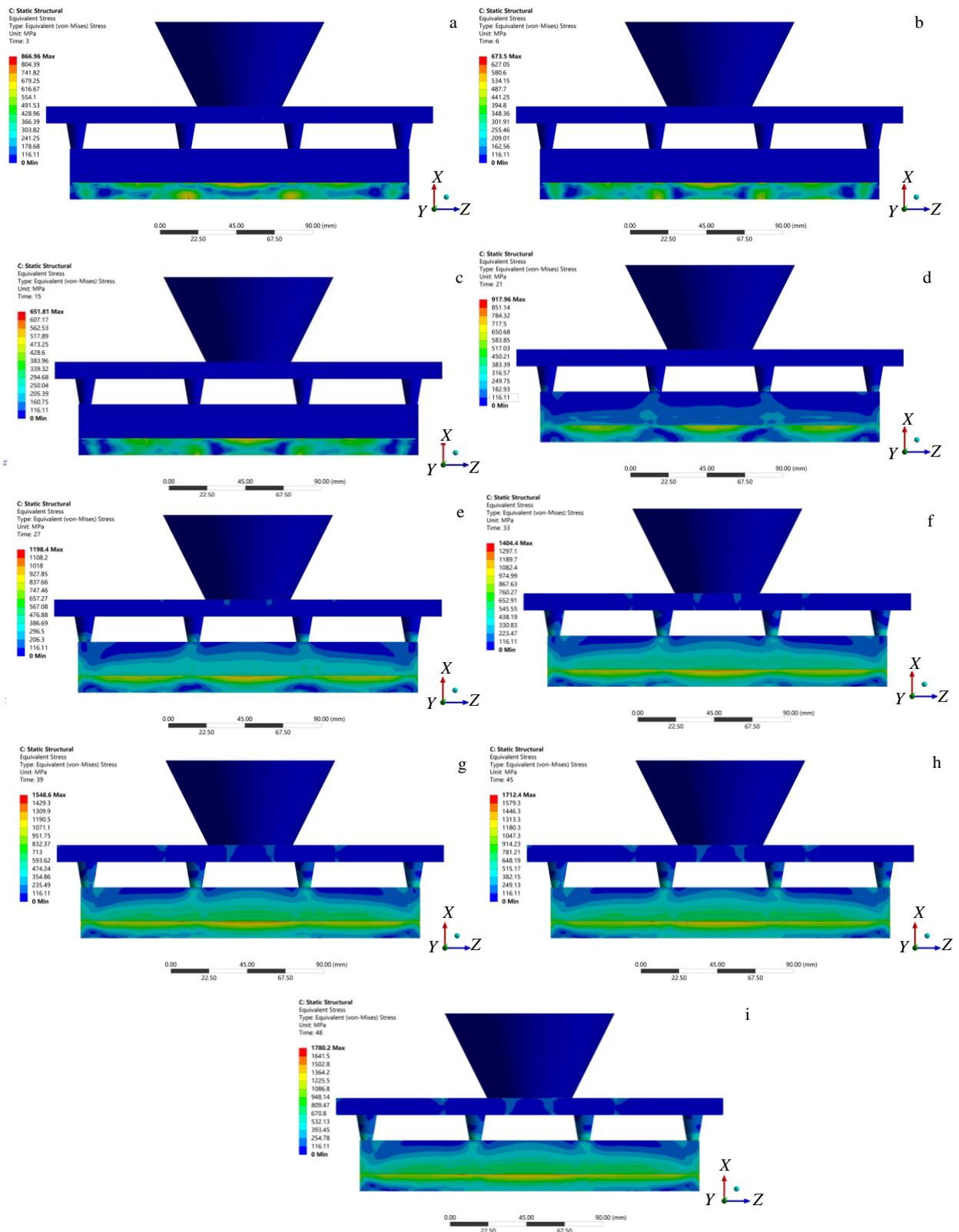


图 8 复合铸件凝固不同时刻的应力场分布

Fig.8 Stress field distribution of composite castings at different moments of solidification: (a) 4 s, (b) 204 s, (c) 1004 s, (d) 3004 s, (e) 5004 s, (f) 7004 s, (g) 9004 s, (h) 11 024 s, and (i) 12 564 s

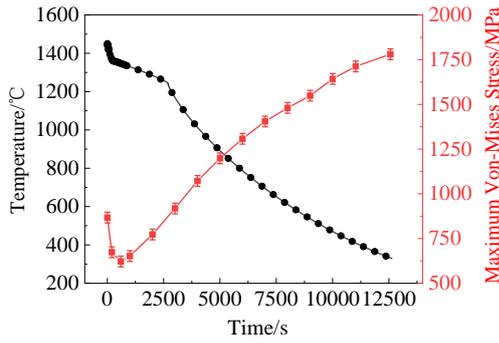


图 9 凝固过程中铸件的最大等效应力和温度的时间历程曲线  
Fig.9 Time history curves of the maximum equivalent stress and temperature of the casting during solidification

### 4.3 残余应力

图 10 是凝固最后时刻 SiC 陶瓷/K4169 合金复合铸件的残余应力分布。整体来看,残余应力集中在 SiC 陶瓷与 K4169 合金界面处,且陶瓷一侧的残余应力集中更为明显,这主要是由于 SiC 陶瓷的弹性模量高而热膨胀系数低, K4169 合金的弹性模量低而热膨胀系数高,两者的差异导致界面的残余应力集中,同时金属的弹性模量低,可通过塑性变形对应力进行释放,而陶瓷的弹性模量高,很难通过变形释放应力,产生较大的残余应力。

选取陶瓷端的残余应力分布以及应力集中区域,进一步分析,分别选取 AB 和 CD 2 条路径,如图 10 所示。观察 AB 路径上的变形分布以及 CD 路径上的应力分布,见图 11。从图 11a 中可以看出,由于金属部分的凝固收缩,路径 AB 在 yz 面发生平面弯曲变形,图 11b 说明陶

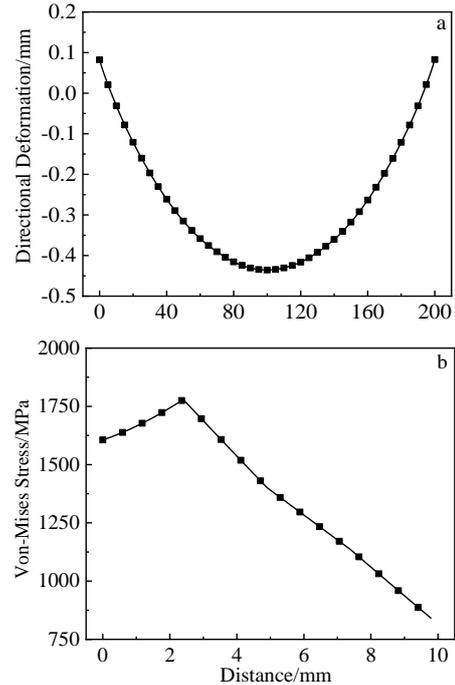


图 11 路径 AB 和 CD 上的变形和应力分布  
Fig.11 Deformation and stress distribution on paths AB and CD:  
(a) deformation of path AB in the X direction;  
(b) Von-Mises stress distribution on path CD

瓷端应力分布在垂直方向上具有明显的趋势,陶瓷与界面的最大应力不在接触的表面,而在表面往下 2~3 mm 处,整体呈现出先升高后降低的趋势,因此该应力集中区域往往会导致热裂纹的产生,从而导致了陶瓷的失效。

## 5 结 论

- 1) 金属液在内浇口处出现不稳定流动,形成“漩涡”状,同时在型腔内部出现多股液流的碰撞交汇。
- 2) SiC 陶瓷表面在接触金属液后,温度陡升至浇注温度附近,而内部升温较慢,在陶瓷内部形成了一个 20~30 °C/mm 的温度梯度。
- 3) 凝固过程铸造热应力呈现出一种先降低后升高的趋势。凝固初期,温度陡升以及内部温度梯度的存在,导致陶瓷端热膨胀不均匀且受到铸型的阻碍,产生较大的热应力;而后随着温度的均匀化和铸件的凝固冷却,热应力开始降低;当金属凝固达到一定强度,由金属凝固收缩所引起的热应力占主导,热应力逐渐升高;最后铸件内仍具有较大的残余应力。
- 4) 残余应力集中在 SiC 陶瓷和 K4169 合金界面,且较大应力在陶瓷一侧,陶瓷端应力集中区域的应力峰值出现在靠近界面 2~3 mm 处。

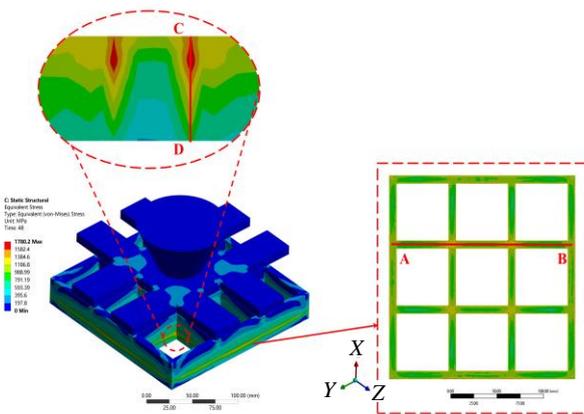


图 10 SiC 陶瓷/K4169 合金复合铸件的残余应力场分布  
Fig.10 Residual stress field distribution of SiC ceramic/K4169 alloy composite casting

## 参考文献 References

- [1] Padture N P. *Nature Materials*[J], 2016, 15(8): 804
- [2] Arai Y, Inoue R, Goto K *et al. Ceramics International*[J], 2019, 45(12): 14 481
- [3] Monteverde F, Bellosi A, Scatteia L. *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 485(1-2): 415
- [4] Yang Hu(刘 虎), Yang Jinhua(杨金华), Zhou Yiran(周怡然) *et al. Journal of Materials Engineering(材料工程)*[J], 2018, 46(11): 1
- [5] Li M, Zhou X B, Yang H *et al. Scripta Materialia*[J], 2018, 143: 149
- [6] Cheng Liang(程 亮), Zhang Pengcheng(张鹏程). *Materials Reports(材料导报)*[J], 2018, 32(13): 2161
- [7] Wang Huiyang(王会阳), An Yunqi(安云岐), Li Chengyu(李承宇) *et al. Materials Reports(材料导报)*[J], 2011, 25(S2): 482
- [8] Li X L, Chen B, Xing W W *et al. High Performance Structural Materials*[C]. Singapore: Springer, 2018: 587
- [9] Tang Zhongjie(唐中杰), Guo Tieming(郭铁明), Kou Shengzhong(寇生中) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2015, 25(9): 2403
- [10] Wang Yifeng(王义峰), Cao Jian(曹 健), Feng Jicai(冯吉才). *Aeronautical Manufacturing Technology(航空制造技术)*[J], 2012(21): 54
- [11] Hattali M, Valette S, Ropital F *et al. Journal of the European Ceramic Society*[J], 2009, 29(4): 813
- [12] Li W W, Chen B, Xiong H P *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2019, 35(9): 2099
- [13] Song Y Y, Liu D, Hu S P *et al. Ceramics International*[J], 2019, 45(7): 8962
- [14] Zhang Lixia(张丽霞), Lei Min(雷 敏), Yang Zhiye(杨智烨) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2017, 46(11): 3410
- [15] Kishimoto H, Shibayama T, Shimoda K *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2011, 417(1-3): 387
- [16] Aroshas R, Rosenthal I, Stern A *et al. Materials and Manufacturing Processes*[J], 2015, 30(1): 122
- [17] Halbig M C, Asthana R, Singh M. *Ceramics International*[J], 2015, 41(2): 2140
- [18] Yu Xiaohua(于晓华), Dong Xiang(董 祥), Li Ruyan(李如燕) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2017, 46(10): 3156
- [19] Zhang X, Shi X H, Wang J *et al. Acta Metallurgica Sinica, English Letters*[J], 2014, 27(4): 663
- [20] Wang W L, Fan D Y, Huang J H *et al. Materials Letters*[J], 2015, 143: 237
- [21] Li S J, Zhou Y, Duan H P *et al. Journal of Materials Science*[J], 2003, 38(19): 4065
- [22] Li Jia, Sheng Guangmin. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2017, 46(4): 882

## Numerical Simulation on Casting Process of SiC Ceramic/K4169 Alloy Composite Casting

Gong Hao, Zou Chunming, Wei Zunjie, Wang Hongwei, Yang Yongze

(National Key Laboratory for Precision Hot Processing of Metals, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

**Abstract:** Foundry integral forming technology is helpful to fabricate large size and complex structure ceramic/metal composite components, which has important theoretical significance and application value. In this study, based on the finite element method, the flow field of SiC ceramic/K4169 alloy composite castings during filling process, the thermal interaction between ceramic and metal, the generation and distribution characteristics of thermal stress and residual stress in the solidification process were investigated. The results show that unstable flow occurs at the inner gate during the filling process. The surface temperature of the ceramic rises sharply after contacting the metal liquid, and a temperature gradient of 20~30 °C/mm is generated inside the ceramic. The casting thermal stress decreases first and then increases. And the residual stress is concentrated on the interface between the ceramic and the metal, and the greater stress is on the ceramic side. Furthermore, the peak value of the residual stress is 2~3 mm away from the interface.

**Key words:** SiC ceramics; K4169 alloy; numerical simulation; thermal stress; residual stress

Corresponding author: Zou Chunming, Ph. D., Associate Professor, National Key Laboratory for Precision Hot Processing of Metals, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, P. R. China, E-mail: zoucm@hit.edu.cn