

Ti-55531 升温条件下球状和片状 α 生长及回溶动力学

陈福文¹, 徐广龙¹, 周科朝², 常辉¹, 周廉¹

(1. 南京工业大学, 江苏 南京 211800)

(2. 中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 湖南 长沙 410083)

摘要: 采用升温热膨胀和 SEM 观察 1 K/min 升温条件下组织组成为(β +球状 α)的 Ti-55531 合金的组织演变, 发现组织演变为片状 α 析出, 片状 α 回溶, 球状 α 回溶。建立了升温条件下片状析出相的生长和回溶动力学方程和球状析出相的生长和回溶动力学方程, 模拟这 2 种形貌 α 相的动力学行为, 并将计算结果与实验测试结果进行比较。模拟结果发现片状 α 的生长和回溶受 Gibbs-Thomson 效应影响, Gibbs-Thomson 效应降低片状 α 尖端的稳定性, 使得片状 α 尖端在低于平衡温度发生回溶。片状 α 尖端的延长遵循体扩散和界面扩散混合机制控制的动力学, 而侧面增厚由体扩散控制, 片状 α 的溶解主要受体扩散的影响。而球状 α 在低温下生长受扩散速率较低的 β 稳定元素的体扩散控制, 高温下回溶受较高扩散速度 Al 的体扩散控制。

关键词: Ti-55531; 长大/回溶动力学; Gibbs-Thomson 效应; 扩散

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)04-1220-07

Ti-55531 是一种典型的近 β 钛合金, 名义成分为 Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-1Zr, 是俄罗斯 VSMPO 公司与欧洲空客公司共同合作开发, 具有与其他近 β 钛合金相似的如高强度高韧、容易实现强度-韧性之间匹配性调控、淬透性好等特点, 已应用于制作 A380 机型的挂架-机翼连接构件^[1-5]。

钛合金的性能与显微组织特征密切相关。在近 β 钛合金中, α 相是最主要的强化相, 其形貌、尺寸和含量对合金宏观力学性能影响极大。 α 相形貌主要为球状 (α_{globe}) 和片状 (α_{lamellae}) 2 种形貌。位错容易绕过 α_{globe} 而使变形容易, 因此含有 α_{globe} 近 β 钛合金具有塑性好、延伸率和断面收缩率高的特点, 但强度和韧性较低^[6,7]。而 α_{lamellae} 能够使裂纹产生更大程度的偏折, 从而产生更大裂纹阻滞效应并最终增加裂纹扩展路径的粗糙度, 使得固定成分的近 β 钛合金, 含 α_{lamellae} 的断裂韧性高于仅含 α_{globe} 的断裂韧性^[8]。细片相对于粗片 α_{lamellae} 更有利于强度提高^[9,10]。 α_{globe} 和 α_{lamellae} 的搭配可以兼顾强度塑性和韧性的匹配。这种搭配与 α_{globe} 和 α_{lamellae} 相的含量和尺寸有关, α_{globe} 含量和尺寸较高时, 组织表现出较优的塑性变形能力, 但由于 α_{lamellae} 含量会相对降低, 因此强度较低; α_{lamellae} 含量

较高尺寸较小时, 虽然强度高, 但由于 α_{globe} 含量相对较低, 塑性低^[6-10]。因此研究 α_{globe} 和 α_{lamellae} 在温度和时间作用下的长大/回溶行为, 才能有助于控制热处理工艺调整 α_{globe} 和 α_{lamellae} 实现近 β 合金较好的综合力学性能。

本研究采用升温热膨胀和 SEM 相结合的方式观察升温条件下组织组成为 $\beta+\alpha_{\text{globe}}$ 的 Ti-55531 合金升温过程中 α_{globe} 以及随后析出的 α_{lamellae} 的长大/回溶行为, 建立了升温条件下片状析出相的生长和回溶动力学方程和球状析出相的生长和回溶动力学方程, 模拟这 2 种形貌 α 相的动力学行为, 明确这 2 种形貌 α 的动力学机制以及主导扩散控制机制。

1 实验

实验采用湖南金天钛业科技有限公司提供的 Ti-55531 钛合金锻棒, 化学成分如表 1 所示, 采用连续升温金相法测得相变点 $T_{\beta}=825\pm 5^{\circ}\text{C}$, 合金锻件组织均匀。将合金置入管式电阻炉中在氩气作为保护气氛下进行固溶处理预置初始组织, 温度 993 K、时间 2 h, 随后水冷。固溶处理后的组织如图 1 所示: 体积分数为 20.86 vol%, 直径为 0.5~4 μm 的呈球状或椭球状的

收稿日期: 2019-04-15

基金项目: 国家自然科学基金青年项目 (51801101); 国防基础科研计划 (JCKY2018414C020)

作者简介: 陈福文, 女, 1986 年生, 博士, 南京工业大学材料科学与工程学院/先进金属材料研究院, 江苏 南京 211800, 电话: 025-83587270, E-mail: fuwenchen@njtech.edu.cn

表 1 Ti-55531 合金的化学成分
 Table 1 Chemical composition of received Ti-55531 alloy (wt%)

Al	Mo	V	Cr	Zr	Fe	Impurity	Ti
5.20	4.92	4.96	2.99	1.08	0.402	0.159	Bal.

$\alpha(\alpha_{\text{globe}})$ 分布于 β 基体上。 β 成分为 Ti-8.32Al-3.07Mo-5.66V-3.28Cr-0.57Zr (at%)， α_{globe} 成分为 Ti-10.94Al-0.41Mo-1.06V-0.56Cr-0.56Zr (at%)。

将固溶处理合金在 Netzsch DIL-402C 上进行升温

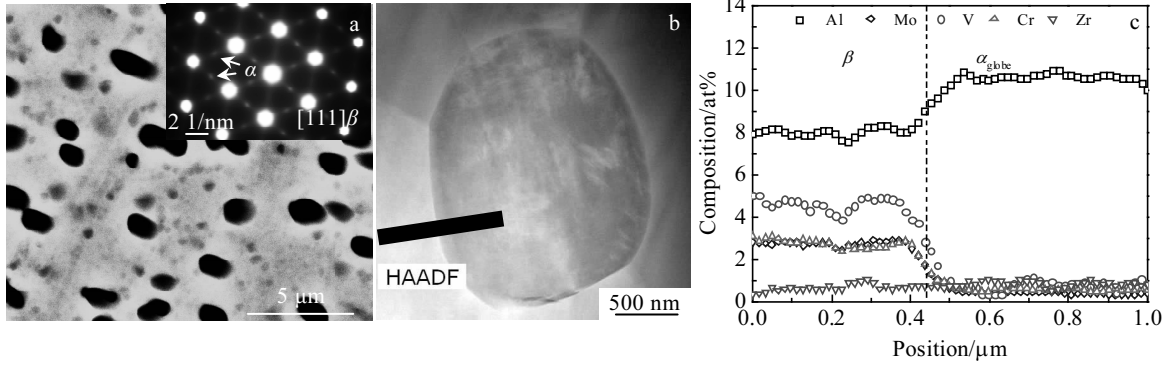


图 1 固溶 Ti-55531 合金显微组织

Fig.1 SEM (a) and HAADF (b) images of solution-treated Ti-55531 alloy; (c) composition profiles in the rectangular regions in Fig.1b

热膨胀测试。升温热膨胀试样为 $\Phi 5 \text{ mm} \times 25 \text{ mm}$ 圆柱体，试样表面满足金属材料热膨胀特征参数测定的 GB/T 4339-2008 标准。升温热膨胀测试条件为：纯度 $\geq 99.999\%$ 的氩气气氛，1 K/min 的加热速率将样品从室温加热至 1273 K；加热过程中，计算机系统自动采集温度和试样长度。利用计算机系统自动采集的温度和试样长度，在 origin 软件中绘制长度-温度变化曲线。热膨胀曲线偏离线性增长意味着发生了相变，为更清晰地确定相变开始温度，对热膨胀曲线进行微分，微分曲线上偏离水平直线的部分为开始发生相变。为明确每个温度区间发生的相变，选择特征温度点，采用 1 K/min 的升温速度对固溶处理后 Ti-55531 加热至这些特征温度淬火。

将不同温度淬火的固溶合金制成金相试样、经 1.5 mL HF+3 mL HNO₃+100 mL H₂O 腐蚀液腐蚀后，在 NOVATM Nano SEM 230 型扫描电子显微镜的背散射电子相观察样品中 α 相的尺寸、形貌与分布。借助 Image Pro Plus 软件对 SEM 图片 α 相的尺寸含量进行统计，本研究中涉及的 α 相尺寸和含量的每个数据点均为多张相同倍数不同区域 Image Pro Plus 统计结果的平均值。

2 结果与讨论

2.1 实验观察升温过程中 α 相的演变

图 2 为热膨胀曲线及其微分曲线，由膨胀量-时间变化曲线可发现膨胀量随时间非线性增长。升温过程中的膨胀量-时间变化曲线反映了热作用下的晶格膨

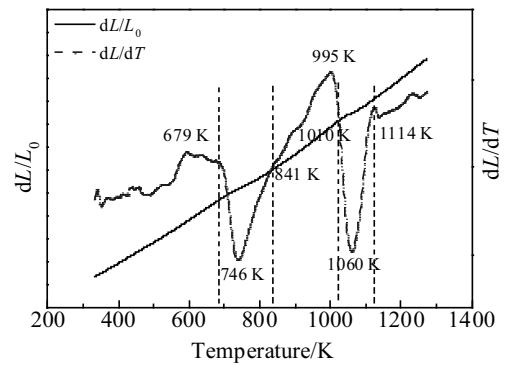


图 2 1 K/min 加热速度下的热膨胀和微分曲线

Fig.2 Dilatometric and its derivative curves at 1 K/min during continuous heating

胀以及物理性变化如相变带来的宏观体积变化。对热膨胀曲线进行微分，可以剔除热作用下的晶格线性膨胀对整体宏观体积的贡献，反映相变。微分曲线有 3 个明显偏离水平的阶段，分别为 2 个负偏离和 1 个正偏离，正偏离代表合金发生膨胀效应相变，而负偏离代表合金发生收缩效应相变。3 个体积变化阶段为：

- 1) 679~841 K 温度区间发生收缩效应相变，峰值温度 746 K；
- 2) 841~1010 K 温度区间发生膨胀效应相变，峰值温度 995 K；
- 3) 1010~1114 K 温度区间发生收缩效应相变，峰值温度为 1060 K。

选取热膨胀曲线上对应的相变起始终了以及相变速率最高的 679, 746, 841, 938, 1010, 1060, 1114 K 为特征温度。观察 1 K/min 速率下升温至这些特征温度淬火的试样的组织形貌(图 3)。当温度上升至 679 K (图 3a), 与初始态组织相比 (图 1a), 组织没有明显改变。当温度上升至 746 K (图 3b), 球状 α 基本没发生变化, 体积分数为 20.82% 的 $\alpha_{lamellae}$ 在 β 基体中析出并且随着温度升高至 841 K, $\alpha_{lamellae}$ 发生长大, 含量增加 (图 3c)。表明在 679~841 K 温度区间发生了 $\beta \rightarrow \alpha_{lamellae}$ 的相变。温度继续上升, 形貌主要的差异发生在 $\alpha_{lamellae}$ 上, 当温度继续上升至 938 K (图 3d), $\alpha_{lamellae}$ 含量减少并伴随宽化, 当温度上升至 1010 K 时, $\alpha_{lamellae}$ 消失完毕, 此时组织中只剩 α_{globe} (图 3e)。故而在 841~1010 K 温度区间, 发生 $\alpha_{lamellae} \rightarrow \beta$ 。当温度高于 1010 K 时, α_{globe} 开始回溶, 当温度升至 1060 K (图 3f), α_{globe} 含量为 7.46 vol%, 平均直径降为 1.371 μm , 并且当温度升至 1114 K 时, α_{globe} 完全回溶 (图 3g)。故而在 1010~1114 K 区间, 发生 $\alpha_{globe} \rightarrow \beta$ 。

2.2 计算模拟升温过程中 α 相长大/回溶的动力学

固溶合金在升温过程中依次发生 $\beta \rightarrow \alpha_{lamellae}$, $\alpha_{lamellae} \rightarrow \beta$, $\alpha_{globe} \rightarrow \beta$ 的转变。对于球状析出相的生长和回溶动力学来说 Aaron 的球状溶解模型^[11]是考虑球状相半径对成分影响的基础上, 对 Whelan^[12]经典溶解模型进行修正的结果。本小节基于 Liu^[13]的等温条件下生长模型和 Aaron^[14]的回溶模型, 建立升温条件下片状析出相的生长和回溶动力学方程; 并基于 Aaron^[11]

等温条件下的回溶模型, 建立升温条件下球状析出相的生长和回溶动力学方程; 计算回溶 Ti-55531 在 1 K/min 升温过程中 α_{globe} 和 $\alpha_{lamellae}$ 的长大和回溶, 并与实验测试结果进行比较。

2.2.1 $\alpha_{lamellae}$ 的增长动力学

假定升温过程中每个时间步骤的 $\alpha_{lamellae}$ 侧面都满足局部平衡条件。 $\alpha_{lamellae}$ 尖端曲率半径 ρ 很小, 需考虑 Gibbs-Thomson 效应, $\alpha_{lamellae}$ 尖端 β 基体中的 Al 原子浓度要高于平衡浓度, 而 β 稳定元素浓度低于平衡浓度。因此, 采用考虑 Gibbs-Thomson 效应的 Ivanstov 方程来计算 $\alpha_{lamellae}$ 的伸长速率:

$$\Omega = \sqrt{\pi P} \exp(P) \left(1 - \operatorname{erf} \sqrt{P}\right) \left(1 + \frac{\rho_c}{\rho} \Omega S(P)\right) \quad (1)$$

其中: Ω 为无量纲的过饱和度 $\frac{x_0^\beta - x^{\beta/\alpha}}{x^{\alpha/\beta} - x^{\beta/\alpha}}$ 。 x_0^β 为远离 $\beta/\alpha_{lamellae}$ 界面区域 β 相成分, 设定为初始组织的 β 相成分 (Ti-8.22Al-3.07Mo-5.66V-3.28Cr-0.56Zr, at%) 的摩尔分数。 $x^{\alpha/\beta}$ 和 $x^{\beta/\alpha}$ 分别是 $\alpha_{lamellae}$ 尖端两侧 $\alpha_{lamellae}$ 和 β 成分的摩尔分数。Gibbs-Thomson 效应后 $\alpha_{lamellae}$ 尖端两侧的 $\alpha_{lamellae}$ 和 β 成分与平衡成分不同, 需要采用实际有效温度通过 Thermo-Calc 计算得出, 有效温度 $T_{\text{eff}} = T_{\text{eq}} \left(1 - \frac{2\sigma V_m}{H_m \rho}\right)$, 其中 T_{eq} 为平衡相变温度, σ 为界面能, 设为 0.2 J/m², H_m 为 $\alpha_{lamellae}$ 的形成焓, V_m 为遵循 Vegard 定律的合金平均摩尔体积。 P 为对流和扩散的比例 $P = \nu \rho / 2D^\beta$, 其中 ν 为 $\beta/\alpha_{lamellae}$ 尖端

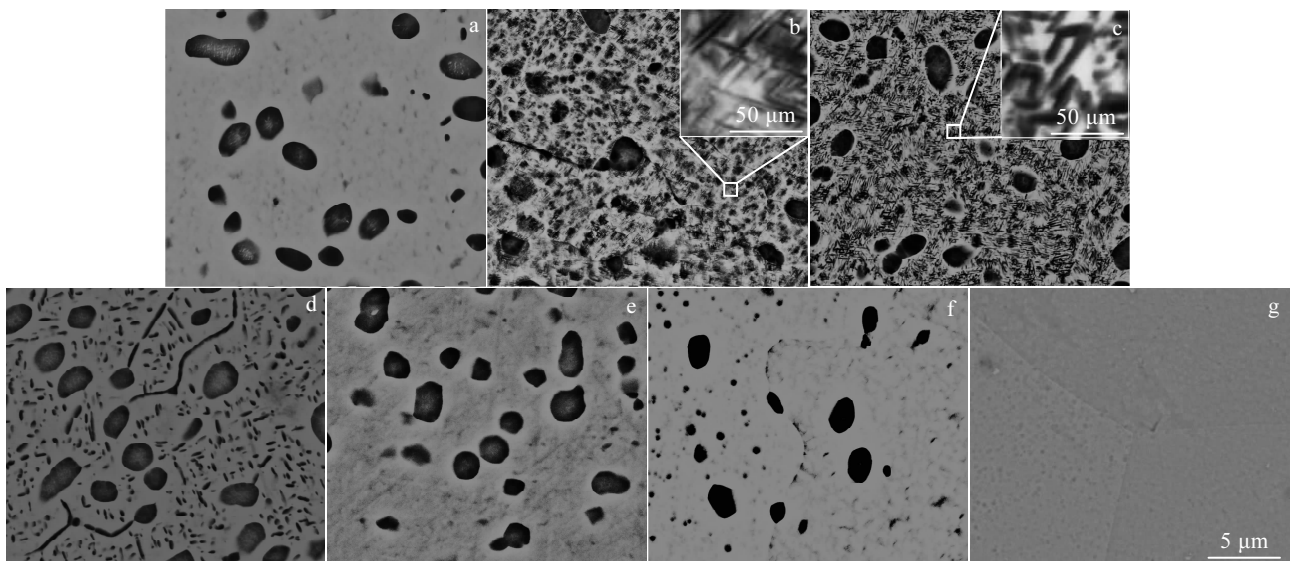


图 3 1 K/min 升温速率下不同温度淬火回溶 Ti-55531 合金的组织形貌

Fig.3 Microstructures of solution-treated Ti-55531 alloy heated to 679 K (a), 746 K (b), 841 K (c), 938 K (d), 1010 K (e), 1060 K (f), and 1114 K (g) at 1 K/min and then quenched in water

界面迁移速率, D^β 为合金元素在 β 相的扩散系数, 采用 Al 和 Mo 的扩散系数。这 2 个元素是 α 稳定元素和 β 稳定元素, 在工程中视为当量元素, D^β 采用 Al 和 Mo 在 β -Ti 中的扩散系数是合理简化计算的方式。这 2 个元素的扩散系数由 Landolt-Börnstein 手册^[15]查得。 $S(P)$ 是关于 P 的复杂方程, 近似为 $2/\pi P$ ^[13]。 $\frac{\rho_c}{\rho}$ 由

Trivedi^[16]引入, 用于校准界面曲率对成分的影响。 ρ_c 是临界半径, 设定为 9.0×10^{-10} m。尖端半径 ρ 在加热过程中随着时间/温度的变化而变化。每个时间点/温度点的 ρ 采用为平衡条件下 $\rho = \frac{2\sigma}{\mu_{Ti}^\beta - \mu_{Ti}^\alpha} V_m$ 计算所得, 其

中 μ_{Ti}^α 和 μ_{Ti}^β 为 Ti 在 α 和 β 相的化学势。计算得出的不同温度尖端曲率半径 (图 4) 与图 2 所测实验值进行比较, 发现计算与实验得出的尖端半径变化趋势一致, 表明 $\alpha_{lamellae}$ 的增长动力学采用局部平衡的假设是合理的。

恒温加热过程中 $\alpha_{lamellae}$ 长度变化通过式 (1) 计算得出的 $\alpha_{lamellae}$ 尖端界面迁移速率 v 对温度进行积分, 如式 (2) 所示:

$$L = \int_{298}^T v dt = \int_{298}^T 60v_{length} d(T - 298) \quad (2)$$

$\alpha_{lamellae}$ 的增长动力学模拟是联立式 (1) 和式 (2) 进行计算所得。先计算尖端半径 ρ , 将 ρ 代入计算有效温度 T_{eff} 进而得出 Ω , 这些参数可以通过 ThermoCalc 计算得出。将前面计算得出的 ρ 和 Ω 并采用合适的 D^β 代入式 (1) 计算得出 $\alpha_{lamellae}$ 尖端界面迁移速率 v , v 代入式 (2) 得到恒温加热过程中 $\alpha_{lamellae}$ 长度变化。 D^β 首先采用 Al 和 Mo 扩散系数的加权平均值计算 $\alpha_{lamellae}$ 的平均长度, 预测长度比实验测得的平均长

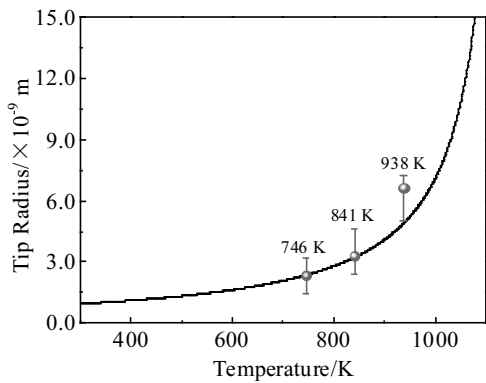


图 4 计算与实验得出的不同温度下 $\alpha_{lamellae}$ 尖端半径比较
Fig.4 Comparison of calculated radii and measured average radii of lamellar α tips at different temperatures

度小 1 个数量级, 表明 $\alpha_{lamellae}$ 的增长不是完全由体扩散控制。然后采用对成分不敏感的界面扩散速率^[17]计算得出的长度比实验值大 1 个数量级。因此, $\alpha_{lamellae}$ 尖端生长应该由体扩散和界面扩散混合的机制控制。对体扩散表达式中的激活能乘以 0.84 的系数, $\alpha_{lamellae}$ 的增长曲线为 S 型, 并且与在 746 和 841 K 时的平均长度吻合 (图 5a 中黑色实线)。相应地, 采用 Al 的扩散系数 (红色虚线) 和 Mo 的扩散系数 (蓝色点线) 以及 Al 和 Mo 扩散系数的加权平均值 (黑色实线) 计算得出的增长速率如图 6a 所示, 平均增长速率-温度曲线形式与 Porter 教科书^[18]的形状相似。

2.2.2 $\alpha_{lamellae}$ 的增厚动力学

实验研究已经证明, $\alpha_{lamellae}$ 相的侧面界面迁移的生长模式通过台阶机制^[19]来实现。遵循经典台阶机制生长模型^[18], $\alpha_{lamellae}$ 的增厚速率与增长速率比值为台阶高度 h 和台阶间距 b 的比值。

$$v_{thicken} = \frac{h}{b} v_{lengthen} \quad (3)$$

式 (3) 中台阶高度 h 可视为一个 Ti 原子的直径 0.147 nm。高分辨率 TEM 观察^[20]发现台阶间距 b 范围为

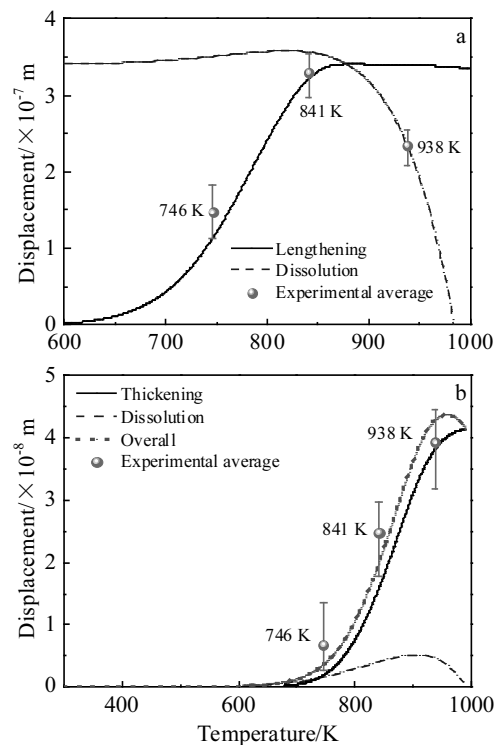


图 5 计算与实验得出的不同温度下 $\alpha_{lamellae}$ 平均长度和宽度值比较
Fig.5 Comparison of calculated and measured average length (a) and width (b) of $\alpha_{lamellae}$ at different temperatures

20~50 原子，因此 $\frac{h}{b}$ 在 20~50 间可调。

由于 $\alpha_{lamellae}$ 侧面曲率半径值很大，Gibbs-Thomson 效应不应被考虑。根据式 (3) 计算 $\alpha_{lamellae}$ 的增厚速率前，应先采用原始的 Ivanstov 方程 (式 4)，导入平衡成分，计算无 Gibbs-Thomson 效应的增长速率。

$$\Omega = \sqrt{\pi P} \exp(P)(1 - \operatorname{erf} \sqrt{P}) \quad (4)$$

式 (4) 中的 Ω 为 $\frac{x_0^\beta - x^{\beta/\alpha}}{x^{\alpha/\beta} - x^{\beta/\alpha}}$ 。 $x^{\alpha/\beta}$ 和 $x^{\beta/\alpha}$ 分别是满足局部平衡条件的 $\alpha_{lamellae}$ 侧面两侧 $\alpha_{lamellae}$ 和 β 成分的摩尔分数，通过 Thermo-Calc 计算得出。 P 的表达式与式 (1) 处理相同。

图 6b 为基于 Al (红色虚线) 和 Mo (蓝色点线) 的扩散系数，以及 Al 和 Mo 的扩散系数的加权平均值 (黑色实线) 所算出的 $\alpha_{lamellae}$ 增厚速率。 3 条曲线显示左转 90° 的钟罩函数形状，与文献[18]中生长速率-温度曲线形状一致。由于不存在 Gibbs-Thomson 效应， $\alpha_{lamellae}$ 增厚速率消失温度比增长速率消失温度更高。恒速连续加热过程中， $\alpha_{lamellae}$ 侧面增厚距离是增厚速度对温度的积分，如图 5b 中的 S 形黑色实线所示。在

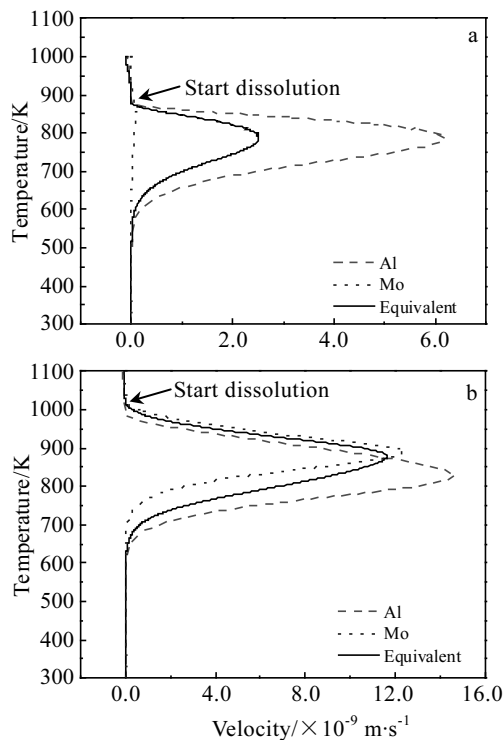


图 6 等轴态合金计算得出的 $\alpha_{lamellae}$ 增长和增厚速率

Fig.6 Calculated lengthening (a) and thickening (b) rates of lamellar α phase based on the equilibrium composition and diffusivities of Al, Mo and equivalent alloy, respectively

746、841 K 时，计算预测 $\alpha_{lamellae}$ 增厚距离与 $\alpha_{lamellae}$ 实验所测平均宽度一致。

2.2.3 $\alpha_{lamellae}$ 的溶解动力学

采用 Gale^[21] 的经典溶解模型，来模拟 $\alpha_{lamellae}$ 的溶解。式 (5) 为 $\alpha_{lamellae}$ 尖端溶解速率。

$$v_{dis} = k\Omega \sqrt{\frac{D^\beta}{t}} \quad (5)$$

式 (5) 中 Ω 为考虑 Gibbs-Thomson 效应后的过饱和度，处理方式与式 (1) 相似。

计算表明 $\alpha_{lamellae}$ 尖端在温度高于 841 K 时热力学失稳开始回溶 (图 6a)，比图 6b 中的平衡开始溶解温度低。在图 5a 中的溶解动力学曲线 (蓝色虚线) 是采用 Al 的扩散系数算出的 $\alpha_{lamellae}$ 尖端溶解速率 (式 (5)) 对温度进行积分得出。938 K 时预测得出 $\alpha_{lamellae}$ 尖端回溶距离与实测的 $\alpha_{lamellae}$ 的平均长度一致。拟合的结果表明最快扩散元素 Al 控制高温下 $\alpha_{lamellae}$ 的回溶。

与之相对应的 $\alpha_{lamellae}$ 侧面的溶解行为比较复杂。Gibbs-Thomson 效应引起 $\alpha_{lamellae}$ 尖端 β 基体中的 α 稳定元素 Al 的浓度高于 $\alpha_{lamellae}$ 侧面 β 基体中的浓度，形成成分梯度，导致 Al 元素从尖端向侧面扩散离开，从而使得尖端收缩和侧面生长。细小的 $\alpha_{lamellae}$ 消失，然而，在相对尺寸较大的 $\alpha_{lamellae}$ 侧面生长。总体而言， $\alpha_{lamellae}$ 片总数减少平均宽度增加。考虑到这一现象，引入生长和溶解之间的竞争，如图 5b 中红色实线所示。细小的 $\alpha_{lamellae}$ 的溶解动力学由式 (6) 决定。

$$v_{dis} = \frac{h}{b} k\Omega \sqrt{\frac{D^\beta}{t}} \quad (6)$$

式 (6) 中： Ω 为无 Gibbs-Thomson 效应满足局部平衡条件的过饱和度，处理方式与式 (4) 相似。

图 5b 中的蓝色虚线描绘细小的 $\alpha_{lamellae}$ 的溶解动力学。在 938 K， $\alpha_{lamellae}$ 的整体动力学预测宽度与 $\alpha_{lamellae}$ 的实测平均宽度一致。

2.2.4 α_{globe} 的溶解动力学

采用 Aaron 的球状相溶解模型^[11] 对 α_{globe} 溶解动力学进行计算，如式 (7) 所示。

$$\frac{dr}{dt} = - \frac{x_0^\beta \exp\left(\frac{b}{r}\right) - x^{\beta/\alpha} \left(\frac{D_\beta}{r} + \sqrt{\frac{D_\beta}{\pi t}} \right)}{x^{\alpha/\beta} - x_0^\beta \exp\left(\frac{b}{r}\right)} \quad (7)$$

式 (7) 中 x_0^β 为远离 β/α_{globe} 界面区域 β 相成分，设定为初始 β 相成分 (Ti-8.32Al-3.07Mo-5.66V-3.28Cr-0.57Zr, at%) 的摩尔分数。 $x^{\alpha/\beta}$ 和 $x^{\beta/\alpha}$ 分别是 α_{globe} 和 β 成分的摩尔分数。式 (7) 中 b 的表达式为 $b = \frac{2\sigma V_m}{RTx^{\alpha/\beta}}$ ， σ 为界面能，设为 0.2 J/m²， V_m 为遵循 Vegard 定律的合金平均摩尔体积。

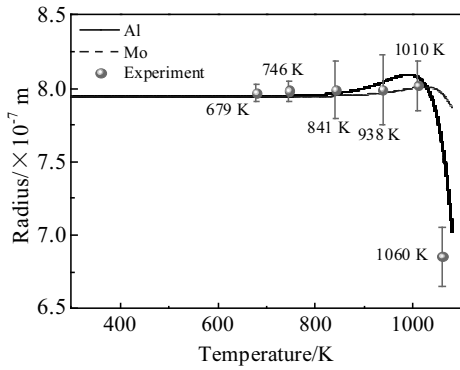


图7 计算和实验 α_{globe} 回溶动力学比较

Fig.7 Comparison of calculated and measured average radius of α_{globe}

采用迭代法对式(7)进行计算, 预测出的 α_{globe} 回溶动力学如图7所示。2条曲线分别基于Al和Mo的扩散系数算出。从图7可以看出在低于938 K, Mo的扩散对 α_{globe} 的生长中起重要作用, 而Al的扩散控制 α_{globe} 在高温下的溶解。

3 结论

采用热膨胀并结合组织观察的手段表征了升温过程中的组织演化, 并采用考虑 Gibbs-Thomson 效应的修正动力学模型, 计算 α_{lamellae} 的增长、增厚和溶解, 同时应用平直界面模型来模拟 α_{globe} 相的溶解动力学, 不仅预测了2种类型 α 相的生长/溶解行为, 与实验结果进行了比较, 而且得出了各个相变阶段的扩散控制元素。具体结论如下:

1) 确定了固溶 Ti-55531 升温过程中的相变序列: $\beta \rightarrow \alpha_{\text{lamellae}}$ (679~841 K)、 $\alpha_{\text{lamellae}} \rightarrow \beta$ (841~1010 K)、 $\alpha_{\text{globe}} \rightarrow \beta$ (1010~1114 K)。

2) Gibbs-Thomson 效应不仅降低 α_{lamellae} 尖端的稳定性, 使得 α_{lamellae} 尖端在低于平衡温度发生溶解, 而且还引入尖端收缩和侧面增厚之间的竞争。 α_{lamellae} 尖端的延长遵循体扩散和界面扩散混合机制控制的动力学, 而侧面增厚由体扩散控制。 α_{lamellae} 的溶解主要受体扩散的影响。

3) α_{globe} 在低温下生长受 β 稳定元素的体扩散控制, 高温下回溶受 Al 的体扩散控制。

参考文献 References

- [1] Dikovits M, Poletti C, Warchomicka F. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2014, 45: 1586
- [2] Barriobero-Vila P, Requena G, Schwarz S *et al. Acta Materialia*[J], 2015, 95: 90
- [3] Huang C W, Zhao Y Q, Xin S W *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 693: 582
- [4] Huang C W, Zhao Y Q, Xin S W *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 695: 1966
- [5] Huang C W, Zhao Y Q, Xin S W *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2017, 94: 30
- [6] Clément N. *Thesis for Doctorate*[D]. Los Angeles: UCL, 2010
- [7] Welk B. *Thesis for Master*[D]. Ohio: The Ohio State University, 2010
- [8] Filip R, Kubiak K, Ziaja W *et al. Journal of Material Processing Technology*[J], 2003, 133(1-2): 84
- [9] Nag S, Banerjee R, Srinivasan R *et al. Acta Materialia*[J], 2009, 57: 2135
- [10] Jones N, Dashwood R, Jackson M *et al. Scripta Materialia*[J], 2009, 60: 571
- [11] Aaron H B, Kotler G R. *Metal Science Journal*[J], 1970, 4(1): 222
- [12] Whelan M J. *Metal Science Journal*[J], 1969, 3(1): 95
- [13] Liu Z K, Chang Y A. *Journal of Applied Physics*[J], 1997, 82(10): 4838
- [14] Aaron H B. *Acta Metallurgica*[J], 1969, 17(4): 407
- [15] Madelung O. *Landolt-Börnstein New Series Group III*[M]. Berlin: Springer, 1982: 26
- [16] Trivedi R, Pound G M. *Journal of Applied Physics*[J], 1967, 38(9): 3569
- [17] Aaron H B, Aaronson H I. *Acta Metallurgica*[J], 1968, 16(6): 789
- [18] Porter D A, Easterling K E. *Phase Transformations in Metals and Alloys*[M]. Boca Raton: CRC Press, 2009: 138
- [19] Shiflet G J, Aaronson H I, Courtney T H. *Acta Metallurgica* [J], 1979, 27(3): 377
- [20] Zheng Y, Williams R E A, Sosa J M *et al. Scripta Materialia* [J], 2016, 111: 81
- [21] Gale W F, Totemeir T C. *Smithells Metals Reference Book* [M]. London: Butterworth-Heinemann, 2004: 81

Thermo-kinetic Modeling for the Growth/Dissolution of α Globes and Lamella in Ti-55531 Under Continuous Heating Condition

Chen Fuwen¹, Xu Guanglong¹, Zhou Kechao², Chang Hui¹, Zhou Lian¹

(1. Nanjing Tech University, Nanjing 211800, China)

(2. State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The microstructure evolution of Ti-55531 alloy with (β +global α) microstructure composition under heating condition of 1 K/min was observed by thermal expansion and SEM, and it was found that the microstructure evolution was α lamellae precipitating, dissolution and α globes dissolution. The kinetics equations of the growth/dissolution of the lamellar precipitate and spherical precipitate were established. The simulation results show that the growth and dissolution of lamellar α is affected by the Gibbs-Thomson effect, which reduces the stability of α lamella tips, thus resulting in the dissolution of α lamella tips below the equilibrium temperature. The elongation of the α lamella tips follows the kinetics controlled by the mixed mechanism of bulk diffusion and interfacial diffusion, while the lateral thickening is controlled by bulk diffusion, and the bulk diffusion controls the dissolution of α lamella. The global α growth at low temperature is controlled by the volume diffusion of stable elements with a lower diffusion rate, and the solubility at high temperature is controlled by the volume diffusion of Al with a higher diffusion rate.

Key words: Ti-55531; kinetics of growth/dissolution; Gibbs-Thomson effect; diffusion

Corresponding author: Xu Guanglong, Ph. D., Tech Institute for Advanced Materials & School of Materials Science and Engineering, Nanjing Tech University, Nanjing 211800, P. R. China, Tel: 0086-25-83587270, E-mail: guanglongxu@njtech.edu.cn