

引文格式:于玉城,王振玲,杨绍利,等.真空感应悬浮熔炼技术制备高温钛合金及其力学性能演变规律[J].中国有色冶金,2025,54(1):15-22.

YU Yucheng, WANG Zhenling, YANG Shaoli, et al. Preparation of high temperature titanium alloy by vacuum induced suspension melting and its mechanical properties evolution[J]. China Nonferrous Metallurgy, 2025, 54(1): 15-22.

真空感应悬浮熔炼技术制备高温钛合金 及其力学性能演变规律

于玉城,王振玲,杨绍利,杨攀

(攀枝花学院 钒钛学院,四川 攀枝花 617000)

[摘要] 本研究采用真空感应悬浮熔炼法制备高温钛合金铸锭,合金名义成分为 Ti-5.8Al-3Sn-8Zr-0.5Mo-0.7Nb-0.25Si。利用金相显微镜、X射线衍射仪、万能拉伸试验机、热模拟试验机等手段和方法研究厚壁钛合金铸件从芯部到边缘的显微组织和力学性能演变规律。试验结果表明:钛合金铸锭芯部由于冷却速度较慢,形成了 α -Ti层片较宽的网篮组织,随测试位置由芯部向边缘移动, α -Ti层片逐步细化,层片宽度由6.65 μm 减小到2.99 μm ,值得注意的是处于芯部和边缘之间的 α -Ti层片宽度波动幅度较大,分布不均匀。室温拉伸性能表明,芯部到边缘的强度变化呈现先下降后升高的规律,且边缘位置与芯部强度值相近,归因于铸造缺陷对力学性能的恶化效果明显弱化了细晶强化效果。高温拉伸变形机制主要受位错滑移机制和扩散变形机制共同控制,600~700 $^{\circ}\text{C}$ 温度范围内,温度越高,强度越低延伸率越好,边缘样品的抗拉强度比芯部略高,且随温度增加其强度差有缩减趋势;热压缩性能测试表明,在950 $^{\circ}\text{C}$ 下,不同取样位置的钛合金极限压缩强度差异不大,芯部位置强度略高于边缘位置,950 $^{\circ}\text{C}$ 条件下材料的变形机制完全为高温扩散型变形机制。

[关键词] 高温钛合金;真空感应悬浮熔炼;显微组织;力学性能;铸造缺陷;位错滑移机制;扩散变形机制

[中图分类号] TF823; TF125.2+2 [文献标志码] A [文章编号] 1672-6103(2025)01-0015-08
DOI:10.19612/j.cnki.cn11-5066/tf.2025.01.002

相比镍基高温合金和结构钢等材料,高温钛合金具有低密度、高比强度和耐腐蚀等优点,在先进航空发动机高压压气机关键部件中具有明显的应用优势。高温钛合金的研究始于20世纪50年代初,经国内外学者多年的研究,取得巨大突破:常温抗拉强度从300 MPa提高到1500 MPa,服役温度从300 $^{\circ}\text{C}$ 提高到600 $^{\circ}\text{C}$ ^[1-4]。

现阶段报道的钛合金制备方法主要有铸造、锻造、焊接、粉末冶金及增材制造。铸造技术主要适用

于大型复杂结构件;锻造可将铸造坯件组织致密晶粒细化,因此性能大幅提高,是现阶段研究热点;焊接可将钛合金焊接为大型构件或与采用异种焊接实现材料的复合应用;粉末冶金技术可克服铸造组织的成分偏析等问题,获得均匀的组织性能;增材制造配合后续的热等静压技术,可大幅提高钛合金材料利用率,同时可用于加工复杂结构件,是一种新型且极具发展潜力的制备技术^[5-8]。这些制备技术各有优点和不足,众多的科技工作者围绕不同的技术开展研究工作,为钛合金的应用提供重要的数据支持。基于大数据分析,关于钛合金铸造组织及性能方面的研究数据明显不足,特别是大型厚壁铸件的研究鲜有报道。

以国内牌号 Ti60 为例,该合金名义成分为 Ti-

[收稿日期] 2024-09-05

[第一作者] 于玉城(1973—),男,黑龙江海林人,博士,副教授,主要从事钛合金及表面技术相关研究工作。

[基金项目] “材料腐蚀与防护四川省重点实验室”开放课题基金项目(2022CL13)。

5.8Al-4.8Sn-2Zr-1Mo-0.35Si-0.85Nd,合金元素质量比高达14.8%,与应用广泛的TC4合金相比,Ti60钛合金铸件的成分和组织均匀性明显变差,归因于合金密度的不同和溶质再分配的不均^[9-11]。因此开展高温钛合金铸件组织及性能均匀性的研究极有必要。本试验采用真空感应悬浮熔炼技术制备厚壁钛合金坯件,在熔炼过程中钛合金熔体处于悬浮或半悬浮状态,与冷的铜坩埚壁软接触,同时由于强烈的电磁搅拌作用,使熔体中各元素得到充分对流,能够很好解决在制备高纯净、高熔点和高活性合金材料容易出现的坩埚材料对所熔合金材料污染及组分不均等问题。研究过程利用真空感应悬浮熔炼炉的结构特点(即靠近水冷铜坩埚边缘位置优先冷却凝固,芯部位置后冷却凝固),探讨厚壁铸件组织和性能均匀性及电磁搅拌条件下顺序凝固的可行性,为真空感应悬浮熔炉高温钛合金技术制备厚壁钛合金铸件提供数据支撑,具有重要的

理论和实践意义。

1 试验材料与试验方法

1.1 钛合金铸锭制备

熔炼的目标高温钛合金名义成分为Ti-5.8Al-3Sn-8Zr-0.5Mo-0.7Nb-0.25Si,实测成分见表1,所需原材料见表2。利用真空感应悬浮熔炼炉制备高温钛合金铸锭,炉总重10 kg,铝烧损率按6%计算,最终铸锭尺寸为 $\Phi 156.7 \text{ mm} \times 120.6 \text{ mm}$ 。熔炼过程中充入氩气保护,以免熔炼过程中氧溶入熔体中,铸锭凝固过程采用缓慢降低功率来实现逐层凝固,使得表面到芯部表现为不同的冷却速度。从钛锭宏观形貌观察发现,钛锭中心存在较大的缩孔,但除此之外,肉眼并未发现其他明显铸造缺陷。利用线切割从铸锭的顶部切割 $\Phi 156.7 \text{ mm} \times 26 \text{ mm}$ 的原片作为研究对象,在此研究对象上切取金相、热压缩和拉伸试样等,切取位置如图1所示。

表1 高温钛合金实测成分(质量比)

Table 1 Measured composition of high temperature titanium alloy(mass percent) %

元素	Al	Sn	Zr	W	Nb	Mo	Si	Ti
含量	6.10	3.20	7.60	0.85	0.80	0.35	0.28	余量

表2 原材料及纯度(质量比)

Table 2 Raw materials and purity(mass percent) %

原材料	海绵钛	海绵锆	铝锡合金	铝铌合金	铝钼合金	铝硅合金	铝粒
纯度	99.9	99.94	80% Sn	50% Nb	50% Mo	13% Si	99.99

1.2 显微组织观察

利用数控电火花线切割机从钛合金铸锭的芯部到边缘按顺序切取5个 $10 \text{ mm} \times 10 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$ 试样,金相砂纸机械打磨至2000#(砂纸细度),然后对试样进行电解抛光。使用Kroll腐蚀剂对试样进行腐蚀,腐蚀时间大约为10~15 s,在Leica光学显微镜上观察显微组织。

1.3 X射线衍射分析

利用德国布鲁克D8-advance型X射线衍射仪对钛合金进行物相分析,采用Cu靶Ka系辐射,X射线波长为 $0.15406 \times 10^{-9} \text{ m}$,扫描步长为 0.05° ,衍射范围为 $20^\circ \sim 90^\circ$,扫描速度为 0.5 s/步 ,狭缝宽度为 0.06° 。

1.4 拉伸性能测试

采用万能拉伸试验机测试钛合金从芯部到边缘

5个不同位置室温下的拉伸性能,其拉伸试样尺寸如图2(a)所示。采用日本Thermecmator热模拟试验机测试钛合金从芯部到边缘2个不同位置的高温拉伸性能,拉伸试样尺寸如图2(b)所示,拉伸试样厚度均为2 mm。室温拉伸速率采用 0.5 mm/min 的速率进行拉伸,高温拉伸速率为采用 $0.01/\text{s}$ 的速率进行拉伸。高温拉伸加载前,先让待测试样在预设温度下保持1 min再开始加载,预设温度为 950° C 。

1.5 热压缩性能

采用日本Thermecmator热模拟试验机测试钛合金从芯部到边缘5个不同位置的热压缩性能,试样尺寸为 $\Phi 8 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$ 的圆柱体。试验温度为 950° C ,压缩速率为 $0.001/\text{s}$,变形量为50%。

1.6 硬度检测

本试验采用MHB-3000型布氏硬度计测试钛

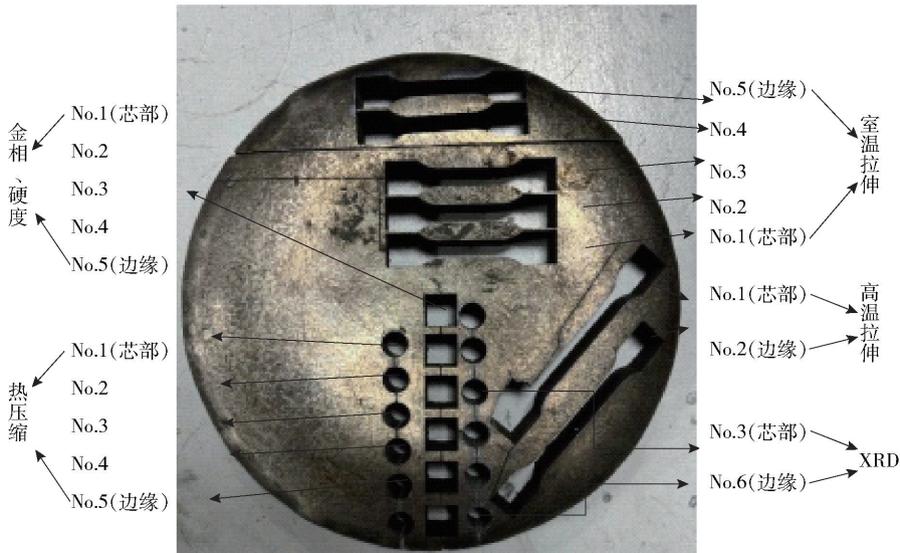


图 1 钛合金铸锭中试样切割位置及用途

Fig. 1 Cutting position and use of the sample in titanium alloy ingot casting

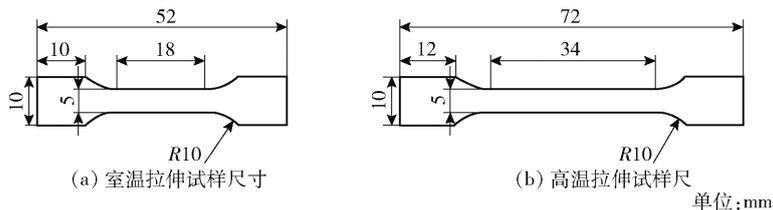


图 2 拉伸试样尺寸

Fig. 2 Size of tensile specimen

合金的表面硬度。其中设备压头直径为 5 mm, 试验力为 500 kgf, 试验力保持时间 30 s。

2 显微组织

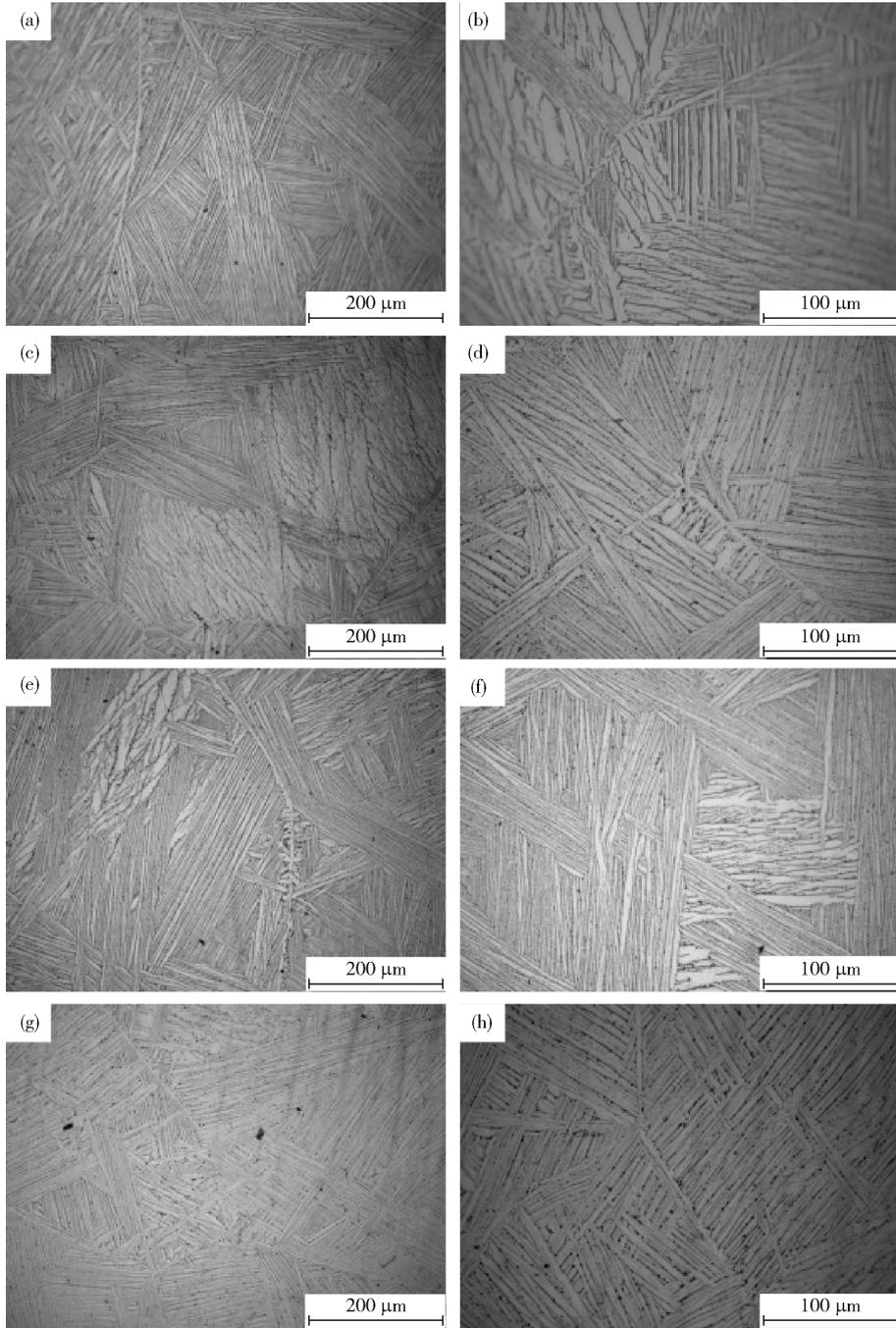
2.1 显微组织

图 3 为从芯部到边缘的钛合金显微组织, 金相试样之间取样间隔为 3 mm。其中, 图 3 (a)、(c)、(e)、(g)、(i) 为低倍金相组织, 从图中可以看出从芯部到边缘的显微组织均显示出网篮组织特征, α -Ti 相为层片形态, 随试样位置逐步向边缘移动, α -Ti 层片宽度有细化倾向。分析认为铸锭边缘位置靠近水冷铜坩埚, 冷却速度快, 过冷度大, 形核率高, 导致 α -Ti 层片细化。为了定量表征层片间距变化情况, 在图 3 (b)、(d)、(f)、(h)、(j) 中选取一定数量的 α -Ti 层片, 测量多组层片间距, 最后取平均值, 试样位置与层片间距关系详见表 3, 从表中可以看出, 随着取样位置从芯部到边缘, α -Ti 层片间距由 6.65 μm 逐渐减小到 2.99 μm 。在金相显微组织观察中,

并未发现明显的缩松、夹杂等铸造缺陷, 表明所熔炼高温钛合金组织较为致密, 但根据以往制备钛合金的文献^[12-13]报道可知, 由于钛合金熔体流动性较差, 显微组织中常存在各种不同尺寸的微孔, 对钛合金力学性能产生不利影响, 因此高性能钛合金都需要经过热变形或是热等静压处置来消除影响。在本试验中, 金相显微观察未发现明显微孔, 但根据本试验中所铸造钛合金室温延伸率很低的数据和理论判断, 组织中必然存在大量的亚微米级微孔。

2.2 X 射线衍射分析

图 4 为真空感应悬浮熔炼法制备的钛合金芯部和边缘位置的 XRD 图谱, 结果表明钛合金主要由 α -Ti 相和极少量 β -Ti 相组成, α -Ti 相的特征峰为 α (002)、 α (101)、 α (102)、 α (110)、 α (200)、 α (112)、 α (201)、 α (004) 和 α (202), β -Ti 的特征峰为 β (211)。但铸锭边缘位置 β -Ti 相衍射峰强度低, 芯部位置 β -Ti 相衍射峰强度高, 表明铸锭芯部位置 β -Ti 相含量较高。



(a), (b) - 位置 No. 1; (c), (d) - 位置 No. 2; (e), (f) - 位置 No. 3; (g), (h) - 位置 No. 4; (i), (j) - 位置 No. 5

图3 钛合金从芯部到边缘的金相组织

Fig. 3 Metallographic structure of titanium alloy from the core to the edge

表3 不同取样位置钛合金的 α -Ti 层片平均间距

Table 3 Average spacing of α -Ti layers of titanium alloys at different sampling locations

试样编号	No. 1 (芯部)	No. 2	No. 3	No. 4	No. 5 (边缘)
距离边缘距离/mm	65 ~ 75	52 ~ 62	39 ~ 49	26 ~ 36	13 ~ 23
α -Ti 层片间距/ μ m	6.65	5.57	4.82	4.56	2.99

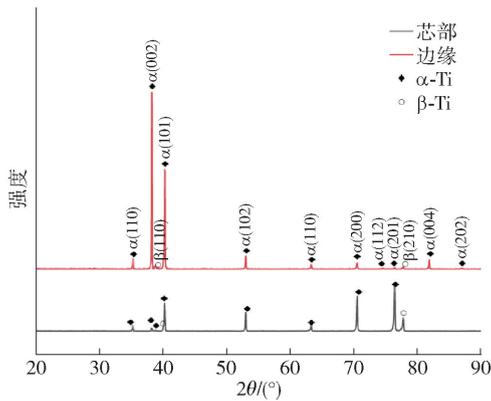


图4 芯部和边缘位置的XRD图谱

Fig. 4 XRD patterns at the core and edge locations

3 力学性能检测与分析

3.1 室温拉伸性能

图5为钛合金铸锭从芯部到边缘的室温拉伸应力-应变曲线,抗拉强度(UTS)和断后伸长率(EL)见表4。从总体上看,抗拉强度变化幅度较小,延伸率很低。

按图3显微组织分析结果,从芯部到边缘, α -Ti层片间距呈现减小规律,由细晶强化理论推断,边缘部分的强度应高于芯部位置的强度,而试验结果并非如此。由图5的曲线和表4的数据可知,芯部到边缘的强度变化呈现出先下降后升高的规律,并非线性升高。分析指出该现象是由铸件在凝固和相变过程中温度场的不均衡所致。由图3可以发现,在同一位置显微组织图中, α -Ti层片宽度在不同区域有着微小的差值,这种差值反映出凝固和相变过程中瞬间温度场的状态。铸锭组织的这种不均匀性,表现出力学性能的短板效应,即强度取决于片层宽度较大位置的强度,所以强度会下降,如图3(e)和(f)中, α -Ti层片宽度的差值较大,强度最低为596 MPa。边缘位置试样强度比芯部仅高出15 MPa,分析数值相近,但与细晶强化计算结果相差较大,主要原因可能是铸态组织存在成分不均和缩松等铸造缺陷,可以推断这些缺陷就是材料断裂的裂纹源,并在材料变形开始阶段快速扩展,表现为脆性断裂,显然,铸造缺陷对力学性能的恶化效果会明显弱化边缘部分的细晶强化效果。总的来看,最低强度出现在中间位置(596 MPa),最高强度出现在边缘位置(685 MPa),芯部强度为670 MPa,边缘位置强度比

芯部强度差值仅为15 MPa,而比组织不均匀的中间位置高89 MPa。可见,平均层片间距并不是影响厚壁钛合金铸锭力学性能的主要因素,组织的均匀性及缺陷控制对力学性能影响更大,在厚壁高温钛合金铸锭的制备过程中,控制组织均匀性及铸造缺陷才是获得高力学性能的关键。

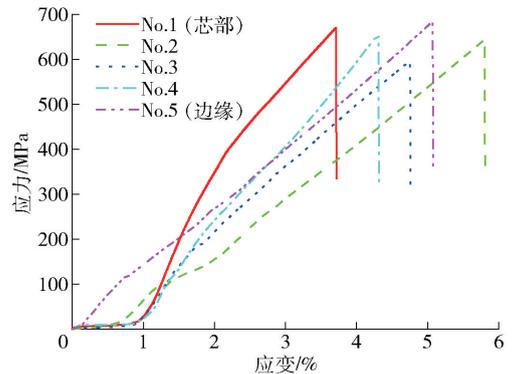


图5 从芯部到边缘的钛合金室温应力应变曲线

Fig. 5 Stress-strain curve of titanium alloy at room temperature from the core to the edge

由表4可以看出,由芯部到边缘,室温延伸率逐渐降低,从1.41%降低到0.28%。这种塑性规律源于钛合金的相组成在不同位置发生了变化。钛合金中 α -Ti相具有较高的强度,而 β -Ti相具有较好的塑性和加工性。铸锭芯部含有的 β -Ti相数量较高,致使芯部塑性较强。总体而言,钛合金铸锭的塑性较低,与铸锭内部存在的铸造缺陷有较大关系。

表4 钛合金铸锭不同位置室温拉伸力学性能

Table 4 The UTS of titanium alloy at different locations at room temperature

取样位置	UTS/MPa	EL/%
No. 1 (芯部)	670	1.41
No. 2	645	0.69
No. 3	596	0.70
No. 4	655	0.54
No. 5 (边缘)	685	0.28

3.2 高温拉伸性能

图6为从芯部到边缘钛合金在600℃、650℃和700℃高温拉伸时的应力-应变(stress-strain)曲线。表5为不同取样位置高温拉伸力学性能数据,可以看出,随着温度的升高,钛合金的抗拉强度逐渐降低,这一趋势在芯部和边缘样品中均相同。室温变

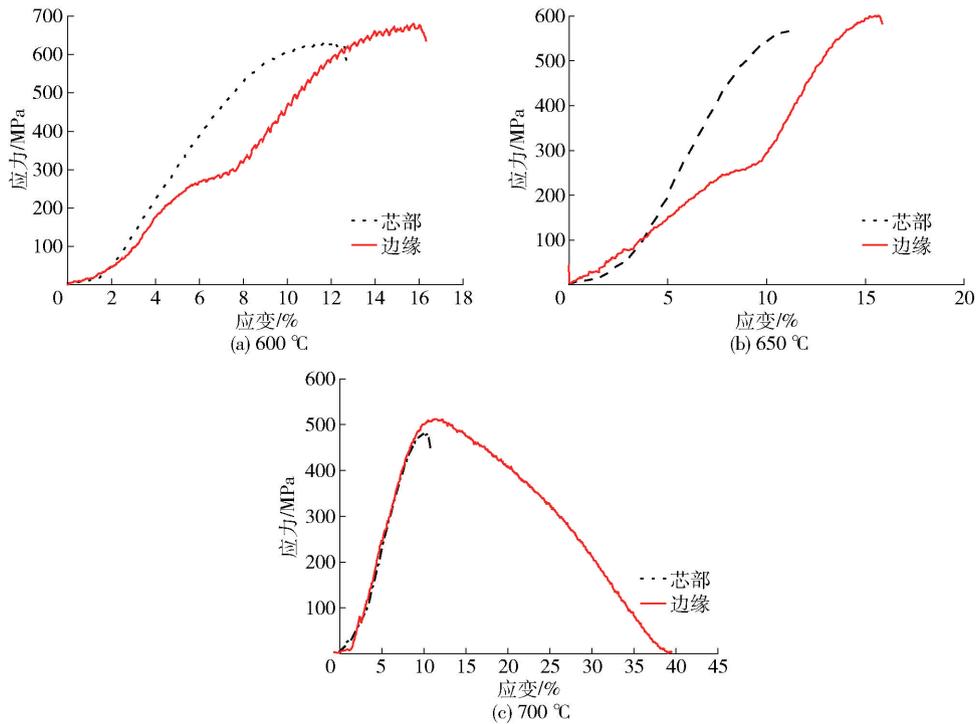


图6 钛合金不同位置高温应力应变曲线

Fig. 6 High temperature stress-strain curves of titanium alloy at different positions

表5 不同温度下不同取样位置高温拉伸力学性能数据

Table 5 High temperature tensile mechanical properties at different locations and temperatures

温度	取样位置	UTS/MPa	EL/%
600 °C	芯部	635	4.11
	边缘	679	4.58
650 °C	芯部	571	4.65
	边缘	601	6.57
700 °C	芯部	482	4.88
	边缘	513	38.92

形机制主要是位错滑移机制,随着温度增加,扩散系数也随之增大,高温扩散变形机制也发挥作用,温度越高作用越大,导致材料强度降低,更容易变形。可以判断,在一定温度范围内,材料受变形位错滑移机制和扩散变形机制的共同作用。在本试验 600 ~ 700 °C 温度范围内,边缘样品的抗拉强度比芯部略高,600 °C 边缘位置抗拉强度比芯部样品高出 44 MPa,650 °C 和 700 °C 强度差缩减为 30 MPa,此时扩散变形机制作用增大,导致晶界强度弱化,细晶强化

效果被削弱。然而,材料的延伸率得到了较大提升,主要归因于高温扩散机制在高温下占主导地位,晶界对位错的钉扎及位错缠结等现象随着扩散作用的增强而逐步减少,位错越来越易滑移。值得注意的是,在固定温度下,边缘位置的延伸率远大于芯部位置的延伸率,且温度越高,这一现象越显著,原因归结为:①边缘位置的组织细密晶界数量和面积远大于芯部位置;②参与扩散的晶界和亚结构远大于芯部位置。

3.3 热压缩性能

图7为钛合金在950 °C下不同取样位置的热压缩真实应力-应变(stress-strain)曲线。由表6中的数据得知,五个取样位置的极限压缩强度(UCS)的最大值(173.51)和最小值(150.03)的波动范围只有23 MPa,芯部样品和边缘样品的UCS差值为14 MPa。可以看出,取样位置对试样在950 °C时的热压缩性能影响不大,芯部极限压缩强度(UCS)略高于边缘部分。这是因为950 °C条件下进行热压缩,材料的变形机制完全为高温扩散型变形机制,晶界及其亚结构的强度低于晶内强度,因此晶粒及其亚结构组织粗化的芯部会获得较高强度,而具有较细

组织的边缘部分则强度较低。

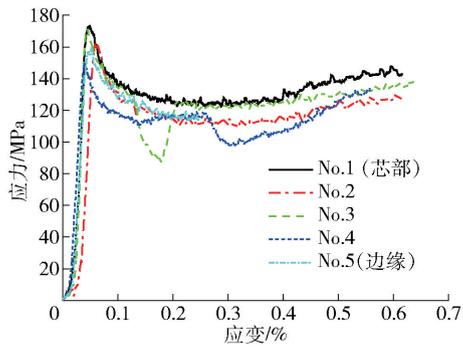


图7 钛合金从芯部到边缘不同取样位置的热压缩性能

Fig. 7 Thermal compression properties of titanium alloy at different sampling locations

表6 从芯部到边缘热压缩性能数据

Table 6 Thermal compression performance data from core to edge

取样位置	UCS/MPa
No. 1(芯部)	173.51
No. 2	161.89
No. 3	171.33
No. 4	150.03
No. 5(边缘)	159.46

4 结论

采用真空感应悬浮熔炼法制备 $\Phi 156.7 \text{ mm} \times 120.6 \text{ mm}$ 高温钛合金厚壁铸锭,合金名义成分为 Ti-5.8Al-3Sn-8Zr-0.5Mo-0.7Nb-0.25Si。利用金相显微镜、X射线衍射仪、万能拉伸试验机、热模拟试验机等手段研究厚壁高温钛合金铸件从芯部到边缘的显微组织和力学性能演变规律,得到以下主要结论。

1) 钛合金主要由 α -Ti 相和极少量的 β -Ti 相组成,相较而言,芯部较边缘位置 β -Ti 相数量要多一些。钛合金铸锭从芯部到边缘显微组织均为网篮组织, α -Ti 层片宽度由芯部向边缘逐步细化。

2) 钛合金从芯部与边缘的室温抗拉强度分别为 670 MPa 和 685 MPa,边缘部分强度略高于芯部。中间位置强度最低,为 596 MPa,初步认为是层片间距的不均匀性导致。

3) 600 ~ 700 °C 温度范围内,温度越高,强度越低延伸率越好;边缘样品的抗拉强度比芯部略高,且随温度增加其强度差有缩减趋势;边缘位置的延伸率远高于芯部位置的延伸率。主要归功于高温扩散机制随温度增加而发挥越来越大的作用。

4) 950 °C 钛合金从芯部到边缘位置热压缩强度在 150.03 ~ 173.51 MPa 之间波动,整体变化不大,取样位置对钛合金的热压缩性能影响较小。芯部位置强度略高于边缘位置,950 °C 条件下材料的变形机制完全为高温扩散型变形机制。

[参考文献]

- [1] 叶园. Zr 含量对 650 °C 短时高温钛合金显微组织和力学性能的影响[D]. 哈尔滨:哈尔滨工业大学,2021.
YE Yuan. Effect of Zr content on microstructure and mechanical properties of high temperature titanium alloys for short-term used at 650 °C [D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2021.
- [2] 杨明华. 650 ~ 700 °C 短时用高温钛合金成分优化及组织性能研究[D]. 哈尔滨:哈尔滨工业大学,2016.
YANG Minghua. Composition optimization and microstructure and mechanical properties of high temperature titanium alloys for short-term used at 650 ~ 700 °C [D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2016.
- [3] 王振玲,于玉城,李睿智,等. 真空感应悬浮熔炼(TiC + TiB)增强钛基复合材料组织及高温拉伸性能研究[J]. 钢铁钒钛, 2023, 42(5): 54 - 61.
WANG Zhenling, YU Yucheng, LI Ruizhi, et al. Microstructure and high temperature tensile Properties of (TiC + TiB) reinforced titanium matrix composites by vacuum induction suspension melting [J]. Iron Steel Vanadium Titanium, 2023, 42(5): 54 - 61.
- [4] 王振玲,于玉城,韩嘉平,等. 短时高温钛合金热变形行为研究[J]. 钢铁钒钛, 2023, 44(1): 38 - 43.
WANG Zhenling, YU Yucheng, HAN Jiaping, et al. Research on hot deformation behaviors of short-time high temperature titanium alloy [J]. Iron Steel Vanadium Titanium, 2023, 44(1): 38 - 43.
- [5] 贾旭明. Cr₃C₂ 添加量对 TiC/Ti 复合材料组织与力学性能的影响[J]. 热加工工艺, 2023, 52(11): 118 - 123.
JIA Xuming. Effects of Cr₃C₂ addition on microstructure and mechanical properties of TiC/Ti composites [J]. Hot Working Technology, 2019, 52(11): 118 - 123.
- [6] 王瑞琴,葛鹏,廖强,等. 固溶冷却方式对短用时高温钛合金板材组织和性能的影响[J]. 金属热处理, 2022, 47(4): 196 - 199.
WANG Ruiqin, GE Peng, LIAO Qiang, et al. Effects of solution cooling method on microstructure and properties of short-term servicing high-temperature titanium alloy plate [J]. Heat Treatment of Metals, 2022, 47(4): 196 - 199.
- [7] 崔喜平. TC11 钛合金高温变形过程组织演变规律与性能研究

- [D]. 哈尔滨:哈尔滨工业大学, 2011.
- CUI Xiping. Study on microstructure evolution and properties of TC11 titanium alloy during high temperature deformation [D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2011.
- [8] 张海瑞. 形变热处理对 650 ~ 700 °C 短时高温钛合金组织性能的影响[D]. 哈尔滨:哈尔滨工业大学, 2017.
- ZHANG Hairui. Influence of thermomechanical treatment on the microstructure and properties of a high temperature titanium alloy for short-term at 650 ~ 700 °C [D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2017.
- [9] 张会亮. 700 °C 短时用高温钛合金的组织性能研究[D]. 哈尔滨:哈尔滨工业大学, 2014. ZHANG Huiliang. Microstructure and properties of high temperature titanium alloy for short-term use at 700 °C [D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2014.
- [10] 郭涛. Zr 对短时高温钛合金组织和性能的影响[D]. 哈尔滨:哈尔滨工业大学, 2018. GUO Tao. Effect of Zr on microstructure and properties of short-term high temperature titanium alloys [D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2018.
- [11] 张文婧. 短时高温用 Ti-Al-Sn-Zr-Mo-Nb-W-Si 系钛合金组织与性能研究[D]. 沈阳:东北大学, 2018.
- ZHANG Wenjing. The study on microstructure and mechanical properties of Ti-Al-Sn-Zr-Mo-Nb-W-Si short-term using high temperature titanium alloy [D]. Shenyang: Northeastern University, 2018.
- [12] JIANG Haiyang, JIANG Fuqing, XIE Bijun, et al. Effects of the cooling rate on mechanical properties and microstructure of near- α Ti-6Al-3Zr-2Nb-Mo alloy[J]. Materials Characterization, 2023, 195: 112529.
- [13] WANG L, YANG C, LIU H, et al. Microstructure evolution and hardness of titanium alloys under rapid solidification conditions [J]. Materials Characterization, 2022, 187: 111887.

Preparation of high temperature titanium alloy by vacuum induced suspension melting and its mechanical properties evolution

YU Yucheng, WANG Zhenling, YANG Shaoli, YANG Pan

(College of Vanadium and Titanium, Panzhihua University, Panzhihua 617000, China)

Abstract: High temperature titanium alloy ingot was prepared by vacuum induction suspension melting in this paper, and the nominal composition of alloy was Ti-5.8Al-3Sn-8Zr-0.5Mo-0.7Nb-0.25Si. Metallographic microscope, X-ray diffractometer, universal tensile testing machine and thermal simulation testing machine were used to research the evolution of microstructure and mechanical properties of large size titanium alloy ingot from the center to the edge. The experimental results show that the basket structure formed with the wider α -Ti lamella due to the slow cooling rate of the center of the titanium alloy ingot. The lamella width of α -Ti gradually reduced from 6.65 μm to 2.99 μm as the test location moved from the center to the edge, however, it is worth noting that the width of the α -Ti lamella in the middle position between the center and the edge fluctuated greatly and the distribution was uneven. Tensile properties at room temperature show that the strength from the center to the edge decreases first and then increases, and the edge position has little difference with the strength of the center because the deterioration effect of defects on mechanical properties weakens the strengthening effect of fine-grained strengthening. The mechanism of high-temperature tensile deformation was mainly controlled by dislocation slip mechanism and diffusion deformation mechanism. At temperatures ranging from 600 °C to 700 °C, the higher the temperature, the lower the strength and the better the elongation. The tensile strength of the edge sample was slightly higher than that of the center, and there was a trend of reducing the strength difference as the temperature increases. The hot compression test showed that the limiting compressive strength of the titanium alloy at 950 °C was almost the same for different sampling positions, with the strength of the center position slightly higher than that of the edge position. At 950 °C, the deformation mechanism of the material was completely a high-temperature diffusion-type deformation mechanism.

Key words: high temperature titanium alloy; vacuum induced suspension melting; microstructure; mechanical properties; casting defects; dislocation slip mechanism; diffusion deformation mechanism