

Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金铸造组织与力学性能研究

刘时兵¹, 娄延春¹, 徐凯², 刘宏宇¹, 赵军¹, 金磊¹, 史昆¹

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

(2. 中国人民解放军空军驻辽宁地区军事代表室, 辽宁 沈阳 110034)

摘要:采用 TEM、XRD 等方法对 Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金的铸造组织和力学性能进行了研究。结果表明, Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金铸态显微组织由 α 相组成, 并呈片状分布, 经 HIP 处理后显微组织未有明显变化, 缺陷弥合部位有再结晶现象; 该合金在常温下具有中等强度和良好塑、韧性, 疲劳裂纹扩展速率较低, 断裂韧性采用 25 mm 试样无法获得准确 K_{Ic} 值, 只能得到条件值 K_q , ELI 级合金的抗断裂和抗裂纹扩展能力高于非 ELI 级合金。

关键词: Ti5Al2.5Sn ELI; 断裂韧性; 疲劳裂纹扩展速率; 钛合金; 铸造

中图分类号: TG146.2³

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)S1-099-05

超低间隙 (Extra Low Interstitial, ELI) 钛合金是间隙型元素 (C、N、H、O) 和杂质元素 (Fe、Si 等) 控制到较低水平的一类合金, 是为满足零件的损伤容限设计需求而提出的。自 20 世纪 60 年代以来, 美国、英国等少数国家相继开发了各自的超低间隙钛合金^[1], 如美国 Ti-6-4 ELI 和 Ti-5-2.5 ELI 合金、英国 IMI318 ELI 合金、法国 TA6V ELI 合金等。由于超低间隙钛合金在航空、航天领域的重要应用前景, 大量研究已针对其展开, 如氧含量对 Ti6Al4V ELI 热变形特征影响、表面粗糙度和划痕对 Ti5Al2.5Sn ELI 低温疲劳性能影响、冷却速度对 TA15 ELI 合金组织与性能影响等^[2-5]。相关研究大都集中在变形或粉末冶金成形超低间隙钛合金的成分、组织、性能等方面。近年来, 随着航空航天技术的快速发展, 超低间隙钛合金在火箭、飞机、导弹等装备上的应用已呈现铸件化趋势, 对超低间隙钛合金的铸造组织、性能等基础数据提出了急需, 但目前鲜有相关报道。为此, 本实验以 Ti5Al2.5Sn ELI 合金为对象, 开展了超低间隙钛合金铸造组织和力学性能研究, 以为超低间隙钛合金铸造应用提供技术支持。

1 实验

采用真空自耗电极电弧凝壳炉进行试样的熔炼和浇注。母合金采用经真空二次熔炼的 Ti5Al2.5Sn ELI 合金铸锭; 铸型采用高纯石墨制备, 经 800 °C 真空除气处理后用于浇注。试样经 HIP 处理 (920±10 °C 保温 2 h, 压力 130 MPa) 后进行化学成分、力学性能和

金相组织分析。其中, 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; 拉伸性能测试采用万能材料试验机 CSS-1120, 断裂韧性和疲劳裂纹扩展速率测试采用 Instron8801 电液伺服疲劳试验机, 试样采用 25 mm 标准试样, 测试温度均为常温。利用 D/max 2500pc X 射线衍射分析仪进行物相分析 (Cu 靶, 电压: 100 kV)。金相试样腐蚀液配比为 HF:HNO₃:H₂O=1:3:7, 显微组织观察采用日本 OLYCIAm³ 型光学显微镜和 JEM200CX 透射电镜。

2 结果及讨论

2.1 化学成分

最终浇铸的 Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金化学成分如表 1 所示。目前, 仅美国 AMS4909、AMS4924 和中国 GB3620.1 标准对 Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金的化学成分给出了明确范围, 且三者规定内容基本一致, 见表 1。可以看出, 本实验铸造 Ti5Al2.5Sn ELI 合金杂质元素控制到较低水平, 尤其是间隙型元素 C、N、H、O 的含量极低, 符合超低间隙钛合金的要求。

2.2 铸造组织

图 1 是铸造 Ti5Al2.5Sn ELI 合金不同状态下的显微组织。可以看出, 铸态下, 铸造 Ti5Al2.5Sn ELI 合金显微组织保留着原始 β 相晶界, 晶粒内部分布有板条集束, 并且板条集束呈一定位向排列, 板条集束边界清晰可见, 为典型的魏氏体组织。在原始 β 相晶界

收稿日期: 2016-12-11

基金项目: 国家自然科学基金 (51375318); 沈阳市科技计划 (F14-178-1-00)

作者简介: 刘时兵, 男, 1979 年生, 博士生, 沈阳铸造研究所, 辽宁 沈阳 110022, 电话: 024-89354095, E-mail: ls-b@163.com

表 1 Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of Ti5Al2.5Sn ELI alloy (wt%)

Condition	Alloy	Al	Sn	C	N	H	O	Fe
Forging	Ti-5-2.5 ELI*	4.5~5.75	2.0~3.0	≤0.05	≤0.035	≤0.0125	≤0.12	≤0.25
Forging	TA7 ELI**	4.5~5.75	2.0~3.0	≤0.05	≤0.035	≤0.0125	≤0.12	≤0.25
Casting	-	5.1	2.7	0.02	0.01	0.009	0.05	

Note: *AMS4909, AMS4924; **GB/T 3620.1-2007

上, 分布有连续或不连续的晶界相, 晶界相粗大且晶界呈不规则曲线。图 2 是两种组织的衍射分析结果, 从图 2a 可以看出, 铸态下, Ti5Al2.5Sn ELI 合金主要由 α 相组成, 可以确定图 1a 中的板条集束均是 α 相。对于晶界相, 透射分析结果 (见图 3) 表明其同样是 α 相。在 HIP 状态下, Ti5Al2.5Sn ELI 合金显微组织仍由板条集束和原始 β 相晶界组成 (见图 1b), 主要组成相仍是片状 α 相 (见图 2b)。但与铸态组织不同的是, HIP 态组织中板条集束数量减少, 且有一定程度长大; 晶界相变得细小, 且晶界对平直。

产生这种现象的原因是铸态组织是一种不平衡组织, 冷却时处于急冷条件, 成分和组织不均匀, α 相优先在具有晶体缺陷的原始 β 相晶界上形核长大。而 HIP 处理是一种特殊的退火处理工艺。文献^[6]指出, 热等静压处理时铸造缺陷的弥合是一个蠕变、扩散的

过程。在加热及保温阶段, 合金元素存在二次扩散, 合金成分相对均匀, 其冷却过程是一种缓冷过程, 不同于浇注过程, 无快冷组织生成; 对于晶界 α 相, 在高温、高压作用以及铸造内应力的驱动下, 部分晶界 α 相发生变形或重结晶, 晶界 α 相不断向两端和厚度方向生长, 逐步转变为片状 α 相, 造成原始 β 相晶界变窄或消失。

2.3 力学性能

2.3.1 拉伸性能

表 2 是铸造 Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金的室温拉伸性能。可以看出, 铸态下, Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金具有中等强度和良好的塑性; 经热等静压后, 该合金的强度和弹性模量没有明显变化, 但合金的塑性有明显提

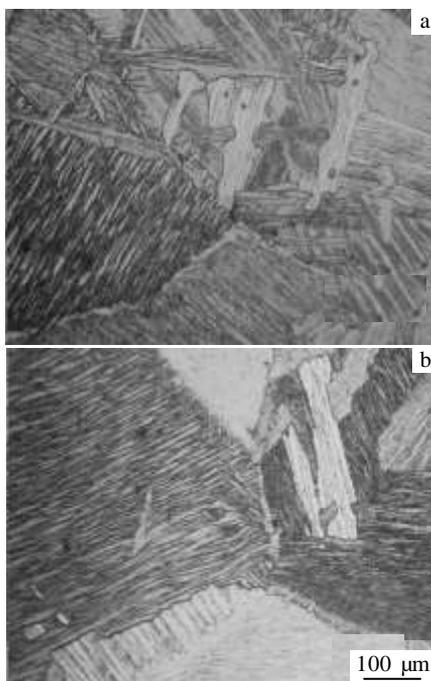


图 1 铸造 Ti5Al2.5Sn ELI 合金的显微组织

Fig.1 Microstructures of cast Ti5Al2.5Sn ELI alloy: (a) as cast and (b) as HIPed

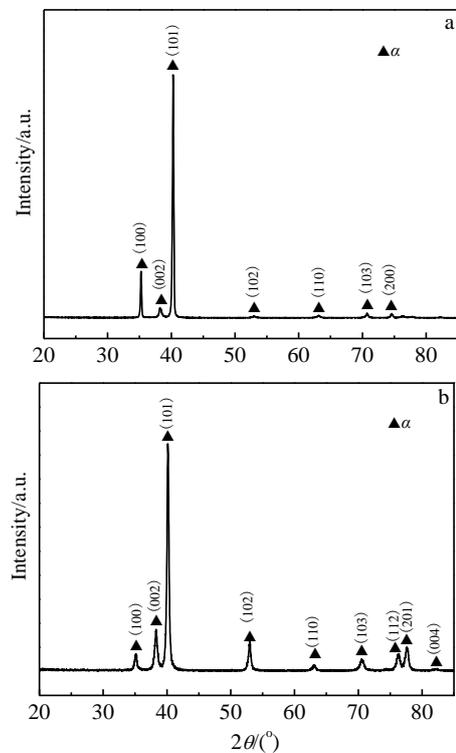


图 2 Ti5Al2.5Sn ELI 合金 XRD 图谱

Fig.2 XRD patterns of Ti5Al2.5Sn ELI alloy: (a) as cast and

(b) as HIPed

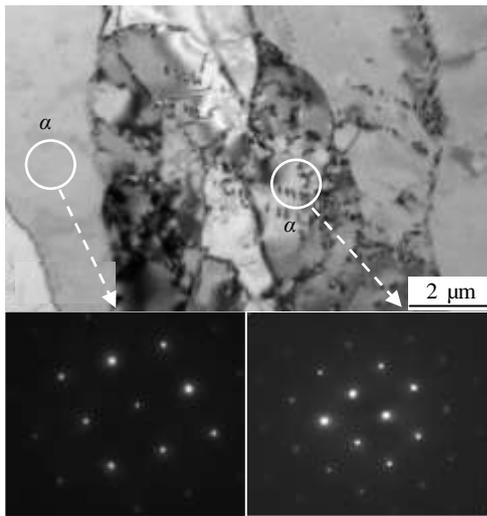


图 3 Ti5Al2.5Sn ELI 合金透射电镜分析

Fig.3 TEM image of cast Ti5Al2.5Sn ELI alloy

高。产生这种现象的原因主要与热等静压过程中合金的显微组织变化有关。一方面, 经热等静压后, 铸件中的宏观和微观缺陷如气孔、缩松、缩孔等得到消除, 拉伸过程中因缺陷而引起的裂纹源大量减少; 另一方面, 在缺陷的压合部位, 等轴晶区的各个晶粒之间彼此交叉, 枝杈间的搭接牢固, 不存在明显的脆弱界面, 裂纹不易扩展^[7]。图 4 是铸造 Ti5Al2.5Sn ELI 合金的室温拉伸断口形貌。可以看出, 铸态拉伸断口深韧窝很少, 且大部分是小而浅的韧窝; 而热等静压后的拉伸断口则分布较多大而深的韧窝, 且大韧窝中还有大量小韧窝。韧窝的大小、深浅和数量与断裂过程中吸收的能量直接相关, 大而深、数量多的韧窝可吸收较多能量, 合金不易断裂, 合金具有良好的塑性。拉伸断口形貌再次表明, 经热等静压后, 合金的塑性有明显提高。

2.3.2 疲劳裂纹扩展速率

图 5 是经热等静压后合金的疲劳裂纹扩展速率

表 2 Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金的室温拉伸性能

Table 2 Tensile properties of Ti5Al2.5Sn ELI alloy at room temperature

Condition	Sample	R_m /MPa	$R_{p0.2}$ /MPa	A/%	Z/%	E/GPa
As cast	#1	785	745	12.0	24.5	121
	#2	790	750	11.5	22.0	123

HIP	#3	795	760	17.5	29.0	123
	#4	790	755	15.5	28.0	122

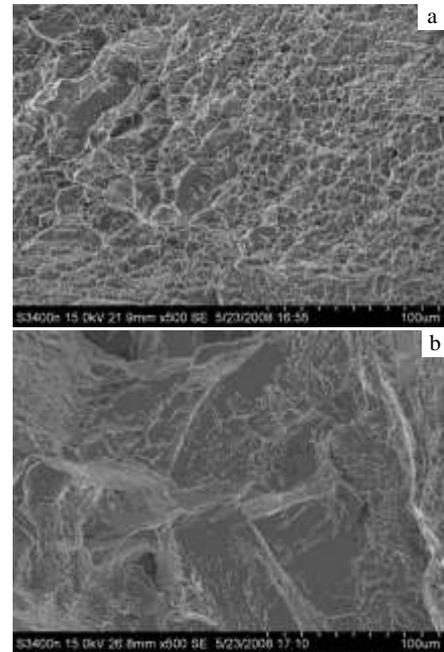


图 4 Ti5Al2.5Sn ELI 钛合金拉伸断口形貌

Fig.4 Tensile fracture morphologies of Ti5Al2.5Sn ELI alloy:

(a) as cast and (b) as HIPed

da/dN 随应力强度因子 ΔK 变化的情况。可以看出, 在 Paris 区的 ΔK 范围内, ELI 级合金的 da/dN 曲线 (图 5b) 均在非 ELI 级合金的曲线 (图 5a) 之下。在同一 ΔK 值下, Ti5Al2.5Sn 合金的 da/dN 值高于 Ti5Al2.5Sn ELI 合金。da/dN 是衡量材料可靠性的重要指标之一, da/dN 越低, 材料的抗疲劳裂纹扩展能力越高。因此, Ti5Al2.5Sn ELI 合金的抗疲劳裂纹扩展能力要高于 Ti5Al2.5Sn 合金, 同时也可得出, ELI 级钛合金的抗疲劳裂纹扩展能力要高于非 ELI 级钛合金。

对于钛合金的疲劳裂纹扩展速率, 其影响因素较多, 如载荷比、显微组织、环境因素等, 国内外学者已开展大量研究^[8], 并提出不同观点。对于同一主成分同一热处理状态的合金, 除上述因素外, 本文认为, 影响合金 da/dN 的主要因素是间隙元素(C、N、H、O)的含量。在钛合金中, C、N、H、O 4 种元素是以间隙方式存在于晶体的四面体和八面体间隙中的, 并与钛形成间隙固溶体。它们的存在一方面造成晶格畸变, 造成部分滑移路径阻塞, 滑移系减少, 位错运动受阻, 导致合金强度提高; 另一方面, 这种晶格畸变减少了裂纹尖端的塑性区, 使得塑性区更易产生应力

集中而承受较高载荷，为裂纹扩展提供了驱动力，使得裂纹更易在具有点阵缺陷的 α 片层内扩展。

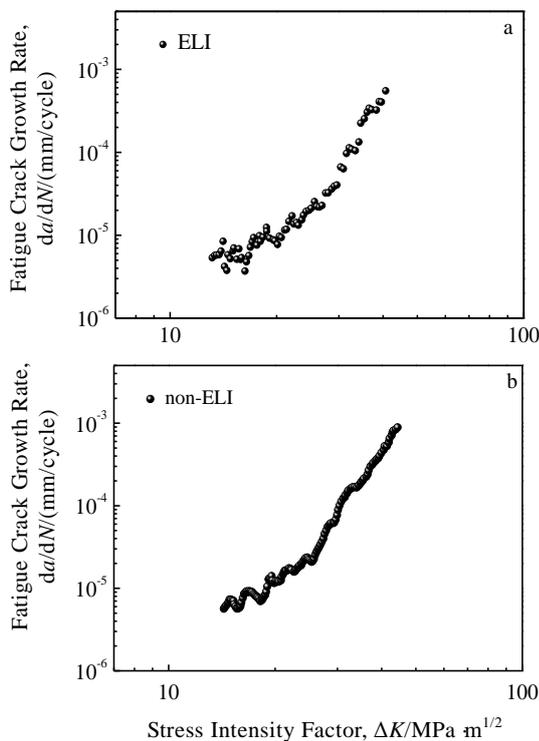


图 5 Ti5Al2.5Sn 钛合金热等静压后的疲劳裂纹扩展速率
Fig.5 Fatigue crack growth rate of Ti5Al2.5Sn alloy after HIP treatment: (a) Ti5Al2.5Sn ELI and (b) Ti5Al2.5Sn

2.3.3 断裂韧性

表 3 是合金的断裂韧性试验数据。在工程领域，通常采用材料的平面应变断裂韧性 K_{Ic} 作为损伤容限设计依据。本实验中，按照 K_{Ic} 的测试条件进行试验，获得了 K_{Ic} 的条件值 K_q 。 K_q 作为有效的 K_{Ic} 值需满足平面应变断裂韧性的 2 个约束条件，即试样尺寸满足 $B, a_0, (W-a_0) \geq 2.5(K_q/R_{p0.2})^2$ 和载荷比满足 $P_{max}/P_q \leq 1.10$ （其中， P_{max} 是最大载荷， P_q 为条件载荷， a_0 为裂纹长度）。由于表 3 中 P_{max}/P_q 均大于 1.1 且 $B, a_0, (W-a_0) < 2.5(K_q/R_{p0.2})^2$ ，不符合有效 K_{Ic} 的计算判据，无法获得有效 K_{Ic} 。这与文献^[9]的 TC4 ELI 合金断裂韧性研究具有相同现象。为此，本实验采用 K_q 作为断裂韧性大小的判断依据。从表中数据可以看出，Ti5Al2.5Sn ELI 合金的 K_q 值要高于 Ti5Al2.5Sn 合金。已有研究^[10]表明，材料的断裂韧性与平面应变塑性区尺寸 r_0 的大小和屈服强度 $R_{p0.2}$ 有关。

$$r_0 = (K_q/R_{p0.2})^2 / (4\sqrt{2}\pi) \quad (1)$$

一般来说，断裂韧性随 r_0 的增大而增大，随 $R_{p0.2}$ 的升高而减小。其主要原因是屈服强度的升高减小了材料所能承受的导致失效载荷的区域，并导致所能承受的最大载荷减小；而塑性区越大，能够吸收的外界做功也就越高，所能承受的外力也越大，断裂韧性就越高。从表 2 和表 3 的数据来看，本研究的 Ti5Al2.5Sn ELI 合金，其断裂韧性 K_q 变化趋势与 r_0 的变化趋势一致，而与 $R_{p0.2}$ 的变化趋势相反，与文献^[10]的研究规律一致。

表 3 超低间隙与非超低间隙铸造钛合金的断裂韧性

Table 3 Fracture toughness of ELI grade and non-ELI grade cast alloys

Alloy	No.	B/mm	W/mm	a_0 /mm	$(W-a_0)$ /mm	P_{max} /kN	P_q /kN	P_{max}/P_q	$2.5(K_q/R_{p0.2})^2$ /mm	K_q /MPa.m ^{1/2}	r_0 /mm
Ti5Al2.5Sn ELI	1	25.47	50.13	27.05	23.08	89.50	50.44	1.77	39.26	97.12	0.88
Ti5Al2.5Sn ELI	2	25.45	50.21	26.88	23.33	89.52	51.39	1.74	39.42	97.32	0.89
Ti5Al2.5Sn	3	25.30	50.73	24.90	25.83	97.13	56.64	1.71	32.10	87.83	0.72
Ti5Al2.5Sn	4	25.45	50.22	26.24	23.98	88.90	47.25	1.88	30.61	85.75	0.69

3 结 论

1) 铸造 Ti5Al2.5Sn ELI 合金的铸态与 HIP 态组织均由单一 α 相组成，相对铸态组织，HIP 组织中的 α 片粗化，板条集束数量减少，局部呈等轴化，原始 β 相晶界变窄或消失。

2) 经 HIP 处理后，铸造 Ti5Al2.5Sn ELI 合金的拉伸强度和弹性模量基本不变，但塑性有明显提高，塑性升高的原因在于 HIP 处理过程中内部孔洞缺陷的弥

合和铸造应力的消除。

3) 铸造 Ti5Al2.5Sn ELI 合金的断裂韧性要高于非 ELI 级合金，疲劳裂纹扩展速率则是 ELI 级合金低于非 ELI 级合金，对于同主成分合金，抗损伤能力 ELI 级合金要高于非 ELI 级合金。

参考文献 References

[1] 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研究与发展)[M]. Beijing: Aviation Industry Press, 2013: 106
- [2] Prasad Y V R K, Seshacharyulu T, Medeiros S C *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2001, 108(3): 320
- [3] Yuri T, Ono Y, Ogata T. *Science and Technology of Advanced Materials*[J], 2003, 4(4): 291
- [4] Li Shikai(李士凯), Hui Songxiao(惠松骁), Ye Wenjun(叶文君) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程) [J], 2007, 36(5): 786
- [5] Wu Jun(邬军), Xu Lei(徐磊), Lei JiaFeng(雷家峰) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals* (中国有色金属学报) [J], 2010, 20(S1): 299
- [6] Wang Xiaolin(王晓林), Zhang Zhilong(张志龙), Zhang Yansheng(张延生) *et al. Foundry* (铸造) [J], 2011, 60(8): 731
- [7] Cui Zhongqi(崔忠圻). *Principles of Metallurgy and Heat Treatment*(金属学与热处理原理)[M]. Harbin: Harbin Institute of Technology Press, 2007: 181
- [8] Ma Yingjie(马英杰), Li Jinwei(李晋炜), Lei Jiafeng(雷家峰) *et al. Acta Metallurgica Sinica* (金属学报) [J], 2010, 46(9): 1086
- [9] Zhang Yajun(张亚军), Lü Yifang(吕逸帆). *Development and Application of Material* (材料开发与应用) [J], 2012, 27(2): 14
- [10] Ma Yingjie(马英杰), Wang Dingchun(王鼎春), Wang Hongwu(王红武) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals* (中国有色金属学报) [J], 2010, 20(S1): 414

Microstructure and Mechanical Properties of Ti5Al2.5Sn ELI Titanium Alloy

Liu Shibing¹, Lou Yanchun¹, Xu Kai², Liu Hongyu¹, Zhao Jun¹, Jin Lei¹, Shi Kun¹

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

(2. Military Deputy of Aircraft of PLA in Liaoning Province, Shenyang 110034, China)

Abstract: Microstructure and mechanical properties of Ti5Al2.5Sn ELI (Extra Low Interstitial) alloy were studied by of TEM, XRD, etc. The results indicate that the cast microstructure of Ti5Al2.5Sn ELI alloy consists of single α phase which is distributed in platelet. After HIP treatment, there is no obvious change in the microstructure but the recrystallization occurs at the position of defects closed. The HIPed alloy has moderate strength, good plasticity and toughness. The fatigue crack growth rate of the alloy is low, and only the condition value K_{Ic} can be obtained by testing fracture toughness with specimens of 25 mm in thickness, rather than the accurate value of K_{Ic} . The ability of anti-fracture and crack propagation of ELI grade titanium alloy is higher than those of non-ELI grade alloy.

Key words: Ti5Al2.5Sn ELI; fracture toughness; fatigue crack growth rate; titanium alloy; casting

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