

# 硼钢板相比比例控制试验方法及试验参数的确定

林建平<sup>1,2</sup>, 唐会君<sup>2</sup>, 郭夏阳<sup>2</sup>, 李芳芳<sup>2</sup>

(1. 同济大学 上海市地面交通工具空气动力与热环境模拟重点实验室, 上海 201804; 2. 同济大学 机械与能源工程学院, 上海 201804)

**摘要:** 车身用硼钢板的机械性能实际取决于微观组织的相比比例,而不同的相比比例是由保温温度、保温时间等试验参数决定的,若要获得材料预期的相比比例,需研究试验参数与相比比例的关系.利用高温相变仪在降温速率  $30\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  的工况下研究了不同保温温度下材料的相比比例,并结合经验公式给出了硼钢板相比比例控制的关键参数及相比比例控制方法,可为工程实际中获取固定相比比例的微观组织提供理论参考.

**关键词:** 硼钢板; 相比比例; 试验参数

**中图分类号:** TG142.1+5

**文献标志码:** A

## The Determination of the Experimental Method and the Key Parameters Based on the Phase Ratio Control of Boron Steel

LIN Jianping<sup>1,2</sup>, TANG Huijun<sup>2</sup>, GUO Xiaoyang<sup>2</sup>, LI Fangfang<sup>2</sup>

(1. Shanghai Key Lab of Vehicle Aerodynamics and Vehicle Thermal Management Systems, Tongji University, Shanghai 201804, China; 2. School of Mechanical Engineering, Tongji University, Shanghai 201804, China)

**Abstract:** The mechanical properties of the boron steel used for automobile actually depend on the phase ratio of the microstructure, and the phase ratio is determined by soaking temperature and time. To obtain the expected phase ratio, it is needed to study the relationship between the experimental parameters and the phase ratio. The phase ratio of the material with different soaking temperature is studied with the cooling rate of  $30\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ , and the key parameters and method of controlling phase ratio combined with the empirical formula are given. It could provide theoretical reference to obtain the microstructure of provisions phase ratio in practical engineering.

**Key words:** boron steel; phase ratio; experimental parameters

随着汽车轻量化及碰撞安全要求的提高,用力学性能梯度的热冲压零件替代传统的全马氏体组织的热冲压零件是一个新的发展方向<sup>[1]</sup>.不同工艺参数对硼钢板最终的力学性能有着重要影响,而相比比例则是不同工艺参数与最终力学性能的连接桥梁,因此量化不同工艺参数和硼钢板相比比例的关系具有重要意义.

国内外关于硼钢板的研究主要集中在热变形行为为本构模型的建立、微观组织与硼钢板机械性能关系等方面,很少涉及不同工艺参数下相比比例控制的研究. Zhu 等<sup>[2]</sup>建立硼钢板在热成形过程中应变率、应变速率和晶粒大小关系的本构模型,用以预测相变后微观组织与力学性能关系. Nikravesh 等<sup>[3]</sup>研究发现了降温速率、相变量和相转变温度间的关系,研究表明相变温度的变化会影响相转变量. Bardelcik 等<sup>[4]</sup>对不同降温速率淬火后的硼钢板进行微观组织和力学性能的分析,测得不同降温速率条件下淬火后硼钢板的组织成分(马氏体、贝氏体)比例,并建立了微观组织相比比例和力学性能的关系模型.很多学者对于淬火后硼钢板热冲压成形多场耦合进行了仿真预测. 邢忠文等<sup>[5]</sup>运用 3D-deform 软件对冲压后的微观组织分布进行了有限元仿真,在趋势上得到了较一致的结果. Bok 等<sup>[6]</sup>将 Kirkaldy 和 Venugopalan 的相变模型、Akerstrom 和 Oldenburg 的相变模型及 Li 的相变模型分别添加至 LS-Dyna 有限元仿真软件中进行 B 柱热冲压模拟,并对 B 柱微观组织及其硬度分布的模拟精度进行对比,发现 Li 等修正后的模型模拟精度较高.

相变类型取决于保温温度,但是相变速度和相比比例与保温时间关系紧密.本文利用 DIL805A 高温相变仪控制硼钢板静态降温历程,将微观组织转变

收稿日期: 2016-02-18

基金项目: 国家自然科学基金(51375346);高等学校博士学科点专项科研基金(20110072110056)

第一作者: 林建平(1958—),男,教授,博士生导师,工学博士,主要研究方向为汽车轻量化及板料成形技术.

E-mail: jplin58@tongji.edu.cn

分为扩散型相变和非扩散型相变,研究不同试验参数对不同种类微观组织转变规律的影响,给出了硼钢板相比比例控制的关键参数及量化关系。

## 1 试验方法

### 1.1 试验设备与材料

试验设备为 DIL805A 高温相变仪(图 1),试验中所用材料为超高强度硼钢板 22MnB5,常温下微观组织为铁素体和珠光体,厚度为 1.8 mm,试样的长宽高分别为 10 mm,1.8 mm,1.8 mm,材料化学成分见表 1。

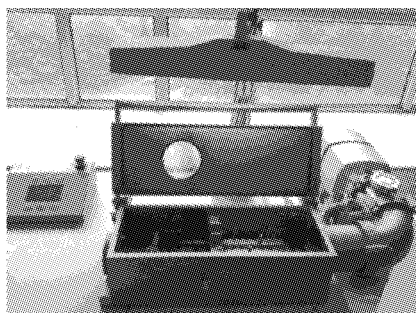


图 1 DIL805A 高温相变仪

Fig.1 DIL805A quench-deformation dilatometer

表 1 22MnB5 各元素质量分数

Tab.1 Detailed composition of 22MnB5 steel

合金元素	质量分数/%	合金元素	质量分数/%
B	0.004	P	0.017
C	0.200	Cr	0.157
Si	0.235	Al	0.036
Mn	1.170	Ti	0.039

### 1.2 试验步骤

试验工艺示意图如图 2,试样首先以  $10^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  的速率加热到  $900^{\circ}\text{C}$  并保温 5min,使之完全奥氏体化。接着以  $30^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  速率开始降温,生成的微观组织主要为马氏体<sup>[7]</sup>,随后将试件在各保温温度下保

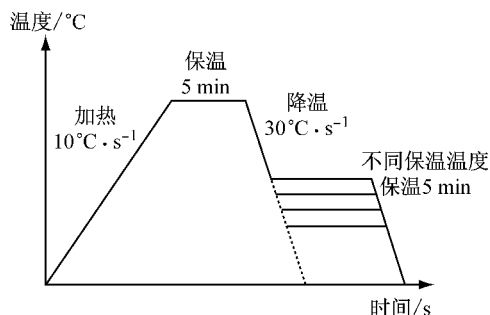


图 2 试验工艺示意

Fig.2 Schematic diagram of experimental process

温 5 min 后冷却至室温。根据文献[8]选择选择试验中的保温温度,将试样分别在  $800, 750, 700, 650, 600, 500, 400, 350$  和  $300^{\circ}\text{C}$  下保温。各工艺参数下材料的微观组织结构如图 3 所示。通过该试验即可获得试样在各保温温度下的膨胀曲线,进而得出微观组织的相比比例。

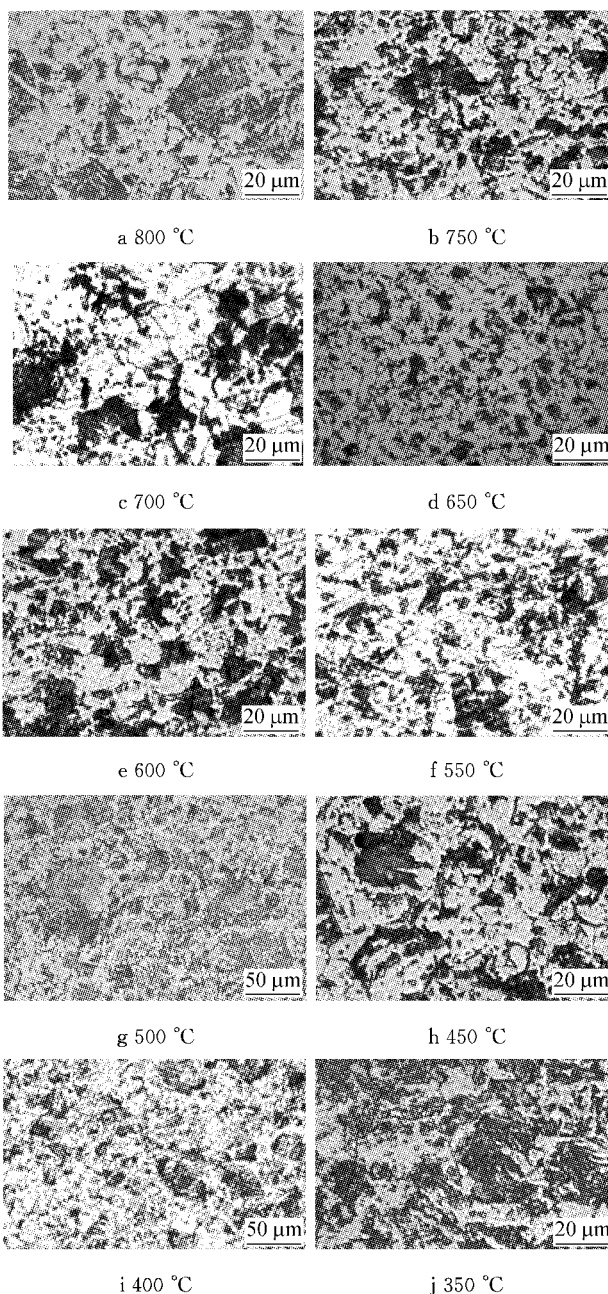


图 3 不同保温温度下材料的微观组织

Fig.3 Microstructures with different dwell temperatures

试验结束后,将试样用环氧树脂镶嵌粉末进行镶嵌,用砂纸按粒度从 600,800 和 1 200 目的顺序分别打磨待磨面。以上粗磨工序完成后在抛光机上进行自动机械抛光。最后采用 4% 的硝酸酒精溶液作为

浸蚀剂,浸蚀完毕后制得的金相试样如图 4 所示. 在显微镜下观察其金相,用于验证通过膨胀曲线得到的相比例.

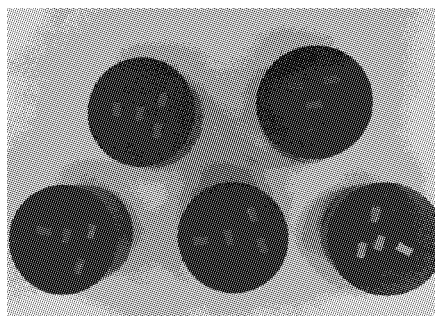


图 4 浸蚀后的金相试样

Fig.4 Corroded metallographic specimen

## 2 试验参数

在冷却过程中,从膨胀曲线可以获得相变的开始温度和结束温度,不同降温路径下微观组织的演变规律及最终的相比例<sup>[9]</sup>.

### 2.1 试验参数对扩散型相变起止时间的影响

因为铁素体和贝氏体相变均属于扩散型相变,且碳原子溶于奥氏体较慢,所以需要较小的降温速率,或者在发生扩散型相变的温度区间内进行一定时间的保温,才可以促进铁素体和贝氏体转变的发生,扩散型相变的转变量取决于保温温度和保温时间. 由图 5 可知,试样在 700,650,600,500 °C 发生单一铁素体相变、单一贝氏体和双相相变,即贝氏体和铁素体相变,并且相变均发生在保温温度内.

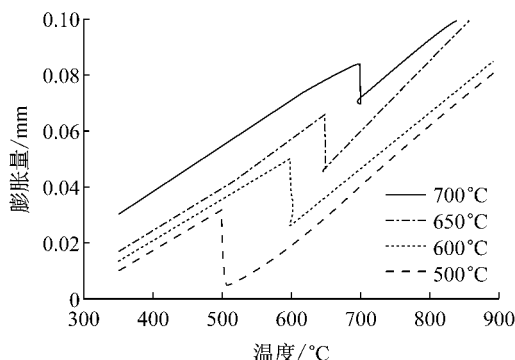


图 5 4 个保温温度下保温膨胀曲线

Fig.5 Change in length of the specimen quenched with 4 different dwell temperatures

图 6 以 600 °C 保温为例,从开始加热试样到保温结束,共 390 s,随后开始降温至 600 °C 时,共 400 s. 这 10 s 由于降温,试样开始收缩;由于奥氏体向铁素体、贝氏体转变会发生体积膨胀,从纵坐标可知在

408.6 s 开始相变,所以取该时刻为开始相变时间( $t_1$ );由于材料在发生相变时,将从面心立方晶体(FCC)的奥氏体转变为体心立方晶体(BCC)的铁素体、贝氏体或马氏体,这种晶格结构的改变将导致试样的体积变化. 在钢的各种组织中,奥氏体的比容最小<sup>[10]</sup>. 因此随后新相密度大于奥氏体,膨胀曲线迅速上升. 当相变结束,膨胀量随温度的下降而缓慢趋于水平,相变结束时刻为 431.6 s,则结束相变时间( $t_2$ )为 31.6 s;相变结束后,随降温冷却膨胀曲线继续收缩.

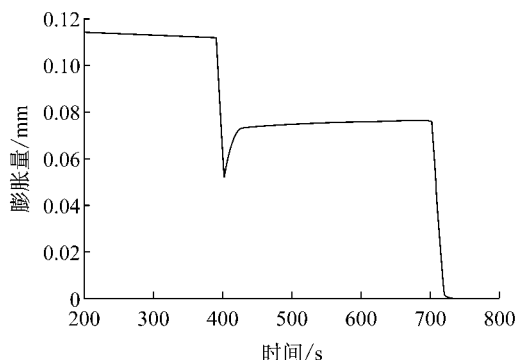


图 6 600 °C 保温温度下试样膨胀量

Fig.6 Change in length of the specimen quenched with the dwell temperature of 600 °C

同理可计算扩散型相变在各保温温度下发生扩散型相变的相变开始和结束时间,由表 2 可以看出,在 700 °C 下碳原子扩散速度较慢,生成铁素体需要时间较长,而在 650 °C 和 600 °C 相转变较快.

表 2 不同保温温度下相变开始时间与结束时间

Tab.2 Starting and finishing time of phase transformation in different dwelled temperature

温度/°C	$t_1/s$	$t_2/s$	温度/°C	$t_1/s$	$t_2/s$
700	23.70	1 153.30	600	8.60	31.60
650	10.90	592.40	500	3.14	41.70

### 2.2 试验参数对非扩散型相变起止相变温度的影响

图 7 为试样在 800 °C,750 °C 进行保温及直接淬火的热膨胀曲线. 直接淬火后试样在 439 °C 发生马氏体相变,相变结束温度为 297 °C;而在 800 °C 和 750 °C 保温后发生贝氏体相变和马氏体相变,其中马氏体相变开始温度分别为 370 °C 和 392 °C. 但是相变结束温度接近,均为 300 °C 左右. 马氏体相变开始温度的降低是由于保温引起了奥氏体的热稳定化从而使得马氏体转变迟滞. 根据马氏体相变的位错形核理论,在保温阶段碳原子向马氏体核胚的位错截面偏聚,包围马氏体核胚,直至足以钉扎它,阻止

其长大成为马氏体晶核. 碳原子钉扎位错截面使得相变阻力增加并且所需要的过冷度更大, 所以马氏体相变开始温度降低的意义是获得额外的化学驱动力以克服增加的相变阻力<sup>[11]</sup>.

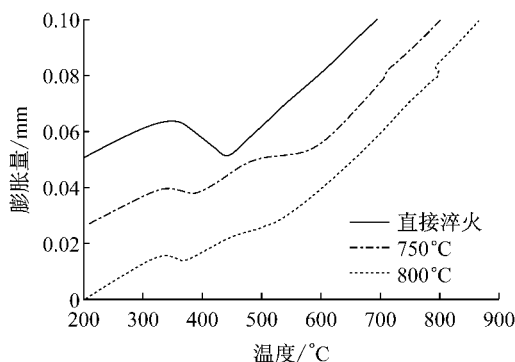


图 7 不同保温温度及直接淬火膨胀曲线

Fig.7 Change in length of the specimen quenched with different dwell temperatures and direct quenching

图 8 为试样在 400 °C, 350 °C 和 300 °C 保温温度下的膨胀曲线. 由于在上述保温温度会促进贝氏体的生成, 碳原子在奥氏体中富集, 使马氏体开始相变温度有一定程度的下降, 分别为 402 °C, 392 °C 和 397 °C, 而马氏体为非扩散型相变, 其相变转变率仅取决于成核率, 与长大速度无关, 所以马氏体转变量的增加是由于降温过程中新的马氏体不断形成. 降温过程中马氏体的转变量决定于保温温度, 所以当保温温度为 300~400 °C 时, 马氏体立刻停止转变, 结束相变温度分别等于其保温温度. 图 9 为不同保温温度下马氏体相变起止温度. 不同保温温度下生成马氏体比例见表 3.

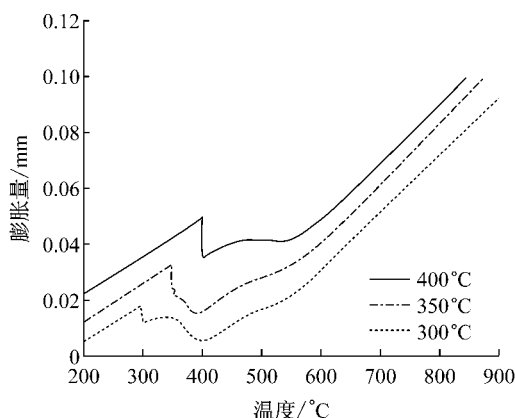


图 8 3 个不同保温温度下保温膨胀曲线

Fig.8 Change in length of the specimen quenched with 3 different dwell temperatures

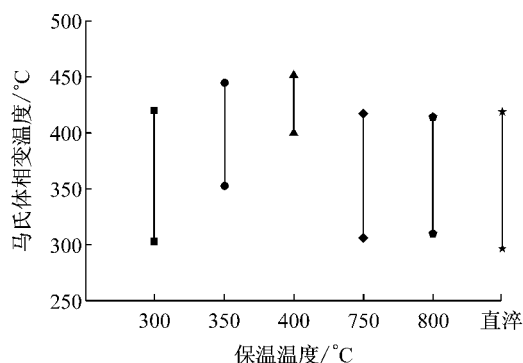


图 9 不同保温温度下马氏体相变起止温度

Fig.9 Starting and finishing temperature of martensitic transformation in different dwelled temperature

表 3 不同保温温度下马氏体体积分数

Tab.3 The volume fraction of martensite in different dwelled temperature

温度/°C	体积分数/%	温度/°C	体积分数/%
直淬	84.0	400	59.5
800	76.5	350	77.0
750	72.4	300	77.3

### 3 相比例控制

#### 3.1 扩散型相变的相比例控制

对于扩散型相变, 相变时相界面的移动是通过原子近程或远程扩散而进行的相变, 温度越高, 原子活动能力越强, 扩散距离也越远<sup>[11]</sup>. 相变动力学通常描述的是恒温条件下相变量与时间的关系, 相变开始时间为孕育期, 而相变开始到相变结束的时间为形核及长大过程. Avrami<sup>[12]</sup>提出的经验方程符合固态相变中等温过程微观组织转变量和时间的关系, 其关系式可以表达为:

$$V = 1 - e^{-kt^n} \quad (1)$$

$$k = -\frac{\ln(1 - V_1)}{t_1^n} \quad (2)$$

$$n = \frac{\ln\left[\frac{\ln(1 - V_1)}{\ln(1 - V_2)}\right]}{\ln(t_1/t_2)} \quad (3)$$

式中:  $V$  为相变量;  $t$  为相变时间;  $k$  为速率常数, 同温度密切相关;  $n$  为 Avrami 指数, 其值可以反映形核和生长机制;  $t_1$  为相变开始时间;  $V_1$  为  $t_1$  对应的开始相变量;  $t_2$  为相变结束时间;  $V_2$  为  $t_2$  对应的结束相变量.  $k$  和  $n$  均由膨胀曲线计算得出.

由于保温刚开始时试样还未发生相变, 故可将  $V_1$  取为 1%, 对应的等温时间为相变开始时间  $t_1$ . 保温 5 min 后相变已结束, 此时可将  $V_2$  取为 99%, 对

应的等温时间为相变结束时间  $t_2$ , 由表 2 可得到不同保温温度下的  $t_1$  和  $t_2$ , 将  $t_1, t_2, V_1, V_2$  代入式(2)和式(3)即可算出  $k$  和  $n$  的数值. 例如: 由表 2 可知保温温度为 600 °C 时,  $t_1=8.6, t_2=31.6$ , 代入式(3)和式(2)得

$$n = \frac{\ln\left[\frac{\ln(1-1\%)}{\ln(1-99\%)}\right]}{\ln\left(\frac{8.6}{31.6}\right)} = 4.71$$

$$k = -\frac{\ln(1-1\%)}{8.6^{4.71}} = 4.00 \times 10^{-7}$$

同理可算出扩散型相变在保温温度为 700 °C, 650 °C 及 500 °C 时  $k$  和  $n$  的数值, 如表 4 所示.

表 4 不同保温温度下  $k$  和  $n$  值  
Tab.4 Values of  $k$  and  $n$  in different dwelled temperature

保温温度/°C	$k$	$n$
700	$6.82 \times 10^{-5}$	1.58
650	$2.58 \times 10^{-4}$	1.53
600	$4.00 \times 10^{-7}$	4.71
500	$6.68 \times 10^{-4}$	2.37

由式(1)可得式(4):

$$t = \left(\frac{-\ln(1-V)}{k}\right)^{\frac{1}{n}} \quad (4)$$

由于  $k$  和  $n$  仅和保温温度有关, 因此若工程实际中需获得固定相比例的扩散型相微观组织, 只需将该固定相比例和表 4 中的  $k$  和  $n$  代入式(4)中, 即得到在相应保温温度下的相变时间. 例如若要得到相比例为 50%, 即  $V=0.5$  时的扩散型相微观组织, 以 600 °C 为例, 由表 4 可知 600 °C 保温温度下  $k=4.00 \times 10^{-7}, n=4.71$ , 代入式(4)可得

$$t = \left(\frac{-\ln(1-0.5)}{4 \times 10^{-7}}\right)^{\frac{1}{4.71}} = 21.14$$

同理可算出相体积分数为 50% 的各保温温度下的相变时间, 如表 5 所示.

表 5 不同保温温度下 50% 转变量生成时间

Tab.5 The time that 50% of phase has transformed in different dwelled temperature

温度/°C	时间/s	温度/°C	时间/s
700	347.14	600	21.14
650	172.32	500	18.75

### 3.2 非扩散型相变的相比例控制

对于非扩散型相变, 当马氏体相变开始温度 ( $M_s$ ) 高于 100 °C, Harris 和 Cohen 提出一个经验公式<sup>[13]</sup>, 该公式表明马氏体转变的体积分数  $Y$  和冷却温度  $T$  相关, 冷却温度即本文中的相变结束温度. 马

氏体转变的体积分数完全取决于  $M_s$  点以下的深冷程度  $\Delta T$ , 其中  $\Delta T = M_s - T$ . 将图 9 中不同保温温度下的  $M_s$  及相变结束温度  $T$  代入式(5), 可以计算出相应的马氏体体积分数如表 6. 对比由试验计算得出的马氏体体积分数(表 3)可知, 由于膨胀曲线测量值忽略残余奥氏体对相组成比例的影响以及膨胀曲线膨胀量的测量误差, 造成实际值与计算值有一定偏差, 但在合理范围内, 因此可知式(5)适用于硼钢板非扩散型相变相比例控制的试验参数的确定.

$$Y = 1 - 6.956 \times 10^{-15} [455 - (M_s - T)]^{5.32} \quad (5)$$

表 6 不同保温温度下马氏体转变的体积分数

Tab.6 The volume fraction of martensite in different dwelled temperature

温度/°C	Y/%	温度/°C	Y/%
直淬	82.0	400	49.6
800	75.8	350	72.0
750	77.3	300	81.0

## 4 结论

利用高温相变仪研究了不同保温温度下微观组织的转变规律及相比例, 并结合经验公式给出了硼钢板相比例控制的关键参数及量化关系.

(1) 对于扩散型相变, 由试验中得到的相变起止时间计算出了各保温温度下的系数  $k$  和  $n$ , 使得在工程实际中若需获得固定相比例的扩散型相微观组织, 只需将该固定相比例和  $k$  和  $n$  代入式(4)中, 即可得到在相应保温温度下的相变时间.

(2) 对于非扩散型相变, 通过对比各保温温度下试验得到的马氏体体积分数和计算得出的马氏体体积分数验证了经验公式的适用性. 所以若工程实际中需获得固定相比例的非扩散型相微观组织, 只需将该固定相比例和各保温温度下的相变开始温度代入式(5), 即可得到相应保温温度下的冷却温度.

## 参考文献:

- [1] Li F F, Fu M W, Lin J P. Effect of cooling path on the phase transformation of boron steel 22MnB5 in hot stamping process [J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2016, 81:1.
- [2] Zhu L J, Gu Z W, XU H, et al. Modeling of microstructure evolution in 22MnB5 steel during hot stamping [J]. Journal of Iron and Steel Research International, 2014, 21(2): 197.
- [3] Nikravesh M, Naderi M, Akbari G H. Influence of hot plastic deformation and cooling rate on martensite and bainite start temperatures in 22MnB5 steel [J]. Materials Science and Engineering: A, 2012, 540(4): 24. (下转第 1901 页)