

Al-Zn-Mg-Cu 合金第二相粒子及其无析出区与晶界的作用过程研究

贺永东, 陈明安, 张新明

(中南大学, 湖南 长沙 410083)

摘要: 制备一种含 Sc 和一种含 Cr、Mn、Ti、Zr 的 Al-Zn-Mg-Cu 合金, 采用透射电镜研究合金中第二相粒子周围的无析出微区和晶界上的无沉淀析出带及其相互的作用过程, 给出单个第二相粒子对晶界作用力的方程。当驱使晶界迁移的动力大于粒子及其周围的无析出微区对晶界的阻碍作用时, 晶界被粒子穿透而形成孔洞。在晶界扫过粒子的过程中, 经历了先加速后减速两个阶段。晶界位于粒子直径区位置时所受的阻力最小、运动速度最大。当晶界能与相界能增量之和等于晶界运动的驱动力时, 晶界被粒子钉扎而停止运动。在晶界迁移的过程中, 溶质原子倾向于由高浓度区域向低浓度区域扩散, 晶界和粒子周围的无析出区对晶界的迁移过程有明显的影响。

关键词: Al-Zn-Mg-Cu 合金; 粒子; 晶界; 扩散; 钉扎; 无析出区

中图分类号: TG146.2⁺1

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2009)12-2093-07

超高强 Al-Zn-Mg-Cu 合金, 具有较好的成型性能和耐腐蚀性能, 在现代航空航天、交通运输领域得到了广泛的应用^[1]。Zn 含量达到 7.9%、Zn/Mg 比达到 2.2 以上的 Al-Zn-Mg-Cu 合金, 主要的强化相为 GP 区和 η' 相^[2,3]。受合金化、加工工艺、热处理工艺以及晶体缺陷等因素的影响, 合金基体中存在大量的共格和不共格的第二相粒子^[4,5]。这些第二相粒子对材料的再结晶行为、力学性能、断裂韧性、耐腐蚀性能等均产生重要影响^[6,7]。一般认为: 粗大的第二相粒子硬度较高、塑性较差, 与基体不共格的粗大的第二相粒子本身相当于一个裂纹源, 因而降低合金的断裂韧性^[8]。非共格的粗大的第二相粒子对合金再结晶行为的影响完全不同^[8,9]。研究认为, 当第二相粒子直径达到 0.8 μm 左右时, 由于粒子周围的非均匀变形导致晶格破碎, 粒子起到了刺激再结晶形核, 加速再结晶过程的作用^[10,11]。在制备超高强 Al-Zn-Mg-Cu 合金厚板过程中, 淬火敏感性是不可避免的^[12,13]。粗大的非共格的平衡相与基体之间有着极高的界面能, 淬火冷却过程中能强烈吸收周围基体中的 Zn、Mg 原子, 造成周围固溶体贫化, 时效硬化能力减弱, 成为制造高质量、大断面铝材的限制性因素^[14,15]。Al-Zn-Mg-Cu 合金中, 存在晶界无析出区 (precipitate free zone, PFZ) 和淬火引起的晶内无析出区 (precipitate free zone by

quenching, Q-PFZ) 两种无析出微区^[16,17]。晶界 PFZ 是 RRA 态超高强 Al-Zn-Mg-Cu 合金重要的晶界组织特征, 淬火过程中形成的晶内无析出微区也是该类合金重要的微结构特征^[16]。尺度适中、分布均匀的平衡相能形成尺度适中、分布均匀的淬火无析出微区 Q-PFZ, 达到改善合金综合性能的目的^[17]。齐纳等人认为^[16,17]: 第二相粒子对再结晶过程的影响与粒子对晶界的作用力有关, 作用力的大小可以用粒子的界面张力来表示。这些研究均忽略了粒子和晶界本身的结构特性, 不能描述晶界与第二相粒子之间作用的实质。本研究从晶界和第二相粒子周围存在的无析出微区的结构特点出发, 利用晶界能、相界面能、变形贮能以及扩散原理, 对晶界与第二相粒子的作用过程进行系统的描述, 初步揭示二者之间的作用规律。

1 实验方法

以纯度为 99.85% 一级工业纯铝、纯铜 (99.99%)、纯锌 (99.92%)、纯镁 (99.90%) 和 Al-3.6%Sc、Cu-10%Zr 中间合金为原料, 制备一种含 Sc 和一种含 Cr、Mn、Ti、Zr 的 Al-Zn-Mg-Cu 合金。合金的化学成分见表 1。合金的熔炼过程在石墨坩埚电阻炉中进行, 在铜模中铸造。铸锭经 400 $^{\circ}\text{C}$, 5 h+450 $^{\circ}\text{C}$, 24 h+470 $^{\circ}\text{C}$, 15 h 三级均匀化处理后, 在 $\phi 350$ mm 轧机上热轧至厚度

收到初稿日期: 2008-11-28; 收到修改稿日期: 2009-07-24

基金项目: 国家重大基础研究项目 (2005CB623706)

作者简介: 贺永东, 男, 1966 年生, 博士, 教授级高级工程师, 甘肃金川集团有限公司, 甘肃 金昌 737104, 电话: 0935-8811124

表 1 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of alloys (wt%)									
Alloy	Zn	Mg	Cu	Cr	Mn	Ti	Zr	Sc	Al
1#	8.32	2.13	2.20	0	0	0	0	0.21	Bal.
2#	8.17	2.06	2.25	0.04	0.05	0.04	0.18	0	Bal.

为 4 mm 的板材。1#样品经 450 °C, 2 h+470 °C, 1 h 两级固溶、水淬后 120 °C, 24 h 时效处理; 2#样品经 450 °C, 2 h+470 °C, 1 h 两级固溶、空冷淬火后 120 °C, 24 h 时效处理。采用双喷电解法(电解液为 2:8 硝酸甲醇溶液)制备透射电镜试样, 在透射电镜上观察合金微观组织。

2 结果与讨论

2.1 合金的 TEM 观察

图 1 为添加钪和复合添加铬、锰、钛、锆的 Al-Zn-Mg-Cu 合金经固溶时效态处理后的透射电镜照片。图 1a 为 1#合金经双级固溶、水冷淬火和时效处理后的组织。晶界两侧可见宽度为 20~25 nm 的无沉淀析出带。图 1b 为 2#合金经双级固溶、空冷淬火和时效处理后的组织。合金基体中析出了大量的第二相粒子, 在粗大的第二相粒子周围存在淬火无析出微区。

图 2 为 1#合金经固溶时效态处理后, 第二相粒子的透射电镜照片。显示该粒子位于合金基体内, 粒子直径约为 0.4~0.5 μm。从图 2 中还可以看出, 热轧试样经 470 °C, 2 h+480 °C, 1 h 双级固溶处理后, 合金基体中发生了再结晶。由于固溶温度较高, 因热轧引起的粒子与基体之间的畸变已经消除, 图 2 中所示粒子周围的应变环不是粒子与基体之间的应变作用的结果, 而是由于再结晶过程中晶界迁移, 第二相粒子阻碍晶界运动, 晶界受粒子钉扎作用而停止迁移, 粒子周围的晶界发生了非常明显的弯曲。受粒子和晶界之间应力作用的影响, 在粒子周围形成了两个明显的应变环。

2.2 晶界与粒子作用过程分析

为了说明晶界与粒子的作用过程, 根据图 1 所示的实验结果, 可以将晶界和相界的结构特点用图 3 表示。晶界两侧存在带状的固溶体贫化区, 第二相粒子周围存在与粒子形貌一致的球状无析出微区。两类固溶体贫化区从本质上来讲是一致的。从理论上讲, 多晶体材料在热力学上是不稳定的, 晶界能、第二相粒子界面能、合金加工产生的变形贮能以及系统温度升高等因素, 均可作为晶界迁移和晶粒长大过程提供驱动力。图 2 所示的粒子与晶界的作用过程可以用图 4 所示的模型加以说明。当系统温度升高或变形贮能大于晶界能时, 晶界在外加能量和变形贮能 (γ_1) 的作用

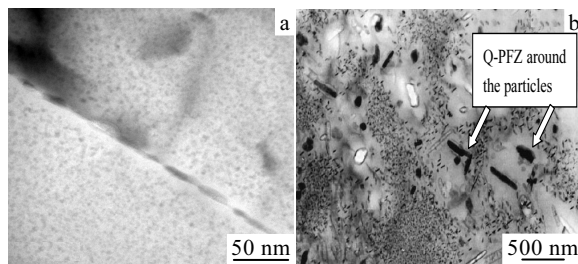


图 1 晶界与相界周围的无析出微区
Fig.1 Precipitates free zone in grain boundary (a) and around particles (b)

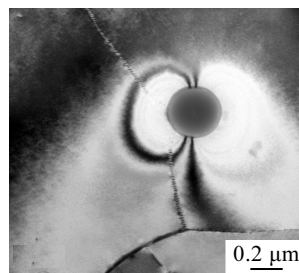


图 2 在含 Sc 的 Al-Zn-Mg-Cu 合金中第二相粒子与晶界作用
Fig.2 Interaction of the second phases particle and the grain boundaries in Al-Zn-Mg-Cu alloy containing Sc

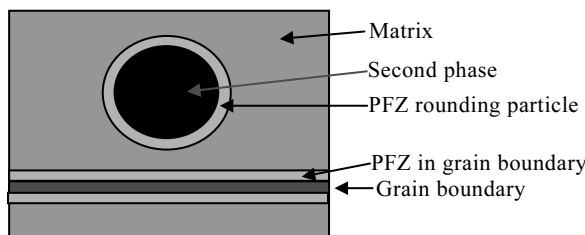


图 3 晶界和相界上的无析出区示意图
Fig.3 Schematic of precipitate free zone of grain boundary or around particle

下, 如图 4a 所示向上运动。当运动的晶界遇到第二相粒子时, 首先发生接触的是二者的无沉淀析出区(图 4b)。两类无析出区内溶质原子浓度均很低、晶格畸变较小; 而基体沉淀区内溶质浓度较高、晶格畸变较强。在合金原子定向迁移的过程中, 溶质原子易于从浓度较高、畸变较大的沉淀区向浓度较低、畸变较小的无析出区扩散。在晶界上存在一个原子排列紊乱、杂质浓度高、原子能量较高的界面层; 在非共格的相界面上同样存在一个界面能极高的界面层, 两个界面层在相互接触、吞噬并重新组装的过程中, 使系统总的畸变区体积减小。在晶界由位置 2(图 4b)运动到位置 4(图 4d)的过程中, 第二相粒子在晶界上刺穿了一个洞。随着洞口直径增大, 阻碍晶界运动的晶界能在逐渐减小, 而粒子的单位相界能保持一个定值, 系统

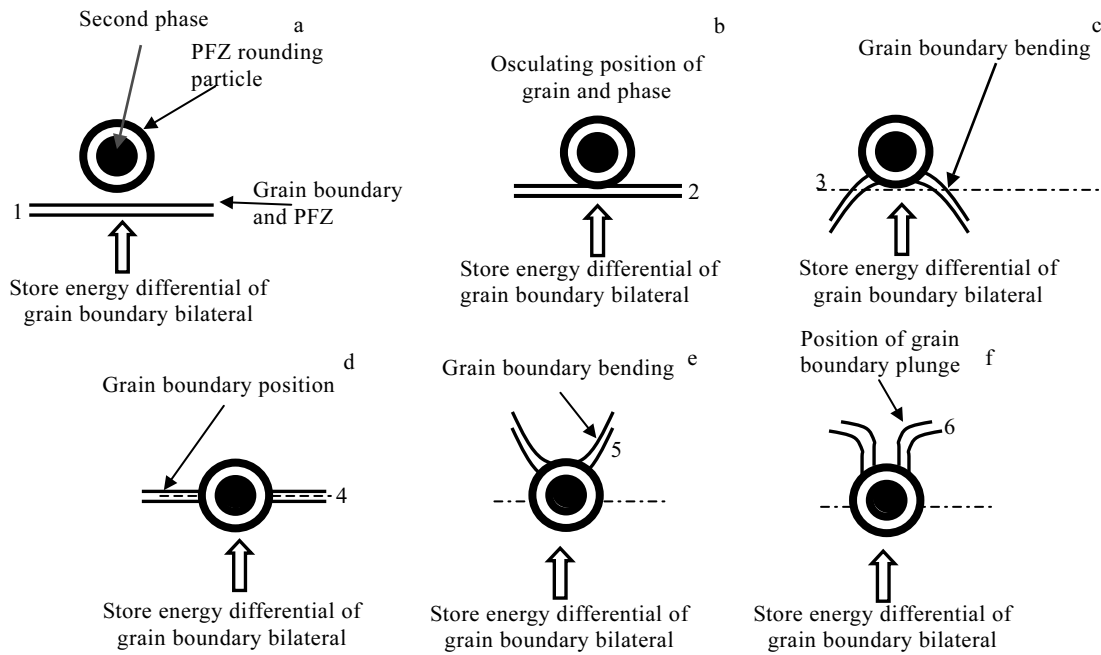


图 4 在一维空间中第二相粒子与晶界作用过程

Fig.4 The course of interaction of the second phase particle and grain boundary on Al-Zn-Mg-Cu-Sc alloy in one dimension

的总能量不断降低, 晶界迁移过程能够自发、加速进行, 至位置 4 (图 4d) 处达到最大值。此过程中, 与粒子接触区部分晶界向上迁移的速度高于邻近无粒子区, 晶界向上弯曲 (图 4c)。当晶界越过位置 4 继续向上运动时, 晶界与第二相粒子交截无析出区的体积也将逐步增加。在晶界由位置 4 (图 4d) 向位置 6 (图 4f) 运动过程中, 要形成新的晶界使系统 (由晶界、相界和相关的无析出区组成) 能量升高, 在新晶界上形成新的无析出区, 将迫使溶质原子由低浓度区向高浓度的沉淀区扩散, 也将使系统的能量升高, 这个过程只能依靠变形储能或系统温度升高才能进行。此时, 与粒子接触区部分晶界向上迁移的速度低于邻近无粒子区, 晶界向下弯曲 (图 4e)。当晶界继续向位置 6 (图 4f) 运动, 粒子两侧向上弯曲晶界的曲率半径不断增大, 新增的晶界体积和相应的无析出区体积持续增大, 导致系统能量不断升高。当这种能量的增量增加到与变形储能相平衡时, 晶界被粒子钉扎, 停止向上运动 (图 4f)。由晶界、相界和相关的无析出区组成的系统的能量、变形储能与晶界运动之间存在如下关系:

假定系统温度一定、样品变形储能一定, 在晶界与相界作用前后, 第二相粒子的单位相界能保持一个定值。当晶界被粒子冲破, 晶界向上运动时, 存在:

$$\gamma_3 > \gamma_1 + \gamma_2 + V_1 \times \nabla \gamma_1 + V_2 \times \nabla \gamma_{22} + V_3 \times \nabla \gamma_{33}$$

式中: γ_1 ——变形储能; γ_2 ——单位晶界能; γ_3 ——第二相粒子单位相界能; $V_1 \times \nabla \gamma_1$ ——在晶界与粒子作用过

程中, 因晶界面积改变导致的晶界能增量; $V_2 \times \nabla \gamma_{22}$ ——在晶界与粒子作用过程中, 晶界无沉淀析出区单位畸变能增量; $V_3 \times \nabla \gamma_{33}$ ——在晶界与粒子作用过程中, 相界无沉淀析出区单位畸变能增量。

图 5 为晶界与球形粒子作用示意图。以球形粒子球心为坐标原点建立图 5 所示的坐标系。设粒子半径为 R , 则球形粒子界面可以表示为: $x^2 + y^2 + z^2 = R^2$, 式中: x, y, z 为粒子界面上任意一点的三维坐标。当粒子与晶界作用达到稳定状态时, 粒子与晶界的截面圆上的任意一点可以表示为:

$$x = R \times \cos\alpha \cos\beta \tag{1}$$

$$y = R \times \sin\alpha \cos\beta \tag{2}$$

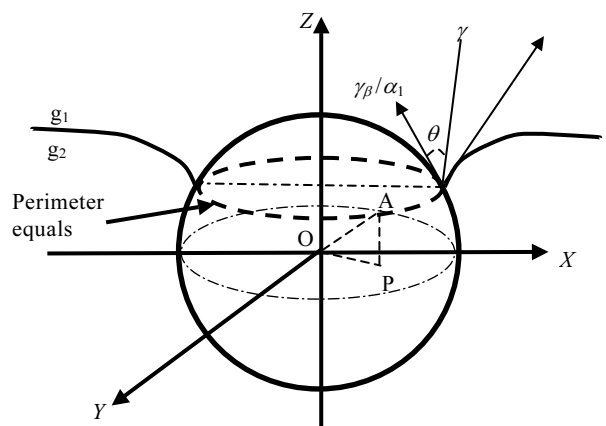


图 5 晶界与球形粒子作用示意图

Fig.5 Sketch of interaction between a grain boundary and a spherical particle

$$z=C \tag{3}$$

式中： α 为粒子与晶界的交接面上的任意一点 A 到坐标原点的连线与 x 轴的夹角。 β 为粒子与晶界的交接面上的任意一点 A 到坐标原点的连线在 xoy 面上的投影与 x 轴的夹角。 C 为坐标原点到粒子与晶界的交接面的垂直距离。在粒子与晶界的交界面上任意取一小段圆弧的微圆长度为： $ds=[R^2+(\frac{dy}{dx})^2+(\frac{dz}{dx})^2]^{\frac{1}{2}}$ ，粒子对晶界的钉扎力与交接面的圆弧长度有关，粒子与晶界的交接面上长度为 ds 的圆弧对晶界的钉扎力可以表示为： $dF_1=\gamma_{12}\cos\theta ds$ ， θ 为粒子与晶界交接面上某一点上沿粒子界面的切线与沿晶界切线的夹角，主要与粒子和基体之间的界面关系有关。

单个粒子对晶界的钉扎力为：

$$F_1=\int_{x_{min}}^{x_{max}} [R^2+(\frac{dy}{dx})^2+(\frac{dz}{dx})^2]^{\frac{1}{2}} \cos\theta dx \tag{4}$$

由式 (1)，(2)，(3)，(4) 可知，粒子对晶界的钉扎力与粒子的表面性质、与基体的共格关系、粒子的大小以及粒子与晶界界面至粒子球心的距离有关。多粒子对晶界作用的力可以认为是单个粒子综合作用的结果。

当变形储能与阻碍晶界运动的能量达到平衡状态时，存在： $\gamma_3 \leq \gamma_1 + \gamma_2 + V_1 \times \nabla \gamma_1 + V_2 \times \nabla \gamma_{22} + V_3 \times \nabla \gamma_{33}$ ，此时，晶界在第二相粒子界面处被钉扎而停止运动，但粒子两侧的晶界仍将向上运动，导致晶界发生弯曲（见图 2 和模型图 4f）。

图 2 和图 4f 所示的状态是一种亚稳定状态，是在晶界与粒子作用过程中，晶界能、相界能、相关的无

析出区畸变能增量、变形储能以及系统能量升高等因素综合作用的结果。由于粒子附近的晶界处于弯曲状态，晶界和粒子区存在明显的应力场，表明粒子和晶界之间所形成的平衡是一种亚稳定状态。在二次再结晶时，粒子一侧的晶粒仍可能被邻近的晶粒吞并从而建立新的平衡。这一吞并过程可以用图 6 所示的模型进行说明。图 6a 说明：粒子 β 和弯曲的晶界下侧存在一个晶粒 4，晶粒 4 与晶粒 2，3，5 相邻且晶界均发生弯曲。由于弯曲的晶界比平直的晶界具有更高的能量，有利于原子从凸面一侧向凹面一侧跳动，宏观上晶界倾向于向曲率中心方向移动，这正是再结晶和晶粒长大时发生的。图 6b 说明：晶粒 5 被邻近晶粒完全吞并。图 6c 说明：晶粒 4 被晶粒 2，3 吞并，粒子 β 位于 3 颗晶粒 1、2、3 的交界处。在 3 颗晶粒的界面张力的作用下，粒子 β 处于平衡状态。晶界受到粒子的阻力为 $F=3f\gamma/2r$ ，式中 f 为第二相粒子体积分数， r 为粒子的半径， γ 为粒子的界面能。此时有：

$$\frac{\gamma_{23}}{\sin \alpha_1} = \frac{\gamma_{31}}{\sin \alpha_2} = \frac{\gamma_{12}}{\sin \alpha_3} \tag{5}$$

$$\gamma_{12} \int s_1 ds + \gamma_{23} \int s_2 ds + \gamma_{31} \int s_3 ds = 0 \tag{6}$$

$$\gamma_{31} - \gamma_{12} \cos \alpha_2 - \gamma_{23} \cos \alpha_3 = 0 \tag{7}$$

$$\gamma_{12} \sin \alpha_2 - \gamma_{23} \sin \alpha_3 = 0 \tag{8}$$

式中： γ_{12} ， γ_{23} ， γ_{31} 分别为晶粒 1、2，晶粒 2、3，晶粒 3、1 之间的晶界对 β 粒子的界面张力； α_2 、 α_3 分别为晶粒 1 与晶粒 2、晶粒 2 与晶粒 3 之间的晶界对 x 轴的夹角。

图 4、图 6 所示粒子与晶界作用过程模型可以根据晶界、相界的结构特点，利用合金扩散和再结晶理

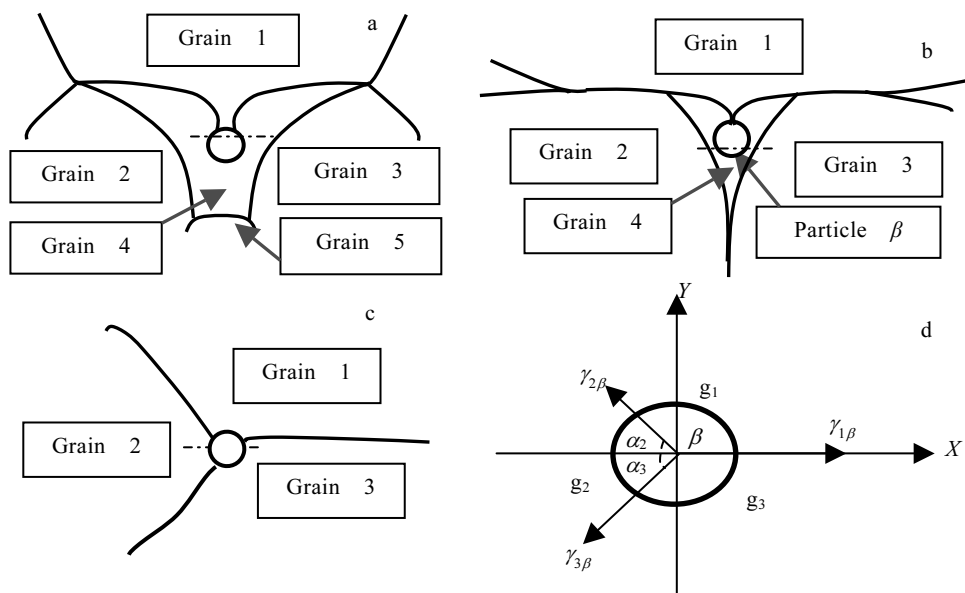


图 6 在含 Sc 的 Al-Zn-Mg-Cu 合金中第二相粒子与晶界作用过程

Fig.6 Course of the interaction of the second phase particle and grain boundary on Al-Zn-Mg-Cu-Sc alloy

论进行解释(图 7)。晶界是把结构相同但位向不同的两个晶粒分隔开来的一种面状晶格缺陷,相当于两个晶体之间的配合面,取向转变在 3、4 个原子间距范围内完成。晶界结构松散,原子排列不规则、能量较高。晶界两侧的溶质原子向晶界跳动,造成晶界两侧固溶体贫化,并形成带状无析出区。无析出区内,所含溶质元素较少,晶格畸变也较小。相界是由于原子间结合键的变化形成的,合金基体中的非共格第二相粒子,可以假想为是在无缺陷的基体中掏出一个半径为 r 的球形空腔,将半径为 r' 的非共格粒子置于该空腔内形成的。非共格粒子与基体之间的界面能为 E , 界面作用力为 σ , 粒子嵌入所产生的应变为 ϵ , 则存在 $E=\sigma\epsilon$ 。非共格界面能(E)由化学能 E_1 (基体界面上与化学键断裂有关的化学能)和原子面缺失所引起的畸变能 E_2 (与晶格畸变有关的畸变能)两部份组成。畸变能主要与原子面缺失所形成的刃形位错有关,对原子扩散和晶界运动产生重要影响。由于粒子与基体之间的界面能极高,界面附近的溶质原子能够挣脱基体的束缚进入粒子与基体之间的界面层,形成一个由溶质原子、基体原子和部分杂质原子组成的过渡层。与基体区相比,过渡层内原子排列疏松、紊乱。过渡层的产生与合金在淬火过程中的非均匀析出现象有关,本质上是一个固溶体贫化微区。这种微区无析出区同晶界无析出区一样,区内溶质原子浓度较低,晶格

畸变较小,对溶质扩散过程和晶界迁移过程有明显的影 响。溶质原子与基体原子的化学交互作用和弹性交互作用,对晶体结构有较为复杂的影响。溶质原子在位错附近的偏聚,会阻碍空位的扩散和晶界的迁移过程。根据上面的分析,溶质原子与晶界和相界存在某种亲和力,可以表示为:

$$F(x) = \frac{d(G_x)}{dx} \tag{9}$$

式中, x 为溶质原子与晶界或相界的距离, G_x 为二者交互作用的自由能。当 $dx \rightarrow 0$ 时, $F(x) \rightarrow$ 极大值,表明溶质原子倾向于富集在晶界和相界。

多晶体材料中的单个晶粒并非理想的单晶,晶粒中存在共格相、半共格相、非共格的平衡相和非共格的杂质相。多晶体在受力时,并不是所有的晶粒同时发生范性变形。由于相邻晶粒之间的位向差较大,形变的传播易于在晶界和晶内粒子周围的无析出微区处受阻。在整个变形过程中,不但各个晶粒的形变不同,即使在同一晶粒内部各区域也不同。由于周围晶粒的约束作用和晶粒内部的非均匀析出,在同一晶粒内的不同区域的旋转方向和变形程度不同,晶粒逐步碎化产生亚晶。多晶体晶粒之间的相互制约、相互协调,在晶界附近表现得最为突出。当合金进行塑性变形时,晶体点阵中将产生许多缺陷,这些缺陷和弹性畸变一起,使合金中能量贮

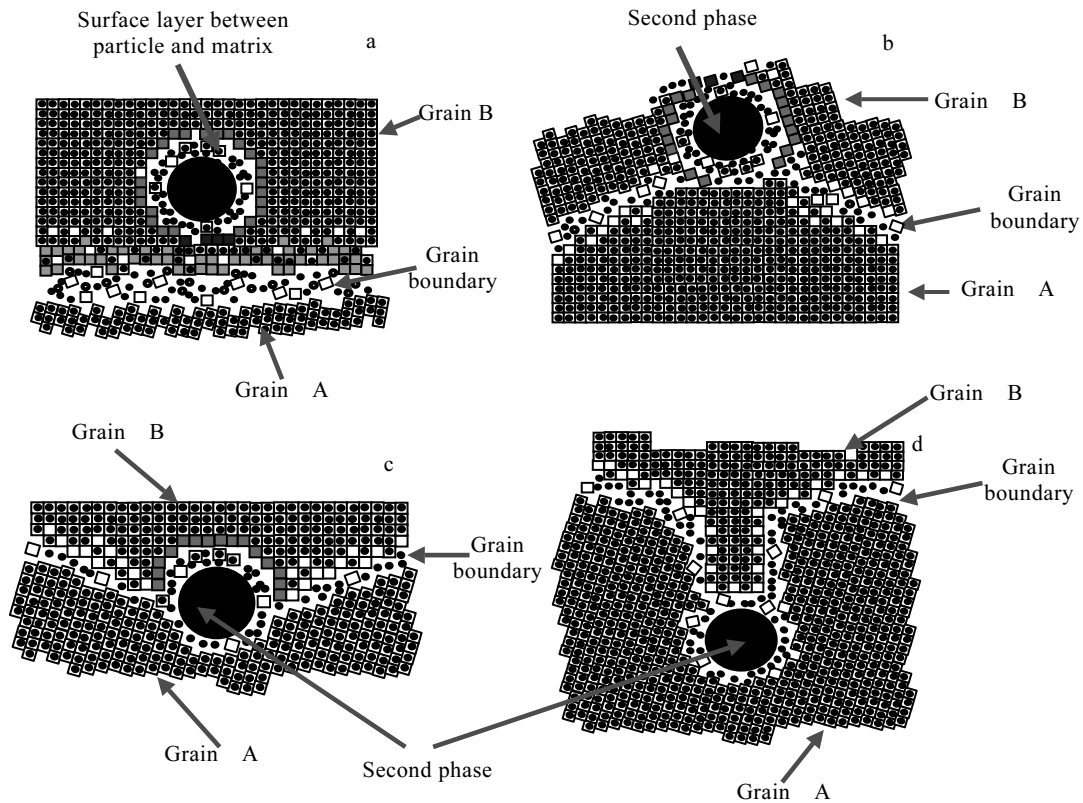


图 7 多组元合金晶界迁移时组分的扩散以及粒子钉扎晶界过程

Fig.7 Course of diffusion during grain boundary migration and particle pinning grain boundary in multicomponent alloy

藏增加, 形成原子扩散和晶界迁移的驱动力。晶界运动是在非均匀变形过程中的变形储能、系统温度升高等因素作用下, 促使系统中能量重新分配、晶界中的原子定向运动的结果。

如图 7b 所示, 当晶界运动至第二相粒子附近时, 首先相互接触的是晶界的无沉淀析出带和粒子周围的无析出微区。根据质量和能量守恒的原理, 在晶粒 B 中取出一个溶质浓度等于合金基体平均溶质浓度 C_0 、体积为 V 的单元, 该单元由晶界区、晶界和粒子的无析出微区、基体区等部分组成, 在单元体积一定、晶界区、无析出区、基体区体积分数一定的情况下, 则有:

$$C_1f_1+C_2f_2+C_3f_3=C_0 \quad (10)$$

式中: f_1 、 C_1 为在体积元 V 中所包含的晶内基体的体积分数和相应区域的溶质浓度; f_2 、 C_2 为在体积元 V 中所包含的晶界无析出区和粒子周围的微区无析出区体积分数和相应区域的溶质浓度; f_3 、 C_3 为在体积元 V 中所包含的晶界区的体积分数和相应的溶质浓度, $C_3=C_0\exp(G/kT)$, 其中: C_0 为合金基体的平均溶质浓度, G 为晶界能, k 为常数, T 为材质热力学温度。在特定的温度下, 对于特定的材质和特定的晶粒, 式 (10) 中, f_1 、 f_2 、 f_3 、 C_0 均可看作常数。且有: $C_3 \geq C_0 \geq C_1 \geq C_2$ 。当晶粒 A 中靠近晶界一侧的原子在变形储能和热激活作用下向晶粒 B 发生定向跳动时, 由于无析出区中溶质浓度低于晶界区, 原子的这种定向运动很容易进行直至晶界区与粒子界面区完全接触。由于晶界区和粒子界面区中溶质浓度很高, 浓差扩散的条件不存在, 此时, 晶界迁移的动力来自于晶界-相界系统 (由晶界、相界和相关的无析出区组成) 能量降低、变形储能和系统的热激活。当晶界运动越过粒子直径区, 随着新生成的晶界和相应的无析出区的体积的增大, 晶界-相界系统的能量不断升高, 晶界运动在粒子界面区溶质气团的阻挡作用下, 最终停止迁移。而粒子两侧晶界未受阻挡, 溶质原子可以在晶体的点阵中作扩散迁移运动。设无粒子阻挡区晶界移动的速度为: $v=m \times p$; 有粒子阻挡区晶界迁移的速度为: $v=m(p-p_F)$, 式中, m 为晶界迁移速率, p 为晶界迁移的驱动力, p_F 为溶质原子及第二相粒子对晶界造成的拖拽力。由于粒子区和粒子两侧区晶界所受阻力不同, 晶界迁移的速度不同, 晶界发生弯曲 (图 7b, 7d)。因为在晶界区原子排列紊乱疏松, 原子横越晶界从一个晶粒向相邻晶粒的晶格结点上跳动的运动都很容易, 当晶界两侧畸变能不同时, 原子从畸变能高的晶粒向畸变能低的晶粒跳动占优势, 将会造成晶界本身的移动。变形储能越高、温度越高, 原子动能越大, 晶界迁移速度越快。晶界和第二相粒子通过对扩散的影响, 与溶质原子和点缺陷的相互作用, 对晶界的迁移过程产生了不同

的影响。

3 结 论

1) 在含 Sc 的 Al-Zn-Mg-Cu 合金中, 第二相粒子与晶界的作用过程与所研究的晶界-相界系统及其相关的无析出区能量消长、外界热激活、变形储能有关, 单个粒子对迁移的晶界的作用力可以表示为:

$$F_1 = \int_{x_{\min}}^{x_{\max}} [R^2 + (\frac{dy}{dx})^2 + (\frac{dz}{dx})^2]^{1/2} \cos\theta dx$$

多粒子对晶界作用的力可以认为是单个粒子综合作用的结果。无析出区和第二相粒子通过对溶质扩散的影响, 影响合金的再结晶过程。

2) 当粒子和周围的无析出微区对晶界阻碍作用大于驱使晶界迁移的动力时, 晶界运动受阻。

3) 当晶界迁移驱动力大于阻力, 晶界被粒子穿开一个洞。随着洞口直径逐渐增加, 阻碍晶界迁移的力由大变小, 晶界运动加速。

4) 当晶界越过粒子直径区, 晶界和无析出区上的洞口直径由大到小, 阻碍晶界迁移的阻力逐渐增加, 晶界运动速度逐渐减小。

5) 当洞口直径减小到晶界能与相界能增量之和与变形储能相平衡时, 晶界被粒子和无析出区钉扎而停止迁移。

参考文献 References

[1] Gabriel M Novotny, Alan J Ardel. *Materials Science and Engineering A*[J], 2001, 318: 144

[2] Harada Y, Dunand D C. *Scripta Materialia*[J], 2003, 48: 219

[3] Yu Kun, Li Wenxian, Li Songrui. *Materials Science and Engineering A*[J], 2004, 368 : 88

[4] Fukunaga K, Shouji T, Miura Y. *Materials Science and Engineering A*[J], 1997, 239~240: 202

[5] David N Seidman, Emmanuelle A Marquis, David C Dunand. *Acta Materials*[J], 2002, 50: 4021

[6] Akihisa Inoue, Kimura H M, Tao Zhang. *Materials Science and Engineering*[J], 2000, 294~296: 727

[7] Marquis E A, Seidman D N. *Acta Mater*[J], 2001, 49: 1909

[8] Harada Y, Dunand D C. *Materials Science and Engineering A*[J], 2002, 329~331: 686

[9] Julie Champlin, Zakrajsek J. *Materials and Design*[J], 2001, 20: 331

[10] Manabu Nakai, Takehiko Eto. *Materials Science and Engineering A*[J], 2002, 285: 62

[11] Schaffer G B, Huo S H. *Acta Mater*[J], 2001, 49: 2671

[12] Hansen T V, Warren P J *et al. Material Science and*

- Engineering*[J], 2002, A327: 59
2002, 352: 240
- [13] Rokhlin L L, Dobatkina T V. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2004, 367: 10
[16] kyoung Moon, Keun Young Chang, Kyung Sub Lee. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2000, 312: 273
- [14] Stolz U K, Terry B S. *Aluminium* [J], 1995, 3: 350
[17] Li W B, Easterling K E. *Acta Metal Mater*[J], 1990, 38(6): 1045
- [15] Robson J D, Prangnell P B. *Materials and Engineering*[J],

Study on Interaction Course between Second Phase Particle and Its Precipitate Free Zone and Grain Boundary for Al-Zn-Mg-Cu Alloy

He Yongdong, Chen Ming'an, Zhang Xinming
(Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: Two kinds of Al-Zn-Mg-Cu alloys containing Sc and Cr, Mn, Ti as well as Zr were prepared. The precipitation free zone (PFZ) around the second phase particle and the precipitation free band at grain boundary as well as the interaction between them were studied by transmitting electron microscopy (TEM). The equation for pinning force of single second phase particle to grain boundary was presented. Results show that when driving force for grain boundary migration exceeds the encumbrance force of particles and their circumference PFZs against the boundaries, grain boundaries are penetrated by particles to form holes. During grain boundaries sweep particles, their movement, e.g. acceleration stage and deceleration stage, undergoes two different stages. When the hole diameter is equal to the particle size, the encumbrance force is the least and the velocity of boundary migration is the highest. When the sum of grain boundary energy and surface phase boundary energy is equal to driving force, grain boundary is pinned by the particle and stops moving. Solute atoms diffusion takes on the trend from high-concentration zone to low-concentration zone; PFZ around grain boundaries and particles have great effect on migration of grain boundary.

Key words: Al-Zn-Mg-Cu alloy; particle; boundary; diffusion; pinning; PFZ

Biography: He Yongdong, Ph. D., Professor, Jinchuan Group Ltd., Jinchang 737104, P. R. China, Tel: 0086-935-8811124