文章编号: 1004-0609(2008)04-0643-08

铸造 TiAl 合金微观组织的演变

黄劲松,刘 彬,张 伟,张永红,刘 咏,贺跃辉,黄伯云

(中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 长沙 410083)

摘 要:采用扫描电镜和电子探针分别观察了用水冷铜坩埚磁悬浮、Drop casting 法所制备样品及磁悬浮法大铸 锭样的微观组织。结果发现:磁悬浮法大铸锭的微观组织存在明显的宏观铸造缺陷,基本没有微观缺陷;其微观 组织中有明显的晶界,晶界上有块状的初生β(B2)相;其微观组织具有典型的片层状特征。Drop casting 法铸锭的 组织特征为:显微缩松;晶界不明显;无块状的晶界初生 β(B2)相,但存在着白色的网状组织;没有明显的片层 状组织。磁悬浮法大锭重熔样的微观组织特征与 Drop casting 法铸锭的组织特征相似。水冷铜坩埚磁悬浮与 Drop casting 法这两种铸造方法所得的微观组织不同,其成因跟合金的冷却速率有关,在特定的条件下两者之间可以发 生相互转变。在1 450 ℃保温 2 h 后淬冰盐水后,磁悬浮法铸锭微观组织的转变成与 Drop casting 法微观组织相 似的组织。磁悬浮法大锭样在非自耗电弧炉上重熔时,其微观组织与 Drop casting 锭的组织很相似,关键在于两者的冷却速率更为接近。

关键词: TiAl 基合金; 磁悬浮; drop casting; 铸造; 淬火; β(B2)相; 片层组织; 晶粒 中图分类号: TF125.2; TG113.12

Revolution of microstructure of as-cast TiAl alloy

HUANG Jin-song, LIU Bing, ZHANG Wei, ZHANG Yong-hong, LIU Yong, HE Yue-hui, HUANG Bai-yun

(State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The microstructures of ingots produced by magnetic levitation cold crucible technique, drop casting technique and re-melting from magnetic levitation sample were observed under scanning electron microscope and electron probe. The results show that the samples produced by magnetic levitation cold crucible technique have apparent casting macro-defect and there is almost not any micro-defect. There is apparent grainboundary in the magnetic levitation ingot and there is primary block $\beta(B2)$ phase. The lamella of Ti-45Al-7Nb-0.4W-0.15B alloy is perfect. The samples produced by drop casting have micro-pores. There are not any apparent grainboundary and any primary block $\beta(B2)$ phase, but there is white net. There is not lamella in the ingot. The differences between magnetic levitation cold crucible technique and drop casting technique result from cooling velocity of molten and they can transform reciprocally under the specific condition. The microstructure of ingot produced by magnetic levitation likes that produced by drop casting after being kept at 1 450 °C for 2 h then quenched in iced salt solution. The microstructural features of drop casting cast are similar with those of re-melting cast of magnetic levitation ingot. Because they are very close in cooling velocity.

Key words: TiAl alloy; magnetic levitation; drop casting; cast; quenching; $\beta(B2)$ phase; lamellar structure; grain

TiAl 基金属间化合物具有高的高温比强度、高熔 点、优良的抗氧化性能等优异的性能,是一种很有发 展前途的高温结构材料,被加工成诸如汽车、飞机发 动机等的高温工作部件,在军工及民用领域都有着广 阔的应用前景,一直是科技界的关注焦点之一^[1-5]。全 片层组织的 TiAl 基合金在所有 TiAl 基合金中具有最 好的断裂韧性和抗蠕变性能,而细小的全片层组织具 有最好的综合力学性能。使 TiAl 基合金的微观组织细

收稿日期: 2007-11-14; 修订日期: 2008-03-10

通讯作者: 黄劲松, 副教授, 博士; 电话: 0731-8830614; E-mail: hjinsong@mail.csu.edu.cn

小而全片层化,是应用 TiAl 基合金必须首先达到的目 标组织。由于 TiAl 基合金的熔点高、在高温下的活性 高,致使 TiAl 基合金粉末制备成本很高。用元素粉制 备的 TiAl 基合金存在着粉末含氧量高, 偏扩散使工件 易膨胀、变形等缺陷,这些都使粉末冶金法的应用受 到限制。虽然铸造法制备的 TiAl 基合金的成本较低, 但铸态组织通常较粗,其力学性能不高,所以铸态组 织粗大的 TiAl 基合金铸件通常不能直接应用, 一般应 先细化合金的铸态组织。如采用特定的热处理工艺[6-9] 或采用在高温塑性变形的基础上动态再结晶等方法 [10-13]而使组织细化。尽管后续的热机械处理工艺可以 将粗大的晶粒细化,但这又会大幅度增加 TiAl 基合金 零部件的生产成本,有时还会使 TiAl 基合金的某些性 能受到损害, 故在研究与开发中应尽可能减少后续的 热机械处理工艺。通过合金成分设计,可直接得到细 化的 TiAl 基合金组织, 如加入合金元素可以起到细化 其组织的作用,如硼在 TiAl 基合金中形成硼化物,它 能细化 TiAl 基合金的晶粒^[14-16],因此可以采用在 TiAl 基合金中添加微量硼的方法来提高其性能。

随着技术的进步,发动机的效率日益提高,对其 材料也提出更高的要求,如耐受更高的温度和更大的 压力等,因此必须采取措施进一步提高 TiAl 基合金的 高温强度,以使其成为更优秀的高温结构材料。对合 金而言,在成分、组织、性能这3要素中,成分对组 织与性能有决定性的作用,而加工与热处理对合金的 组织与性能也有巨大的影响。在实践中如何结合应用 条件的要求,对于成分、加工、热处理等因素对组织 与性能的影响必须综合考虑, 使合金的性能达到最优 化。从合金的凝固学理论可知,通过加入合金元素可 以改变合金的凝固禀性,细化合金的晶粒,但凝固时 的外在因素即冷却条件对合金晶粒大小的影响也是巨 大的,有时甚至是决定性的。所以用铸造法制备 TiAl 基合金时,必须考虑 TiAl 基合金凝固的禀性与冷却情 况,综合研究凝固条件对 TiAl 基合金的晶粒大小的影 响。在选择合理的合金体系的基础上,采用 Drop casting 铸造法已制得晶粒细小的小铸锭。该细晶 TiAl 基合金铸锭的制得为优良综合性能 TiAl 基合金的制 备打下良好的基础,但 Drop casting 铸造法的样品规 格小,在工业应用上存在着较大的困难,必须采用效 率更高的方法熔铸 TiAl 基合金。本文作者采用对 TiAl 基合金具有工业应用价值的磁悬浮铸造方法已制得晶 粒较为细小、晶团尺寸约为 70 μm 的铸锭。

本文作者对 Drop casting 法铸造的小块铸锭的热处理进行了深入研究^[17-20],对含铌 Ti-Al 二元相图及 Ti-45Al-7Nb-0.4W-0.15B(摩尔分数,下同)合金的相变 规律有了一定程度的认识与理解。考虑到 Ti-45Al-7Nb-0.4W-0.15B 合金的实践工程应用,用磁 悬浮法制备大规格的Ti-45Al-7Nb-0.4W-0.15B 合金铸 锭,由于晶团尺寸与小锭的(20 µm)相比已有明显长 大,同时其铸态微观组织也出现明显的变化。对于这 个实验结果还没有认识,其成因也不清楚。而弄清楚 其形成原因对于理解Ti-45Al-7Nb-0.4W-0.15B 合金的 凝固过程,对于全面认识含铌Ti-Al 二元相图、牢固 掌握铸态组织的形成机理以及深入理解Ti-45Al-7Nb-0.4W-0.15B 合金的相变规律具有非常重要的意 义。对于这个实验现象进行分析与讨论所形成的知识 对TiAl 基合金的后续加工工艺的选择与确定提供极 为重要的参考价值。

1 实验

1.1 实验材料与设备

小铸锭 Ti-45Al-7Nb-0.4W-0.15B 合金用 Drop casting 法制备,由美国橡树岭国家实验室提供。大铸锭(15 kg) Ti-45Al-7Nb-0.4W-0.15B 合金用磁悬浮法制备。实验仪器与设备分别为:德国产水冷铜坩埚磁悬浮熔炼炉;国产 WKDHL-I型非自耗真空熔焊电弧炉;国产 SX-12-16型热处理炉;日本 JEOL 公司产 JEOL JSM-5600LV 扫描电镜和 JCXA-733Superprobe 型电子探针仪;日本 D/max-2000 X 射线衍射仪;德国产 REICHERT MeF3A 光学金相仪(配备 MHT-4 显微硬度测试装置,载荷 0.3 N)。

1.2 实验方法与过程

将 Drop casting 法制备的小铸锭试样直接磨样、 抛光,从大块磁悬浮铸锭上用线切割法切取小块试样 磨样、抛光。将用线切割法切取的小块试样在国产 WKDHL-I型非自耗真空熔焊电弧炉上进行4次重熔。 分别将两种方法铸造的试样及淬冰盐水后的试样在扫 描电镜和电子探针下观察合金的背散射像。扫描电镜 和电子探针的加速电压均为 20 kV。

2 实验结果

图 1 所示为用不同铸造方法制备的 Ti-45Al-7Nb-0.4W-0.15B 合金的铸态微观组织。图 1(a)所示为用 Drop casting 法制备的小铸锭的背散射电子像。由图 1(a)可见, Ti-45Al-7Nb-0.4W-0.15B 合金的铸态组织中

存在着缩松(如箭头所示,也叫分散缩孔),这是一种 铸造缺陷。这种缩松主要分布在晶界或枝晶间,形状 不规则,在宏观上不可见,是比较典型的显微缩松。 尽管 Ti-45Al-7Nb-0.4W-0.15B 合金的成分是一个典型 的片层组织成分,但用 Drop casting 法制备的小铸锭 的片层特征并不明显。在微观组织中存在着白亮色网 状物,这种网状物是重金属铌、钨在枝晶间、晶界析 出,在组织中分散分布的结果。用 Drop casting 法制 备的小铸锭的微观组织中能找到藤状的第二相,该相 与白色网状物不同之处在于其宽度基本不变,不象白 色网状物的宽度变化那么大。该藤状相在合金中的分 布具有一定的随机性,没有分布规律。由于藤状相有 一定的亮度,表明该相中固溶有较多的重金属元素铌 和钨。这种藤状相是微量的硼与钛原位反应生成的硼 化物。以上结果说明:这说明 Drop casting 铸造法制 备的 Ti-45Al-7Nb-0.4W-0.15B 合金的微观组织易于产 生在宏观上并不可见的微观缺陷;微量的硼在 Ti-45Al-7Nb-0.4W-0.15B 合金中产生藤棒状的原位硼



图1 用不同的方法铸造的 Ti-45Al-7Nb-0.4W-0.15B 合金的 铸态背散射电子像

Fig.1 As-cast back-scattered microstructures of Ti-45Al-7Nb-0.4W-0.15B alloy by different casting methods: (a) Drop casting; (b) Magnetic levitation cold crucible

化物第二相; Ti-45Al-7Nb-0.4W-0.15B 合金的微观组 织没有明显的晶界,没有块状的初生*β*(*B*2)相,片层状 特征并不明显。

图 1(b)所示为用磁悬浮法制备的大铸锭的背散射 电子像,锭坯的质量达到 15 kg,在冒口等部位宏观上 可观察到明显的缩松,这是一种典型的铸造缺陷。由 图 1(b)可见,用磁悬浮法制备的大铸锭的微观组织比 较致密,没有看到明显的显微缩松,微观组织主要由 片层状晶团组成。晶界,尤其在三角晶界处分布着白 色的块状初生相,该相非常亮,说明其中固溶了较多 的重元素铌和钨。从磁悬浮法大铸锭上取样进行 X 射 线衍射,结果如图 2 所示。从 X 射线衍射谱可知,铸 态组织中存在着初生*β*(*B*2)相。对铸态样品中的各相进 行了显微硬度的测定分析(图 3),载荷为 0.49 N,加载 时间为 15 s。测试结果见表 1。晶界处的显微硬度显 然比层片处的硬度高得多,据此可以判断,晶界,特 别是三角晶界处的块状相为初生的*β*(*B*2)相。



图 2 磁悬浮法大锭的 XRD 谱

Fig.2 XRD spectra of sample by magnetic levitation cold crucible technique

进一步结合 Ti-45Al-7Nb-0.4W-0.15B 合金的成 分、凝固情况及其他研究人员的结果^[21-22]都可以说明 该相是初生β(B2)相。晶团呈圆形和长柱形,主要是长 柱形。在晶团内部有白点和白色短棒状物,白点棒状 物的分布有一定的随机性,它们实际上就是细化晶粒 的硼化物变质剂,是微量的硼在 Ti-45Al-7Nb-0.4W-0.15B 合金中产生的原位硼化物第二相,其形貌为针 棒状,晶体结构为六方结构。以上结果说明,用磁悬 浮法制备的大铸锭在某些部位如冒口等位置有明显的 宏观铸造缺陷,但在没有宏观缺陷的部位,基本没有 微观缺陷;大铸锭的微观组织中有明显的晶界,晶界 上有块状的初生β(B2)相;Ti-45Al-7Nb-0.4W-0.15B 合 金的片层状特征非常明显;微量的硼在 Ti-45Al-7Nb-



图 3 磁悬浮铸态样品各相显微硬度测定分析

Fig.3 Micro-hardness analysis of phases in as-cast sample by magnetic levitation cold crucible technique: (a) $\beta(B2)$; (b) $\beta(B2)$; (c) $\beta(B2)$; (d) Lamellar

表1 磁悬浮铸态样品中各相的显微硬度

 Table 1
 Micro-hardness of phases in as-cast sample by magnetic levitation cold crucible technique

Position in Fig.3	Phase	Hardness, HV	Mean hardness, HV
(a)	$\beta(B2)$	597.8	
(b)	$\beta(B2)$	580.0	568.2
(c)	β(B2)	526.8	
(d)	Lamellar 1	408.5	
(d)	Lamellar 2	427.9	419.8
(d)	Lamellar 3	422.9	

0.4W-0.15B 合金中产生原位硼化物第二相。

比较图 1(a)与图 1(b)可知,用磁悬浮法制备的大 铸锭的微观组织与用 Drop casting 法制备的小铸锭的 微观组织虽然均为铸态非平衡组织,两者的微观组织 中均有铸造缺陷和初生的硼化物相,但其形貌的差别 很大,其差异主要如下: 1) Drop casting 法制备的小铸 锭的微观组织中有较多的显微缩松,而磁悬浮法制备 的大铸锭的微观组织中显微缩松较少。2) 用 Drop casting 法制备的小铸锭微观组织中没有明显的晶界, 而磁悬浮法制备的大铸锭的微观组织中晶界非常明 显; 3) 用 Drop casting 法制备的小铸锭微观组织中几 乎没有初生 β(B2)相很少,而磁悬浮法制备的大铸锭的 微观组织中初生 β(B2)相较多,且主要在晶界、特别是 三角晶界处; 4) 磁悬浮法制备的大铸锭的微观组织是 典型的片层状晶团组织,而 Drop casting 法制备的小 铸锭则没有片层特征。

图 4 所示为铸态 Ti-45Al-7Nb-0.4W-0.15B 合金经 过非自耗电弧炉重熔 4 次后的背散射电子像。微观组



图 4 铸态 Ti-45Al-7Nb-0.4W-0.15B 合金经过非自耗电弧 炉 4 次重熔后的 SEM 像

Fig.4 SEM image of Ti-45Al-7Nb-0.4W-0.15B alloy after non-consumable arc-remelting for four times

织中没有发现缩孔、显微缩孔等铸造缺陷。其微观组 织与 Drop casting 法小铸锭的微观组织比较相似,其 特征也可以归纳为: 1) 没有明显的晶界,没有块状 *β*(*B*2)相; 2) 没有明显的片层组织; 3) 有白色的网状 组织; 4) 没有出现铸造缺陷。

3 分析与讨论

3.1 磁悬浮法大锭的铸态组织

磁悬浮法大锭微观组织的特征为:1) 有明显的宏 观铸造缺陷,基本没有微观缺陷;2) 大铸锭的微观组 织中有明显的晶界,晶界上有块状的初生β(B2)相; 3) Ti-45Al-7Nb-0.4W-0.15B 合金的片层状特征非常明 显; 4) 微量的硼在 Ti-45Al-7Nb-0.4W-0.15B 合金中产 生了原位硼化物第二相。TiAl 基合金熔体的流动性不 佳,在磁悬浮法铸造条件下,铸锭不是同时凝固而是 沿热量传导的方向按先后的顺序凝固,最后凝固的地 方因收缩较大而造成的孔洞得不到足够的金属液补缩 而产生了缩松,尤其在冒口附近特别突出,但这种缩 松是宏观的。熔体凝固时间虽短,但还是有时间流动 将因凝固而产生的微小孔洞填充,因而除了冒口附近, 在其它的位置几乎找不到显微缩松。磁悬浮法铸造大 块试样的微观组织片层状特征比较明显,这是由于磁 悬浮法铸造的铸锭大,达15kg,其冷却速度适中,熔 体在铸锭的过程中,熔体首先形核、长大生成 β 晶, β 晶是一种典型的铸态组织, 晶粒之间有明显的晶界, 杂质元素富集而偏聚于晶界。 β 晶粒在降温的过程中 又分解转变成α晶粒,由于 Ti-45Al-7Nb-0.4W-0.15B 合金中富含铌、钨等 β 相强稳定元素,未分解转变的 β 晶中铌、钨进一步富集,所以 β 晶粒不能完全分解 转变成 α 晶粒,未分解转变的 β 相通常残留在分解最 后进行的位置,即晶界上,尤其是在三角晶界处更为 明显,这种残留的 β 相是初生 β 晶粒的残留物,所以 在晶界上的块状相是初生*B*(B2)相。B 晶粒分解转变成 α晶粒后α晶按"台面-台阶-扭折"机制进行下列反应: $\alpha \rightarrow \alpha_{1}, \alpha_{2} \rightarrow \alpha_{2} + \gamma_{1}$ 每个 α 晶粒都是一个比较完整的晶 团,而每个晶团又转变成了比较完整的片层组织。所 以, Ti-45Al-7Nb-0.4W-0.15B 合金的片层状特征非常 明显。元素硼在 Ti-45Al-7Nb-0.4W-0.15B 合金中原位 生成了 TiB2, 其形貌为针棒状, 其熔点高(3 253 ℃), 在熔体中为稳定的固态,在 Ti-45Al-7Nb-0.4W-0.15B 合金凝固时能起到了异质核心的作用,大大提高了 Ti-45Al-7Nb-0.4W-0.15B 合金的形核率,有利于细化 Ti-45Al-7Nb-0.4W-0.15B 合金的晶粒和微观组织,所 以 Ti-45Al-7Nb-0.4W-0.15B 合金的晶团较细, 其平均 尺寸大约为 70 μm。

3.2 Drop casting 铸态组织

Drop casting 法铸态组织的特征为: 1) 存在着显 微缩松; 2) 无明显的晶界; 3) 晶界上无块状的初生 β(B2)相,但存在着白色的网状组织;4)没有明显的 片层状组织; 5) 微量的硼在 Ti-45Al-7Nb-0.4W-0.15B 合金中原位生成了硼化物相。由含铌的 Ti-Al 二元相 图(图 5^[23])可知,所研究的 TiAl 基合金在平衡状态下 锭的质量较小,冷却模的导热快,所以 Ti-Al-Nb-B-W 合金的冷却速度较快,合金熔体在凝固过程中的对流 因时间太短几乎不能进行,凝固以后合金元素又只发 生短程扩散与迁移,在宏观上各元素的分布反而比较 接近平衡状态,合金组织在微观上非平衡,但不平衡 的程度不大。所以在 Drop casting 法铸态组织中有界 面,但扩散的时间较短,杂质没有充足的时间富集在 界面而形成连续的晶界。β 相是高温稳定相,其形成 需要一个孕育、形核的过程,大约在1430 ℃以下时 又会分解转变成 α 相,当熔体的冷却速率足够大时, β 相就会来不及形成,或者即使形成了也很快转变成α 相,故没有块状的初生 B(B2)相生成。片层的生长机理 为"台面-台阶-扭折"机制,γ片的出现涉及到原子 迁移产生的化学成分变化和 FCC 区的有序化,基体中 的过饱和固溶度有利于 y 片的长大, 当其浓度降低时, 其长大才逐渐放慢,片层面向的台阶-扭折驱动力减 小。显然,快速冷却时,由于元素的偏析度较小,反 而不能提高凝固合金的局部过饱和固溶度,也不能为 片层的生长提供更为有效的驱动力,所以不利于片层 的生成。故在本实验条件下,合金的片层组织特征并 不太明显。另一方面, Ti-Al-Nb-B-W 合金冷却凝固时 熔体包覆 TiB,发生包晶反应,也正是由于 Ti-Al-Nb-B-W 合金的冷却速度快,合金元素的均匀化 扩散进程不够,各个晶团及晶团内部的成分并不均匀, 非平衡铸态组织的形成就是由于晶团内部成分不均匀 的结果, 铌、钨固溶于合金会使这种非平衡状态加剧。 将硼加入到 TiAl 基合金中时, 硼与钛发生反应, 原位 生成针棒状的 TiB₂, 其形貌与文献[24-25]所观察到的 硼化物的形貌相符。由于 TiB₂的熔点高(3 253 ℃), 起到异质核心的作用,使Ti-Al-Nb-B-W 合金的铸态组 织明显细化,其晶团尺寸约为70 μm。由合金凝固过 程中的传质理论可知^[26],钨能使 Ti-Al-Nb-B-W 合金 的成分过冷增强,钨是正偏析元素,含钨的 TiAl 合 金存在着较重的凝固偏析,枝晶轴富钨,而枝晶间富



图 5 含铌的 Ti-Al 二元相图

Fig.5 Ti-Al binary diagram contained niobium

铝^[22]。随着钨含量的增加,偏析越来越严重,这也导致 Ti-Al-Nb-B-W 合金的铸态背散射像中白色网状组织随着钨含量的增加而越来越发达。

尽管在 Drop casting 铸造条件下, Ti-Al-Nb-B-W 合金熔体具有较高的冷却速度,加之铌和钨等元素的 偏析较为严重,扩散不充分, β(B2)相以线状的形式析 出而形成网状组织,层片组织不太明显。Ti-Al-Nb-B-W 合金熔体的流动性较差,且在 Drop casting 铸造条件 下,其冷却速度较高,熔体凝固时间较短,因而在同 时凝固条件下,最后凝固的地方因收缩造成的孔洞得 不到金属液的补缩而产生了显微缩松。钨的密度大, 原子半径也大,Ti-Al-Nb-B-W 合金加入钨后,其熔体 的粘度会提高,流动性降低,这会造成显微缩松的进 一步增多。这种缩松形状不规则,分布较广,对力学 性能不利,必须采取措施将其消除。

3.3 铸态重熔组织

铸态 Ti-45Al-7Nb-0.4W-0.15B 合金小样经过非自 耗电弧炉 4 次重熔后的微观组织(图 4)与 Drop casting 法铸态组织(图 1(a))相比,两者非常相似。其相似点可 归纳如下: 1) 没有明显的片层组织; 2) 都没有明显 的晶界,没有块状 $\beta(B2)$ 相; 3) 都有白色的网状组织。 可见, *β* 相在重熔组织中的形貌与分布特征与其在 Drop casting 法铸态组织中的特征极其相似,这主要是 *β* 相的转变条件在两种过程中也比较类似。液相在转 变为 α_2 相的过程中会经过 *β* 相区,尽管这种转变是在 极短的时间内进行的,组织中依然会出现 *β* 相,只是 这种 *β* 相因时间过短而不能长得太大,只能以线状的 形式而不是块状的形式存在。这种从高温降温而得到的线状β相,在室温下也会发生有序转变生成β(B2)相, 于是这种线状的β(B2)相相互缠绕在一起形成白色的 网状组织。只是与 Drop casting 法相比,非自耗电弧 炉的重熔过程非常短,从加热熔化到凝固,整个过程 只有3s左右,水冷铜坩埚的导热能力非常大,其冷 却速率更高,β相长大的可能性更小,所以表现出其 白色网更细而密。高的冷却速率,小的样品,铸造显 微缺陷缺乏足够的时间和空间形成,因此重熔组织中 没有显微缩孔等微观缺陷。

3.4 磁悬浮法大锭铸态组织的淬火处理

两种铸造方法所得的微观组织不同,其成因跟其 凝固的条件有关,从本质上来看跟其初始相区与冷却 条件有关,在特定的条件下两者之间可以发生相互转 变。就冷却速度来看,非自耗电弧重熔锭的冷却速率 最大,Drop casting 法也远高于磁悬浮法,在提高冷却 条件时,磁悬浮法的微观组织还可以别的途径转变为 Drop casting 法的微观组织。针对这个设想,设计了 一个在1450 ℃保温2h后淬冰盐水的实验方案,目 的就是让磁悬浮法的微观组织在进入β单相区后保温 足够的时间而使成分均匀化,然后提高 Ti-45Al-7Nb-0.4W-0.15B 合金冷却速率,使其微观组织转变为 Drop casting 法和重熔样的微观组织,实验结果如图 6 所示。



图 6 磁悬浮法制备的大锭样品经过 1 450 ℃保温 2 h 淬冰 盐水后的 SEM 像

Fig.6 SEM image of magnetic levitation cold crucible technique sample kept at 1 450 $^{\circ}$ C for 2 h and then quenched into iced salt water

比较图 1(a)与图 4 和 6 可见, 三者具有相似的形 貌,相似的组织特征。它们的相似性可以概括为:1) 都 没有明显的晶界,没有块状β(B2)相; 2) 没有明显的 片层组织; 3) 都有白色的网状组织; 4) 微量的硼在

Ti-45Al-7Nb-0.4W-0.15B 合金中原位生成硼化物第二 相。从含铌的 Ti-Al 二元相图(图 5)可以看出, Ti-45Al-7Nb-0.4W-0.15B 合金在 1 450 ℃时, 基本位于接近 α + β 两相区的 β 单相区。从磁悬浮法大锭上取小样在 1 450 ℃保温时, Ti-45Al-7Nb-0.4W-0.15B 合金开始形 成B晶核,随着保温时间的延长,B晶核长大,保温2h 后, Ti-45Al-7Nb-0.4W-0.15B 合金中的元素在高温下 经过比较充分的扩散,其分布基本均匀。Ti-45Al-7Nb-0.4W-0.15B 合金在 1 450 ℃保温 2 h 后,其组织为β 多晶结构。在随后淬入冰盐水时,由于 Ti-45Al-7Nb-0.4W-0.15B合金虽然在 β 单相区,但比较接近 $\alpha+\beta$ 两相 区,冷却速率大,β单相 Ti-45Al-7Nb-0.4W-0.15B 合金 几乎在瞬间转变为α相 Ti-45Al-7Nb-0.4W-0.15B 合金, 由于冰盐水的温度低,其比热容大,导热快,其实际 冷却速度远高于 Drop casting 法铸造时熔体的冷却速 率,应该与重熔时的冷却速率相当甚至大些,因此磁 悬浮法铸造大块试样时出现的片层转变反应 $\alpha \rightarrow \alpha_n$ $\alpha_{3} \rightarrow \alpha_{3} + \gamma$ 在淬冰盐水时不会出现。尽管与重熔和 Drop casting 铸造法相比, 淬冰盐水的起始温度低、淬火温 差小,但其样品小得多、而冷却速率也大得多,故二 者最终组织的得到条件相似,既其冷却条件、元素扩 散过程相似,所以其得到的最终组织在形貌、组织特 征上均十分相似。

4 结论

 冷却速率对 Ti-45Al-7Nb-0.4W-0.15B 合金的 微观组织具有决定性的作用。当冷却速率极大时,如 重熔和 Drop casting 法,其组织特征如下:无明显的 晶界;晶界上无块状的初生 β(B2)相,但存在着白色的 网状组织;没有明显的片层状组织。但当冷却速率比 较大但又不够大时,如磁悬浮大锭,其组织的特征为: 有明显的宏观铸造缺陷,基本没有微观缺陷;大铸锭 的微观组织中有明显的晶界,晶界上有块状的初生 β(B2)相; Ti-45Al-7Nb-0.4W-0.15B 合金的片层状特 征非常明显。

2) 不同铸造方法的冷却速率不同,其所得的微观 组织也不同,其成因除了跟冷却速率有关,还跟合金 的初始相区有关,在特定的条件下不同组织可以发生 相互转变,控制合金的初始相区与冷却条件,可以得 到目标组织。在1450 ℃保温2h后淬冰盐水后,磁 悬浮法大锭微观组织的转变成与重熔和 Drop casting 法微观组织相似的组织。

致谢

美国橡树岭国家实验室 LIU C T 博士提供了 Drop casting 法试样,在此表示衷心的感谢。

REFERENCES

- [1] JOVANOVIĆ M T, DIMČIĆ B, BOBIĆ I, ZEC S, MAKSIMOVIĆ V. Microstructure and mechanical properties of precision cast TiAl turbocharger wheel[J]. Journal of Materials Processing Tech, 2005, 167(1): 14–21.
- [2] HU D, WU X, LORETTO M H. Advances in optimization of mechanical properties in cast TiAl alloys[J]. Intermetallics, 2005, 13(9): 914–919.
- WU X, HU D. Microstructural refinement in cast TiAl alloys by solid state transformations[J]. Scripta Materialia, 2005, 52(8): 731–734.
- [4] THOMAS M, RAVIART J L, POPOFF F. Cast and PM processing development in gamma aluminides[J]. Intermetallics, 2005, 13(9): 944–951.
- [5] HUANG Z W. Inhomogeneous microstructure in highly alloyed cast TiAl-based alloys, caused by microsegregation[J]. Scripta Materialia, 2005, 52(10): 1021–1025.
- [6] WANG Y, WANG J N, YANG J, ZHANG B. Control of a fine-grained microstructure for cast high-Cr TiAl alloys[J]. Mater Sci Eng A, 2005, 392(1/2): 235–239.
- [7] JIN Y, WANG J N, YANG J, WANG Y. Microstructure refinement of cast TiAl alloys by β solidification[J]. Scripta Materialia, 2004, 51(2): 113–117.
- [8] NOVOSELOVA T, MALINOV S, SHA W. Experimental study of the effects of heat treatment on microstructure and grain size of a gamma TiAl alloy[J]. Intermetallics, 2003, 11(5): 491–499.
- [9] DLOUHÝ A, KUCHAROVÁ K. Creep and microstructure of near-gamma TiAl alloys[J]. Intermetallics, 2004, 12(7/9): 705-711.
- [10] TETSUI T, SHINDO K, KOBAYASHI S, TAKEYAMA M. Strengthening a high-strength TiAl alloy by hot-forging[J]. Intermetallics, 2003, 11(4): 299–306.
- [11] LI S, SU X, HAN Y, X XU, CHEN G. Simulation of hot deformation of TiAl based alloy containing high Nb[J]. Intermetallics, 2005, 13(3/4): 323–328.
- [12] APPEL F, OEHRING M, PAUL J D H, KLINKENBERG C, CARNEIRO T. Physical aspects of hot-working gamma-based titanium aluminides[J]. Intermetallics, 2004, 12(7/9): 791–802.
- [13] LORIA E A. Quo vadis gamma titanium aluminide[J]. Intermetallics, 2001, 9(12): 997–1001.
- [14] HU D. Effect of boron addition on tensile ductility in lamellar TiAl alloys[J]. Intermetallics, 2002, 10(9): 851–858.
- [15] CHENG T T. The mechanism of grain refinement in TiAl alloys by boron addition—an alternative hypothesis[J]. Intermetallics, 2000, 8(1): 29–37.

- [16] MAZIASZ P J, LIU C T. Development of ultrafine lamellar structures in two γ-TiAl alloys[J]. Metall Mater Trans A, 1998, 29: 105–117.
- [17] 黄劲松, 刘 咏, 贺跃辉, 刘 彬. Ti-Al-Nb-W-B 合金从铸态 到均匀化处理再经 900 ℃, 360 h 热处理过程中的组织演变及 钨的作用[J]. 金属热处理, 2006, 31(7): 13-17.
 HUANG Jin-song, LIU Yong, HE Yue-hui, LIU Bin. Effect of tungsten on microstructure of as-cast TiAl heat after annealed and heat treated at 900 ℃ for 360 h[J]. Metals Heat Treatment, 2006, 31(7): 13-17.
- [18] 黄劲松,刘 彬,刘 咏,贺跃辉,等. 热处理工艺对 Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W 显微组织的影响[J]. 中国有色金属 学报, 2005, 15(3): 344-351.
 HUANG Jin-song, LIU Bin, LIU Yong, HE Yue-hui, et al. Effect of heat treatment on microstructure of Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2005, 15(3): 344-351.
- [19] 黄劲松, 张永红, 刘 彬, 刘 咏, 黄伯云. 少量钨对铸态及 均匀化处理态 Ti-Al-Nb-W-B 合金微观组织的影响[J]. 稀有金 属材料与工程, 2006, 35(8): 1199-1203.
 HUANG Jin-song, ZHANG Yong-hong, LIU Bin, LIU Yong, HUANG Bai-yun. Effect of tungsten on microstructure of as-cast and as-annealed Ti-Al-Nb-B-W alloy[J]. Rare Metals Materials and Engineeringm, 2006, 35(8): 1199-1203.
- [20] 黄劲松,张永红,刘 彬,刘 咏,贺跃辉. 钨对 TiAl 合金 1265 ℃, 18 h 热处理微观组织的影响[J]. 材料科学与工艺, 2007, 15(1): 1-5.

HUANG Jin-song, ZHANG Yong-hong, LIU Bin, LIU Yong, HE Yue-hui. Effect of tungsten on microstructure of as-cast TiAl alloy after annealed and heat treated at 1 265 °C for 18 h[J]. Materials Science and Technology, 2007, 15(1): 1–5.

- [21] 李书江, 刘自成, 林均品, 陈国良. 快速细化低铝含量钛铝合 金铸态组织的热处理工艺[J]. 稀有金属, 2001, 25(5): 332-335.
 LI Shu-jiang, LIU Zi-cheng, LIN Jun-pin, CHEN Guo-liang. Heat treatment process for rapidly refining cast microstructure of TiAl alloy with low aluminium content[J]. Rare Metals, 2001, 25(5): 332-335.
- [22] 殷为民,郭建亭, LUPINC V. 铸造 TiAl-W-Si 合金的组织转变
 [J]. 金属学报, 1999, 35(1): 32-35.
 YIN Wei-min, GUO Jian-ting, LUPINC V. Microstructure transformation in cast TiA-W-Si alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 1999, 35(1): 32-35.
- [23] CHEN G L, ZHANG W J, LIU Z C, LI S J, KIM Y W. Gamma titanium aluminides 1999. KIM Y W, DIMIDUK D M, LORETTO M H. TMS, Warrendale, PA, 1999: 371.
- [24] HU D. Effect of boron addition on tensile ductility in lamellar TiAl alloys[J]. Intermetallics, 2002, 10(9): 851–858.
- [25] BESCHLIESSER M, CHATTERJEE A, LORICH A, KNABL W, KESTLER H, DEHMB G, CLEMENSET H. Designed fully lamellar microstructures in a γ-TiAl based alloy: adjustment and microstructural changes upon long-term isothermal exposure at 700 and 800 °C[J]. Mater Sci Eng A, 2002, 329/331: 124–129.
- [26] 章四琪,黄劲松. 有色金属熔炼与铸造[M]. 北京: 化学工业 出版社, 2006.
 ZHANG Si-qi, HUANG Jin-song. The melting and casting of nonferrous metals[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2006.

(编辑 龙怀中)