

相场法模拟弹性应变能对 Ti-Al-Nb 合金

$\alpha_2 \rightarrow O$ 相变粗化动力学的影响 *

周广钊 王永欣 陈 铮

(西北工业大学凝固技术国家重点实验室, 西安 710072)

摘 要 采用相场方法模拟了 Ti-Al-Nb 合金 $\alpha_2 \rightarrow O$ 相转变, 探讨了有无外力场作用下弹性应变能对 O 相颗粒形貌、取向、数目、体积分数及平均尺寸的影响. 结果表明: 在弹性应变能作用下, 颗粒形貌为长方块状, 且沿弹性软方向分布; 无外力场时, 弹性应变能越大, 沉淀相越易形核, 稳定时颗粒数目越多, 体积分数及平均尺寸越小; 在外力场作用下, 取向有利的变体优先长大, 取向不利的变体长大受到抑制; 在较小压应力作用下, 沉淀相易于形核, 稳定时颗粒数目增多, 体积分数减小; 在拉应力或较大压应力作用下, 应力越大, 越难于形核, 稳定时颗粒数目越少, 体积分数越大.

关键词 弹性应变能, Ti-Al-Nb 合金, $\alpha_2 \rightarrow O$ 相变, 粗化动力学, 相场法

中图分类号 TG111.4

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(2012)04-0485-07

PHASE-FIELD METHOD SIMULATION OF THE EFFECT OF ELASTIC STRAIN ENERGY ON COARSENING DYNAMICS DURING THE $\alpha_2 \rightarrow O$ PHASE TRANSFORMATION IN Ti-Al-Nb ALLOYS

ZHOU Guangzhao, WANG Yongxin, CHEN Zheng

State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072

Correspondent: WANG Yongxin, associate professor, Tel: (029)88460502, E-mail: wangyx818@126.com

Supported by National Natural Science Foundation of China (Nos.51075335, 10902086, 51174168 and 50875217) and NPU Foundation for Fundamental Research (No.NPU-FFR-JC201005)

Manuscript received 2011-11-14, in revised form 2012-03-27

ABSTRACT The Ti-Al-Nb alloys have received significant attention due to its excellent properties for high-temperature applications. The $\alpha_2 \rightarrow O$ phase transformation taking place in these alloys leads to complex multi-variant and multi-domain microstructure, which has been extensively researched by experimental studies. The morphology, size, spatial arrangement of multi-variant and the volume fraction of precipitated phase, which are determined by the elastic strain energy, affect the important physical and mechanical properties of these alloys. So it is important to examine the effect of elastic strain energy on coarsening dynamics during the $\alpha_2 \rightarrow O$ phase transformation. In this study, phase-field method has been used to simulate the $\alpha_2 \rightarrow O$ phase transformation, and the effect of elastic strain energy on coarsening dynamics especially the morphology, orientation, number and the volume fraction of precipitated phase particles have been discussed. The results show that elastic strain energy has great impact on the morphology and orientation of precipitated phase particles. As the result of elastic strain energy, particles transformed into block and aligned along the elastic soft directions. The greater elastic strain energy in system without applying any external stress, the easier nucleation and the smaller volume fraction and mean size of particles when system was steady. An applied stress can

* 国家自然科学基金项目 51075335, 10902086, 51174168 和 50875217 以及西北工业大学基础研究基金 NPU-FFR-JC201005 资助

收到初稿日期: 2011-11-14, 收到修改稿日期: 2012-03-27

作者简介: 周广钊, 男, 1987 年, 硕士生

DOI: 10.3724/SP.J.1037.2011.00704

result in the selective growth of precipitated phase variants, which promotes the precipitation of favored variants and retards the precipitation of other variants, finally changes the morphology. When system applied small pressure stress, the number of particles increased which eventually led to the reduction of mean size. Volume fraction of precipitated phase increased with increasing external stress when it is over a certain extent.

KEY WORDS elastic strain energy, Ti-Al-Nb alloy, $\alpha_2 \rightarrow O$ phase transformation, coarsening dynamics, phase-field method

Ti-Al 基金属间化合物具有低密度、高熔点及较高的高温比强度^[1-5], 但高温下抗氧化性不足, 严重影响其应用^[1,5-8], 添加 Nb 是提高该系合金抗氧化性的有效方法^[9-11], 可以形成具有密度低、比强度高、抗蠕变性和抗氧化性好等特点的, 有望在航空航天领域得到广泛应用的 Ti-Al-Nb 合金^[12]. 对 hcp 结构的 α_2 相 Ti₃Al 合金进行 Nb 合金化时, 当 Nb 浓度超过 7%(原子分数) 时, 将部分或全部转化成基于 Ti₂AlNb 正交晶系的 O 相^[13,14]. Bendersky 等^[15-17] 预测并通过实验证实了 Ti-Al-Nb 合金中存在 $\alpha_2 \rightarrow O$ 相的转变, 随后 Muraleedharan 等^[18-20]、Pierron 等^[21] 及 Gogia 等^[22] 通过大量实验研究了 O 相不同变体的取向关系、惯习面、畴界、自适应分布及多变体畴类型的一般形貌. 为更好地理解 O 相多变体形貌的形成及 O 相的粗化动力学, 进而控制显微组织来获得所需要的性能, 有必要研究弹性应变能对 Ti-Al-Nb 合金 $\alpha_2 \rightarrow O$ 相相变粗化动力学的影响.

由于采用实验方法进行研究具有局限性, 本研究采用 Wen 等^[23,24] 提出的相场模型, 模拟有无外力场作用下 Ti-Al-Nb 合金 $\alpha_2 \rightarrow O$ 相转变, 探讨弹性应变能对相变粗化动力学的影响.

1 相场模型

1.1 模型的建立

Wen 等^[23,24] 提出了 Ti-Al-Nb 合金的相场模型, 模型中定义成分场变量 $c(\vec{r}, t)$ (\vec{r} 为空间矢量, t 为时间) 为保守场变量, 表示合金中 Nb 的含量, 在 α_2 相和 O 相内部为 0.07 和 0.15, 在晶界处介于两者之间并连续变化; 结构场变量 $\eta_1(\vec{r}, t)$, $\eta_2(\vec{r}, t)$ 及 $\eta_3(\vec{r}, t)$ 为非保守场变量, 表示 O 相 3 种变体的取向, 在变体内部只有一个为 -1 或者 1, 其余为 0, 在晶界处由 -1 或者 1 连续变化至 0.

根据扩散界面理论和连续场理论, 系统的化学自由能 F_{ch} 可表述为

$$F_{ch} = \int_V [f(c, \eta_1, \eta_2, \eta_3) + \frac{1}{2}\rho(\nabla c)^2 + \frac{1}{2}\lambda \sum_{p=1}^3 (\nabla \eta_p)^2] dV \quad (1)$$

式中, f 为体积自由能密度, ∇c 及 $\nabla \eta_p$ 为成分场变量和结构场变量的梯度, ρ 及 λ 为对应的梯度能系数, V 为系统的总体积. 为保证空间中每一点对应一个取向, 且每个

取向几率相等, 要求 O 相在三维取向场空间 $(\eta_1, \eta_2, \eta_3) = (\pm 1, 0, 0), (0, \pm 1, 0), (0, 0, \pm 1)$ 处有 6 个等深的势阱, 满足条件的 f 可表述为

$$f(c, \eta_1, \eta_2, \eta_3) = \frac{A_1}{2}(c - c_1)^2 + \frac{A_2}{2}(c_2 - c) \sum_{p=1}^3 \eta_p^2 - \frac{A_3}{4} \sum_{p=1}^3 \eta_p^4 + \frac{A_4}{6} \left(\sum_{p=1}^3 \eta_p^2 \right)^3 \quad (2)$$

式中, A_1, A_2, A_3 和 A_4 为使 f 与 Bendersky 等^[15] 通过实验得到的实际 α_2 相和 O 相自由能 - 成分曲线相符合的唯象参数, c_1 和 c_2 分别为接近 α_2 相和 O 相平衡成分的常数.

Ti-Al-Nb 合金在 1000 K 下, α_2 相基体析出正交晶系的 O 相, 发生共格相变^[16], 使结构不均匀, 产生应变. 系统弹性应变场 $\varepsilon_{ij}^{\text{el}}(\vec{r})$ 可表述为

$$\varepsilon_{ij}^{\text{el}}(\vec{r}) = \varepsilon_{ij}(\vec{r}) - \varepsilon_{ij}^{00}(\vec{r}) = \varepsilon_{ij}(\vec{r}) - \sum_{p=1}^3 \varepsilon_{ij}^0(p) \eta_p^2(\vec{r}) \quad (3)$$

式中, $\varepsilon_{ij}(\vec{r})$ 和 $\varepsilon_{ij}^{00}(\vec{r})$ 为系统总的及无应力应变场, $\varepsilon_{ij}^0(p)$ 表示第 p 种变体的无应力应变张量. 系统总的弹性应变能 E_{el} 可表述为

$$E_{\text{el}} = \frac{1}{2} \int_V \sigma_{ij}(\vec{r}) \varepsilon_{ij}^{\text{el}}(\vec{r}) dV \quad (4)$$

式中, $\sigma_{ij}(\vec{r}) = C_{ijkl} \varepsilon_{kl}^{\text{el}}(\vec{r})$ 为弹性应力场, C_{ijkl} 为弹性模量张量.

为简化计算, 引入空间矢量 $\vec{u} = \vec{r}/l$ 和时间 $\tau = L|\Delta f|t$ (其中 l 为单位网格尺寸, L 为动力学系数, $|\Delta f|$ 为相变化学驱动力), 将 Ginzburg-Landau 方程和 Cahn-Hilliard 方程转化成无量纲形式

$$\frac{\partial \eta_p(\vec{u}, \tau)}{\partial \tau} = - \left(\frac{\partial f_a}{\partial \eta_p(\vec{u}, \tau)} - \beta \nabla^2 \eta_p(\vec{u}, \tau) + \phi \frac{\delta E'_{\text{el}}}{\delta \eta_p(\vec{u}, \tau)} \right) + \xi'_p(\vec{u}, \tau) \quad (p = 1, 2, 3) \quad (5a)$$

$$\frac{\partial c(\vec{u}, \tau)}{\partial \tau} = \nu \nabla^2 \left(\frac{\partial f_a}{\partial c(\vec{u}, \tau)} - \alpha \nabla^2 c(\vec{u}, \tau) \right) + \zeta'(\vec{u}, \tau) \quad (5b)$$

方程组 (5) 中

$$f_a = \frac{a_1}{2}(c - c_1)^2 + \frac{a_2}{2}(c_2 - c) \sum_{p=1}^3 \eta_p^2 - \frac{a_3}{4} \sum_{p=1}^3 \eta_p^4 + \frac{a_4}{6} \left(\sum_{p=1}^3 \eta_p^2 \right)^3 \quad (6a)$$

$$\frac{\delta E'_{el}}{\delta \eta_p(\vec{u}, \tau)} = \frac{2\eta_p(\vec{u}, \tau)}{4G\varepsilon_s^2} (-C_{ijkl}\varepsilon_{ij}^a \varepsilon_{kl}^0(p) + \sum_{q=1}^3 \langle C_{ijkl}\varepsilon_{ij}^0(p)\varepsilon_{kl}^0(q)\eta_q^2(\vec{u}, \tau) - \int \frac{d^3\vec{g}}{(2\pi)^3} \{B_{pq}(\vec{n})\{\eta_q^2(\vec{u}, \tau)\}\bar{g}\}) \rangle) \quad (6b)$$

$$\left\{ \begin{array}{l} a_i = \frac{A_i}{|\Delta f|} \quad (i = 1, 2, 3, 4) \\ \beta = \frac{\lambda}{l^2|\Delta f|} \\ \phi = \frac{4G\varepsilon_s^2}{|\Delta f|} \\ \nu = \frac{M}{Ll^2} \\ \alpha = \frac{\rho}{l^2|\Delta f|} \end{array} \right. \quad (6c)$$

$$\left\{ \begin{array}{l} \xi'_p(\vec{u}, \tau) = \frac{\xi_p(\vec{r}, t)}{L|\Delta f|} \\ \zeta'(\vec{u}, \tau) = \frac{\zeta(\vec{r}, t)}{L|\Delta f|} \end{array} \right. \quad (6d)$$

式中, G 为剪切模量, ε_s 为点阵错配度, ε_{ij}^a 为外应力引起的应变场; $B_{pq}(\vec{n}) = \vec{n}_i C_{ijkl} \varepsilon_{kl}^0(p) \Omega_{jk}(\vec{n}) C_{ijkl} \varepsilon_{kl}^0(q) \vec{n}_l$, \vec{n} 为倒易空间单位矢量, \vec{n}_i 为其第 i 个分量, $\Omega_{ij}(\vec{n})$ 为弹性 Green 函数张量; \vec{g} 表示倒易空间矢量, $\{\eta_q^2(\vec{u}, \tau)\}_{\vec{g}}$ 为 $\eta_q^2(\vec{u}, \tau)$ 的 Fourier 变换; M 为与原子扩散系数相关的动力学参数; $\xi_p(\vec{r}, t)$ 和 $\zeta(\vec{r}, t)$ 分别表示与结构场变量和成分场变量有关的热力学噪声项。

1.2 参数选取

采用半隐式 Fourier 谱方法数值求解动力学方程组 (5)^[25,26], 并通过引入变量 $\varphi(\vec{u}, \tau) = \eta_1^2(\vec{u}, \tau) - 2\eta_2^2(\vec{u}, \tau) - \eta_3^2(\vec{u}, \tau)$ 来描述系统的演化, 可得到不同时间下 Ti-Al-Nb 合金显微组织的演化结果. 模拟中参数的取值如表 1 所示. 由表 1 中热力学无量纲参数得到的热力学数据及场变量初始条件可知, 初始时整个模拟区域充满着过饱和亚稳态的 α_2 相. 由于 O 相 3 种变体的 $(001)_O$ 面平行于 α_2 相基体的 $(0001)_{\alpha_2}$ 面, 3 种变体的 $[100]_O$ 方向分别平行于 α_2 相基体的 $[2\bar{1}\bar{1}0]_{\alpha_2}$, $[\bar{1}2\bar{1}0]_{\alpha_2}$ 和 $[\bar{1}\bar{1}20]_{\alpha_2}$ 方向, 即 hcp 结构 α_2 相析出正交晶系 O 相的共格转变可近似为在平行于 $(0001)_{\alpha_2}$ 面上发生的相变, 故模拟区域选择平行于基体 α_2 相 $(0001)_{\alpha_2}$ 面的平面.

表 1 模拟中所选取的参数

Table 1 Parameters used in the simulation

Parameter	Non-dimensional value
Bulk free energy coefficients ($a_1, a_2, a_3, a_4, c_1, c_2$)	(100.0, 24.0, 22.0, 27.8, 0.15, 0.245)
Gradient energy coefficient for composition field α	0
Gradient energy coefficient for structure field β	0.05
Elastic energy coefficient ϕ	0, 2.5, 5, 10, 20, 30
Diffuse kinetic coefficient for composition field ν	1.0
Lattice misfit ε_s	0.03
Applied strain coefficient b	$\pm 0.1, \pm 0.25, \pm 0.5, \pm 1.0$
Applied strain tensor ε_{ij}^a	$b\varepsilon_s \begin{pmatrix} 3/4 & \sqrt{3}/4 \\ \sqrt{3}/4 & 1/4 \end{pmatrix}$
Initial value of composition field $c(\vec{u}, \tau_0)$	0.125
Initial value of structure field ($\eta_1(\vec{u}, \tau_0), \eta_2(\vec{u}, \tau_0), \eta_3(\vec{u}, \tau_0)$)	(0, 0, 0)
Space step Δu	0.125
Time step $\Delta \tau$	0.01
System size $S \times S$	512×512

2 模拟结果与讨论

2.1 无外力场作用

对无外力场作用时, 弹性应变能系数 ϕ 为 0(系统未考虑弹性应变能) 和 20 的 Ti-Al-Nb 合金系统进行模拟, 显微组织的演化如图 1 所示, 其中浅灰色区域代表基体 α_2 相, 白色、黑色和深灰色区域代表 O 相的变体 1, 2 和 3. 从图 1 可以看出, 200 步时从 α_2 相基体析出大量 O 相晶核, 沉淀相颗粒的尺寸较小; 2000, 20000 和 40000 步时, 沉淀相颗粒数目逐渐减少, 尺寸逐渐增大, 沉淀相开始长大和粗化. $\phi=0$ 的合金系统, 时效初期沉淀相颗粒形状较规则, 多为圆形或椭圆形, 无明显空间取向; 随时效时间的增加, 个别沉淀相颗粒形状不规则. 这是因为界面能作用下, 时效初期沉淀相颗粒受到周围颗粒的束缚较小, 其在各个方向上均匀地长大, 表现为各向同性; 随时效时间的增加, 沉淀相颗粒长大、粗化, 个别颗粒的长大在某些方向上受到周围颗粒的限制, 导致形状发生变化. $\phi=20$ 的合金系统, 沉淀相颗粒形状较规则, 多为长方块状, 时效得到棋盘状组织, 与实验相符^[17-19,23], 沉淀相颗粒有明显取向差, 且变体 1 的 2 种正交畴 (O 相每一种变体都有 2 个正交畴) 取向为 45° 和 -45° , 变体 2 的 2 种正交畴取向为 75° 和 -15° , 变体 3 的 2 种正交畴取向为 15° 和 -75° . 这是因为相变过程中沉淀相颗粒与基体呈共格关系, 两者晶格参数的差异导致点阵错配, 产生弹性应变场, 其与周围沉淀相颗粒形成的弹性应变场叠加, 产生弹性交互作用, 对沉淀相颗粒形态、取向、空间相关性及其尺寸有

着重要影响. 系统总的弹性应变能在 45° 和 -45° , 75° 和 -15° , 15° 和 -75° 方向上最小, 沉淀相颗粒在这 3 组弹性“软”方向上优先长大并分布.

图 2 为无外力场作用时, 弹性应变能系数为 2.5, 5, 10 和 30 的 Ti-Al-Nb 合金系统 20000 步的显微组织. 可以看出, 当 ϕ 较小时, 系统内沉淀相颗粒的数目较少, 颗粒尺寸较大, 形状较不规则, 块状颗粒的纵横比较大; 当 ϕ 较大时, 系统内沉淀相颗粒的数目较多, 颗粒尺寸较小, 形状较规则, 块状颗粒的纵横比较小. 图 3 为不同弹性应变能系数下沉淀相颗粒数目、体积分数 (模拟区域内沉淀相所占网格数目与总网格数目的比值) 和平均尺寸 (模拟区域内所有颗粒尺寸的平均值) 随时间步的变化. 从图 3a 可以看出, 时效初期基体中析出大量沉淀相颗粒, 且随时间步的增加, 颗粒数目先急剧减少, 后减速变缓, 最后趋于稳定; 相同时间步下, ϕ 越大颗粒数目越多, 且时效初期差值较大, 但权重较小, 稳定时差值较小, 权重较大. 其原因

为应变对形核具有自动催化效应, 促进晶核形成, 且弹性应变能越大, 自动催化效应越明显, 越易于形核. 从图 3b 可以看出, 随时间步的增加, ϕ 小于 10 时沉淀相颗粒的体积分数先增加, 后增速变缓, 最后趋于稳定, 且 ϕ 越大增幅越小; ϕ 为 20 时体积分数有较小的波动, 但变化不大; ϕ 为 30 时体积分数先缓慢减小, 后缓慢增加, 总体变化不大; 相同时间步下, ϕ 越大沉淀相颗粒的体积分数越小. 从图 3c 可以看出, 随时间步的增加, 沉淀相颗粒的平均尺寸先急剧增加, 后增速变缓, 最后趋于稳定; 相同时间步下, ϕ 越大平均尺寸越小. 这是因为演化初期基体中析出大量沉淀相颗粒, 颗粒数目较多, 平均尺寸较小; 随时间步的增加, 大于临界晶核半径的颗粒长大, 其余溶解消失, 颗粒数目急剧减小, 平均尺寸急剧增加; 随时间步的进一步增加, 数目减小的趋势变缓, 但其所占的权重较大, 颗粒进一步长大, 平均尺寸进一步增加, 并且随权重的降低, 平均尺寸增速减慢最后趋于稳定; 相同时间步下, ϕ 越大体积分数

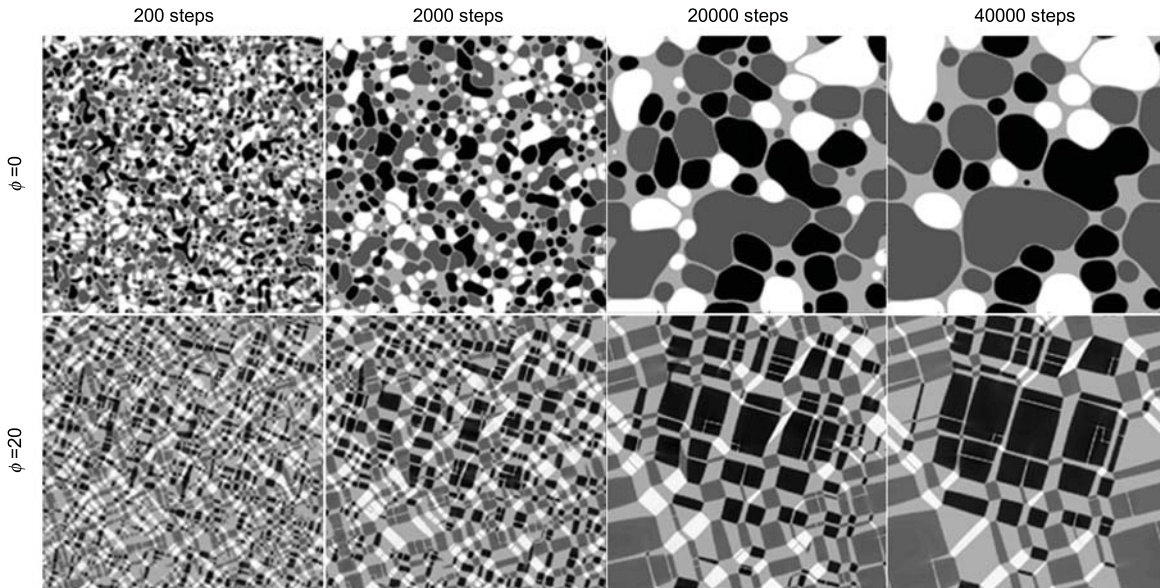


图 1 无外力场作用时弹性应变能为 0 和 20 的合金系统在不同步数下模拟的显微组织

Fig.1 Simulated microstructures in alloys systems with elastic energy coefficient of 0 and 20 at different steps without applying external stress

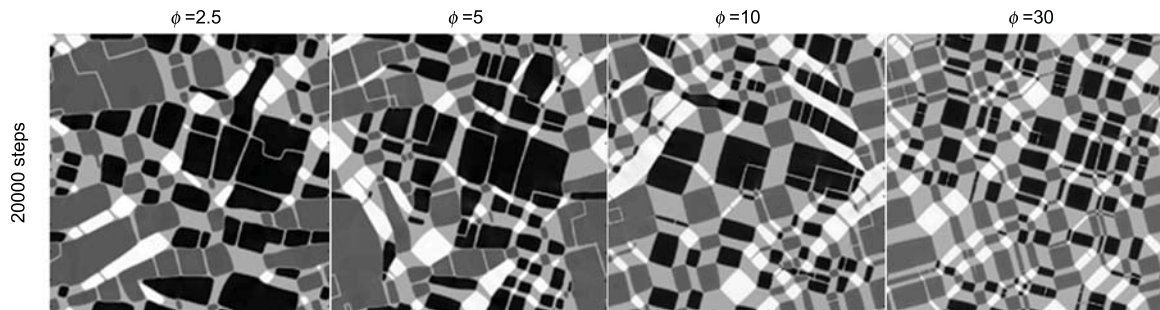


图 2 无外力场作用时弹性应变能系数不同的合金系统 20000 步时模拟的显微组织

Fig.2 Simulated microstructures in alloys systems with different elastic energy coefficients at 20000 steps without applying external stress

越小, 颗粒数目越多, 故颗粒平均尺寸越小.

2.2 外力场作用

外力作用下弹性应变能系数为 20 的 Ti-Al-Nb 合金系统 20000 步时的显微组织如图 4 所示, 其中拉应力

时外加应变系数 b 大于 0, 压应力时 b 小于 0, $|b|$ 相等表示外加应变大小相等, 且 $|b|$ 越大表明外加应变越大. 从图 4 可以看出, 施加拉应力的合金系统, 随 $|b|$ 增加, 基体的体积分数明显减少, 沉淀相体积分数明显增加,

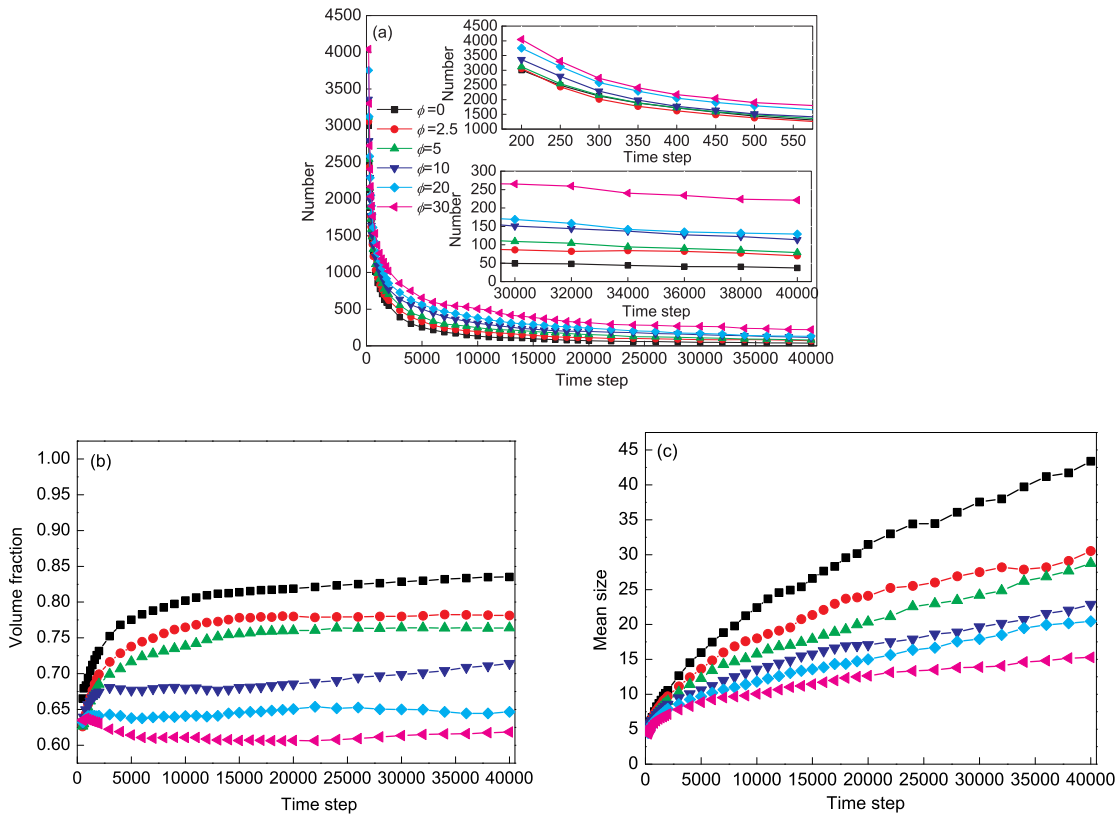


图 3 沉淀相颗粒数目、体积分数和平均尺寸随时间步的变化

Fig.3 Changes of numbers (a), volume fractions (b) and mean sizes (c) of precipitation phase particles with time steps

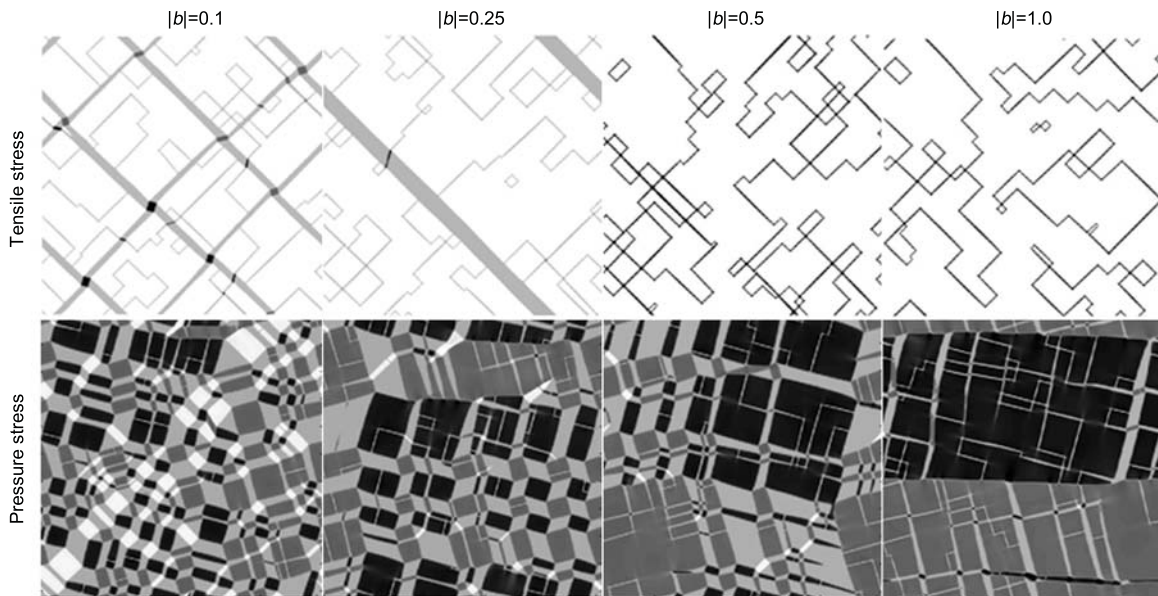


图 4 外力作用下合金系统 20000 步时模拟的显微组织

Fig.4 Simulated microstructures in alloys systems under external stress at 20000 steps (b —applied strain coefficient)

变体 1 的体积分数急剧增加, 变体 2 和 3 的体积分数急剧减小直至为 0, 合金显微组织发生明显变化, 当 $|b|$ 为 0.5 时出现层片状组织; 施加压应力的合金系统, 随 $|b|$ 增加, 变体 1 的体积分数明显减少, 变体 2 和 3 的体积分数明显增加, 且 $|b|$ 为 1.0 时基体体积分数明显减小, 沉淀相体积分数明显增加, 合金显微组织发生变化. 其原因为外加应变场与变体本征应变场耦合, 使 O 相 3 种变体的析出和长大具有择优取向, 取向有利的变体体积分数增加, 取向不利的变体体积分数减少, 且外加应变变量越大, 这种趋势越明显, 从而使合金显微组织发生变化.

图 5 为外力场作用下沉淀相颗粒数目和体积分数随时间步的变化. 从图 5a 可以看出, 时效初期基体析出大量沉淀相颗粒, 随时间步的增加, 沉淀相颗粒数目先急剧减少, 后减速变缓, 最后趋于稳定; 相同时间步下, b 为 -0.1 时的颗粒数目最多, 拉(压)应力越大, 沉淀相颗粒数目越少, 且时效初期差值较大, 但权重较小, 稳定时差值较小, 权重较大; 稳定时拉应力作用下的颗粒数目小于同大小压应力作用下的颗粒数目. 从图 5b 可以看出, 稳定时拉应力越大, 沉淀相颗粒的体积分数越大, 且远大于无应力作用下的体积分数; 压应力越大, 沉淀相颗粒的体积分数越大, 与无应力作用下的体积分数相比, b 为 -0.1 时的体积分数较小, b 为 -0.25 及 -0.5 时的体积分数较大, b 为 -1 时的体积分数则明显增大; 拉应力作用下的体积分数

大于同大小压应力作用下的体积分数.

3 结论

(1) 弹性应变能对沉淀相颗粒形貌和取向有重要影响. 在界面能作用下, 且无外界相邻颗粒束缚或束缚较小时, 颗粒形貌为圆形或椭圆形, 无明显空间取向; 考虑弹性应变能后, 颗粒形貌为长方块状, 且沿弹性软方向分布.

(2) 无外力场作用时, 弹性应变能越大, 沉淀相越易形核, 稳定时颗粒数目越多, 体积分数和平均尺寸越小.

(3) 外力场对沉淀相颗粒数目和体积分数有显著影响. 在外力作用下, 取向有利的变体优先长大, 稳定时其体积分数增大, 取向不利的变体长大受到抑制, 稳定时其体积分数减小; 在较小压应力作用下, 沉淀相易于形核, 稳定时沉淀相颗粒的数目增多, 体积分数减小; 在拉应力或较大压应力作用下, 应力越大, 越难于形核, 稳定时颗粒数目越少.

参考文献

- [1] Zhang Y G, Han Y F, Chen G L, Guo J T, Wan X J, Feng D. *Structural Intermetallics*. Beijing: National Defence Industrial Press, 2001: 705
(张永刚, 韩雅芳, 陈国良, 郭建亭, 万晓景, 冯 涤. 金属间化合物结构材料. 北京: 国防工业出版社, 2001: 705)
- [2] Li C G, Fu H Z, Yu Q. *Aerospace Materials*. Beijing: National Defence Industrial Press, 2002: 100
(李成功, 傅恒志, 于 翹. 航空航天材料. 北京: 国防工业出版社, 2002: 100)
- [3] Lin D L. *J Shanghai Jiao Tong Univ*, 1998; 32: 95
(林栋梁. 上海交通大学学报, 1998; 32: 95)
- [4] Heng Q Y. *Mater Sci Eng*, 1999; A263: 289
- [5] Peng C Q, Huang B Y, He Y H. *Chin J Nonferrous Met*, 2001; 11: 527
(彭超群, 黄伯云, 贺跃辉. 中国有色金属学报. 2001; 11: 527)
- [6] Xiao G, Huang B Y, Qu X H, He Y H, Zhou K Z. *Rare Met*, 1996; 20: 50
(肖 刚, 黄伯云, 曲选辉, 贺跃辉, 周科朝. 稀有金属, 1996; 20: 50)
- [7] Brady M P, Brindley W J, Smialek J L. *JOM*, 1996; 48: 46
- [8] Kui G Y, Sun L. *Mater Rev*, 2008; 22: 339
(隗功益, 孙 丽. 材料导报, 2008; 22: 339)
- [9] Maki K, Shioda M, Sayashi M, Shimizu T, Isobe S. *Mater Sci Eng*, 1992; A153: 591
- [10] Haanappel V A C, Clemens H, Stroosnijder M F. *Intermetallics*, 2002; 10: 293
- [11] Zhang W J, Chen G L, Sun Z Q. *Scr Metall Mater*, 1993; 28: 563
- [12] Darolia R, Lewandowski J J, Liu C T, Martin P L, Miracle D B, Nathal M V. *Structural Intermetallics*. Warrendale: Metallurgical Society of AIME, 1993: 19
- [13] Leyens C, Peters M. *Titanium and Titanium Alloys*. Weinheim: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2003: 54
- [14] Banerjee D, Gogia A K, Nandy T K, Joshi V A. *Acta*

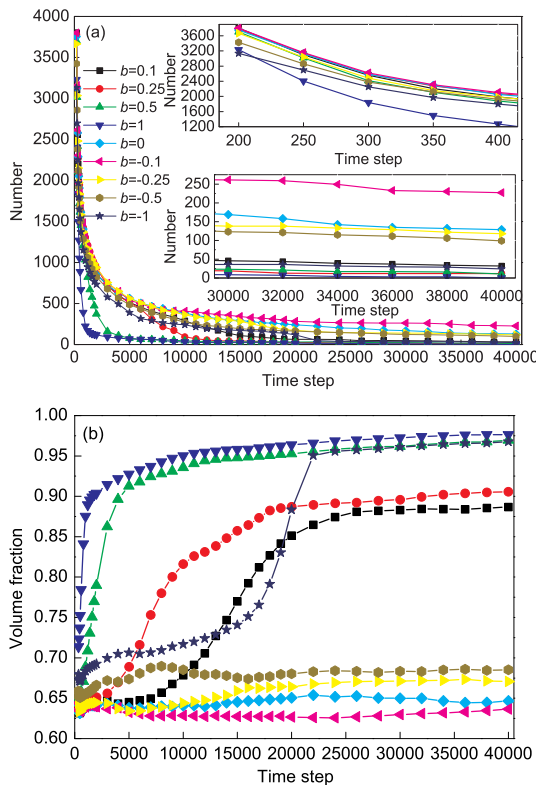


图 5 外力作用下沉淀相颗粒数目和体积分数随时间步的变化
Fig.5 Changes of numbers (a) and volume fractions (b) of precipitation phase particles under external stress with time steps

- Metall*, 1988; 36: 871
- [15] Bendersky L A, Roytburd A, Boettinger W J. *J Res Natl Inst Stand Technol*, 1993; 98: 561
- [16] Bendersky L A, Boettinger W J. *J Res Natl Inst Stand Technol*, 1993; 98: 585
- [17] Bendersky L A, Boettinger W J. *Acta Metall Mater*, 1994; 42: 2337
- [18] Muraleedharan K, Banerjee D. *Scr Metall Mater*, 1993; 29: 527
- [19] Muraleedharan K, Banerjee D. *Philos Mag*, 1995; 71A: 1011
- [20] Muraleedharan K, Nandy T K, Banerjee D, Lele S. *Intermetallics*, 1995; 3: 187
- [21] Pierron X, De Graef M, Thompson A W. *Phil Mag*, 1998; 77A: 1399
- [22] Gogia A K, Nandy T K, Banerjee D, Carisey T, Strudel J L, Franchet J M. *Intermetallics*, 1998; 6: 741
- [23] Wen Y H, Wang Y, Bendersky L A, Chen L Q. *Acta Mater*, 2000; 48: 4125
- [24] Wen Y H, Wang Y, Chen L Q. *Acta Mater*, 2001; 49: 13
- [25] Chen L Q, Shen J. *Comput Phys Commun*, 1998; 10: 147
- [26] Zhu J Z, Chen L Q. *Phys Rev*, 1999; 60E: 3565

(责任编辑: 肖素红)