高碳铬轴承钢中初生碳化物尺寸的预测研究

冯 乾，曾亚南*，李俊国，王一同，王亚军，唐国章

（华北理工大学冶金与能源学院，河北 唐山 063210）

摘 要：采用 Thermo-Calc 热力学计算软件对轴承钢凝固过程相转变规律、初生碳化物物相类型、初生碳化物析出温度进行热力学分析。基于 Scheil 偏析模型和 Goto 模型对轴承钢凝固过程中初生碳化物粒子尺寸进行预测，并通过热模拟试验和碳化物显微形貌定量分析对预测结果进行试验验证。计算结果表明，轴承钢凝固过程初生碳化物为(Fe, Cr)C 型碳化物，析出温度为 1 158 ℃。其析出行为主要是凝固末端残留液相中 C 和 Cr 元素偏析所引起的，当固相率为 0.92 时，残留液相中 C 元素的质量分数达到 4.12%；残留液相中的 Cr 元素质量分数达到 2.59%，初生碳化物尺寸为 8.2 μm。此外，钢液中 C 元素的增加可以使初生碳化物析出温度提高，初生碳化物尺寸增大。但是，凝固过程中初生碳化物的尺寸主要是由冷却速率决定的，当冷却速率由 0.2 ℃/s 增加到 3 ℃/s 时，初生碳化物最大尺寸由 19.25 μm 减小至 5.02 μm，其影响机制是冷却速率增大会使初生碳化物晶体各界面附近原子扩散速率降低，使得碳化物晶体各界面各向异性生长受阻，最终导致初生碳化物尺寸减小。

关键词：轴承钢；初生碳化物；Goto 模型；生长行为；冷却速率；溶质元素；动力学

中图分类号：TF76　　**文献标志码：**A　　**文章编号：**1004−7638(2023)06−0198−07

DOI：10.7513/j.issn.1004-7638.2023.06.028　　**开放科学 (资源服务) 标识码 (OSID)：**

听语音 聊科研 与作者互动

Prediction of primary carbide size in high carbon chromium bearing steel

Feng Qian, Zeng Yanan*, Li Junguo, Wang Yitong, Wang Yajun, Tang Guozhang

(School of Metallurgy and Energy, North China University of Technology, Tangshan 063210, Hebei , China)

Abstract: A Thermo-Calc thermodynamic calculation software was used to conduct thermodynamic analysis on the phase transformation, primary carbide phase type, and primary carbide precipitation temperature during solidification process of bearing steel. Based on both Scheil segregation model and Goto model, the size of primary carbide particles during solidification process of bearing steel was predicted, and the predicted results were experimentally verified through thermal simulation tests and quantitative analysis of carbide microscopic morphology. The results show that primary carbides during solidification process of bearing steel are (Fe, Cr) C carbides and its precipitation temperature is 1 158 ℃. The precipitation behavior is mainly caused by the segregation of C and Cr in the residual liquid phase at the end of solidification. When the solid phase ratio is 0.92, the mass fraction of C in the residual liquid phase reaches 4.12%; The mass fraction of Cr element in the residual liquid phase reached 2.59%, and

收稿日期：2022−11−07

基金项目：国家自然科学基金面上项目(52274333)；国家自然科学基金联合基金项目(U21A20112)；高等学校科学技术研究重点项目(ZD2019001)；唐山市重点研发计划项目(19140255F)；河北省研究生创新项目(CXZZBS2021097)。

作者简介：冯乾，1995 年出生，男，博士研究生，研究方向：铸坯质量与控制，第一性原理计算，E-mail: fengqiannan@163.com；　*通讯作者：曾亚南，1983 年出生，男，博士，副教授，研究方向：铸坯质量与控制，E-mail: zengyanann@126.com。

the size of primary carbides reached 8.2 μm. In addition, the precipitation temperature of primary carbides and the size of primary carbides can be increased with the increase of solute C in molten steel. However, the size of primary carbides during solidification is mainly determined by the cooling rate. When the cooling rate is increased from 0.2 ℃/s to 3 ℃/s, the maximum size of primary carbides increases from 19.25 μm reduced to 5.02 μm. The influence mechanism is that increasing cooling rate will reduce the diffusion rate of atoms near the interfaces of primary carbide crystal, which will hinder the anisotropic growth of carbide crystal interfaces, and ultimately lead to decreasing primary carbide size.

Key words: bearing steel, primary carbides, goto model, growth behavior, cooling rate, solute element, dynamics

0　引言

轴承钢作为工业领域的重要原材料, 一直以来被用来制造滚动轴承的滚动体、套圈, 以及工业模具、精密量具等。目前, 我国轴承制造工业已经形成了一套完整的工业体系, 轴承产量和轴承销售额已迈入轴承工业大国行列[1−3], 但我国生产的轴承主要集中于中低端轴承和中小型轴承, 表现出低端过剩、高端匮缺的弊端, 并且在航空航天[4−5], 高速铁路[6−7], 高速精密机床[8] 等工业领域中应用轴承的使用寿命、运行精度、可靠性和承载能力等方面与先进国家高端轴承相比还存在一定差距, 成为制约我国高端装备制造和战略新兴产业发展的瓶颈之一。

轴承内相对运动的滚动体和套圈滚道表面的接触一直处于高交变应力作用, 其使用寿命和可靠性直接决定了轴承部件的稳定性和安全性[9−11]。轴承钢内纯净度和组织均匀性是影响轴承钢疲劳寿命的重要因素, 已有研究表明[12−13], 轴承钢中碳化物的组成、含量、形态分布和大小是影响轴承钢性能极其重要的因素。当轴承循环疲劳寿命达到 10^7 周次以上时, 轴承钢疲劳失效的主要原因是初生碳化物诱发成材次表层断裂, 从而引发表面断裂。在 Zhang 等人[14] 对高碳铬轴承钢高周疲劳状态下的断裂行为研究中发现, 轴承钢在循环应力作用下次表层断裂是由初生碳化物的聚合而引发的, 并且通过 S-N 曲线数据分析得知次表层断裂是轴承钢疲劳失效的主要原因。目前, 国内生产高碳铬轴承钢的企业一般采用 1 200 ~ 1 280 ℃ 高温扩散方法减小初生碳化物的尺寸及不均匀性, 高温扩散的实质是利用元素扩散的机理[15−17] 对碳化物进行细化。王升千[18] 基于 Thermo-Calc 软件 DICTRA 模块计算了高碳铬轴承钢中液析碳化物的溶解时间, 结果表明, 当初生碳化物半径为 18 μm 时, 铸坯需要在 1 240 ℃ 下保温 13 h, 液析碳化物才能完全消除, 并且在初生碳化物附近 30 ~ 100 μm 区域内形成 C、Cr 溶质富集区。由此可见, 当液析碳化物尺寸越大时, 高温扩散保温时间越长, 所需能耗增加, 企业生产成本明显增加。

因此, 若有效控制连铸过程初生碳化物的粒子尺寸可明显缩短热处理高温扩散时间, 从而降低能耗。笔者首先利用 Thermo-Calc 热力学计算对高碳铬轴承钢凝固过程初生碳化物的析出温度和析出种类进行确定; 其次基于 Scheil 偏析模型定量分析凝固过程中残留液相溶质元素偏析程度, 并基于 Goto 模型对凝固过程初生碳化物尺寸变化进行预测; 最终通过改变钢液溶质元素含量和冷却速率探究凝固过程中初生碳化物尺寸变化的动力学机制, 为轴承钢初生碳化物细小化提供理论基础。

1　试验材料与计算方法

1.1　试验材料

试验材料为 GCr15 轴承钢铸坯试样, 其工艺流程为: 铁水+废钢-转炉-LF-RH-连铸(断面 200 mm×200 mm), 其化学成分如表 1 所示。

表 1　GCr15 轴承主要化学成分

Table 1　Main chemical composition of GCr15 bearing steel　%

C	Si	Mn	P	S	Cr	Al
0.97	0.21	0.32	0.017	0.001	1.49	0.001 9

1.2　计算方法

1.2.1　热力学参数计算

为了确定 GCr15 轴承钢凝固过程中初生碳化物的物相类型以及溶质偏析, 笔者利用 Thermo-Calc 热力学计算软件(2019b, TCS, Sweden)中 TCFE9 数据库和 Scheil 凝固模块[19] 对高碳铬轴承钢相图和凝固路径进行计算, 气压设定为一个大气压。其中, Scheil 模型假设: 溶质元素在固相中无扩散, 液相均匀混合, 液态金属在任何时刻都能通过扩散、

对流或强烈搅拌而使其成分完全均匀，固液界面处于局部平衡状态，其反应机理如式(1)所示。

$$C_L = C_0[1 - f_s]^{k-1} \quad (1)$$

式中，C_L为溶质元素在残留液相中的质量分数，%；C_0为溶质元素的初始质量分数，%；k为溶质元素的平衡分配系数；f_s为固相质量分数。

1.2.2 凝固过程初生碳化物的生长模型

为了研究凝固过程中初生碳化物的生长，将运用 Goto 模型[20] 对 GCr15 轴承钢凝固过程初生碳化物的尺寸进行预测，该模型充分考虑凝固末端溶质元素的偏析行为，并将凝固偏析与平衡凝固的溶质浓度差视为碳化物生长的驱动力来计算碳化物的长大尺寸，其模型如式(2)、(3)所示。

$$r \cdot \frac{dr}{dt} = \frac{M_s \cdot \rho_m}{100 \cdot M_m \cdot \rho_s} D_L (C_L - C_E) \quad (2)$$

$$t = \frac{T_L - T_S}{V} \quad (3)$$

式中，r 为碳化物颗粒的半径；t 为碳化物开始析出至凝固结束时间；M_m 为铁原子量；M_s 为碳化物分子量；ρ_m 为钢液的密度；ρ_s 为碳化物的密度；D_L 为钢液中溶质元素的扩散系数；C_L 为凝固过程中钢液中溶质元素的实际浓度；C_E 为平衡条件下溶质元素浓度；V 为凝固过程冷却速率；T_L 为液相线温度；T_S 为固相线温度。

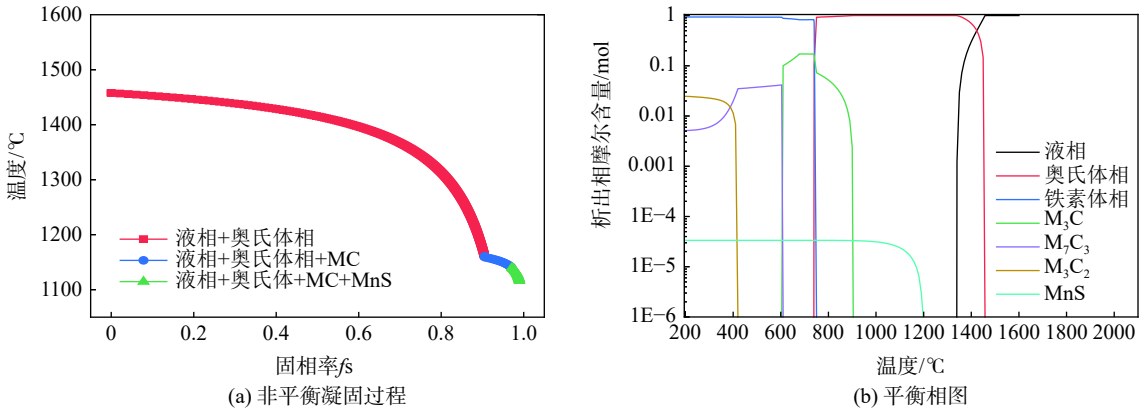
1.3 试验方法

为了明晰轴承钢中初生碳化物尺寸和类型，首先利用 Gleeble-3500 热模拟试验机对轴承钢铸坯进行热处理试验，将轴承钢铸坯加工为 6 mm、规格长度为 12 mm 的圆柱形试样，后将试样加热至 1 400 ℃，保温 5 min 后采取 1 ℃/s 的冷却速率降温至固相线温度，随后水冷至室温。然后利用线切割仪器对热影响区样品进行切割，再对样品界面进行砂纸打磨、抛光和腐蚀(10% 硝酸酒精溶液)，最后用扫描电镜和能谱分析仪对初生碳化物的显微形貌进行表征。

2 试验结果与讨论

2.1 凝固过程初生碳化物物相确定

利用 Thermo-Calc 热力学软件计算轴承钢碳化物物相种类及析出特征参数(按 1 mol 总量计)，计算结果如图 1 所示。由图 1 可知，轴承钢液相线温度为 1 471 ℃，Scheil 模型计算的凝固温度区间为 1 471 ~ 1 110 ℃，凝固路径为：L→L+γ→L+γ+MC→L+γ+MC+MnS。此外，GCr15 轴承钢凝固过程总共析出三种碳化物，其中初生碳化物 MC 在固相率为 0.925 的凝固末端析出，析出温度为 1 158 ℃，析出相最大摩尔含量为 0.01 mol；其次，二次碳化物 M_3C 在奥氏体相析出，析出温度在 900 ℃ 左右，析出相最大摩尔含量为 0.1 mol 左右；最终，三次碳化物 M_7C_3 在铁素体中析出，析出温度为 600 ℃，析出相最大摩尔含量为 0.05 mol 左右。由此可知，轴承钢凝固末端析出的初生碳化物为 MC 型碳化物。



(a) 非平衡凝固过程 (b) 平衡相图

图 1 Thermo- Calc 计算结果

Fig. 1 Thermo-Calc calculation results of phase diagram during solidification

2.2 凝固过程溶质元素偏析计算

为了明晰轴承钢凝固过程溶质元素偏析程度，利用 Thermo-Calc 热力学软件中 Scheil 模型对轴承钢凝固过程残留液相溶质偏析进行计算，计算结果如图 2 所示。由图 2 可知，在轴承钢钢液凝固过程中，凝固前期残留液相中主要溶质元素的浓度变化都是缓慢的，在固相率大约为 0.7 的时候，C 和 Cr 元素开始发生明显的微观偏析，其中 C 元素从 0.97% 偏析至 2.47%；Cr 元素由 1.49% 偏析至 1.98%。当固相率为 0.9 ~ 0.99 时，Si、Mn、P 和 S 四种元素

均发生不同程度的偏析。此外, 当固相率为 0.92 时, 残留液相中 C 和 Cr 元素偏析程度最大, 其中, 残留液相中 C 元素的质量分数达到 4.12%; 残留液相中的 Cr 元素质量分数达到 2.59%; 随着凝固进一步进行, 残留液相中 C 和 Cr 元素开始快速扩散, 这说明在凝固前沿开始析出初生碳化物 MC。因此, 初生碳化物 MC 的形核过程主要是由残留液相中 C 和 Cr 溶质扩散所决定的。

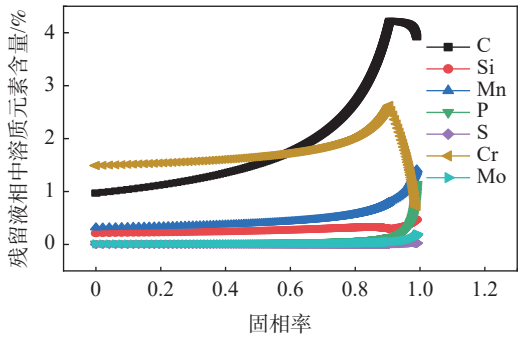


图 2　GCr15 轴承钢残留液相中溶质元素随固相率的变化
Fig. 2　Variation of solute elements in residual liquid phase of GCr15 bearing steel with solid phase ratio

2.3　凝固过程中初生碳化物的形核与长大

初生碳化物的形成既改变了体系中的化学元素, 又改变了体系的能量。笔者利用经典形核理论对轴承钢中初生碳化物析出过程的临界形核半径和临界形核功进行探讨。初生碳化物在基体中均匀形核时, 两相之间需要消耗一定的能量形成相界面, 使其单位体积的相变自由能为ΔG_V(J), 碳化物与基体之间的界面能为σ(J/m^2), 那么形成一个直径为d(nm) 的球形核胚, 自由能的变化ΔG(J) 可表示为式(4)。

$$\Delta G = \frac{1}{6}\pi d^3 \Delta G_V + \pi d^2 \sigma \tag{4}$$

令$\frac{\partial \Delta G}{\partial d} = 0$, 可得析出相的临界形核尺寸$d_e$(nm) 表示为式(5)。

$$d_e = -\frac{4\sigma}{\Delta G_V} \tag{5}$$

而临界形核功ΔG_e(J) 为: $\Delta G_e = \frac{16\pi\sigma^3}{3\Delta G_V{}^2}$

由此可得到单体体积中具有临界形核尺寸晶核的平均浓度n_e表示为式(6)。

$$n_e = n_V \exp\left(-\frac{\Delta G_e}{kT}\right) \tag{6}$$

式中, n_V为单位体积中的形核数, T 为相变温度, k 为玻尔兹曼常数。

假定在临界核心位置出现一个原子即可自发长大, a表示可接受原子的位置数, 且基体中原子运动到核心位置处与核心位置处的原子固定的概率的乘积为 p。若v_0表示控制性原子振动频率常数, 则核心位置处基体中原子运动的频率为$v_0\exp(-Q/kT)$, 其中Q(J/mol) 表示控制原子晶内的扩散激活能, 故单位体积中均匀形核率I_e(s^{-1}·cm^{-3}) 表示为式(7)。

$$I_e = n_V a_e p v_0 \exp\left(-\frac{\Delta G_e}{kT}\right)\exp\left(-\frac{Q}{kT}\right) \tag{7}$$

a_e(nm^2) 正比于临界核心的表面积, 假设$a_e = ad_e{}^2$, 而n_V、p、v_0均与温度无关, 故可将这些参量的乘积表示为式(8)。

$$K = n_V a p v_0 \tag{8}$$

均匀形核率又可表示为式(9)。

$$I_e = K d_e{}^2 \exp\left(-\frac{\Delta G_e + Q}{kT}\right) \tag{9}$$

当凝固末端残留液相中溶质元素富集, 一方面会使碳化物/基体界面能减小[21], 从而促进初生碳化物形核, 另一方面, 溶质富集会增大初生碳化物形核自由能, 使初生碳化物临界形核尺寸减小, 晶核平衡浓度增大, 促进碳化物形核, 反之亦然。由此可知, 轴承钢凝固末端残留液相中 C、Cr 溶质元素富集是初生碳化物形核的主要驱动力[22], 所以将凝固过程溶质偏析计算代入公式(2)和公式(3)可预测初生碳化物的最终尺寸, 其预测结果如图 3 所示。

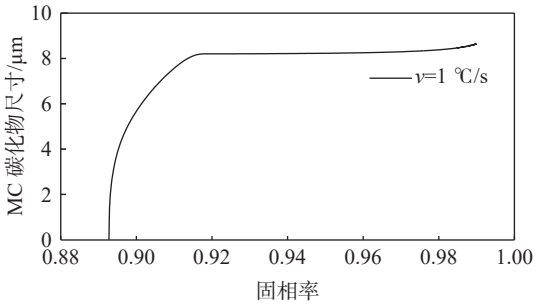


图 3　凝固过程中初生碳化物尺寸随固相率的变化规律
Fig. 3　Variation of primary carbide size with solid phase ratio during solidification

由图 3 可知, 在固相率为 0.85 左右时, 由于 C、Cr 元素浓度急剧增加, 导致局部溶质元素实际浓度积超过初生碳化物 MC 的平衡浓度积, 使得初生碳化物 MC 开始形核, 根据计算结果可知, 当固相率为 0.915 左右时, 残留液相中 C、Cr 元素浓度达到了最大值, 使得初生碳化物驱动力达到最大值, 初生碳化物生长速率加快, 此时初生碳化物生长至 8.2 μm。随着凝固过程的进行, 残留液相中 C 和 Cr 的溶质元素开始下降, 初生碳化物 MC 中 C 和 Cr 溶质浓度高于基体中 C, Cr 溶质元素, 开始进行溶质再分配现象, 初生碳化物生长驱动力减弱, 初生碳化物生

长速率减缓，当凝固过程完成时（固相率趋向于 1 时），初生碳化物 MC 理论尺寸为 8.6 μm，因此，初步预测凝固过程中初生碳化物 MC 的尺寸为 8 μm 左右。这一预测值与李闪闪等人[23]针对高碳铬轴承钢液析碳化物尺寸统计数据拟合度较高，此外，为了验证预测结果，对轴承杆铸坯凝固过程后初生碳化物进行显微形貌表征（见图 4），初生碳化物主要溶质元素为 Fe、C 和 Cr 元素，显微形貌呈椭圆形和圆形，平均直径为 7.2 μm，因此，运用偏析模型和 Goto 模型预测凝固过程中初生碳化物尺寸的方法具有一定的说明性。

2.4　溶质元素含量对初生碳化物尺寸的影响

由于初生碳化物 MC 中主要由 C、Cr 和 Fe 元素组成，所以在理论上通过调控钢液中初始 C 和 Cr 元素含量可以控制初生碳化物 MC 的尺寸变化。根据 GB/T 18254-2016 中高碳铬轴承钢化学成分的取值范围，设定钢液中的 C 元素的质量分数为 0.9%、0.95%、1.0%、1.05%、1.1%、1.15% 和 1.2%；Cr 质量分数为 1.45%、1.5%、1.55%、1.6% 和 1.65%；钢液其余元素如表 1 所示，因此，通过改变钢液中初始 C 和 Cr 元素含量探究溶质元素含量对初生碳化物 MC 的尺寸变化规律，计算结果如图 5 所示。由图 5(a)可知，随着钢液初始碳含量的增加，初生碳化物 MC 析出时机提前，最大尺寸增大；当 C 含量由 0.9% 增加到 1.2% 时，初生碳化物析出时机由固相率 0.915 提前至 0.885，初生碳化物 MC 最大尺寸由 8.8 μm 增加到 9.2 μm。由图 5(b)可知，随着钢液中 Cr 元素含量的增大，初生碳化物 MC 的析出时机和最大尺寸均无明显变化。因此，通过调控钢液中 C 含量可促进初生碳化物 MC 的析出，一方面由于 C 原子属于间隙原子，原子直径远小于 Cr 原子，使得在碳化物/基体界面元素扩散行为中，C 元素扩散速率远大于 Cr 元素[24]；另一方面，凝固过程中残留液相中 C 元素的偏析程度也明显高于 Cr 元素，所以提高钢液中的 C 含量在理论上会增大轴承钢中初生碳化物的尺寸。

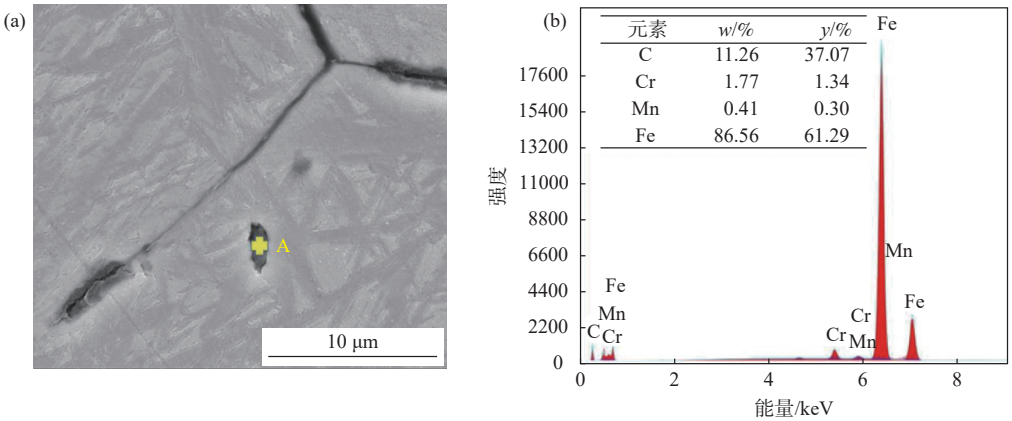


图 4　凝固过程后初生碳化显微形貌及定性分析

Fig. 4　Micromorphology and qualitative analysis of primary carbonization after solidification

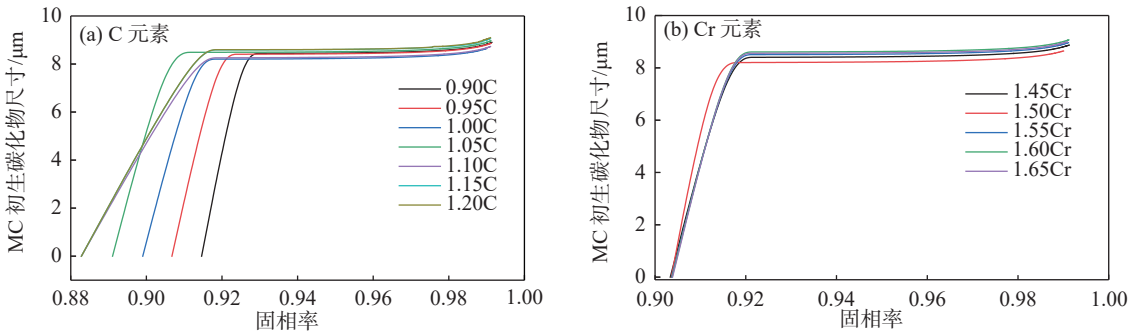


图 5　溶质元素含量对初生碳化物 MC 尺寸的影响

Fig. 5　Effect of solute element content on MC size of primary carbide

2.5　冷却速率对初生碳化物尺寸的影响

根据凝固过程中初生碳化物生长模型（Goto 模型）可知，凝固冷却速率也是影响初生碳化物生长的重要因素之一，研究将结合轴承钢连铸过程的实际

情况探究不同冷却速率对初生碳化物尺寸的影响规律, 计算结果如图 6 所示。由图 6 可知, 当凝固过程中冷却速率增大时, 初生碳化物 MC 最大尺寸明显降低; 当冷却速率为 0.2 ℃/s 时, 初生碳化物 MC 的最大尺寸为 19.25 μm, 当冷却速率为 1 ℃/s 时, 初生碳化物 MC 的尺寸为 8.65 μm, 当冷却速率为 3 ℃/s 时, 初生碳化物 MC 的尺寸为 5.02 μm, 由此可见, 凝固过程中冷却速率的增大可明显降低初生碳化物 MC 的尺寸。另一方面, 冷却速率对初生碳化物的析出时机无明显影响, 当冷却速率为 0.2、1 ℃/s 和 3 ℃/s 时, 初生碳化物均在固相率为 0.894 时析出, 固相率为 0.905 时达到最大值, 原因是轴承钢凝固过程冷却速率变化对溶质元素偏析无明显影响。

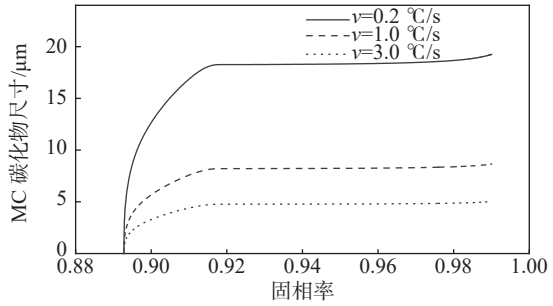


图 6　凝固过程不同冷却速率下初生碳化物 MC 尺寸的变化规律

Fig. 6　Change MC size of primary carbide under different cooling rates during solidification

结合初生碳化物形核动力学条件可知, 碳化物生长速度是形核驱动力和原子扩散行为两方面影响的, 一方面当冷却速率增大时, 会引起过冷度增大, 使得形核驱动力增大, 碳化物临界形核半径减小, 形核率增加, 促进初生碳化物形核。但另一方面, 冷却速率增大会使初生碳化物晶体各界面附近原子扩散速率降低, 使得碳化物晶体各界面各向异性生长受阻, 最终导致碳化物尺寸减小, 即冷却速率的增大会促进碳化物形核, 但会抑制碳化物生长。

综上所述, 高碳铬轴承钢初生碳化物析出动力学主要与冷却速率、溶质扩散行为有关, 在碳化物形核初期, 弱冷却速率导致凝固时间增长, 给予液析碳化物足够的长大时间, 使得碳化物尺寸增大; 强冷却速率会增加碳化物形核驱动力, 但碳化物生长时间较少, 因此碳化物形核率增大, 临界形核半径增大, 使碳化物数量增多, 尺寸减小。而在碳化物长大过程中, 由于碳化物中 C 和 Cr 溶质浓度高于基体, 碳化物向基体进行缓慢扩散, 使碳化物生长速率减缓, 当达到平衡态时, 碳化物生长趋于稳定。因此, 若进一步预测初生碳化物的尺寸, 还应利用相场法和第一性原理分析碳化物/奥氏体基体的宏观规律和微观界面性质。总之, 提高冷却速率、抑制微观偏析都是细化轴承钢凝固过程初生碳化物的有效方法。

3　结 论

1) 轴承钢凝固路径为: L→L+γ→L+γ+MC→L+γ+MC+MnS, 其中初生碳化物物相为 MC 型碳化物, 主要由 Fe、Cr 和 C 元素组成, 析出温度为 1 158 ℃。

2) 凝固末端残留液相中 C 和 Cr 元素偏析严重, 当固相率为 0.92 时, 残留液相中 C 和 Cr 元素偏析程度最大, 其中残留液相中 C 元素的质量分数达到 4.12%; 残留液相中的 Cr 元素质量分数达到 2.59%。

3) 当钢液中 C 含量由 0.9% 增加到 1.2% 时, 初生碳化物析出时机由固相率 0.915 提前至 0.865, 初生碳化物 MC 最大尺寸由 8.8 μm 增加到 9.2 μm; Cr 元素的增加对初生碳化物尺寸几乎无影响。

4) 当轴承钢凝固过程冷却速率为 0.2、1 ℃/s 和 3 ℃/s 时, 随着冷却速率的增大, 初生碳化物 MC 最大尺寸由 19.25 μm 减小至 5.02 μm, 其主要原因是冷却速率增大会使初生碳化物晶体各界面附近原子扩散速率降低, 使得碳化物晶体各界面各向异性生长受阻, 最终导致碳化物尺寸减小。

参考文献

[1] Gu Chao. Study on the fatigue life prediction model and the influence of inclusions on high quality bearing steel[D].Beijing: Beijing University of Science and Technology, 2019.
(顾超. 高品质轴承钢疲劳寿命预测模型及夹杂物影响规律研究[D]. 北京: 北京科技大学, 2019.)

[2] Wang Kun, Hu Feng, Zhou Wen, *et al*. Research status and development trend of bearing steel[J]. China Metallurgy, 2020, 30(9): 119−128.
(王坤, 胡锋, 周雯, 等. 轴承钢研究现状及发展趋势[J]. 中国冶金, 2020, 30(9): 119−128.)

[3] Lü Haotian, Yang Liang, Chen Hao, *et al*. Long life design of bearing steel[J]. China Metallurgy, 2020, 30(11): 16−22.
(吕皓天, 杨亮, 陈浩, 等. 轴承钢的长寿命化设计[J]. 中国冶金, 2020, 30(11): 16−22.)

[4] Guan Jian. Study on contact fatigue damage behavior of M50 steel for aerospace rolling bearings[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2019.

（关健. 航空滚动轴承用M50钢的接触疲劳损伤行为研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2019.）
[5] Zheng Kai, Cao Wenquan, Yu Feng, *et al*. Research and development status and progress of high temperature stainless carburizing bearing steel[J]. Iron and Steel, 2022, 57(7): 125−136.
（郑凯, 曹文全, 俞峰, 等. 高温不锈渗碳轴承钢的研发现状与进展[J]. 钢铁, 2022, 57(7): 125−136.）
[6] Guo Rubing. Study on microstructure and mechanical property evolution of high-speed train axle box bearing materials[D].Beijing: Beijing Jiaotong University, 2019.
（吴如兵. 高速列车轴箱轴承材料微观结构及力学性能演化规律研究[D]. 北京: 北京交通大学, 2019.）
[7] Ma Zeming. Study on the evolution law and fracture mechanism of microstructure and mechanical properties of high speed train bearings[D]. Shijiazhuang: Shijiazhuang Railway University, 2021.
（马泽铭. 高速列车轴承微观组织与力学性能演化规律及断裂机理研究[D]. 石家庄: 石家庄铁道大学, 2021.）
[8] Han Wei. Mechanical characteristics analysis of ball bearings in high speed and precision machine tools[D]. Wuhan: Wuhan University of Science and Technology, 2016.
（韩伟. 高速精密机床球轴承力学特性分析[D]. 武汉: 武汉科技大学, 2016.）
[9] An Liyuan, Li Peng, Liu Deyi, *et al*. Failure analysis on peeling of carburized inner ring of 352226X2-2RZ bearing[J]. Journal of Dalian Jiaotong University, 2020, 40 (1): 80-84.
（安立愿, 李朋, 刘德义, 等. 352226X2-2RZ轴承渗碳内圈剥离失效分析[J]. 大连交通大学学报, 2020, 40(1): 80-84.）
[10] Fu Hanwei, Cui Yinan, Zhang Chi, *et al*. Progress in research on rolling contact fatigue of bearing steel[J]. China Metallurgy, 2020, 30(9): 11−23.
（付悍巍, 崔一南, 张弛, 等. 轴承钢滚动接触疲劳研究进展[J]. 中国冶金, 2020, 30(9): 11−23.）
[11] Liu Ye, Yin Qing, Li Feng, *et al*. Quality evaluation of ultra long fatigue life bearing steel[J]. China Metallurgy, 2020, 30(9): 37−40.
（刘烨, 尹青, 李锋, 等. 超长疲劳寿命轴承钢的质量评价[J]. 中国冶金, 2020, 30(9): 37−40.）
[12] Khan F A. The effect of soaking on segregation and primary-carbide dissolution in ingot-cast bearing steel[J]. Metal, 2018, 8(10): 1−18.
[13] Li G, Ke L, Peng W, *et al*. Effects of natural aging and variable loading on very high cycle fatigue behavior of a bearing steel GCr15[J]. Theoretical and Applied Fracture Mechanics, 2022, (119): 103360.
[14] Zhang J W, Shiozawa K, Lu L T, *et al*. Fatigue fracture behavior of bearing steel GCr15 in very high cycle regime[J]. Advanced Materials Research, 2008, 44-46: 119−126.
[15] Yu Feng, Chen Xingpin, Xu Haifeng, *et al*. Current status of metallurgical quality and fatigue performance of rolling bearing steels and development direction of high-end bearing steels[J]. Journal of Metals, 2020, 56(4): 513−522.
（俞峰, 陈兴品, 徐海峰, 等. 滚动轴承钢冶金质量与疲劳性能现状及高端轴承钢发展方向[J]. 金属学报, 2020, 56(4): 513−522.）
[16] Zhu Zuchang, Yang Yitao. Research progress in the first, second, and third generation bearing steels and their heat treatment technologies (III)[J]. Heat Treatment Technology and Equipment, 2019, 40(2): 67−74.
（朱祖昌, 杨弋涛. 第一、二、三代轴承钢及其热处理技术的研究进展(三)[J]. 热处理技术与装备, 2019, 40(2): 67−74.）
[17] Xiao Maoguo, Li Donghui, Lü Xinyang, *et al*. Effect of heat treatment on the microstructure and properties of high CrCoMo bearing steel[J]. Journal of Material Heat Treatment, 2018, 39(8): 75−81.
（肖茂果, 李东辉, 吕新杨, 等. 热处理对高Cr-Co-Mo轴承钢组织与性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2018, 39(8): 75−81.）
[18] Wang Shengqian. Study on the formation mechanism and control of macroscopic inspection holes in GCr15 bearing steel[D]. Beijing: Beijing University of Science and Technology, 2016.
（王升千. GCr15轴承钢低倍检验孔洞的形成机理及控制研究[D]. 北京: 北京科技大学, 2016.）
[19] Kurtz, Fisher, Li Jianguo, *et al*. Fundamentals of solidification[M]. Beijing: Higher Education Press, 2010.
（库尔兹, 费希尔, 李建国, 等. 凝固原理[M]. 北京: 高等教育出版社, 2010.）
[20] Goto H, Miyazawa K, Honma H. Effect of the primary oxide on the behavior of the oxide precipitating during solidification of steel[J]. ISIJ International, 1996, 36(5): 537−542.
[21] Xiong Huihui. First-principles study on carbide precipitation and interfacial behavior in steel[D]. Shanghai: Shanghai University, 2019.
（熊辉辉. 钢中碳化物析出及其界面行为的第一性原理研究[D]. 上海: 上海大学, 2019.）
[22] Du N, Liu H, Cao Y, *et al*. Formation mechanism of MC and M2C primary carbides in as-cast M50 bearing steel[J]. Materials Characterization, 2021, 174: 111011-111024.
[23] Li Shanshan, Chen Yun, Gong Tongzhao, *et al*. Effect of cooling rate on solidification and precipitation mechanism of liquid precipitated carbide in high carbon chromium bearing steel[J]. Journal of Metals, 2022, 58(8): 1024−1034.
（李闪闪, 陈云, 巩桐兆, 等. 冷速对高碳铬轴承钢液析碳化物凝固析出机制的影响[J]. 金属学报, 2022, 58(8): 1024−1034.）
[24] Song W, Choi P P, Inden G, *et al*. On the spheroidized carbide dissolution and elemental partitioning in high carbon bearing steel 100Cr6[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2014, 45A(2): 595−606.

编辑 邓淑惠