

文章编号: 1004 - 0609(2003) 04 - 0928 - 06

Ti-Al-Zr 单相 α-Ti 合金高温持久性能^①

李远睿, 韩 靖, 黄 荣
(重庆大学 材料科学与工程学院, 重庆 400044)

摘 要: 测出了厚度为 2 mm 的 Ti-Al-Zr 单相 α-Ti 合金板材在 350 ℃下的 σ_b 和 $\sigma_{0.2}$ 值。据此结果, 确定了 6 个实验应力点。在 350 ℃下进行了高温持久强度实验, 用最小二乘法对实验数据进行了处理, 得到该种钛合金的 $\lg \sigma - \lg t$ 双对数关系曲线。对试样的持久断口进行 SEM 观察后, 再用 OM 和 TEM 对该种钛合金板材高温持久实验前的原始显微组织和实验后试样的均匀塑性变形区与集中塑性变形区的显微组织进行了观察, 探讨了 Ti-Al-Zr 合金在 350 ℃和高应力条件下的蠕变变形特征。

关键词: 钛合金; 持久强度; 显微组织; 蠕变

中图分类号: TG 111.8 **文献标识码:** A

Ti-Al-Zr 单相 α-Ti 合金中的 Al 为 α 稳定元素, Zr 属中性元素^[1], 具有密排六方(HCP) 晶格结构。该合金有良好的塑韧性和极为优良的抗腐蚀性能。本文作者研究了该合金在 350 ℃下的高温持久强度及其断口形貌和试样的组织变化, 探讨了该种钛合金在低约比温度和高应力条件下的蠕变变形特征。

1 实验

按照 GB6395—1986《金属材料拉伸持久试验方法》, 将厚度为 2 mm 的 Ti-Al-Zr 单相 α-Ti 合金板材沿轧制方向加工成标准试样。在 350 ℃进行拉伸, 测得其 $\sigma_b = 408.5$ MPa, $\sigma_{0.2} = 328$ MPa。然后, 在 4 台 RD2-3 型高温拉伸试验机上, 在温度为 350 ℃, 应力分别为 400, 395, 390, 385, 368 和 315 MPa 时, 进行高温持久实验。用最小二乘法进行数据处理。显然, 除了 315 MPa 外, 其余 5 个应力水平均在该材料 350 ℃下的 σ_b 和 $\sigma_{0.2}$ 之间。实验中该材料呈现出极为优良的抗氧化腐蚀性能。实验后, 先对试样的断口和微观组织分别用 OM, SEM, TEM 进行观察。

2 结果与讨论

2.1 实验结果

高温持久实验共得到 13 个有效数据, 其中应力水平为 395, 385 和 368 MPa 时各有 3 个有效数

据。将所得实验结果及实验应力与持久时间取对数后列于表 1。

2.2 数据处理

Write 和 Clarke 等^[2] 提出外推公式 $\sigma = A \cdot t^{-B}$ 。但是大量实验数据证明, 当实验时间范围较大时, 实验曲线与该公式有一定的偏离, 应当用 $\lg t$ 的多项式来修正^[3]:

$$\lg \sigma = a_0 + a_1 \lg t + a_2 \lg^2 t + \dots \tag{1}$$

表 1 Ti-Al-Zr 合金板材在 350 ℃的持久强度

Table 1 Creep rupture strength at 350 ℃ for Ti-Al-Zr alloy plate

σ /MPa	$\lg(\sigma/\text{MPa})$	t/h	$\lg(t/h)$	$\delta/\%$
400	2.602	401.0	2.603	22.3
		477.0	2.678	
		712.2	2.853	
395	2.597	757.6	2.879	22.9
		721.7	2.858	
		941.2	2.974	
390	2.591	941.2	2.974	23.2
σ /MPa	$\lg(\sigma/\text{MPa})$	t/h	$\lg(t/h)$	$\delta/\%$
385	2.586	1 007.4	3.003	25.1
		1 028.6	3.012	
		1 072.8	3.031	
368	2.566	1 518.4	3.181	27.6
		1 478.2	3.17	
		1 542.9	3.188	
315	2.498	9 964.0	3.998	31.4

① 基金项目: 核燃料及材料国家重点实验室基金资助项目(99JS85.6.1. JW2004) 收稿日期: 2003 - 01 - 10; 修订日期: 2003 - 04 - 10
作者简介: 李远睿(1946 -), 男, 副教授。
通讯联系人: 李远睿, 副教授; 电话: 023 - 65103625

一般取至 $\lg t$ 的三次项, 也有仅取至二次项的。用最小二乘法进行数据处理, 然后将幂指数关系和双对数关系与实验数据进行比较。

将表 1 中数据按照幂指数关系进行拟合可得到持久时间与应力之间的关系如下:

$$\sigma = 664.01 t^{-0.0799} \tag{2}$$

以应力为纵坐标, 时间为横坐标, 把实验数据描在直角坐标系中, 并根据上述幂指数关系拟合出外推曲线, 即应力—时间关系曲线(图 1)。

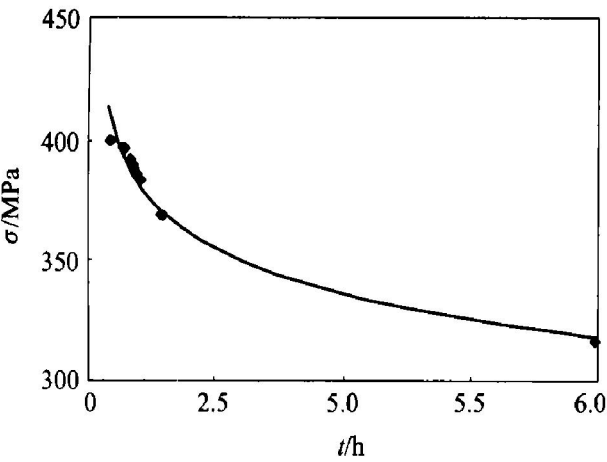


图 1 应力—时间关系(幂指数关系)
Fig. 1 Power exponent curve of stress—time

根据式(1)将持久时间和应力的对数值进行拟合(到三次项), 可以得到如下关系式:

$$\lg \sigma = 0.1133 \lg^3 t - 1.1249 \lg^2 t + 3.5928 \lg t - 1.1279 \tag{3}$$

以 $\lg t$ 为横坐标、 $\lg \sigma$ 为纵坐标在双对数坐标系中作出按照式(3)进行拟合后得到的双对数关系曲线(图 2)。

用式(2)和(3)进行外推, 将预测数据与实验数

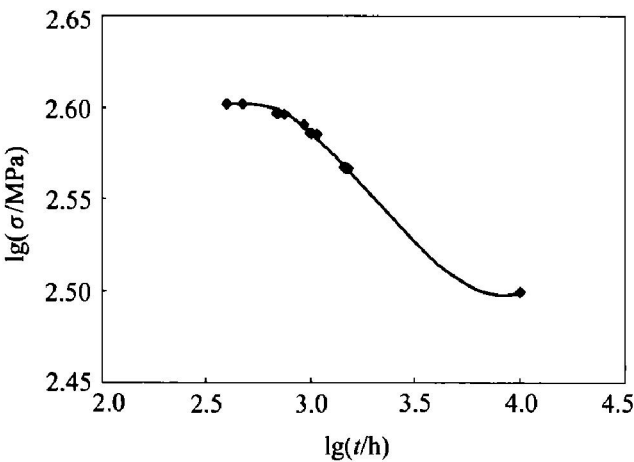


图 2 应力—时间双对数关系曲线
Fig. 2 Curve of logarithm stress
vs logarithm time

据进行比较, 结果见表 2。

从表 2 中的数据可以看出, 在实验时间范围内, 两个公式都有较高的准确性, 式(3)的预测精度比式(2)高, 但式(3)只能在实验时间范围内进行内插, 而不能外推。式(2)虽然预测精度较低, 但不会因时间超出实验范围一定程度后出现应力为负值的情况, 故可以向低应力方向外推, 更具实用价值。

2.3 SEM 分析

图 3 所示为在应力 368 MPa、温度 350 °C 下实验后同一断口的不同区域和放大倍数的 SEM 形貌。

表 2 预测数据与实验数据的比较
Table 2 Comparison between experimental
data and predicted value

Test time /h	Measured stress /MPa	Calculated stress by Eqn. (2)/MPa	Calculated stress by Eqn. (3)/MPa
439.0*	400	408.4	399.7
730.5*	395	392.1	395.0
941.2	390	384.2	387.2
1 036.3*	385	381.3	383.7
1 513.3*	368	369.9	367.5
9 964.0	315	318.2	313.4

* : Mean

图 3(a) 所示为断口的低倍形貌, 由图可见试样发生了颈缩, 而且变薄, 断口中部(偏左)凹陷。此外, 两侧面的近断口处均有微裂纹, 右侧面更多, 颈缩程度亦更大, 为裂纹发源处。在温度和应力的共同作用下裂纹渐渐向左断开(图 3(b)、(c)), 且随着有效截面的减小和应力的增大, 裂纹扩展加快。裂纹发展到中偏左时, 在很高的轴向应力作用下使该区域发生瞬时正断, 呈现等轴韧窝, 撕裂棱无方向性(图 3(b))。尔后, 右边的一小截面在极高的应力作用下瞬时撕裂, 断面抬高(图 3(d)), 该区域撕裂棱呈抛物线状向右开口。断裂过程为塑性变形后再蠕变的韧性断裂。其余各试样断口的 SEM 形貌及断裂特征与图 3 所示的情况相似。

2.4 试样原始组织特点

图 4 和图 5 所示分别为实验前试材的 OM 和 TEM 组织。

从图 4 可以看出, 板材原始组织基本为细小的等轴晶, 但沿轧向有部分晶粒被拉长的现象。沿轧

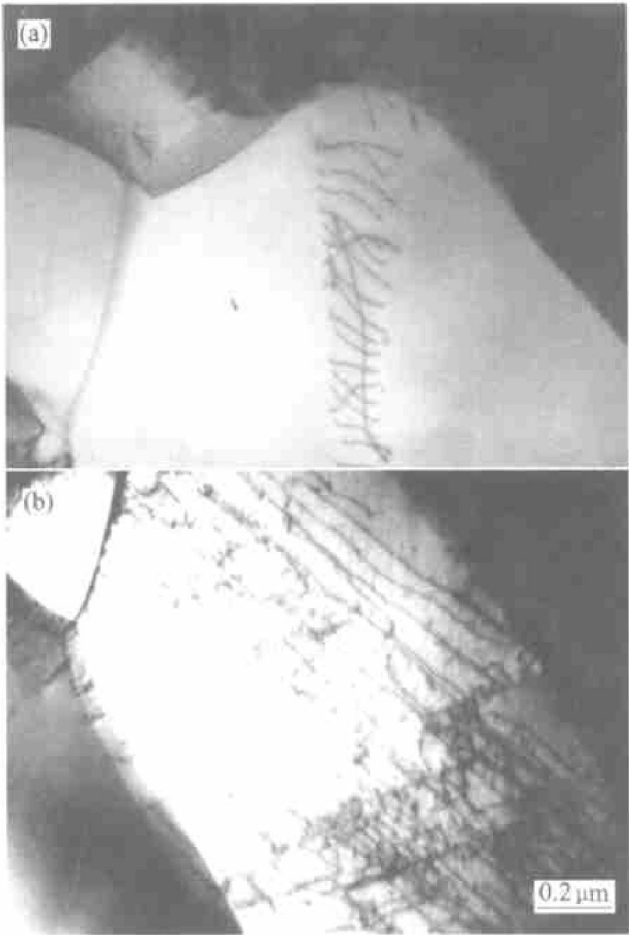


图 5 板材的原始 TEM 形貌

Fig. 5 Original TEM micrographs of plate
(a) —Equiaxed grain; (b) —Elongated grain

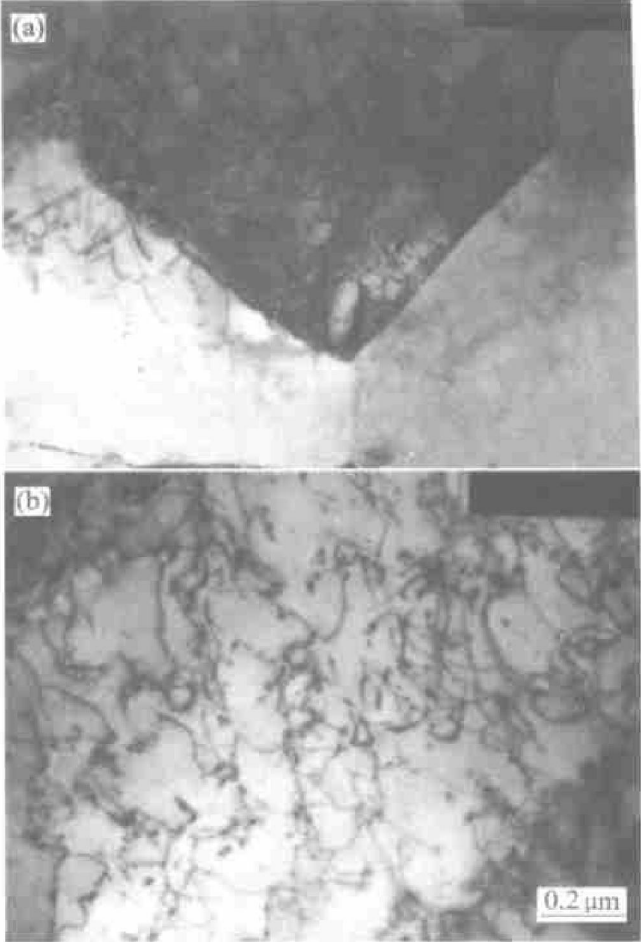


图 7 均匀塑性变形区的 TEM 形貌

Fig. 7 TEM micrographs in even plastic deformation zone
polymerization grain

(a) —Equiaxed grain; (b) —Polygonizing grain



图 6 均匀塑性变形区微观组织

Fig. 6 Microstructure in even plastic deformation zone

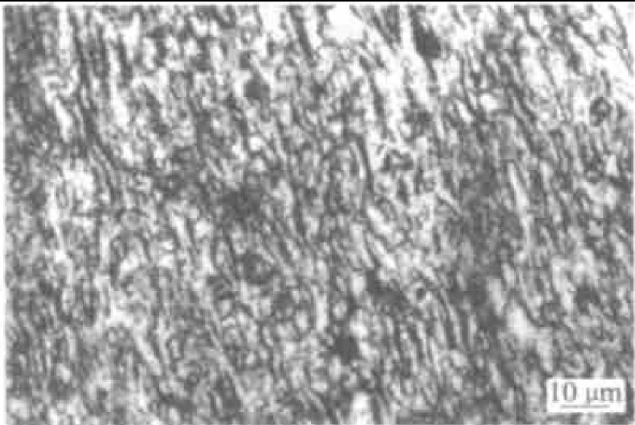


图 8 应力为 400 MPa 时试样的集中塑性变形区微观组织

Fig. 8 Microstructure in intensive plastic deformation zone at stress of 400 MPa

2.5.2 集中塑性变形区的组织

图 8 和图 9 所示分别为在试样在 400 MPa 和 368 MPa 下拉伸后, 试样在集中塑性变形区的金相组织。

由图 8 和图 9 可见, 晶粒被显著拉长, 呈纤维状。纤维状组织从试样的两侧向试样中部最后断裂

处流变倾斜, 中部因受两侧制约应变较两侧少。且随着应力的减小, 塑性变形区变形程度增大, 其微观组织更具此种特征, 且愈靠近断口处, 其纤维状更明显。

图 10 和图 11 所示分别是试样在 395 MPa 和

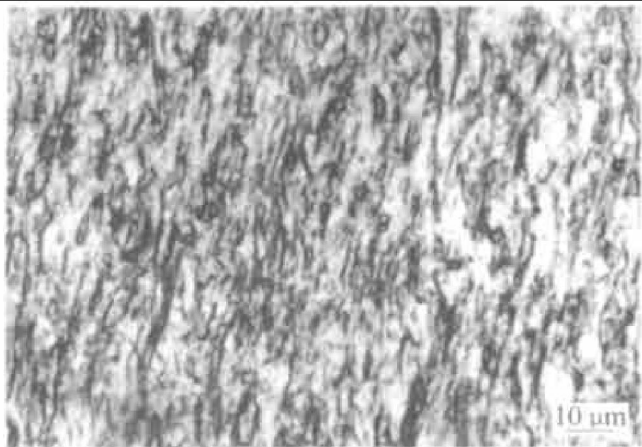


图 9 应力为 368 MPa 时试样的
集中塑性变形区金相组织

Fig. 9 Microstructure in intensive plastic
deformation zone at stress of 368 MPa



图 10 应力为 395 MPa 时试样的
集中塑性变形区 TEM 形貌

Fig. 10 TEM micrograph in intensive plastic
deformation zone at stress of 395 MPa



图 11 应力为 368 MPa 时试样的
集中塑性变形区 TEM 形貌

Fig. 11 TEM micrograph in intensive plastic
deformation zone at stress of 368 MPa

368 MPa 下拉伸后集中塑性变形区的 TEM 形貌。可见, 集中塑性变形区产生了大的塑性流变, 晶粒被拉长、扭转并出现了滑移带。图 10 中部呈现一细长的变形晶粒, 其内部有高密度位错。而图 11 情况与图 10 类似, 但晶粒更加细长, 内部位错密度更高, 其四周产生位错缠结, 形成了位错墙。

3 讨论

3.1 持久过程

试样在 350 °C 下承受 $\sigma_{0.2} < \sigma < \sigma_b$ 范围的拉应力作用时会发生一定的塑性变形, 在均匀塑性变形区晶粒将产生回复和再结晶^[6]。由于温度仅 350 °C, 再结晶后的晶粒难以长大而成为细小等轴晶。在集中塑性变形区, 因其真应力渐渐增大, 虽有回复再结晶的倾向, 但过高的应力会使其不断地被拉长^[7]。由于在初始时间内 $\sigma < \sigma_b$, 随着塑性变形的进行, 产生了应变硬化而阻碍塑性变形^[8]。但是, 随着时间的延长, 会导致动态回复和再结晶的发生^[9]。此后, 由于软化作用大于硬化作用, 晶粒会继续发生塑性变形。随着变形的进行, 硬化作用又将大于软化作用, 变形越来越困难。但当材料的储存能积累到足够高时, 又发生回复和再结晶。如此反复直至断裂。

因在再结晶形核长大期间还有塑性变形, 所以, 当再结晶完成以后, 每个晶粒仍处于变形状态^[10], 塑性变形的不断发展导致试样横截面积不断减小。由于变形过程中应变硬化产生的强度增加值不足以补偿截面积的减少, 试样便产生了集中变形, 出现了由两侧向中部收缩的“细颈”。由于细颈中心承受较强的三向拉应力, 而使得变形集中于此局部区域而产生颈缩, 从而使试样截面积渐渐减小, 过载应力将越来越高, 最终导致韧性断裂。

在均匀塑性变形区, 在长时间保温条件下导致位错攀移产生回复和再结晶现象。因温度不高, 再结晶晶粒难以长大而呈细小的等轴晶。当然, 若施加的应力低于 350 °C 下的屈服强度, 则只有蠕变过程。一方面, 恒速蠕变阶段的时间随应力降低而增长, 另一方面因该种钛合金于 350 °C 下的抗氧化性能极好, 内部组织稳定, 只是纤维状特征更加明显, 延伸率更大而已, 故断裂时间极长^[11]。

3.2 蠕变变形

金属的蠕变变形机理有位错滑移蠕变、扩散蠕变和晶界滑动蠕变 3 类。此种钛合金板材在 350 °C

下进行的持久实验, 其约比温度仅为 0.31, 而施加应力多在 $\sigma_{0.2}^{350}$ 和 σ_b^{350} (即 328 MPa 和 409 MPa) 之间, 故属于低温高应力条件下的蠕变。从实验结果、OM 及 TEM 组织可以看出, 与材料的原始组织相比, 均匀塑性变形区晶粒已出现再结晶, 而在集中塑性变形区晶粒显著伸长, 出现滑移带, 位错密度高, 晶粒被拉长、转动, OM 组织呈明显的纤维状。显然, 位错滑移在材料的蠕变变形过程中发挥了重要的作用。另外, 从表 1 可见, 随着实验应力的降低, 钛合金板材的延伸率增加, 而且表现出很好的塑性。这是因为钛及其合金虽为密排六方晶格结构, 但 $c/a < 1.63$, 位错可以在除基面之外的其他易滑移面产生滑移所致^[12]。综上所述, Ti-Al-Zr 合金板材发生的蠕变机制以位错滑移为主, 并伴有空位的定向扩散及晶界的滑动。

REFERENCES

- [1] 吴承建, 陈国良, 钱文江. 金属材料[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2000. 154 - 159.
WU Cheng-jian, CHEN Guo-liang, QIAN Wen-jiang. Metal Materials[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2000. 154 - 159.
- [2] 杨宜科, 吴天禄. 金属高温强度及实验[M]. 上海: 上海科技出版社, 1986. 114.
YANG Yi-ke, WU Tian-lu. High Temperature Strength and Experiment for Metals[M]. Shanghai: Shanghai Science and Technology Press, 1986. 114.
- [3] Oizumi Y, Nakano T, Umakoshi Y. Plastic deformation and fracture of Ti₃Al single crystals deformed at high temperature under cyclic loading[J]. Acta Mater, 1999, 47(6): 2019 - 2029.
- [4] Gilommini P, Nebozenyh M V, Taneda P C. Accurate estimates for the creep behaviour of hexagonal polycrystals[J]. Acta Mater, 2001, 49(2): 329 - 337.
- [5] 束德林. 金属力学性能[M]. 北京: 机械工业出版社, 1995. 25.
SHU De-lin. Mechanical Property of Metal[M]. Beijing: China Machine Press, 1995. 25.
- [6] Ardakani M G, Humphreys F J. The annealing behaviour of deformed particle-containing aluminium single crystals [J]. Acta Mater, 1994, 42(3): 763 - 780.
- [7] Nakashima, Takashima K, Harase J. Effect of thickness on secondary recrystallization of Fe-3%Si [J]. Acta Mater, 1994, 42(1): 539 - 547.
- [8] Peeter B, Kalidindi S R, Vanhoutte P, et al. A crystal plasticity based working-hardening/softening model for BCC metal under changing strain paths[J]. Acta Mater, 2000, 48(6): 2123 - 2133.
- [9] Kim H K, Earthman J C. High temperature deformation and fracture mechanisms in a dendritic Ni₃Al alloy[J]. Acta Metall, 1994, 42(3): 679 - 687.
- [10] 王占学. 塑性加工金属学[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1989. 174.
WANG Zhan-xue. Plasticity Processing Metals[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1989. 174.
- [11] Shibutani T, Kitamura T, Ohtani R. Creep cavity growth under interaction between lattice diffusion and grain boundary diffusion[J]. Metall Mater Trans A, 1998, 29A: 2533 - 2541.
- [12] Kocanda S. Fatigue Fracture of Metals[M]. Warsaw: Engineering Science Publishers, 1985. 117.

High temperature lasting strength of Ti-Al-Zr single phase α -titanium alloy

LI Yuan-rui, HAN Jing, HUANG Rong

(College of Materials Science and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400044, China)

Abstract: The σ_b and $\sigma_{0.2}$ at 350 °C of Ti-Al-Zr single phase α -Ti alloy plate with thickness of 2 mm were got. High temperature lasting strength test was conducted at 350 °C according to the six experiment stresses determined by the results, and then the original microstructure, the microstructures in even plastic deformation zone and intensive plastic deformation zone were observed with optical microscope and transmission electron microscope(TEM). The creep mechanism of Ti-Al-Zr titanium alloy at 350 °C and high stress was discussed.

Key words: titanium alloy; lasting strength; microstructure; creep

(编辑 黄劲松)