DOI: 10.3901/JME.2021.20.126

AA6061 铝合金等温时效析出动力学及析出强化模拟计算

陈震昊¹ 徐 骏^{1,2} 刘庆冬^{1,3} 李传维¹ 顾剑锋^{1,2}

- (1. 上海交通大学材料改性与数值模拟研究所 上海 200240;
2. 上海交通大学上海市激光制造与材料改性重点实验室 上海 200240;
3. 上海交通大学高新船舶与深海开发装备协同创新中心 上海 200240)

摘要: 应用 Kampmann-Wagner Numerical (KWN)模型模拟计算 AA6061 铝合金在 190 °C、210 °C 和 225 °C 等温时效过程中沉淀相的析出动力学行为,得到沉淀相尺寸分布、数量密度和体积分数的演变规律,准确预测到时效进入粗化阶段时沉淀相粒子尺寸和体积分数变化曲线的拐点。利用不同升温速率下差示扫描量热试验的实测数据并结合等转变量分析方法,获得了沉淀相相对转变量曲线,其与模型计算结果吻合较好。应用析出强化模型,计算等温时效过程中 AA6061 铝合金屈服强度的变化,并通过与实测的由硬度转换的屈服强度进行比较,验证了计算方法的有效性。

关键词: AA6061 铝合金; 等温时效; 析出动力学; KWN 模型; 析出强化模拟

中图分类号: TG156

Simulation and Computation of Isothermal Precipitation Kinetics and Precipitation Strengthening for AA6061 Aluminum Alloy

CHEN Zhenhao¹ XU Jun^{1,2} LIU Qingdong^{1,3} LI Chuanwei¹ GU Jianfeng^{1,2}

- (1. Institute of Materials Modification and Modeling, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240;
2. Shanghai Key Laboratory of Materials Laser Processing and Modification, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240;
3. Collaborative Innovation Center for Advanced Ship and Deep-Sea Exploration, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240)

Abstract: The Kampmann-Wagner Numerical (KWN) model is used to simulate and calculate the precipitation kinetics behavior of AA6061 aluminum alloy during isothermal ageing at 190 °C, 210 °C and 225 °C. Evolution laws of particle size distribution, particle number density and precipitate volume fraction are obtained. The model can accurately predict the inflection point of particle size and precipitate volume fraction evolution when ageing enters coarsening period. Combined with isoconversional method, experimental result of differential scanning calorimetry(DSC) at different heating rate is used to obtain the precipitation reaction progress curve, which is in good agreement with the calculation result. Yield strength evolution during isothermal ageing is calculated using precipitation strengthening model and the calculation method proposed here is validated by comparing with the yield strength converted from the measured hardness.

Key words: AA6061 aluminum alloy; isothermal ageing; precipitation kinetics; KWN model; precipitation strengthening simulation

0 前言

铝合金由于其轻质高强、可塑性好等优点,广

泛应用于汽车、建筑、轨道交通、航空航天以及核电等领域^[1]。AA6061 铝合金是一种典型的可热处理强化型铝合金^[2],一般采用时效工艺对其进行强化。在 150~220 °C 时效时,其析出序列为:过饱和固溶体(Supersaturated solid solution, SSS)-溶质原子团

簇(cluster)-球状 Guinier-Preston(GP)区-亚稳态 β'' 相-亚稳态 β' 相-稳态 β 相(Mg₂Si)^[3-4]。

在实际工程问题的研究中,常采用有限元方法模拟零件在时效过程中内应力的演变,而其计算依赖于材料微观组织和屈服强度,因此需要建立时效过程铝合金沉淀相形貌、尺寸、数量密度、体积分数以及屈服强度与热处理工艺参数(温度/时间)之间的关系,从而为宏观模拟提供计算参数。

对铝合金时效析出动力学和屈服强度计算模型的研究已经比较深入。时效析出动力学模型可分为两种,一种通过对试验数据的归纳与拟合,得到经验公式。例如,LUIGGI 等^[5]研究了基于 Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov(JMAK)方程的 Al-Mg 合金时效过程中沉淀相的析出动力学,确定了不同析出相的形成温度区间以及形核激活能。ESMAEILI 等^[6-8]采用等温量热 (Isothermal calorimetry, IC) 和差示扫描量热 (Differential scanning calorimetry, DSC) 的方法,研究给出了 Al-Mg-Si 系铝合金时效析出动力学模型。王小娜等^[9]利用电阻法的试验数据拟合了析出动力学中的激活能和修正指前因子。刘刚等^[10-11]提出了 Al-Cu 合金中针棒状和盘片状沉淀相长大和粗化阶段半径和体积分数变化的经验公式。

另一种时效析出动力学模型基于数值计算,应用沉淀相形核、长大理论构建微分方程,并利用数值方法进行求解。GRONG 等^[12-14]开展了非常经典的工作,他们应用沉淀相形核长大的数值模型以及 Lifshitz-Slyozov-Wagner(LSW)粗化理论计算了 AA6005 和 AA6082 铝合金等温时效和变温时效过程中沉淀相析出规律,利用透射电子显微镜 (Transmission electron microscopy, TEM)统计沉淀相的平均等效尺寸和数量密度,对计算结果进行验证。然而,该模型不能很好地描述沉淀相的溶解行为,因此无法准确获得粗化阶段沉淀相的尺寸分布。BAHRAMI^[1]和 SAMARAS^[15]在此基础上引入了 Kampmann-Wagner Numerical(KWN)模型研究了 AA6111 铝合金的时效,用统一的控制方程描述沉淀相的形核、长大和粗化行为以获得整个时效过程中沉淀相尺寸分布的演变。TANG 等^[16-17]将计算相图技术(Calculation of phase diagrams, CALPHAD)与 KWN 模型结合,解决了模型参数依赖试验或经验值的局限性,实现了从热力学到动力学的完整模拟。

强化模型通常基于球形第二相强化的经典理论,部分研究根据析出相的具体形貌对模型进行调整。ESMAEILI 等^[6]研究了针棒状或板条状沉淀相

与基体的位向关系,并进一步推导了强化模型。刘刚等^[10-11]给出了计算针棒状和盘片状沉淀相对屈服强度贡献的经验公式。

本文拟采用 KWN 模型计算 AA6061 铝合金的析出行为,获得沉淀相尺寸分布和体积分数等信息,并利用析出强化模型计算时效过程中屈服强度的变化,同时结合 DSC 试验和硬度测试等手段对模拟计算的有效性进行验证。

1 试验材料与方法

试验材料为 T6 态 AA6061 铝合金,成分如表 1 所示。

表 1 试验材料的化学成分(质量分数) %

Mg	Si	Cu	Fe	Mn	Al
0.85	0.49	0.22	0.26	0.03	98.15

试样为 $\phi 5 \text{ mm} \times 18.5 \text{ mm}$ 的圆柱,经 550 °C 固溶处理 70 min 后水淬,分别在 190 °C、210 °C 和 225 °C 进行等温不同时间的时效处理。用 HVS-30P 维氏硬度计测试不同时效工艺后试样的硬度,在高温综合热分析系统 96Line EVO 中进行 DSC 试验,升温区间为 20~450 °C,速率分别为 1、2、4、8、12 K/min。

2 计算模型

2.1 时效析出动力学模型

KWN 模型整合沉淀相形核、长大和粗化的全过程,可计算时效过程中每一时刻沉淀相的尺寸分布(Particle size distribution, PSD)。模型建立在一系列基本假设^[1, 12-14]基础上,其中的热力学和动力学计算简单介绍如下。

2.1.1 沉淀相的形核自由能和临界半径

如果仅考虑体积自由能和表面能,则形核过程中吉布斯自由能的变化为

$$\Delta G_{\text{nucleation}} = -\frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \gamma \quad (1)$$

式中, r 为沉淀相半径, γ 为表面能, ΔG_v 为体积自由能,可以表示为

$$\Delta G_v = -\frac{RT}{V_m} \ln \left(\frac{C_m}{C_e} \right)^{-1} \quad (2)$$

式中, R 为热力学常数, T 为热力学温度, V_m 为沉淀相单位原子摩尔体积, C_m 为体中 Mg 的浓度, C_e

为当前温度下基体与沉淀相界面处 Mg 的平衡浓度。这里假设时效过程中, 沉淀相析出是由 Mg 元素扩散控制的, 主要是因为沉淀相析出是一种扩散型相变, 而 Mg 是含量最高的溶质元素。Mg 的平衡浓度通过 Al-Mg₂Si 相图获取, 其计算式为

$$C_e = 9.7 \exp\left(-\frac{Q_s}{RT}\right) \quad (3)$$

式中, Q_s 为表观溶线边界焓, 是一个常数。令吉布斯自由能变化对沉淀相半径 r 的一阶导为零, 得到临界形核半径为

$$r_{cr} = \frac{2\gamma V_m}{RT} \ln\left(\frac{C_m}{C_e}\right)^{-1} \quad (4)$$

2.1.2 沉淀的形核率

时效过程中任一时刻的形核率用式(5)计算

$$J = J_0 \exp\left(-\frac{\Delta G^*}{RT}\right) \exp\left(-\frac{\Delta Q_d}{RT}\right) \quad (5)$$

式中, J_0 为指前因子, 是一个常数, Q_d 为激活能, 由于假设析出动力学由 Mg 的扩散控制, Q_d 可取为 Mg 在基体中的扩散激活能。GRONG 等^[13]基于经典的形核理论, 认为 ΔG^* 可以表示为

$$\Delta G^* = \frac{A_0^3}{(RT)^2 \ln(C_m/C_e)^2} \quad (6)$$

式中, A_0 是一个常数, 为表观激活能。

2.1.3 沉淀的半径变化率

在整个时效过程中的沉淀相尺寸变化可用统一的公式描述

$$v = \frac{dr}{dt} = \frac{C_m - C_r}{C_\beta - C_r} \frac{D}{r} \quad (7)$$

式中, v 是沉淀相半径变化率, 当 v 为正值时意味着沉淀相在长大, 负值时在溶解。 C_β 是沉淀相中 Mg 的浓度, C_r 是考虑 Gibbs-Thomson 效应后 Mg 在半径为 r 的沉淀相界面处的平衡浓度, 其计算式为

$$C_r = C_e \exp\left(\frac{2\gamma V_m}{rRT}\right) \quad (8)$$

2.1.4 沉淀尺寸的计算方法

在得到沉淀相的形核率 J 、临界形核半径 r_{cr} 以及尺寸变化率 v 以后, KWN 模型可通过类似于一维有限体积法的方法来计算在时效过程中沉淀相的尺寸分布。该方法将沉淀相半径存在的可能区间划分成若干个控制体积, 每个控制体积代表着一个小的半径区间。本文假设每个控制体积的大小是相等的,

且在任一控制体积内, 沉淀相半径是线性分布的。沉淀相的尺寸变化可以用其在控制体积内的流动来描述, 满足如下连续方程, 即

$$\frac{\partial N(r,t)}{\partial t} = -\frac{\partial N(r,t)v(r,t)}{\partial r} + \delta(r-r_{cr}(t))J(t) \quad (9)$$

式中, $N(r,t)$ 为在 t 时刻半径为 r 的沉淀相数量, $v(r,t)$ 为其半径变化率, $J(t)$ 为形核率, δ 为 Kronecker 函数。该连续方程将形核、长大和粗化过程耦合在同一方程中, 从而可以完整计算沉淀相析出过程。

由于基体中 Mg 的浓度影响沉淀相形核率和尺寸变化率, 它的计算如下: 首先计算沉淀相体积分数的变化。设在 t 时刻, 控制体积 i 中有 N_i 个沉淀相, 其左边界代表的沉淀相半径为 r_{left} , 右边界为 r_{right} , 则这一控制体积内沉淀相的体积分数为

$$f_i = \int_{r_{left}}^{r_{right}} \frac{4}{3} \pi r^3 \frac{N_i}{r_{right} - r_{left}} dr \quad (10)$$

进一步计算得到 t 时刻基体中 Mg 的浓度为

$$C_m = C_0 - C_\beta \sum f_i \quad (11)$$

2.2 强化模型

时效 AA6061 铝合金的屈服强度主要来自于三方面: 纯铝的固有强度 σ_0 、固溶强化 σ_{ss} 和沉淀强化 σ_{ppt} 。一般认为, 三种强化贡献可以线性叠加, 即^[14]

$$\sigma_y = \sigma_0 + \sigma_{ss} + \sigma_{ppt} \quad (12)$$

式中, σ_0 通常取 10~15 MPa, σ_{ss} 用式(13)计算

$$\sigma_{ss} = \sum_{j=\text{Mg, Si, Cu}} k_j C_j^{2/3} \quad (13)$$

式中, k_j 是一个与元素种类有关的常数。

对于球形粒子, σ_{ppt} 可表示为^[1]

$$\sigma_{ppt} = \frac{M}{(2\beta G)^{1/2} b^2} \langle r \rangle \left(\frac{3f}{2\pi} \right)^{1/2} \left(\frac{\sum_i N_i F_i}{\sum_i N_i} \right)^{3/2} \quad (14)$$

式中, $\langle r \rangle$ 为沉淀相的平均尺寸, M 为泰勒因子, f 为沉淀相的体积分数, β 为位错线张力有关的参数, G 为沉淀相的剪切模量, N_i 为第 i 个控制体积中的沉淀相数量, F_i 为第 i 个控制体积中的沉淀相强度, 其值可由式(15)得到

$$F_i = \begin{cases} 2\beta G b^2 (r_i/r_{trans}) & r_i < r_{trans} \\ 2\beta G b^2 & r_i \geq r_{trans} \end{cases} \quad (15)$$

式中, r_i 为第 i 个控制体积中沉淀相的平均半径, r_{trans} 为沉淀相由位错切过转变为绕过机制的临界尺寸。

2.3 计算策略及模型参数

首先进行析出动力学的计算, 获得时效过程中任一时刻沉淀相的尺寸分布, 进而得到沉淀相的平均尺寸和体积分数, 然后将其代入强化模型, 计算屈服强度。计算流程图如图 1 所示。

图 1 析出动力学与屈服强度计算流程图

计算所需的输入参数列于表 2^[1, 14]。

表 2 计算所需输入的模型参数

输入参数	参数值
沉淀相 Mg 浓度 $C_p(\%)$	63.0
基体初始 Mg 浓度 $C_m(\%)$	0.85
Mg 扩散激活能 $Q_d/(kJ/mol)$	130
表观溶线边界焓 $Q_s/(kJ/mol)$	45.35
形核率指前因子 $j_0/(m^3/s)$	3.07×10^{36}
沉淀相摩尔体积 $V_m/(m^3/mol)$	7.62×10^{-5}
Si 固溶强化常数 $k_{Si}/(MPa/\%^{2/3})$	66.3
Cu 固溶强化常数 $k_{Cu}/(MPa/\%^{2/3})$	46.4
表面能 $\gamma/(J/m^2)$	0.26
临界半径 r_{trans}/nm	5
泰勒因子 M	2.6~3.1
位错线张力相关常数 β	0.3~0.5
伯氏矢量 b/m	2.84×10^{-10}
切变模量 $G/(N/m^2)$	2.7×10^{10}
Mg 固溶强化常数 $k_{Mg}/(MPa/wt\%^{2/3})$	29.0
表观激活能 $A_0/(kJ/mol)$	18

3 结果与分析

3.1 DSC 试验实测时效析出动力学

本文实测升温速率分别为 1、2、4、8、12 K/min

时的 DSC 曲线如图 2 所示, 图中罗马数字 I 和 II、III、IV 标注了 12 K/min 时的一个吸热峰和三个放热峰, 其中吸热峰 I 是 GP 区的溶解峰, 放热峰 II、III、IV 分别是沉淀相 β'' 、 β' 和 β 的析出峰, 其中以 β'' 相的析出峰最为显著。随着升温速率的增加, 各析出峰向右移动。此外, 研究表明^[1], 在 200 °C 左右时效 10 h 以内, 尤其是在峰时效之前, β'' 相的数量密度和体积分数都远远大于 β' 相和 β 相, 因此, 本文在后续 DSC 数据处理、析出动力学计算和屈服强度计算中仅考虑 β'' 相。

图 2 AA6061 铝合金在不同升温速率下的 DSC 曲线

从转变开始温度 T_s 到转变结束温度 T_f 期间, 沉淀相析出所释放的潜热总量, 可以通过析出峰的积分面积求得, 即

$$Q_{total} = \int_{T_s}^{T_f} \frac{dQ}{dT} dT \quad (16)$$

任意温度 T 时, 已析出的沉淀相放出的潜热为

$$Q_T = \int_{T_s}^T \frac{dQ}{dT} dT \quad (17)$$

因此, 在任意温度 T , 相对于平衡状态下的完全析出, 沉淀相的相对转变量可以用式(18)计算, 即

$$f_r = Q_T / Q_{total} \quad (18)$$

根据 Friedman 微分等转变量方法^[9], 有

$$\ln\left(\frac{df_r}{dt}\right) = \ln[A(f_r)f(f_r)] - \frac{E(f_r)}{RT} \quad (19)$$

式中, 相对转变量 f_r 可以通过式(16)~(18)求得。因此, 任意选定一个相对转变量 f_r , 都可以通过图 2 中的数据拟合出一条 $\ln(df_r/dt) - 1/T$ 直线, 而直线的斜率为 $-E(f_r)/R$, 直线在 y 轴上的截距为 $\ln[A(f_r)f(f_r)]$ 。由此求得不同转变量下沉淀相的析出激活能 $E(f_r)$ 和指前因子 $\ln[A(f_r)f(f_r)]$, 如图 3 所示。

图 3 β'' 相的析出激活能和指前因子

等温条件下沉淀相析出 df 所需时间

$$dt = \frac{df}{A(f_r)f(f_r)\exp[-E/(RT)]} \quad (20)$$

进一步, 在等温条件下获得相对转变量为 f_r 的沉淀相所需总时间为

$$t = \int_0^{f_r} dt = \int_0^{f_r} \frac{df}{A(f_r)f(f_r)\exp[-E/(RT)]} \quad (21)$$

3.2 时效析出动力学模型计算结果与验证

应用 KWN 模型计算得到的 AA6061 铝合金在 210 °C 等温时效 400 s、3 000 s 和 180 000 s 后沉淀相的尺寸分布如图 4 所示。可以发现, 时效初期 (400 s) 的沉淀相尺寸分布峰非常尖锐, 沉淀相尺寸集中在一个很小的范围内, 且该范围内的沉淀相粒子数目很大, 此时大量沉淀相以相近的临界半径形核, 且没有显著长大。时效 3 000 s 左右达到峰时效, 沉淀相尺寸分布峰较时效初期右移, 这是因为早期形核的沉淀相不断长大, 而后期形核的沉淀相虽然由于基体中 Mg 浓度降低而临界形核半径增大, 但其尺寸仍较小, 所以分布峰发生了一定程度的宽化。时效 180 000 s 时, 进入粗化阶段的沉淀相尺寸分布峰继续右移, 并进一步宽化, 该阶段中的小尺寸沉

图 4 KWN 模型计算所得 210 °C 等温时效不同时间后沉淀相的粒子尺寸分布

淀相粒子溶解而大尺寸沉淀相不断长大, 造成粒子之间尺寸差距增大。此外, 由于粗化阶段基体中 Mg 浓度不足以发生形核, 而小尺寸沉淀相又不断溶解直至消失, 粒子总体数量减少。190 °C 和 225 °C 等温时效时的沉淀相粒子尺寸分布与变化趋势与图 4 类似。

由图 4 数据进一步计算得到不同温度等温时效过程中沉淀相平均半径和体积分数随时间的变化, 如图 5 所示。可以看出, 在峰时效附近, 沉淀相平均半径和体积分数都存在一个拐点, 之后尺寸的变化趋势与拐点前完全不同, 而体积分数不再发生明显改变, 此时时效进入粗化阶段。由此可见, KWN 模型采用统一的控制方程描述形核、长大和粗化阶段, 其计算结果能很好预测时效进入粗化阶段的拐点。

(a) 沉淀相平均半径

(b) 沉淀相体积分数

图 5 KWN 模型计算的不同时效温度下沉淀相平均半径和沉淀相体积分数的演变

由图 5b 转化得到的相对转变量曲线, 与 DSC 测试数据获得的沉淀相曲线进行比较, 如图 6 所示。可以看出, 模型计算的结果与试验测试的结果在三种温度下都能较好符合。时效初期存在一定偏差, 模型计算得到的析出动力学偏快, 可能的原因包括: 一方面模型没有考虑形核需要的孕育期, 另一方面时效初期沉淀相长大主要受到界面迁移的控制^[1],

而 KWN 模型中假设沉淀相析出始终由 Mg 元素的扩散控制。

图 6 不同等温时效条件下沉淀相的相对转变量曲线

3.3 析出强化模型计算结果与验证

应用析出强化模型计算可得不同温度等温时效过程中屈服强度的演变,如图 7 所示。

考虑到材料的显微硬度与屈服强度之间存在近似的经验转换公式^[8],即

$$HV = 0.33\sigma_y + 16 \quad (22)$$

本文利用显微硬度测试来验证强化模型,将实测硬度值对应的屈服强度与计算值对比,可以看到,两者趋势一致,基本吻合。模型计算的峰时效前的屈服强度在实测数据点稍偏左,也就是达到该屈服强度所需的时间更短,可能是因为动力学模型未考

虑形核的孕育期和界面控制机制,导致沉淀相长大偏快。总体上,强化模型能够较为准确地计算在不同温度时效时屈服强度随时效时间的变化。

图 7 不同温度等温时效过程中屈服强度的演变

4 结论

(1) 本文应用 KWN 模型计算了 AA6061 铝合金等温时效析出动力学行为,获得了沉淀相粒子尺寸分布、平均半径、体积分数的演变规律,并准确预测了时效进入粗化阶段时沉淀相粒子尺寸和体积分数变化曲线的拐点。利用 DSC 试验和等转变量方法获得了等温时效动力学曲线,模型计算结果与之符合较好,验证了计算方法的有效性。

(2) 应用析出强化模型计算获得了 AA6061 铝合金等温时效过程中屈服强度的演变, 与实测硬度对应的屈服强度基本吻合。本文提出的计算方法通过对微观组织演化的计算预测材料宏观性能, 能够与宏观有限元模拟耦合, 从而获得材料等温时效过程屈服强度的变化规律, 进一步可更准确地计算各种零件时效过程中内部组织, 强度, 甚至内应力的演变信息。

参 考 文 献

- [1] BAHRAMI A. Modeling of precipitation sequence and ageing kinetics in Al-Mg-Si alloys[D]. Delft: Delft University of Technology, 2010.
- [2] 徐洲, 赵连城. 金属固态相变原理[M]. 北京: 科学出版社, 2004.
XU Zhou, ZHAO Liancheng. Solid phase transformation theory of metal[M]. Beijing: Science Press, 2004.
- [3] 汪波, 王晓姣, 宋辉, 等. Al-Mg-Si 合金时效早期显微组织演变及其对强化的影响[J]. 金属学报, 2014(6): 685-690
WANG Bo, WANG Xiaoqiao, SONG Hui, et al. Strengthening effects of microstructure evolution during early ageing process in Al-Mg-Si alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2014(6): 685-690.
- [4] 盈亮, 申国哲, 胡平, 等. AA6016 铝材烘烤硬化性能研究[J]. 机械工程学报, 2011, 47(10): 19-24.
YING Liang, SHEN Guozhe, HU Ping, et al. Research on bake hardening behaviour of AA6016 aluminum alloy sheets[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2011, 47(10): 19-24.
- [5] LUIGGI N, ETANCOURT M. On the non-isothermal precipitation of the β' and β phases in Al-12.6 mass% Mg alloys using dilatometric techniques[J]. Journal of Thermal Analysis and Calorimetry, 2003, 74: 883-894.
- [6] ESMAEILI S, WANG X, LLOYD D J, et al. On the precipitation-hardening behaviour of the Al-Mg-Si-Cu alloy AA6111[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2003, 34: 751-763.
- [7] ESMAEILI S, LLOYD D J, POOLE W J. A yield strength model for the Al-Mg-Si-Cu alloy AA6111[J]. Acta Materialia, 2003, 51: 2243-2257.
- [8] ESMAEILI S, LLOYD D J, POOLE W J. Modeling of precipitation hardening for the naturally aged Al-Mg-Si-Cu alloy AA6111[J]. Acta Materialia, 2003, 51: 3467-3481.
- [9] 王小娜, 韩利战, 顾剑锋. NZ30K 镁合金时效析出动力学与强化模型的研究[J]. 金属学报, 2014(3): 355-360.
WANG Xiaona, HAN Lizhan, GU Jianfeng. Precipitation kinetics and yield strength model for NZ30K-Mg alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2014(3): 355-360.
- [10] 刘刚, 丁向东, 孙军, 等. 具有盘状析出相铝合金的时效强化模型[J]. 中国有色金属学报, 2001(6): 337-347.
LIU Gang, DING Xiangdong, SUN Jun, et al. A model for age strengthening of plate-like-precipitate-containing Al alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2001(6): 337-347.
- [11] 刘刚, 张国君, 丁向东, 等. 具有盘/片状, 棒/针状析出相铝合金的时效-屈服强度变化模型[J]. 稀有金属材料与工程. 2003(12): 971-975.
LIU Gang, ZHANG Guojun, DING Xiangdong, et al. A model for age strengthening of Al alloys with plate/disc-like or rod/needle-like precipitate[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2003(12): 971-975.
- [12] GRONG F, MYHR O R. Additive and isokinetic behaviour in relation to diffusion controlled growth[J]. Acta Materialia, 2000, 48: 445-452.
- [13] GRONG F, MYHR O R. Modeling of non-isothermal transformations in alloys containing a particle distribution[J]. Acta Materialia, 2000, 48: 1605-1615.
- [14] MYHR O R, GRONG F, ANDERSEN S J. Modeling of the age hardening behaviour of Al-Mg-Si alloys[J]. Acta Materialia, 2001, 49: 65-75.
- [15] SAMARAS S N. Modelling of microstructure evolution during precipitation processes: A population balance approach of the KWN model[J]. Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering, 2006, 14: 1271-1291.
- [16] TANG K, DU Q, LI Y. Modelling microstructure evolution during casting, homogenization and ageing heat treatment of Al-Mg-Si-Cu-Fe-Mn alloys[J]. Calphad, 2018, 63: 164-184.
- [17] DU Q, TANG K, MARIOARA C D, et al. Modeling over-ageing in Al-Mg-Si alloys by a multi-phase CALPHAD-coupled Kampmann-Wagner Numerical model[J]. Acta Materialia, 2017, 122: 178-186.

作者简介: 陈震昊, 男, 1996 年出生。主要研究方向为材料热处理过程的数值模拟。

E-mail: szzxczh@sjtu.edu.cn

顾剑锋(通信作者), 男, 1970 年出生, 博士, 教授, 博士研究生导师。主要研究方向为热处理数值模拟及其工程应用。

E-mail: gujif@sjtu.edu.cn