

石油焦制备 Al-Ti-C-Ce 母合金显微组织及凝固机理

贺永东^{1,2}, 周新锋¹, 何 蕾¹, 豆银丽², 张媛庆²

(1. 新疆大学, 新疆 乌鲁木齐 830046)

(2. 金川集团有限责任公司, 甘肃 金昌 737100)

摘 要: 采用 X 射线衍射 (XRD)、扫描电子显微镜 (SEM)、能谱仪 (EDS) 研究了 Al-Ti-C-Ce 母合金显微组织。结果表明: 该母合金由 $\alpha(\text{Al})$ 、AlTi、TiC、 $\text{Ti}_2\text{Al}_{20}\text{Ce}$ 相组成; 合金中分布具有复合结构的第二相。能谱分析表明: 合金中 C 分布均匀, 粒子内部 Al 含量偏低, 粒子与基体间界面区域 Ce 含量最高, 粒子内部钪含量略低, 第二相粒子内部是元素 Ti 含量分布最集中的区域。母合金的凝固过程为: 合金熔体中 Ti、Al、C 首先形成高熔点 TiC、TiAl 质点相; 以 TiC 相为一次晶核, TiAl 相偏聚在 TiC 相表面, 形成 TiC-TiAl 复合晶核, Al 通过包晶反应形成微细 TiC-TiAl- $\alpha(\text{Al})$ 一级复合晶核; 以某一能量较高、团簇尺寸较大的一级复合晶核为核心, 其它一级复合晶核偏聚在其表面, 形成二级复合晶核。二级复合晶核形成三级复合晶核, 依次类推, 形成复合粒子的钛富集区。钛富集区作为超级“晶核”, 并作为 $\text{Ti}_2\text{Al}_{20}\text{Ce}$ 和 Al_4Ce 形核的“基底”, 在其表面形成富钪的壳层, $\alpha(\text{Al})$ 通过富钪的壳层成核。

关键词: Al-Ti-C-Ce; 显微组织; 复合粒子; 凝固机理

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)09-2965-07

铝及其合金具有密度小、比强度高、耐蚀性好、延展性好, 并具有良好的导电、导热性能等一系列优点, 是人类生产生活中不可或缺的结构材料, 广泛应用于电子、建筑、机械制造、交通运输、潜艇舰船、航空航天领域^[1-4]。熔铸是铝加工的第一道工序, 常规熔铸条件下凝固的铝合金铸锭主要由粗大的柱状晶和等轴晶组成, 对材料的加工性能、力学性能造成不利影响。晶粒细化剂能够细化晶粒尺寸, 改善铸锭组织, 是提高铸锭质量和加工性能的最经济、有效的方法, 也是铝合金熔铸过程中不可或缺的关键材料^[5-7]。开发低成本、高效率铝晶粒细化剂制备工艺和方法也一直是材料冶金领域研究的热点。自从发现 Al-Ti-B 中间合金在使用过程中发生 Cr、Zr 等过渡金属离子中毒, 出现 TiB_2 粒子下沉、偏聚现象后^[8,9], 人们开始着手开发细化效果更佳的中间合金。1986 年, 柏林工业大学的 Banerji、Reif^[10] 等人开发出 Al-Ti-C 中间合金, 不存在过渡金属中毒和颗粒偏聚问题。Al-Ti-C 合金的出现是铝合金晶粒细化剂技术的一个重大突破^[11-13]。按照工艺划分, Al-Ti-C 中间合金制备方法包括: 熔体反应法、高温自蔓延法、热爆法、Vapor-liquid-solid 法等几种^[14-16], 其中, 熔体反应法是目前应用最广的主要方法。但是, 目前在制备 Al-Ti-C 合金过程中,

仍存在以下问题, 限制了该合金产业化应用: 其一, 碳的熔点极高, 在铝中几乎不溶解, 是一种很难溶入铝合金中的元素。粉末冶金和爆燃法制备 Al-Ti-C 中间合金的生产条件苛刻, 生产成本较高。为了使碳溶入铝合金中, 工业上往往采用 1000~1300 °C 的高温熔炼工艺, 带来的问题是: 合金氧化、吸气非常严重, 严重降低所制备的 Al-Ti-C 中间合金质量和细化效果。因铝液挥发造成的环境、设备污染, 也影响生产设备的正常运行, 威胁操作人员的身体健康^[17,18]。其二, 采用熔体反应法制备 Al-Ti-C 合金, 碳含量一般只有 0.15%~0.25%, 由于 TiC 相含量低, 细化效果受到限制^[19]。因此, 探索一种环境友好、质量稳定的 Al-Ti-C 中间合金制备方法是业界的一项重要课题。为解决铝熔体难以润湿石油焦问题, 各国研究人员开发出多种方法应用于 Al-Ti-C 合金制备。借鉴于制备 Al-Ti-B 合金过程加入稀土元素, 本实验采用氟盐、石油焦为钛源、碳源, 采用 Al-30%Ce 中间合金作为表面活性剂, 尝试利用稀土元素改善铝对碳的润湿性, 以期获得碳含量较高、TiC 体积分数较大, 细化效果更好的 Al-Ti-C-Ce 合金, 研究常规熔炼法制备 Al-Ti-C-Ce 母合金的组织、含碳颗粒结构及其对铝铜合金的细化效果。

收稿日期: 2018-09-15

基金项目: 国家自然科学基金(51661031); 新疆维吾尔自治区科技厅高技术发展计划项目(201515106)

作者简介: 贺永东, 男, 1965 年生, 博士, 教授, 新疆大学物理科学与技术学院, 新疆 乌鲁木齐 830046, 电话: 0991-8582045, E-mail: hydongq@126.com

1 实验

以 99.80%工业纯铝、钛氟酸钾(化学成分见表 1)、石油焦、铝-30%铈中间合金为原料, 分别以 Na_3AlF_6 、50%NaCl-50%KCl 为覆盖剂, 以氯盐-氟盐-氟硅酸钠-六氯乙烷为精炼剂, 采用坩埚电阻熔炼炉、水冷铜模铸造一组 Al-Ti-C-Ce 母合金。采用 XRD、SEM、EDS 等试验手段, 研究由钛氟酸钾-石油焦-铝铈中间合金制备的 Al-Ti-C-Ce 母合金的组织与性能。

2 结果及分析

2.1 Al-Ti-C-Ce 母合金 XRD 分析

采用 LEEMANSPEC-E 型电感耦合等离子体原子发射光谱仪分析 Al-Ti-C-Ce 合金试样的化学成分如表 2 所示。

图 1 为以工业纯铝为原料, 以氟盐-石油焦分别为钛源、碳源, 以 Al-30%Ce 为活性添加剂制备 Al-Ti-C-Ce 合金 XRD 物相组织分析。由图可以看出, 合金基体由 $\alpha(\text{Al})$ 、AlTi、TiC、 $\text{Ti}_2\text{Al}_{20}\text{Ce}$ 相组成。从物相分析来看, 合金在凝固过程中, TiC、AlTi 作为 $\alpha(\text{Al})$ 基体凝固的晶核, 以难溶质点的领先相优先析出, 对 $\alpha(\text{Al})$ 有强烈的晶粒细化作用。

2.2 铸态 Al-Ti-C-Ce 合金 SEM 观察

图 2 为合金组织 SEM 照片。图 2a 为母合金低倍组织, 图 2b 为图 2a 中典型球状大颗粒第二相组织照片, 图 2c 为图 2a 中典型球状大颗粒第二相组织进一步放大照片, 由图 2a、2b、2c 可知, 母合金中分布大量具有复合结构的第二相组织, 复合粒子的中心部位颜色较深, 粒子形状不规则, 复合粒子心部组织粗大。

图 3 为合金第二相颗粒 EDS 能谱分析, 图 3a 为合金基体与晶内、晶界第二相选区分布, 图 3b、3c、3d 为铸样基体与晶内、晶界第二相选区 EDS 能谱。a-1、a-2、a-3 等区 EDS 分析结果见表 3。从表 3 中的能谱分析结果结合相应铝合金相图可知: a-1 为 $\alpha(\text{Al})+\text{TiC}+\text{AlTi}$ 组成的共晶组织; a-2 为 $\alpha(\text{Al})+\text{TiC}+\text{AlTi}$ 组成的共晶组

织; a-3 为 $\text{Ti}_2\text{Al}_{20}\text{Ce}+\text{AlTi}+\text{Al}_4\text{Ce}$; 由图 3a 可知, a-1、a-2、a-3 组成粒子 Particle A, a-1、a-2 为 Particle A 形核的核心。a-4 为 $\text{Ti}_2\text{Al}_{20}\text{Ce}+\text{AlTi}$ 少量的 $\alpha(\text{Al})$ 组成的共晶组织; a-5 为 Al_3Ti 少量的 $\alpha(\text{Al})$ 组成的共晶组织, 由图 3a 初步推断 a-5 为粒子 Particle B 的晶核。a-6 为 $\alpha(\text{Al})$ 。a-7 为 $\alpha(\text{Al})+\text{TiC}+\text{AlTi}$ 组成的共晶组织; a-8 为 $\text{Ti}_2\text{Al}_{20}\text{Ce}+\text{AlTi}$ 少量的 $\alpha(\text{Al})$ 组成的共晶组织; a-7、a-8 组成粒子 Particle C, a-7 为粒子形核的晶核。a-9 为 $\text{AlC}+\text{TiC}+\text{C}$ 组成的共晶组织; a-10 为 $\alpha(\text{Al})+\text{AlC}+\text{Si}$ (初晶) 组成的共晶组织; a-11 为 $\text{Ti}_2\text{Al}_{20}\text{Ce}+\text{AlTi}$ 少量的 $\alpha(\text{Al})$ 组成的共晶组织。

表 1 钛氟酸钾化学成分

Table 1 Chemical composition of potassium titanifluorate (wt%)

Element	K_2TiF_6	Fe	Si	Cl	Ca	Pb	H_2O
Content	>99.0	<0.02	<0.05	<0.05	<0.05	<0.01	<0.10

表 2 Al-Ti-C-Ce 母合金的化学成分

Table 2 Chemical composition of Al-Ti-C-Ce master alloy (wt%)

Al	Ti	C	Ce	Other impurities
87.28	5.45	0.94	6.13	Bal.

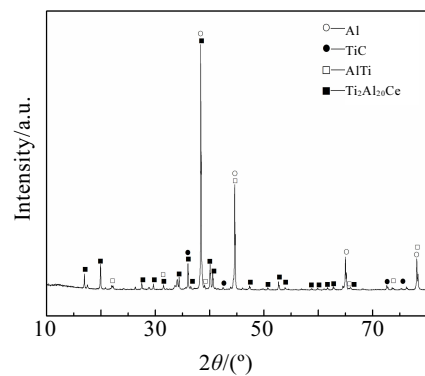


图 1 Al-Ti-C-Ce 合金 XRD 图谱

Fig.1 XRD pattern of Al-Ti-C-Ce alloy

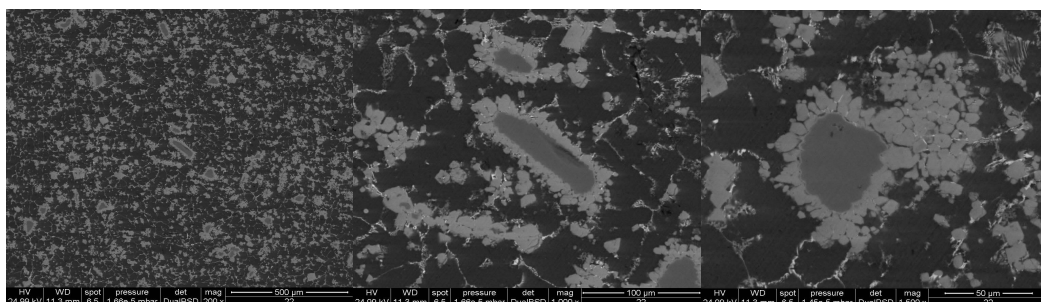


图 2 Al-Ti-C-Ce 合金组织 SEM 照片

Fig.2 SEM images of Al-Ti-C-Ce alloy with different magnification

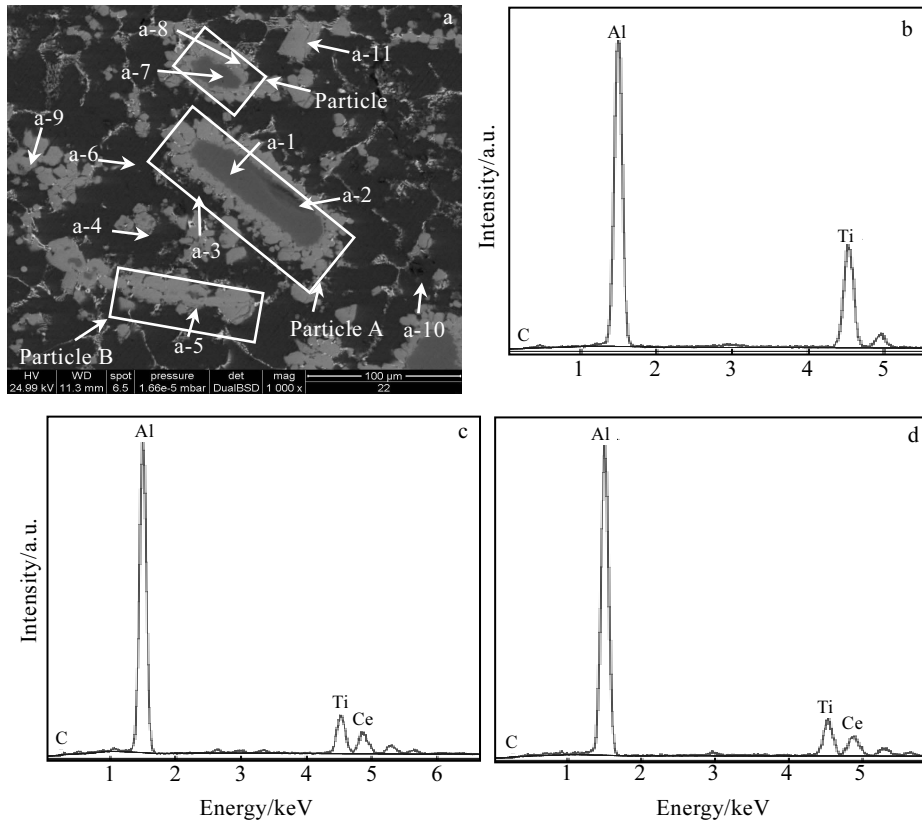


图 3 母合金第二相颗粒 EDS 能谱分析

Fig.3 EDS analysis of second phase particle for master alloy: (a) distribution of alloy matrix and grain boundary second phase, (b) EDS spectrum of a-1, (c) EDS spectrum of a-2, (d) EDS spectrum of a-3

表 3 图 3a 中第二相粒子 EDS 分析结果

Table 3 EDS results of second-phase particles in Fig.3a (wt%)

Area	Al	Ti	C	Ce	Si	Phases
a-1	74.89	23.14	1.97	-	-	$\alpha(\text{Al})+\text{TiC}+\text{AlTi}$
a-2	58.13	31.03	10.84	-	-	$\alpha(\text{Al})+\text{TiC}+\text{AlTi}$
a-3	88.23	7.82	0	7.95	-	$\text{Ti}_2\text{Al}_{20}\text{Ce}+\text{AlTi}+\text{Al}_4\text{Ce}$
a-4	87.64	8.88	-	3.48	-	$\text{Ti}_2\text{Al}_{20}\text{Ce}+\text{AlTi}+\alpha(\text{Al})$
a-5	79.97	20.03	-	-	-	$\text{Al}_3\text{Ti}+\alpha(\text{Al})$
a-6	100.00	-	-	-	-	$\alpha(\text{Al})$
a-7	74.05	22.76	3.19	-	-	$\alpha(\text{Al})+\text{TiC}+\text{AlTi}$
a-8	88.12	8.21	-	3.67	-	$\text{Ti}_2\text{Al}_{20}\text{Ce}+\text{AlTi}+\alpha(\text{Al})$
a-9	41.66	1.85	56.49	-	-	$\text{TiC}+\text{AlC}+\text{C}$
a-10	48.66	-	24.85	-	26.49	$\alpha(\text{Al})+\text{AlC}+\text{Si}$ (primary crystal)
a-11	87.97	8.09	-	3.94	-	$\text{Ti}_2\text{Al}_{20}\text{Ce}+\text{AlTi}+\alpha(\text{Al})$

图 4 为合金中第二相颗粒 EDS 能谱分析，图 4a 为合金基体与晶内、晶界第二相选区分布，图 4b、4c、4d 为铸样基体与晶内、晶界第二相选区 EDS 能谱。b-1、b-2、b-3 等区 EDS 分析结果见表 4，从表 4 中的能谱分析结果结合相应铝合金相图可知：b-1 为 $\text{Al}_3\text{Ti}+\text{TiC}$ ，内含少量 $\alpha(\text{Al})$ ；b-2 为 $\text{Ti}_2\text{Al}_{20}\text{Ce}+\text{Al}_4\text{C}_3+\text{TiC}+\text{Al}_4\text{Ce}$ 组成的共晶组织；由图 4a 可以初步判定，b-1 和 b-2 组成粒子 Particle C，其中 b-1 为粒子 Particle C 形核的核心。b-3 为 $\alpha(\text{Al})$ 基体；b-4 为

$\alpha(\text{Al})+\text{Al}_4\text{Ce}$ 组成的共晶组织；b-5 为 Al_3Ti +少量的 $\alpha(\text{Al})$ 组成的共晶组织，b-5 为粒子 Particle D 形核的核心。

图 5 为合金 Particle A 第二相组织铝、钛、碳、铈分布 SEM-EDS 线扫描，图 5a 为线分布分析选区位置，所选的分析区域为一个长条状第二相粒子(图 5a 中)，选区为该长条状第二相粒子轴向和径向分布线；图 5b 为铝、钛、碳、铈元素沿轴线 Line A、Line B 分布的 EDS 线扫描结果。由图 5b 可以发现，Al-Ti-C-Ce 母合

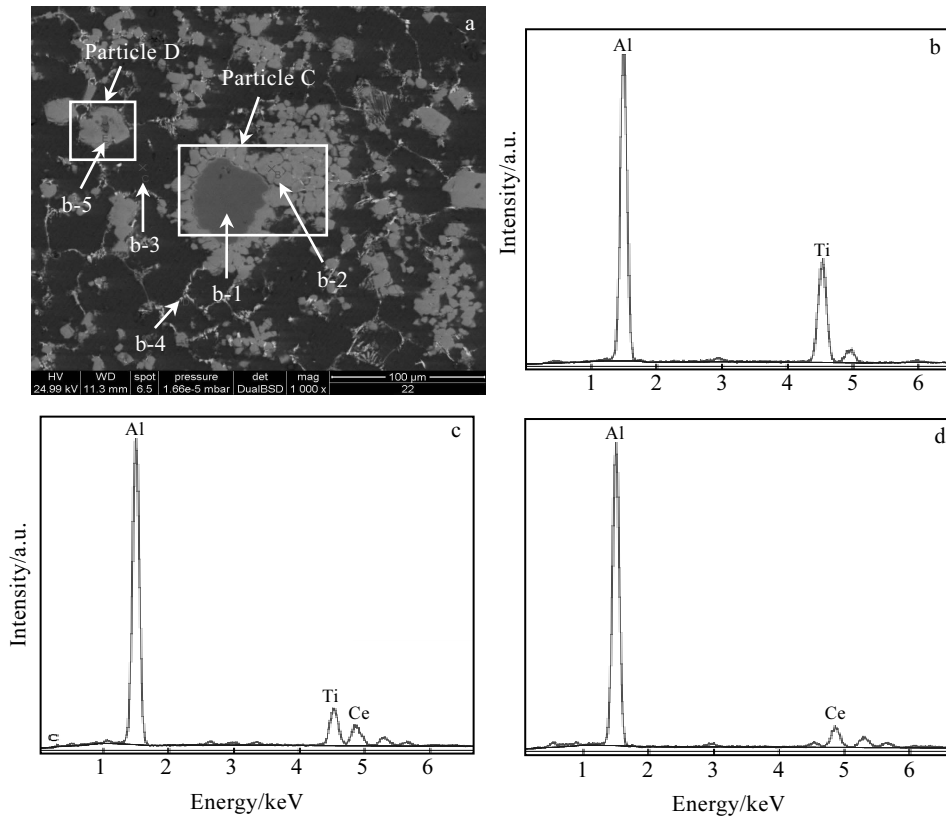


图 4 Al-Ti-C-Ce 合金 EDS 选点分布与能谱分析

Fig.4 EDS points distribution and analysis of Al-Ti-C-Ce alloy: (a) distribution of alloy matrix and grain boundary second phase, (b) EDS spectrum of b-1, (c) EDS spectrum of b-2, (d) EDS spectrum of b-3

表 4 图 4a 中第二相粒子的 EDS 分析结果

Table 4 EDS results of second-phase particles in Fig.4a (at%)

Area	Al	Ti	C	Ce	Si	Phases
b-1	76.56	23.44	0.16	-	-	Al ₃ Ti+TiC+α(Al)
b-2	79.40	7.65	9.33	3.62	-	Ti ₂ Al ₂₀ Ce+Al ₄ C ₃ +TiC+Al ₄ Ce
b-3	100.00	-	-	-	-	α(Al)
b-4	94.98	-	-	5.02	-	α(Al)+Al ₄ Ce
b-5	77.67	22.33	-	-	-	Al ₃ Ti+α(Al)

金第二相粒子 Particle A 中，元素铝、钛、碳、铈沿 Line A、Line B 分布具有相同的规律。元素 C 沿基体、粒子以及粒子与基体的界面分布基本均匀；粒子内部元素 Al 含量低于合金基体，粒子与基体间界面区域中元素 Ce 含量显著升高，但第二相粒子内部元素 Ce 含量高于合金基体。从合金基体、合金基体与第二相粒子界面区域到第二相粒子内部，元素 Ti 含量分布依次升高，第二相粒子内部是 Ti 元素分布最集中的区域。图 5 中粒子 EDS 线扫描与图 3 粒子 EDS 分析表明：Particle A 为复合粒子，心部为富钛区，边部为富铈区。

图 6 为合金 Particle C 粒子铝、钛、碳、铈分布 SEM-EDS 线扫描，图 6a 为线分析选区位置，所选的分

析区域为一个不规则形状第二相粒子，分布线横跨 Particle C 粒子左右两则界面；图 6b 为铝、钛、碳、铈元素沿 Line C 分布的 EDS 线扫描分析结果。由图 6b 可以发现，母合金中，元素 C 沿基体、粒子以及粒子与基体的界面分布基本均匀，粒子内部元素 Al 含量低于合金基体，粒子与基体间界面区域中元素 Ce 含量高于合金基体和粒子内部，但第二相粒子内部元素 Ce 含量高于合金基体。从合金基体、合金基体与第二相粒子界面区域到第二相粒子内部，元素 Ti 含量分布依次升高，第二相粒子内部是 Ti 元素分布最集中的区域。根据图 6 粒子 EDS 线扫描，结合图 4 粒子 EDS 分析可知：Particle C 粒子亦为复合粒子，心部为富钛区，边部为富铈区，在富铈区中也存在富钛碳粒的聚集区 (b-2)。

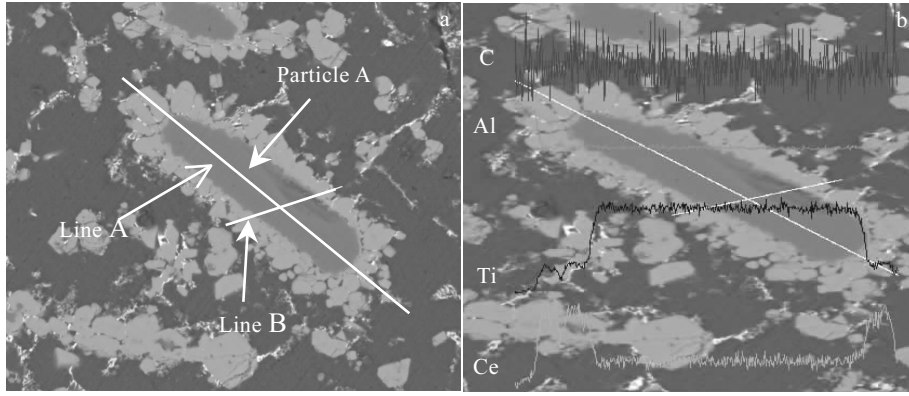


图 5 Al-Ti-C-Ce 合金第二相 Particle A SEM-EDS 线扫描分析

Fig.5 SEM-EDS analysis of second phase Particle A of Al-Ti-C-Ce alloy: (a) line distribution analysis location and (b) EDS analysis of element distribution along Line A and Line B

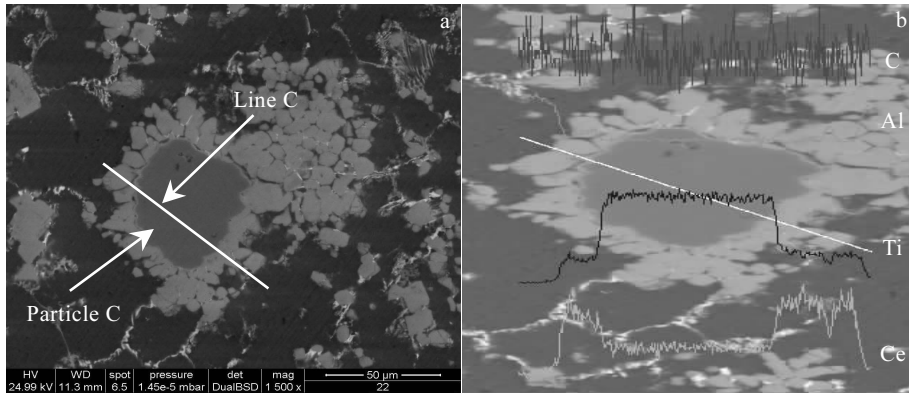


图 6 Al-Ti-C-Ce 母合金第二相 Particle C SEM-EDS 线扫描照片

Fig.6 SEM-EDS analysis of the second phase Particle C for Al-Ti-C-Ce master alloy: (a) line distribution analysis location; (b) EDS analysis of elements along Line C

3 合金凝固过程分析

合金的主要相组成包括 $\alpha(\text{Al})$ 、 AlTi 、 TiC 、 $\text{Ti}_2\text{Al}_{20}\text{Ce}$ 等相，依据氟钛酸钾、石墨、铝铈中间合金加料比例和加料顺序不同，试验合金中可能生成 $\text{Al}_{11}\text{Ce}_3$ 、 $\text{Al}_{11}\text{Ce}_2$ 、 Ti_3AlC_2 、 Ti_2AlC 、 Ti_8C_5 、 Ti_3C_2 、 AlTi 、 TiC 、 $\text{Ti}_2\text{Al}_{20}\text{Ce}$ 等金属化合物相。在合金化过程中，合金熔体中同时发生铝与钛氟酸钾之间的铝热反应，合金组元 Al、Ti、C、Ce 之间反应生成金属化合物的反应。为便于分析合金的凝固过程，以下忽略合金化阶段反应过程，将合金化之前的熔体假想为由 Al、Ti、C、Ce 4 种组元组成的理想熔体。

根据 SEM 分析结果，可以用图 7 所示的模型表示图 3、图 5 所示 Particle A 复合粒子的结构，该粒子的心部为钛富集区，心部周围为铈富集区，由钛富集区、铈富集区组成的复合粒子外围为 $\alpha(\text{Al})$ 基体。

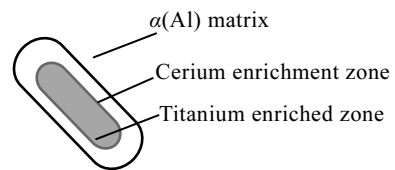


图 7 合金凝固形成复合粒子模型

Fig.7 Composite particle model formed by solidification of alloy

复合粒子心部钛富集区凝固过程可以用图 8 所示的模型说明。图 8a 表示原始 Al、Ti、C、Ce 理想熔体；图 8b 表示理想熔体中 Ti 与 Al、C 形成高熔点 TiC 、 TiAl 质点相；图 8c 表示以 TiC 相为一次晶核， TiAl 相偏聚在 TiC 相表面，形成 TiC-TiAl 复合晶核；图 8d 表示 TiC-TiAl 复合晶核周围的 Al 通过复合晶核表面的 TiAl 壳层成核，形成微细 $\text{TiC-TiAl-}\alpha(\text{Al})$ 一级复合晶核；局部区域内众多的微细 $\text{TiC-TiAl-}\alpha(\text{Al})$ 一级复合

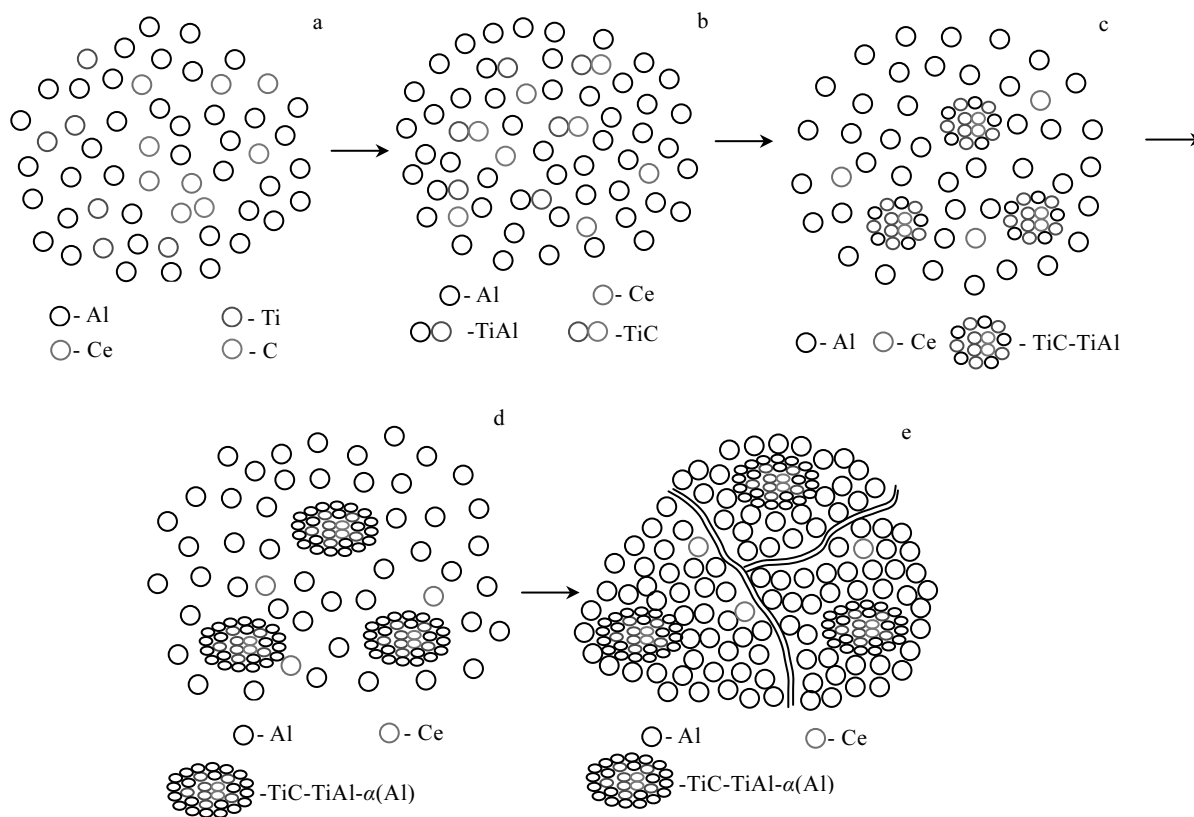


图 8 复合粒子心部钛富集区凝固过程示意图

Fig.8 Schematic diagram of solidification process in Ti enriched region of composite core

晶核，以某一能量较高、团簇尺寸较大的一级复合晶核为核心，周围能量较低、团簇尺寸较小的一级复合晶核偏聚在其表面，形成二级复合晶核，见图 8e。众多的二级复合晶核形成三级复合晶核，众多的三级复合晶核形成四级复合晶核，依次类推，最终形成复合粒子的钛富集区。上述分析表明，钛富集区本质是由众多微细 TiC-TiAl- α (Al)复合晶核组成的巨大的超级“晶核”，超级晶核内部的 TiC 相的熔点 3130 $^{\circ}$ C，TiAl 簇金属化合物 TiAl₃ 的熔点为 1373 $^{\circ}$ C，二者均为高熔点难溶相，且晶格结构与 α (Al)相近，由 TiC-TiAl- α (Al)组成的超级晶核仍为 α (Al)及其合金凝固时理想的晶核。在钛富集区超级“晶核”形成过程中，晶核附近富余的 Ti 与 Ce 反应，生成 Ti₂Al₂₀Ce 和 Al₄Ce，Ti₂Al₂₀Ce 和 Al₄Ce 以富钛区超级“晶核”为“基底”，在其表面形成富铈的壳层， α (Al)通过超级“晶核”表面的富铈的壳层成核。

4 结 论

1) Al-Ti-C-Ce 母合金的相组成包括 α (Al)、AlTi、TiC、Ti₂Al₂₀Ce。

2) 母合金中分布大量具有复合结构的第二相，第二相中，元素 C 分布基本均匀，Al 含量低于合金基体，粒子与基体间界面区域元素 Ce 含量最高，粒子内部 Ce 含量高于合金基体。从合金基体、基体与粒子界面区域到第二相粒子内部，Ti 含量分布依次升高，第二相粒子内部是元素 Ti 含量分布最集中的区域。

3) Al-Ti-C-Ce 母合金的凝固过程为：通过铝热反应形成的原始合金熔体含有 Al、Ti、C、Ce 4 种元素，熔体中 Ti 与 Al、C 首先形成高熔点 TiC、TiAl 质点相；以 TiC 相为一次晶核，TiAl 相偏聚在 TiC 相表面，形成 TiC-TiAl 复合晶核，复合晶核周围的 Al 通过包晶反应形成微细 TiC-TiAl- α (Al)一级复合晶核；合金以某一能量较高、团簇尺寸较大的 TiC-TiAl- α (Al)一级复合晶核为核心，周围能量较低、团簇尺寸较小的一级复合晶核偏聚在其表面，形成二级复合晶核。众多的二级复合晶核形成三级复合晶核，依次类推，形成复合粒子的钛富集区。钛富集区作为超级“晶核”，同时作为 Ti₂Al₂₀Ce 和 Al₄Ce 形核的“基底”，在其表面形成富铈的壳层， α (Al)通过超级“晶核”表面的富铈的壳层成核。

参考文献 References

- [1] Wang Hongming(王宏明), Peng Congxiang(彭琮翔), Li Guirong(李桂荣) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(5): 1425
- [2] Dursun T, Soutis C. *Materials & Design*[J], 2014, 56: 862
- [3] He Yongdong(贺永东), Xing Shiyu(邢诗雨), Chen Chu(陈楚) *et al.* *Mining and Metallurgical Engineering*(矿冶工程)[J], 2016(06): 108
- [4] Hu Fang(胡芳), Zheng Ziqiao(郑子樵), Zhong Jifa(钟继发) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(7): 1989
- [5] Wang Zhengjun(王正军), Si Naichao(司乃潮). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(12): 2970
- [6] Sato H, Ota K, Furukawa M *et al.* *Materials Transactions*[J], 2013, 54(9): 1554
- [7] Sreekumar V M, Eskin D G. *JOM*[J], 2016, 68(12): 3088
- [8] Zhong Haiyan(钟海燕), Yuan Fusheng(袁孚胜). *Nonferrous Metal Materials and Engineering*(有色金属材料与工程)[J], 2016, 37(05): 243
- [9] Huang Yuanchun(黄元春), Du Zhiyong(杜志勇), Xiao Zhengbing(肖政兵) *et al.* *Journal of Materials Engineering*(材料工程学报)[J], 2015, 43(12): 75
- [10] Banerji A, Reif W. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1986, 17(12): 2127
- [11] Wang E, Liu X. *China Foundry*[J], 2015, 12(02): 99
- [12] Zhao Hongliang, Yue Jingsheng, Gao Ya *et al.* *Rare Metals*[J], 2013, 32(1): 12
- [13] Wang Enzhao, Gao Tong, Nie Jinfeng *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 594: 7
- [14] Li He(李贺), Chai Lihua(柴丽华), Ma Tengfei(马腾飞) *et al.* *Journal of Materials Engineering*(材料工程学报)[J], 2017, 45(02): 39
- [15] Zhuang Hongyu(庄洪宇), Pan Xuemin(潘学民). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(1): 46
- [16] Jiao Xinyang, Wang Xiaohong, Kang Xueqin *et al.* *Materials and Manufacturing Processes*[J], 2017, 32(5): 489
- [17] Deng Wanglian, Yi Zhuding, Liang Weizhe *et al.* *Advanced Materials Research*[J], 2010, 139: 227
- [18] Zhao Hongliang, Song Yong, Li Miao *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2010, 508(1): 206
- [19] Zhao Hongliang, Guan Renguo, Li Miao *et al.* *Journal of Central South University*[J], 2014, 21(1): 1

Microstructure and Solidification Mechanism of Al-Ti-C-Ce Prepared by Petroleum Coke

He Yongdong^{1,2}, Zhou Xinfeng¹, He Lei¹, Dou Yinli², Zhang Yuanqing²

(1. Xinjiang University, Urumqi 830046, China)

(2. Jinchuan Group Co. LTD, Jinchang 737100, China)

Abstract: Microstructure of Al-Ti-C-Ce master alloy was studied by XRD, SEM, and EDS. Results show that the master alloy consists of α (Al), AlTi, TiC, and $Ti_2Al_{20}Ce$ phases, and there is a second phase of composite structure in the alloy. EDS analyses indicate that C element is distributed homogeneously in the alloy, Al content is low in the particle, the interface between the particle and the matrix is richest in Ce, while the interior of the particle is less richer in Ce, and Ti is most concentrated in the secondary phase particles. The TiC phase is the primary crystal nucleus, and the TiAl phase is segregated on the surface of TiC phase to form a TiC-TiAl composite crystal nucleus. Al forms a fine TiC-TiAl- α (Al) primary composite crystal nucleus by a peritectic reaction. The primary composite crystal nucleus with higher energy and larger cluster size is taken as the core, and other composite crystal nuclei are segregated on its surface to form a secondary composite crystal nucleus. Then, the secondary composite crystal nucleus forms the tertiary composite crystal nucleus, and so on, to form the titanium-enriched area of composite particles.

Key words: Al-Ti-C-Ce; microstructure; composite particle; solidification mechanism

Corresponding author: He Yongdong, Professor, College of Physical Sciences and Technology, Xinjiang University, Urumqi 830046, P. R. China, Tel: 0086-991-8582045, E-mail: hydongq@126.com