

包套锻造对高 Nb-TiAl 基合金组织的影响

Effect of Canned Forging on Microstructure of High Nb-containing TiAl Alloy

徐丽华¹, 徐向俊¹, 林均品¹, 王艳丽¹, 宋西平¹,
林 志¹, 陈国良¹, 李树索², 苏喜孔², 韩雅芳²

(1 北京科技大学新金属材料国家重点实验室, 北京 100083;

2 北京航空航天大学高性能材料研究所, 北京 100083)

XU Li-hua¹, XU Xiang-jun¹, LIN Jun-pin¹, WANG Yan-li¹, SONG Xi-ping¹,
LIN Zhi¹, CHEN Guo-liang¹, LI Shu-suo², SU Xi-kong², HAN Ya-fang²

(1 State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials,

University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China;

2 Research Institute of Advanced Materials,

Beijing University of Aeronautics and Astronautics, Beijing 100083, China)

摘要: 通过两次包套锻造工艺细化了高 Nb-TiAl 合金铸态近片层组织。研究发现, 两次锻造后接近二次锻造表面基本上是由大量的直线型或者流线型片层组织和少量的再结晶组织组成, 而除此以外的大部分区域都发生了较大程度的再结晶, 并且晶粒均匀细小。在 (+) 两相区长时间热处理二次锻后组织可以有效消除 相, 获得的仍然是双态组织。

关键词: 高 Nb-TiAl 合金; 包套锻造; 显微组织

中图分类号: TG146.2; TG319 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381 (2004) 08-0021-04

Abstract: The as-cast nearly lamellar microstructure of high Nb-containing TiAl alloy were refined by means of two-step canned forging processing route. The results show that the pancake near surface after two-step forging is mainly banded lamellar microstructure with small part of recrystallized grains, and the rest of pancake is basically compound of uniform and fine recrystallized grains. The phase can be efficiently eliminated, and the duplex microstructure can be gained by subsequent heat treatment at (+) dual-phase region.

Key words: high Nb-containing TiAl alloy; canned forging; microstructure

高 Nb-TiAl 金属间化合物经过近十幾年来的研究, 在相图、合金化、抗氧化性和显微组织与力学性能等方面的研究取得了一系列重要的进展, 由于其优异的高温性能、抗氧化性和抗蠕变性而受到广泛的关注。高含量难熔金属 Nb 元素的加入提高了合金的熔点和有序化温度, Nb 元素的固溶强化, 使其 900 的屈服强度较普通钛铝合金提高约 300~500MPa, 高熔点 Nb 元素加入的同时降低了扩散系数, 改善了抗氧化性, 并且兼顾了 TiAl 合金的密度小、晶体结构简单和易于通过组织控制改善性能的优点, 因而有可能取代现役的 Ni 基高温合金而成为未来航空、航天领域具有应用潜力的新一代高温结构材料^[1]。

高 Nb 合金化大大提高 TiAl 合金的室温和高温强度的同时, 也进一步降低了其室温和高温塑性, 尤其是室温塑性比普通 TiAl 更低。而具有均匀细小的

显微组织是该合金获得较好室温延性的前提^[2]。采用热机械加工方法可以使 TiAl 合金铸态粗大层片团破碎获得细小、均匀的显微组织^[3]。目前常用的热加工手段有等温锻造、热挤压、轧制、包套锻造等等^[4,5], 其中包套锻造是一种非常有效、相对比较简单、设备要求不高的热加工工艺^[6]。包套锻造采用比较高的形变速率并且使用绝热材料将包套和铸锭隔离以防止铸锭大量散热使其温度过度降低而难于变形, 因此热包套锻造组织更细、更均匀^[7]。本工作采用在两相区包套锻造高 Nb-TiAl 合金, 来研究包套锻造对其显微组织的影响, 以求获得最佳性能。

1 实验方法

研究用合金的名义化学成分 (原子分数/%) 为 Ti-45Al-9 (Nb, W, B, Y), 采用真空自耗和真空凝

壳的复合工艺熔炼后, 经过 1250 /4h, 140MPa 的热等静压处理消除疏松与缩孔等部分缺陷, 扒皮得到 115mm × 245mm 的铸锭, 然后加热到 1250 保温 3h, 最后在 THP32-3000 压力机上以 $10^{-3}/s$ 的应变速率、采用二次包套锻造工艺进行热锻开坯。

金相分析试样按照标准方法制备, 浸蚀液采用 Kroll 溶液 ($HF + HNO_3 + H_2O_2 + H_2O = 2 : 10 : 35 : 100$)。金相分析分别在 Nikon 光学金相显微镜和剑桥 S360 型扫描电子显微镜上进行。

2 结果与分析

2.1 Ti-45Al-9 (Nb, W, B, Y) 合金铸态组织

图 1 是 Ti-45Al-9 (Nb, W, B, Y) 合金铸锭靠近边缘的组织, 这是由 β 层片团和少量分布于层片团间的等轴 α 晶粒组成的近层片组织 (NL), 其中层片团的晶粒度比较细小, 为 100 μm 左右。接近铸锭心部的铸态组织中的层片团比边缘稍微粗大一些, 为 150 μm 左右, 这是由于凝壳过程中心部的冷却速度相对于边缘较慢, 导致晶粒长大。图 2 为该合金铸态组织的 BSE 图像, 从图中可以看出, 在层片团晶界和晶粒内部分布着大量的白色衬度的相, 这是由于合金铸锭尺寸较大, 并且合金化元素较多, 致使合金凝固过程中偏析严重。室温下 β 相一般为有序的 B_2 结构, 该结构沿 (100) 解理面的解理强度较低而导致裂纹萌生, 从而降低合金的强度和室温塑性^[8], 极大地损害合金的力学性能, 必须通过热加工和后续的热处理加以去除。同时从图中还可以看到, 在层片团晶界和晶粒内部存在少量的白色点状或者条状的第二相 TiB_2 和少量点状的 Y_2O_3 , 其中微量的 Y 可以降低该合金中的氧含量, 并且对高温下的晶界滑移和位错运动有钉扎作用^[9]。图 3 是该合金铸态组织的 X 射线衍射谱, 根据 β 相的 X 射线衍射标准卡片, 其最强线所对应的 2θ 角为 39.82° ; 与测得的 X 射线衍射谱比较吻合, 从而进一步证明了在高 Nb-TiAl 合金铸锭中存在 β 相。



图 1 合金铸态组织的 SEM 照片

Fig. 1 SEM microstructure of the as-cast alloy



图 2 合金铸态组织的 BSE 图像

Fig. 2 BSE image of the as-cast alloy

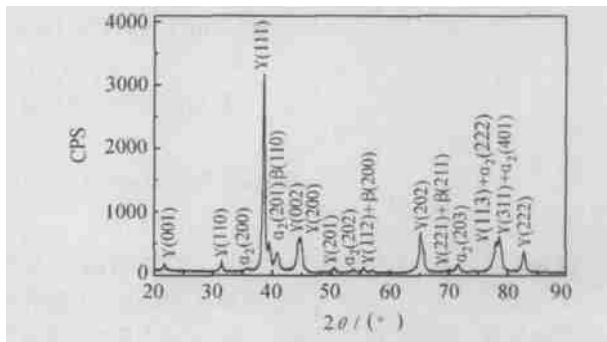


图 3 合金铸态组织的 X 射线衍射谱

Fig. 3 X-ray diffraction pattern of the as-cast alloy

2.2 二次包套锻造后的合金组织

图 4 是二次包套锻造饼材不同区域的金相显微组织, 可以看出, (a) 试样基本上是由大量的直线型或者流线型片层组织和少量的位于晶界处的再结晶组织组成。这是由于 (a) 试样的变形量较小, 两次锻造并没有彻底破碎铸态片层组织, 只是发生塑性变形使原来大部分片层组织弯曲成波纹形状, 并且由于晶界处具有很高的应力集中和很高的位错密度, 再结晶驱动力最高, 另外晶界原子排列混乱, 其高温扩散能力高于晶粒内部, 因此在热变形过程中动态再结晶首先形核于不同取向的原始板条界, 并长成细小的等轴晶粒。而 (b) 和 (c) 试样组织差别不大, 都是由垂直于锻造方向被拉长的等轴组织和极少量残留的片层组织组成, 并且极少量残留的片层组织以流线型组织为主。这说明经过两次包套锻造后除了接近锻造表面以外的大部分区域都发生了较大程度的再结晶, 并且晶粒比较均匀细小, 晶粒大小为 20 μm 左右。

从高 Nb-TiAl 合金二次包套锻造后的 BSE 照片看出, 锻态组织包括三个相: α_2 , β 和大量的白色衬度的 γ 相 (图 5)。根据 EDS 成分分析 β 相中 Nb 元素的含量比 α_2 和 γ 相高出 2% 左右, 而 W 元素几乎都富积在 β 相中, 大约为 2% 左右 (表 1)。这进一步说明了 Nb 是 β 相稳定元素, W 是最强 β 相稳定元素^[10]。由于

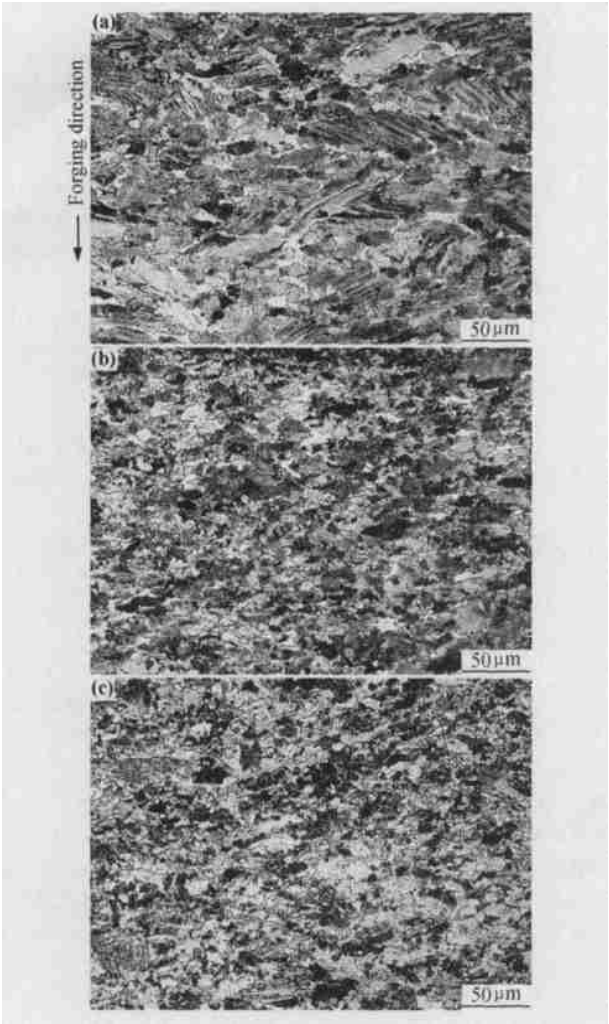


图 4 二次包套锻造饼材的金相显微组织
(a) 近表面; (b) 心部; (c) 近侧缘

Fig.4 Optical microstructures of the pancake after two-step canned forging (a) near surface zone; (b) center zone; (c) near side zone



图 5 近表面试样的 BSE 图像

Fig. 5 BSE image of specimen near surface zone

W 的扩散能力比较低, 两次锻造只能使铸态组织中的大块 δ 相被破碎后分布在晶界处, 不能使偏析在其中的 W 和 Nb 元素充分扩散均匀。因此, 铸态组织偏析形成的 δ 相难以通过两次近等温锻造有效地消除。

表 1 近表面试样的 EDS 成分分析 (原子分数/ %)

Table 1 EDS composition analysis of specimen near surface zone (atom fraction/ %)

Element			2
Al	33. 81	46. 19	42. 18
Ti	56. 36	46. 42	50. 16
Nb	9. 72	7. 33	7. 53
W	2. 11	0. 06	0. 13

2. 3 热处理后的合金组织

将二次包套锻造后的试样进行加热到 1310 保温 1h 后炉冷到室温的热处理。图 6 是热处理后的背散射照片, 图 7 为其 X 射线衍射谱。由图 6 可见, 合金是由等轴 γ 晶粒和 γ_2 层片团组成的双态组织, 晶粒比较细小, 其中较小的晶粒只有 5 μm 左右, 较大的晶粒为 20 μm 左右, 说明在两相区长时间停留并不能导致晶粒长大。同时由于二次锻造后在残留的拉长的片层组织中储存一定的形变能, 在随后的热处理过程中可以发生静态再结晶得以消除, 从而不会出现双态组织和残留的层片团共存的混晶组织。从图中没有发现白色衬度的 δ 相, 图 7 的 X 射线衍射谱也证明 δ 相的消失。这是由于高温退火时 W 等偏析元素具有很



图 6 1310 保温 1h 试样的 BSE 图像

Fig. 6 BSE image of specimen heat treated at 1310 for 1h

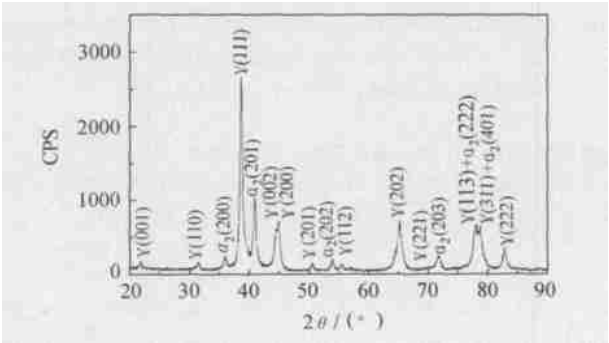


图 7 1310 保温 1h 组织的 X 射线衍射谱

Fig. 7 X-ray diffraction pattern of the microstructure heat treated at 1310 for 1h

高的扩散激活能和迁移速率，最终能够充分扩散均匀，致使 相消失。因此二次锻造后结合该种热处理工艺，可以充分消除 相。

3 结论

(1) 自耗凝壳熔炼后的铸锭组织是由 / 2 层片团和少量分布于层片团间的等轴 晶粒组成的近层片组织，在层片团晶粒内部和晶界处分布着白色衬度的 相。

(2) 锻饼接近二次锻造表面基本上是由大量的直线型或者流线型片层组织和少量的再结晶组织组成，而除此以外的大部分区域都发生了完全再结晶，晶粒比较细小。

(3) 将二次包套锻造后的试样加热到 1310 保温 1h 后炉冷，可以有效消除 相，获得双态组织。

参考文献

[1] 李书江. 高铌TiAl合金微合金化及蠕变性能的研究[D]. 北京: 北京科技大学, 2001.

[2] HUANGS C. Microstructures and property tradeoffs in wrought TiAl-base alloys [J]. Metall Trans A, 1992, 23A: 375.

[3] 彭超群, 黄伯云, 贺跃辉. TiAl基合金的工艺-显微组织-力学性能关系 [J]. 中国有色金属学报, 2001, 11 (4): 527- 540.

[4] SEMIATIN S L, SEETHARAMAN V, JAIN V K. Microstructure development during conventional and isothermal hot forging of a near-gamma titanium aluminide [J]. Metall & Mater Trans A, 1994, 25A (12): 2753- 2768.

[5] KIM Y W. Ordered intermetallic alloys, part : gamma titanium aluminides [J]. JOM, 1994, 46 (7): 30- 39.

[6] SEMIATIN S L. Segregation and homogenization of a near-gamma titanium aluminide [J]. Metall Trans A, 1992, 23A (1): 149- 161.

[7] SEMIATIN S L, CHESNUTT J C, AUSTIN C, SEETHARAMAN V. Processing of intermetallic alloys [M]. TMS, 1997.

[8] FU CHS G E. Supertransus processing of TiAl-based alloys [J], Metall Trans A, 1998, 29A (1): 27- 36.

[9] 闫蕴琪, 王文生, 张振琪, 等. 一种高性能TiAl金属间化合物 [J]. 金属热处理学报, 2000, 21 (3): 3- 4.

[10] ZHANG W J, CHEN G L, WANG Y D, SUN Z Q. Characteristics of heat resistance alloys Ti45Al10Nb and Ti48Al8Nb [J]. Scripta Metall Mater, 1993, 28: 1113- 1118.

收稿日期: 2003-10-04; 修订日期: 2004-06-05
作者简介: 徐丽华 (1978-), 女, 硕士, 从事钛铝合金研究, 联系地址: 北京科技大学新金属材料国家重点实验室 (100083)。

* * * * *

(上接第 16 页)

[7] CAO Ying, et al. Electrochemical behavior and deposited mechanism of nanolaminated growth of galvanizing [J]. The Surface

Technology, 2001, 32 (6): 20- 24.

[8] ANDREW J PINKERTON, LIN LI. The effect of laser pulse width on multiple-layer 316L steel clad microstructure and surface finish [J]. Applied Surface Science, 2003, 209 (2): 411- 416.

[9] YANG San, ZHONG Min-lin, LIU Wen-jin. Study of *in-situ* TiC particle reinforced Ni-based alloy composite coatings produced by laser cladding [J]. Journal of Aeronautical Materials, 2002, 22 (1): 26- 29.

[10] GORSSE S A, MIRACLE D B. Mechanical properties of Ti-6Al-4V/TiB composites with randomly oriented and aligned TiB reinforcements [J]. Acta Materialia, 2003, 51 (1): 2427 - 2442.

[11] LIU X Y. Effect of foreign particles: a comprehensive understanding of 3D heterogeneous nucleation [J]. Journal of Crystal Growth, 2002, 237- 239: 1806- 1812.

[12] FENG Fan, SHI Lian-jie, LU Jian, et al. Investigation of surface nanocrystallization of a low carbon steel induced by ultrasonic shot peening [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2000, 36 (3): 300- 303.

[13] LIU G, LU J, LU K. Surface nanocrystallization of 316L stainless steel induced by ultrasonic shot peening [J]. Materials Science and Engineering A, 2000, 286: 91- 95.

基金项目: 国家自然科学基金资助项目 (59701001)。
收稿日期: 2004-05-24; 修订日期: 2004-07-06
作者简介: 张维平 (1964-), 男, 博士, 副教授, 主要从事激光表面改性及金属基复合材料制备方面的研究, 联系地址: 大连理工大学材料工程系 (116023)。

* * * * *

(上接第 20 页)

[2] GOPAL M, RAJAPPA S. Effect of multiphase slug flow on the stability of corrosion product layer [A]. Corrosion 1999 [C]. Houston: NACE, 1999. Paper No 46.

[3] RAM ANCHANDRAN S, et al. The interactions and properties of corrosion inhibitors with byproduct layers [A]. Corrosion 2000 [C]. Houston: NACE, 2000. Paper No 25.

[4] 陈长风, 路民旭, 赵国仙, 等. N80 油管钢 CO₂ 腐蚀产物膜特征 [J]. 金属学报, 2002, 38 (4): 411.

[5] DAVIES D H, et al. The effects of bicarbonate on the corrosion and passivation of iron [J]. Corrosion, 1980, 36 (8): 416- 422.

[6] 张学元, 邸超, 雷良才. 二氧化碳腐蚀与控制 [M]. 北京: 化学工业出版社, 2000.

[7] 周孙选, 赵景茂. 铁在 H₂S-盐水中的腐蚀产物膜的穆斯堡尔研究 [J]. 华中理工大学学报, 1993, 21 (2): 155- 159.

基金项目: 石油管力学和环境行为重点实验室开放基金 (ZYT-04) 资助
收稿日期: 2004-01-05; 修订日期: 2004-06-10
作者简介: 任呈强 (1977-), 男, 博士生, 主要研究方向为材料的腐蚀、防护和功能碳材料, 联系地址: 西北工业大学 398 信箱 (710072)。