

B 对铸态 Ti₃Al 合金组织和性能的影响

曹 磊^{1,2}, 王 震², 刘 冬², 崔玉友², 杨 锐²

(1. 东北大学 材料与冶金学院, 沈阳 110819; 2. 中国科学院 金属研究所, 沈阳 110016)

摘 要: 研究合金中 B 含量对铸态 Ti₃Al 合金的组织 and 室温拉伸性能的影响。结果表明: B 的添加明显细化了 Ti₃Al 合金晶粒的尺寸, 且在晶界处析出连续条状硼化物脆化相; 使得铸态 Ti₃Al 合金的室温强度和伸长率降低。

关键词: 铸态 Ti₃Al 合金; B; 细化晶粒; 显微组织; 室温拉伸性能

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

Effect of element B on microstructure and properties of casting Ti₃Al alloy

CAO Lei^{1,2}, WANG Zhen², LIU Dong², CUI Yu-you², YANG Rui²

(1. School of Materials and Metallurgy, Northeastern University, Shenyang 110819, China;

2. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

Abstract: The influences of B content on the microstructure and tensile properties of cast Ti₃Al alloy at room temperature were investigated. The results show that the addition of B can significantly refine the crystal particles of cast Ti₃Al alloy, and the consequent strip boride precipitates are found on the grain boundaries. However, the addition of B reduces the room-temperature strength and elongation of Ti₃Al alloy.

Key words: cast Ti₃Al alloy; element B; grain refining; microstructure; room-temperature tensile property

Ti₃Al 基合金是具有广泛应用前景的金属间化合物材料, 具有低密度、高比强度、高比刚度、在 600~700 °C 温度区间具有较好的阻燃性、良好的高温强度等优点, 在航空航天发动机涡轮盘、高压压气机舱、涡轮壳体等高温部件具有很大的应用前景^[1], 但采用机械加工制备复杂型腔部件限制了其实际应用, 采用铸造的方法可以克服这一成形难点。但铸态 Ti₃Al 的合金性能明显低于变形态组织合金的, 这制约了其工艺发展, 因而, 研究 Ti₃Al 合金铸态组织, 对提高铸态 Ti₃Al 合金力学性能具有很强的现实意义。

在众多细化元素中, B 是最常用的 TiAl 基合金细化元素, 且已被广泛研究。LARSON 等^[2]认为铸造时加入的硼化物在熔炼过程中并不能完全溶解, 成为不均匀形核的核心; INKSON 等^[3]认为硼化物首先从熔体中析出, 然后作为熔体中的结晶核心促进形核; GODFREY^[4]观察到 B 细化枝晶间距的现象, 认为在结晶的过程中由于硼的加入, 使得根部较弱的枝晶破碎成为合金结晶的核心; CHENG^[5]在总结他人观点

后, 提出富含 B 的凝固前沿造成的附加成分过冷是晶粒细化的必要条件。但是, B 元素对铸态 Ti₃Al 合金的组织细化作用却很少被研究, 在此, 本文作者研究了 B 含量对铸态 Ti-24Al-15Nb-0.5Mo 合金的组织 and 性能的影响, 探讨了 B 作为铸态 Ti₃Al 合金细化元素的可能性。

1 实验

实验所用 Ti₃Al 基合金的名义成分分别如下: Ti-24Al-15Nb-0.5Mo、Ti-24Al-15Nb-0.5Mo-0.4B 和 Ti-24Al-15Nb-0.5Mo-0.8B(摩尔分数, %, 下同)。熔炼合金所用原料为零级海绵钛、Al 豆、Al-Nb 中间合金(Al 与 Nb 质量比 25:73.4)、Al-Mo 中间合金(Al 与 Mo 质量比 34.24:65.56)、TiB₂ 粉。采用非自耗电弧真空熔炼的方法熔炼 5 遍得到规格为质量 30 g、直径 30 mm 的不同成分的纽扣锭。熔炼过程中真空度达到 1×10^{-3}

Pa后充入高纯Ar,熔炼冷却方式为铜坩埚水冷却。

将熔炼后的纽扣锭进行热处理,热处理制度为1 020℃固溶30 min后空冷。然后用电火花线切割将纽扣锭沿其纵向从中间剖开,经150~2 000号砂纸研磨,抛光后腐蚀,腐蚀剂成分为HF、HNO₃、H₂O₂和H₂O,其体积比为3:5:3:95。采用蔡司Axiovert 200MAT显微镜进行金相组织观察,采用岛津SSX-550钨丝扫描电子显微镜提取背散射扫描像。

从3种成分的纽扣锭中抽取微试样,每种成分抽取5个,将微试样在室温下用Z050万能拉伸机进行拉伸测试,拉伸速率为0.05 mm/min,平行段2.5 mm。图1所示为拉伸试样的尺寸和纽扣锭中抽取的位置。

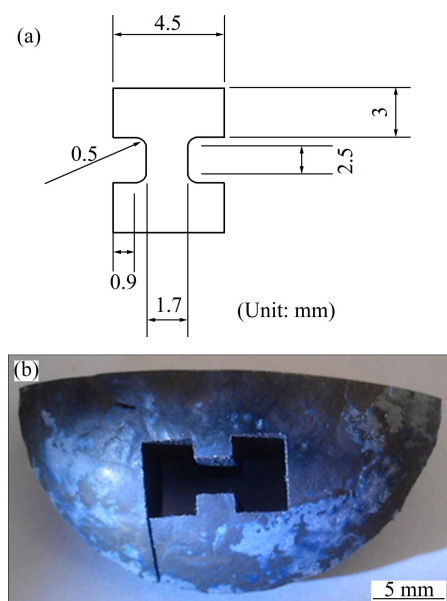


图1 微拉伸试样尺寸及纽扣锭所取部位

Fig.1 Size of tensile specimens (a) and position of specimen extracted from (b)

2 结果与讨论

2.1 B对Ti-24Al-15Nb-0.5Mo合金组织的影响

2.1.1 B元素对Ti-24Al-15Nb-0.5Mo合金宏观组织的影响

取纽扣锭的纵截面,对3种成分纽扣锭的宏观组织进行观察,结果如图2所示。比较图2(a)、(b)和(c)可知,图2(a)中组织由底部非常薄的一层表层细晶区、中部大面积的柱状晶区和上方等轴晶区组成。图2(b)和(c)中的组织都是由下方大面积的细小等轴晶区、中间的柱状晶区和上方的等轴晶区组成。仔细观察图2(b)可以看出,加入0.4%B使Ti₃Al合金的晶粒得到了明显细化。剖面下半部出现了面积很大(大约占总面积的

70%)的细小等轴晶区,中部的柱状晶区范围明显缩小且柱状晶得到了细化。随着B含量的增大(见图2(c)),合金组织略微细小,下方细小等轴晶区的面积更大一些,但是进一步细化效果不明显。

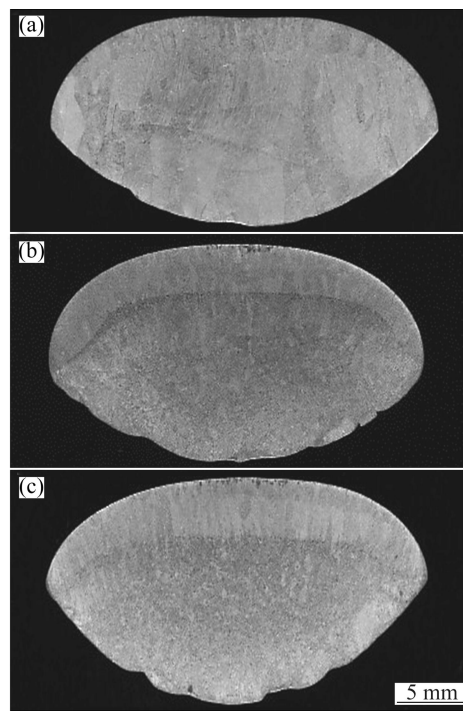


图2 不同成分Ti₃Al合金纽扣锭宏观组织

Fig.2 Macrostructures of different Ti₃Al alloys: (a) Ti-24Al-15Nb-0.5Mo; (b) Ti-24Al-15Nb-0.5Mo-0.4B; (c) Ti-24Al-15Nb-0.5Mo-0.8B

Ti₃Al合金纽扣锭熔炼结束凝固过程中,因铜坩埚的水流冷却作用导致纽扣锭底部的过冷度大,凝固速度快,紧靠铜坩埚的区域由于受到强烈的冷却而大量形核,形成紊乱排列的细小等轴晶;中部柱状晶区是由外向内沿着温度梯度生长的柱状晶组成;中上部的等轴晶区是最后的凝固区,随着柱状晶的发展,温度梯度越来越小,同时界面前沿溶质原子富集造成的成分过冷区越来越宽,铸锭心部都处于过冷状态,从而均匀形核^[6-8]。

2.1.2 B对Ti-24Al-15Nb-0.5Mo合金微观组织的影响

取纽扣锭的纵截面,在光学显微镜下对3种成分的显微组织进行观察,图3所示为不同B元素含量的Ti₃Al合金的200倍光学显微组织图,其中图3(a)、(b)和(c)分别为Ti-24Al-15Nb-0.5Mo、Ti-24Al-15Nb-0.5Mo-0.4B和Ti-24Al-15Nb-0.5Mo-0.8B合金的组织。由图3可知,3种成分合金的组织都是由白色针状 α_2 相和灰色的基体 B_2 相组成。与Ti-24Al-15Nb-0.5Mo合金相比,添加0.4%B的Ti₃Al合金中晶粒得到了明显细化,晶粒尺寸由200 μm 降到了50 μm ,持

续添加 0.8%B 的合金晶粒细化不明显;由图 3(b)可知,晶界处出现了大量线状黑色硼化物。由图 3(c)可知,随着元素 B 的增多,析出的硼化物增多。

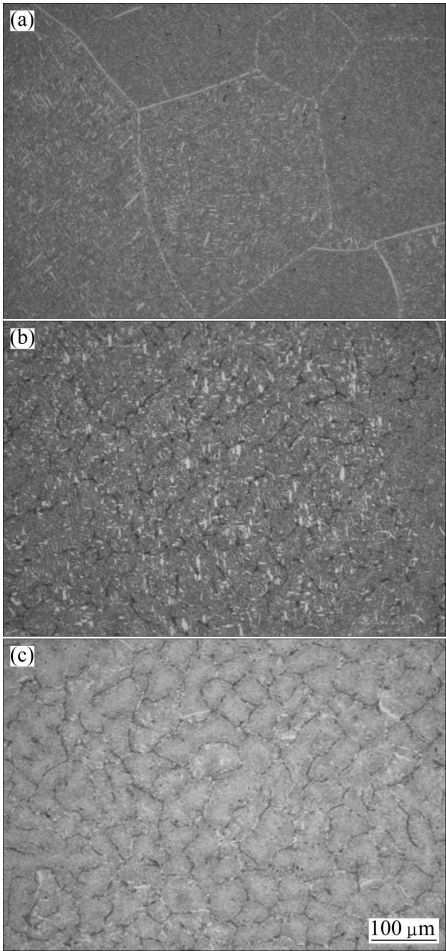


图 3 不同 B 含量 Ti₃Al 合金的光学显微组织
Fig.3 Optical micrographs of Ti₃Al alloys with different B contents: (a) Ti-24Al-15Nb-0.5Mo; (b) Ti-24Al-15Nb-0.5Mo-0.4B; (c) Ti-24Al-15Nb-0.5Mo-0.8B

图 4 所示为富 Ti 侧 Ti-Al-B 三元相图液相面投影图。由图 4 可知, Ti-24Al-15Nb-0.5Mo-0.4B 和 Ti-24Al-15Nb-0.5Mo-0.8B 均在 $L-\beta+\text{TiB}$ 液相线以下。凝固过程中,首先析出 β 相, B 原子在 β 相中的溶解度非常低,所以 B 原子会被排斥到液相中,造成凝固前沿 B 原子聚集,使得成分过冷度增大,继而有更多的 β 相在凝固前沿析出,从而凝固前沿 B 原子浓度继续增大,当 B 原子浓度高到一定程度后, TiB 相就会析出,随后 TiB 相钉扎在晶界上,抑制固相长大,从而细化了合金的组织^[9-10]。

2.2 B 对 Ti-24Al-15Nb-0.5Mo 合金力学性能的影响

从 3 种成分的纽扣锭中抽取微试样,每种成分抽取 5 个,将微试样在室温下用 Z050 万能拉伸机进行拉伸测试,拉伸速率 0.05 mm/min,平行段 2.5 mm,

对得到的原始数据去掉坏点并求平均值,其结果如表 1 所列。

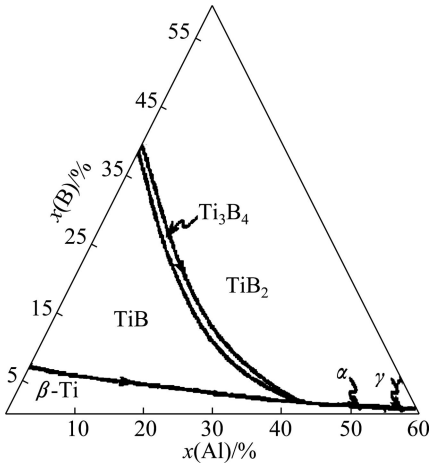


图 4 Ti-Al-B 三元合金富 Ti 侧液相面投影图
Fig.4 Preliminary liquidus projection on Ti-rich side of Ti-Al-B ternary diagram

表 1 不同 B 含量 Ti₃Al 合金微试样的室温力学性能

Alloy	R_m/MPa	$R_{p0.2}/\text{MPa}$	$A/\%$
Ti-24Al-15Nb-0.5Mo	904.3	694.7	8.6
Ti-24Al-15Nb-0.5Mo-0.4B	856.8	651.7	7.9
Ti-24Al-15Nb-0.5Mo-0.8B	835.0	653.2	4.6

由表 1 可知,加入 0.4%B 降低了合金的强度和伸长率;持续添加 B 到 0.8%,相比 0.4%B 的合金,合金的强度变化不大,伸长率降低。由显微组织分析可知, B 元素明显细化了合金晶粒,根据细晶强化原理, B 元素本应该能提升合金的室温力学性能,但是结果却恰恰相反,这是值得研究的一点。从显微组织图可以观察到 B 的加入会导致大量线状硼化物的析出,尤其在晶界处连续分布,在 Ti₃Al 合金中硼化物是脆化相,其塑性很差,当合金拉伸变形时,其周围的 B_2 相会及时发生协调变形,但硼化物缺少调节变形能力,就会造成此处应力集中,很容易成为裂纹源。这就弱化了晶界的作用,使晶界脆化,导致裂纹容易在晶界处萌生,最终使 Ti₃Al 合金的强度和塑性降低。图 5 所示为 Ti-24Al-15Nb-0.5Mo-0.8B 的 BSE 像,图 5(b)和(c)所示分别为拉伸断口及其附近的组织。图 5(a)中白色的条状物质为硼化物在 BSE 条件下观察到的形态。由图 5(a)分析可知,脆性硼化物在拉伸过程中为微裂纹发起源和裂纹优先扩展路径,不利于室温性能。图 5(c)所示的二次裂纹周围存在硼化物聚集进一步佐证这一观点。

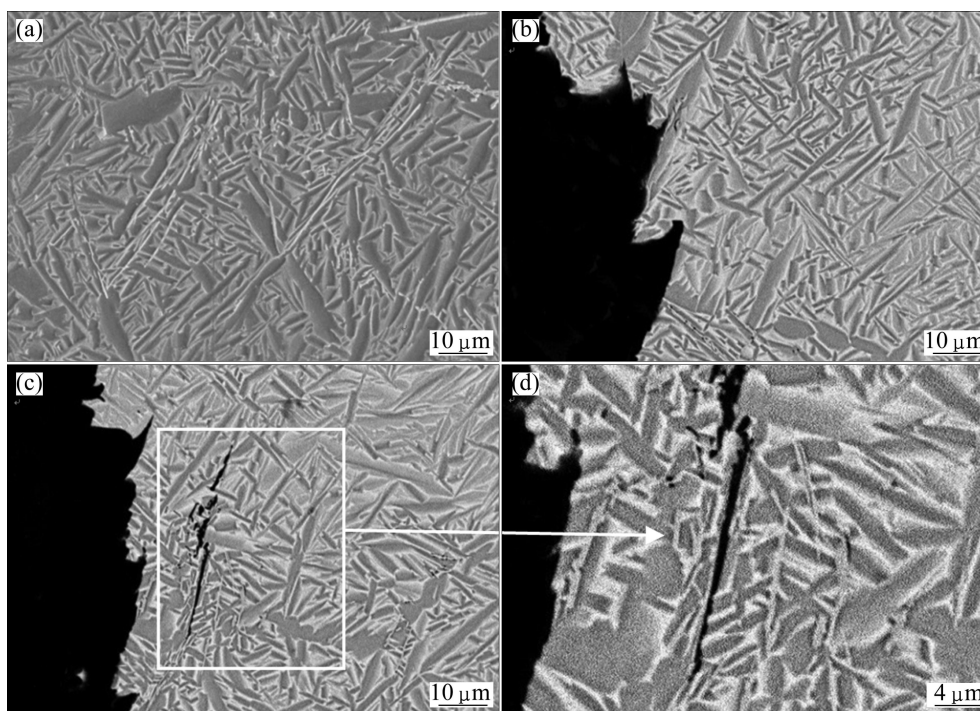


图 5 Ti-24Al-15Nb-0.5Mo-0.8B 的 BSE 像

Fig.5 BSE images of Ti-24Al-15Nb-0.5Mo-0.8B alloy in different places: (a) Away from edge of the fraction; (b), (c) Close to edge of fraction; (d) BSE image of block space of (c)

3 结论

1) B 的添加明显细化了 Ti-24Al-15Nb-0.5Mo 合金的晶粒, B 的加入使得大量的硼化物析出且呈线状集中分布在晶界处。

2) 析出的硼化物是基体脆化相, 很容易成为裂纹源, 弱化了晶界结合力, 使得 Ti-24Al-15Nb-0.5Mo 合金的力学性能降低。

REFERENCES

- [1] 武英, 杨德庄. 针状 α_2 相对 Ti-24Al-14Nb-3V-0.5Mo 合金拉伸断裂机制的影响[J]. 中国有色金属学报, 1998, 8: 189-193.
WU Ying, YANG De-zhuang. Effects of acicular α_2 phase on the tensile fracture mechanism in Ti-24Al-14Nb-3V-0.5Mo alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 1998, 8: 189-193.
- [2] LARSON D E, KAMPE S L, CHRISTODOULOU L. Effect of TiB₂ volume fraction on the microstructure of a cast near gamma titanium aluminide alloy[C]// MRS Symp Process, 1990, 194: 285-292.
- [3] INKSON B J, BOOTHROYD C B, HUMPHREYS C J. Boron segregation in a (Fe, F, B) TiAl based alloy[J]. J Physique IV, 1993, 3: 397-402.
- [4] GODFREY A B. Grain refinement of a gamma-based titanium aluminide using microalloy addition[D]. The University of Birmingham, 1996.
- [5] CHENG T T. The mechanism of grain refinement in TiAl alloys

by boron addition—An alternative hypothesis [J]. Intermetallics, 2000, 8: 29-37.

- [6] 杨慧敏, 苏彦庆, 郭景杰, 等. B 元素对 Ti-46Al 和 Ti-46Al-5Nb 合金柱状晶组织的影响[J]. 金属学报, 2008, 44(10): 1213-1218.
YANG Hui-min, SU Yan-qing, GUO Jin-jie, et al. Effects of B addition on the columnar structures of Ti-46Al and Ti-46Al-5Nb alloys[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2008, 44(10): 1213-1218.
- [7] 张莉. 含 Hf 铸造钛铝基合金组织细化及其机制研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2009: 38-39.
ZHANG Li. Structure refinement and its mechanism of cast TiAl based alloys containing hafnium[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2009: 38-39.
- [8] 张虎, 高文理, 张二林, 等. Ti-Al-B 合金空心管状初生 TiB 的生长机制[J]. 复合材料学报, 2001, 18(4): 50-53.
ZHANG Hu, GAO Wen-li, ZHANG Er-lin, et al. Growth mechanism of primary hollow TiB in Ti-Al-B alloy[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2001, 18(4): 50-53.
- [9] 江治国, 陈波, 马颖澈, 等. 添加硼对铸造 Ti-46.5Al-8Nb 合金组织和性能的影响[J]. 金属学报, 2007, 43(5): 487-492.
JIANG Zhi-guo, CHEN Bo, MA Ying-che, et al. Effects of boron addition on the microstructure and mechanical property of as-cast Ti-46.5Al-8Nb alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2007, 43(5): 487-492.
- [10] 李臻熙, 曹春晓. Ti-48Al+B 合金中硼化物的生长机理[J]. 稀有金属材料与工程, 2001, 30(1): 19-22.
LI Zhen-xi, CAO Chun-xiao. Growth mechanism of boride in Ti-48Al+B alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2001, 30(1): 19-22.

(编辑 龙怀中)