

# 7475 铝合金中 $\eta$ 相沿 E/Al 相界的非均匀析出机理

李茂华<sup>1,2</sup>, 杨延清<sup>3</sup>, 陈志龙<sup>1</sup>, 宋宇峰<sup>1</sup>, 唐昌平<sup>1</sup>

(1. 湖南科技大学 材料科学与工程学院, 湖南 湘潭 411201)

(2. 湖南科技大学 高温耐磨材料及制备技术湖南省国防科技重点实验室, 湖南 湘潭 411201)

(3. 西北工业大学 材料学院, 陕西 西安 710072)

**摘要:** 采用高分辨透射电镜 (HRTEM) 和高角环形暗场扫描透射电镜 (HAADF-STEM) 中的三维重构技术, 研究了 7475 铝合金中  $\eta$  相沿 E/Al 相界的非均匀析出行为及其形核和生长机理。结果表明,  $\eta$  相在不同的 E 相颗粒 (具有不同形态和不同体积) 或同一个 E 相颗粒的界面析出时, 其形核位置、形核率、生长速率和形态有很大差异。E 相的界面能和弹性应变能是  $\eta$  相在 E/Al 相界面形核、生长和粗化的决定性因素。 $\eta$  相长大属于扩散控制转变, 主要通过相界高速扩散传输溶质原子。

**关键词:** 7475 铝合金; E/Al 相界; 非均匀析出; 相变机理

**中图分类号:** TG146.21

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2022)07-2483-07

7475 铝合金由于其优异的综合性能, 广泛应用于制造客机、运输机和战斗机的机身和下机翼蒙皮、翼梁、中心机翼结构件和舱壁等结构件<sup>[1]</sup>。7475 铝合金中加入过渡元素 Cr, 在均匀化过程中能与合金元素形成弥散相 E(Al<sub>18</sub>Cr<sub>2</sub>Mg<sub>3</sub>), 能显著细化晶粒、提高合金的再结晶温度, 且有利于 Al 基体中固溶体的分解产物在晶内均匀分布, 防止应力腐蚀裂纹产生<sup>[2]</sup>。E/Al 相界属于非共格相界, 具有高的界面能。同时由于 E 相与 Al 基体的比体积不同引起弹性应变能增加。在固溶淬火以及时效过程中,  $\eta$  相在 E/Al 相界面形核时 E 相界面能和弹性应变能便释放出来作为相变驱动力以降低形核功。因此, E/Al 相界是  $\eta$  相非均匀形核的典型位置之一<sup>[3-5]</sup>。文献报道大量的  $\eta$  相在 E 相界面非均匀析出, 使过饱和固溶体的固溶度降低, 从而降低了合金析出强度<sup>[3]</sup>。

目前各国学者对铝合金中时效强化相在弥散相上非均匀析出进行了广泛研究<sup>[6-12]</sup>。Feng 等<sup>[6]</sup>采用 HRTEM 和 HAADF-STEM 三维重构技术研究了 Al-Cu-Mg 合金中 S(Al<sub>2</sub>CuMg) 相在弥散相 T (Al<sub>20</sub>Cu<sub>2</sub>Mn<sub>3</sub>) 上的非均匀析出。发现在棒状 T 相上析出的 S 相绝大部分呈棒状, 同一个 T 相颗粒上生长有多种 S 相变体。Zhao 等<sup>[7]</sup>采用原子探针和 HRSTEM 研究了 Al-Zn-Mg-Cu-Zr 合金中弥散相 (Al,Zn)<sub>3</sub>Zr 对时效强化相的影响, 结果表明时效过程中 (Al,Zn)<sub>3</sub>Zr 相加速  $\eta'$  相在的 {111}<sub>(Al,Zn)<sub>3</sub>Zr</sub> 面非均匀析出。康雷<sup>[8]</sup>等研究

7B50 铝合金淬透性时发现, 表面喷水淬火时, 平均冷却速率为 9.34 °C·s<sup>-1</sup>, 距淬火表面 25 mm 处,  $\eta$  相在弥散相 Al<sub>3</sub>Zr 界面非均匀析出。Wang 等<sup>[9]</sup>采用 HRTEM 研究了 Al-Mg-Si-Sc 合金中弥散相 Al<sub>3</sub>Sc 的尺寸对非均匀析出的影响, 发现当 Al<sub>3</sub>Sc 弥散相尺寸小于 40 nm 时,  $\beta''$  相直接在共格的弥散相 Al<sub>3</sub>Sc 上析出, 并生长进入弥散相 Al<sub>3</sub>Sc。当弥散相 Al<sub>3</sub>Sc 尺寸大于 40 nm 时, 由于半共格或非共格弥散相 Al<sub>3</sub>Sc 的诱导作用, 使 Q' 相和 U2 相在位错上形核。Rouxel 等<sup>[10]</sup>研究了 Al-Cu-(Sc)-(Zr) 合金中弥散相 Al<sub>3</sub>(Sc,Zr) 和时效温度对析出相  $\theta'$  的影响。发现在时效温度为 160 °C,  $\theta'$  相易于在弥散相 Al<sub>3</sub>(Sc,Zr) 界面非均匀形核; 当时效温度上升至 190 °C,  $\theta'$  相在 Al 基体中的均匀形核增加, 而在弥散相 Al<sub>3</sub>(Sc,Zr) 界面非均匀形核减少。Zheng 等<sup>[11]</sup>采用球差校正 STEM 研究了热暴露对峰值时效的 7075 铝合金析出相的影响。发现在 300 °C 热暴露时, 纳米级的细小析出相溶解, 且在弥散相 E 界面形成粗大的 Mg(Zn,Cu)<sub>2</sub> 相, 从而导致沉淀硬化减弱。Mg(Zn,Cu)<sub>2</sub> 相与 E 相界面完全共格, 促进了 Mg(Zn,Cu)<sub>2</sub> 相的非均匀析出。Ding 等<sup>[12]</sup>采用 HAADF-STEM 和能谱研究了 7075 铝合金中  $\eta$  相在弥散相 E 相上的非均匀析出, 发现非共格的 E/Al 相界面能促进  $\eta$  相非均匀析出,  $\eta$  相的非均匀形核能稳定 E/Al 相界面,  $\eta$  相的再取向有助于 E/ $\eta$  界面的共格。同

收稿日期: 2021-08-27

基金项目: 国家自然科学基金 (52075167); 湖南省自然科学基金 (2020JJ4307); 湖南省教育厅优秀青年基金 (19B214)

作者简介: 李茂华, 女, 1976 年生, 博士, 讲师, 湖南科技大学材料科学与工程学院, 湖南 湘潭 411201, 电话: 0731-58290888, E-mail: mhli@hnust.edu.cn

时发现  $\eta$  相、E 相和 Al 基体之间存在 2 种取向关系，即：  
 $[2\bar{1}\bar{1}0]_{\eta} // [011]_E // [\bar{1}\bar{1}2]_{Al}$ ， $(01\bar{1}0)_{\eta} // (13\bar{3})_E // (201)_{Al}$ ；  
 $[0001]_{\eta} // [\bar{1}\bar{1}2]_E // [011]_{Al}$ ， $(01\bar{1}0)_{\eta} // (220)_E // (34\bar{4})_{Al}$ ， $\eta$  相易于在  $\{111\}_E$  和  $\{220\}_E$  面上形核析出。徐向红等<sup>[13]</sup>利用三维重构技术对 7475 铝合金中  $\eta$  相在 E 相界面的非均匀析出进行了三维观察，但文中没有深入揭示  $\eta$  相在 E/Al 相界面非均匀析出的相变机理。

为此本工作采用 HRTEM 和 HAADF-STEM 三维重构技术，开展  $\eta$  相在 E/Al 相界面非均匀析出的形核及生长机理研究。

### 1 实验

本实验选用的材料为 7475-T761 铝合金板材。采用加速电压 300 kV 的 Tecnai F30 G2 场发射透射电镜，HAADF-STEM 三维重构实验中数据采集采用 FEI Xplore 3D 软件，在 Fischione 2020 型单倾样品杆连续倾转下，获得  $\eta$  相在 E/Al 相界面非均匀析出的系列倾转 HAADF-STEM 像。倾转角度范围为  $\pm 70^\circ$ ，相机常数为 120 mm。合轴和重构采用 FEI Inspect 3D 软件，分别选用相互关联法和加权反投影技术完成。采用 AMIRA 5.2 软件实现重构数据的三维可视化。

透射电镜样品机械研磨至 60  $\mu\text{m}$  左右，然后冲成直径为 3 mm 的圆片，在双喷电解减薄仪上减薄。电解液选用 30%  $\text{HNO}_3$ +70%  $\text{CH}_3\text{OH}$  溶液。

### 2 实验结果

#### 2.1 二维成像

图 1 为 7475-T761 铝合金中  $\eta$  相沿 E/Al 相界非均匀析出的 HAADF-STEM 像。由图 1 可见，在 E/Al 相界非均匀析出的  $\eta$  相形核位置、生长规律及其形态各不相同。

图 2a 显示了某个 E/Al 相界非均匀析出  $\eta$  相的 HRTEM 像，从图中可以看出  $\eta$  相在  $\{111\}_E$  面析出。图 2b 为图 2a 中白色矩形框区域的放大像，图 2c~2e 分别为 A~C 相应的快速傅里叶变换 (FFT) 谱。从图 2 可以看出， $\eta$  相在 E 相颗粒的一侧形核长大。FFT 谱表明连续分布的析出颗粒 B 和 C 属于 2 种  $\eta$  相变体。

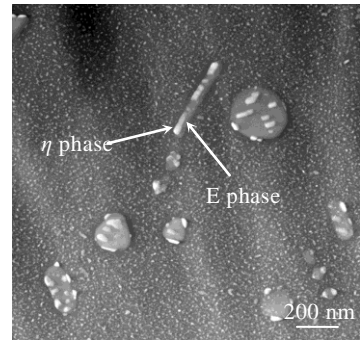


图 1 7475 铝合金中  $\eta$  相在 E/Al 相界析出的 HAADF-STEM 像  
 Fig.1 HAADF-STEM image of  $\eta$  precipitates at E/Al interfaces in 7475 Al alloy

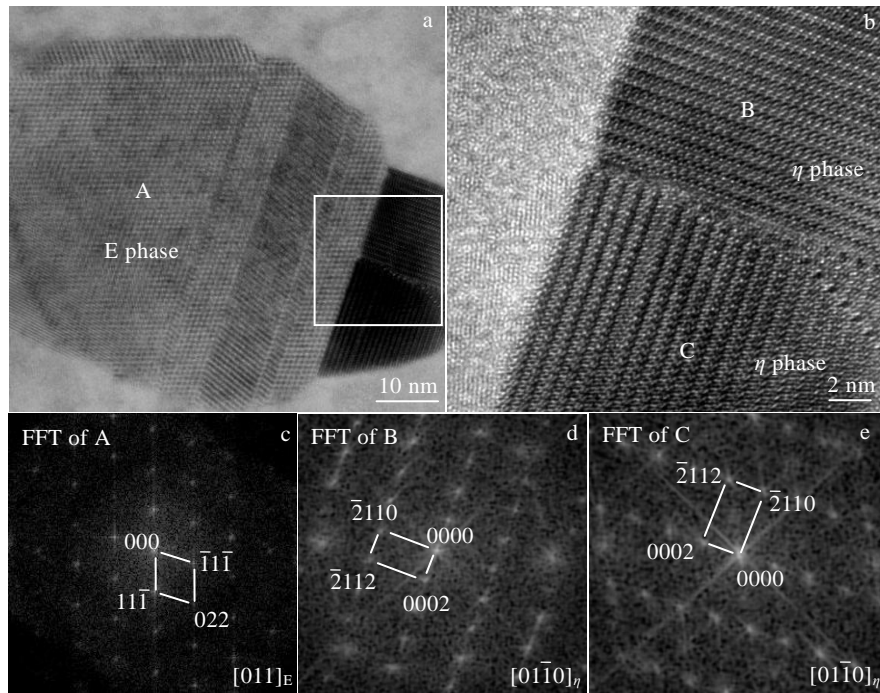


图 2 E/Al 相界非均匀析出  $\eta$  相的 HRTEM 像和 FFT 谱

Fig.2 HRTEM image of  $\eta$  phase precipitates heterogeneously formed at E/Al phase boundary (a); HRTEM image of the white rectangle region in Fig.2a (b); FFT patterns of precipitate A marked in Fig.2a (c) and precipitates B (d), C (e) marked in Fig.2b

图 3a 显示了在另一个 E 相侧面非均匀析出  $\eta$  相的 HRTEM 像, 插图对应于白色矩形框区域的放大像。图 3b、3c 为图 3a 中析出颗粒 A 和 B 相应的 FFT 谱。从图 3 可以看出,  $\eta$  相在 E 相的侧面连续形核生长,  $\eta$  相析出颗粒 A 和 B 同属一种变体, 2 种析出相生长相连, 中间有过渡变体, 偏离析出颗粒 A 取向  $21^\circ$ 。

### 2.2 三维重构

图 4a~4j 为系列倾转下三角形薄片状 E 相界面析出  $\eta$  相的代表性 HAADF-STEM 像, 倾转角度分别为  $-50^\circ$ 、 $-40^\circ$ 、 $-30^\circ$ 、 $-20^\circ$ 、 $-10^\circ$ 、 $+10^\circ$ 、 $+20^\circ$ 、 $+30^\circ$ 、 $+40^\circ$  和  $+50^\circ$ 。图 4k~4n 为相应的 HAADF-STEM 三维重构像, 显示了三角形薄片状 E 相上析出  $\eta$  相的形态和分布特征。从图中可以看出, 球冠状  $\eta$  相仅在三角形片状 E 相颗粒的一个平面上析出。

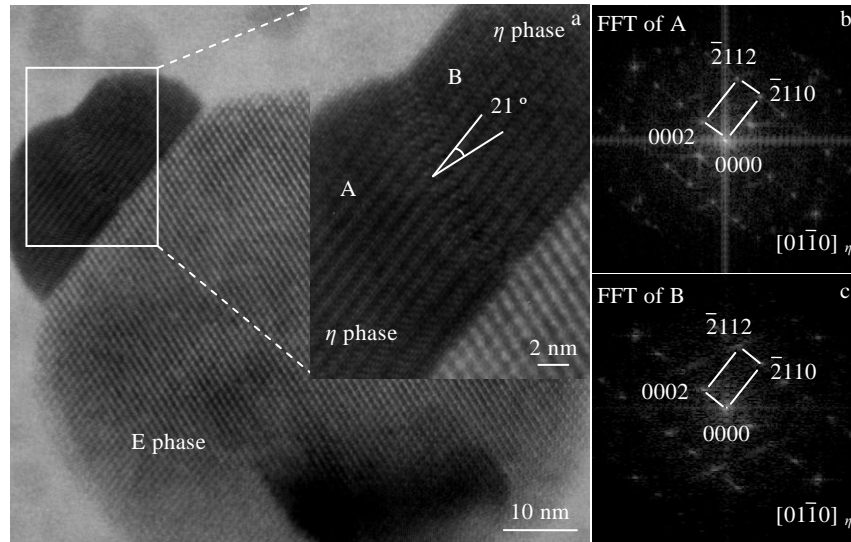


图 3 E 相颗粒侧面非均匀析出  $\eta$  相的 HRTEM 像和 FFT 谱

Fig.3 HRTEM image of  $\eta$  phase precipitates heterogeneously formed at the side of E phase interface (a) (the inset is the magnification of the white rectangular region); FFT patterns of precipitates A (b) and B (c) marked in Fig.3a

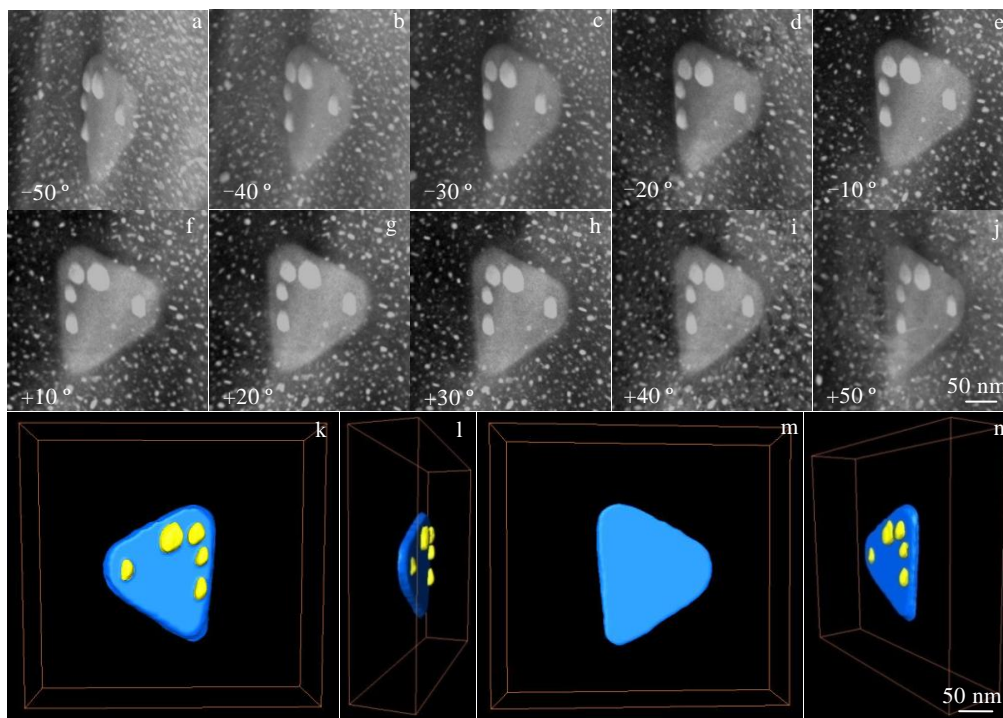


图 4 系列倾转下三角形薄片状 E 相界面析出  $\eta$  相的代表性 HAADF-STEM 像和从 4 个方向观察的三维重构像

Fig.4 Representative HAADF-STEM images of  $\eta$  precipitates at a triangular sheet E interface at one tilt series (a~j); four voxel projections of 3D tomographic reconstruction viewed from four directions (k~n)

图 5a~5d 为系列倾转下  $\eta$  相在一个长条形厚片状 E 相界面析出的 HAADF-STEM 像, 倾转角度分别为  $-50^\circ$ 、 $-30^\circ$ 、 $+30^\circ$  和  $+50^\circ$ 。图 5e~5h 为相应的 HAADF-STEM 三维重构像, 显示了该厚片状 E 相界面析出的  $\eta$  相的形态和分布特征。从图 5 可以看出,  $\eta$  相不均匀地分布在 E 相颗粒的两侧, 在不同位置呈球冠状或棒状生长。

### 3 分析讨论

#### 3.1 $\eta$ 相在 E/Al 相界的形核

从图 4 和图 5 可以看出, 在 E/Al 相界析出的  $\eta$  相延伸到 Al 基体中, 但几乎没有向 E 相渗透。这是由于 E 相 ( $\text{Al}_{18}\text{Cr}_2\text{Mg}_3$ ) 中的 Cr 元素在人工时效时扩散速度慢。沿 E/Al 相界析出的  $\eta$  相具有多种形态, 为了便于热力学计算, 本研究采用单球冠体模型, 如图 6 所示。

根据经典形核理论, 设  $\alpha$  为 Al 基体,  $\eta$  相在 E/Al 相界形核时系统自由能的总变化可表达为式(1)<sup>[14-16]</sup>:

$$\Delta G = -V_\eta \Delta G_v + S\sigma + \varepsilon_\eta V_\eta - \Delta G_d \quad (1)$$

式中,  $V_\eta$  为  $\eta$  相的体积,  $\Delta G_v$  为  $\eta$  相与母相  $\alpha$  间的单位体积自由能差,  $V_\eta \Delta G_v$  为  $\eta$  相与母相  $\alpha$  间的自由能差,  $S\sigma$  为  $\eta$  相的界面能,  $\varepsilon_\eta$  为  $\eta$  相单位体积弹性应变能,  $\varepsilon_\eta V_\eta$  为  $\eta$  相弹性应变能,  $-\Delta G_d$  为  $\eta$  相非均匀形核时由于晶体缺陷消失或被破坏所降低的能量。

由于:

$$S\sigma = S_{\alpha\eta}\sigma_{\alpha\eta} + S_{E\eta}\sigma_{E\eta} \quad (2)$$

$$\Delta G_d = S_{E\eta}\sigma_{\alpha E} + \Delta G_v^E \quad (3)$$

式中,  $S_{\alpha\eta}$  为  $\eta$  相与母相  $\alpha$  间的表面积,  $\sigma_{\alpha\eta}$  为  $\eta$  相与母相  $\alpha$  间的单位面积界面能,  $S_{\alpha\eta}\sigma_{\alpha\eta}$  为  $\eta$  相与母相  $\alpha$  间的界面能,  $S_{E\eta}$  为  $\eta$  相与 E 相间的表面积,  $\sigma_{E\eta}$  为  $\eta$  相与 E 相间的单位面积界面能,  $S_{E\eta}\sigma_{E\eta}$  为  $\eta$  相与 E 相间的界面能,  $\sigma_{\alpha E}$  为 E 相与母相  $\alpha$  间的单位面积界面能,  $S_{E\eta}\sigma_{\alpha E}$  为 E 相在与  $\eta$  相接触面积上的界面能,  $\Delta G_v^E$  为非共格 E 相形成时的弹性应变能。

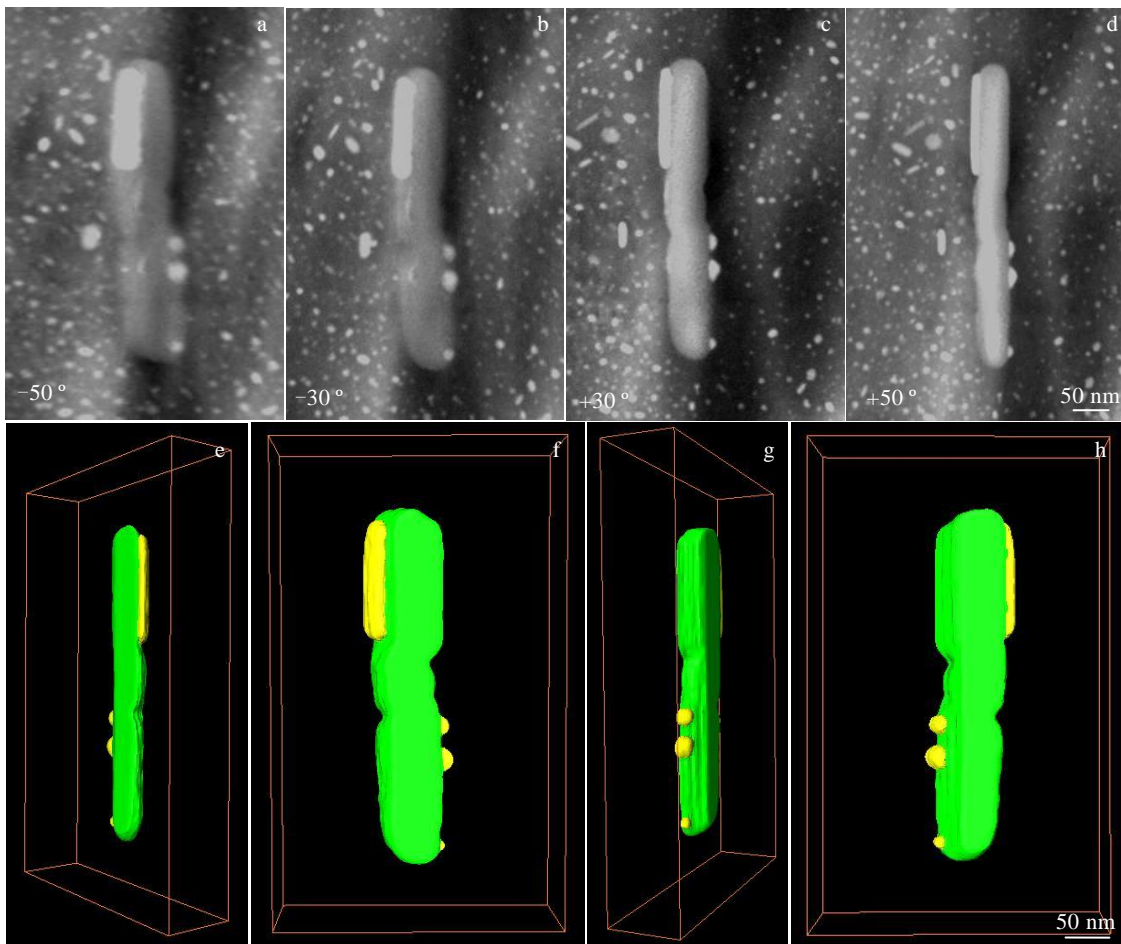


图 5 系列倾转下  $\eta$  相在一个长条形厚片状 E 相界面析出的代表性 HAADF-STEM 像和从 4 个方向观察的相应的三维重构像  
Fig.5 Representative HAADF-STEM images of  $\eta$  precipitates at one strip-shaped thick sheet E interface at different tilt angles (a~d); four voxel projections of 3D tomographic reconstruction viewed from four directions (e~h)

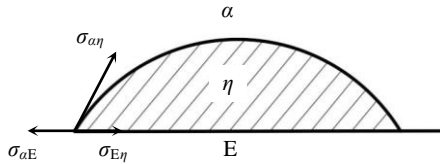


图 6  $\eta$  相在 E/Al 相界非均匀形核示意图

Fig.6 Schematic illustration of  $\eta$  nucleus at E/Al interface

将式(2)和(3)代入式(1)中, 可得到  $\eta$  相在 E 相上形核时的总的自由能的变化为:

$$\Delta G = -V_\eta \Delta G_v + S_{\alpha\eta} \sigma_{\alpha\eta} + S_{E\eta} \sigma_{E\eta} + \varepsilon_\eta V_\eta - S_{E\eta} \sigma_{\alpha E} - \Delta G_v^E \quad (4)$$

式中,  $-V_\eta \Delta G_v - S_{E\eta} \sigma_{\alpha E} - \Delta G_v^E$  是  $\eta$  相在 E/Al 相界形核的驱动力, 这将导致临界形核功的降低, 从而大大促进形核过程。  $S_{\alpha\eta} \sigma_{\alpha\eta} + S_{E\eta} \sigma_{E\eta} + \varepsilon_\eta V_\eta$  是相变阻力。

根据几何关系, 可以得到  $\eta$  相与 Al 基体  $\alpha$  间的接触面积  $S_{\alpha\eta}$ ,  $\eta$  相与 E 相的接触面积  $S_{E\eta}$  以及  $\eta$  相的体积  $V_\eta$  分别为:

$$S_{\alpha\eta} = 2\pi r^2 (1 - \cos \theta) \quad (5)$$

$$S_{E\eta} = \pi r^2 \sin^2 \theta \quad (6)$$

$$V_\eta = \frac{1}{3} \pi r^3 (2 - 3\cos \theta + \cos^3 \theta) \quad (7)$$

式中,  $r$  为  $\eta$  相半径,  $\theta$  为  $\eta$  相与 E 相的接触角 (或称润湿角)。

将式(5)、式(6)和式(7)代入式(4)中, 可得到  $\eta$  相在 E 相上形成晶核时总的自由能的变化为:

$$\Delta G = -\frac{1}{3} \pi r^3 (2 - 3\cos \theta + \cos^3 \theta) (\Delta G_v - \varepsilon_\eta) + 2\pi r^2 (1 - \cos \theta) \sigma_{\alpha\eta} + \pi r^2 \sin^2 \theta (\sigma_{E\eta} - \sigma_{\alpha E}) - \Delta G_v^E \quad (8)$$

下面分 2 种情况讨论:

(1) 不考虑 E 相的弹性应变能

则式(8)中,  $\Delta G_v^E = 0$

$$\Delta G = -\frac{1}{3} \pi r^3 (2 - 3\cos \theta + \cos^3 \theta) (\Delta G_v - \varepsilon_\eta) + 2\pi r^2 (1 - \cos \theta) \sigma_{\alpha\eta} + \pi r^2 \sin^2 \theta (\sigma_{E\eta} - \sigma_{\alpha E}) \quad (9)$$

令  $\frac{d\Delta G}{dr} = 0$ , 由式(9)可得到  $\eta$  相的临界晶核半径:

$$r_c = \frac{4(1 - \cos \theta) \sigma_{\alpha\eta} + 2 \sin^2 \theta (\sigma_{E\eta} - \sigma_{\alpha E})}{(2 - 3\cos \theta + \cos^3 \theta) (\Delta G_v - \varepsilon_\eta)} \quad (10)$$

将式(10)代入式(9), 由此可导出形成临界晶核的形核功  $\Delta G^*$  为:

$$\Delta G^* = \Delta G_{\max} = \frac{4}{3} \pi \frac{[2(1 - \cos \theta) \sigma_{\alpha\eta} + \sin^2 \theta (\sigma_{E\eta} - \sigma_{\alpha E})]^3}{[(2 - 3\cos \theta + \cos^3 \theta) (\Delta G_v - \varepsilon_\eta)]^2} \quad (11)$$

(2) 考虑 E 相的弹性应变能

非共格相形成时弹性应变能  $\Delta G_v^{\text{in}}$  与体积错配度、新相形状及母相的力学性能有关, 表达式为式(12)<sup>[14]</sup>:

$$\Delta G_v^{\text{in}} = \frac{1}{4} E_\alpha \Delta^2 f(c/a) \quad (12)$$

其中,

$$\Delta = \frac{\Delta V}{V_\alpha} \quad (13)$$

式中,  $E_\alpha$  为母相  $\alpha$  的杨氏模量,  $\Delta$  为体积错配度,  $f(c/a)$  为形状因子, 与新旧相形状有关的函数,  $2c$  为长轴长度,  $2a$  为赤道面直径,  $\Delta V$  为新旧相比容差,  $V_\alpha$  为母相  $\alpha$  的比容。

由式(12)可知, 非共格相形成时弹性应变能  $\Delta G_v^{\text{in}}$  正比于体积错配度的平方  $\Delta^2$  和杨氏模量  $E_\alpha$ , 同时还与新旧相形状有关。片状的弹性应变能最小, 针状次之, 球状最大<sup>[14]</sup>。

Al-Zn-Mg-Cu 合金中 E 相尺寸较大 (50~200 nm), E 相晶格参数 (1.4526 nm) 与 Al 基体晶格参数 (0.4049 nm) 差别较大, 且形态各异。根据式(12)可知, 不同形态的颗粒弹性应变能变化很大。鉴于以上原因, 应该考虑 E 相的弹性应变能对  $\eta$  相析出的影响。

将式(12)代入式(4), 可得到  $\eta$  相在 E/Al 相界形成晶核时的总的自由能的变化为:

$$\Delta G = -V_\eta \Delta G_v + S_{\alpha\eta} \sigma_{\alpha\eta} + S_{E\eta} \sigma_{E\eta} + \varepsilon_\eta V_\eta - S_{E\eta} \sigma_{\alpha E} - \frac{1}{4} E_\alpha \Delta^2 f(c/a) \quad (14)$$

考虑弹性应变能后, 式(14)中 E 相产生的弹性应变能并不能用  $\eta$  相的半径表示, 因此,  $\eta$  相的临界晶核半径  $r_c$  和临界形核功  $\Delta G^*$  很难定量表示。

固态相变的形核率可表示为式(15)<sup>[16]</sup>:

$$I = \omega A^* C_0 \exp\left(-\frac{Q + \Delta G^*}{kT}\right) \quad (15)$$

式中,  $\omega$  为原子振动频率,  $A^*$  为临界晶核表面能够接受原子的位置数,  $C_0$  为单位体积母相中能够形成新相核心的原子位置数,  $Q$  为原子扩散激活能,  $\Delta G^*$  为临界晶核形核功,  $k$  为波尔兹曼常数,  $T$  为相变温度。

由式(15)可以看出, 形核率与  $\exp\left(-\frac{Q + \Delta G^*}{kT}\right)$  成正比, 而  $\exp\left(-\frac{Q + \Delta G^*}{kT}\right)$  受临界形核功  $\Delta G^*$  影响。式(14)

中,  $-V_\eta \Delta G_v - S_{E\eta} \sigma_{\alpha E} - \frac{1}{4} E_\alpha \Delta^2 f(c/a)$  是  $\eta$  相在 E/Al 相



界形核的驱动力, 这将导致临界形核功的降低, 从而大大促进形核过程。结合式(12)可知, 球状 E 相临界形核功  $\frac{1}{4}E_a\Delta^2f(c/a)$  最小, 针状次之, 片状最大。如图 4 和 5 所示,  $\eta$  相在片状 E 相上的形核率并不高。

从图 4 和图 5 可以看出,  $\eta$  相在 E/Al 相界析出时呈非均匀分布。形核位置主要取决于该处的界面能。 $\eta$  相在不同形态和不同体积的 E 相颗粒界面析出时, 其形核位置不同。对于三角形薄片状 E 相颗粒, 大平面界面能大于侧面, 故  $\eta$  相在大平面上形核析出; 对于长条形厚片状 E 相颗粒, 侧面界面能大, 故  $\eta$  相在侧面形核析出。

### 3.2 $\eta$ 相在 E/Al 相界的生长

两相界面上原子排列的不规则性会导致界面能升高, 同时界面也有吸附溶质原子的作用。因此, 溶质原子有自发向相界偏聚的趋势。溶质原子易于在相界面附近偏聚, 容易满足新相成分上的要求。从图 4 可以看出, 三角形片状 E 相平面上析出的  $\eta$  相一般尺寸比较大, 这是因为其面积大, 偏析的溶质原子多的缘故。

新相的核胚一旦形成, 并超过某一临界尺寸, 随之便开始生长。一般来说, 等温生长的速率取决于相变的驱动力和跃迁到新相上的原子具体迁移过程。 $\eta$  相在 E/Al 相界析出属于扩散控制长大, 溶质扩散是新相生长的重要环节, 并对生长速率起着决定性的作用。新相的长大是通过新相相界面向母相迁移进行的。随着  $\eta$  相的长大, 在  $\eta$  相附近便会出现溶质原子的贫化区, 并产生浓度梯度。远离  $\eta$  相的溶质原子在此浓度梯度的驱动力下将朝着  $\eta$  相长程扩散, 不断地提供  $\eta$  相长大所需的组分元素<sup>[14-16]</sup>。

$\eta$  相在 E/Al 相界长大时, 组成元素的传输过程主要通过 E 相界面高速扩散进行。对于扩散控制型转变, 晶核长大速率可表示为<sup>[14]</sup>:

$$u = \frac{D}{\lambda} \left[ 1 - \exp\left(\frac{\Delta G}{kT}\right) \right] \quad (16)$$

式中,  $D$  为扩散系数,  $\lambda$  为原子每次跃迁距离。由式(16)可以看出, 晶核长大速率受相变驱动力和扩散系数 2 个因素控制。

从图 4 和图 5 可以看出, 在不同 E 相颗粒界面以及同一个 E 相颗粒界面的不同位置,  $\eta$  相粗化程度各异。这是由界面能以及弹性应变能共同作用的结果。不同 E 相颗粒界面上  $\eta$  相的粗化程度不同, 主要是因为不同 E 相颗粒的弹性应变能不同。在同一个 E 相颗粒界面的不同位置,  $\eta$  相粗化程度各异, 主要是因为界面能不同引起的。

## 4 结 论

1) 在不同形态和不同体积的 E 相颗粒界面析出时,  $\eta$  相形核位置和形核率有很大差异。E 相的界面能和弹性应变能的共同作用是  $\eta$  相在 E/Al 相界非均匀析出形核的决定性因素。

2)  $\eta$  相在 E/Al 相界的长大属于扩散控制转变。溶质原子易于在相界面附近偏聚,  $\eta$  相的长大主要通过相界面高速扩散传输溶质原子。 $\eta$  相晶核长大速率受相变驱动力和扩散系数 2 个因素控制。

3) 在不同形态和不同体积的 E 相颗粒界面以及同一个 E 相颗粒界面的不同位置,  $\eta$  相生长速率和形态各异。这是由界面能和弹性应变能共同作用的结果。

### 参考文献 References

- [1] Liu Bing(刘兵), Peng Chaoqun(彭超群), Wang Richu(王日初) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(9): 1705
- [2] Hahn G T, Rosenfield A R. *Metallurgical Transactions A*[J], 1975, 6(4): 653
- [3] Kanno M, Araki I, Cui Q. *Materials Science and Technology*[J], 1994, 10(7): 599
- [4] Conserva M, Russo E D, Caloni O. *Metallurgical Transactions*[J], 1971, 2(4): 1227
- [5] Lim S T, Yun S J, Nam S W. *Materials Science and Engineering A*[J], 2004, 371(1-2): 82
- [6] Feng Z Q, Yang Y Q, Huang B et al. *Philosophical Magazine*[J], 2013, 93(15): 1843
- [7] Zhao H, Chen Y Q, Gault B et al. *Materialia*[J], 2020, 10: 100 641
- [8] Kang Lei(康雷), Zhao Gang(赵刚), Liu Kun(刘坤) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(1): 309
- [9] Wang R H, Jiang S Y, Chen B A et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2020, 57: 78
- [10] Rouxel B, Ramajayam M, Langan T J et al. *Materialia*[J], 2020, 9: 100 610
- [11] Zheng J X K, Xu X S, Luo R C et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 741: 656
- [12] Ding L P, Zhao L, Weng Y Y et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 851: 156 890
- [13] Xu Xianghong(徐向红), Li Maohua(李茂华), Ru Jigang(汝继刚) et al. *Chinese Journal of Stereology and Image Analysis*(中国体视学与图像分析)[J], 2017, 22(2): 139
- [14] Chen Jingrong(陈景榕), Li Chengji(李承基). *Solid State Phase Transition in Metals and Alloys*(金属与合金中的固态相变)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1997: 16

- [15] Xu Zhou(徐洲), Zhao Liancheng(赵连城). *Metallic Solid Phase Transition*(金属固态相变原理)[M]. Beijing: Science Press, 2004: 1
- [16] Zhu Jingchuan(朱景川), Lai Zhonghong(来忠红). *Principle of Solid State Phase Transition*(固态相变原理)[M]. Beijing: Science Press, 2010: 26

## Heterogeneous Precipitation Mechanism of $\eta$ Phase at E/Al Interface in 7475 Aluminum Alloy

Li Maohua<sup>1,2</sup>, Yang Yanqing<sup>3</sup>, Chen Zhilong<sup>1</sup>, Song Yufeng<sup>1</sup>, Tang Changping<sup>1</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Hunan University of Science and Technology, Xiangtan 411201, China)

(2. Key Laboratory of High Temperature Wear Resistant Materials Preparation Technology of Hunan Province, Hunan University of Science and Technology, Xiangtan 411201, China)

(3. School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

**Abstract:** The heterogeneous precipitation behavior and nucleation and growth mechanisms of  $\eta$  phase at E/Al interfaces in 7475 aluminum alloy were studied using high resolution transmission electron microscopy (HRTEM) and 3D reconstruction technique in high angle annular dark field scanning transmission electron microscopy (HAADF-STEM). It is found that the nucleation location, nucleation rate, growth rate and morphology of  $\eta$  phase are greatly different when  $\eta$  phase are formed at E particles with different morphology and volume or the same E particle. The decisive factors that affect the nucleation, growth and coarsening of  $\eta$  phase are the interface energy and elastic strain energy of E phase. The growth of  $\eta$  phase belongs to the diffusion-controlled transformation. Solute atoms are transferred by the interphase interface diffusion at a high speed.

**Key words:** 7475 Al alloy; E/Al interface; heterogeneous precipitation; phase transformation mechanism

---

Corresponding author: Li Maohua, Ph. D., Lecturer, School of Materials Science and Engineering, Hunan University of Science and Technology, Xiangtan 411201, P. R. China, Tel: 0086-731-58290888, E-mail: lmhwx@163.com