

温度梯度区域熔化对 Al-Cu-Mg 合金 第二相析出及其性能的影响

陈宇强^{1,2}, 潘素平², 姚素娟³, 易丹青²

(1. 湖南科技大学, 湖南 湘潭 411201)

(2. 中南大学, 湖南 长沙 410083)

(3. 郑州大学, 河南 郑州 450000)

摘要: 采用 SEM、EPMA、TEM 以及显微硬度测试等手段, 研究了温度梯度区域熔化 (TGZM) 对 Al-Cu-Mg 合金溶质原子浓度分布、第二相析出以及显微硬度的影响。研究表明: TGZM 导致晶界两侧基体中的溶质原子浓度存在显著差异, 靠近铸锭边部一侧基体的 Cu、Mg 溶质原子浓度明显高于靠近铸锭心部一侧基体的溶质原子浓度。在 485 °C 的均匀化处理过程中, 晶界两侧晶粒靠近边部一侧有大量第二相析出, 而靠近心部一侧则很少或者几乎没有第二相析出。该现象致使同一晶界两侧区域的显微硬度值存在明显差别, 并且这种差别无法通过长时间的均匀化处理得以完全消除, 在微观上加剧了合金不同区域性能的差异。

关键词: 温度梯度区域熔化; 均匀化; 析出相; 显微硬度值

中图分类号: TG146.2⁺1

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2015)11-2768-07

温度梯度区域熔化 (TGZM) 现象是指, 在熔体凝固过程中, 当某一方向上存在一个温度梯度时, 固相包围的液相会自发地向高温端发生迁移的现象^[1-3]。

1926 年, Whitman 首次在北极海水的结冰过程中发现 TGZM 现象^[4]。随后, TGZM 在合金的凝固过程中被广泛发现^[5-7]。TGZM 现象的原理如图 1 所示。在铸造过程中, 假设某二元合金存在 1 个液相处在 2 个固相 (Solid 1 和 Solid 2) 之间 (图 1a)。合金内部的温度梯度如图 1b 所示, 液相左侧的温度比右侧低。在热力学平衡状态下, 根据相图 (图 1c) 可知, 液相左侧的溶质原子浓度 (C_1) 比右侧的溶质原子浓度 (C_2) 要高, 因此溶质原子从液相的左侧向右侧扩散^[8]。扩散的结果是: 液相的左侧由于溶质原子浓度降低而加速凝固, 液滴的右侧由于溶质原子浓度升高而重新熔化。从整体上看, 液相在不停地向右侧迁移。

在合金铸造过程中, 这种液相的定向移动事实上也带着枝晶臂向高温一侧发生持续的迁移^[9-11]。在部分合金中^[12], 枝晶臂迁移距离可达到 4 倍枝晶间距以上。此外, 不少研究发现^[1,13,14]: 这种枝晶臂的定向迁移会导致晶粒的溶质元素分布在垂直于温度梯度方向上呈显著的不对称分布特征。

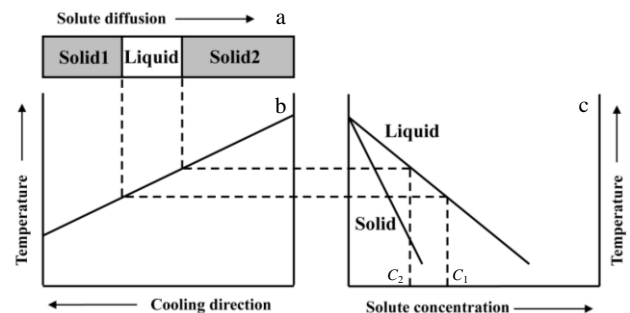


图 1 TGZM 原理示意图

Fig.1 Schematic diagram of TGZM: (a) a melt in a cast ingot, (b) temperature gradient distribution, and (c) phase diagram

目前, 虽然研究人员对于 TGZM 现象及其形成机理有了一定认识, 但是许多研究并没有将这种现象的机制和影响因素解释清楚。此外, 尽管近期越来越多的研究^[1]发现: TGZM 对铸锭的元素分布的影响在许多合金中普遍存在, 但是针对 TGZM 对合金后续加工处理及其性能的影响还鲜有报道。原因很可能是因为: 人们从直觉上容易认为 TGZM 对合金元素分布的影响会在随后的均匀化处理过程中通过扩散得到完全消

收稿日期: 2014-11-20

基金项目: 国家重大基础研究项目 (2012CB619506); 国家自然科学基金青年基金 (51405153, 51475162); 湖南省自然科学基金 (14JJ5015)

作者简介: 陈宇强, 男, 1984 年生, 博士, 湖南科技大学机电工程学院, 湖南 湘潭 411201, 电话: 0731-88836320, E-mail: yqchen1984@163.com

除。但是，最近针对 Al-Cu-Mg 合金均匀化的研究发现，TGZM 会显著影响合金的第二相析出行为，并在微观上造成合金的各区域性能的明显差异，并且这些影响都无法通过长时间的均匀化处理得到消除。

1 实验

实验所用的 2E12 合金铸锭由西南铝业（集团）有限责任公司提供。铸锭采用常规的模铸方法获得，铸造温度为 700~720 °C。铸锭尺寸为 $\Phi 120 \text{ mm} \times 200 \text{ mm}$ ，合金的化学成分（质量分数，%）为：Al-4.12Cu-1.43Mg-0.54Mn-0.12Fe-0.12Cr-0.11Si。

实验在铸锭 1/2 半径处选取样，试样尺寸为 10 mm×10 mm×10 mm。随后，将试样置于马弗炉中在 485 °C 下进行不同时间的保温处理，利用水淬保留合金的原始组织状态。最后，对试样进行微观形貌观察以及显微硬度测试。

合金的显微硬度测试在 HVS-30X 的维氏硬度试验机上进行，实验采用的加载载荷为 10 g，加载时间为 30 s。实验采用 POLYVER-MET 型金相显微镜对合金的晶粒尺寸和形貌进行分析。合金的元素分布特征采用 JXA-8230 电子探针显微分析仪（EPMA）进行分析。采用 FEI Sirion 200 场发射扫描电镜（SEM）和 TecnaiG² F20 透射电镜（TEM）对合金第二相的形貌和分布进行观察。透射电镜样品在 -25 °C 以下利用 MT-PI 型双喷电解减薄仪进行减薄，双喷液采用 25% 硝酸+75% 甲醇混合溶液。

2 结果与分析

2.1 TGZM 对铸态合金组织的影响

图 2a 为 2E12 合金的典型铸态金相组织照片。由图可见，合金的树枝晶特征并不明显，晶粒近似成等轴状，晶粒尺寸在 50 μm 左右。图 2b 为扫描电镜获得的合金背散射电子（Back-Scatter Electron, BSE）形貌照片。合金晶界处连续分布着大量类似鱼骨状的粗大第二相。参照文献可知^[15,16]，这些第二相为 $\alpha(\text{Al}) + \theta(\text{Al}_2\text{Cu}) + \text{S}(\text{Al}_2\text{CuMg})$ 相的共晶组织。

图 3 显示了铸锭晶界附近的 EPMA 元素线扫描检测结果。由于铸锭元素偏析的影响，两晶界附近区域的 Cu、Mg 元素出现大量的富集。而 Mn 元素整体上均匀分布在合金中。这是由于 Mn 元素在合金中含量较低而且 Mn 原子在 Al 基体中的扩散速率较慢所致^[16]。仔细观察可以发现，Cu、Mg 溶质原子浓度在晶界两侧基体中的分布极不对称，靠近铸锭边部一侧的 Cu、Mg 元素浓度明显要高于靠近铸锭心部一侧。这与 Kraft 等人^[17,18]的检测结果十分类似。

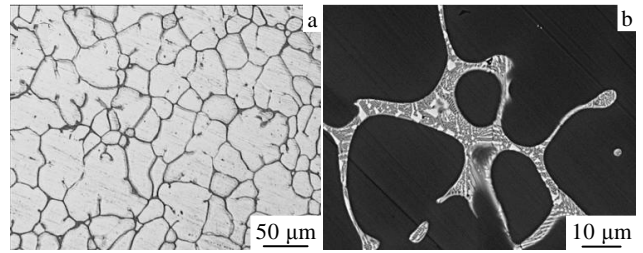


图 2 铸态 2E12 合金的微观结构

Fig.2 Microstructure of as-cast 2E12 alloy: (a) optical macrograph and (b) BSE image

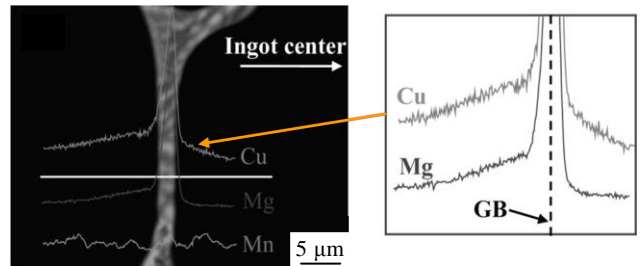


图 3 铸锭晶界附近的 EPMA 线扫描分析结果

Fig.3 Elements line scanning across GB examined by EPMA

图 4 显示了一组铸态合金晶界附近区域的典型 TEM 形貌照片。将图中左侧的晶粒定义为 A 晶粒，右侧的晶粒定义为 B 晶粒。首先，从晶粒 A 的 $[010]_{\text{Al}}$ 方向观察（图 4a），A 晶粒中没有明显的第二相析出，衍射花样中也没有明显的第二相衍射斑。调整电子束的入射方向，从 B 晶粒的 $[011]_{\text{Al}}$ 带轴方向观察（图 4b）发现，B 晶粒内部也没有明显的第二相析出，同样衍射花样中没有明显的第二相衍射斑。根据文献^[19-21]可知，S 相在 $[010]_{\text{Al}}$ 和 $[011]_{\text{Al}}$ 带轴下都会发生较强的衍射。因此，可以证明：在 A 晶粒和 B 晶粒中都没有 S 相析出。

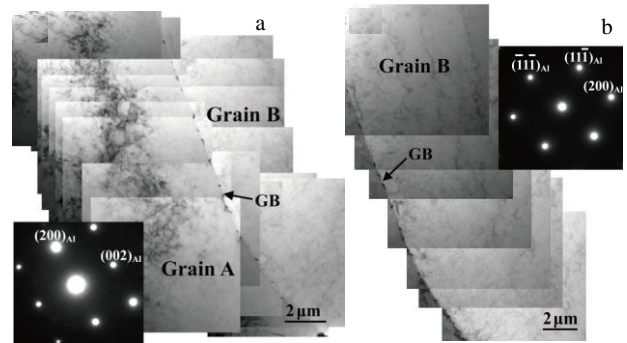


图 4 铸态合金中晶界附近区域的 TEM 形貌

Fig.4 TEM images of as-cast alloy near GB region: (a) taken under $[010]_{\text{Al}}$ of grain A and (b) taken under $[011]_{\text{Al}}$ of grain B

图 5 显示了 A 晶粒和 B 晶粒在距晶界不同位置的 EDS 检测结果,其中每个数据点为 5 次测量的平均值。类似于图 3a, Cu、Mg 元素在晶界两边基体中呈完全不对称的分布,即在 A 晶粒靠近晶界附近区域的 Cu、Mg 原子浓度要明显高于 B 晶粒。

2.2 TGZM 对均匀化后合金组织的影响

图 6 为铸态合金经过 485 °C/1 min 的保温处理后的 TEM 形貌照片。从图中左侧晶粒 (A₁) 的 [100]_{Al} 方向观察 (图 6a), A₁ 晶粒靠近晶界附近区域中出现了大量板条状的析出相。通过衍射斑标定可知,该析出相的晶格常数为 a_S=0.405 nm, b_S=0.926 nm, c_S=0.7.25 nm, 且与 Al 基体存在 [100]_S//[100]_{Al}, [010]_S//[02̄]_{Al}, [001]_S//[012]_{Al} 的取向关系,可以确定该析出相为 S(Al₂CuMg)相^[19,22] (S 相在该合金中是一种主要时效强化相)。但当从晶界右侧晶粒 (B₁) 的 [100]_{Al} 方向观察 (图 6b) 时,却并没有观察到明显的 S 相析出。这就出现了一个很有趣的现象:对于合金中的同一晶界,晶界一侧的晶粒有明显的第二相粒子析出,而晶界的另一侧晶粒则没有任何的第二相粒子析出。

为了解释这一现象,对晶界附近区域的 Al 基体进行了 EDS 检测,结果如图 7 所示。可以看出,在靠近晶界附近区域, A₁ 晶粒基体中 Cu、Mg 原子浓度要明显高于 B₁ 晶粒基体。很显然 B₁ 晶粒没有 S 相析出是因为溶质原子浓度过低所致。此外,由于铸锭的元素偏析导致晶粒心部的溶质原子浓度过低, A₁ 晶粒中的析出相仅集中分布在靠近晶界附近区域。结合图 5 分析可知,造成晶界两侧区域的迥异析出行为的主要原因是 TGZM 导致的晶界两侧基体溶质原子浓度存在显著差异。

对于铝合金来说,均匀化处理事实上是一个扩散过程,即合金晶界富集的溶质原子向晶内扩散^[23]。图 8 显示了铸态合金经过 485 °C/30 min 保温处理后的

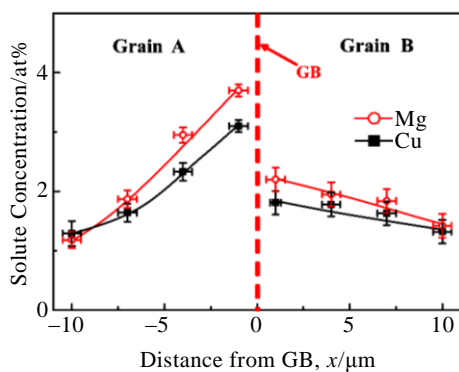


图 5 铸锭晶界两边晶粒基体中的 Cu 和 Mg 溶质原子浓度曲线
Fig.5 Concentration depth profiles of solutes (Cu and Mg) near the grain boundary of the as-cast alloy

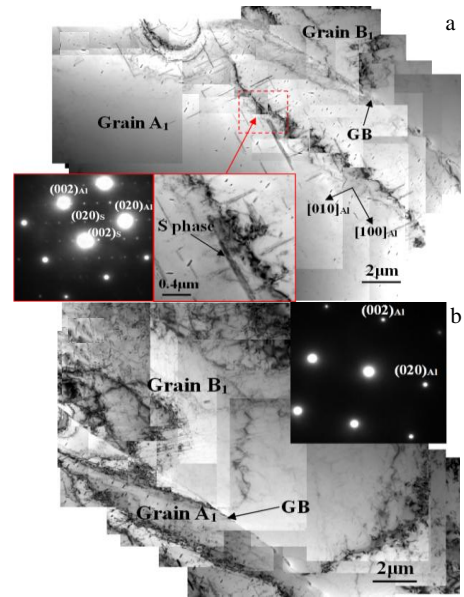


图 6 铸态合金在经过 485 °C/1 min 均匀化处理后的 TEM 形貌
Fig.6 TEM images of as-homogenized alloy (485 °C/1 min) near GB region taken under [010]_{Al} of grain A₁ (a) and [010]_{Al} of grain B₁ (b)

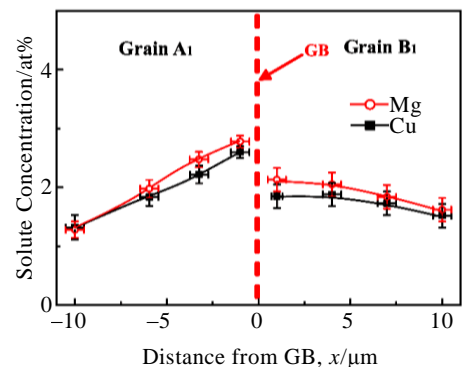


图 7 铸态合金在经过 485 °C/1 min 均匀化处理后晶界两边晶粒基体中的 Cu 和 Mg 溶质原子浓度曲线
Fig.7 Concentration depth profiles of solutes (Cu and Mg) near the grain boundary of the as-homogenized alloy (485 °C/1 min)

TEM 形貌照片。由于 Cu、Mg 元素扩散的影响,经过 485 °C/30 min 的保温处理后,合金中原本析出的板条状 S 相 (图 6) 逐步溶解,并在 S 相的位置析出另一种短棒状的第二相颗粒。这些棒状第二相沿原板条 S 相的长度方向呈链状排列,尺寸在 200 nm 以内 (图 8a 和图 8b)。根据高分辨电镜分析 (图 8c 和图 8d) 以及元素面扫描分析 (图 8e) 可知,该第二相粒子为 T(Al₂₀Cu₂Mn₃)相^[24-26] (T 相是 Al-Cu-Mg 合金的一种主要弥散强化相,通常在合金的均匀化处理过程中析出)。根据文献可知^[24,27], T 相容易沿自身的 {101} 面

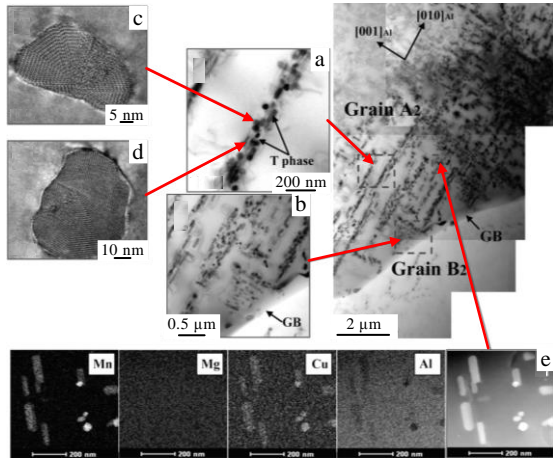


图 8 铸态合金在经过 485 °C/30 min 均匀化处理后的微观组织照片及元素面分布

Fig.8 Microstructures and elements distribution of the alloy homogenized at 485 °C for 30 min

发生多次孪生，其横截面呈现多种形状，如图 8c 和图 8d 所示。

T 相倾向于在 S 相处形核长大。这主要是因为，第二相的形核长大首先需要存在一定的成分偏聚^[22,28]，而 T 相和 S 相都有一个相同的主要成分(Cu)。在 S 相溶解过程中，在一定时间内仍然保留有较高 Cu 溶质原子浓度，这为 T 相创造了有利的形核位置。因此，相比于在合金基体中均匀形核，T 相在 S 相处形核所需要的能量更低，也更容易形核。

由于 T 相容易发生多次孪生，结构十分复杂，且与 Al 基体存在多种取向关系^[24]，因此在 TEM 下不可能完全消光。通过观察可以发现，类似于图 6 所示，T 相粒子仅仅出现在 A₂ 晶粒靠近晶界的附近区域，而在 B₂ 晶粒中几乎没有 T 相粒子出现。这说明 TGZM 造成的溶质原子分布特征会显著影响合金中的第二相分布。

随着均匀化的进行，T 相粒子持续析出长大^[24]。当均匀化时间达到 48 h 后（工业常用的均匀化处理时间），晶界两侧第二相分布的显著差异仍然十分明显，如图 9 所示。

为了研究 TGZM 对第二相分布的影响是否能通过更长时间的均匀化处理得到消除，对合金铸锭进行了 485 °C/1000 h 的均匀化处理。如图 10 所示，经过 1000 h 的保温处理，A₄ 晶粒中的 T 相粒子已经长得异常粗大，部分粒子的尺寸已达 10 μm 以上，而 B₄ 晶粒中依然没有明显的 T 相粒子析出。由此可见，长时间的均匀化处理并不能消除 TGZM 对第二相分布造成的影响。

此外，根据以上实验结果可以看出，在 485 °C

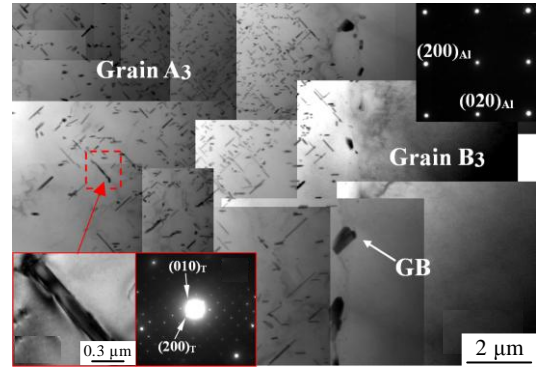


图 9 铸态合金在经过 485 °C/48 h 均匀化处理后的 TEM 形貌
Fig.9 Microstructures of the alloy homogenized at 485 °C for 48 h

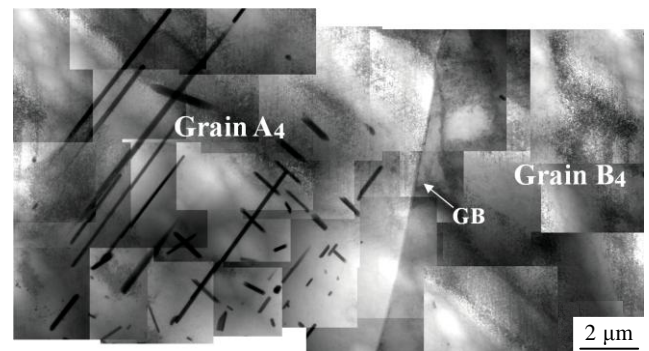
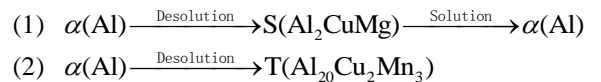


图 10 铸态合金在经过 485 °C/1000 h 均匀化处理后的 TEM 形貌

Fig.10 Microstructures of the alloy homogenized at 485 °C for 1000 h

均匀化过程中，合金基体主要有 2 个脱溶反应：



在第 1 个脱溶反应中，S 相的析出主要是因为晶界附近区域基体的溶质原子浓度过高（铸锭的元素偏析）而导致局域脱溶。在均匀化后期，随着元素扩散的进行，溶质原子在晶粒内逐步分布均匀，S 相又重新溶入合金基体。

在第 2 个脱溶反应形成的 T 相，属于高熔点相，在均匀化过程中随着时间的延长而持续脱溶，并最终稳定存在于随后热处理状态的合金中。

2.3 TGZM 对合金显微硬度的影响

为了研究 TGZM 对铸锭性能的影响，先将合金进行不同时间的均匀化处理，然后对晶界的两侧区域分别进行显微硬度测试，结果如图 11 所示。由图可见，靠铸锭边部一侧的硬度值要明显高于靠铸锭心部一侧。特别是，在均匀化初始阶段，两者的差异达到最大值（46%）。随着均匀化时间的延长，晶界两侧区域

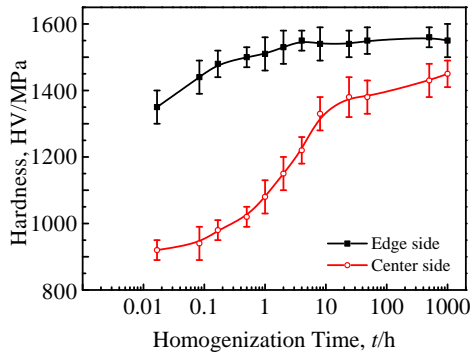


图 11 晶界两侧区域的显微硬度随均匀化时间的变化曲线

Fig.11 Microhardness curves on both GB sides of the alloy homogenized at 485 °C for different time

的硬度值都逐渐升高，但两者的差异逐渐缩小。当均匀化时间达到 48 h 时，两者的差异为 15%。但继续延长均匀化处理时间，晶界两侧区域的硬度值变化都很小。可以注意到，即便合金在 485 °C 均匀化处理 1000 h 后，晶界两侧区域硬度值的差仍然有 8%。这说明，TGZM 不但会引起晶界两侧第二相分布的显著差异，同时还会造成这两侧区域硬度值的显著差异。这种差异无法通过长时间的均匀化处理得到完全消除。

综合以上的 EMPA 分析和 TEM 形貌观察可知，造成边部一侧的区域拥有更高硬度值的主要原因有两点：首先，该区域的溶质原子浓度较高。由于固溶强化的原因，这部分区域的基体会拥有更高的硬度。其次，该区域有大量第二相的析出。沉淀强化作用会导致该区域的硬度值显著升高。

2.4 TGZM 对合金的普遍性影响

图 12 显示了铸锭在 150 °C 均匀化 48 h 后的 BSE 形貌照片。由图可见，合金在均匀化过程中析出了大量针状第二相粒子，而晶界靠近铸锭边部一侧的第二相粒子尺寸都要显著大于靠近心部一侧的第二相粒子尺寸。这主要是因为晶界靠近铸锭边部一侧的溶质原子浓度要显著高于靠近心部一侧，据此也进一步证明 TGZM 对铸锭元素分布的影响适用于合金中的普遍晶粒。

3 讨论

3.1 TGZM 的形成机理

为了揭示 TGZM 的形成机理，建立了如图 13 所示的模型。

首先，假设在凝固过程中，铸锭中有 2 个相邻晶粒 (A 晶粒和 B 晶粒)，其中，A 晶粒靠近铸锭边部，而 B 晶粒靠近铸锭心部。在 A 晶粒和 B 晶粒之间是还未发生凝固的液相。A 晶粒和 B 晶粒的溶质原子浓度

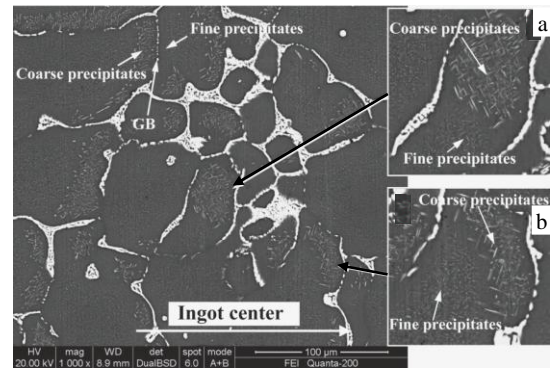


图 12 铸锭在经过 150 °C/48 h 均匀化后的 BSE 形貌

Fig.12 BSE images of as-cast alloy homogenized at 150 °C for 48 h

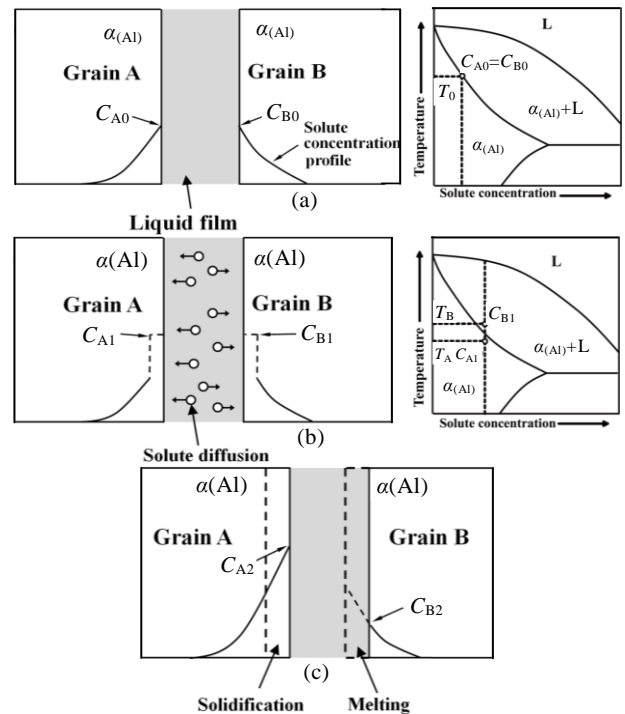


图 13 TGZM 造成溶质原子浓度在晶界两侧显著不对称分布的模型示意图

Fig.13 Sketch model of the unsymmetrical distribution of solute concentration induced by TGZM: (a) original state, (b) solute diffusion from the liquid to the solid interfaces, and (c) solidification and melting at the interfaces

曲线如图 13a 所示，都是从晶粒的边部到心部逐渐降低。此刻，A 晶粒在靠近液相界面处的溶质原子浓度为 C_{A0} ，B 晶粒在靠近液相界面处的溶质原子浓度为 C_{B0} 。假定 $C_{A0}=C_{B0}$ ，并且这两处的温度相等均为 T_0 。由于液相的溶质原子浓度要明显高于固相的溶质原子浓度，因此液相的溶质原子（例如该合金中的 Cu、Mg 原子）会分别向 A 晶粒和 B 晶粒中扩散^[29]，如图

13b 所示。假设，扩散速度相同，即 A 晶粒和 B 晶粒界面处的溶质原子浓度增幅相等，经过扩散后 $C_{A1}=C_{B1}$ 。但由于 A 晶粒靠近铸锭边部，冷却速度较快，而 B 晶粒靠近铸锭心部，冷却速度较慢。此时，2 个界面处的温度并不相同，假设 A 晶界与液相界面处的温度为 T_A ，B 晶粒与液相界面处的温度为 T_B ，则 $T_A < T_B$ 。如图 13b 所示，此时 A 晶粒的界面所对应的温度和溶质原子浓度处于固相线以下，而 B 晶界的界面所对应的温度和溶质原子浓度处于固相线以上。因此，A 晶粒的界面会发生凝固，而 B 晶粒的界面会发生熔化。发生凝固后，A 晶粒界面处的溶质原子浓度 (C_{A2}) 会明显升高，而 B 晶粒界面处的溶质原子浓度 (C_{B2}) 则因发生熔化而明显降低，如图 13c 所示。这就导致了溶质原子浓度在液相两侧的极不对称分布，即 $C_{A2} > C_{B2}$ 。当铸造完成时，液相完全凝固，液相处的区域变为晶界。此时，也就表现为晶界两侧溶质原子的不对称分布。

3.2 TGZM 的影响条件

为了判定上述模型下铸锭发生 TGZM 的影响条件，进行了如下推断。如图 14a 所示，假设 A 晶粒和 B 晶粒界面初始温度相等均为 T_1 ，随着冷却的进行，铸锭中存在一个温度梯度 ($\Delta T/\Delta x$)，A 晶粒和 B 晶粒之间的距离为 a ，那么 A 晶粒界面温度 (T_2) 与 B 晶粒界面温度 (T_3) 的差值为 $a(\Delta T/\Delta x)$ 。由图 14b 可知，假设固相线可以表示为 $T_e=T(C)$ ，即平衡状态下每一点的温度 (T_e) 对应一个相应的溶质原子浓度 (C)。

如果要使 A 晶粒的界面发生凝固，而 B 晶粒的界面发生熔化，必须满足如下条件：

$$T_3 < T_1 + \int_{C_1}^{C_2} \frac{\partial T(C)}{\partial C} dC < T_2 \quad (1)$$

对于微观尺度而言， $\Delta C = C_2 - C_1$ 的值很小， $T_e = T(C)$ 在 $C=C_1 \sim C_2$ 区间的斜率近似可以看成是一个固定值 ($\partial T(C_1)/\partial C$)，因此有

$$\int_{C_1}^{C_2} \frac{\partial T(C)}{\partial C} dC \approx \frac{\partial T(C_1)}{\partial C} (C_2 - C_1) \quad (2)$$

式(1)可以简化为：

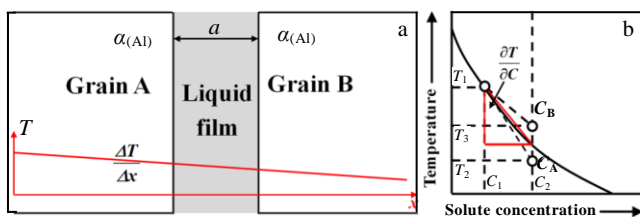


图 14 TGZM 影响因素的模型示意图

Fig.14 Sketch model of the influence factors for TGZM

$$T_2 - T_1 > \frac{\partial T(C_1)}{\partial C} (C_2 - C_1) > T_3 - T_1 \quad (3)$$

又因为

$$T_2 = T_3 + a \frac{\Delta T}{\Delta x} \quad (4)$$

代入式(3)，可以得出：

$$\frac{T_3 - T_1}{(C_2 - C_1)} + \frac{a \frac{\Delta T}{\Delta x}}{(C_2 - C_1)} > \frac{\partial T(C_1)}{\partial C} > \frac{T_3 - T_1}{(C_2 - C_1)} \quad (5)$$

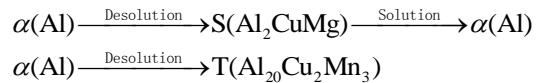
由式(5)可知，对于增加温度梯度 ($\Delta T/\Delta x$)、增加两晶粒之间的间距 (a) 或者减小晶粒之间界面处的溶质原子浓度差异 ($C_2 - C_1$) 都有利于 TGZM 的发生。

4 结 论

1) 在 Al-Cu-Mg 合金中，TGZM 造成该晶界两侧基体的 Cu、Mg 溶质原子浓度存在显著差异：靠近铸锭边部一侧基体的 Cu、Mg 溶质原子浓度显著高于靠近心部一侧。

2) TGZM 影响合金均匀化后第二相粒子的分布特征。在 485 °C 的均匀化处理过程中，在晶界两侧区域，靠近铸锭边部一侧晶粒中有大量第二相粒子析出，而靠近铸锭心部的一侧晶粒中很少或者完全没有第二相粒子析出。

3) 在 485 °C 均匀化过程中，合金基体主要有 2 个脱溶反应：



4) TGZM 造成合金晶界两侧的区域显微硬度值存在显著差异：靠近铸锭边部一侧区域的显微硬度值显著高于靠近心部一侧。随着均匀化时间的延长，晶界两侧硬度值的差异逐渐减小，但即便均匀化保温 1000 h 后，晶界两侧的硬度值仍然存在明显差别。

参考文献 References

[1] Rettenmayr M. *Int Mater Rev*[J], 2009, 54: 1
 [2] Thi H N, Reinhart G, Buffet A *et al. J Cryst Growth*[J], 2008, 310: 2906
 [3] B ösenberg U, Buchmann M, Rettenmayr M. *J Cryst Growth*[J], 2007, 304: 281
 [4] Whitman W G. *Am J Sci*[J], 1926, 11: 126
 [5] Li B, Brody H D, Kazimirov A. *Metall Mater Trans A*[J], 2006, 37: 1039
 [6] Ujihara T, Fujiwara K, Sazaki G *et al. J Cryst Growth*[J], 2002, 242: 313
 [7] Yoshikawa T, Morita K. *J Electrochem Soc*[J], 2003, 150:

- G465
- [8] Buchmann M, Rettenmayr M. *J Cryst Growth*[J], 2005, 284: 544
- [9] Pfann W G. *Trans AIME*[J], 1955, 203: 961
- [10] Tiller W A. *J Appl Phys*[J], 1963, 34: 2757
- [11] Tiller W A. *J Appl Phys*[J], 1963, 34: 2763
- [12] Xie F Y, Kraft T, Zuo Y *et al. Acta Mater*[J], 1999, 47: 489
- [13] Allen D J, Hunt J D. *Metall Trans A*[J], 1976, 7: 767
- [14] Weinberg F, Teghtsoonian E. *Metall Trans*[J], 1972, 3: 93
- [15] Zhou Mingzhe(周明哲), Yi Danqing(易丹青), Jia Yanlin(贾延琳) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(12): 2107
- [16] Zhou Mingzhe(周明哲). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Changsha: Central South University, 2010
- [17] Kraft T, Pome O, Exner H E. *Metall Mater Trans A*[J], 1998, 29: 359
- [18] Riedl R, Fischmeister H F. *Metall Trans A*[J], 1990, 21: 264
- [19] Chen Y Q, Yi D Q, Jiang Y *et al. Philos Mag*[J], 2013, 93: 2269
- [20] Chen Yuqiang(陈宇强), Yi Danqing(易丹青), Pan Suping(潘素平) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(1): 63
- [21] Wang S C, Starink M J. *Int Mater Rev*[J], 2005, 50: 193
- [22] Liu Z R, Chen J H, Wang S B *et al. Acta Mater*[J], 2011, 59: 7396
- [23] Tian Yuliang(田玉亮), Wang Ling(王玲), Dong Jianxin(董建新) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(9): 1412
- [24] Chen Y Q, Yi D Q, Jiang Y *et al. J Mater Sci*[J], 2013, 48: 3225
- [25] Chen Y Q, Pan S P, Zhou M Z *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2013, 580: 150
- [26] Chen Yuqiang(陈宇强), Yi Danqing(易丹青), Pan Suping(潘素平) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20: 632
- [27] Chen Z W, Chen P, Li S S. *Mater Sci Eng A*[J], 2012, 532: 606
- [28] Wang S B, Chen J H, Yin M J *et al. Acta Mater*[J], 2012, 60: 6573
- [29] McPhee W A G, Schaffer G B, Drennan J. *Acta Mater*[J], 2003, 51: 3701

Effects of Temperature-Gradient Zone Melting on the Precipitation and Properties of Al-Cu-Mg Alloy

Chen Yuqiang^{1,2}, Pan Suping², Yao Sujuan³, Yi Danqing²

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

(2. Central South University, Changsha 410083, China)

(3. Zhengzhou University, Zhengzhou 450000, China)

Abstract: The effects of TGZM (temperature-gradient zone melting) on the solute concentration distribution, precipitation behavior and microhardness of Al-Cu-Mg alloy have been investigated by scanning electron microscopy, transmission electron microscopy and microhardness testing. The result shows that the solute concentration distributions of the alloy are quite different between two sides of grain boundary (GB). The solute concentrations of Cu and Mg are obviously higher on the side of GB which is toward the edge side of ingot. During homogenization treatment at 485 °C, precipitation behaviors of the alloy between two sides of GB are also extremely different. On the edge side, quantities of precipitates appear, while on the center side, there is hardly any precipitate. This leads to the remarkably higher microhardness values on the side of GB which is toward the edge side of ingot. These discrepancies can not be completely eliminated even after homogenized at 485 °C for 1000 h.

Key words: temperature-gradient zone melting; homogenization; precipitate; microhardness

Corresponding author: Pan Suping, Ph. D., Higher Research Center, Central South University, Changsha 410083, P. R. China, Tel: 0086-731-88830417, E-mail: pan-su-ping@163.com