

Al-Ti-C 中间合金在 ZL205A 合金石膏型铸造中的应用

牛经纬 张国伟
(中北大学材料科学与工程学院)

摘 要 通过对石膏型铸造 ZL205A 合金添加不同含量的 Al-Ti-C 中间合金,研究了 Al-Ti-C 中间合金对 ZL205A 合金组织和性能的影响。结果表明,当 Al-Ti-C 中间合金添加量为 0.7% 时,ZL205A 晶粒的细化效果最好,晶粒尺寸达到 82 μm 。经过 T5 处理,添加 0.7% 的 Al-Ti-C 中间合金的 ZL205A 合金的抗拉强度为 456 MPa,伸长率达到 8.2%,比未处理的 ZL205A 合金性能有了显著提升。

关键词 ZL205A 合金;Al-Ti-C 中间合金;熔模铸造;显微组织;力学性能

中图分类号 TG146.21;TG249.5 **文献标志码** A

DOI:10.15980/j.tzzz.2021.02.014

开放科学(资源服务)标识码(OSID):

Effects of Al-Ti-C Master Alloy on Microstructure and Properties of Plaster Mold Casting ZL205A Alloy

Niu Jingwei, Zhang Guowei
(School of Materials Science and Engineering, North University of China)

Abstract: The influence of different content Al-Ti-C master alloy on microstructure and properties of the plaster mold casting ZL205A alloy was investigated via metallographic analysis and tensile test. The results indicate that the grain refinement effect of ZL205A is desirable with 0.7% Al-Ti-C master alloy addition, which reaches 82 μm . After T5 treatment, the ultimate tensile strength and elongation of ZL205A alloy with 0.7% Al-Ti-C master alloy reach 456 MPa and 8.2%, respectively, of which the mechanical properties are improved significantly compared with those of normal plaster ZL205A alloy.

Key Words: ZL205A Alloy, Al-Ti-C Master Alloy, Plaster Casting, Microstructure, Mechanical Properties

ZL205A 合金因其密度小、强度高、模量大而被广泛应用于汽车、航空航天、船舶、军工等行业。ZL205A 合金是实现材料强韧化、轻量化,实现以铝代钢、以铸代锻的理想材料,经过 T5 时效的 ZL205A 合金的抗拉强度可超过 400 MPa^[1~3]。尽管 ZL205A 合金力学性能良好,但是由于结晶区间较宽,导致熔体流动性较差,容

易出现热裂、偏析等缺陷,限制了其应用范围^[4,5]。石膏型铸造可以改善铝液的流动性,提升充型能力,但由于石膏散热慢,往往导致铸件的力学性能较差。在此基础上,通过在 ZL205A 合金中添加不同含量 Al-Ti-C 中间合金来提升石膏型铸造 ZL205A 合金的力学性能,为石膏型铸造复杂 ZL205A 合金铸件提供参考。

收稿日期:2020-07-30;修改稿收到日期:2020-08-20
第一作者简介:牛经纬,男,1996 年出生,硕士研究生,太原(030051),E-mail:niukingway@163.com
通信作者:张国伟,男,1976 年出生,副教授,太原(030051),E-mail:1125593238@qq.com
引用格式:牛经纬,张国伟. Al-Ti-C 中间合金在 ZL205A 合金石膏型铸造中的应用[J]. 特种铸造及有色合金,2021,41(2):194-197.
NIU J W, ZHANG G W. Effects of Al-Ti-C master alloy on microstructure and properties of plaster mold casting ZL205A alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2021, 41(2):194-197.

[9] 刘轩之,翁泽钜,王凯凯,等. 深冷处理对 7050 铝合金尺寸稳定性及断裂韧度的影响[J]. 金属热处理, 2019, 44(9): 103-107.

[10] 姜小坤,余欢,徐志锋,等. 退火及深冷处理对 2.5D-C₄/Al 复合材料残余应力及力学性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2019, 39(8): 900-904.

[11] 高文林,王向杰,陈军洲,等. 深冷处理对 7A99 铝合金峰值时效析出相的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2019, 48(4): 1 155-1 160.

[12] 刘辉,张连勇,姜艳华. 深冷处理对 LC9 铝合金力学性能及摩擦因数的影响[J]. 金属热处理, 2013, 38(6): 86-88.

[13] BRICE C, SHENOY R, KRAL M, et al. Precipitation behavior of aluminum alloy 2139 fabricated using additive manufacturing[J]. Materials Science & Engineering, 2015, A648: 9-14.

[14] 余开斌,刘允中,杨长毅. 热处理对选区激光熔化成形 AlSi10Mg 合金显微组织及力学性能的影响[J]. 粉末冶金材料科学与工程, 2018, 23(3): 298-305.

[15] 肖波. ZL114A 铝合金粉末的选区激光熔化成形工艺研究[D].南昌:南昌航空大学, 2017.

[16] 范耀强. ZL114A 合金热处理工艺研究[D].太原:中北大学, 2015.

(编辑:栗万仲)

1 试验材料与过程

1.1 试验材料

试验采用的 Al-Ti-C 中间合金由 Al 粉、Ti 粉、C 粉按 Al-40Ti-6.67C 合金的成分混合,再在 950 ℃下通过自蔓延高温合成,后加纯铝稀释得到 Al-5Ti-0.83C 中间合金,其扫描电镜照片见图 1。

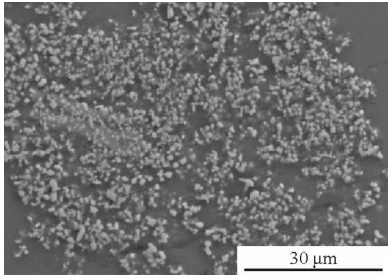
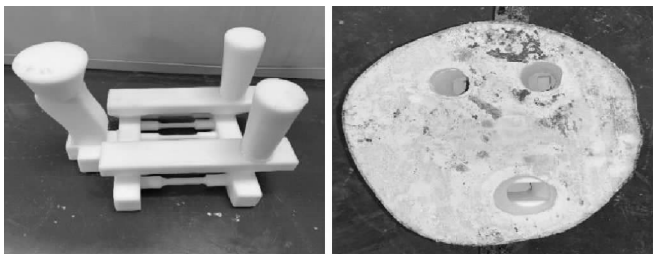


图 1 Al-5Ti-0.83C 中间合金的 SEM 形貌
Fig.1 SEM image of Al-5Ti-0.83C master alloy

蜡模选用 PS 粉,经 3D 打印成形,石膏粉选用 SRS 石膏粉。铸型焙烧完毕后在炉中备用。ZL205A 合金的化学成分见表 1,蜡模试棒示意图和灌浆后铸型见图 2。

表 1 ZL205A 合金的化学成分

Tab.1 Chemical composition of ZL205A alloys							%
w _B							
Cu	Mn	Ti	Cd	V	Zr	B	Al
4.9	0.5	0.27	0.16	0.12	0.15	0.06	余量



(a) 试棒蜡模示意图 (b) 石膏型铸型
图 2 蜡模试棒与铸型图

Fig.2 Schematic diagram of wax tensile model and plaster mold

1.2 试验过程

将 ZL205A 合金置于箱式电阻炉中进行熔炼,熔炼温度为 750 ℃。精炼剂选用 C₂Cl₆,添加量为熔炼合金质量的 0.6%,并用铝箔包裹。待铝液温度达到 730 ℃时,加入 Al-5Ti-0.83C 中间合金并搅拌 1 min 后静置。待铝液温度重新升至 730 ℃时,用钟罩将 C₂Cl₆ 压入熔体进行除气精炼,静置 10 min。采用真空浇注,压力为 3×10⁻³ Pa,浇注温度为 710 ℃。

共进行 6 组对比试验,Al-5Ti-0.83C 添加量分别为 0、0.3%、0.5%、0.7%、1.2%、1.5% (1~6 号),每组取 3

根试样,共计 18 根试棒进行 538 ℃×14 h(固溶)+155 ℃×8 h(时效)的 T5 热处理。将 T5 处理后的试棒进行拉伸试验,拉伸试棒见图 3。

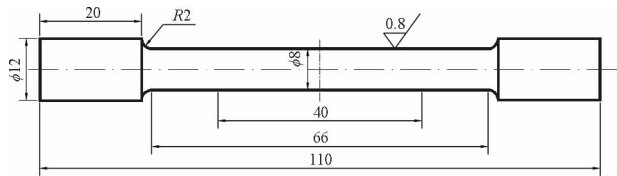


图 3 ZL205A 合金拉伸试棒
Fig.3 Schematic diagram of ZL205A tensile specimens

利用线切割在试棒末端切取尺寸为 10 mm×10 mm×15 mm 试样。用 400~2000 号砂纸依次进行粗磨、细磨,之后用粒度为 2.5 μm 和 0.5 μm 的金刚石研磨膏进行抛光,再用 0.5% 的 HF 腐蚀 1 min,之后用 5% 的硝酸酒精擦拭,最后用清水冲洗、吹干。

采用 ZEISS-Imager 光学显微镜对 ZL205A 合金进行金相分析,采用 Instron-3382 拉伸试验机进行拉伸试验,每组为 3 个试样,取平均值。

2 试验结果与讨论

2.1 金相与微观组织

不同 Al-5Ti-0.83C 中间合金加入量的 ZL205A 合金铸态金相组织和晶粒尺寸分别见图 4 和图 5。从图 4 可以看出,添加了 Al-5Ti-0.83C 中间合金的 ZL205A 晶粒明显细化,晶粒形貌由枝晶向等轴晶转变。从图 5 看出,当 Al-5Ti-0.83C 中间合金添加量为 0.7% 时,合金晶粒尺寸最小,呈等轴晶组织。当 Al-5Ti-0.83C 中间合金添加量超过 0.7%,细化效果无显著变化。

自蔓延合成的 Al-5Ti-0.83C 中间合金含有 Al₃Ti、TiC 颗粒以及大量游离的 Ti 原子^[6]。当 Al-5Ti-0.83C 中间合金加入到 ZL205A 基体中时,会携带大量的 Ti 原子,这些 Ti 原子在液相中不断富集,与液相发生反应 L+Al₃Ti→α-Al,α-Al 在 Al₃Ti 附近不断析出,加速了 Al 原子形核的过程^[7]。

另外,Al-5Ti-0.83C 中间合金中存在着大量的 TiC 颗粒,TiC 颗粒与 Al 原子都是面心立方晶体。根据错配度形核理论可知,二者错配度较小,TiC 颗粒可以充当 Al 原子的异质形核基底,提升了 Al 原子的形核率。研究发现,TiC 的异质形核作用和游离的 Ti 原子有关^[8,9],这是由于 TiC 颗粒界面能较高,基体中游离的 Ti 原子可以显著降低 Al 在 TiC 基底上的形核熵,从而提高形核率。从图 5 可见,不加中间合金的 ZL205A 合金晶粒尺寸为 126 μm,添加了 0.7% 的 Al-5Ti-0.83C 后合金晶粒尺寸减小到 82 μm。

但当 Al-5Ti-0.83C 中间合金添加量超过 0.7% 时,

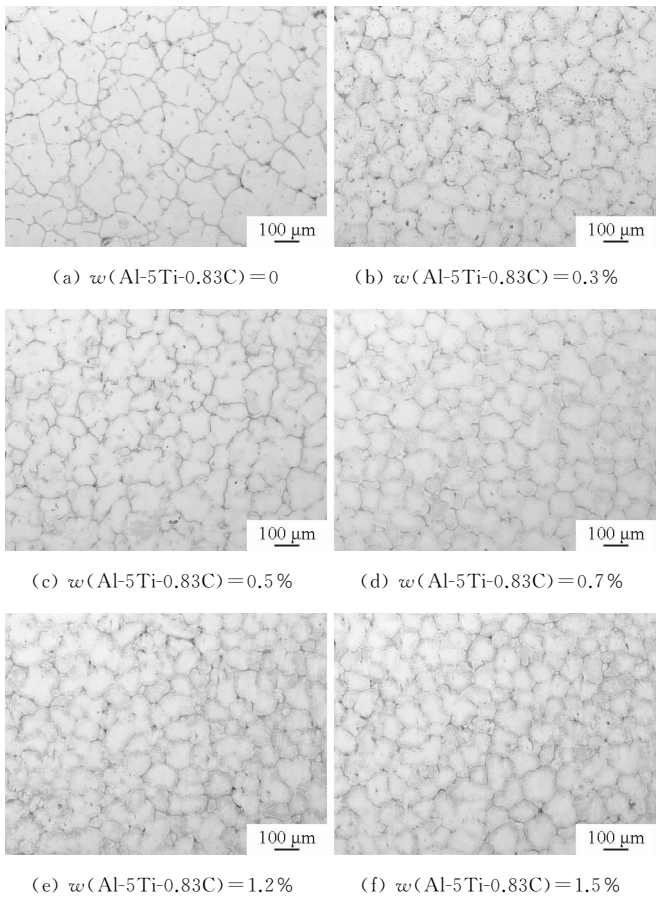


图 4 添加不同 Al-5Ti-0.83C 中间合金的 ZL205A 合金铸态组织
Fig.4 The as-cast microstructure of the ZL205A alloys with different Al-5Ti-0.83C master alloy content

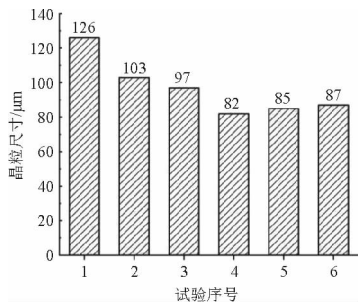


图 5 添加不同 Al-5Ti-0.83C 中间合金的 ZL205A 合金晶粒尺寸
Fig.5 The grain size of ZL205A alloys with different Al-5Ti-0.83C master alloy content

细化效果不显著。分析认为,随着 Al-5Ti-0.83C 中间合金含量继续增加,Ti 原子数量增加,扩散加速,导致 TiC 颗粒界面能增大,颗粒容易发生聚集,从而导致对 ZL205A 合金的细化效果减弱^[10]。

2.2 拉伸试验结果

经过 T5 处理后不同 Al-5Ti-0.83C 添加量的 ZL205A 合金的力学性能见图 6。可以看出,添加了 Al-5Ti-0.83C 的 ZL205A 合金整体性能优于未添加 Al-5Ti-0.83C 的。4 号试样的抗拉强度达到 456 MPa,伸长率为 8.2%,综合力学性能最好。

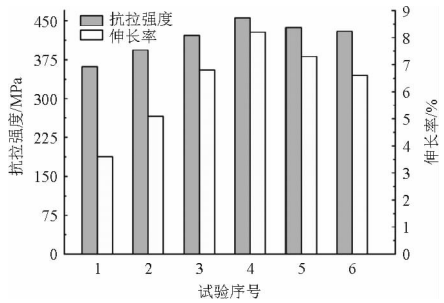


图 6 不同 Al-5Ti-0.83C 添加量的 ZL205A 合金的力学性能
Fig.6 Mechanical properties of ZL205A with different Al-5Ti-0.83C master alloy content

根据 Hall-Petch 公式可知,晶粒尺寸越小,材料的强度会越大,通过添加 Al-Ti-C 中间合金提高 α -Al 相的形核率,细化晶粒,利用细晶强化机制,提升了基体的性能。图 7 为添加不同 Al-Ti-C 中间合金的 ZL205A 合金时效后的金相组织。可以看出,ZL205A 合金在晶界内析出了大量的细小颗粒,这些第二相颗粒是二次 τ -Al₁₂Mn₂Cu 相,对基体起着强化作用^[11,12]。从图 7d 也可以看出,添加 0.7% 的 Al-5Ti-0.83C 的 ZL205A 合金经过时效,相较于其他试验组的合金,二次 τ 相尺寸细小、分布均匀,这是提升性能的重要原因。

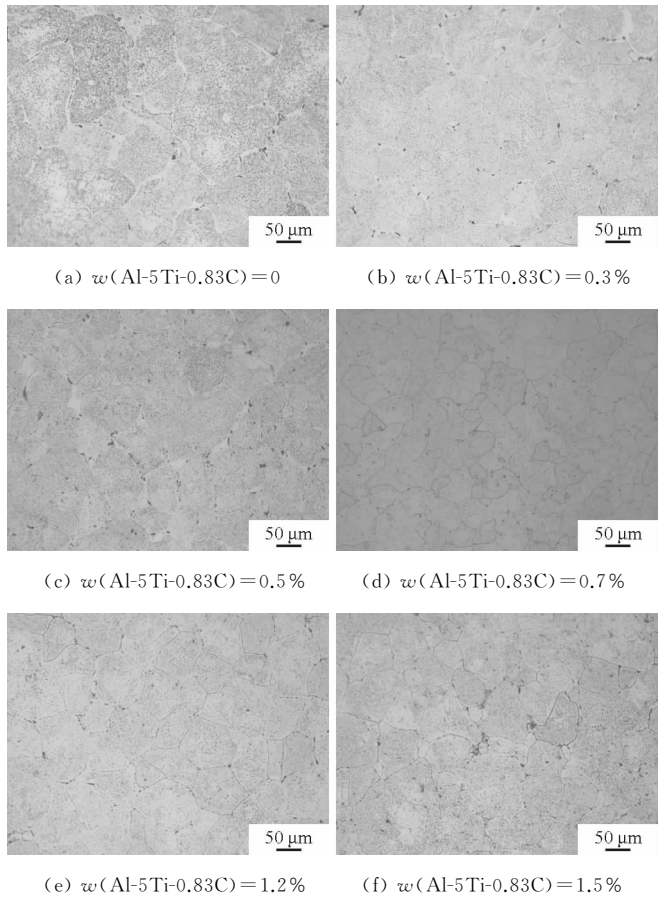
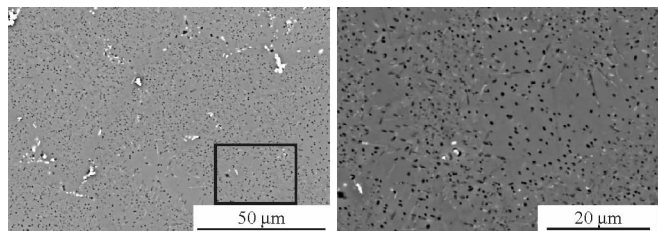


图 7 添加不同 Al-5Ti-0.83C 中间合金的 ZL205A 合金时效组织
Fig.7 Microstructure of the aged ZL205A alloy with different Al-5Ti-0.83C master alloys content

由 Orowan 机制可知,当位错绕过或切过第二相粒子时,需要额外的能量。图 8 为添加 0.7% 的中间合金在时效后 ZL205A 合金 SEM 形貌。可以看出,基体还弥散析出细小的 θ' - Al_2Cu 。这些细小的 θ' - Al_2Cu 粒子阻碍位错运动,改善了合金的性能^[13]。此外,由于在合金中加入了 Al-5Ti-0.83C 中间合金,基体中存在 TiC 颗粒,TiC 作为一种硬质颗粒,熔点较高,能够在基体中稳定存在^[14]。TiC 颗粒一方面为 α -Al 异质形核提供基底,提高形核率;另一方面可以作为第二相粒子钉扎位错,增大位错运动的阻力,从而提高材料的力学性能。



(a) BSE

(b) 局部放大

图 8 添加 0.7% 的 Al-5Ti-0.83C 中间合金的 ZL205A 合金
时效 SEM 形貌

Fig.8 SEM images of aged ZL205A alloy with
0.7% Al-5Ti-0.83C master alloy content

3 结 论

(1) Al-5Ti-0.83C 中间合金中存在的 Al_3Ti 、TiC 颗粒以及游离的 Ti 原子,对石膏型铸造 ZL205A 合金晶粒有显著的细化作用,晶粒形貌由枝晶向等轴晶转变。

(2) Al-5Ti-0.83C 中间合金添加量为 0.7% 时,对 ZL205A 合金的细化效果最好,晶粒尺寸为 $82\text{ }\mu\text{m}$,相较于未加中间合金的 ZL205A 合金减少了 34.9%。

(3) 经过 $538\text{ }^\circ\text{C} \times 14\text{ h} + 155\text{ }^\circ\text{C} \times 8\text{ h}$ 的 T5 处理后,添加了 0.7% 的 Al-5Ti-0.83C 的 ZL205A 合金抗拉强度可达 456 MPa,较未细化的合金提升了 20.6%,这是细晶强化和第二相强化共同作用的结果。

参 考 文 献

- [1] 王荣,李建彬,高映民. ZL205A 铝合金铸造工艺研究[J]. 铸造技术, 2019, 40(2): 193-194.
- [2] 黄朋朋, 芦刚, 严青松, 等. 交变磁场-分级加压压差对真空差压铸造 ZL205A 合金晶粒尺寸的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2020, 40(1): 92-95.
- [3] 马铁军, 葛进国, 常雷, 等. ZL205A 合金 T5 热处理后的微观组织与力学性能[J]. 金属热处理, 2019, 44(8): 7-14.
- [4] 邓攀科, 杨智勇, 韩建民, 等. ZL205A 真空调压铸造有效应力控制与性能研究[J]. 铸造, 2019, 68(12): 1368-1373.
- [5] 程运超, 杨光显, 吕三雷, 等. 石膏型铸造铝合金真空增压凝固和真空自由凝固组织及力学性能[J]. 铸造, 2014, 63(1): 10-14.
- [6] GAO Y Y, QIU F, LIU T S, et al. Effects of carbon source on TiC particles distribution, tensile, and abrasive wear properties of in-

situ TiC/Al-Cu nanocomposites prepared in the Al-Ti-C system[J]. MDPI, 2018, 8(8): 2-21.

- [7] 刘瑞已. Al-Ti-C 细化剂对 2219 铝合金形核及过冷度的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2017, 37(8): 903-906.
- [8] 胡志明, 高文理. Al-Ti-C 细化的 ZL205A 铝合金热处理工艺研究[J]. 热加工工艺, 2018, 47(10): 220-222.
- [9] SVYNARENKO K, ZHANG Y B, JIE J C, et al. Microstructure and refinement performance of Al-Ti-C master alloy: Effect of excess Ti on the growth and nucleating ability of TiC particles[J]. The Korean Institute of Metals and Materials, 2017, 23(5): 994-1001.
- [10] YANG H B, GAO T, WU Y Y, et al. Microstructure and mechanical properties at both room and high temperature of in-situ TiC reinforced Al-4.5Cu matrix nanocomposite[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 767: 606-616.
- [11] 谭敦强, 黎文献. Al-Ti-C 晶粒细化剂对工业纯铝的晶粒细化[J]. 特种铸造及有色合金, 2003(2): 1-3.
- [12] 李英龙, 曹富荣, 石路, 等. Al-Ti-C 晶粒细化剂的细化机理试验研究[J]. 特种铸造及有色合金, 2005, 25(8): 451-453.
- [13] 李英龙, 陈彦博, 曹富荣, 等. Al-Ti-C 晶粒细化剂的形核与衰减机理研究[J]. 特种铸造及有色合金, 2005, 25(12): 712-714.
- [14] WANG T, GAO T, NIE J, et al. Influence of carbon source on the microstructure of Al-Ti-C master alloy and its grain refining efficiency[J]. Materials Characterization, 2013, 83: 13-20.

(编辑: 栗万仲)

国产钛铝叶片应用于 C919 大飞机

从中科院金属研究所获悉, 该所研制的钛铝合金的发动机叶片将首次应用于 C919 大飞机的配套发动机 CJ1000, 也就是大家所熟悉的长江 1000 发动机, 替代了此前 C919 使用的美国通用电气和法国赛峰合资成立的 CFM 研发的 LEAP-X1C 发动机, 打破了依赖进口的局面。

此次攻克发动机叶片对中国航空发动机领域是巨大的突破, 如果说航空发动机是大飞机的心脏, 那么叶片就是其中难度最大的一项技术。作为商用航发的叶片来说, 不仅要满足航发的耐热、抗震、硬度等要求, 还要最大程度的降低质量, 提高寿命, 这样才能让大飞机的商用效率达到最大化, 而目前最新研发的钛铝合金密度只有 4.0 t/m^3 , 可以将涡轮叶片大幅减重, 对于长江 1000 发动机有着重大意义。此次全新的发动机叶片已通过震动疲劳考核, 整体效果达到理想预期, 下一步即将进行叶片装机考核, 离进入实际商用飞行又近了一步。而根据中科院介绍, 除了长江 1000 发动机的进展正在加速, 目前升级版的长江 2000 发动机也在加紧技术攻关。预计长江 2000 的整体质量更轻, 而发动机寿命会提高, 且油耗也会进一步降低, 为大飞机的商用进一步增加国际竞争力。

(摘自中国有色网)