文章编号：1004-0609(2011)04-0777-07

微量 B 和 Y 对铸造 Ti-Al-Nb-W 合金显微组织的影响

杨广宇[1]，刘　咏[1]，王　岩[1]，李建波[1]，唐　蓓[2]，李慧中[2]

(1. 中南大学 粉末冶金国家重点实验室，长沙 410083；
2. 中南大学 材料科学与工程学院，长沙 410083)

摘　要：采用光学显微镜、扫描电镜及透射电镜研究微量 B 和 Y 对铸造 Ti-Al-Nb-W 合金显微组织的影响。结果表明：Ti-47Al-4Nb-0.6W 合金的基本凝固路线为 $L\rightarrow\beta+L\rightarrow(\beta+\alpha)+L\rightarrow(\beta+\alpha)+\gamma\rightarrow\alpha+\gamma\rightarrow(\alpha+\gamma_L)+\gamma\rightarrow(\alpha_2+\gamma_L)+\gamma$，添加微量 B 和 Y 并未改变其基本凝固路径；微量 B 元素在合金中以短棒状 TiB_2 相存在，细化了铸造 Ti-47Al-4Nb-0.6W 合金的晶团尺寸及片层间距；微量稀土 Y 元素主要以 Y_2O_3 氧化物颗粒的形式分布于片层晶团界面处，在 B 和 Y 的共同作用下，合金的片层晶团尺寸以及片层间距进一步减小。
关键词：TiAl 基合金；显微组织；铸造合金；B；Y
中图分类号：TG142　　文献标志码：A

Effects of trace B and Y elements on microstructures of cast Ti-Al-Nb-W alloy

YANG Guang-yu[1], LIU Yong[1], WANG Yan[1], LI Jian-bo[1], TANG Bei[2], LI Hui-zhong[2]

(1. State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China;
2. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The effects of trace elements B and Y on the microstructures of cast Ti-Al-Nb-W alloy were investigated by optical microscopy, scanning microscopy and transmission electron microscopy. The results show that the following sequence of phase transformations takes place during the solidification of the Ti-47Al-4Nb-0.6W alloy as: $L\rightarrow\beta+L\rightarrow(\beta+\alpha)+L\rightarrow(\beta+\alpha)+\gamma\rightarrow\alpha+\gamma\rightarrow(\alpha+\gamma_L)+\gamma\rightarrow(\alpha_2+\gamma_L)+\gamma$. The solidification sequence remains unchanged after adding of trace elements B and Y. With the addition of a small amount of element B, the original colony and lamellar sizes of the Ti-47Al-4Nb-0.6W alloy are refined due to the formation of short-stick shaped TiB_2 phases. The rare earth element Y is mainly distributed along the boundaries of the colonies in the form of Y_2O_3 particles. A further refined microstructure can be obtained as a result of the combined effects of elements B and Y.
Key words: TiAl based alloy; microstructure; as-cast alloy; B; Y

TiAl 系金属间化合物由于具有熔点高、比强度高、高温力学性能和抗氧化性优异等特点，被认为是一种理想的航空航天用高温结构材料[1],一直是人们研究开发的热点。但是 TiAl 合金仍有许多技术和材料问题需要解决，其中最主要的问题是室温塑性低、热加工难度大，这已经成为限制 TiAl 合金应用的主要障碍。研究表明，TiAl 合金的性能对其显微组织相当敏感，其晶粒尺寸与强度、硬度之间满足 Hall-Patch 关系，即随着晶粒尺寸的降低，材料的强度和硬度逐渐提高；同时，塑性也随着晶粒尺寸和层片间距的减小而增大。目前，改善铸造 TiAl 合金显微组织和力学性能的主要方法有合金及微合金化、热处理、热机械处理等[2]。虽然通过循环热处理或者热机械处理均可以获得细小晶粒的 TiAl 合金，但前者受限于样品尺寸，且在热

基金项目：国家高技术研究发展计划资助项目(2008AA03A233)；中南大学博士后科学基金资助项目(2009-14)
收稿日期：2010-04-30；修订日期：2010-11-19
通信作者：刘　咏，教授，博士；电话：0731-88830406；E-mail: yonliu11@yahoo.com.cn

处理过程中容易产生退火微裂纹；而后者处理设备复杂，操作难度大。

近年来，通过成分优化来实现铸造 TiAl 合金的组织控制、进而提高其性能的方法得到了比较广泛的应用[3]。LIN 等[4]和 ZHANG 等[5]已经对高 Nb 的 Ti-Al-Nb 合金体系进行了系统研究，Nb 元素能提高 TiAl 合金的熔点、高温强度和抗氧化性等。同时，添加 W、B、Si、Mn、Mo、V 和 Cr 等元素也可以细化铸造 TiAl 合金晶粒尺寸和片层间距[6−7]，从而改善传统的 α 相凝固 TiAl 合金所具有的粗大柱状晶组织。B 作为一种益于晶粒细化和减少凝固偏析的合金元素在铸态合金中有较广泛的应用[8]。HECHT 等[9]通过加入微量 B 有效细化了高铌 TiAl 合金的组织，并利用 EBSD 研究了基体及析出物的晶体取向问题。目前人们已经提出了很多硼细化晶粒的机制[10−11]，但是由于 B 对晶粒的细化作用与其添加量以及硼化物形成的类型、生长形态及分布有关，因此这些机制尚不能完全清晰解释全部的实验现象。

稀土元素 Y 作为微量添加元素也能明显改善铸造 TiAl 合金的显微组织和力学性能[12]，CHEN 等[13]研究了 Y 元素在 TiAl 合金热变形过程中的作用，通过 Y 元素的添加有效地降低了热激活能并影响了合金的再结晶行为。同时 Y 的添加可以有效增强合金的抗氧化行为，研究表明[14]，Y 可以能过 TiO_2 层强化表面的 Al_2O_3 保护层，增强抗氧化性能。但有关 Y 对铸造 TiAl 合金凝固过程影响的报道还很少[15−16]。本文作者选取铸造 Ti-47Al-4Nb-0.6W 合金作为基本研究对象，分析其铸态组织与凝固特征；通过在该合金中加入微量 B 和 Y，研究两种元素在合金中的存在形式及分布规律，分析 B 和 Y 的共同作用对铸造 Ti-47Al-4Nb-0.6W 合金凝固过程的影响。

1 实验

试验合金采用真空非自耗电弧熔炼法制备。各合金的名义成分如表 1 所列。熔炼用料均采用高纯原料，高熔点元素(Nb、W、B、Y)以中间合金形式加入。为保证合金成分的均匀性，每个合金锭均反复翻转熔炼 6 次，然后在直径为 8 mm 的模具中吸铸成为棒状铸锭。以电火花线切割将铸锭沿纵向从中间剖开，然后进行组织分析。

利用 MeF3A 光学显微镜 (OM)、Sirion200 型扫描电镜(SEM)、TECNAI G^2 20 型透射电镜 (TEM)及 D/max2550VB+18KWX 射线衍射仪(XRD)对铸态合金进行显微组织观察以及相组成分析。金相腐蚀液为 1%氢氟酸水溶液(体积分数)。TEM 样品通过电解双喷法制备，双喷液的成分为 6%高氯酸、35%正丁醇和 59%甲醇(体积分数)。

表 **1** 试验合金的名义成分

Table 1 Nominal compositions of tested alloys

Sample No.	Mole fraction/%					
	Al	Nb	W	B	Y	Ti
1	47	4	0.6			Bal.
2	47	4	0.6	0.2		Bal.
3	47	4	0.6	0.2	0.05	Bal.

2 实验结果

图 1(a)所示为合金 1 的铸态组织。由图 1(a)可见，Ti-47Al-4Nb-0.6W 铸态合金的组织为典型的树枝晶形貌，尺寸分布不均匀，但仅有个别区域生长为较粗大的柱状晶，大部分树枝晶尺寸小于 100 μm。这一方面与合金的凝固路径及冷却速度有关，另一方面也与 W 在合金中的作用有关。X 射线衍射分析显示(见图 1(b))，

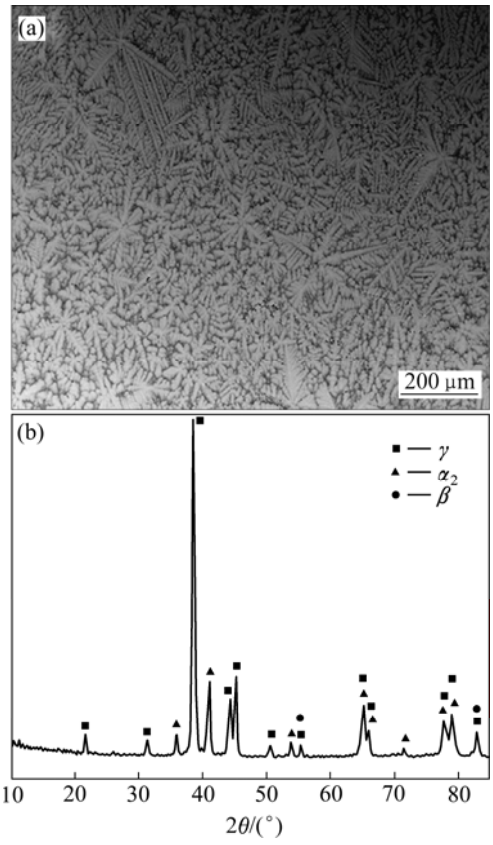

图 **1** 铸态 Ti-47Al-4Nb-0.6W 合金的显微组织及 XRD 谱

Fig.1 Microstructure(a) and XRD pattern(b) of as-cast Ti-47Al- 4Nb-0.6W alloy

铸态 Ti-47Al-4Nb-0.6W 合金主要由 α_2 和 γ 相组成，还含有少量的 β 相。

进一步的观察可以看出，铸态 Ti-47Al-4Nb-0.6W 合金主要由浅灰色的树枝晶和分布在其周围的深灰色相组成。图 2(b)和(c)所示分别为背散射模式下的元素线分布分析图，其中图 2(c)所示为沿着图 2(b)中白线元素的分布曲线。由图 2 可见，枝晶间的深灰色区域为富 Al、贫 Nb 和 W 区。Al 在枝晶间的富集主要可以归结于凝固冷却过程中 γ 晶粒的形成。透射电镜观察结果显示(见图 3)，浅灰色的晶团相由 γ/α_2 片层结构组成，平均片层间距在 300 nm 左右。

图 4 所示为合金 2 的扫描电镜背散射电子像。由

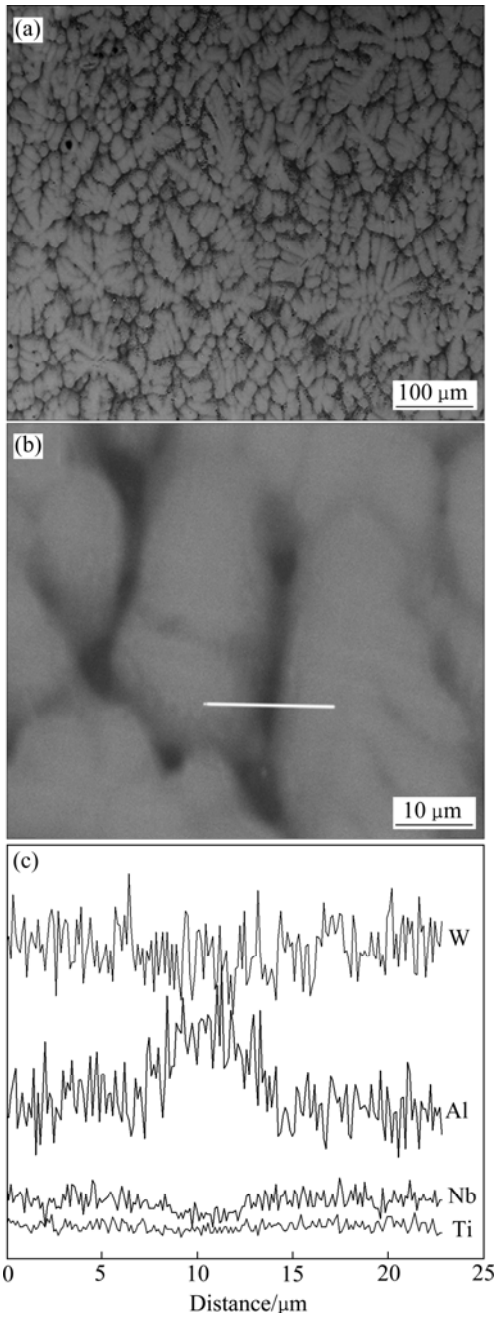

图 **2**　铸态 Ti-47Al-4Nb-0.6W 合金的背散射电子像及元素线扫描分析曲线

Fig.2　SEM-BSE micrograph for as-cast Ti-47Al-4Nb-0.6W alloy and EDS line profiles showing alloy elements distribution along line in Fig.2(b): (a) SEM-BSE micrograph; (b), (c) EDS line profiles

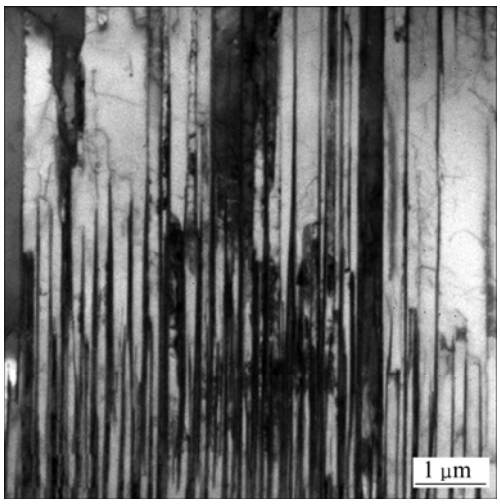

图 **3**　铸态 Ti-47Al-4Nb-0.6W 合金的片层结构 TEM 像

Fig.3　TEM image of as-cast Ti-47Al-4Nb-0.6W alloy showing lamellar structure inside colony

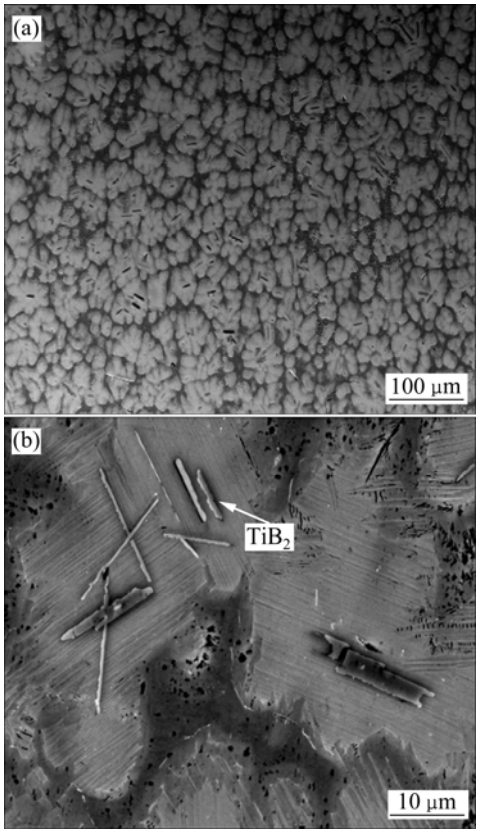

图 **4**　铸态 Ti-47Al-4Nb-0.6W-0.2B 合金的背散射电子像

Fig.4　SEM-BSE images of as-cast Ti-47Al-4Nb-0.6W-0.2B alloy: (a) Whole microstructure; (b) Microstructure of precipitation

图 4 可以看出，在加入 B 元素后，铸态 Ti-47Al-4Nb-0.6W-0.2B 合金显微组织的枝晶形貌特征减弱，呈现出细小均匀的近似胞状的组织，平均晶粒尺寸约为 50 μm，且晶团内部明显地有析出物的存在，分布较均匀(见图 4(a))。高倍扫描电镜照片显示该析出物主要呈棒状，析出物长约 10~15 μm(见图 4(b))。通过 SEM-BSE 还发现(见图 4(b))，沿片层晶团的界面分布着微量白色衬度的网状组织，应为高温残留下的 β 相，在室温时为 B_2 相。

利用透射电镜对铸态 Ti-47Al-4Nb-0.6W-0.2B 合金中的析出相进行观察及分析(见图 5)。衍射斑点标定结果显示该棒状析出物为具有六方结构的 TiB_2。研究表明[17]，TiAl 基合金中硼化物类型与 Al 含量有关，当 Al 含量大于 44%(摩尔分数)时，凝固过程中仅形成 TiB_2。本研究结果与该报道一致。另外还发现，B 元素加入后，γ/α_2 平均片层间距有所减小，约为 200 nm。

图 6 所示为合金 3 的扫描电镜背散射电子像。由图 6 可以看出，加入微量 Y 元素后，铸态 Ti-47Al-4Nb-0.6W-0.2B-0.05Y 合金的平均晶粒尺寸进一步减小，可达到 25 μm 左右(见图 6(a))，这一尺寸要明显小于文献报道的单独加入 B 或单独加入 Y 所获得的铸态晶粒尺寸(分别为 40 μm[18]和 60 μm[16])；同时，在晶内和晶界还存在颗粒状析出物(见图 6(b))。进一步的透射电镜观察及能谱分析结果显示(见图 7(a))，该析出相中富集了 Y 和 O，其摩尔比约为 2:3，可以判断该析出相为 Y_2O_3，这一结果与文献报道的微量 Y 加入 TiAl 合金中形成 Y_2O_3 的研究结果相符合[19]。由图 7(b)可见，Y 元素的加入更进一步细化了 γ/α_2 片层结构，其平均片层间距在 100 nm 左右。

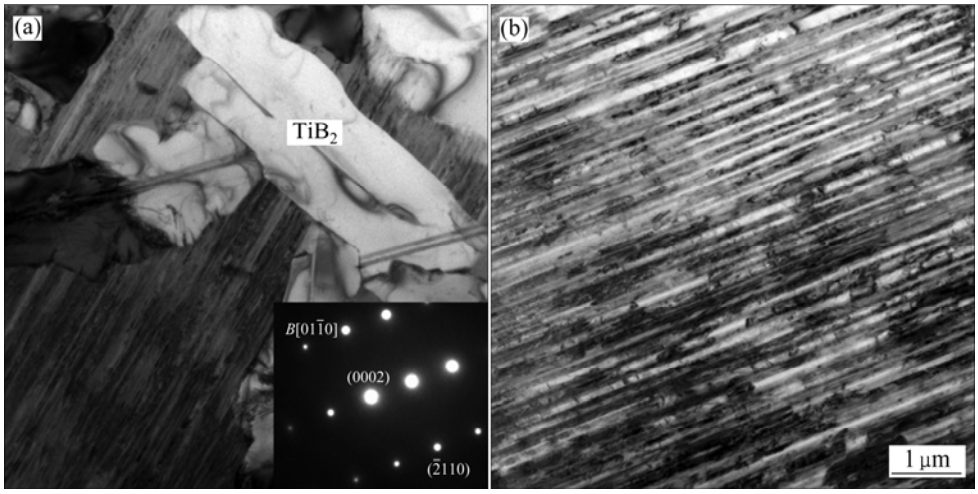

图 **5** Ti-47Al-4Nb-0.6W-0.2B 合金的 TEM 像

Fig.5 TEM images of Ti-47Al-4Nb-0.6W-0.2B alloy: (a) Microstructure and diffraction patterns of precipitation; (b) Lamellar structure

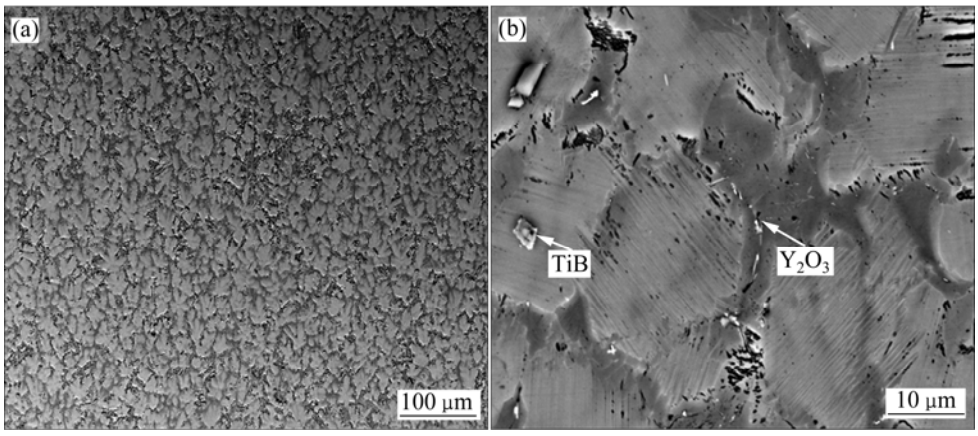

图 **6** 铸态 Ti-47Al-4Nb-0.6W-0.2B-0.05Y 合金的背散射电子像

Fig.6 SEM-BSE images of as-cast Ti-47Al-4Nb-0.6W-0.2B-0.05Y alloy: (a) Whole microstructure; (b) Microstructure of precipitation

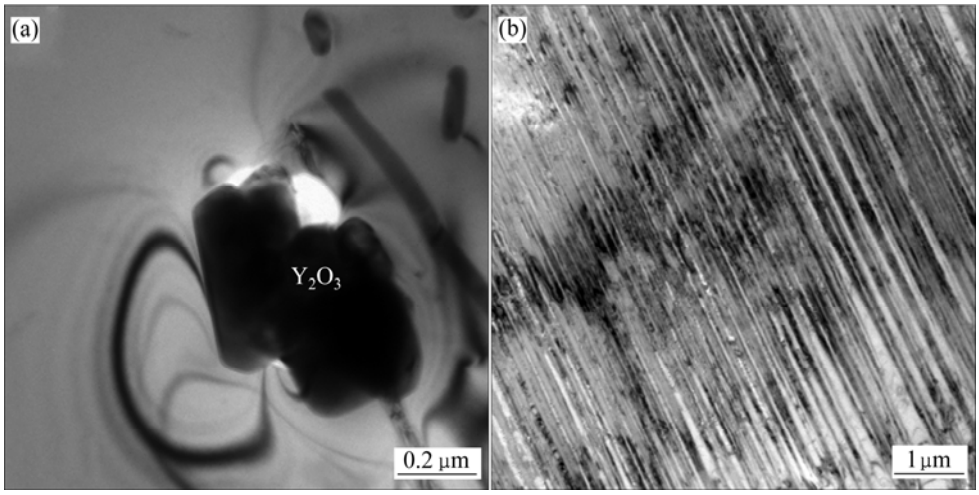

图 7　铸态 Ti-47Al-4Nb-0.6W-0.2B-0.05Y 合金的 TEM 像

Fig.7　TEM images of Ti-47Al-4Nb-0.6W-0.2B-0.05Y alloy: (a) Microstructure of precipitation; (b) Lamellar structure

表 2 和表 3 所列为 1#和 3#铸态合金主要相成分的能谱分析结果。从表 2 和 3 可以看出，微量 B 和 Y 的加入对合金中主要相 γ 相及 γ/α_2 相的成分影响很小。

表 2　不同铸态合金 γ 相的成分

Table 2　Compositions of γ phase in as-cast alloys

Sample No.	Mole fraction/%			
	Ti	Al	Nb	W
1	45.24	51.62	2.84	0.30
3	44.52	52.45	2.73	0.29

表 3　不同铸态合金片层 γ/α_2 相的成分

Table 3　Compositions of lamellar γ/α_2 phase in as-cast alloys

Sample No.	Mole fraction/%			
	Ti	Al	Nb	W
1	50.44	44.72	4.24	0.61
3	51.46	43.75	4.21	0.65

3　讨论

3.1 Ti-47Al-4Nb-0.6W 合金的凝固过程

由图 1(a)可知，Ti-47Al-4Nb-0.6W 铸态合金并未形成传统铸造 TiAl 合金所具有的粗大柱状晶组织。根据含 Nb 的二元合金相图[20]，Nb 的加入扩大了单相 β 相区的范围。因此，结合本文作者的试验结果，Ti-47Al-4Nb-0.6W 合金的基本凝固路线应为 $L\rightarrow\beta+L\rightarrow(\beta+\alpha)+L\rightarrow(\beta+\alpha)+\gamma\rightarrow\alpha+\gamma\rightarrow(\alpha+\gamma_L)+\gamma\rightarrow(\alpha_2+\gamma_L)+\gamma$，其中 γ_L 为片层结构中的片状 γ 相。该类合金凝固过程中经过 $\beta+\alpha$ 双相区，α 相通过包晶反应 $L+\beta\rightarrow\alpha$ 生成，β 相对 α 固溶体的析出及生长有一定的影响，使 α 相在单一方向的生长遇到更多阻力，从而避免了柱状 α 晶的形成。同时，由于合金中加入了强 β 相稳定元素 W，一方面，在凝固过程中，部分 β 相较难分解而保留下来，在一定程度上限制了 α 相晶粒的过度长大；另一方面，添加少量的 W 也可以细化 TiAl 合金铸造组织。凝固后的 β 枝晶首先通过 $L+\beta\rightarrow\alpha$ 包晶反应转变为 α 相，α 相在随后的降温过程中析出 γ 片层并发生有序化转变而形成 $\alpha_2+\gamma$ 片层组织。当 $L+\beta\rightarrow\alpha$ 包晶转变结束后，存在于枝晶间因枝晶偏析而富 Al 的液相将与 α 相通过 $L+\alpha\rightarrow\gamma$ 包晶反应转变为 γ 相，这些 γ 相在随后的冷却过程中因不发生固态转变而保留下来。最终，如图 1(b)所示，Ti-47Al-4Nb-0.6W 铸态合金在室温下的相组成为 $\alpha_2+\gamma+\beta$。

3.2　B 和 Y 元素对 Ti-47Al-4Nb-0.6W 合金凝固过程及组织细化的影响

由显微组织及相分析结果可知，当 Ti-47Al-4Nb-0.6W 合金中添加 B 和 Y 时，其基本凝固路径并未改变，初生相仍为 β 相。根据 Ti-B 二元相图，可认为 B 在 β-Ti 中的溶解度小于 0.2%。因此，在凝固时，过饱和 B 原子会被排挤到液相前端，从而在液/固界面处与在此处富集的 Ti 原子结合形成 TiB_2 相，在液/固界面前端造成较大的成分过冷，成为合金凝固时不均匀形核的核心，此时硼化物应处于晶界处位置。而本文作者观察到的 TiB_2 主要呈棒状分布于晶粒内部(见图 4(b))，且 B 的加入对于铸态 Ti-47Al-4Nb-0.6W 合金的

成分偏析并未产生明显的影响(见表 2)，这说明大部分 TiB_2 因成分起伏而直接从液相中析出，促进了 β-Ti 的异质形核。一般认为，异质形核能力的大小取决于形核基底与结晶相之间的界面能。当点阵错配引起弹性能急剧升高时，错配度是决定界面能的主要因素，基体与形核颗粒间的晶粒错配度能有效促进异质形核。根据低指数晶面上 TiB_2 与 β-Ti 的晶格常数以及错配度 δ 的公式[18]，计算出 TiB_2-β 的错配度为 11%。据报道[21]，在非均质形核时，δ＜6%的核心最有效，δ=6%~15%的核心中等有效，而 δ＞15%的核心无效。因此，在铸造 Ti-47Al-4Nb-0.6W-0.2B 合金的凝固过程中，TiB_2 作为异质核心，使基体相的形核部位增加，从而增大了形核率，降低了铸造 Ti-47Al-4Nb-0.6W 合金的晶团尺寸。

据文献[22]，TiAl 合金中 B 含量只有达到某一临界值时，才能对晶粒产生细化作用。虽然本实验中加入的硼含量较少(0.2%)，但强硼化物形成元素 Nb、W 的存在促使了液相中 TiB_2 的形成，有效地控制了铸态 Ti-47Al-4Nb-0.6W 合金的晶团尺寸(见图 4(a))。在随后的层片组织的形成过程中，γ_L 在原始 α 晶粒中的层错位置形核，而 TiB_2 在 α 晶粒内较均匀地分布，也可以起到增加异质形核率的作用。另外，B 原子还可以降低界面处位错运动的能力，对溶质原子起到固定作用，影响 γ 层片的侧向生长[23−24]。因此，铸态 Ti-47Al-4Nb-0.6W 合金的片层间距明显减小。

微量稀土 Y 的加入使铸态 Ti-47Al-4Nb-0.6W 合金的片层晶团尺寸和片层间距进一步减小(见图 6(a)和 7(b))。这说明，B 和稀土 Y 的同时加入要比单独加入 B 具有更好的晶粒细化效果。从热力学角度分析可知，在 Ti、Al、Nb、O 4 种元素中，Y 最容易和 O 发生反应生成 Y_2O_3。虽然本研究所选原料均为高纯原料，熔炼亦在真空环境下进行，但由于中间合金中携带一定量的氧，因此，在凝固初期，稀土 Y 易在固液界面前沿富集从而形成 Y_2O_3 氧化物(见图 6(b)和图 7(a))。高熔点的 Y_2O_3 颗粒可以作为非自发形核核心，在凝固过程中提高了形核率；同时，Y_2O_3 氧化物相呈颗粒状偏聚于枝晶胞间(见图 6(b))，有效地抑制了晶团的长大，达到进一步细化铸态晶粒的作用。

Y 对层片间距的细化作用可以从 $\alpha\rightarrow\alpha_2/\gamma$ 的相变过程中得到解释。一方面，添加 Y 使 α 母相中的氧含量降低，降低了 α 母相的层错能，提高了 α 相晶界处层错形成的数量，导致了 α 晶界处 γ 相形核位置的提高；另一方面，Y_2O_3 钉扎在 α 母相晶界处(见图 6(b))，导致其与 α 基体间形成高能相界，有利于 γ 相的形核。因此，Y 的添加提高了 α 母相晶界的 γ 片层的形核率，这也是加入 Y 后，片层得到进一步细化的主要原因。另外，添加 Y 还可能阻碍 γ 相的生长，抑制了 α_2/γ 层片侧向厚度的增加[25]。

从以上分析可知，B 和稀土 Y 的复合添加明显地细化了铸态 Ti-47Al-4Nb-0.6W 合金的组织。这种细化效果主要可归结于 B 和稀土 Y 对于铸态 Ti-47Al-4Nb-0.6W 合金凝固过程的综合影响。一方面，从液相中直接析出晶内短棒状 TiB_2 相以及在固液界面前沿形成的界面颗粒状 Y_2O_3 氧化物促进了 β-Ti 的异质形核，增大了形核率；同时，枝晶间的颗粒状 Y_2O_3 氧化物相进一步抑制了晶团的长大，从而有效地达到细化铸态 Ti-47Al-4Nb-0.6W 合金晶团尺寸的作用。另一方面，分布于晶内的短棒状 TiB_2 相以及在界面位置以颗粒状存在的 Y_2O_3 氧化物在随后的 $\alpha\rightarrow\alpha_2/\gamma$ 相变过程，可以起到提高 γ 相形核率的作用；而 B 原子和 Y 原子还可以降低界面处位错运动的能力，对 γ 层片的侧向生长起到抑制作用，因此合金的片层组织也得到了显著的细化。

4 结论

1) Ti-47Al-4Nb-0.6W 铸态合金的室温相组成为 $\alpha_2+\gamma+\beta$，其基本凝固路线为 $L\rightarrow\beta+L\rightarrow(\beta+\alpha)+L\rightarrow(\beta+\alpha)+\gamma\rightarrow\alpha+\gamma\rightarrow(\alpha+\gamma_L)+\gamma\rightarrow(\alpha_2+\gamma_L)+\gamma$；微量 B 和 Y 的加入并未改变其基本凝固路径。

2) 微量 B 元素加入后，短棒状 TiB_2 相因成分起伏而直接从液相中析出，增加了基体相的非均匀形核部位，从而增大了形核率，降低了铸造 Ti-47Al-4Nb-0.6W 合金的晶团尺寸；同时，片层间距也明显减小。

3) 微量稀土 Y 元素通过内氧化形成稳定的 Y_2O_3 氧化物颗粒，可作为非自发形核核心，降低铸造 Ti-47Al-4Nb-0.6W-0.2B 合金的晶团尺寸，枝晶间的颗粒状 Y_2O_3 氧化物相还进一步抑制了晶团的长大；同时，通过促进 γ 层片形核率、抑制 α_2/γ 的侧向生长使片层间距进一步减小。

4) B 和稀土 Y 的复合添加可以更有效地细化铸造 Ti-47Al-4Nb-0.6W 合金的组织。

REFERENCES

[1] 陈国良. 金属间化合物结构材料研究现状与发展[J]. 材料导报, 2000, 14(9): 51−56.
CHEN Guo-liang. Research and development status and prospect on the ordered structural intermetallics[J]. Materials Review,

2000, 14(9): 51−56.

[2] CHEN Y Y, KONG F T, TIAN J, CHEN Z Y. Recent developments in engineering γ-TiAl intermetallics[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2002, 12(4): 605−609.

[3] WANG J N, YANG J, XIA Q F. The grain size refinement of TiAl alloys by cyclic heat treatment[J]. Materials Science and Engineering A, 2002, 329/331: 118−123.

[4] LIN J P, XU X J, WANG Y L, HE S F, ZHANG Y, SONG X P, CHEN G L. High temperature deformation behaviors of a high Nb containing TiAl alloy[J]. Intermetallics, 2007, 15(5): 668−674.

[5] ZHANG W J, CHEN G L, APPEL F, NIEH T G, DEEVI S C. A preliminary study on the creep behavior of Ti-45Al-10Nb alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2001, 315(1): 250−253.

[6] XU Xiang-jun, LIN Jun-pin, WANG Yan-li, LIN Zhi, CHEN Guo-liang. Microstructure and tensile properties of Ti-45Al-(8−9)Nb-(W,B,Y) alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2006, 414(13): 131−136.

[7] LI W, INKSON B, HORITA Z, XIA K. Microstructure observations in rare earth element Gd-modified Ti-44 at% Al[J]. Intermetallics, 2000, 8(5): 519−523.

[8] CHENG T T. The mechanism of grain refinement in TiAl alloys by boron addition—An alternative hypothesis[J]. Intermetallics, 2000, 8(1): 29−37.

[9] HECHT U, WITUSIEWICZ V, DREVERMANN A, ZOLLINGER J. Grain renement by low boron additions in niobium-rich TiAl-basedalloys[J]. Intermetallics, 2008, 16: 969−978.

[10] 饶光斌, 刘　奎, 韩恩厚, 柯　伟. 硼化物细化 γ-TiAl 基合金晶粒的机制[J]. 中国有色金属学报, 2004, 14(1): 225−271.
RAO Guang-bin, LIU Kui, HAN En-hou, KE Wei. Mechanism of grain refinement effect of boron addition on γ-TiAl based alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2004, 14(1): 225-271.

[11] GODFREY B, LORETTO M H. The nature of complex precipitates associated with the addition of boron to a γ-based titanium aluminide[J]. Intermetallics, 1996, 4(1): 47-53.

[12] KONG Fan-tao,CHEN Zi-yong, TIAN Jing. Effects of rare earth on microstructure of γ-TiAl intermetallics[J]. Journal of Rare Earth, 2003, 21(2): 163−169.

[13] CHEN Yu-yong, LI Bao-hui, KONG Fan-tao. Effects of minor yttrium addition on hot deformability of lamellar Ti-45Al-5Nb alloy[J].Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2007, 17: 58−63.

[14] ZHAO L L, LI G Y, ZHANG Q, LIN J P, SONG X P, YE F, CHEN G L. Influence of Y addition on the longtime oxidation behaviors of high Nb containing TiAl alloys at 900 ℃ [J]. Intermetallics, 2010, 18: 1586−1596.

[15] 陈玉勇, 李宝辉, 孔凡涛. Y(0.3at%)对 Ti-45Al-5Nb 合金铸态显微组织的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2006, 35(1): 1−4.
CHEN Yu-yong, LI Bao-hui, KONG Fan-tao. Effect of rare earth Y(0.3at%) on as-cast microstructure of Ti-45Al-5Nb alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2006, 35(1): 1−4.

[16] LI Bao-hui, KONG Fan-tao, CHEN Yu-yong. Effect of yttrium addition on microstructures and room temperature tensile properties of Ti-47Al alloy[J]. Rare Earths, 2006, 24(3): 352−356.

[17] 董利民, 崔玉友, 杨　锐. B 和 C 对铸造 TiAl 基合金宏观和显微组织的影响[J]. 金属学报, 2002, 38(6): 643−646.
DONG Li-min, CUI Yu-you, YANG Rui. Effects of B or C on the macro-and micro-structures of cast near gamma TiAl alloys[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2002, 38(6): 643−646.

[18] 黄劲松, 刘　咏, 贺跃辉, 张永红, 刘　彬, 张　伟, 何晓宇, 黄伯云. 铌、钨和硼在 TiAl 基合金中的分布及其对组织的影响[J]. 粉末冶金材料科学与工程, 2006, 11(1): 2−37.
HUANG Jin-song, LIU Yong, HE Yue-hui, ZHANG Yong-hong, LIU Bin, ZHANG Wei, HE Xiao-yu, HUANG Bai-yun. Distribution of Nb, W and B in TiAl alloy and their effect on microstructure[J]. Materials Science and Enginnering of Power Metallurgy, 2006, 11(1): 2−37.

[19] HU D. Effect of composition on grain refinement in TiAl-based alloys[J]. Intermtallics, 2001, 9: 1037−1043.

[20] 黄劲松, 刘　彬, 张　伟, 张永红, 刘　咏, 贺跃辉, 黄伯云. 铸造 TiAl 合金微观组织的演变[J]. 中国有色金属学报, 2008, 18(4): 643−650.
HUANG Jin-song, LIU Bin, ZHANG Wei, ZHANG Yong-hong, LIU Yong, HE Yue-hui, HUANG Bai-yun. Revolution of microstructure of as-cast TiAl alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2008, 18(4)：643−650.

[21] BRAMBITT B L. The effect of carbide and nitride additions on the heterogeneous nucleation behavior of liquid iron[J]. Metallurgical Transactions, 1970, 1(5): 1987−1995.

[22] CHENG T T. The mechanism of grain refinement in TiAl alloys by boron addition—An alternative hypothesis[J]. Intermetallics, 2000, 8(1): 29−37.

[23] LARSON D E, KAMPA S L, CHRISTODOULOU L. Effect of TiB_2 volume fraction on the microst ructure of a cast near gamma titanium aluminide alloy[C]// MRS Symp Proc. 1990, 194: 285−292.

[24] INKSON B J, BOOTHROYD C B, HUMPHREYS C J. Boron segregation in a (Fe,F,B) TiAl based alloy[J]. DePhysique IV, 1993, 3(5): 397−402.

[25] YAN Qi-yun, ZHANG Zhen-qi, LUO Guo-zhen, WANG Ke-guang, ZHOU Lian. Microstructures observation and hot compressing tests of TiAl based alloy containing high Nb[J]. Materials Science and Engineering A, 2000, 280(1): 187−191.

(编辑　龙怀中)