

# 铸钢件凝固过程宏观相组织的数值计算研究

方 毅<sup>1</sup>, 车家宝<sup>2</sup>, 廖敦明<sup>2</sup>, 陈 涛<sup>2</sup>, 曹 流<sup>2</sup>, 孙 飞<sup>2</sup>

(1.浙江杭机铸造有限公司, 浙江 诸暨 311800; 2.华中科技大学材料成形与模具技术国家重点实验室, 湖北 武汉 430074)

**摘要:** 铸钢件的相组织对其综合性能和使用寿命都有很大的影响, 为了精确控制铸钢件在凝固过程中相组织的分布及含量, 针对其凝固过程相成分的预测就显得十分必要。以铸钢凝固性能数据库和铸件温度场数据为基础, 提出一种对凝固过程宏观相组织进行快速预测的计算模型, 即根据微积分原理将很多个较小温度区间所对应的相含量增量进行累加, 近似得到凝固终止时刻以及凝固过程中各时刻的相含量值。计算了三通阀体铸钢件在凝固过程中的宏观相组织, 得出奥氏体、铁素体、马氏体等不同相的含量及分布情况, 计算结果和理论分析基本吻合, 从而证明了本文宏观相组织预测模型的可靠性。

**关键词:** 相组织; 凝固过程; 宏观; 铸钢件; 数值模拟

## Study on the numerical simulation of macroscopical phase structure during steel casting's solidification process

FANG Yi<sup>1</sup>, CHE Jiabao<sup>2</sup>, LIAO Dunming<sup>2</sup>, CHEN Tao<sup>2</sup>, CAO Liu<sup>2</sup>, SUN Fei<sup>2</sup>

(1. Zhejiang Hangji Casting Co., Ltd., Zhuji 311800, China; 2. State Key Laboratory of Materials Processing and Die & Mould Technology, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, China)

**Abstract:** The phase structure of steel casting has a great impact on its overall performance and service life. In order to precisely control the distribution and content of phase structure in the solidification process, it is very necessary to predict the phase composition of the solidification process. Based on the database of solidification properties of cast steel and the temperature field data of the casting, a computational model for rapid prediction of the macroscopical phase structure in solidification process is

**作者简介:** 方 毅 (1965-), 男, 浙江杭机铸造有限公司董事、总经理, 主要研究方向: 铸造工艺设计。电话: 13805725222, 电子邮箱: fyfy315@163.com

**通讯作者:** 廖敦明 (1973-), 男, 湖南人, 博士, 教授, 研究方向为材料成形数字化。电话: 027-87558134, 电子邮箱: liaodunming@hust.edu.cn

proposed. Based on the principle of calculus, the phase content increments corresponding to many smaller temperature intervals are summed to obtain the phase content values at different times during the solidification process. The phase structure of three-way valve cast steel during solidification was calculated, and the content and distribution of different phases such as austenite, ferrite and martensite were obtained. The calculated results agree well with the theoretical analysis, which proves the reliability of the macroscopical phase prediction model.

**Key words:** phase structure; solidification process; macroscopical; steel casting; numerical simulation

凝固阶段是实际铸造过程中至关重要的一个环节,直接决定了最终铸件产品的质量好坏。铸件的各类力学性能如硬度、强度和韧性等,都与凝固组织有密不可分的关系<sup>[1-2]</sup>,铸造数值模拟技术可以有效地预测铸件凝固组织的分布及变化情况,从而为铸件力学性能的提升提供基本的理论依据<sup>[3-4]</sup>。在铸造数值模拟领域中,不少学者针对微观组织模拟进行了一些研究,如清华大学的石玉峰等<sup>[5]</sup>通过建立元胞自动机模型对铝硅合金铸件的枝晶形核和生长过程进行了模拟,哈尔滨工业大学的袁海<sup>[6]</sup>使用相场法对 Ni-Cu 二元合金凝固过程中的枝晶生长进行了数值模拟,Chang 等<sup>[7]</sup>采用元胞自动机法模拟了铝合金凝固时微观组织的变化过程。铸件微观组织模拟中的计算模型一般比较复杂,并且计算量大、计算效率低<sup>[8-9]</sup>,在实际生产中难以得到广泛的应用。因此,针对铸件宏观相组织的数值模拟具有重要的意义,可在铸件的实际生产中起到一定的指导性作用。

本文建立了冷却速率—温度—相成分的三维铸钢凝固性能数据库,并将铸造 CAE 软件数值模拟得到的铸钢件温度场数据与数据库中的凝固性能数据相结合,通过编程实现宏观相组织计算模型,可以预测铸钢件凝固过程中任意网格在不同时刻的相组织分布。运用该预测模型对三通阀体铸钢件的凝固过程进行模拟分析,预测了铸件在各个时刻的相组织含量及分布情况。

## 1 凝固过程宏观相组织预测模型

本文首先使用铸造模拟软件对铸钢件的凝固工艺过程进行数值模拟从而获得了不同时刻的温度场数据,因而计算出铸钢件网格模型中全部网格的冷却速率。根据冷却速率值及温度查询铸钢凝固性能数据库可计算出相含量的增量,将增量不断累加得到不同时刻每个网格的相成分值,最终可预测铸钢件在凝固过程中不同部位的宏观相组织分布情况。研究的基本思路如图 1 所示。

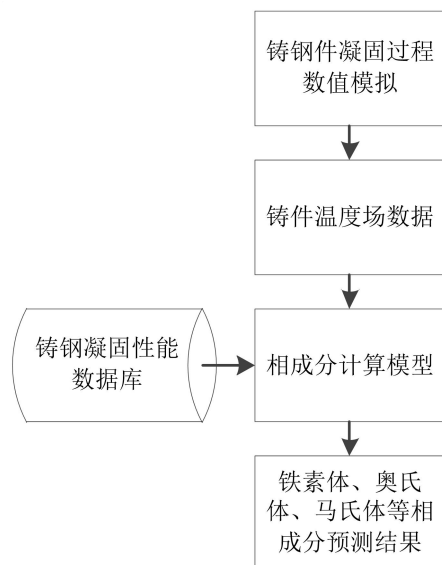


图 1 铸钢件宏观相组织预测的基本思路

Fig.1 The basic idea of macroscopical phase structure prediction of steel casting

### 1.1 建立铸钢凝固性能数据库

铸钢的凝固性能数据库由材料性能模拟软件 Jmatpro<sup>[10-11]</sup>计算生成的数据文件组成，数据库的生成步骤如图 2 所示。数据库中每个数据文件都以计算时设定的冷却速率值命名，文件中包含了固相分数（奥氏体、铁素体、马氏体、贝氏体和珠光体体积分数）、液相分数和密度等凝固性能参数。

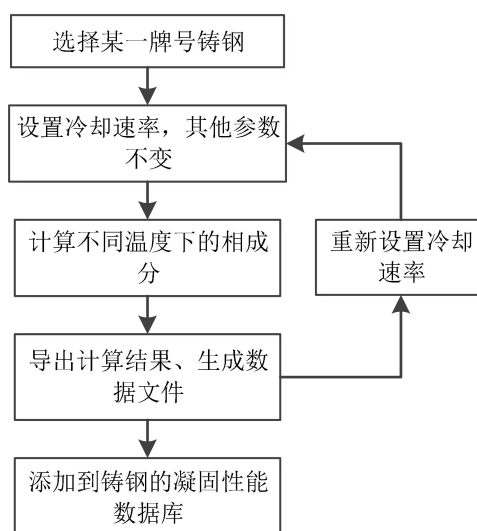


图 2 铸钢凝固性能数据库的生成步骤

Fig.2 The generate steps of casting steel solidification performance database

根据前期对不同铸钢件温度场数据的分析，确定凝固阶段冷却速率的取值范围为 0.05~40.0℃

/s，该范围包括了铸钢件在凝固时大部分区域的冷却速率。对这一段范围内的冷却速率进行离散化取值，考虑到最终计算结果的准确性以及每种牌号铸钢数据库的大小，在 0.05~10.0℃/s 范围内，每间隔 0.1℃/s 确定一个冷却速率值然后在 Jmatpro 上计算，而在 10.0~40.0℃/s 范围内，每间隔 1.0℃/s 确定一个冷却速率值再进行计算。通过 Jmatpro 软件的计算已获得 ZG200-400、ZG230-450 和 ZG20Cr13 等多种牌号铸钢的凝固性能数据库。

## 1.2 相成分计算模型

铸钢件宏观相组织计算模型的基本思想是微积分原理。微分表示一个微小的量，因而可以将线性函数的数值计算结果作为原函数的数值近似值，这就是根据微分原理进行近似计算的基本思想。本研究根据微积分原理中“以直代曲”的方法处理温度随时间变化的数据<sup>[12]</sup>，铸钢件在任意一时刻  $t_1$  的冷却速率可表示为：

$$v = \lim_{\Delta t \rightarrow 0} \frac{\Delta T}{\Delta t} = \lim_{\Delta t \rightarrow 0} \frac{T_2 - T_1}{t_2 - t_1} \quad (1)$$

式中： $v$ 为凝固时刻 $t_1$ 时的冷却速率， $T_1$ 为 $t_1$ 时刻的温度值， $\Delta t$ 为点 $(t_1, T_1)$ 在时间上的增量， $\Delta T$ 为点 $(t_1, T_1)$ 对应 $\Delta t$ 在温度上的增量， $t_2 = t_1 + \Delta t$ ， $T_2 = T_1 + \Delta T$ 。

铸钢件凝固过程中温度与冷却速率都是连续变化的物理量，使用“以直代曲”的方法以线段上的点近似代替连续变化的温度曲线上的点，温度曲线上每个点的冷却速率也用对应线段的斜率来代替。通过这种方法可以根据有限组温度-时间数据近似得到冷却凝固时的温度变化情况，获得所有时刻的温度值以及相应的冷却速率值。

本文中相成分的数值计算同样是以微积分原理为主要依据，铸钢件凝固过程中相含量的变化过程是连续的，最终铸钢件的相含量值是初始温度到凝固终止温度范围内无数个很小的温度区间内相含量增量累加的结果。本研究中将很多较小的温度区间所对应的相含量增量进行累加，近似得到凝固终止时刻以及凝固过程中各时刻的相含量。每一个温度区间内的相含量增量可表示为：

$$\Delta P_{[T_1, T_2]} = P_{\bar{v}, T_2} - P_{\bar{v}, T_1} \quad (2)$$

式中： $\Delta P_{[T_1, T_2]}$ 为温度区间 $[T_1, T_2]$ 内的相含量的增量， $\bar{v}$ 为此温度区间内的平均冷却速率， $P_{\bar{v}, T_2}$ 表示冷却速率为 $\bar{v}$ 、温度为 $T_2$ 时的相含量， $P_{\bar{v}, T_1}$ 表示冷却速率为 $\bar{v}$ 、温度为 $T_1$ 时的相含量。

凝固过程中任意时刻 $t_n$ 时的相含量值可表示为:

$$P_n = P_0 + \sum_{k=1}^n \Delta P_{[T_{k-1}, T_k]} (n \geq 1) \quad (3)$$

式中:  $P_n$ 为 $t_n$ 时刻的相含量,  $P_0$ 为初始时刻 $t_0$ 的相含量初始值,  $T_k$ 为 $t_k$ 时刻的温度值。

在相成分计算模型中, 首先需要读取两个相邻时刻的铸件网格模型温度场数据, 由此可求出这段时间范围内的平均冷却速率, 并且近似地将平均冷却速率作为这段时间内所有时刻的冷却速率。根据两个相邻时刻的网格温度值以及对应的冷却速率在铸钢凝固性能数据库中进行查找, 利用线性插值法计算得到这两个时刻的相成分值, 从而可以计算出这段时间范围内相含量的增量。最终相成分的计算结果是由所有增量的累加结果与初始时刻相含量的初始值相加得到的。在不同时刻条件下铸钢件网格模型的冷却速率计算公式可表示为:

$$v_n = \frac{T_{t_1, n} - T_{t_2, n}}{t_2 - t_1} \quad (4)$$

式中:  $t_1$ 表示数值模拟温度场的某一时刻,  $t_2$ 表示与 $t_1$ 相邻的下一时刻,  $v_n$ 表示任一网格 $n$ 在 $t_1$ 时刻至 $t_2$ 时刻这段时间内的平均冷却速率,  $T_{t_1, n}$ 表示 $t_1$ 时刻网格 $n$ 的温度值,  $T_{t_2, n}$ 表示 $t_2$ 时刻网格 $n$ 的温度值。

## 2 结果与讨论

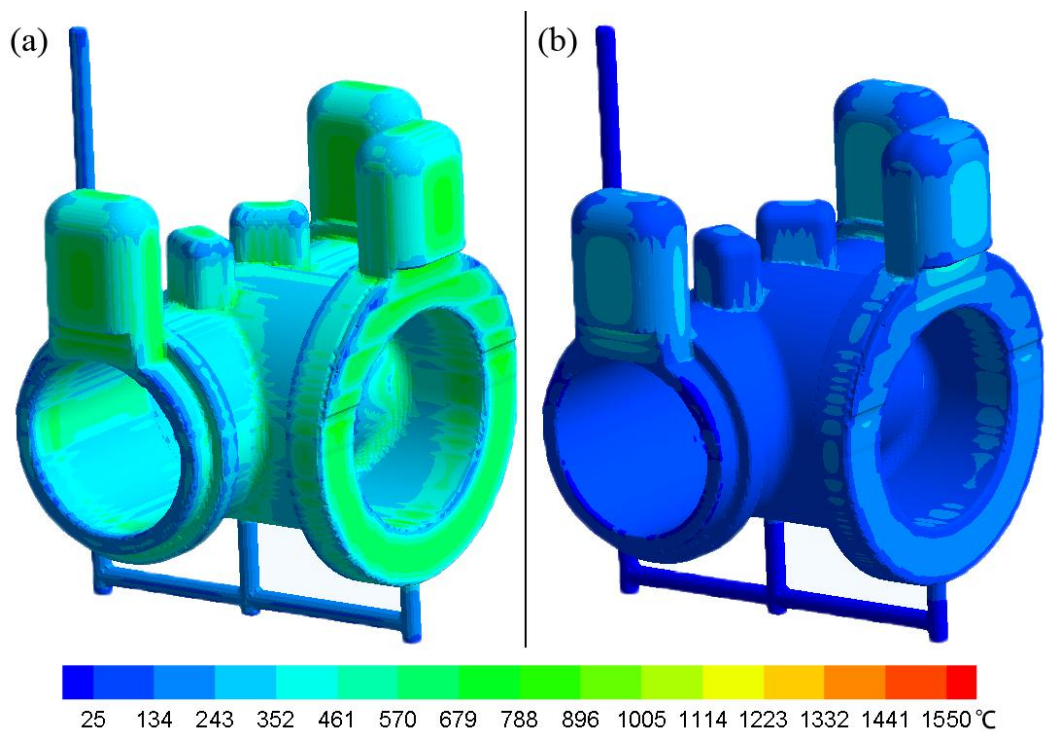
### 2.1 三通阀体铸钢件的凝固过程数值模拟

使用铸造 CAE 软件对三通阀体铸钢件的凝固过程进行数值模拟, 如图 3 所示为三通阀体的三维模型图, 铸件所用材质为 ZG20Cr13 牌号铸钢。ZG20Cr13 铸钢属于马氏体不锈钢的一种, 可用于制造承受高应力的零件, 例如轴与轴套、热油泵和阀体等<sup>[13]</sup>。在铸造 CAE 软件上设置金属液初始温度为 1550℃, 铸型及环境空气初温为 20℃, 铸型材质选用树脂砂, 并在铸件的一些部位设计了冷铁和冒口。数值模拟得到的铸件温度场如图 4 所示, 通过观察凝固过程中不同时刻的温度场分布图可以了解到铸件不同部位的冷却情况。铸钢件上共设有 5 个冒口, 可以看出各个冒口的冷却速度是最慢的, 在凝固终止时刻 626.62 s 时冒口温度仍然比较高。



图 3 三通阀体三维模型

Fig.3 The three-dimensional model of three-way valve body



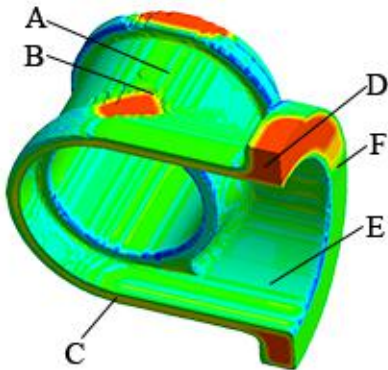
(a) 187.29 s 时温度场; (b) 626.62 s 时温度场

图 4 铸钢件凝固过程温度场分布

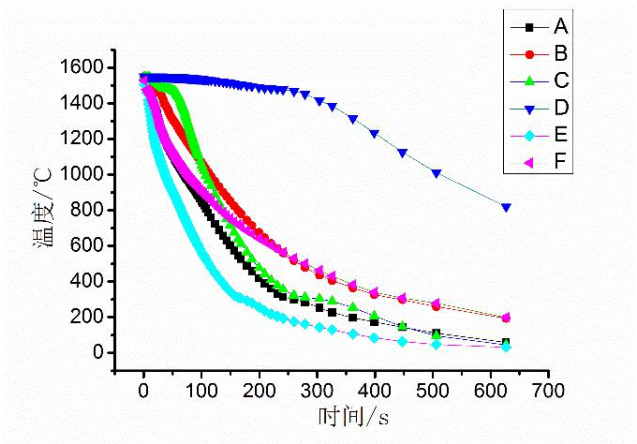
Fig.4 The temperature field during solidification

为了方便对铸件进行更加详细的分析，在铸钢件上选择了 6 个特征点 A-F，各个点的分布位置如图 5a 所示，图 5b 中的六条曲线分别为 6 个不同特征点在凝固过程中的温度变化曲线。通过比较各个特征点的温度变化曲线可以发现，D 点位置的冷却速率最低，E 点的冷却速率最高。主要原因是 D 点处于铸钢件厚壁部位，并且其上方还存在着冒口，因此温度高、散热很慢；而 E 点位于内

表面，而且附近没有冒口，所以散热快。A 点处于两个冒口之间，所以冷却速率低于 E 点。C 点位于铸钢件内部，但是其所处位置壁厚较薄，因此冷却速率并不低。由于 B、F 两点都位于冒口附近的区域，所以温度变化趋势大致相同。凝固过程中铸钢件各个部位的冷却速率有所差异，从而导致不同的部位发生不同的相变过程，最终形成不同的宏观相组织。



(a) 特征点分布位置



(b) 凝固过程温度变化曲线

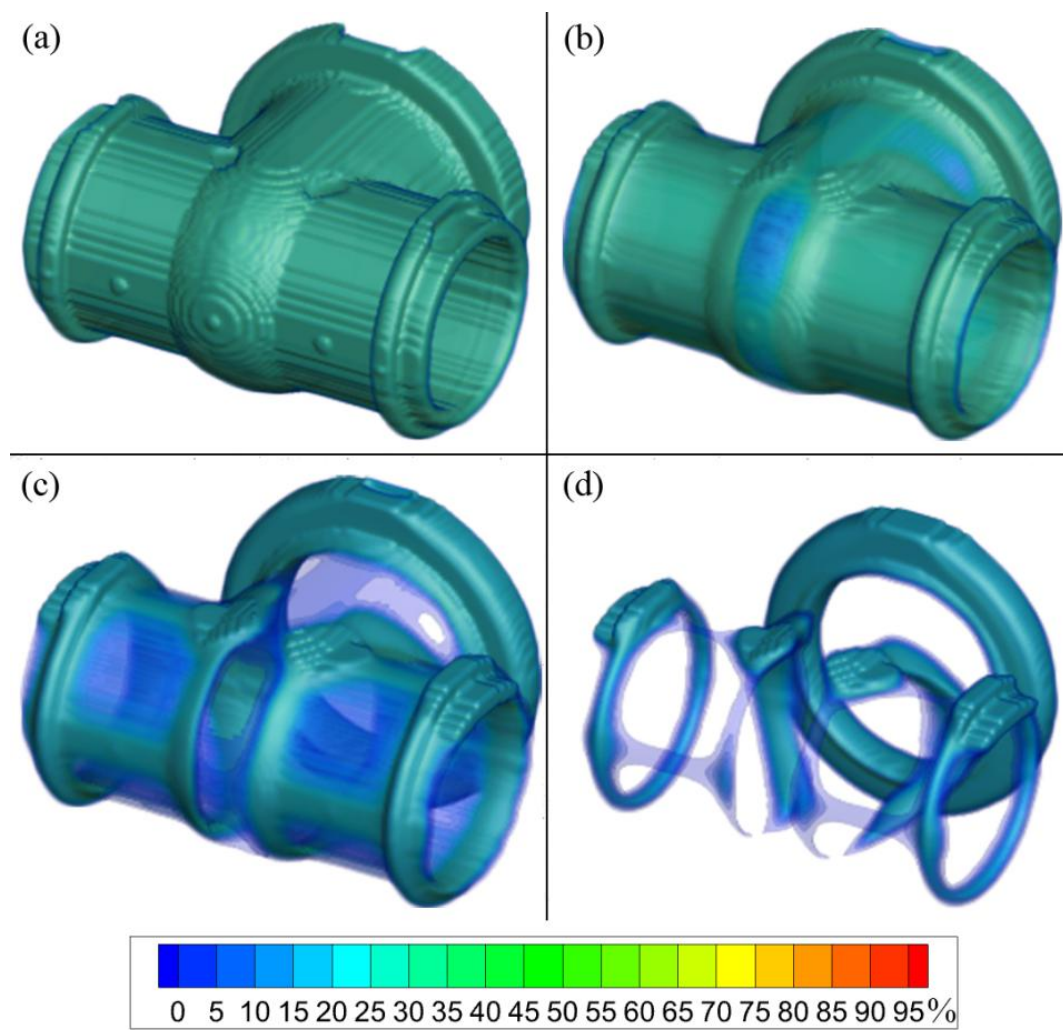
图 5 特征点及其温度变化曲线

Fig.5 The feature points and their temperature curves

2.2 模拟结果与理论分析

通过宏观相组织预测模型计算三通阀体铸钢件在凝固过程中不同时刻的相成分，获得了不同时刻的凝固组织分布情况，如图 6 所示为奥氏体在凝固过程中不同时刻的分布图。以整个铸件固相率达到 100%的时刻作为凝固终止时刻，此时的宏观相组织分布如图 7 所示。



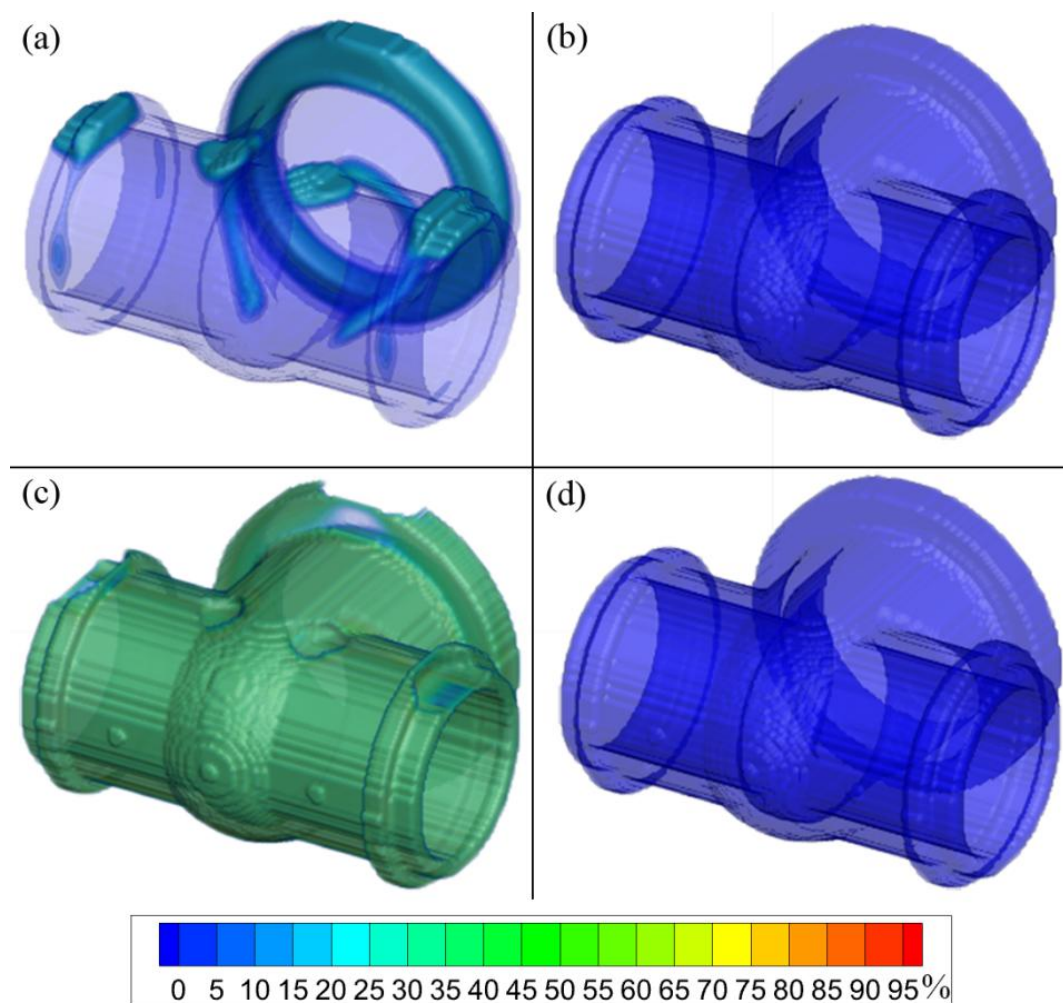


(a) 178 s; (b) 279 s; (c) 362 s; (d) 506 s

图 6 不同时刻的奥氏体分布图

Fig.6 The austenite distribution at different times





(a) 奥氏体; (b) 铁素体; (c) 马氏体; (d) 珠光体

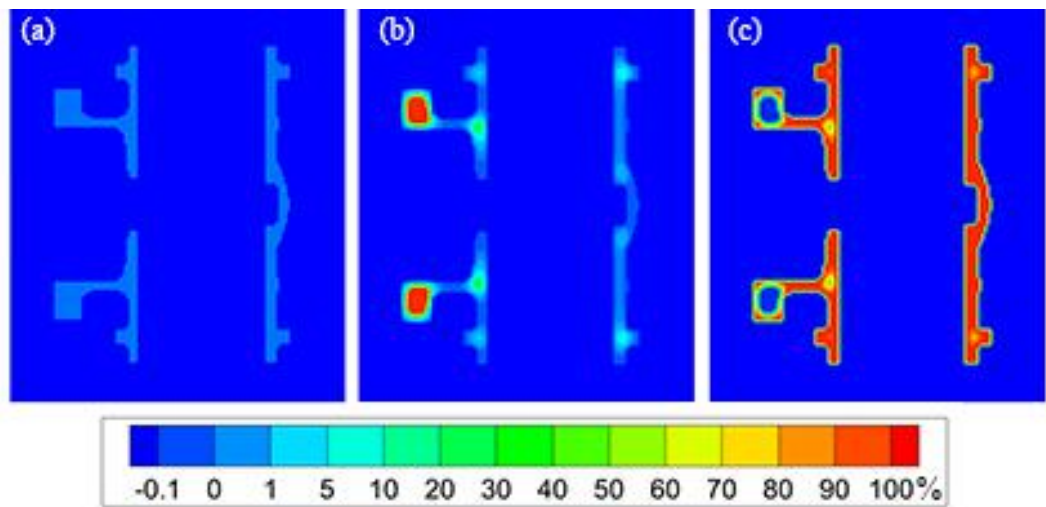
图 7 凝固终止时刻相组织分布图

Fig.7 The phase distribution at the end of solidification

通过比较图 7 中的四幅图可发现凝固终止后，阀体表面及薄壁部位大部分为马氏体组织，厚壁部位和冒口连接处等一些部位由于冷却缓慢，主要为奥氏体组织。由图 7b、7d 可知，整个铸钢件表面铁素体与珠光体的含量为零，说明凝固终止时铸件表面并未获得任何铁素体或珠光体组织。事实上铸件表面的贝氏体含量也为零，只是并未在图中显示。

为了更加清晰地观察铸钢件内部的宏观相组织分布情况，对铸钢件模型进行切片处理，可显示不同截面的相组织。如图 8 所示，为凝固终止时刻某一截面的切片图。由图 8a 可知，凝固终止时刻三通阀体铸钢件内部未获得任何铁素体、贝氏体、珠光体组织。图 8b、8c 显示了奥氏体和马氏体的分布情况，铸件内部大部分区域只含有少量的奥氏体组织，但在壁厚较大的部位奥氏体含量相对较高。而马氏体的分布情况与奥氏体相反，铸件大部分为马氏体组织，热节部位的马氏体含量较

低，甚至为零。主要原因是热节冷却缓慢，凝固终止时刻温度仍然很高，所以奥氏体还未进行转变，导致奥氏体含量很高而马氏体含量较低。



(a) 铁素体、贝氏体、珠光体; (b) 奥氏体; (c) 马氏体

图 8 凝固终止时刻相组织切片图

Fig.8 The slice chart of phase structure at the end of solidification

通过上述对铸件表面及内部相组织分布情况的分析可了解到，三通阀体铸钢件的最终宏观相组织为大量的马氏体与少量的残留奥氏体。表 1 为凝固终止时刻铸钢件上 6 个特征点的温度及相含量预测结果。A、E 点以及薄壁部位的 C 点由于冷却相对较快，凝固终止时刻马氏体含量超过 99%，其余为少量的残留奥氏体组织。B、F 两点距离冒口都很近，因此凝固终止时温度较高，奥氏体未完全转变，其含量在 10%左右。D 点位于热节区域，凝固终止时温度仍高达 820℃，奥氏体在临界转变温度以上，因此奥氏体含量为 100%。以上分析表明各特征点温度及相含量的预测结果与铸钢件表面及内部相组织的预测结果是一致的。宏观相组织计算模型的计算结果基本符合过冷奥氏体连续冷却转变曲线中的转变规律，从而证明了计算模型的可靠性。

表 1 凝固终止时刻铸钢件特征点温度及相含量预测结果

Tab.1 The prediction results of the feature points' temperature and phase content at the end of solidification

特征点	温度（℃）	奥氏体含	马氏体含	铁素体含	贝氏体含	珠光体含
		量（%）	量（%）	量（%）	量（%）	量（%）
A	59.1	0.699	99.301	0	0	0
B	193.5	10.326	89.674	0	0	0

C	45.5	0.524	99.476	0	0	0
D	820.0	100	0	0	0	0
E	32.3	0.478	99.522	0	0	0
F	198.8	11.417	88.583	0	0	0

### 3 结语

(1)运用材料性能模拟软件 Jmatpro 计算生成铸钢相成分数据文件，从而建立冷却速率—温度—相成分的凝固性能数据库。

(2)提出一种对凝固过程宏观相组织进行预测的计算模型，即根据微积分原理将很多个较小温度区间所对应的相含量增量进行累加，近似得到凝固终止时刻以及凝固过程中不同时刻的相含量值。

(3)计算了三通阀体铸钢件在凝固过程中的宏观相组织，得出奥氏体、铁素体、马氏体等不同相的含量及分布情况，计算结果和理论分析基本吻合，从而证明了预测模型的可靠性。

### 参考文献:

- [1] 李智伟, 刘新超, 边毅, 等. 低压铸造凝固条件对 A357 合金组织及力学性能影响[J]. 铸造, 2014, 63(6): 551-555.
- [2] Kleiner S, Beffort O, Wahlen A, et al. Microstructure and mechanical properties of squeeze cast and semi-solid cast Mg–Al alloys[J]. Journal of Light Metals, 2002, 2(4): 277-280.
- [3] 钱怡君, 程兆虎, 于浩. 数值模拟在铸造中的应用进展[J]. 精密成形工程, 2012(4): 39-43.
- [4] 王忠, 王孟, 冯显磊, 等. 铸造凝固过程数值模拟发展现状研究[J]. 金属加工(热加工)热加工, 2014(11): 96-98.
- [5] 石玉峰, 许庆彦, 李忠林, 等. 基于 CA 方法的铝合金铸件微观组织的数值模拟[J]. 铸造, 2011, 60(12): 1209-1213.
- [6] 袁海. Ni-Cu 二元单相合金枝晶生长的相场法数值模拟[D]. 哈尔滨工业大学, 2010.
- [7] Chang S R, Kim J M, Hong C P. Numerical Simulation of Microstructure Evolution of Al Alloys in Centrifugal Casting[J]. Transactions of the Iron & Steel Institute of Japan, 2001, 41(7): 738-747.
- [8] 杨云峰, 谢明, 程勇, 等. 金属凝固微观组织数值模拟研究现状[J]. 材料导报, 2014, 28(21):

24-29.

[9] Chen L Q. Phase-Field Models for Microstructure Evolution[J]. Annual Review of Materials Research, 2002, 32(32): 113-140.

[10] 杨永春. 基于 JMatPro 软件 15CrMo 渗碳钢淬火组织与热物理力学性能预测[J]. 热加工工艺, 2013, 42(20): 184-187.

[11] Morozov S I. Application of modern software packages to calculating the solidification of high-speed steels[J]. Russian Metallurgy, 2015, 2015(12): 962-963.

[12] 童琳. 微积分中“以直代曲”思想及其应用探析[J]. 科教导刊, 2015(29): 55-56.

[13] 胡凯, 武明雨, 李运刚. 马氏体不锈钢的研究进展[J]. 铸造技术, 2015(10): 2394-2400.