

第二相添加对 7715D 高温钛合金力学性能的影响

王敏敏, 罗月新, 计 波

(宝山钢铁股份有限公司 特钢技术中心, 上海 200940)

摘 要: 通过加入中间合金的方式向 7715D 钛合金中加入第二相, 研究了合金元素对 7715D 高温钛合金力学性能的影响。研究表明: 添加一定量的 Ta、B 和 C 后, 材料的相变温度发生改变, 室温拉伸性能和高温拉伸性能都有显著提高; 通过对拉伸断口进行观察, 初步研究合金的断裂机制。

关键词: 高温钛合金; 第二相; 力学性能; 显微组织

中图分类号: TF 804.3

文献标志码: A

Effect of second phase addition on mechanical properties of 7715D high temperature titanium alloy

WANG Min-min, LUO Yue-xin, JI Bo

(Special Steel Technology Center, Baoshan Iron & Steel Co., Ltd., Shanghai 200940, China)

Abstract: Second phases as master alloys were added into 7715D titanium alloy. The effect of alloying elements on the mechanical properties of 7715D alloy was studied. The results show that the phase transformation temperature of the alloy is changed and the tensile properties at room and high temperature are improved observably. The failure mechanism of this titanium alloy was researched primarily by observation of fracture surface.

Key words: high temperature titanium alloy; second phase; mechanical property; microstructure

钛合金因具有比强度高、抗腐蚀性好和热强性高等优点, 在航空、航天领域中获得了广泛的应用。高温钛合金研制一直是钛合金领域最为活跃、最为重要的一个分支, 受到世界各国钛合金研究者的高度重视。目前, 高温钛合金的使用温度已达到 600℃, 典型的合金有 IMI834^[1]、Ti-1100^[2]和 BT36^[3]等, 这些高温钛合金均为 Ti-Al-Sn-Zr-Mo(Nb)-Si 系列合金, 多为近 α 型钛合金。7715D 钛合金是宝山钢铁股份有限公司特殊钢分公司研制的“600℃ 短时用耐热钛合金”^[4], 也属于上述系列合金, 并加入了微量稀土。该合金具有优良的室温综合性能和高温(600℃)拉伸性能, 已经成功应用于 DFH-3 及神舟号系列飞船上。但随着飞行器速度的不断提高, 表面温度也随之增加, 这要求材料具

有更高的耐热性能。除 Al、Sn、Zr、Mo、Nb 和 Si 等常用合金元素外, 还向合金中添加 Ga、In、Pb、Sb、Ta 和 Bi 等不常见的合金元素以强化高温钛合金^[5-6]。SUZUKI 等^[6]用 0.5%~1%(质量分数)Ta 代替 IMI834 合金中的 Nb, 在其它性能不变的情况下提高了合金的蠕变性能。Ta 属于 α 相稳定化元素, 与 Ti 等元素形成置换固溶体, 点阵扭曲程度小, 所以这类合金元素含量高的固溶体钛合金, 不但具有高的强度, 而且保持较高的塑性。为了进一步提高合金材料的高温性能, 本文作者在 7715D 的基础上加入 Ta、B 和 C 元素, 对其室温、高温力学性能进行研究, 并分析第二相对新合金材料力学性能的影响, 同时, 对新合金材料的断裂机制进行初步探索。

1 实验

本实验采用的 7715D 合金,其名义成分为 Ti-6Al-3Sn-2Zr-2Mo-2Nb(质量分数,%)及微量 Si 和 Ce。选用一级海绵钛和 Ti-Sn、Al-Mo、Al-Nb、Al-Ce、Ti-Ta-B 中间合金、海绵 Zr 及结晶 Si,充分搅拌后压制成电极,经过焊接,进行 3 次真空自耗熔炼,得到直径为 120 mm 的铸锭,铸锭经适当温度开坯锻造成直径为 55 mm 的棒材,再在适当温度下热轧成直径为 18 mm 的棒材。经过适当热处理后,分别加工成室温及高温性能测试试样,进行力学性能和显微组织试验。

2 结果与讨论

2.1 材料的成分及第二相

表 1 所列为新合金材料第二相的名义成分及相变点。由于 B 和 C 加入合金后形成化合物,因此 1~3 号试样以其第二相的体积分数来表示;Ta 和 Ti 形成固溶体,所以 4 号试样以加入的质量百分比表示。合金的相转变温度采用传统的金相法测得,7715D 钛合金的相变温度为 1 020~1 030 。一般来讲,在二元合金里添加 B 和 C 可以提高合金的相变点,而 Ta 属于 α 相稳定化元素,可降低相变点。实验结果中只有 3 号试样符合此规律,1 号和 2 号试样相变温度变化不明显,4 号试样的相变点反而高于 7715D 的。这可能是 7715D 中含有的多种元素间相互作用使得材料的相变温度发生变化。

表 1 新合金材料第二相的名义成分及相变点
Table 1 Nominal composition of second phases and phase transformation temperatures of new alloys

Sample No.	$\varphi(\text{TiB})/\%$	$\varphi(\text{TiC})/\%$	$w(\text{Ta})/\%$	Phase transformation temperature/
1 (0.5%)	0.5	—	—	1 000
2 (1.5%)	1.5	—	—	1 020
3 (4.0%)	3.0	1.0	—	1 100
4 (2.0%)	0.1	0.1	1.8	1 090

图 1 所示为新合金材料的 XRD 谱。从图 1 中可以看出:加入的中间合金与 Ti 形成了 TiB 和 TiC。此外,3 号和 4 号试样含有 TiB 和 TiC 的衍射峰,1 号和 2 号试样中不存在 TiC 的衍射峰,这与之前的实验

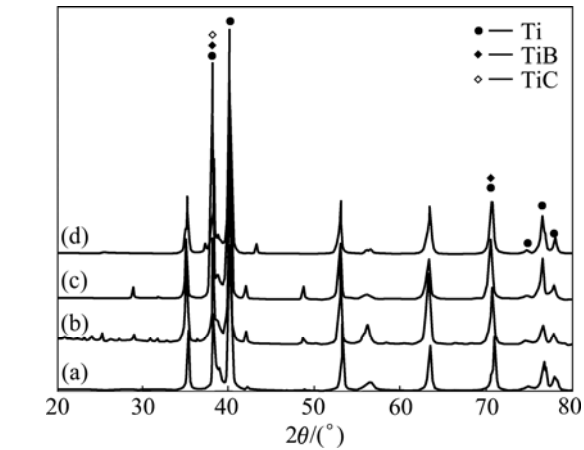


图 1 新合金材料的 XRD 图
Fig.1 XRD patterns of new alloys: (a) Sample 1; (b) Sample 2; (c) Sample 3; (d) Sample 4

设计吻合。

2.2 材料的组织与性能

图 2 所示为 7715D 钛合金分别加入 B、C、Ta 元素后的金相组织。4 种材料退火后的组织有所差异。一般而言^[7],在双相钛合金中,常见的显微组织类型可分为 4 种:1)典型的魏氏组织,其特点是原始 β 晶粒边界清晰、完整,晶界 α 明显,晶内 α 相呈粗片状规则排列;2)网篮状组织,特点是原始 β 晶粒边界不同程度地发生破碎,晶界 α 不明显,晶内片状 α 相变短、变粗,在原始 β 晶粒的轮廓内呈网篮状编织的片状结构;3)等轴 α 组织:在均匀分布的、含量超过 50% 的初生 α 相基体上,存在一定数量的转变 β 相组织;4)混合组织:在转变 β 相组织的基体上,分布着一定数量的初生 α 相,但总含量不超过 50%。转变组织实际上是次生 α 相和保留 β 相的混合体,在光学显微镜下观察时发暗,初生 α 相则呈发亮的颗粒。含 0.5%TiB 的 1 号试样和含 1.5%TiB 的 2 号试样的组织可以归为上述第 4 类,只是初生 α 相的数量有所不同:1 号试样的初生 α 相含量较少,2 号试样比 1 号的初生 α 相含量明显增多。含 TiB 和 TiC 的 3 号试样和含 Ta 的 4 号试样的组织可以归为第 3 类:4 号试样中等轴晶含量略多于 3 号试样的,但 3 号试样的组织比 4 号试样的略粗一些。

图 3 所示为 7715D 钛合金加入 B、C、Ta 后的室温和高温拉伸性能。一般而言,魏氏组织具有良好的高温蠕变性能^[7],但塑性、热稳定性和疲劳性能较差;等轴组织具有最好的塑性和热稳定性,但蠕变性能最差;网篮组织和混合组织具有良好的综合力学性能,

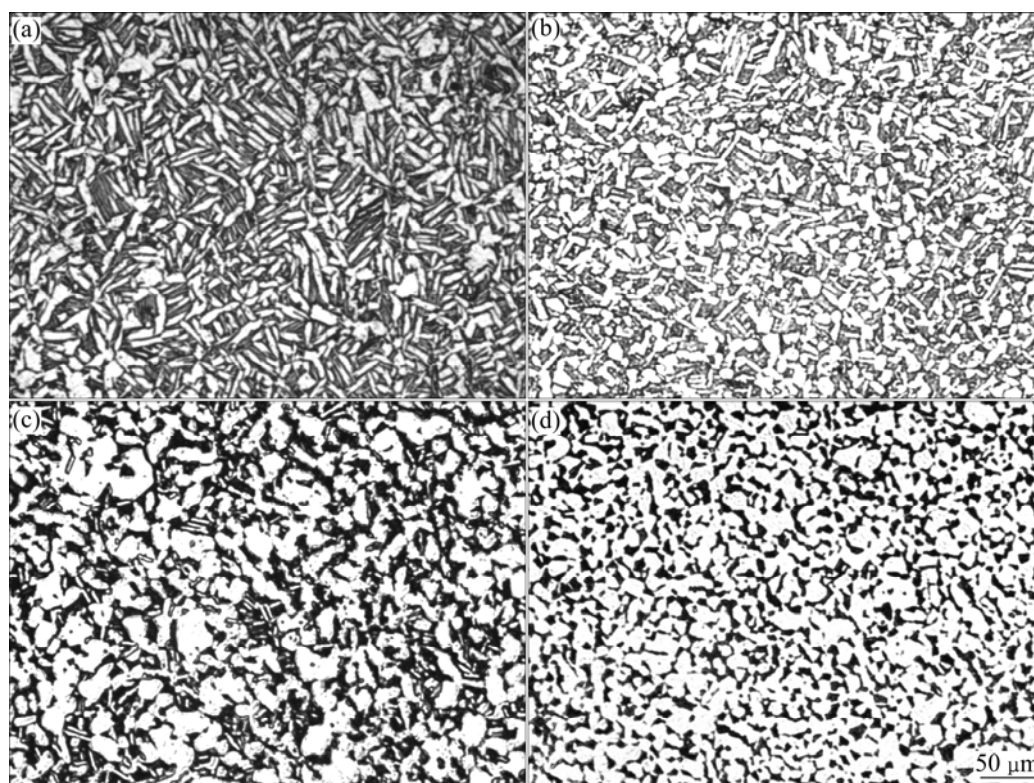


图2 新合金材料的金相组织

Fig.2 OM microstructures of new alloys: (a) Sample 1; (b) Sample 2; (c) Sample 3; (d) Sample 4

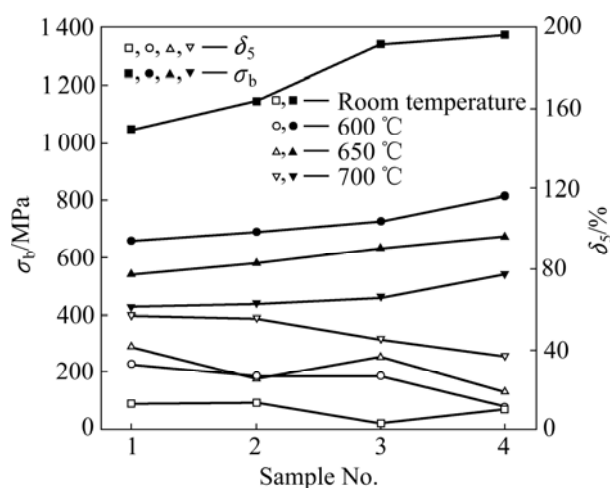


图3 7715D 钛合金加入 B、C 和 Ta 后的拉伸性能

Fig.3 Tensile properties of 7715D titanium alloys containing B, C and Ta

与混合组织相比, 网篮组织具有更好的蠕变性能、断裂韧性和抗疲劳裂纹扩展性能, 但疲劳性能和热稳定性较差。本实验中, 4 种新材料不管在室温还是高温下, 强度都有所提高; 2 号试样比 1 号试样的 TiB 含量高, 因此室温性能得以提高, 3 号试样虽然强度显著提高, 但其塑性急剧下降。4 号试样加入 Ta 后强度

显著提高, 且保持较好的塑性, 在 700 °C 下仍拥有较好的综合性能。

图 4 所示为 1~4 号试样室温拉伸试样断口的扫描电镜照片。可以发现: 1 号、2 号和 4 号试样室温拉伸断口都存在大量韧窝, 属于韧性断裂, 塑性较好; 而 3 号试样出现河流状的解理面, 塑性较差, 这与实验所测得的数据一致。图 5 所示为室温和 600 °C 拉伸后断口处的 SEM 形貌, 可以观察到破裂的 TiB 颗粒, 表明加入的第二相(TiB 和 TiC)在室温拉伸过程中起到了承载的作用。随着第二相含量的增加, 其参与承载的作用增强, 故合金强度有所提高, 其失效方式主要是 TiB 第二相的承载断裂, 并在基体中形成微裂纹, 随后微裂纹在基体中迅速扩展和互相连接, 导致材料最终的断裂。

高温拉伸时, TiB 第二相除了小部分承载断裂, 多数在其两端的基体合金中形成微孔, 如图 5(b)所示。这主要是温度升高后, 基体合金软化, 第二相和基体的界面结合变弱, 载荷无法完全传递到 TiB 内部, 从而在 TiB 两端形成应力集中, 导致在 TiB 两端的基体中形成孔洞。第二相与基体的相互作用强弱可能有所不同, 但相互间的作用机理基本相同^[8]。由本实验的断口分析可以认为: 微孔在拉伸载荷的作用下形成微

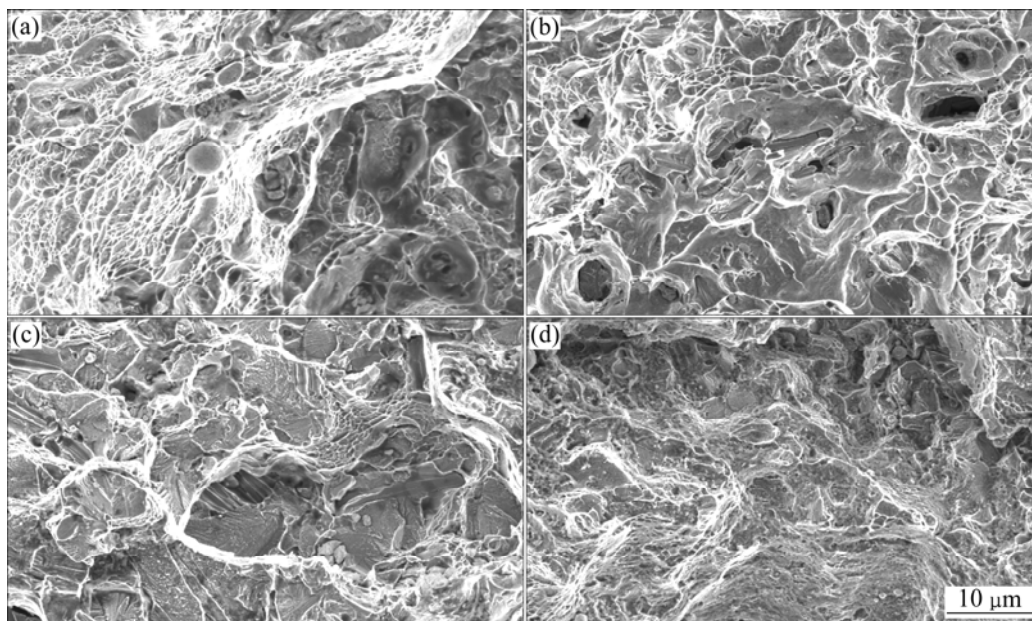


图 4 加入第二相的 7715D 合金的室温拉伸断口形貌

Fig.4 Fracture morphologies of 7715D titanium alloys with second phase: (a) Sample 1; (b) Sample 2; (c) Sample 3; (d) Sample 4

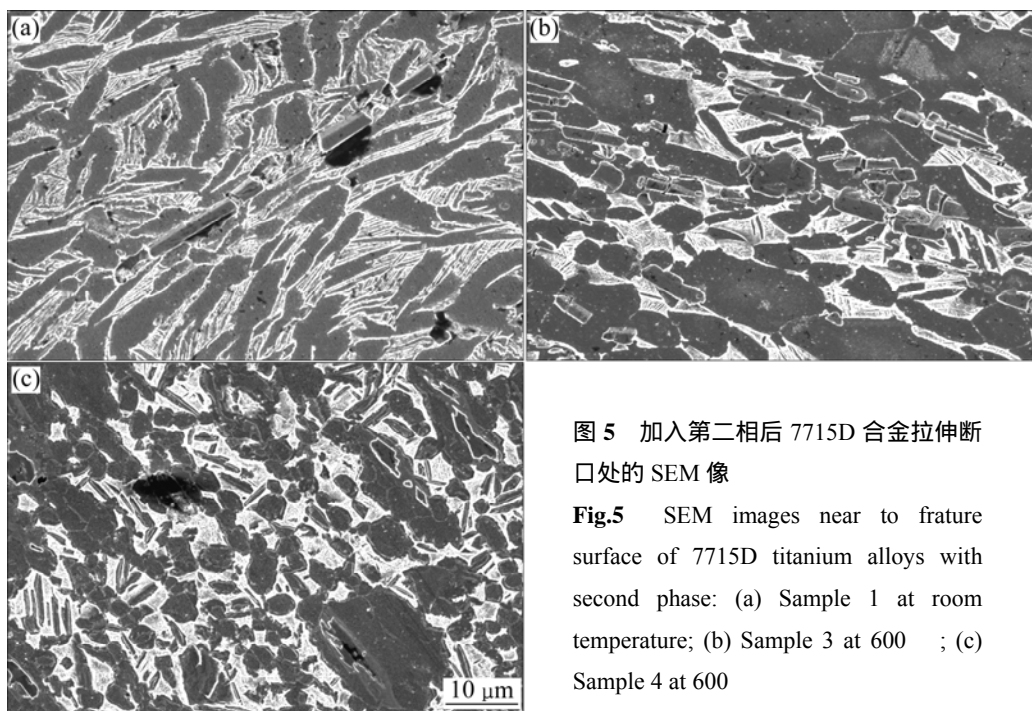


图 5 加入第二相后 7715D 合金拉伸断口处的 SEM 像

Fig.5 SEM images near to fracture surface of 7715D titanium alloys with second phase: (a) Sample 1 at room temperature; (b) Sample 3 at 600 °C; (c) Sample 4 at 600 °C

裂纹,在基体中迅速扩展和相互连接,导致材料的最终断裂。当第二相达到一定量,其含量越多,材料中的孔洞密度越大,微孔形成的裂纹也越容易互相连接和扩展。所以第二相含量虽然有承载载荷的能力,但并不是越多越好。本实验中适当添加第二相的 4 号合金其室温、高温强度和塑性都较好。但是 Ta 与其他元素的相互作用还有待进一步研究。

3 结论

1) 在 7715D 高温钛合金中添加一定量的 Ta、B 和 C 后,材料的相变温度发生改变。

2) 加入 Ta 的 7715D 钛合金的室温拉伸性能和高温拉伸性能都有显著提高,且保持较好塑性。

REFERENCES

- [1] CHANDLER H. Heat treater's guide: Practices and procedures for nonferrous alloys [M]. ASM International: The Materials Information Society, 1996: 511.
- [2] BANIA P J. An advanced alloy for elevated temperature [J]. Journal of Metals, 1988, 40(3): 20–22.
- [3] TETYUKHIN V, LEVIN I, ILYENKO V, BILIBINA E, USOVA T, PADYKOVA N. Heat-resistant titanium alloys with enhanced heat resistance, thermal stability [C]// BLENKINSOP P A, EVANS W J, FLOWER H M. Titanium 95: Science and Technology. Cambridge, UK, 1996: 2430–2437.
- [4] 罗月新, 陈克修, 许嘉龙, 韩宏印, 王爱勤. 7715D 高温钛合金的研制及其在 FY-25 发动机喷注器上的应用[J]. 上海钢研, 1996(6): 1–9.
- LUO Yue-xin, CHEN Ke-xiu, XU Jia-long, HAN Hong-yin, WANG Ai-qin. Development of high temperature titanium alloy 77150 and its application to jet vent of FY-25 engine [J]. Journal of Shanghai Iron & Steel Research, 1996(6): 1–9.
- [5] 李成功, 傅恒志, 于 翹. 航空航天材料[M]. 北京: 国防工业出版社, 2002: 85.
- LI Cheng-gong, FU Heng-zhi, YU Qiao. Aerospace materials [M]. Beijing: Defence Industry Press, 2002: 85.
- [6] SUZUKI. Titanium alloy having good heat resistance and method of producing parts. USA patent: 5922274 [P]. 1999.
- [7] 王金友, 葛志明, 周彦邦. 航空用钛合金[M]. 上海: 上海科学技术出版社, 1985: 208.
- WANG Jin-you, GE Zhi-ming, ZHOU Yan-bang. Titanium alloys for aerospace [M]. Shanghai: Science & Technology Press, 1985: 208.
- [8] 王敏敏. 原位自生钛基复合材料超塑性变形研究[D]. 上海: 上海交通大学.
- WANG Min-min. Study on the superplastic deformation of in-situ titanium matrix composite[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University.

(编辑 方京华)