

# 铸造工艺对钛合金 Ti5Al2.5Sn ELI 铸态组织及性能的影响

刘时兵, 姜延春, 赵 军, 谢华生, 李重阳, 刘鸿羽, 张爱博

(沈阳铸造研究所有限公司 高端装备轻合金铸造技术国家重点实验室, 辽宁 沈阳 110022)

**摘 要:** Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金是航空航天等领域重要的结构材料。本工作采用 3 种铸型同炉浇注的方法研究了铸造工艺对该合金铸态组织和室温拉伸性能的影响。结果表明, 该合金石墨型铸造试样表面粗糙, 陶瓷型和金属型的则较光滑; 石墨型试样宏观组织为大量等轴晶和少量柱状晶, 金属型的为少量等轴晶和大量柱状晶, 陶瓷型的为粗大柱状晶和等轴晶; 不同工艺下显微组织均由不规则边界  $\alpha$  集束组成, 其内部为片状  $\alpha$  相, 石墨型的  $\alpha$  片宽度最小, 金属型的次之, 陶瓷型的最大; 该合金铸态抗拉强度 715~731 MPa、伸长率 8%~15%, 石墨型的伸长率最高, 金属型的次之, 陶瓷型的最低, 铸造工艺对该合金塑性影响强烈, 但对强度的影响较小; 铸型表面形貌、导热系数、 $\alpha$  集束大小及  $\alpha$  片厚度的不同是上述现象产生的主要原因。

**关键词:** Ti5Al2.5Sn ELI; 钛合金; 铸造; 组织; 性能

**中图分类号:** TG146.23

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2021)02-0575-06

超低间隙相钛合金 Ti5Al2.5Sn ELI (extra low interstitial) 是航空、航天等领域十分重要的结构材料, 具有比强度高、无磁性、耐腐蚀、膨胀系数低等特点, 同时还能在超低温 ( $-253\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) 下保持高的强度和良好的塑性, 获得广泛应用。目前, 对于 Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金的研究报道较多。如日本 Yuri, Ogata 等<sup>[1,2]</sup>研究了表面粗糙度和缺口效应对锻态 Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金超低温条件下疲劳性能的影响; Aldo 等<sup>[3]</sup>研究了室温及低温下 Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金的力学性能; Wang 等<sup>[4]</sup>研究了 Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金的动态响应与塑性变形行为; 王江波等<sup>[5]</sup>对 Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金叶轮的扩散焊接进行了研究; 李圣刚, 徐磊等<sup>[6,7]</sup>则对 Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金粉末冶金材料的力学性能、显微组织、界面反应层等进行了研究。上述研究大都集中在该合金变形或粉末冶金成形的成分、组织、性能等方面。

近年来, 随着航空航天技术的快速发展, Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金在火箭、飞机等装备上的应用已呈铸件化趋势, 对其铸造组织和性能等基础数据提出了急需。作者前期对 Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金的石墨型铸造组织和性能进行了初步研究, 并探索了热氢处理对 Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金组织和性能的影响 (见参

考文献[8, 9])。但在实际应用中, Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金铸造面临多种工艺方案选择, 而目前有关不同铸造工艺的组织 and 性能研究缺乏, 难以最优抉择。

为此, 本实验以 Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金为对象, 采用多种常用材料铸型同炉浇注的方法研究了不同铸造工艺对该合金铸态组织与性能的影响, 以为该合金的铸造应用和铸造工艺优化提供重要的基础数据和理论支持。

## 1 实 验

采用真空自耗电极电弧凝壳炉进行了试样的熔炼和浇注。母合金采用二次真空熔炼的 Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金铸锭 ( $\Phi 200\text{ mm}$ ), 铸型采用机加石墨型、金属型 (45#碳钢) 和陶瓷型 (氧化钼面层) 同炉组型, 室温下进行浇注 (如图 1 所示), 真空度  $10^{-1}\text{ Pa}$ , 离心转速  $150\text{ r/min}$ , 浇注试样为  $\Phi 20\text{ mm}$  圆棒, 每种铸型共 6 层 24 个试样, 按矩形均布。化学分析、表面形貌及组织分析试样分别从不同工艺浇注试样上采用电火花线切割切取。N、H、O 元素分析采用氮氢氧联合分析仪 (TCH-600), 其它元素分析采用直读光谱仪 (QSN750)。表面形貌和宏观组织观察采用数码相机, 显微组织观察采用德国 ZEISS Axio Vert A1 型光学显

收稿日期: 2020-03-16

基金项目: 辽宁省科学技术计划 (2019JH1/10100004)

作者简介: 刘时兵, 男, 1979 年生, 博士生, 研究员, 沈阳铸造研究所有限公司, 辽宁 沈阳 110022, 电话: 024-89354095, E-mail: 13840143660@163.com

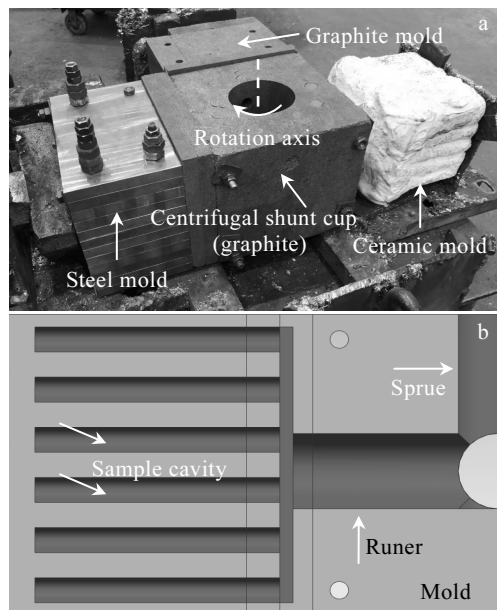


图 1 浇注用不同工艺铸型及浇注方法

Fig.1 Different molds and grouping methods for pouring:

(a) mold and (b) gating system

显微镜, 金相试样浅腐蚀采用腐蚀剂  $2\%HF+4\%HNO_3+94\%H_2O$ 、腐蚀时间 1~3 min, 深腐蚀采用  $10\%HF+20\%HNO_3+70\%H_2O$ 、腐蚀时间 3~5 min。拉伸试样选用经无损检测无可见缺陷的铸态试棒, 拉伸性能测试采用电子万能试验机 (DDL300), 试样尺寸采用  $\Phi 10M16$  mm 的标准规格, 试验速率: 屈服前 0.9 mm/min, 屈服后 3.5 mm/min。

## 2 结果与讨论

### 2.1 化学成分

表 1 是采用 Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金锭熔炼并同炉浇注入不同材料铸型所获试样的化学成分分析结果。从该表可以看出, 采用不同材料铸型浇注的试样, 其化学成分无论是主元素 Al、Sn, 还是杂质元素 C、N、H、O、Fe, 均符合国家标准 GB3620.1-2007 对 Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金的成分要求, 合金在熔炼及浇

注充型过程中受到坩埚、气氛及铸型的影响较小, 仅 O、H 含量在熔炼浇注后有少量增加。同时, 比较不同材料铸型试样的成分可知, 各合金化元素的差别较小, 成分较为均匀。

### 2.2 铸造工艺对铸造组织的影响

#### 2.2.1 表面形貌

图 2、图 3 是采用 3 种材料铸型浇注的 Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金试样表面整体和局部形貌。从图 2、图 3 可以看出, 采用机加石墨型浇注的 Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金试样表面较为粗糙, 有大量凸起物、褶皱和冷隔, 粗糙度  $R_a$  达到  $25\text{ }\mu\text{m}$ ; 采用氧化钎陶瓷型和 45#碳钢金属型浇注的 Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金试样表面较为光滑,  $R_a$  达到  $3.2\sim 6.3\text{ }\mu\text{m}$ 。但比较陶瓷型和金属型表面可知, 金属型试样表面仍存在局部冷隔和气孔缺陷。

铸造是通过金属熔液流入并充填铸型然后冷却凝固实现成形的。因此, 铸件表面形貌受铸型型腔形貌影响较大。石墨铸型由于采用加工石墨块 (粗糙度  $R_a$  在  $25\text{ }\mu\text{m}$  以上) 进行铸型制备, 表面存在大量孔隙结构, 而钛合金熔液与石墨润湿性很好 (室温下高于常规氧化物  $20\%\sim 30\%$ , 且随温度升高, 润湿角趋于零<sup>[10]</sup>), 熔液可以容易地浸入铸型表面孔隙中; 同时, 石墨具有极高的导热系数, 约  $130\text{ W}\cdot(\text{m}\cdot\text{K})^{-1}$ , 导致孔隙中的熔液快速凝固, 形成与铸型凹面相反的大量凸起物。此外, 高的导热系数也导致铸件表面快速凝固, 造成部分区域不能完全熔合, 形成冷隔缺陷。45#钢的导热系数约  $50\text{ W}\cdot(\text{m}\cdot\text{K})^{-1}$ , 相对石墨已大幅降低, 但仍具有较高导热系数, 导致一定数量的冷隔出现, 同时与石墨相比, 金属型 (粗糙度  $R_a$  达  $3.2\sim 6.3\text{ }\mu\text{m}$ ) 的透气性显著降低, 铸型吸附的空气受热逸出时不能及时消除, 从而在铸件表面形成分散的气孔。陶瓷型壳的试样由于型壳表面完全复制熔模表面, 因此, 熔模表面的形貌在一定程度上决定了最终铸件的表面形貌。熔模由于表面光滑, 因此采用熔模制备的型壳浇注的试样表面也较为光滑 (粗糙度  $R_a$  达  $6.3\text{ }\mu\text{m}$ )。同时型壳面层材料为氧化钎, 具有较低的导热系数 ( $<2\text{ W}\cdot(\text{m}\cdot\text{K})^{-1}$ ) 和良好的透气性, 因此氧化钎陶瓷型浇注的试样表面整体光滑, 几乎无可见气孔和冷隔缺陷。

表 1 不同铸造工艺浇注的铸态 Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of as-cast Ti5Al2.5Sn ELI titanium alloy under different casting processes ( $\omega/\%$ )

Standard/mold	Al	Sn	C	N	H	O	Fe	Ti
GB3620.1	4.5~5.75	2.0~3.0	$\leq 0.05$	$\leq 0.035$	$\leq 0.0125$	$\leq 0.12$	$\leq 0.25$	Bal.
Master ingot	5.19	2.50	0.009	0.0091	0.0002	0.054	0.026	Bal.
Graphite	5.04	2.57	0.010	0.0078	0.0017	0.069	0.025	Bal.
Steel	5.24	2.62	0.016	0.0088	0.0020	0.088	0.028	Bal.
Ceramic	4.98	2.58	0.011	0.0085	0.0022	0.072	0.027	Bal.

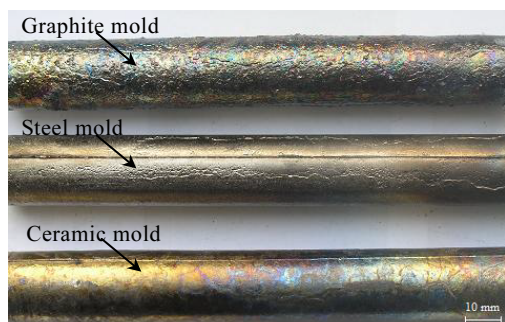


图2 Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金铸态试样整体形貌

Fig.2 Overall morphologies of as-cast Ti5Al2.5Sn ELI titanium alloy samples casted by different molds

### 2.2.2 宏观组织

图4是不同材料铸型浇注的Ti5Al2.5Sn ELI钛合金圆棒试样横截面的宏观组织形貌。从图4a可以看出,石墨型浇注的Ti5Al2.5Sn ELI钛合金试样晶粒组织较为细小,无论是试样表层,还是试样心部,均由

大量的等轴晶粒组成,约占到试样截面的80%以上,等轴晶粒尺寸随距外表面距离的增加呈增长趋势。其中,表层晶粒尺寸约为0.2 mm,厚度约为1 mm;中间层晶粒为0.3~0.6 mm,厚度大约6 mm;心部等轴晶粒相对较粗,尺寸0.6~0.8 mm。除等轴晶粒外,石墨型浇注的试样内也存在不规则的长条柱状晶粒,宽约0.5 mm,最长可达4 mm以上,占比数约20%。从图4b可以看出,金属型浇注的Ti5Al2.5Sn ELI钛合金试样宏观组织具有石墨型试样的类似组织规律,表层为较细的等轴晶粒,尺寸0.4~0.6 mm,心部为较粗的等轴晶粒,尺寸为0.6~1 mm,等轴晶粒占比约50%。与石墨型不同的是,金属型试样具有明显的柱状晶粒,沿表层等轴晶粒向心部生长,长度为4~7 mm、宽度0.5~1 mm。从图4c可以看出,陶瓷型浇注的Ti5Al2.5Sn ELI钛合金试样晶粒与前两者明显不同,具有较为粗大的组织,无论是等轴晶粒,还是柱状晶粒,尺寸与前两者差异极大,等轴晶粒尺寸大部分达到1~2 mm,柱状晶粒明显粗化并呈等轴化,宽度达到2 mm、长度达到4 mm以上,试样表层等轴晶粒极薄,几乎不可见。



图3 Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金铸态试样表面局部形貌

Fig.3 Local surface morphologies of as-cast Ti5Al2.5Sn ELI titanium alloy samples casted by graphite mold (a), metal mold (b), and ceramic mold (c)

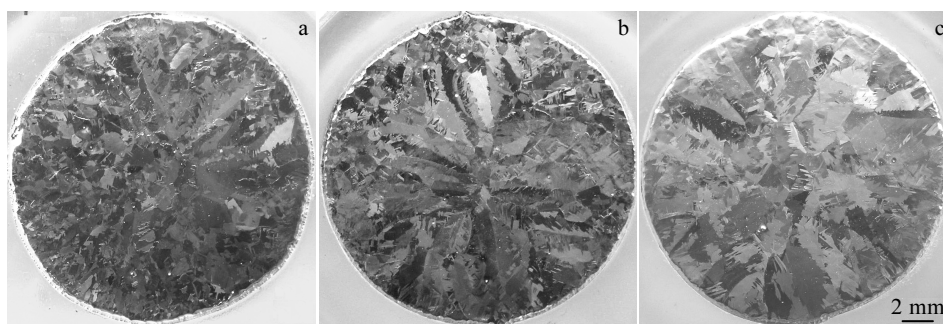


图4 3种工艺浇注Ti5Al2.5Sn ELI钛合金铸态试样横截面宏观组织

Fig.4 Macrostructures of cross-section of as-cast Ti5Al2.5Sn ELI titanium alloy samples casted by graphite mold (a), metal mold (b), and ceramic mold (c)

Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金上述铸态晶粒组织的变化规律主要是由铸型冷却速度的不同引起的。对于一定材料的铸型,铸型初始温度低,而钛合金熔液温度高,钛合金熔液浇入铸型时受铸型传热的影响,其温度快速降低,造成较大的过冷度,按照凝固过程形核理论,熔液中形成大量的自发形核,因此表层晶粒较为细小。随着与铸型界面接触,熔液温度的降低,熔液形成从外层到心部的温度梯度。在该温度梯度作用下,表层晶粒迅速沿着传热方向逆向快速成长,即沿着 $\beta$ 相(体心立方)的[100]方向择优生长,形成深入熔液内部的柱状晶。同时,熔液心部随着已结晶层凝固潜热的释放,熔液温度差异已较小,无明显方向性,难以产生柱状晶,而在杂质质点、破碎枝晶等的共同作用下,形成一定量的非自发形核,成长为心部的等轴晶粒。

但对于不同材料的铸型,其导热系数不同,导热能力不同,导致上述晶粒组织的形态和分布不同。石墨型室温导热系数高,造成与之接触的钛熔液温度迅速降低,过冷度大、形核率高,因此石墨铸型浇注的 Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金试样表面形成较厚的等轴晶层,甚至扩展到试样心部,柱状晶粒较少;对于碳钢金属铸型,其导热系数相对石墨已大幅降低(仅为石墨的 40%),过冷度低、形核率降低,因此其浇注的 Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金试样等轴晶粒显著减少,但在温度梯度作用下,柱状晶粒明显增多;对于陶瓷铸型,由于其组成为氧化钼等氧化物材料,具有较低的导热系数,熔液接触铸型后温度下降较慢,形核率较低,因此其浇注的 Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金试样趋向生成粗大组织,表层等轴晶粒少而薄,极难观察到,而在较小的温度梯度下,晶粒仍沿着择优生长方向向熔液内部生长,同时由于熔液温度差异小,柱状晶向宽度方向生长,因而形成较为粗大的柱状晶。

### 2.2.3 显微组织

图 5 是不同材料铸型浇注的 Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金显微组织形貌。从该图中可以看出, Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金铸造晶粒均由大量不同方向排列的集束组成,每个集束内均由大量的片状组织组成。从作者前期研究<sup>[6]</sup>可知, Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金的铸态组织由单一 $\alpha$ 相组成,因此集束内部的片状相均为 $\alpha$ 相。由于 Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金具有较低的间隙杂质含量,且属于 $\alpha$ 型合金,片状 $\alpha$ 相之间的原子排列差别较小, $\alpha$ 相及 $\alpha$ 相间界面的耐腐蚀差别也极小,因此 $\alpha$ 相间的边界在常规腐蚀条件(轻浓度酸液)下极难显示出来,仅有原子排列差距较大的集束边界可显示出来,如图 5a~5b、5d~5e、5g~5h 所示。这一显微组织特征与纯钛基本一致,集束边界也通常被认定为亚晶界<sup>[10]</sup>。但

经高浓度酸液和长时腐蚀后,集束内部一定位置的 $\alpha$ 片可以得到显示,如图 5c、5f、5i 所示。

但不同材料铸型浇注的试样其集束组成和 $\alpha$ 相形态具有一定的差别。比较图 5a~5f 可知,石墨型浇注的试样,无论是边缘,还是内部,其晶粒内部的 $\alpha$ 集束界面极不规则,呈急剧变化的锯齿状曲线,大的 $\alpha$ 集束内部同时也包裹小的 $\alpha$ 集束;金属型浇注的试样同样由锯齿状 $\alpha$ 集束组成,大的集束内同样包裹小的集束,但不同的是,锯齿状界面起伏要小得多;陶瓷型浇注的试样与前两者相比有较大变化,无论是边缘还是心部,其 $\alpha$ 集束界面相对平直,仅有少量起伏,且较为平缓。比较同一试样的边缘和心部还可知,边缘部分 $\alpha$ 集束界面的起伏要大于心部,同时边缘部分 $\alpha$ 集束具有数量多、尺寸小的特点,而心部 $\alpha$ 集束数量则较少,以粗大的 $\alpha$ 集束居多。

上述显微组织特点与铸型导热能力直接相关。 $\alpha$ 集束的数量、大小和界面曲线形状反映了 $\alpha$ 集束的成长过程。根据钛的相关相图可知, $\alpha$ 相由高温 $\beta$ 相转变而成。与液态金属结晶相似,固态相变同样遵从形核和长大过程。 $\alpha$ 相通常首先在原始 $\beta$ 相晶界形核,然后向 $\beta$ 晶粒内部生长,且新生成的 $\alpha$ 相与 $\beta$ 相保持一定的位向关系,即柏格斯位向关系,理论上 $\alpha$ 相存在 12 种位向<sup>[10]</sup>。在石墨铸型中,熔液冷却速度快、过冷度大、形核率高,因此在同一时间内,从 $\beta$ 相转变形成的 $\alpha$ 集束数量较大。同一 $\beta$ 晶粒内多个 $\alpha$ 集束同时生长,将激烈竞争生长空间,不同位向、快速生长的 $\alpha$ 集束前沿相抵后形成急剧变化的锯齿状界面;而大的集束内部,在未完成 $\alpha$ 片生长前, $\beta$ 相内部也生核长大、形成新的位向集束,并逐步长大,从而表现出大集束包裹小集束。对于金属型和陶瓷型壳,随着导热能力的逐步降低,其形核率逐步降低, $\alpha$ 片及集束的数量减少,其生长速度相对平缓,因此形成的集束界面较为平齐,仅有少量的起伏状锯齿。同时,由于熔液及凝固形成的 $\beta$ 相温度下降较慢,温度梯度小, $\alpha$ 片趋于生成较厚的组织。

### 2.3 铸造工艺对铸态试样拉伸性能的影响

3 种铸造工艺浇注的 Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金铸态试样室温拉伸测试结果如表 2 所示。

从该表中数据可知,3 种工艺浇注的同成分 Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金在铸态下均具有较好的室温拉伸性能,其中抗拉强度 $R_m$ 为 715~731 MPa,屈服强度 $R_{p0.2}$ 为 631~664 MPa,伸长率 $A$ 为 8%~15%,断面收缩率 $Z$ 为 24%~28%。比较 3 种工艺试样的拉伸塑性可知,在铸态条件下,石墨型试样塑性最好,伸长率最高达 15%;金属型试样次之,伸长率最高为 13%;陶



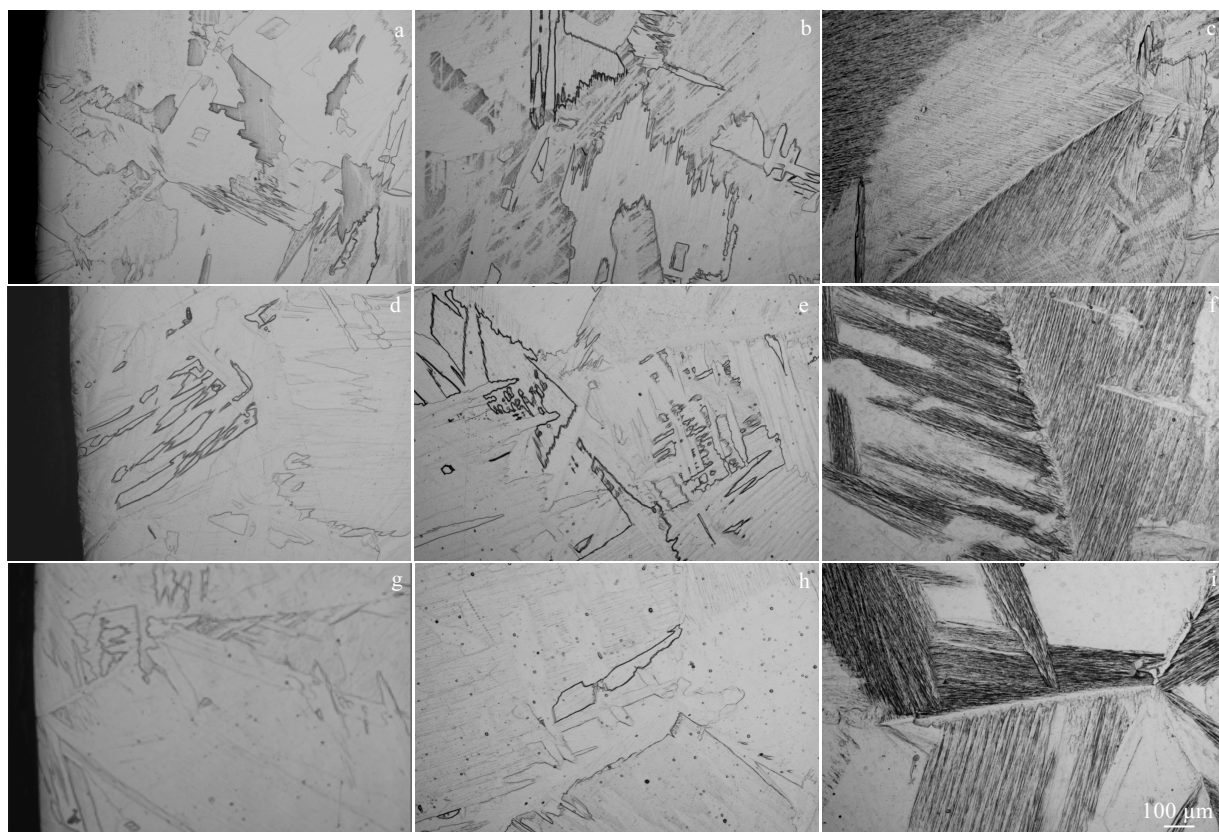


图5 铸态 Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金的显微组织

Fig.5 Microstructures of as-cast Ti5Al2.5Sn ELI alloy samples casted by graphite mold (a~c), metal mold (d~f), and ceramic mold (g~i) at different positions: (a, d, g) edge, (b, e, h) core, and (c, f, i) deeply etched core

表2 Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金的铸态室温拉伸性能

Table 2 Tensile properties of as-cast Ti5Al2.5Sn ELI titanium alloy at room temperature

Sample	Mold	$R_m$ /MPa	$R_{p0.2}$ /MPa	$A$ /%	$Z$ /%
1#-1	Graphite	715	631	14.0	27
1#-2	Graphite	721	639	15.0	27
2#-1	Steel	724	647	12.5	26
2#-2	Steel	728	652	13.0	28
3#-1	Ceramic	730	660	9.5	25
3#-2	Ceramic	731	664	8.0	24

瓷型试样最差, 伸长率最低仅 8%。从石墨型工艺到陶瓷型工艺, Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金伸长率最高降幅达 46%, 铸造工艺对该合金的塑性具有强烈影响。从强度数据来看, 不同工艺试样抗拉强度差别最高为 16 MPa, 相差约 2.2%; 屈服强度最高差别为 33 MPa, 相差约 5%。可见, 不同工艺试样的抗拉强度、屈服强度虽有不同, 但差别较小, 铸造工艺对 Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金铸态强度影响较小。

Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金的铸态组织为片层组织。 $\alpha$  集束尺寸和  $\alpha$  片厚度对其力学性能具有重要影响。研

究表明<sup>[11]</sup>, 同一集束内的  $\alpha$  片具有相同的贯析面, 集束尺寸越大, 位错越容易穿过平行的  $\alpha$  集束, 且垂直滑移距离越长, 越易在晶界处产生严重的位错塞积, 从而促进空洞的形成和发展, 导致试样过早断裂, 塑性越低。而  $\alpha$  片厚度越大, 滑移间距越大, 塑性也就越低。本研究中, 石墨型浇注的 Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金试样, 由于冷速快,  $\alpha$  集束及  $\alpha$  片小而薄, 塑性最好, 因此具有最高的伸长率; 陶瓷型浇注的试样, 冷却速率最慢,  $\alpha$  集束和  $\alpha$  片厚度相对偏大, 因此塑性低, 伸长率最小; 金属型试样由于冷速居中, 其  $\alpha$  集束及  $\alpha$  片厚度大小也居中, 因此其伸长率也居中。

### 3 结 论

1) 石墨型浇注的 Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金试样表面较粗糙, 具有大量凸起, 粗糙度  $R_a$  达 25  $\mu\text{m}$  以上, 陶瓷型和金属型浇注的表面则较为光滑, 粗糙度  $R_a$  达 3.2~6.3  $\mu\text{m}$ , 金属型试样表面存在局部冷隔和气孔缺陷。

2) 石墨型浇注的 Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金铸态宏观组织主要由较细小的等轴晶组成, 尺寸 0.2~0.8 mm,

兼有少量柱状晶；金属型的由外层等轴晶、中间柱状晶和心部等轴晶组成，等轴晶尺寸 0.4~1 mm，柱状晶尺寸  $\geq 0.5 \text{ mm} \times 4 \text{ mm}$ ；陶瓷型的由粗大柱状晶及少量等轴晶组成，粗大晶粒尺寸  $\geq 2 \text{ mm} \times 4 \text{ mm}$ 。

3) 3 种工艺浇注的 Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金铸态显微组织均由不规则边界的  $\alpha$  集束组成，石墨型  $\alpha$  集束边界呈剧烈变化的锯齿状，金属型的同样具有锯齿状边界，陶瓷型的相对平直； $\alpha$  集束内部由片状  $\alpha$  相组成，石墨型的  $\alpha$  片最为细小，陶瓷型的最大，金属型的居中。

4) 3 种工艺浇注的 Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金铸态室温抗拉强度为 715~731 MPa，伸长率为 8%~15%，其中石墨型的伸长率最高、金属型的次之、陶瓷型的最低；铸造工艺对合金的塑性影响强烈，但对强度影响较小；铸型表面形貌、导热系数的不同是导致铸态试样表面形貌、宏微观组织差异的主要原因， $\alpha$  集束大小及  $\alpha$  片厚度不同是拉伸性能差异的主要原因。

#### 参考文献 References

- [1] Yuri T, Ono Y, Ogata T. *Science and Technology of Advanced Materials*[J], 2003, 4(1): 291
- [2] Ogata T, Matsuoka S. *Advances in the Astronautical Sciences* [J], 2004, 117: 639
- [3] Aldo G, Stefano M. *International Journal of Fracture*[J], 2007,

146(7): 61

- [4] Wang Yanling, Hui Songxiao, Liu Rui *et al. Rare Metals*[J], 2014, 33(4): 127
- [5] Wang Jiangbo(王江波), Ma Jinfeng(马金锋), Gao Baodong(高宝东) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2005, 34(S3): 573
- [6] Li Shenggang(李圣刚), Lv Hongjun(吕宏军), Shi Jinliang(史金靓) *et al. Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2011, 28(2): 19
- [7] Xu Lei(徐磊), Wu Jun(邬军), Liu Yuyin(刘羽寅) *et al. Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2011, 28(4): 19
- [8] Liu Shibing(刘时兵), Lou Yanchun(娄延春), Xu Kai(徐凯) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(S1): 99
- [9] Ren Yafei, Zhao Jun, Xie Huasheng *et al. China Foundry*[J], 2017, 14(1): 55
- [10] Zhou Yanbang(周彦邦). *Introduction of Titanium Alloy Casting*(钛合金铸造概论)[M]. Beijing: Aviation Industry Press, 2000: 81
- [11] Zhu Zhishou(朱知寿). *Research and Development of New-Brand Titanium Alloys of High Performance for Aeronautical Applications*(新型航空高性能钛合金材料技术研究与发展)[M]. Beijing: Aviation Industry Press, 2013: 51

## Influence of Casting Process on Structure and Mechanical Properties of As-cast Ti5Al2.5Sn ELI Titanium Alloy

Liu Shibing, Lou Yanchun, Zhao Jun, Xie Huasheng, Li Chongyang, Liu Hongyu, Zhang Aibo

(State Key Laboratory of Light Alloy Casting Technology for High-end Equipment,  
Shenyang Research Institute of Foundry Co., Ltd, Shenyang 110022, China)

**Abstract:** Titanium alloy Ti5Al2.5Sn ELI is an important structural material in the field of aerospace. In this research, the influence of casting process on the as-cast structure and tensile properties of titanium alloy Ti5Al2.5Sn ELI at room temperature was studied by pouring one furnace alloy with three kinds of mold. The results show that the surface of casting samples from the graphite mold is rough, while that from the ceramic and metal mold is smooth; the macrostructure of samples from graphite mold is composed of numbers of equiaxed crystals and some columnar crystals, while that from the metal mold consists of some equiaxed crystals and numbers of columnar crystals, and that from ceramic mold consists of numbers of columnar crystals and a few equiaxed crystals; the microstructure of the alloy under different processes is composed of irregular boundary  $\alpha$  cluster, the inner part is composed of sheet  $\alpha$  phase; the width of  $\alpha$  sheet of sample from the graphite mold is the smallest, that from the metal mold is in the middle, and that from the ceramic mold is the largest; the tensile strength of alloy is 715~731 MPa; the elongation is 8%~15%, the elongation of samples from the graphite mold is the highest, that from the metal mold is the second, and that from the ceramic mold is the lowest. The influence of molds on the elongation is obvious, but that on the strengths is relatively not; the difference of surface morphology and thermal conductivity of the mold, and the difference of  $\alpha$  cluster size and  $\alpha$  sheet thickness of samples are the main reasons for the phenomena.

**Key words:** Ti5Al2.5Sn ELI; titanium alloy; casting; structure; mechanical properties

Corresponding author: Lou Yanchun, Ph. D., Professor, Shenyang Research Institute of Foundry Co., Ltd, Shenyang 110022, P. R. China, Tel: 0086-24-89354095, E-mail: louych@chinasrif.com