

文章编号: 1004-0609(2005)10-1594-08

微量 Cr、Mn、Ti、Zr 细化 7A55 铝合金 铸锭组织的效果与机理^①

贺永东, 张新明

(中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083)

摘 要: 采用光学显微镜、扫描电镜及能谱分析术研究了复合添加微量 Cr、Mn、Ti、Zr 细化 7A55 合金铸锭组织的效果和机理。结果表明: 复合添加 0.04% Ti+ 0.17% Zr 能在一定程度上细化 7A55 合金铸锭组织, 复合添加 0.20% Cr+ 0.20% Mn+ 0.03% Ti 能够显著细化铸锭组织, 其细化机理为含有 Cr、Mn 的原子团簇作为 Al_3Ti 形核的基底促使 $\alpha-Al$ 成核; 复合添加微量 0.04% Cr+ 0.04% Mn+ 0.03% Ti+ 0.18% Zr 产生了极强烈的晶粒细化效果, 其细化机理为含有 Cr、Mn 的原子团簇作为 Al_3Ti 、 Al_3Zr 共同形核的基底使 $Al_3(Ti_xZr_{1-x})$ 形核, $Al_3(Ti_xZr_{1-x})$ 使 $\alpha-Al$ 形核。随着 Cr、Mn 含量增加, 铸锭晶粒向枝晶化、粗大化方向发展。

关键词: 7A55 铝合金; 微量元素; 晶粒细化; 形核

中图分类号: TG 111.7

文献标识码: A

Refinement mechanism of trace Cr, Mn, Ti and Zr as cast 7A55 alloys

HE Yong-dong, ZHANG Xin-ming

(School of Materials Science and Engineering,

Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The grain refinement effect and mechanism by addition of trace Cr, Mn, Ti and Zr in 7A55 cast alloy were studied by optical microscopy, scanning electron microscopy and energy dispersive spectrum(EDS). The results show that adding 0.04% Ti and 0.17% Zr can refine the grain to a certain degree. Joint addition of 0.20% Cr, 0.20% Mn and 0.03% Ti has strong grain refinement effect. The refinement mechanism is that atom clusters containing minor Cr and Mn act as substrate of Al_3Ti particle, which nucleate $\alpha-Al$. With joint addition of 0.04% Cr, 0.04% Mn, 0.03% Ti and 0.18% Zr, a remarkable grain refinement and a fine equiaxed grains are obtained. The refinement mechanism is that atom clusters containing trace Cr and Mn nucleate Al_3Ti particles which nucleates $Al_3(Ti_xZr_{1-x})$, then nucleates $\alpha-Al$. With increasing content of Cr and Mn in the alloy, the grains become coarse and dendritic.

Key words: 7A55 aluminium alloy; trace elements; grain refinement; nucleation

超高强 Al-Zn-Mg-Cu 合金因合金化程度高、易产生枝晶偏析、晶界共晶组织粗大, 导致熔铸成型困难、热轧开坯易开裂。添加微量元素细化合金的铸锭组织, 能够显著提高合金的强度、断裂韧性, 改善合金的加工成型性能^[1-4]。一般认为, 铝合

金中加入 Al-Ti-B 能够细化铸锭、焊缝的晶粒组织, 减小开裂倾向, 提高合金的力学性能。Cr、Mn 能够阻碍再结晶的形核和长大, 对合金有一定的强化作用, 此外, Mn 能减小 Fe 的有害影响, Cr 能改善合金的韧性、降低应力腐蚀开裂的敏感性, 但增

① 基金项目: 国家重大基础研究发展规划资助项目(2005CB623706)

收稿日期: 2005-04-18; 修订日期: 2005-07-04

作者简介: 贺永东(1966-), 男, 高级工程师, 博士

通讯作者: 贺永东, 博士; 电话: 0731-8830265

加合金淬火敏感性。Zr 的主要作用是抑制合金再结晶的形核和长大, 提高合金强度、韧性及抗应力腐蚀开裂敏感性。由于 Zr 可改善 Al-Zr-Mg-Cu 合金淬火敏感性, 常用 Zr 代替 Cr、Mn 抑制再结晶组织形核、长大过程^[5-10]。有关添加 Cr、Mn、Ti、Zr 有以下两条重要结论: 一是添加 Cr、Mn、Zr 均能显著地抑制再结晶形核和晶粒长大, 提高合金强度, 未见对铸锭组织有细化作用的研究或报道; 二是添加 Cr、Zr 均能使 Al-Ti-B 细化剂中毒。但国内外尚未见相关的研究报道。本文作者通过研究复合添加微量的 Cr、Mn、Ti、Zr 对 Al-8.2Zn-2.1Mg-2.3Cu 合金铸锭组织的晶粒细化作用, 探讨微量 Cr、Mn、Ti、Zr 对 7A55 铝合金铸锭组织的细化机理。

1 实验

以纯度为 99.85% 的一级工业纯铝、纯铜 (99.99%)、纯锌 (99.92%)、纯镁 (99.90%) 和 Al-5%Cr、Al-5%Mn、Cu-10%Zr、Al-5%Ti-B 中间合金为原料, 配制了 9 种不同微量元素的 7A55 合金, 化学成分在 LEEMAN SPEC-E 型电感耦合等离子体原子发射光谱仪上测试, 见表 1。合金的熔炼在石墨坩埚电阻炉中进行, 熔化温度 770~790℃, 铸造温度 710~720℃, 除气剂采用 C₂Cl₆, 在铜模中铸造。金相样品分两组: 一组样品经电解抛光后阳极覆膜, 在光学显微镜下观测合金的晶粒度; 另一组样品经 Kellers 试剂腐蚀后, 在光学显微镜和扫描电镜下观察第二相形貌、分布并采用能谱仪定量分析第二相成分。

2 实验结果

2.1 合金的铸态晶粒组织

图 1 所示为实验合金铸态试样经电解抛光阳极覆膜后的显微组织。比较图 1(a) 和 1(b) 可知, 7A55 合金枝晶偏析非常严重, 枝晶网胞粗大。合金中复合添加 0.04%Ti 和 0.17% 锆后枝晶间距明显减小, 晶粒由添加前的 180~300 μm 减小到 80~130 μm (见图 1(a), 1(b))。复合添加 0.20%Cr+0.20%Mn+0.04%Ti, 铸锭中出现明显的等轴晶组织, 平均晶粒尺寸减小到 45~80 μm (见图 1(c))。图 1(d) 和 1(e) 所示分别为复合添加 0.04%Cr+0.04%Mn+0.03%Ti+0.18%Zr 和 0.20%Cr+0.20%Mn+0.03%Ti+0.17%Zr 细化剂后的组织, 由图可见, 两者细化效果相近, 为均匀、细小的等轴晶组织, 枝晶偏析几乎完全消除, 平均晶粒尺寸为 10~20 μm, 表明复合添加微量的 Cr、Mn、Ti、Zr 具有极强的晶粒细化作用, 但继续增加 Cr 和 Mn 的含量晶粒又增大。图 1(f) 所示为复合添加 0.30%Cr+0.30%Mn+0.03%Ti+0.18%Zr, 铸锭组织中枝晶明显增多, 晶粒明显粗化, 平均晶粒尺寸达到 45~80 μm。可见, 在 7A55 合金中, 复合添加 Ti、Zr 能在一定程度上细化铸锭组织。复合添加 Cr、Mn、Ti 出现明显的等轴晶组织, 细化效果十分显著。复合添加微量 Cr、Mn、Ti、Zr 产生极为强烈的晶粒细化效果, 铸锭组织为均匀、细小的等轴晶组织。随着 Cr、Mn 含量由 0.04% 上升到 0.20%, 铸锭组织仍为均匀、细小的等轴晶组织, 细化效果并未加强。当 Cr、Mn 含量由 0.20% 上升到 0.30% 时, 铸锭中重新出现枝晶组织, 晶粒组织粗化, 细化效果减弱。

表 1 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of alloys (mass fraction, %)

Alloy	Zn	Mg	Cu	Cr	Mn	Ti	Zr	Al
1	8.22	2.11	2.35	0	0	0	0	Bal.
2	8.23	2.14	2.30	0	0	0.04	0.17	Bal.
3	8.24	2.13	2.31	0.20	0.20	0.04	0	Bal.
4	8.19	2.21	2.28	0.25	0.25	0.04	0	Bal.
5	8.21	2.15	2.37	0.04	0.04	0.03	0.18	Bal.
6	8.17	2.19	2.22	0.06	0.06	0.04	0.17	Bal.
7	8.27	2.17	2.36	0.20	0.20	0.03	0.17	Bal.
8	8.23	2.13	2.33	0.30	0.30	0.03	0.18	Bal.
9	8.20	2.17	2.29	0.36	0.35	0.03	0.18	Bal.

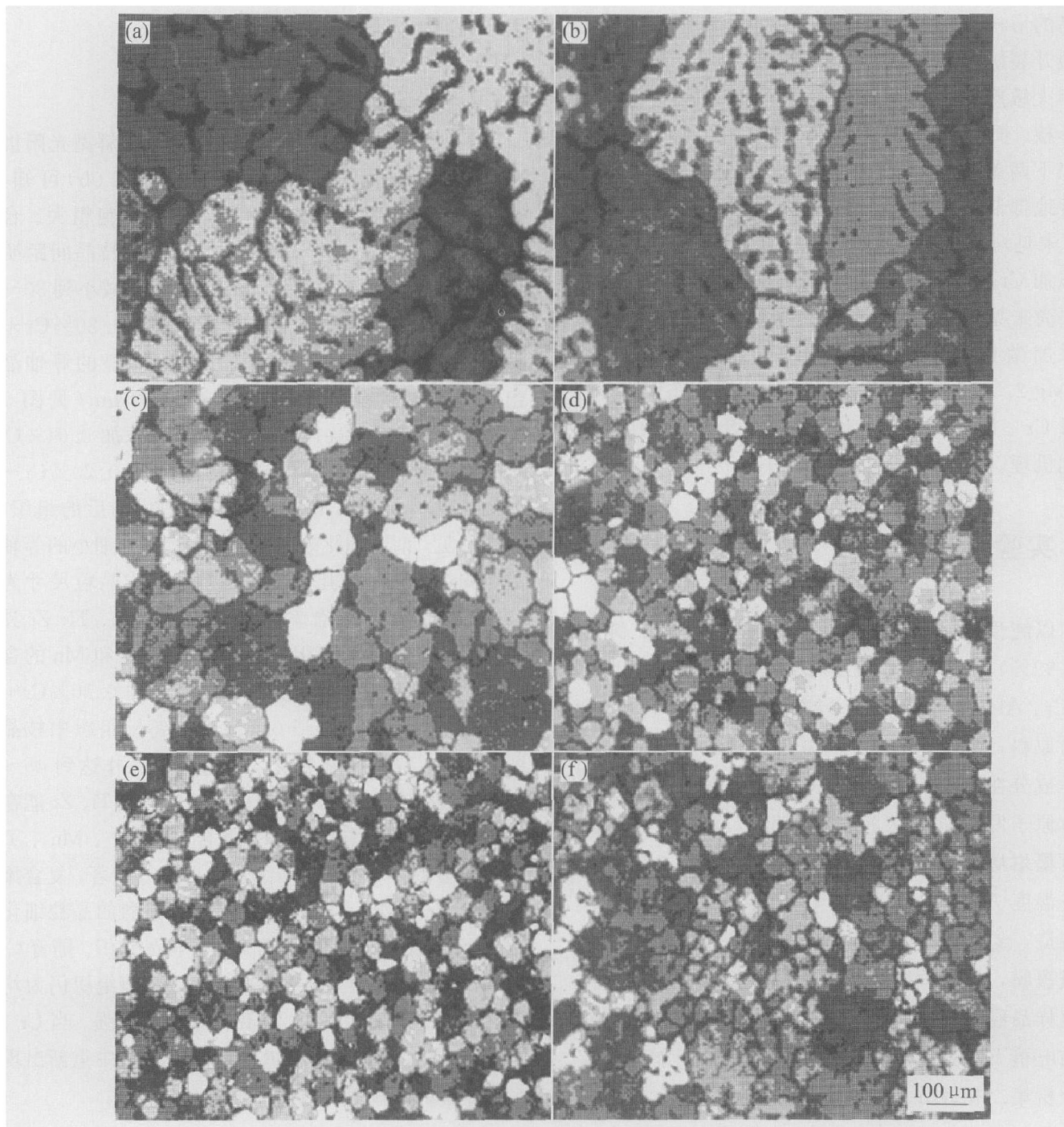


图 1 铸态合金的微观组织

Fig. 1 Microstructures of 7A55 cast alloys

- (a) —Al-Zr-Mg-Cu ; (b) $\text{—Al-Zr-Mg-Cu-0.04Ti-0.17Zr}$;
 (c) $\text{—Al-Zr-Mg-Cu-0.20Cr-0.20Mn-0.04Ti}$; (d) $\text{—Al-Zr-Mg-Cu-0.04Cr-0.04Mn-0.03Ti-0.18Zr}$;
 (e) $\text{—Al-Zr-Mg-Cu-0.20Cr-0.20Mn-0.03Ti-0.17Zr}$; (f) $\text{—Al-Zr-Mg-Cu-0.30Cr-0.30Mn-0.03Ti-0.18Zr}$

图 2 所示为实验合金的光学显微组织。由图可知, 在图 2(a) 所示合金的晶粒内部和晶界上分布着大量的球形的第二相颗粒; 图 2(b) 和 2(c) 所示合金晶粒内和晶界上未见明显的一次晶金属化合物。图 2(d) 所示合金晶粒内出现直径 $8 \sim 10 \mu\text{m}$ 的初生组织。表明添加微量 Cr、Mn、Ti、Zr 具有较好的强化固溶作用^[11]。随 Cr、Mn 含量的增加则会在晶内析出粗大的初晶组织。

2.2 合金的 SEM 微观组织观察

图 3 所示为 3 号合金铸态微观组织。可见, 晶内、晶界有大量第二相粒子, 能谱分析发现: 晶内的块状析出相 A 中含微量的 Ti、Zr (见表 2), 该相应为 $\alpha(\text{Al})$ 形核的晶核。B 粒子为晶界上 Ti、Zr 偏聚区 (见图 3(d)), 表明 Ti 的细化效果受到抑制, 偏聚的 Ti、Zr 对晶粒细化和再结晶的抑制能力大大降低。C 粒子的能谱分析发现该相由 Al、Zn、

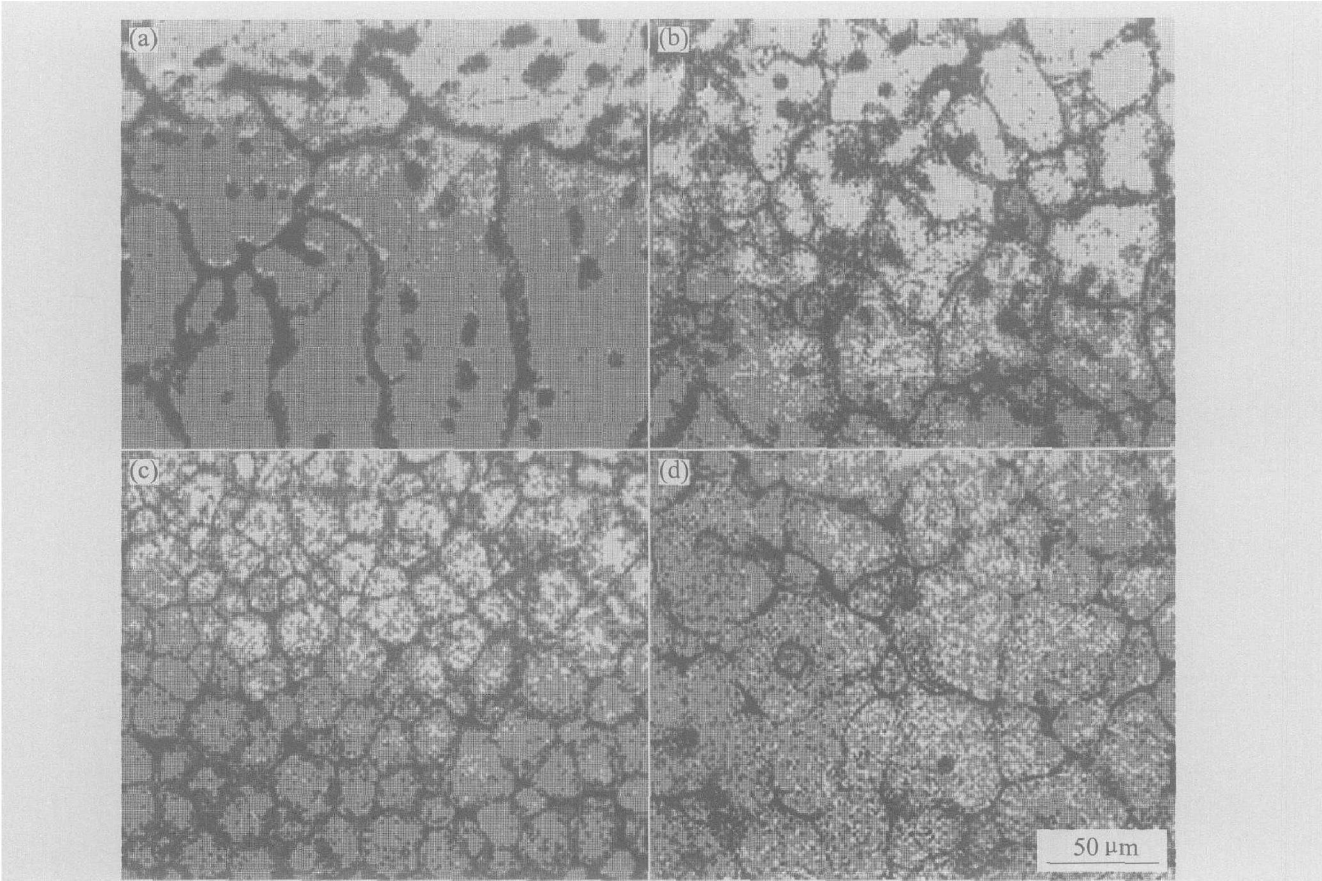


图 2 Keller 试剂腐蚀后的铸态合金微观组织

Fig. 2 Microstructures of 7A55 cast alloys corroded by Kellers

(a) —Al—Zr—Mg—Cu—0.04Ti—0.18Zr; (b) —Al—Zr—Mg—Cu—0.25Cr—0.25Mn—0.04Ti;
(c) —Al—Zr—Mg—Cu—0.06Cr—0.06Mn—0.04Ti—0.17Zr; (d) —Al—Zr—Mg—Cu—0.36Cr—0.35Mn—0.03Ti—0.18Zr

表 2 微观组织的化学组成

Table 2 Chemical composition of particles(mole fraction, %)

Particle	Al	Zn	Mg	Cu	Ti	Zr
A	93.14	3.71	3.00	0	0.17	0.09
B	60.45	12.14	13.96	9	3.29	1.16
C	27.02	22.19	32.78	18.01	0	0

Mg、Cu 4 种元素组成(见图 3(d)), 该粒子为一次晶金属化合物 η 相。η 相是典型的拉维斯六角晶格, 空间群为 $D_{6h}^4-P_{63}/mmc$, 晶格常数 a 为 $(5.16\sim 5.22)\times 10^{-10}\text{ m}$, c 为 $(8.49\sim 8.55)\times 10^{-10}\text{ m}$, 晶格常数的变化与成分、形成方式有关^[6]。η 相为典型的易溶相, 淬火效果十分显著, 由于熔点较低, 它不可能作为结晶领先相析出和形核。

图 4 所示为复合添加 0.20% Cr+ 0.20% Mn+ 0.04% Ti 合金铸态微观组织, 晶界存在骨骼状 $MgZn_2$, 晶内存在白色析出相, 能谱分析发现(见图 4(b)): 白色相由 Al、Ti、Cr、Mn、Zn 元素组成, 线扫描分析表明: 该相中心钛的含量最高(见图 4(c)), 并含有一定量的 Cr、Mn, 该相为 α(Al)

结晶形核的 Ti_3Al 粒子。

图 5 所示为复合添加 0.20% Cr+ 0.25% Mn+ 0.04% Ti+ 0.17% Zr 合金的铸态微观组织。晶内存在球形的新生相, 由图 5(a) 可以看出, 该相为层状复合结构。采用能谱分析发现该相由 Al、Zn、Ti 和 Zr 4 种元素组成(图 5(b)), 进一步利用线扫描分析发现(图 5(c)), 球形相内 Ti、Zr 分布总量是均衡的, 但呈现出 Ti 高则 Zr 低、Zr 高则 Ti 低的规律, 表明该相为重复合结构, 面扫描分析发现该相中心部位为 Ti, 该相的结构组成应该为: 以 Al_3Ti 为形核核心, 外层包覆一层 Al_3Zr , Al_3Zr 的外层为 Al_3Ti 壳层, 依次类推, 形成多重复合结构的 $Al_3(Ti, Zr)$ 。面扫描分析结果显示 Ti、Zr 在

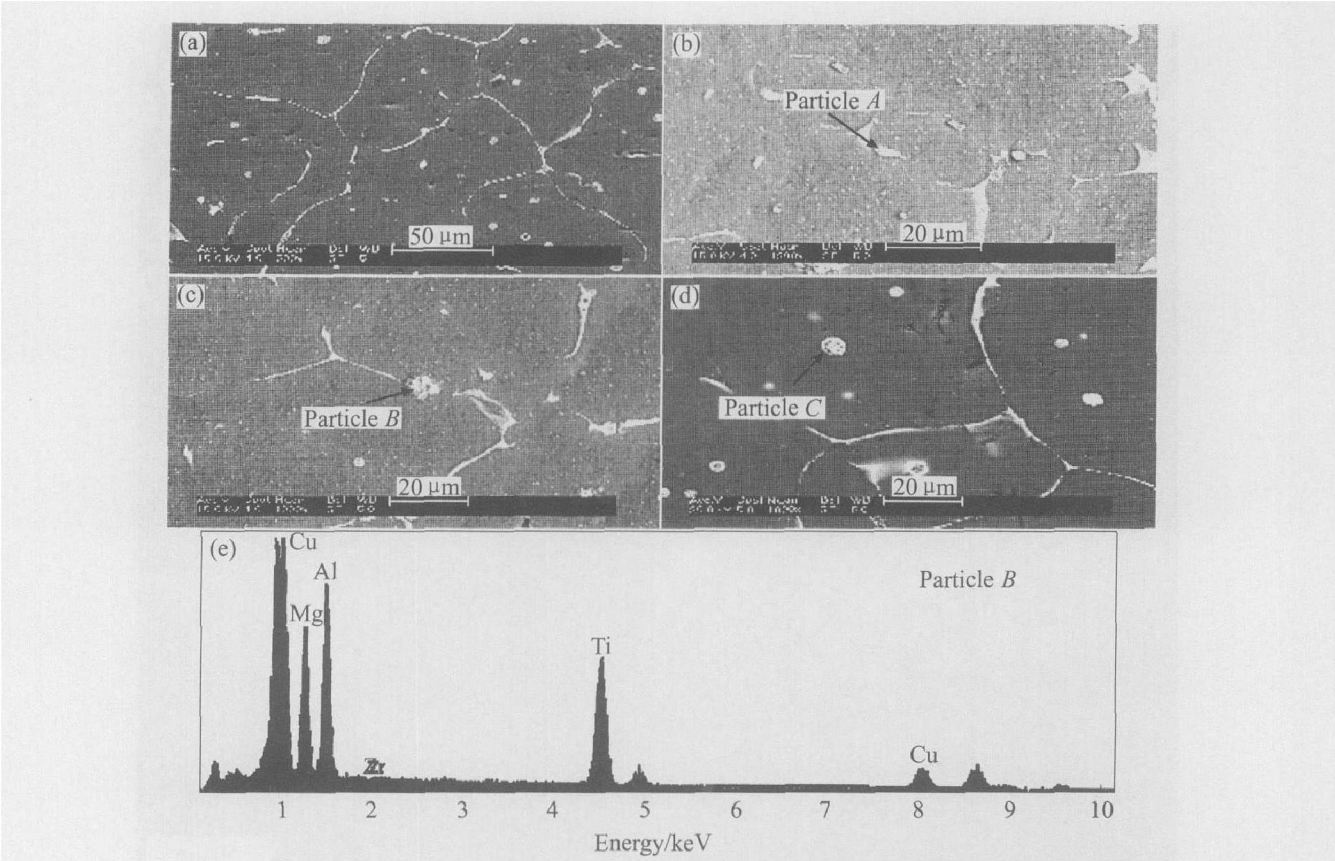


图 3 Al-Zn-Mg-Cu-0.04Ti-0.15Zr 合金中第二相粒子的分布与形貌

Fig. 3 Second phases and EDS pattern of Al-Zn-Mg-Cu-0.04Ti-0.15Zr cast alloys
(a), (b), (c), (d) —SEM photographs of cast alloy; (e) —EDS patterns of particle B

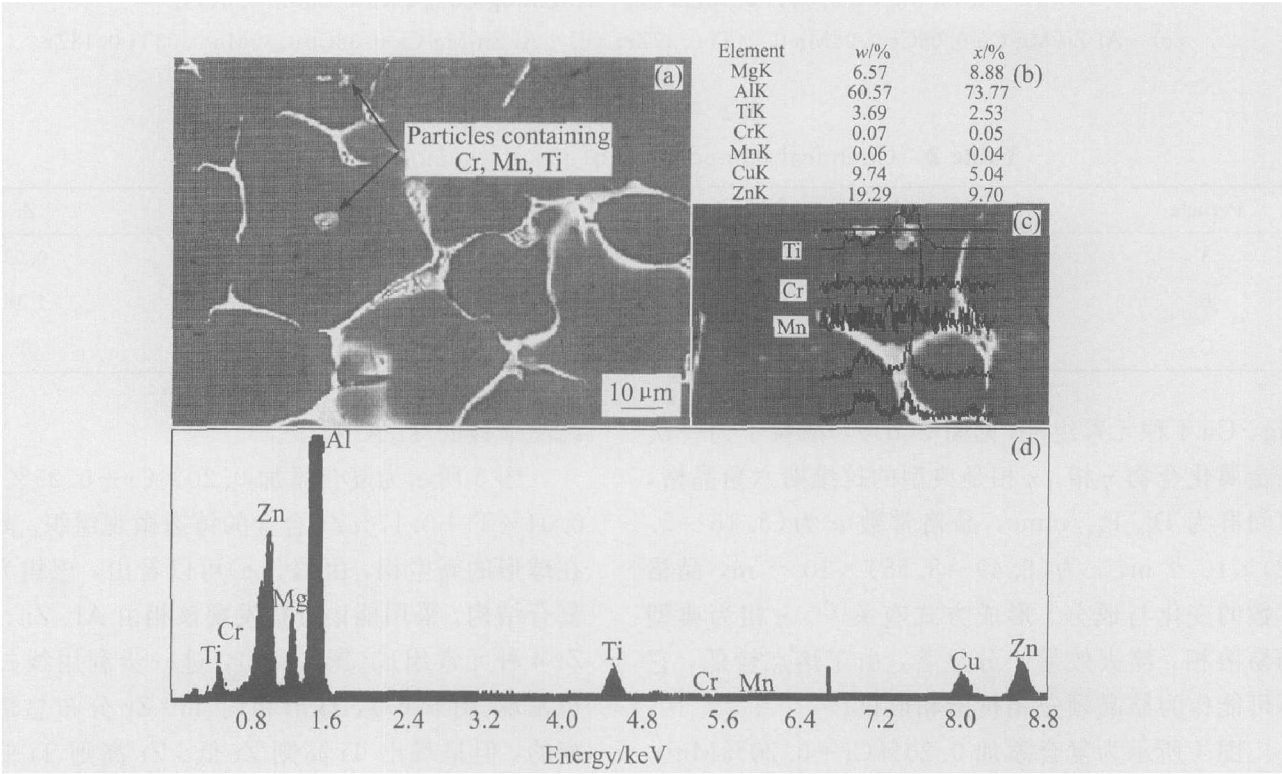


图 4 铸态 Al-Zn-Mg-Cu-0.20Cr-0.20Mn-0.03Ti 合金第二相的扫描电镜像和能谱

Fig. 4 SEM images of second phases and EDS pattern of Al-Zn-Mg-Cu-0.20Cr-0.20Mn-0.03Ti cast alloys

(a) —SEM photograph of cast alloy; (b) —Chemical compositions of second phase
(c) —Linear scanning curves of elements; (d) —EDS pattern of second phase

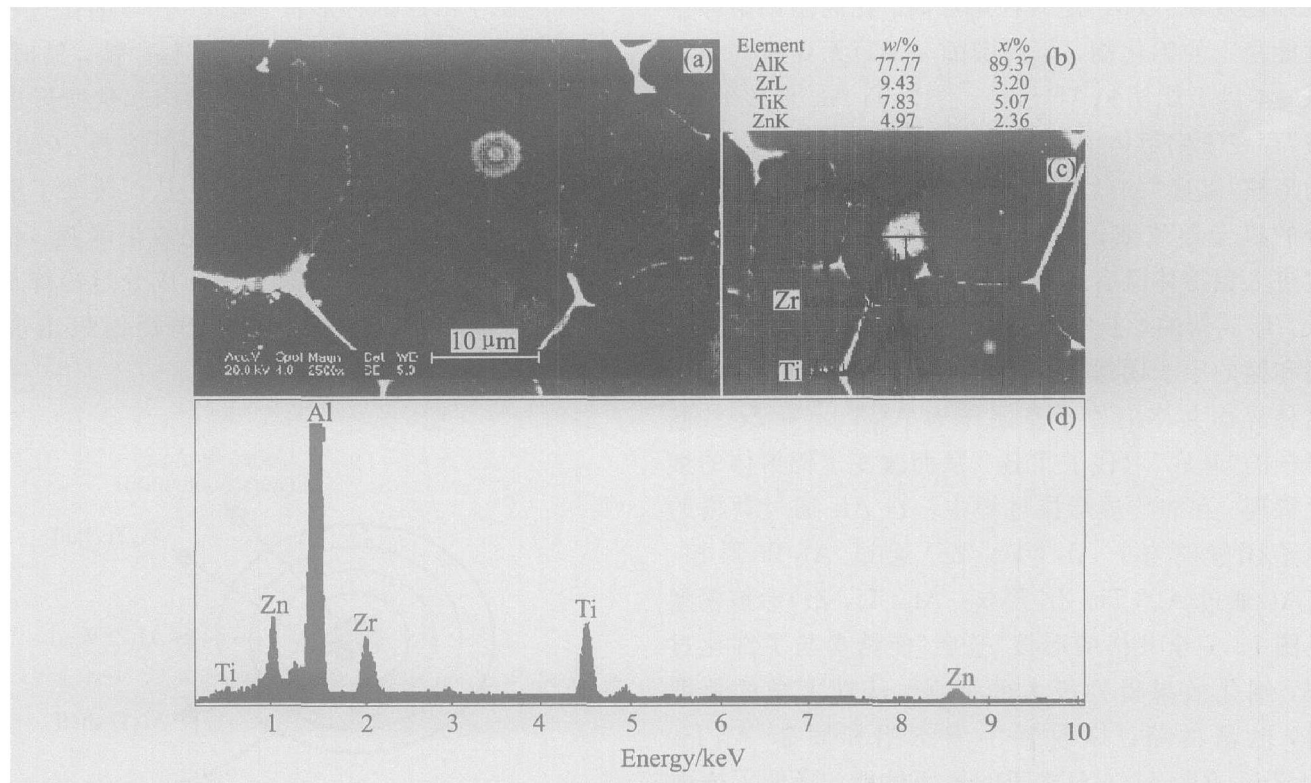


图 5 铸态 Al-Zr-Mg-Cu-0.20Cr-0.20Mn-0.03Ti-0.17Zr 合金第二相的扫描电镜像和能谱

Fig. 5 SEM images of second phases and EDS pattern of

Al-Zr-Mg-Cu-0.20Cr-0.20Mn-0.03Ti-0.17Zr cast alloys

(a) —SEM photograph of cast alloy; (b) —Chemical compositions of second phase

(c) —Linear scanning curves of elements; (d) —EDS pattern of second phase

晶内、晶界的分布是相对均匀的,但在非均质形核核心及部分晶界仍存在着 Ti、Zr 明显的富集现象。

3 分析与讨论

众所周知,钛对铝合金晶粒的细化机理是由于 TiAl_3 在 TiB_2 、 TiC_2 表面析出,形成了一个薄薄的壳层, $\alpha(\text{Al})$ 通过此壳层成核^[12, 13]。锆对铝合金的细化机理随锆含量的变化有所不同,锆含量较低时,主要是锆与群聚的原子团相互作用,形成稳定的原子群,最终发展为晶核。锆含量较高时,则是通过包晶反应使 $\alpha(\text{Al})$ 成核。向铝熔体中复合添加钛和锆,对两种元素在铝熔体中的存在形式、分布状况,所形成的铝化物的形态、弥散度等均产生影响,影响细化效果。作为铝形核剂的性能,当溶剂与溶质尺寸比例接近于 1 时,晶体良好有序排列的机率大大提高,能获得有效的晶粒细化效果,明显的失配则会妨碍原子在晶面上生长。复合添加钛和锆,由于锆原子失配妨碍 TiAl_3 在 TiB_2 表面堆砌,作为形核“基底”的 TiB_2 粒子被 $\alpha(\text{Al})$ 枝晶推向晶粒的边界,晶界上富集的钛和锆只能有限地阻碍

$\alpha(\text{Al})$ 长大,对 $\alpha(\text{Al})$ 形核不能发挥作用(见图 3)。因此,锆的存在导致钛变质剂部分中毒,影响细化剂的细化效能。

在铝熔体凝固过程中,形核的关键是获得与晶核润湿角非常小的形核“基底”,即与晶核有相似的原子结构和键型的原子团簇。熔体微观成分和微观结构的不均匀性,为形成这种稳定的原子团簇创造了条件,团簇内的原子依靠一定的化学键相互作用,空间上形成一定的有序结构^[14, 15]。同属过渡元素的铬、锰因 d 电子层未充满而与铝有较强的亲和力,易于进入因能量起伏和结构起伏所形成的原子团簇中。含有铬和锰的原子团簇结构更稳定、更容易长大,当低于液相线温度时,它们能够作为有效的形核“基底”阻止 TiAl_3 溶解,促使铝熔体中的钛原子在“基底”表面析出,析出的 TiAl_3 通过包晶反应使 $\alpha(\text{Al})$ 成核,超过临界尺寸的原子团可以直接作为形核核心,细化合金的铸锭组织, TiAl_3 形核模型见图 6。复合添加 Cr、Mn、Ti 时有 TiB_2 、含有 Cr、Mn 的原子团簇两种形核“基底”参与细化过程,因而细化效果显著。

复合添加钛锆时对细化效果有不良的影响^[16],但复合添加铬、锰、钛、锆反而具有极其强烈的晶

粒细化效果。 TiB_2 是一种熔点高、在高温铝熔体中性能稳定的铝化物,与周围的 $\alpha(\text{Al})$ 无界面共格关系,本身不能使 $\alpha(\text{Al})$ 形核,作为 TiAl_3 形核的“基底”存在于铝熔体中。锆的加入部分阻断了 TiB_2 作为形核“基底”的效能^[17], TiAl_3 因失去与 TiB_2 结合的机会导致细化能力减弱。加入铬和锰后,铬、锰进入铝熔体既有的原子团簇中,促使其稳定地长大,形成新的形核“基底”。与 TiB_2 不同的是,含有铬和锰的原子团簇与周围的 $\alpha(\text{Al})$ 是完全共格的,这种界面共格的原子基团作为 Al_3Ti 、 Al_3Zr 共同形核的“基底”取代了 TiB_2 ,从而改变了铝熔体的细化机理。在非均质形核过程中, TiAl_3 通过共格的原子团簇形核, $\text{Al}_3(\text{Ti}, \text{Zr})$ 通过 Al_3Ti 形核, $\alpha(\text{Al})$ 通过 $\text{Al}_3(\text{Ti}, \text{Zr})$ 形核。 $\text{Al}_3(\text{Ti}, \text{Zr})$ 形核模型见图 7。完全共格的形核“基底”使锆参与了细化过程,细化效果得到极大的加强。从动力学的角度讲,微量的铬、锰改善了液态铝和固态 Al_3Ti 、 Al_3Zr 、 $\text{Al}_3(\text{Ti}, \text{Zr})$ 之间的界面性能,降低了表面张力,对加速 Ti 、 Zr 质点非均质形核,抑制形核质点长大,起到了有益的作用。

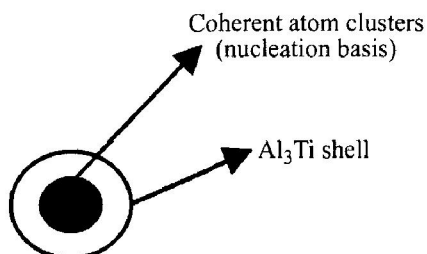


图 6 Al_3Ti 形核模型示意图

Fig. 6 Model of Al_3Ti nucleation

复合添加铬、锰、钛、锆对铝熔体的凝固过程产生重要影响。结晶过程中的“固-液”界面为“粗糙型”界面,在由液相过渡到固相的若干层原子层中,仅有部分的原子位置为固相原子所占据,在“固-液”界面上形成很多“晶胚”,“晶胚”是否继续向熔体中生长决定枝晶形貌和晶粒度大小。铬、锰均能极大地增加固溶体的过饱和度,降低结晶前沿液相中的成分过冷,使结晶界面上的“晶胚”有可能向液相中继续生长。这就是铬、锰添加量过高时,铸锭组织出现枝晶化、粗大化的原因。过量的铬、锰还能形成 $\text{Al}(\text{CrMnTi})$ 、 $\text{Al}(\text{FeCrMnSi})$ 等粗大的一次晶金属化合物(见图 2(d)),作为形核质点时也使铸锭组织粗化,这也是铬、锰含量较高的合金铸锭组织很难细化的原因。

可见,添加 Cr 、 Mn 、 Ti 时有 TiB_2 、含有 Cr 、

Mn 的原子团簇两种形核“基底”参与细化过程,因而细化效果显著。复合添加铬、锰、钛、锆时,铬、锰进入铝熔体中因能量起伏、结构起伏所形成的原子团簇中,促使原子团长大,并形成与 $\alpha(\text{Al})$ 完全共格的形核“基底”取代了 TiB_2 ,从而改变了细化机理,使锆参与了细化过程,细化效果增强。铬、锰含量过高时,结晶前沿液相中的成分过冷降低,界面上的“晶胚”得以继续生长,铸锭组织出现枝晶化、粗大化。

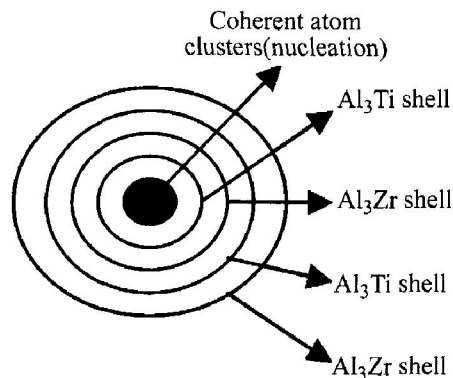


图 7 $\text{Al}_3(\text{Ti}, \text{Zr})$ 形核模型示意图

Fig. 7 Model of Al_3TiZr nucleation

4 结论

1) 复合添加 0.04% Ti + 0.15% Zr , 能明显减小铸锭组织的枝晶间距,并在一定程度上细化合金的晶粒组织。细化效果不佳可能与 Zr 原子失配妨碍 TiAl_3 在 TiB_2 表面堆砌有关。

2) 复合添加微量 Cr 、 Mn 、 Ti 能够显著地细化铸锭晶粒组织,铸锭组织为等轴晶。细化机理为:含有铬和锰的原子团簇作为有效的形核“基底”阻止 TiAl_3 溶解,促使铝熔体中的钛原子在“基底”表面析出,析出的 TiAl_3 通过包晶反应使 $\alpha(\text{Al})$ 成核,超过临界尺寸的原子团直接参与形核。

3) 复合添加微量 Cr 、 Mn 、 Ti 、 Zr 具有强烈的晶粒细化作用,铸锭组织为均匀、细小的等轴晶。细化机理为:与 $\alpha(\text{Al})$ 完全共格的含有铬、锰的原子团簇,作为 Al_3Ti 、 Al_3Zr 共同形核的“基底”取代了 TiB_2 ,使钛、锆共同参与了细化过程。在非均质形核过程中, Al_3Ti 通过共格的原子团簇形核, $\text{Al}_3(\text{Ti}, \text{Zr})$ 通过 Al_3Ti 形核, $\alpha(\text{Al})$ 通过 $\text{Al}_3(\text{Ti}, \text{Zr})$ 形核。

4) 铬、锰含量达到 0.3% 以上时,结晶前沿液相中的成分过冷降低,界面上的“晶胚”得以继续向熔体中生长,铸锭出现枝晶化、粗大化组织。

REFERENCES

- [1] Keams M A. The Mechanism of phase Transformations in crystalline solids[J]. *Light Metals*, 1996, 59 (17): 713 - 720.
- [2] Mohanty P S, Gruzleski J E. Mechanism of grain refinement in aluminium[J]. *Acta Metall*, 1995, 43(5): 2003 - 2011.
- [3] Engdah T I, Hansen V, Warren, et al. Investigation of fine precipitates in Al-Zr-Mg alloys after various heat treatments[J]. *Mater Sci Eng A*, 2002, A327: 59 - 64.
- [4] Stiller K, Warren P J, Hansen V, et al. Investigation of precipitation in an Al-Zr-Mg alloy after two-step aging treatment at 100 °C and 150 °C[J]. *Mater Sci Eng A*, 1999, A270: 55 - 63.
- [5] KMaloney S, Hono K, Polmear I J. The chemistry of precipitates in an aged Al-2.1Zr-1.7Mg% alloy[J]. *Scripta Materialia*, 1999, 41: 1031 - 1038.
- [6] Nesen E. precipitation of the metastable cubic Al₃Zr phase in subperitectic Al-Zr alloy[J]. *Acta Metallurgica*, 1992, 20(4): 499 - 506.
- [7] Ocenasek V, Slamova M. Resistance to recrystallization due to Sc and Zr addition to Al-Mg alloys[J]. *Materials Characterization*, 2001, 47: 157 - 162.
- [8] Hansee L I V, Gjønnes J, et al. HREM study and structure modeling of the η phase, the hardening precipitates in commercial Al-Zr-Mg alloy[J]. *Acta Mater*, 1999, 47: 2651 - 2659.
- [9] Robson J D, Prangnell P B. Modelling Al₃Zr dispersed precipitation in multicomponent aluminum alloys [J]. *Materials and Engineering*, 2002, 352: 240.
- [10] Stolz U K. The role of Cr and Mn to improve strength and stress corrosion resistance in Al-Zr-Mg-Cu alloys[J]. *Transactions of the London Institute of Metals*, 1987, 71(10): 350 - 355.
- [11] Dorward R C, Beernsen D J. Grain structure and quench-rate effects on strength and toughness of AA7050 Al-Zr-Mg-Cu-Zr alloy [J]. *Metallurgical Transaction A*, 1995, 26A(9): 2481 - 2484.
- [12] Spiva T, Trans S, Sriram S. Microstructure tensile deformation behaviour of aluminium alloy 7055[J]. *J Mater Sci*, 1997, 32: 2883 - 2894.
- [13] Mohanty P S. Solidification technology in the foundry and casthouse[J]. *Acta Metal Mater*, 1995, 43(5): 2001 - 2012.
- [14] Stolz U K, Terry B S. Phase equilibrium of aluminium-rich Al-Ti-B alloys-solubility of TiB₂ in aluminium metals[J]. *Aluminium*, 1995(3): 350 - 355.
- [15] Kurz W, Fisher D J. Fundamentals of Solidification [M]. Switzerland: Trans Tech Publication, 1984. 190 - 199.
- [16] Greer A L, Bunn A M. Modelling of inoculation of metallic metals: Application to grain refinement of aluminium by Al-Ti-B [J]. *Acta Mater*, 2000, 48: 2823 - 2835.
- [17] 秦究玉. 过渡元素合金化对铝合金组织结构的影响 [D]. 济南: 山东工业大学. 1997.
- QIN Jir-yu. PhD Thesis. The Influence of Transition elements Alloying on the Structure and Properties of Aluminium Alloy [D]. Jinan: Shandong University of Technology, 1997.

(编辑 陈爱华)