

文章编号: 1004-0609(2003)04-0939-05

Ti-25V-15Cr-2Al-0.2C 合金的组织、性能及其变形机制^①

雷力明¹, 黄旭¹, 孙福生¹, 曹春晓¹, D. Rugg², W. Voice²

(1. 北京航空材料研究院 钛合金研究室, 北京 100095; 2. Rolls-Royce Plc, P. O. Box 31, Derby DE24 8BJ, UK)

摘 要: 对 Ti-25V-15Cr-2Al-0.2C 阻燃 β 钛合金的微观组织、拉伸性能和变形机制进行了研究。结果表明: (Ti, V)C 和 α 相是 β 基体上的 2 种主要析出相; 高温长期热暴露(540 $^{\circ}\text{C}$, 100 h)后的合金晶界上形成连续的 α 膜, 其塑性因此急剧下降; β 基体在热暴露过程中发生微弱的短程有序化(SRO)转变, 这在一定程度上破坏了合金的热稳定塑性; 该合金室温变形以普通位错滑移为主要变形机制, 热暴露后的变形结构中出现少量平面滑移带, 位错的交滑移和攀移是合金 540 $^{\circ}\text{C}$ 高温变形的重要变形机制。

关键词: 阻燃钛合金; 热暴露; 微观组织; 拉伸性能; 变形机制

中图分类号: TG 146.23

文献标识码: A

钛及钛合金因密度低、比强度高、耐蚀性能好等优点, 被广泛应用于许多工业领域, 尤其在航空工业中的应用范围及数量日益增长。然而, 在某些特殊环境下, 如在高性能航空发动机的高温、高压气流环境中, 常规钛合金容易被点燃而发生持续燃烧, 从而限制了其在先进航空发动机中的应用。美国在 20 世纪 90 年代初研制成功一种 β 稳定元素超过 25% (质量分数, 下同) 的高稳定 β 型钛合金—Alloy C (名义成分 Ti-35V-15Cr)^[1, 2], 该合金具有良好的阻燃性能, 已被应用到先进的第 4 代战斗机 F22 的 F119 发动机上^[3, 4]。近几年, 英国伯明翰大学 IRC 中心和 Rolls-Royce 发动机公司合作开展了对 Ti-V-Cr-Al 系低成本阻燃 β 钛合金的研究^[5-10]。其中, 名义成分为 Ti-25V-15Cr-2Al-0.2C 的合金是这类合金中最具有代表性的一种。作者对该合金的微观组织、拉伸性能和变形机制进行了初步的研究。

1 实验

实验用 Ti-25V-15Cr-2Al-0.2C 合金由中间合金和纯元素材料经 3 次真空自耗电弧熔炼(VAR)制成 15 kg 铸锭, 经过开坯锻造, 最后轧制为 d 18.5 mm 的棒材。合金的化学成分见表 1。

轧制棒材依照伯明翰大学 IRC 中心和 Rolls-Royce 公司提供的一种热处理工艺进行, 即先经过

表 1 实验合金的化学成分

Table 1 Chemical compositions of experimental alloy (mass fraction, %)

V	Cr	Al	C	O	N	H	Ti
25.6	14.7	2.03	0.20	0.088	0.008	< 0.002	Bal.

固溶处理(1 050 $^{\circ}\text{C}$, 保温 0.5 h, 空冷), 然后在 700 $^{\circ}\text{C}$ 进行时效(保温 4 h, 空冷)。为研究合金的热稳定性能, 将光滑拉伸试样在 540 $^{\circ}\text{C}$ (该合金期待使用温度) 进行 100 h 的热暴露实验。

采用标距尺寸为 d 5 mm $\times$ 25 mm 的圆形试样进行室温和高温拉伸实验, 拉伸时的应变速率为 $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 。所有用于组织观察的试样均经过化学腐蚀, 腐蚀剂化学成分(体积分数)为: 5% HF + 10% HNO₃ + 85% H₂O。在 JSM-5600LV 型扫描电子显微镜上进行微观组织和拉伸断口形貌观察; 在 JEOL 200CX 或 HITACHI H-800 型透射电镜上进行 TEM 观察; 用日本理学 RIGAKU D/MAX-2400 X 射线衍射仪进行物相分析。TEM 试样先用机械方法减薄至 40~50 μm , 然后电解双喷至穿孔, 双喷液化学成分(体积分数)为: 6% 高氯酸 + 34% 正丁醇 + 60% 甲醇。双喷时用液氮冷却电解液, 温度控制在 -30 $^{\circ}\text{C}$ 左右, 工作电压为 45~50 V。

2 结果与讨论

2.1 热处理和热暴露组织

① 收稿日期: 2002-09-02; 修订日期: 2002-11-06

作者简介: 雷力明(1976-), 男, 硕士。

通讯联系人: 黄旭, 博士; 北京市 81 信箱 15 分箱, 100095; 电话: 010-62458116; E-mail: xu.huang@biam.ac.cn

图 1 所示为合金经固溶处理(1 050 ℃, 保温 0.5 h, 空冷)和时效处理(700 ℃, 保温 4 h, 空冷)后的微观组织。根据先前的研究结果知道^[11], 在 β 基体上分布的球形或短棒状颗粒为碳化物(直径为 2~10 μm), 其化学式为(Ti, V)C。除了这些较大的颗粒外, 在晶界和晶内还能看到少量的细小麻点状 α 相沉淀(图中的白色斑点, 尺寸小于 1 μm)。X 射线衍射分析也证实了合金中的相组成(见图 2)。

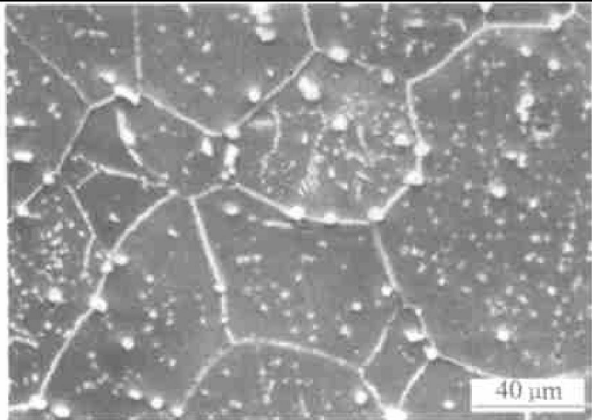


图 1 Ti-25V-15Cr-2Al-0.2C 合金经固溶和时效处理后的微观组织

Fig. 1 Microstructure of Ti-25V-15Cr-2Al-0.2C alloy after heat treatment

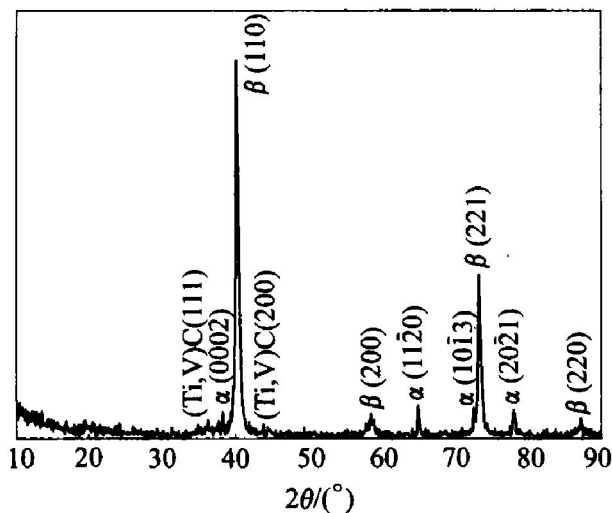


图 2 Ti-25V-15Cr-2Al-0.2C 合金经固溶和时效处理后的 XRD 谱

Fig. 2 XRD pattern of Ti-25V-15Cr-2Al-0.2C alloy after heat treatment

图 3 所示为热处理后的合金在 540 ℃高温热暴露 100 h 后的微观组织。与图 1 相比, α 相在晶内和晶界的析出数量进一步增加, 特别是在优先形核、长大的晶界上形成了连续粗化的 α 膜, 它的存在破坏了晶界连续性, 对合金塑性将产生非常有害的影响。

对上述组织的 TEM 分析发现, β 基体在高温长

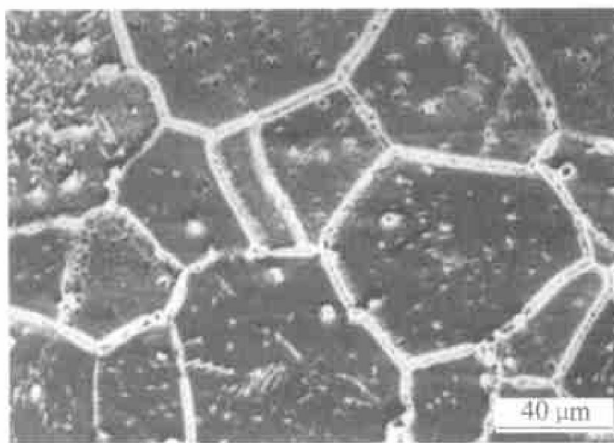


图 3 Ti-25V-15Cr-2Al-0.2C 合金在 540 ℃热暴露 100 h 后的微观组织

Fig. 3 Microstructure of Ti-25V-15Cr-2Al-0.2C alloy exposed at 540 ℃for 100 h

期热暴露过程中发生了微弱的有序化转变。图 4 所示为热暴露后的合金基体[110]带轴衍射花样。在透射斑和{200}衍射斑点之间出现了微弱的超衍射。实验合金中含有的少量 Al 元素是促使 β 基体发生短程有序转变的重要因素^[6], 这个过程是由缓慢的原子扩散控制的, 因而只有在高温长时间时效时才会有少量这种转变发生。

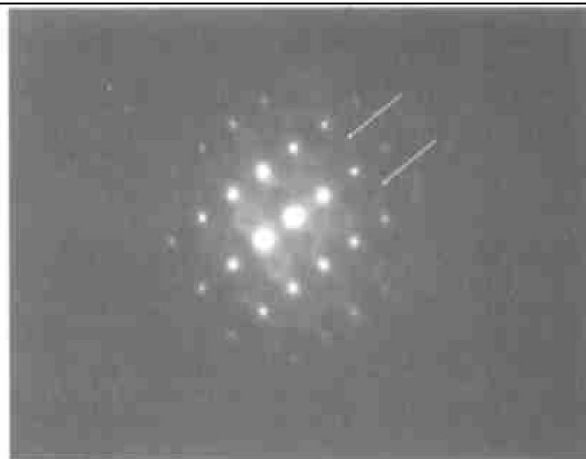


图 4 540 ℃热暴露 100 h 后合金基体的[110]带轴电子衍射花样

Fig. 4 SAD pattern from [110] pole of β matrix of Ti-25V-15Cr-2Al-0.2C alloy exposed at 540 ℃for 100 h

2.2 拉伸性能

表 2 所示为实验合金在不同条件下的拉伸性能比较。可以看出, 该合金具有良好的室温和 540 ℃高温拉伸塑性, 然而在 540 ℃热暴露 100 h 后, 其塑性显著降低, 特别是断面收缩率 ϕ 的值仅为热暴露前的 1/4。

图 5 所示为 Ti-25V-15Cr-2Al-0.2C 合金的拉

表 2 不同条件下 Ti-25V-15Cr-2Al-0.2C 合金的拉伸性能

Table 2 Tensile properties of Ti-25V-15Cr-2Al-0.2C alloy at different conditions

Condition	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	ψ /%
Room temperature	1 025	998	17	36
540 °C	855	695	19	32
After exposure at 540 °C for 100 h	994	984	8	8

伸断口形貌。室温拉伸试样以韧性断裂为主，断口上除韧窝外还能看到一些二次沿晶裂纹，表明有一部分沿晶断裂发生(图 5(a))。从图 5(b) 可以看到，高温长时间热暴露后试样的拉伸断口呈典型的脆性沿晶断裂特征。断口分析进一步说明晶界上析出的连续 α 膜急剧降低了合金的热稳定塑性。

2.3 变形机制

一般情况下，体心立方金属或合金的变形主要为位错滑移或{112}〈111〉孪生。已有研究表明，在 β 稳定元素含量较少的亚稳定 β 合金中变形机制一般为{332}〈113〉孪生^[12]，而在 β 稳定元素含量较高的合金中变形主要为位错滑移或{112}〈111〉孪生^[13]。本研究中发现，Mo 约为 39% 的实验合金室温变形主要为普通位错滑移(图 6(a))，尚未观察到孪生现象。对 540 °C 热暴露 100 h 后合金的拉伸变

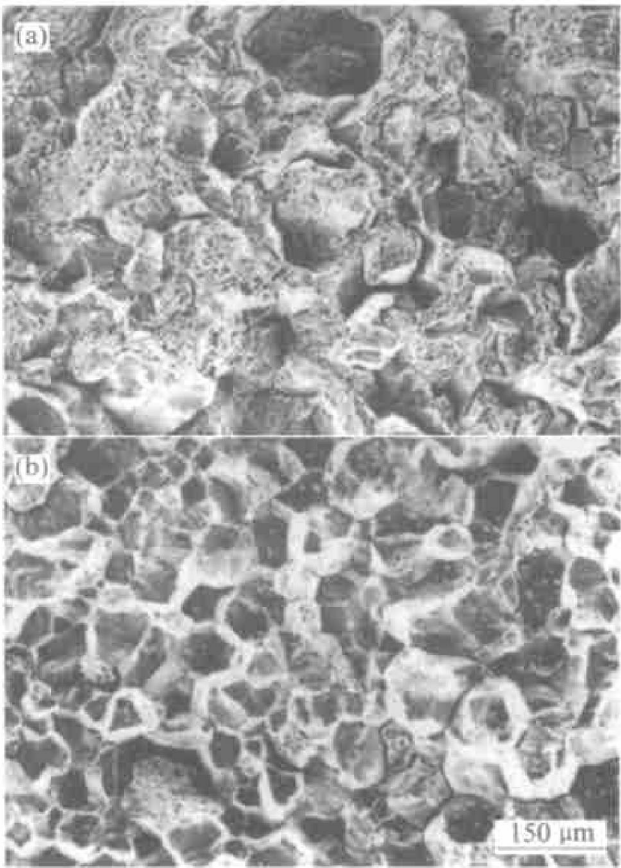


图 5 Ti-25V-15Cr-2Al-0.2C 合金拉伸断口形貌
Fig. 5 Tensile fracture morphologies of Ti-25V-15Cr-2Al-0.2C alloy
(a) —At room temperature;
(b) —After exposure at 540 °C for 100 h

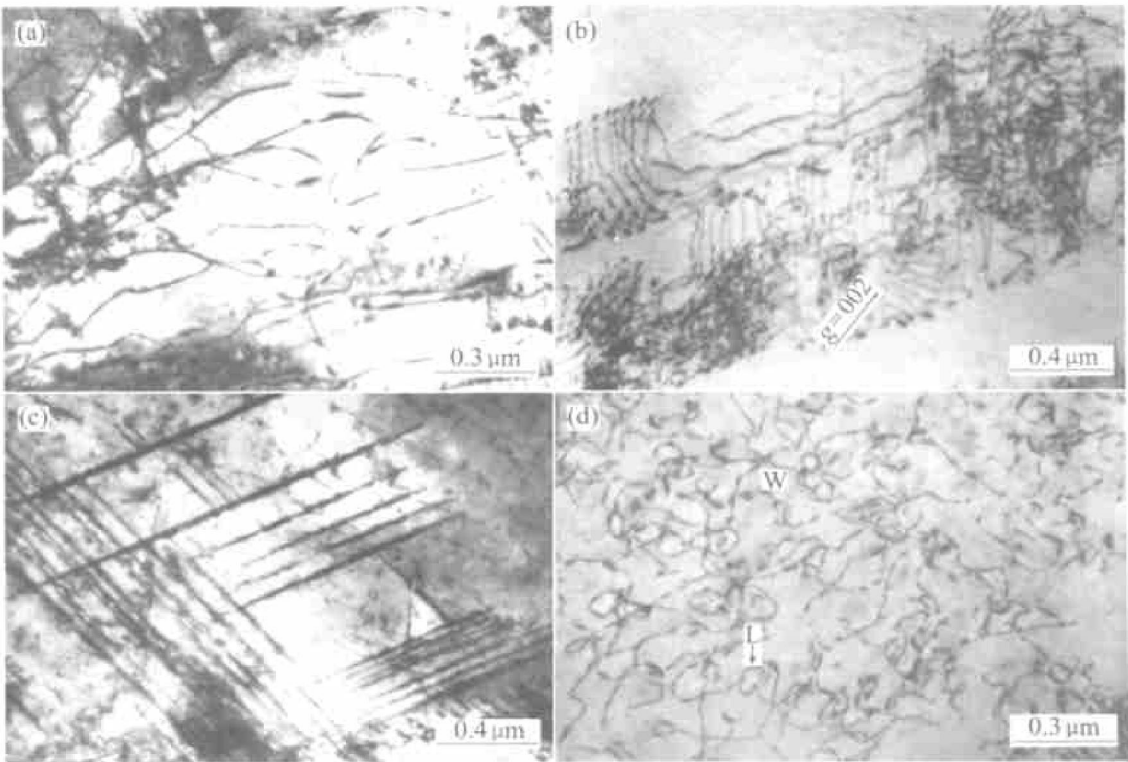


图 6 Ti-25V-15Cr-2Al-0.2C 合金拉伸变形结构

Fig. 6 Deformation structures of tensile samples of Ti-25V-15Cr-2Al-0.2C alloy
(a) —At room temperature; (b) —After exposure at 540 °C for 100 h($B \approx [110]$); (c), (d) —At 540 °C

形结构分析发现:除普通滑移位错外,还出现了少量的平面滑移带,即所谓的位错对滑移(图 6(b)),这种特殊的位错组态是短程或长程有序合金变形结构中经常可以看到的^[14]。文献[7]对含 Al 大于 3% 的 Ti-V-Cr 合金的研究也证实了存在 $1/2\langle 111 \rangle$ 类型的位错对。可见,合金基体在热暴露过程中发生短程有序化转变是导致室温变形出现位错对滑移的直接原因。位错对只能在同一平面内进行滑移运动,合金塑性因此而降低,这表明短程有序化转变也是影响实验合金热暴露后塑性急剧下降的因素之一。

合金在高温下的变形是一个热激活的形变过程。在合金 540 °C 高温变形结构中观察到很多交叉滑移带(图 6(c)),表明位错交滑移是合金高温时的重要形变机制之一。从图 6(d) 可以看到,高温变形时位错容易发生交滑移甚至可能是攀移运动而变成波浪状,这些高密度的波浪状位错(W)和位错环(L)交互作用在一起。

3 结论

1) Ti-25V-15Cr-2Al-0.2C 合金是一种新型的阻燃 β 钛合金,(Ti, V)C 和 α 相是 β 基体上的 2 种主要析出相。

2) 实验合金经高温长期热暴露(540 °C, 100 h)后, α 相在晶界上形成了连续的网状膜,它是导致合金热稳定塑性急剧恶化的主要因素。除此之外,热暴露过程中 β 基体发生微弱的有序化转变也是促使合金热稳定性下降的重要因素。

3) Ti-25V-15Cr-2Al-0.2C 合金室温变形以普通位错滑移为主要形变机制;热暴露后的变形结构中则出现了少量平面滑移带;位错的交滑移和攀移是合金 540 °C 高温变形的重要形变机制。

致谢

本研究得到了英国 Rolls-Royce 公司的资助,作者在此表示感谢。

REFERENCES

- [1] Hansen J O, Sound H, Novotnak D, et al. Heat treatment to reduce embrittlement of titanium alloys[P]. US Patent: 5397404, 1995-03-14.
- [2] Giary K. High-strength titanium resistant ignition[J]. Advanced Materials and Processes, 1993, 9: 7-10.
- [3] Seagle S R. The state of the USA titanium industry in 1995[J]. Materials Science and Engineering A, 1996, 213: 1-7.
- [4] Boyer R R. An overview on the use of titanium in the aerospace industry[J]. Materials Science and Engineering A, 1996, 213: 103-114.
- [5] Li Y G, Zhang X D, Blenkinsop P A, et al. The development and evaluation of β titanium alloys for aerospace applications[A]. Blenkinsop P A, Evens W J. Proceedings of the 8th World Conference on Titanium[C]. London: The Institute of Materials, 1996. 2317-2324.
- [6] Li Y G, Blenkinsop P A, Loretto M H, et al. Effect of aluminium on ordering of highly stabilized β -Ti-V-Cr alloys[J]. Materials Science and Technology, 1998, 14(8): 732-737.
- [7] Li Y G, Blenkinsop P A, Loretto M H, et al. Effect of aluminium on deformation structure of highly stabilized β -Ti-V-Cr alloys[J]. Materials Science and Technology, 1999, 15(2): 151-155.
- [8] Li Y G, Blenkinsop P A, Loretto M H, et al. Structure and stability of precipitates in 500 °C exposed Ti-25V-15Cr-xAl alloys[J]. Acta Mater, 1999, 46(16): 5777-5794.
- [9] Li Y G, Blenkinsop P A, Loretto M H, et al. Effect of carbon and oxygen on microstructure and mechanical properties of Ti-25V-15Cr-2Al alloy[J]. Acta Mater, 1999, 47(10): 2889-2905.
- [10] Li Y G, Loretto M H, Rugg D, et al. Effect of heat treatment and exposure on microstructure and mechanical properties of Ti-25V-15Cr-2Al-0.2C alloy[J]. Acta Mater, 2001, 49(11): 3011-3017.
- [11] 雷力明. 低成本 β 稳定型阻燃钛合金的微观组织和力学性能研究[D]. 北京: 北京航空材料研究院, 2001.
LEI Li-ming. Study of microstructure and mechanical properties of stabilized β non-burning titanium alloys with lower cost[D]. Beijing: Beijing Institute of Aeronautical Materials, 2001.
- [12] Guibert J P, Servant C. Deformation mechanisms in a β_m alloy[A]. Blenkinsop P A, Evens W J. Proceedings of the 8th World Conference on Titanium[C]. London: The Institute of Materials, 1996. 972-979.
- [13] Hanada S, Izumi O. Correlation of tensile properties, deformation modes, and phase stability in commercial β -phase titanium alloys[J]. Metallurgical Transactions A, 1987, 18(2): 265-271.
- [14] 赵敬世. 位错理论基础[M]. 北京: 北京航空学院出版社, 1982. 111-112.
ZHAO Jing-shi. Fundamental Theory of Dislocation[M]. Beijing: Beijing Institute of Aviation Press, 1982. 111-112.

Microstructure, tensile properties and deformation mechanisms of Ti-25V-15Cr-2Al-0.2C alloy

LEI Li-ming¹, HUANG Xu¹, SUN Fu-sheng¹, CAO Chun-xiao¹, D. Rugg², W. Voice²

(1. Laboratory of Titanium Alloys, Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China;

2. Rolls-Royce Plc, P. O. Box31, Derby DE24 8BJ, UK)

Abstract: The microstructure, tensile properties and deformation mechanisms of non-burning β titanium alloy Ti-25V-15Cr-2Al-0.2C (mass fraction, %) were investigated. The results show that, (Ti, V)C and α are two main precipitation phases in the β matrix of the alloy; after long-term exposure (540 °C, 100 h), the ductility of the alloy is decreased drastically, mainly due to a continuous α film formed at β grain boundaries; a low degree of short range ordering (SRO) of the β matrix occurs during long-term exposure at 540 °C, which impairs the thermal stability of the alloy to a certain degree; the ordinary dislocation slip is the main mode of room plastic deformation of the alloy; a small number of planar slip bands appear in the deformation structure of the alloy after long-term exposure; dislocation cross-slip and climb are the important deformation modes of the alloy at 540 °C.

Key words: non-burning titanium alloy; thermal exposure; microstructure; tensile property; deformation mechanism

(编辑 陈爱华)