

# 添加微量 Y 对 ZL205A 合金组织和性能的影响

郭廷彪<sup>1</sup>, 李红贤<sup>2</sup>, 梁佳思<sup>1</sup>, 苏毅<sup>2</sup>, 张锋<sup>1</sup>

(1. 兰州理工大学 省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 甘肃 兰州 730050)

(2. 长风电子科技有限责任公司, 甘肃 兰州 730070)

**摘要:** 采用 OM、SEM 和 XRD 研究了添加微量稀土元素 Y 对 ZL205A 合金的流动性及 T6 热处理前后的微观组织和力学性能的影响, 并检测了合金的流动性。结果表明, 当 Y 质量分数达到 0.2% 和 0.3% 时, 合金的晶粒细化效果相对较好, 随着 Y 含量的增加,  $\theta$  相从沿着晶界的网状分布逐渐向局部团聚, 合金的抗拉强度和屈服强度降低; 微量 Y 会使 ZL205A 合金的流动性降低; Y 质量分数为 0.3% 的 ZL205A 合金在 T6 处理后, 合金的抗拉强度和延伸率均大幅度提高; 热处理能够降低合金中的成分偏析并能够改善材料的组织形态, 促使合金具有相对较好的综合力学性能; 添加微量 Y 以后, 晶界上的难熔化合物 AlCuY 促使晶粒内部的  $\theta$  相数量减少, 是造成合金力学性能降低的重要原因。

**关键词:** ZL205A 合金; 流动性; 微观组织; 力学性能

中图分类号: TG146.2\*1

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2015)09-2175-07

航空、航天技术的快速发展要求结构材料不仅具有更高的比强度、良好的断裂韧性, 而且具有抗疲劳性能和抗应力腐蚀性能<sup>[1,2]</sup>。高性能铸造铝合金是航空工业的主要结构材料之一, 适用于铸造生产形状复杂、比强度高、整体性能要求均一的零件<sup>[3]</sup>。ZL205A 铸造铝合金由于具有较高的强度和硬度、良好的耐腐蚀性和易于加工等特点而被广泛应用于航空领域<sup>[1]</sup>。但是, 由于具有相对较宽的结晶温度区间, 该合金在铸造过程中极易产生偏析等各类缺陷<sup>[3,4]</sup>, 热裂倾向大, 并有晶间腐蚀和应力腐蚀倾向<sup>[5-7]</sup>, 在很大程度上限制了 ZL205A 合金在高性能机械零件中的应用。研究发现, 添加稀土元素对有色金属的组织 and 性能具有较大的影响<sup>[8,9]</sup>, 添加微量稀土元素 Y 能够影响铝合金的铸造和力学性能<sup>[9-11]</sup>, 但是, Y 元素对 ZL205A 合金组织和性能的影响规律目前还不完全清楚。本研究主要探索微量稀土元素 Y 对 ZL205A 合金组织和性能的影响规律。

## 1 实验

实验采用北京航空材料研究院生产的 ZL205A 合金为母合金, 材料化学成分如表 1 所示。Al-Y 中间合金和 Al-Cu 中间合金加入量如表 2 所示。将 ZL205A 母合金按照每炉 3 kg, 共 6 炉, 进行称量后放入坩埚电阻炉中, 升温至 730 °C 时, 用钟罩加入质量分数为 0.4% 的六氯乙烷进行精炼, 静止保温 10 min 后扒渣, 继续

表 1 ZL205A 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of ZL205 alloy ( $\omega/\%$ )

Cu	Mn	Ti	Cd	V	Zr	B	Al
5	0.4	0.2	0.2	0.25	0.2	0.05	Bal.

表 2 中间合金加入量

Table 2 Addition amount of intermediate alloys

No.	1	2	3	4	5	6
Y, $\omega/\%$	0	0.1	0.2	0.3	0.4	0.5
Al-Y/g	0	30	60	90	120	150
Al-Cu/g	0	3.33	6.67	10	13.33	16.67

升温至 750 °C 时, 再分炉次分别用钟罩压入按表 2 所示的 Y 含量分别为 0.0% ~0.5% (质量分数) 的 Al-Y 和 Al-Cu 中间合金并搅拌均匀, 让中间合金完全熔入母合金液中, 静止保温 10 min, 待温度降至 710 °C 时, 在金属型中浇注流动性螺旋试样和力学性能试样。采用 T6 热处理工艺进行处理。固溶处理温度为  $540 \pm 5$  °C, 人工时效温度为  $170 \pm 5$  °C, 然后进行空冷。

为了分析金属在流动过程中组织的变化, 浇注完成后, 在每一炉的螺旋形流线上沿垂直于液态金属流动方向的开始端、中间和末端分别切取金相试样, 取样位置如图 1 所示。采用 99.5% 的 H<sub>2</sub>O+0.5% HF 溶液对抛光后的试样腐蚀 15 s, 用 MEF-3 光学显微镜进行试样宏观组织观察, 用 JSM-5600LV 扫描电镜观察材

收稿日期: 2014-09-05

基金项目: 有色金属先进加工与再利用国家重点实验室开放基金 (SKL1303); 甘肃省科技重大专项计划 (1302GKDA015)

作者简介: 郭廷彪, 男, 1974 年生, 博士, 副教授, 兰州理工大学, 甘肃 兰州 730050, 电话: 0931-2976563, E-mail: gtb777@163.com

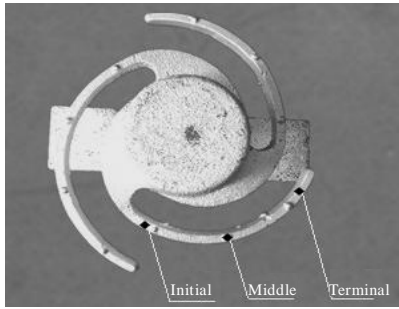


图 1 取样位置

Fig.1 Sampling points

料的微观组织；用 D8 advance 型 X 射线衍射仪进行 XRD 检测；用 AG-10TA 万能电子拉伸试验机进行力学性能试验；拉伸断口用 GSM-6700F 型扫描电镜进行观察，并检测材料的维氏硬度；将同一炉次浇注的试棒按图 2 所示尺寸加工成拉伸试样。

## 2 结果与讨论

### 2.1 合金在流动过程中组织的演变

图 3a、3b、3c 分别为 ZL205A 原始合金沿着螺旋线流出端、中间端和末端的铸态微观组织。从图 3 中可以看出，液态金属在流线的流出端、中间端和末端组织的晶粒尺寸逐渐减小，晶粒形状逐渐从连片絮状转变成球状，且均匀性越来越好。说明金属液浇入金属型螺旋形型腔后，由于冷却速度较快，过热的金属液在连续冷却过程中晶粒快速长大，逐渐形成均匀的等轴晶组织。

### 2.2 不同 Y 含量对合金铸态组织的影响

图 4a~4f 分别为 ZL205A 合金中原始组织及加入 0.1%~0.5% Y 含量的中间合金后螺旋线中间位置处的铸态光学组织。从图 4 中可以看出，未添加 Y 时，原始合金组织是非均匀分布的等轴晶粒。加入不同含量的 Y 后，ZL205A 合金微观组织的形貌和晶粒尺寸未发生明显变化。如图 4c 所示，添加 0.2% 的 Y 后，晶粒分布的均匀性变差，晶群之间的夹杂物明显增多；如图 4d 和 4e 所示，当 Y 含量达到 0.3% 以上时，晶粒由颗粒状转变为扁平状，分布均匀；如图 4f 所示，当

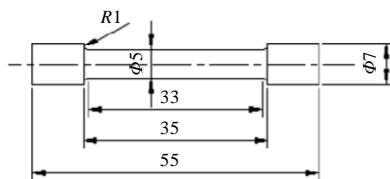


图 2 拉伸试样

Fig.2 Tensile sample figure

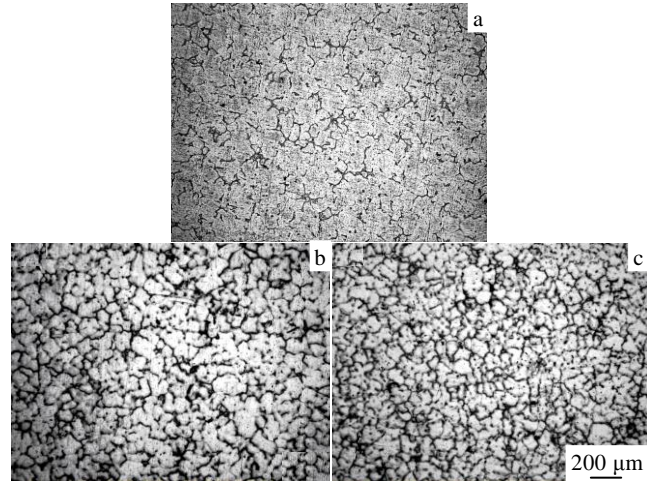


图 3 螺旋线不同位置处的铸态显微组织

Fig.3 Microstructures along the casting spiral line: (a) initial, (b) middle, and (c) terminal

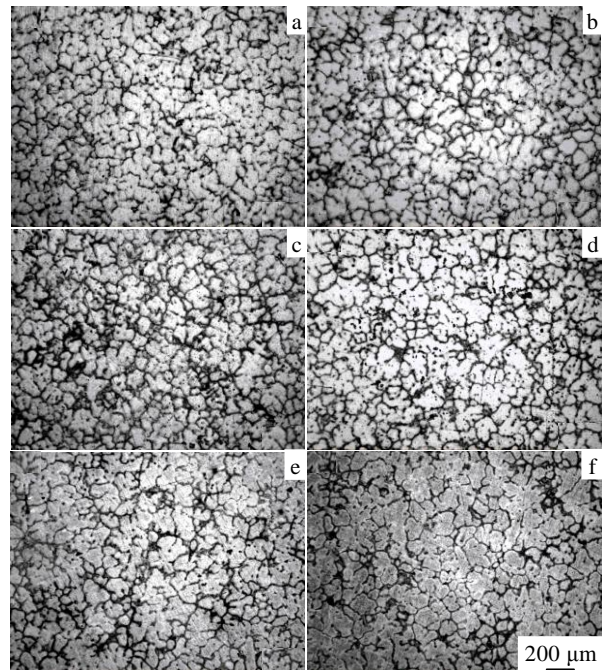


图 4 不同 Y 含量的 ZL205A 合金的金相微观组织

Fig.4 OM microstructures of ZL205A alloys with different Y contents: (a) 0% , (b) 0.1%, (c) 0.2%, (d) 0.3%, (e) 0.4%, and (f) 0.5%

Y 的加入量达到 0.5% 时，晶粒的尺寸明显增大，晶界处的析出物逐渐增多，晶粒的均匀性、晶界的连续性均降低，逐渐形成絮状组织。

### 2.3 热处理对合金微观组织的影响

图 5a~5f 分别为不同 Y 含量的 ZL205A 合金经过 T6 处理后的微观组织。从图 5 中可以看出，经 T6 处

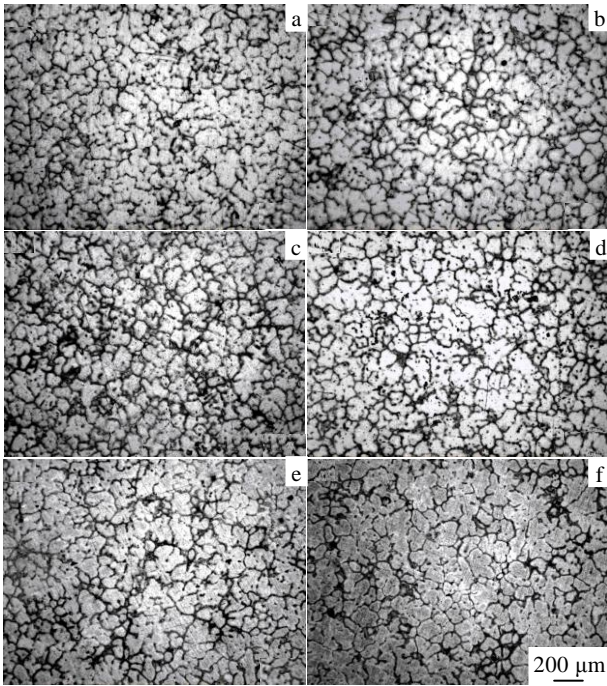


图 5 不同 Y 含量的 ZL205A 合金 T6 热处理后的金相微观组织

Fig.5 OM microstructures of ZL205A alloys with different Y contents after T6 heat treatment: (a) 0%, (b) 0.1%, (c) 0.2%, (d) 0.3%, (e) 0.4%, and (f) 0.5%

理后，ZL205A 原始合金中均匀分布在晶界处的  $\theta$  相 ( $Al_2Cu$ ) 大部分偏聚于多个晶界的交汇处；当加入 0.1% 的 Y 后，晶界处只存在很少量的  $\theta$  相，说明温度升高时 Y 元素能够促使  $\theta$  相固溶于合金基体中；当 Y 含量达到 0.2% 和 0.3% 时，从低倍组织中看，晶界处的  $\theta$  相几乎全部固溶于基体，而且晶粒被完全细化；但是继续增加 Y 含量达到 0.4% 以上时，在基体晶粒快速增大的同时，新晶界上重新析出  $\theta$  相，说明 Y 元素在一定的成分范围内能够有效促进  $\theta$  相固溶于合金基体中。

分析认为，在固溶处理过程中，由于扩散激活和原子的迁移需要不断消耗能量，当 Y 含量为 0%、0.1%、0.4% 和 0.5% 时，第二相原子从晶界向晶粒内部扩散过程中，由于基体的晶粒尺寸相对较大，原子扩散到晶粒中心所需要的时间相对较长，因此在一定的时间内还来不及扩散到晶粒中心；而当 Y 含量为 0.2% 和 0.3% 时，Y 原子的浓度能够促使晶粒内部和晶界上产生大量的金属间化合物  $AlCuY$ ，该化合物在强化金属基体的同时，引起晶粒内部合金元素的浓度降低，加剧了周围各种合金元素不断向晶粒内部扩散，使  $\alpha$  相逐渐形成过饱和的固溶体，而且由于第二相的溶入，使相

邻晶粒的融合度增加，以上因素将促使材料的力学性能不断提高。

### 2.4 稀土 Y 对合金流动性的影响

图 6 为不同 Y 含量的 ZL205A 合金的流动性曲线。如图 6 所示，加入 0.1% 的稀土 Y 后，ZL205A 合金流动性急剧下降；当 Y 含量逐渐增加时，合金的流动性又逐渐上升，Y 含量达到 0.4% 时流动性相对较好，Y 含量继续增加，则流动性又开始降低。

### 2.5 稀土 Y 对合金力学性能的影响

图 7a、7b 分别为不同 Y 含量对铸态 ZL205A 合金室温力学性能的影响曲线。从图 7a 可以看出，当 Y 含量为从 0% 增加到 0.2% 时，铸态合金的抗拉强度从 216 MPa 提高到 241 MPa，而屈服强度却从 320 MPa 大幅度降低到 70 MPa；当 Y 含量达到 0.3% 时，在合金的抗拉强度轻微降低的同时，屈服强度并无明显改变；从图 7b 可以看出，在 Y 含量达到 0.2% 和 0.3% 时，会引起铸态合金的延伸率大幅度降低。综合以上实验结果来看，添加微量 Y 会使铸态合金的力学性能降低。

图 7c、7d 分别为不同 Y 含量 T6 处理后的 ZL205A 合金的室温力学性能曲线。从图中可以看出，T6 处理后，未添加 Y 的原始合金抗拉强度和屈服强度均大幅度提高，接近理论强度值；当 Y 含量为 0.2% 时，合金的抗拉强度和屈服强度同步大幅度降低；当 Y 含量为 0.3% 时，在合金的抗拉强度明显提高的同时，延伸率也大幅度提高，如图 7c、7d 所示。分析认为，一方面，T6 处理过程中，在温度升高后，合金组织中 Y 原子的固溶度增大，能够促进合金强度提高；另一方面，时效过程中由于扩散作用加剧，会使合金各元素在基体中的分布和材料组织的均匀性大幅度提高，同时，内应力得到释放，使得材料组织的应变协调能力快速提高，导致材料的延伸率增加。所以，Y 含量 0.2% 应该是 ZL205A 合金力学性能转变的一个临界点。在该成

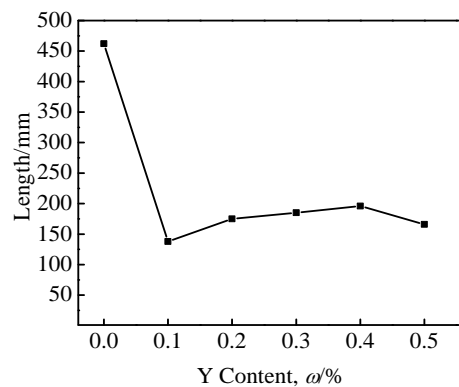


图 6 不同 Y 含量的 ZL205A 合金的流动性曲线

Fig.6 Fluidity curve of ZL205A alloys with different Y contents

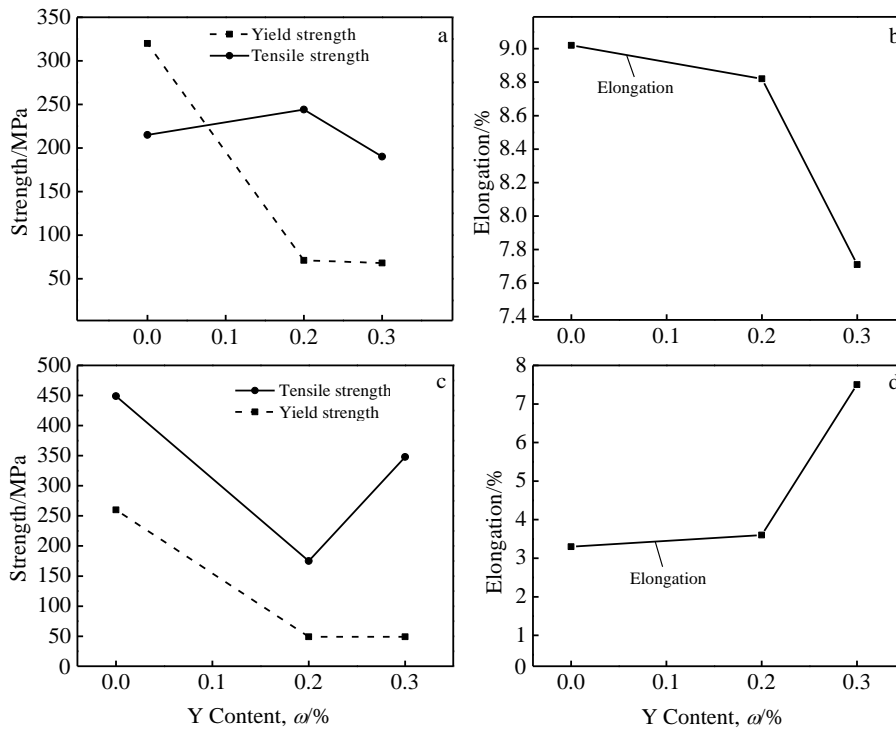


图 7 不同 Y 含量对 ZL205A 合金室温力学性能的影响

Fig.7 Effect of different Y content on mechanical properties of the ZL205A alloy at room temperature:

(a, b) as cast condition and (c, d) after T6 heat treatment

分时，合金力学性能将从差向优发生转变，但是在该成分时，对相关合金的固溶强化机理、时效温度与材料组织和力学性能的关系还有待进一步的深入研究。

### 2.6 稀土 Y 对 ZL205A 合金硬度的影响

图 8 是 ZL205A 合金在添加不同含量的 Y 以后的硬度变化曲线。从图中可以看出，铸态合金的硬度随 Y 含量的增加呈现出缓慢下降的趋势。当 Y 含量为 0.2% 时，铸态合金的 HV 硬度达到最小值 510 MPa，但当 Y 含量为 0.4% 时，合金的硬度却突然小幅度增加；T6 处理后，原始合金的硬度大幅度提高到 1220 MPa，但添加 0.1% 的 Y 后硬度急剧增加到 1810 MPa，是相同 Y 含量铸态组织硬度的 3 倍多。可见，此时合金的固溶强化效果较好，但进一步增加 Y 含量却并不能提高材料的硬度。分析认为，添加适量的稀土元素 Y，能够促使 ZL205A 合金的液相线温度降低，合金的液-固转变区间变小，导致合金的凝固时间缩短，在一定程度上能够阻止晶粒在液态金属中过度长大，使合金组织变得均匀且致密；在固溶处理过程中基体的均匀性大幅度提高，晶粒之间的结合更加紧密，这将有利于提高合金的硬度；同时，材料的强度、塑性和韧性也有所改善；另一方面，稀土 Y 的加入量为 0.2%~0.3% 时，缩松现象减弱，这将使合金的断裂韧性提高。综上分析，溶入 0.2%~0.3% 的 Y 以后，在热处

理过程中能够促使合金元素在材料组织中的均匀化分布，降低合金的成分偏析并能够在一定程度上改善材料的组织形态，从而促使 ZL205A 合金具有相对较好的综合力学性能。

### 2.7 合金组织和性能变化机理分析

图 9 是 ZL205A 合金的 SEM 照片和对应的 XRD 及 EDS 检测结果。从图 9 的 XRD 结果和对应的 EDS 全局和选区能谱（图 9c, 9d, 9e）可以看出，合金的基体组织主要由  $\alpha(\text{Al})$  和大量分布在晶界上的  $\theta$  相 ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ) 组成（图 9a 中的白色网状物）；除 Cu 以外，

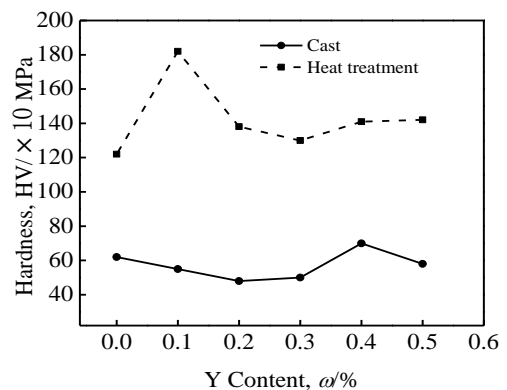


图 8 不同 Y 含量对 ZL205A 合金硬度的影响

Fig.8 Effect of different Y content on the hardness of ZL205A alloy

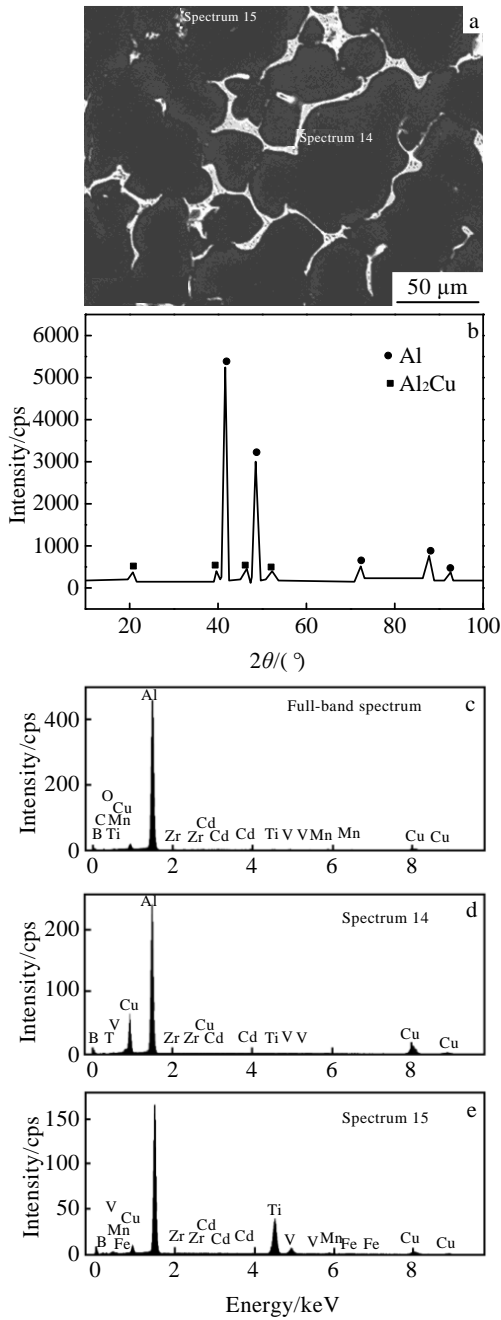


图 9 ZL205A 合金的 SEM 照片、XRD 图谱及 EDS 能谱  
Fig.9 SEM image (a) of ZL205A alloy and its XRD pattern (b) as well as EDS spectra (c, d, e)

Mn、V、Zr、Ti、Cd 等合金元素主要以  $Al_3Ti$ 、 $Al_3Zr$ 、 $Al_7V$  及单质 Cd 的形态存在；晶界处不连续网状物质中 Cu、Cd 的含量明显高于基体中同类元素的质量分数。

图 10a、10b、10c 和 10d 分别为 ZL205A 合金原始组织和分别加入不同含量 Y 元素的铸态高倍 SEM 照片。从图 10a 可以看出，ZL205A 合金的晶界在高倍 SEM 扫描时呈现出连续分布特征，晶界的宽度基本

均匀， $\theta$  相呈细小的网状分布在晶界上，但多个晶粒交汇处  $\theta$  相的网状结构变稀疏，所形成的微观缩松组织将极大地损害合金的力学性能；当 Y 含量达到 0.1% 时（如图 10b 所示），合金中的共晶组织与原始组织相似，但是晶界宽度明显增加，说明加入微量 Y 会使合金的偏析程度增大，此时由于晶界强化作用，使合金的抗拉强度小幅度升高。从图 10c 和 10d 可以看出，随着 Y 含量的增加合金的偏析进一步增大，此时低密度的网状结构消失，偏析后的组织在多个晶界的交汇处产生团聚。说明 Y 含量适量增加会引起基体在凝固过程中对  $\theta$  相的吸附作用显著降低，促进  $\theta$  相在凝固过程中的流动并在晶界交汇处团聚，使材料组织在局部形成严重的微观偏析。由于分布在晶界上的  $\theta$  相减少，使基体的均匀性提高，从图 7a 可见，此时铸态合金力学性能的变化趋势变缓。

为了进一步分析合金中添加微量 Y 以后的元素在基体中的分布情况，实验中对添加 0.3% Y 的组织进行选区 EDS 检测，结果如图 11 所示。从图 11 Spectrum 17 ( $\theta$  相内部) 和 Spectrum 19 (基体晶粒内部) 检测出 Y 的浓度相等，即添加 0.3% 的 Y 以后，均为 0.02%。这进一步说明分布在晶界上的  $\theta$  相主要来自于合金在凝固过程中产生的偏析，但是所添加的大部分 Y 在本视场中并未检测到，说明在凝固过程中仅有少量的 Y 均匀溶解在合金基体中，其余可能形成偏析或团聚在材料组织内部形成高 Y 富集区。

从 Al-Cu、Al-Y 和 Cu-Y 二元合金相图的等温截面图分析可知，当稀土元素 Y 加入原始合金中以后，在较高的温度区间（700 °C 以上），首先形成复杂的 Cu-Y 金属间化合物  $Cu_7Y$ 、 $Cu_2Y$  和  $CuY$  等。在温度

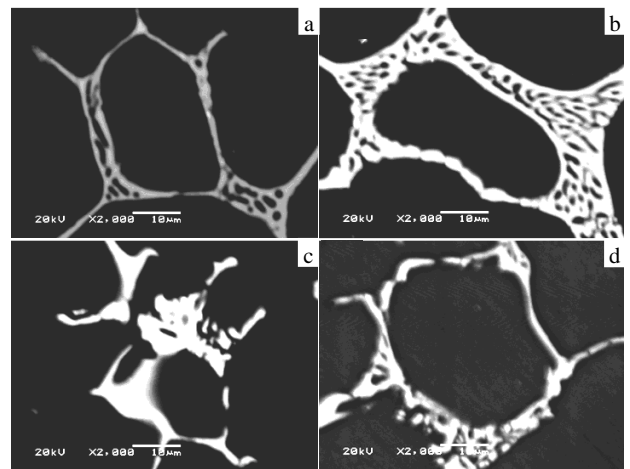


图 10 不同 Y 含量的 ZL205A 铸态合金的 SEM 照片  
Fig.10 SEM images of the ZL205A cast alloy with different Y contents: (a) 0%, (b) 0.1%, (c) 0.3%, and (d) 0.5%

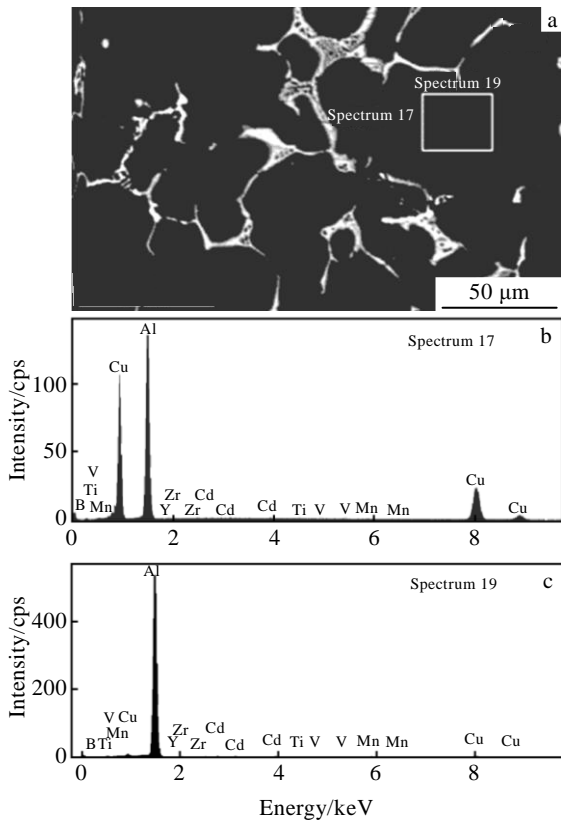


图 11 ZL205A 合金 (0.3%Y) 的 SEM 照片及 EDS 能谱  
Fig.11 SEM image (a) of ZL205A alloy (0.3%Y) and its EDS analysis (b, c)

下降至 630 °C 附近时, Al-Cu 和 Al-Y 合金几乎同时开始结晶。由于 Cu 的熔点较高且在 Al 液中的溶解度较低, 在金属型中凝固时发生严重的非平衡结晶。首先在母合金中开始快速析出  $\theta$  相, 产生晶内偏析, 而浓度较低的 Y 可以完全溶解于母合金基体中, 形成的稀土化合物 AlCuY 在一定程度上降低了 Cu 原子在晶粒内部局部区域的富集, 这有利于降低母合金的成分偏析。但是当稀土 Y 的浓度增大以后, 局部过多的 Y 原子将严重影响 Cu 原子在 Al 基体中的溶解, 促使  $\theta$  相在晶界上大量析出, 最终将严重影响合金的综合力学性能。

ZL205A 合金经过固溶处理以后, 过饱和固体中的溶质原子偏聚或弥散于基体中会阻碍位错的运动, 引起材料的抗拉强度大幅度提高; 当向该合金中添加微量 Y 以后, 一方面, 由于晶界上产生的高熔点低强度的金属间化合物 AlCuY 难以向基体中扩散, 在材料受力状态下会引起材料组织内部产生应力集中, 在服役过程中容易形成微裂纹, 而材料组织内部的微裂纹在复杂应力条件下会迅速扩展长大并导致材料发生脆性断裂; 另一方面, 难熔化合物 AlCuY 生成以后

促进了晶粒内部的  $\theta$  相数量减少, 使 T6 处理后从过饱和的固体中析出的沉淀相数量减少, 弱化了  $\theta$  相对基体的强化作用, 这也是造成合金力学性能降低的另一个重要原因; 除此之外, 大量的脆性相聚集在晶界上会引起材料组织的均匀性严重下降, 这可能是造成合金力学性能降低的一个直接原因。

### 3 结 论

1) 加入 0.1% 的稀土 Y 后, ZL205A 合金的流动性急剧下降, 当 Y 含量逐渐增加时, 合金的流动性又逐渐上升, Y 含量达到 0.4% 时合金的流动性相对较好。

2) 当 Y 含量为 0.2% 时, 铸态合金的抗拉强度提高, 但屈服强度降低; Y 含量为 0.3% 的 ZL205A 合金在 T6 热处理以后, 合金在抗拉强度明显提高的同时, 延伸率也大幅度提高。

3) ZL205A 合金在加入 0.2% ~ 0.3% 的 Y 以后, 在热处理过程中能够促使合金中元素在材料组织中的均匀分布, 降低合金中的成分偏析并能够在一定程度上改善组织形态, 促使合金具有相对较好的综合力学性能。

4) 添加微量稀土 Y 以后, 晶界上高熔点低强度的难熔化合物 AlCuY 促进了晶粒内部的  $\theta$  相的数量减少, 是造成合金力学性能降低的一个重要原因。

### 参考文献 References

[1] Chen Ziyong(陈子勇), Shu Qun(舒群), Chen Yuyong(陈玉勇). *Material Science and Technology*(材料科学与工艺)[J], 2008, 15(5): 718

[2] Liu Changbin(刘昌斌), Xia Changqing(夏长清), Dai Xiaoyuan(戴晓元). *Mining and Metallurgical Engineering*(矿冶工程)[J], 2003, 23(5): 74

[3] He Kai(何凯), Yu Guokang(余国康), Xiao Lü(肖旅) et al. *Aerospace Manufacturing Technology*(航天制造技术)[J], 2014(1): 18

[4] Li Zuwei(李作为), Liu Xiaoteng(刘晓滕), Hao Hai(郝海) et al. *Foundry*(铸造)[J], 2013, 62(6): 549

[5] Jia Panjiang(贾泮江), Chen Bangfeng(陈邦峰). *Light Alloy Fabrication Technology*(轻合金加工技术)[J], 2009, 37(11): 10

[6] Xian Fuchao(贤福超), Hao Qitang(郝启堂), Fan Li(范理). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(4): 941

[7] Xiong Yancai(熊艳才). *Special Casting & Nonferrous Alloys* (特种铸造及有色合金)[J], 1998(4): 1

[8] Fan Gang(樊刚), Cheng Gang(程刚). *Journal of Kunming*

- University of Science and Technology*(昆明理工大学学报)[J], 2002, 27(2): 13
- [9] Ai Xiulan(艾秀兰), Li Yingming(李英明). *Foundary*(铸造)[J], 2005, 54(3): 238
- [10] Wang Zhongjun(王忠军), Zhang Caibei(张彩碚), Shao Xiaohong(邵晓宏) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2007, 17(2): 181
- [11] Li Min(李敏), Wang Hongwei(王宏伟), Zhu Zhaojun(朱兆军) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(S1): 5

## Effect of Trace Y Addition on Microstructure and Mechanical Properties of ZL205A Alloy

Guo Tingbiao<sup>1</sup>, Li Hongxian<sup>2</sup>, Liang Jiasi<sup>1</sup>, Su Yi<sup>2</sup>, Zhang Feng<sup>1</sup>

(1. State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Non-ferrous Metals, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

(2. Changfeng Electronic Technology Co., Ltd, Lanzhou 730070, China)

**Abstract:** The effect of the rare earth Y addition on the microstructure and mechanical properties of ZL205A alloy was studied by OM, SEM and XRD before and after heat treatment. The fluidity of the alloy was also tested. Results show that when the content of Y is 0.2wt% and 0.3wt%, the grains refinement effect is better. With the increase of Y, the  $\theta$  phase distribution transforms from reticular into dendritic, and the yield strength and tensile strength decrease. Trace Y addition decreases the fluidity of ZL205A alloy. When the Y content is 0.3wt%, the tensile strength and the ductility increase significantly after T6 heat treatment. Heat treatment process can reduce the composition segregation of alloys and improve the microstructure, resulting in a better comprehensive mechanical performance. After adding a small amount of Y, the compound AlCuY, which has high melting point, low strength and is difficult to be melted, can decrease the amount of  $\theta$  phase, which is an important reason to the declined mechanical properties.

**Key words:** ZL205A alloy; fluidity; microstructure; mechanical properties

---

Corresponding author: Guo Tingbiao, Ph. D., Associate Professor, State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Non-ferrous Metals, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, P. R. China, Tel: 0086-931-2976563, E-mail: gtb777@163.com