

Ti4822 合金熔体停止流动机理研究

黄宏^{1, 2}, 左家斌^{1, 2}, 李峰^{1, 2}, 丁贤飞^{1, 2, 3}, 赵轶群^{1, 2, 3}, 王红^{1, 2, 3}, 南海^{1, 2, 3}

(1. 北京航空材料研究院铸钛技术中心, 北京 100095; 2. 北京市钛合金精密成形技术工程中心, 北京 100095;
3. 北京航空材料研究院股份有限公司, 北京 100094)

摘要: 低压涡轮工作叶片是目前TiAl合金最成功的应用, 但是TiAl合金与常规钛合金相比流动性比较差, 这给铸造成形带来了困难, 特别是对于薄壁构件。本研究分析了Ti4822合金叶片在熔模精密铸造工艺条件下合金熔体的停止流动机理。通过观察未完整成形的叶片试样组织, 发现当叶片厚度小于3 mm时, 显微组织主要是等轴晶, 由于熔体前端充型过程中温度不断下降, 最终使流动停止; 当叶片厚度大于3 mm时, 显微组织包括等轴晶和柱状晶, 柱状晶最终封闭了熔体流动通道, 阻止了熔体继续流动。

关键词: TiAl合金; 精密铸造; 停止流动

TiAl合金具有轻质、耐高温的特点, 是目前可替代高温合金的最具应用前景的材料之一。铸造是TiAl合金主要的成形方法之一。航空发动机叶片是TiAl合金十分重要的应用对象。国外TiAl合金铸造技术目前已进入工程化应用阶段, 通用电气公司已将TiAl (Ti4822) 合金低压涡轮叶片用于Genx-1B发动机^[1]。罗罗公司完成了TiAl (Ti45XD) 合金低压涡轮叶片覆盖一个大修周期的1 750次模拟飞行循环的整台叶片的地面试车考核, 并计划将TiAl合金应用于装配A350客机的TrentXWB发动机^[2]。据估算, 未来15~20年, TiAl低压涡轮工作叶片的潜在市场需求超过250万件^[3]。

由于TiAl合金铸造性能相对于ZTC4等常用钛合金较差, 对航空发动机叶片的这种长度较长、壁厚薄的零件, 充型难度很大, 因此有必要开展TiAl合金熔体停止流动机理研究。从金属凝固特性规律的角度, 美国学者M.C.Flemings提出两种停止流动机理: 窄结晶温度范围和宽结晶温度范围合金熔体的停止流动机理; 张湛、周尧和等人^[4]以Sn-Pb合金为研究对象, 得出过热纯金属、共晶合金以及宽凝固间隔合金的停止流动机理。针对合金纯度的影响, 叶荣茂等人^[5]通过研究微量Si元素对Al合金熔体流动和组织的影响, 提出了因冷却引起的一般铸造合金的停止流动的凝固模型可以统一于一个通用的模式之中, 包括过热金属区、生核过渡区和结壳堵塞区, 并认为M.C.Flemings提出的两种凝固模型可以作为通用模式的特例。李庆春基本上把熔体的停止流动机理归结为两种: 颈缩堵塞停止流动机理和端部堵塞停止流动机理。针对Ti基合金的停止流动机理, 杨闯等人^[6]进行了研究, 结果表明, Ti基合金的停止流动机理与传统的停止流动机理不同, 不仅仅是端部堵塞的问题, 而影响其停止流动的最主要的原因是根部柱状晶生长丰富, 形成穿晶组织导致颈缩阻止液流通过, 使得合金熔体停止流动。尚俊玲等人^[7]发现原位10vol% TiB/Ti-7wt.% Al钛基复合材料熔体的停止流动机理与结晶温度范围窄的合金相类似。李九霄等人^[8]研究了Ti基复合材料的流动性和停止流动机理, 研究表明金属液中部的等轴晶不断长大, 当堵塞区的孔径减小到一定程度, 金属液和复合材料等轴晶间的摩擦力使金属液停止流动。

上述研究现状表明, 关于金属流动停止机理的认识还不统一, 这与研究对象即合金化学成分不同有关。不同的合金, 其凝固过程和流动停止方式表现得不同。本文针对TiAl合金中的已成功应用的Ti4822合金开展研究, 以航空发动机叶片为研究对象, 利用叶身横截面的厚度变化考察尺寸效应下的合金停止流动机理, 在观察凝固

作者简介:

黄宏 (1993-), 男, 硕士, 工程师, 主要从事钛及钛合金熔模精密铸造工艺研究和TiAl合金定向凝固成形工艺及型壳制备研究。E-mail: honghuangustb@163.com

中图分类号: TG255

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977 (2022) 11-1349-04

收稿日期:

2019-12-11 收到初稿,
2022-07-01 收到修订稿。

组织变化的基础上讨论该合金熔体停止流动机理, 希望能为TiAl合金铸造成形技术的发展提供一些借鉴。

1 试验方法

试验所用TiAl合金为Ti4822 (Ti48Al12Cr2Nb, 化学成分检测结果见表1), 以叶片为对象, 浇注系统如图1所示。采用真空感应熔炼浇注, 静止浇注, 铸型采用钛合金熔模精密铸造用陶瓷型壳。对叶片试样在叶身不同厚度沿长度方向进行剖切, 剖切位置如图2所示, 制备金相试样, 其中腐蚀液为(HF:HNO₃:H₂O=2:1:97)。采用体式显微镜(LEICA DM8000M)进行观察。最后采用ProCAST软

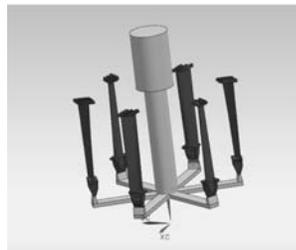
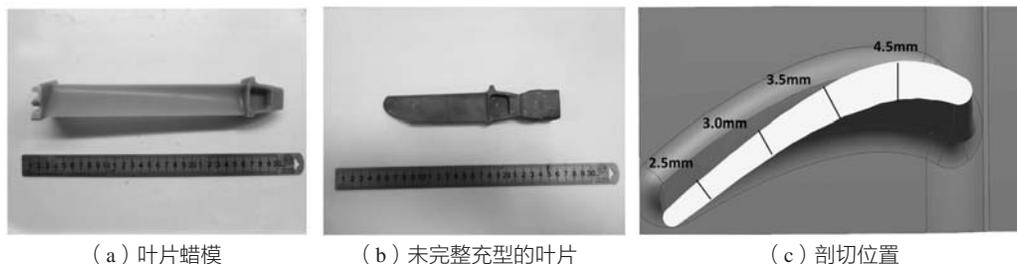


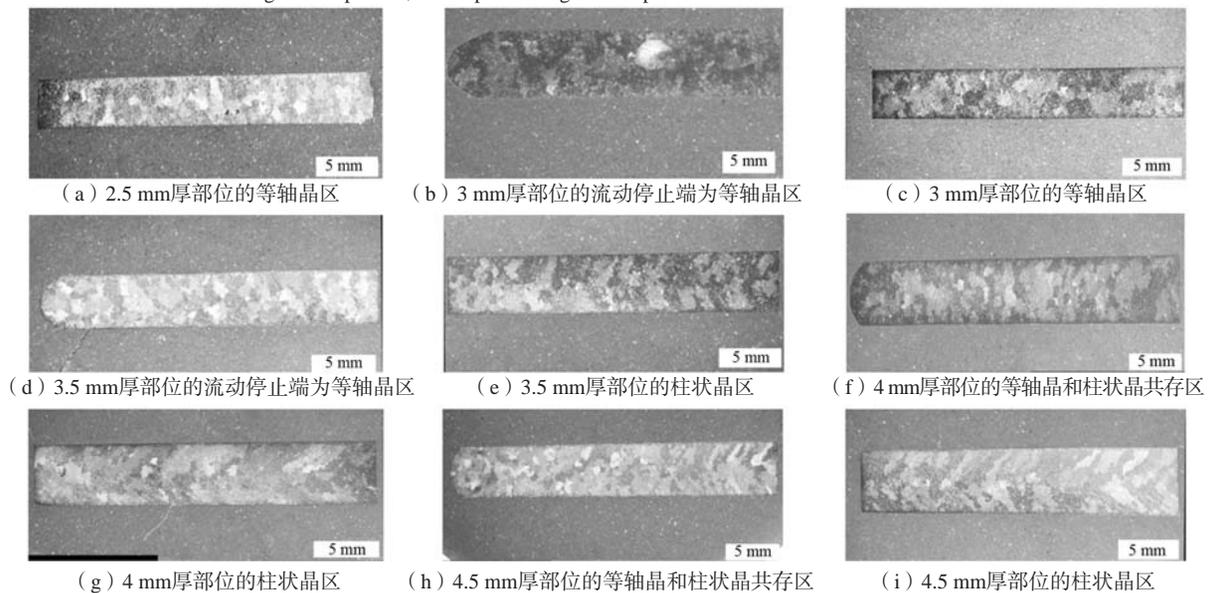
图1 叶片浇注系统示意图
Fig. 1 Gating system of blades



(a) 叶片蜡模 (b) 未完整充型的叶片 (c) 剖切位置

图2 叶片蜡模、未完整充型的叶片及剖切位置示意图

Fig. 2 Wax pattern, unshaped casting and the positions of different thickness of blade



(a) 2.5 mm厚部位的等轴晶区 (b) 3 mm厚部位的流动停止端为等轴晶区 (c) 3 mm厚部位的等轴晶区
(d) 3.5 mm厚部位的流动停止端为等轴晶区 (e) 3.5 mm厚部位的柱状晶区 (f) 4 mm厚部位的等轴晶和柱状晶共存区
(g) 4 mm厚部位的柱状晶区 (h) 4.5 mm厚部位的等轴晶和柱状晶共存区 (i) 4.5 mm厚部位的柱状晶区

图3 叶身不同厚度纵截面显微组织

Fig. 3 Microstructures of longitudinal sections of different thickness in the blade

表1 Ti4822成分检测结果
Table 1 Chemical composition of Ti4822 w_B/%

Ti	Al	Nb	Cr	C	O	N	H	Fe	Si
余量	31.9	4.88	2.66	0.006	0.069	0.01	0.0014	0.05	0.02

件通过计算机模拟来分析充型过程中温度场的变化。

2 结果与讨论

如图2所示, 叶片试样最后成形位置即流动停止端为饱满的半圆面。可见叶身充型长度与叶身厚度相关, 随着叶身厚度的增加, 充型长度也增加, 即熔体流动长度与铸件厚度呈正向相关。

不同厚度纵截面的金相照片(图3)表明叶片不同厚度部位的晶粒形态不同。在厚度为4.5 mm左右的部位, 流动停止端为等轴晶, 该区域长度大约为15 mm。距流动停止端15~25 mm的区域呈现出明显的等轴晶与柱状晶共存的特征, 但是柱状晶未在试样中心闭合(即形成穿晶)。在试样后端则是明显的柱状晶且在试样中心闭合。厚度为4 mm、3.5 mm的部位的晶粒形态与厚度为4.5 mm的情况相似, 相比而言, 随着厚度的减少, 柱状晶特征越来越不明显。当厚度为3 mm和

2.5 mm时,纵截面都为较细小的等轴晶组织。

根据叶片不同厚度部位纵截面的显微组织特点,可以推断Ti4822合金流动停止机理不同。当叶片厚度小于3 mm时,端部饱满,组织密实,为等轴晶组织。此特征符合端部堵塞造成流动停止机理的特征,即在流动过程中随着熔体温度下降,熔体中形成部分晶体,造成金属熔体粘度增加,充型能力下降,最终停止。如图4所示,3 mm厚部位试样的端部的晶粒尺寸比中部细小,等轴晶的形态更典型,这是由于充型过程中当熔体粘度下降到一定程度,熔体流动前端无法与型壳

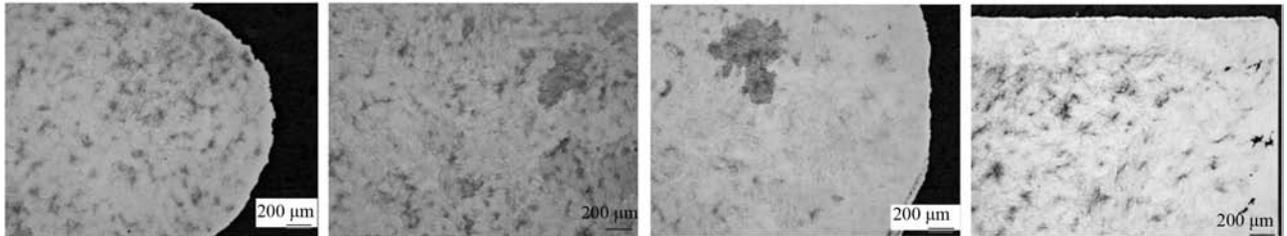


图4 3 mm和4.5 mm厚部位叶片纵截面不同区域的组织

Fig. 4 Microstructures of longitudinal sections of 3 mm and 4.5 mm in the blade

对于Ti4822合金,根据Ti-Al相图^[9](图5)和相关研究可知^[10-11],其凝固路径属于 β 凝固,凝固过程中首先生成初生 β 相,然后以包晶反应形式生成 α 相。晶体长大速度与晶向有关。当密排六方结构的 α 相择优生长方向[0001]与温度梯度一致时,沿温度梯度方向优先生长,其他方向生长得到抑制,相对来讲容易最终形成柱状晶。

温度梯度和生长速率是决定微观组织形态和尺度的两个最基本的凝固参数,叶片厚度变化影响最大的是冷却速度。当叶片厚度大于3 mm时,冷却速度相对小些,在温度梯度相差不多的情况下,生长速率相对较小,凝固金属形态为柱状晶。当叶片厚度小于3 mm时,冷却速率相对较大,在温度梯度相差不多的情况下,生长速率相对较大,温度梯度与生长速率的比值变小,凝固金属形态为等轴晶。有研究表明^[12],在常规铸造条件下,Ti4822合金的生长速率控制在小于

500 $\mu\text{m/s}$ 时,有助于得到柱状晶组织。对于本研究中Ti4822合金生长速率的变化情况以及柱状晶与等轴晶转变临界值的定量计算还需要进一步深入研究和探讨。

如图6所示,计算机模拟的结果表明当叶片厚度为4.5 mm左右时,熔体温度从中心向铸型两侧逐渐降低,这样的温度分布容易使晶体从铸件表面向内部生长。液态前端在充型过程中温度较高,不断接触铸型并降温、形成凝壳,随着熔体与铸型的热量交换,铸型温度提高,熔体流动前端温度降低,熔体中心与铸型的温度梯度减小,形成柱状晶倾向减小。最终会形成穿晶,封闭了熔体流动通道,熔体停止了流动。当厚度为3 mm左右时,熔体内部温度梯度小,温度场趋于一致,容易同时凝固,生成固体质点造成熔体粘度增加,最终使得熔体流动停止。计算机模拟的结果从温度分布的角度支持了金相观察的结果和分析。

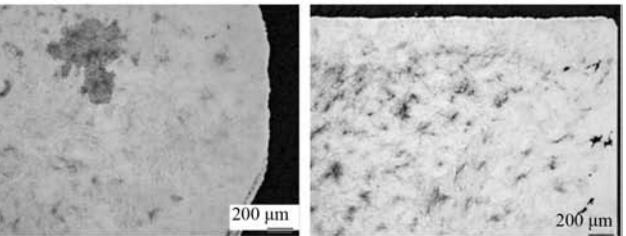


图5 Ti-Al相图

Fig. 5 Ti-Al phase diagram

500 $\mu\text{m/s}$ 时,有助于得到柱状晶组织。对于本研究中Ti4822合金生长速率的变化情况以及柱状晶与等轴晶转变临界值的定量计算还需要进一步深入研究和探讨。

上述试验表明Ti4822合金的停止流动存在尺寸效应,也就是说对于该成分合金,铸件厚度的不同(冷却速率)会造成金属液充型过程的温度场不同,进而影响其凝固组织,形成柱状晶或等轴晶,最终造成停止流动机理不同。之前关于金属流动停止机理的相关研究主要针对成分的变化,没有研究同一种合金不同铸件厚度对金属液停止流动的影响。本研究利用Ti4822合金叶片不同厚度的不同晶粒形态,结合停止流动的基本理论,推断了不同铸件厚度(不同冷却速率)对Ti4822合金停止流动的不同影响,丰富了金属流动停止机理的研究。

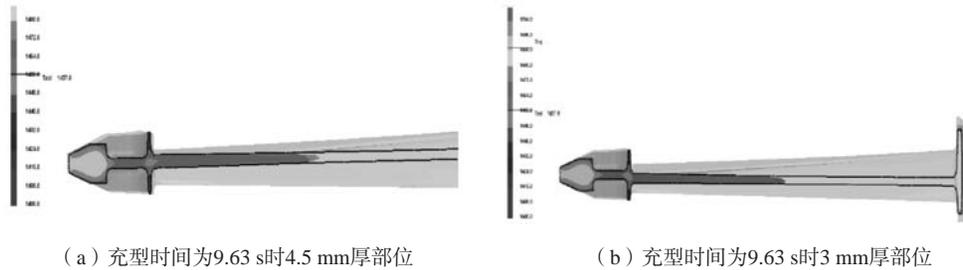


图6 充型过程温度场视图

Fig. 6 Simulation results of temperature fields during filling

3 结论

熔模精密铸造条件下, Ti4822合金在充型过程中的流动停止机理存在尺寸效应: 当型腔厚度小于3 mm

时, 主要是端部堵塞造成流动停止; 当型腔厚度大于3 mm, 主要是中部颈缩造成流动停止。对于同一合金, 尺寸效应即冷却速率是影响金属熔体流动停止机理的影响因素之一。

参考文献:

- [1] KIMYW, KIMSL. Advances in gammalloy materials-processes-application technology: Successes, Dilemmas, and Future [J]. JOM, 2018, 70 (4): 553-560.
- [2] 杨锐. 钛铝金属间化合物的进展与挑战 [J]. 金属学报, 2015, 51 (2): 129-147.
- [3] MATTHIAS BUNCK. Titanium aluminide casting technology development [J]. JOM, 2017, 69 (12): 2565-2570.
- [4] 张湛, 周尧和. 液体金属停止流动机理的实验研究 [J]. 西北工业大学学报, 1965 (1): 29-39.
- [5] 叶荣茂, 蒋烈光, 蒋祖龄, 等. 液态金属停止流动机理的探讨 [J]. 金属科学与工艺, 1983, 2 (4): 41-50.
- [6] 杨闯, 李邦盛, 任明星, 等. Ti基合金熔体停止流动机理研究 [J]. 铸造, 2008, 57 (10): 1072-1075.
- [7] 尚俊玲, 李邦盛, 任明星, 等. 原位复合材料熔体停止流动机理研究 [J]. 铸造, 2007, 56 (11): 1175-1177.
- [8] 李九霄, 王翼恒, 黄光法, 等. (TiBi+La₂O₃)/IMI834复合材料铸造性能 [J]. 稀有金属材料与工程, 2017 (6): 652-656.
- [9] SCHUSTER JC, PALM M. Reassessment of the binary aluminum-titanium phase diagram [J]. Journal of Phase Equilibria and Diffusion, 2006 (3): 255-277.
- [10] 胡锐, 柳翊, 张铁邦, 等. TiAl基金非平衡凝固过程中的相选择及凝固特征 [J]. 金属学报, 2013, 49 (11): 1295-1302.
- [11] 李曼, 薛祥义, 胡锐, 等. Ti-48 (at%) Al包晶合金中β/α相的过冷形核 [J]. 航空材料学报, 2012, 32 (4): 1-7.
- [12] ZHONG H, LI S M, KOU H C, et al. The solidification path related columnar-to-equiaxed transition in Ti-Al alloys [J]. Intermetallics, 2015, 59: 81-86.

Analysis on Flow Cessation During Investment Casting of Ti4822 Alloy

HUANG Hong^{1,2}, ZUO Jia-bin^{1,2}, LI Feng^{1,2}, DING Xian-fei^{1,2,3}, ZHAO Yi-qun^{1,2,3}, WANG Hong^{1,2,3}, NAN Hai^{1,2,3}

(1. Cast Titanium Alloy R&D Center, Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China; 2. Beijing Engineering Research Center of Advanced Titanium Alloy Precision Forming Technology, Beijing 100095, China; 3. BAIMTEC Material Co., Ltd., Beijing 100094, China)

Abstract:

Low pressure turbine (LPT) blade is the most successful application of TiAl alloy castings now. However, the poor fluidity of TiAl alloy compared with common titanium alloys makes it very difficult to shape completely especially for thin-wall parts. In this work, the flow cessation of Ti4822 alloy was analyzed during the investment casting of the blades. The microstructures of the incompletely shaped blade were observed by the optical microscope (OM). The results show that when the thickness of the blade is less than 3 mm, the microstructure of the sample consists of all equiaxed grains. The flow cessation in this case is due to the front end of the melt which becomes gradually cool and stops finally. When the thickness of the blade is more than 3 mm, however, the microstructures are composed of both equiaxed grains and columnar grains. The columnar grains mainly exist at the back of the blade, closing the channel of the melt feeding and preventing the melt from flowing.

Key words: TiAl alloy; investment casting; flow cessation