



# TiAl-Nb 合金在近 750 °C 温度区间的蠕变行为

张顺科<sup>1,2</sup>, 田素贵<sup>1,2</sup>, 于慧臣<sup>3</sup>, 吕晓霞<sup>1</sup>, 焦泽辉<sup>3</sup>, 李德元<sup>1</sup>

(1. 沈阳工业大学 材料科学与工程学院, 辽宁 110870;

2. 贵州工程应用技术学院, 贵州 551700;

3. 中航工业北京航空材料研究院, 航空材料检测与评价北京市重点实验室,  
先进高温结构材料国防科技重点实验室, 北京 100095)

**摘要:** 通过蠕变性能测试和组织形貌观察, 研究了铸态 TiAl-Nb 合金在近 750 °C 施加不同应力条件下的蠕变损伤行为。结果表明, 合金的组织由不同取向的层片状  $\gamma/\alpha_2$  两相组成, 不同取向层片状组织的晶界为单一  $\gamma$  相。铸态合金在(750 °C, 300 MPa)蠕变期间的变形机制是位错和孪晶, 且位错在层片状  $\gamma/\alpha_2$  两相及孪晶中滑移。随蠕变进行, 激活的位错数量增加, 当蠕变位错与位错网相遇, 可改变位错的运动方向, 促进发生位错攀移, 减缓应力集中。在蠕变后期, 大量位错在近相界区域塞积, 引起应力集中, 可致使裂纹沿垂直于应力轴的层片状  $\gamma/\alpha_2$  两相界面萌生与扩展, 当不同横断面的裂纹通过撕裂棱相互连接, 直至发生断裂, 是合金在近 750 °C 蠕变期间的损伤与断裂机制。

**关键词:** TiAl-Nb 合金; 组织结构; 蠕变; 变形机制; 损伤特征

文章编号: 1004-0609(2019)-08-1622-09

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

TiAl 金属间化合物基合金具有低密度、高弹性模量、高的比强度、比刚度、良好的高温强度及抗蠕变和抗氧化性能<sup>[1]</sup>, 被认为是具有良好应用前景的高温结构材料, 可替代部分高密度金属材料, 并试图在航空、航天及汽车发动机等领域得到应用<sup>[2]</sup>。但 TiAl 基合金具有较差的室温和高温塑性, 使其在各领域中的应用受到限制。添加高浓度的元素 Nb 可大幅度提高合金的室温塑性和高温抗氧化性, 因而得到广泛的研究<sup>[3]</sup>。

Nb 是 TiAl 基合金的重要合金化元素, Nb 既可有效提高铸态 TiAl 基合金的力学性能和高温强度<sup>[4]</sup>, 也可提高其抗蠕变和抗氧化性能, 特别是与普通 TiAl 基合金相比, 高铌 TiAl 及合金具有更加优越的蠕变抗力<sup>[5]</sup>。对元素 Nb 改善 TiAl 基合金力学性能的分析认为, Nb 可稳定  $\alpha$  相, 提高  $\gamma$  相和  $\alpha$  相的扩散激活能, 从而推迟  $\alpha \rightarrow \gamma$  的相转变。此外, 由于 Nb 提高了 TiAl 基合金的熔点, 可提高熔体在凝固期间的过冷度, 故在凝固期间可促使 TiAl 基合金中的  $\alpha$  相转变为  $\gamma$  相<sup>[6-7]</sup>。另外, YE 等<sup>[8]</sup>的研究表明, Nb 元素具有较低

的扩散速率, 可降低晶界的迁移速率, 抑制晶界晶粒长大, 提高合金的蠕变抗力。

尽管部分含 Nb 铸造 TiAl 基合金已经在制造汽车增压器涡轮、飞机发动机增压涡轮叶片中得到应用<sup>[9]</sup>, 但由于 TiAl 基合金具有本质脆性, 加入高浓度 Nb 后, 使其室温塑性及热加工性能进一步恶化<sup>[10]</sup>。实际上 TiAl 基合金的室温塑性与凝固过程及化学成分有关, 特别是当 TiAl 基合金中 Al/Ti 比值( $w(\text{Al})/w(\text{Ti})$ )大于 82% 时<sup>[11]</sup>, 合金的凝固路径为:  $L \rightarrow L + \beta \rightarrow \alpha + \beta \rightarrow \alpha \rightarrow \alpha + \gamma \rightarrow \alpha_2 + \gamma$ , 加入 W 可稳定凝固期间形成的初晶  $\beta$  相<sup>[12]</sup>, 致使合金的后续凝固顺利进行。

微量 B 对含铌 TiAl 基合金无明显的强化作用, 但添加的微量 B 使合金在凝固期间析出细小 TiB 相, 其异质形核作用可提高  $\alpha$  相的形核率, 促进  $\alpha$  相均匀形核, 并细化  $\alpha$  相的尺寸<sup>[13]</sup>。特别是凝固期间形成的条状、点状 TiB<sub>2</sub> 相, 可细化含铌 TiAl 基合金的原始层片团簇和晶粒尺寸, 有利于改善高铌 TiAl 基合金的室温塑性<sup>[14]</sup>。此外, 添加稀土元素 Y 可促使 TiAl 合金晶粒细化, 提高 TiAl 合金的氧化抗力, 因此, 有利于

基金项目: 贵州省科技合作项目(黔科合 LH 字[2017]7012); 国家自然科学基金资助项目(51271125); 贵州工程应用技术学院毕节市煤磷化工工程技术中心项目(毕科合字[2015]1 号)

收稿日期: 2018-08-08; 修订日期: 2018-12-20

通信作者: 张顺科, 讲师, 硕士; 电话: 15772712100; E-mail: 1069008975@qq.com

改善合金的室温塑性。

由于航空发动机在服役期间从启动到稳定运行,叶片部件经历中温/高应力到高温/低应力的复杂过程,并且不同成分合金在不同温度展示不同的蠕变行为。尽管,经微合金化TiAl-Nb合金在高温低应力条件下的蠕变行为已有文献报道<sup>[15]</sup>,但该合金在低温/高应力条件下的蠕变行为并不清楚。

据此,本文对经微合金化的TiAl-Nb基合金在近750℃、施加不同应力条件下进行蠕变性能测试和组织形貌观察,研究该合金在近750℃、较高应力条件下的蠕变行为及损伤特征,以完善TiAl-Nb合金在不同温度蠕变期间的组织演化和变形机制、及温度对合金蠕变寿命的影响规律,为合金的应用提供理论依据。

## 1 实验

将母合金在真空凝壳炉中制备成化学成分为Ti-44Al-8Nb-0.2W-0.2B-0.1Y(摩尔分数,%) 的铸坯,并于真空中耗炉中反复熔炼三次,制备成直径为200 mm的匀质锭坯。然后,在铸坯横截面沿平行于半径方向加工成尺寸为14 mm×40 mm×40 mm的料坯,利用线切割将该合金锭加工成横截面尺寸为4.5 mm×2.5 mm,标距长度为20 mm的工字形片状试样。

将经机械研磨及抛光后的样品,置入GWT504型高温蠕变/持久试验机中,在近750℃施加不同应力进行蠕变性能测试。将铸态合金在SEM下,进行组织形貌观察,以鉴别合金在铸态的组织形貌;将不同条件蠕变断裂的样品在SEM和TEM下进行组织形貌观察,研究合金在蠕变期间的变形与损伤特征。

## 2 结果与分析

### 2.1 合金的蠕变性能

铸态TiAl-Nb合金在近750℃、施加不同应力测定的蠕变曲线如图1所示。其中,在750℃分别施加280、300和320 MPa应力测定的蠕变曲线如图1(a)所示,可以看出,合金施加应力为280、300和320 MPa的蠕变寿命分别为629、240和142 h,其中,各自在稳态蠕变期间持续的时间是450、160和70 h,对应的应变速率分别为0.0038%/h、0.0078%/h和0.011%/h。特别是当施加应力由280 MPa提高到300 MPa,合金的蠕变寿命由629 h降低到160 h,降低幅度达293%。表明,在750℃当施加应力大于

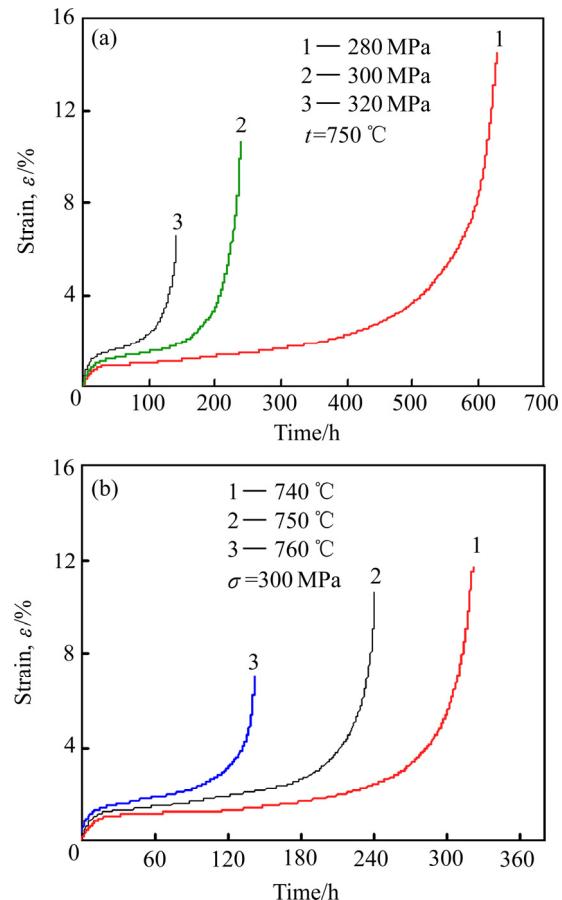


图1 铸态TiAl-Nb合金在不同条件测定的蠕变曲线。

**Fig. 1** Creep curves of TiAl-Nb alloy at different conditions: (a) Applied different stresses at 750 °C; (b) Applied different temperatures at 300 MPa

280 MPa时,该合金表现出明显的施加应力敏感性。

合金在740、750和760℃施加300 MPa测定的蠕变曲线,示于图1(b),测定出合金在740、750和760℃稳态蠕变期间的应变速率分别为0.0051%/h、0.0078%/h和0.013%/h,合金的蠕变寿命分别为321、240和142 h。

在施加载荷的瞬间,合金发生瞬间应变,对应的变形特征是位错在层片状的 $\gamma/\alpha_2$ 两相中的滑移,随蠕变进行合金中位错的密度增加,其形变硬化的作用,使合金的应变速率降低,当形变硬化与回复软化达到平衡时,合金的应变速率保持恒定,使合金的蠕变进入稳态阶段。其中,合金在稳态期间的应变速率可用Dorn定律表示:

$$\dot{\varepsilon}_{ss} = A \sigma_A^n \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (1)$$

式中:  $A$  为与材料性质相关的常数;  $\sigma_A$  施加应力;  $n$  为表观应力指数;  $R$  为气体常数;  $T$  为热力学温度;  $Q$

为表观蠕变激活能。根据图1中蠕变曲线的数据及式(1), 绘出合金在稳态蠕变期间的应变速率与温度倒数、施加应力之间服从( $\ln \dot{\epsilon}_{ss} - 1/T$ )和( $\ln \dot{\epsilon}_{ss} - \ln \sigma_a$ )关系式, 分别示于图2(a)和(b)。

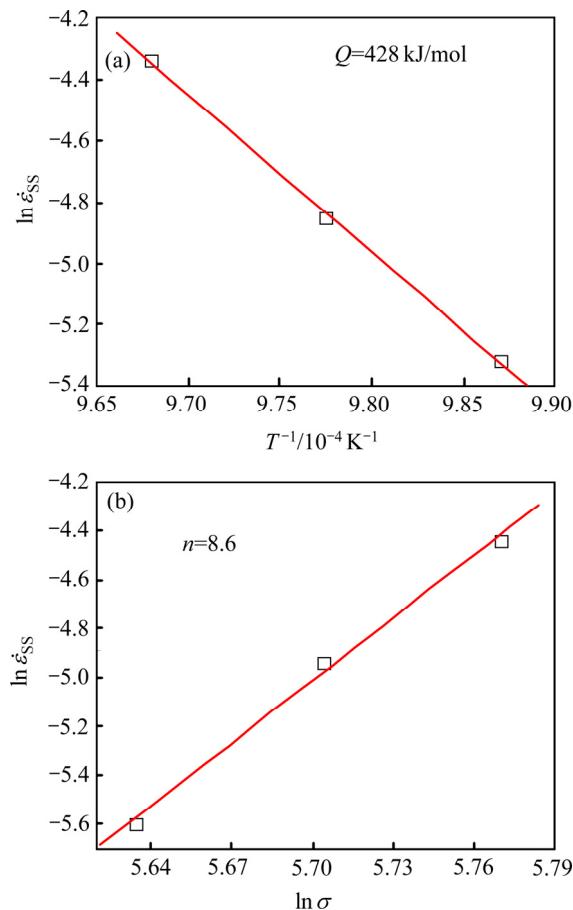


图2 合金在稳态蠕变期间应变速率与温度倒数、施加应力的关系

**Fig. 2** Relationships between strain rates and applied temperatures, stresses during steady state creep of alloy: (a) Strain rates vs temperatures; (b) Strain rates vs applied stresses

由此, 计算出该合金在稳态期间的表观应力指数和表观蠕变激活能分别为:  $n=8.6$  和  $Q=482 \text{ kJ/mol}$ 。计算的表观应力指数表明, 该合金在实验条件下稳态蠕变期间的变形机制是位错剪切层片状  $\gamma/\alpha_2$  两相。

## 2.2 合金蠕变期间的变形特征

铸态 TiAl-Nb 合金的组织结构由不同取向的层状相组成, 如图3所示, 其层状相分别被鉴别为:  $\gamma$ -TiAl 和  $\alpha_2$ - $\text{Ti}_3\text{Al}$  相<sup>[16]</sup>, 具有相同取向的层片状  $\gamma/\alpha_2$  两相定义为一个晶粒, 晶内层片状  $\gamma/\alpha_2$  两相交替排列, 合金中晶粒的尺寸约为 200~500  $\mu\text{m}$ , 如图3(a)所示。合金中局部区域的放大形貌示于图3(b), 其中, 三个晶粒分别由字母 A、B、C 所示。不同取向

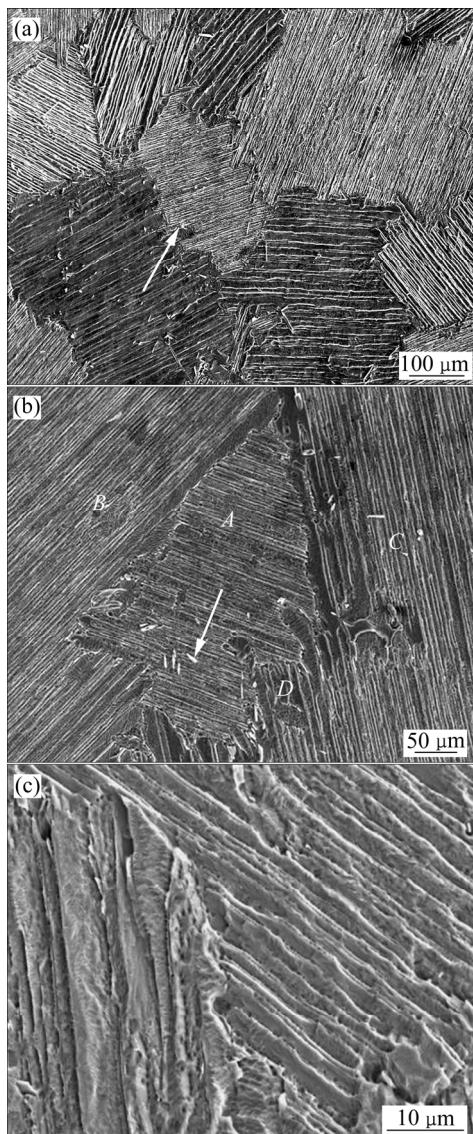


图3 TiAl-Nb 合金的组织结构

**Fig. 3** Microstructures of TiAl-Nb alloy: (a) Grains with various sizes consisting of lamellar  $\gamma/\alpha_2$  phases; (b) Boundary and grains with irregular serrated configuration; (c) Boundary with irregular serrated configuration

层片状晶粒之间的暗色区域为单一  $\gamma$  相组成的晶界, 如字母 D 标注所示。此外, 一些细小针状 TiB 相分布在晶内<sup>[13]</sup>, 如图3(b)中白色箭头所示。其中, 层片状  $\gamma/\alpha_2$  相的厚度约为 50~100 nm, 确定出  $\gamma$  相和  $\alpha_2$  相的晶体学关系为:  $(110)_{\alpha_2} // (200)_{\gamma}$  和  $[1\bar{1}0]_{\alpha_2} // [0\bar{1}\bar{1}]_{\gamma}$ <sup>[15]</sup>, 且层片状  $\gamma/\alpha_2$  两相保持共格界面(两相界面无错配位错)。图3(c)所示为铸态 TiAl-Nb 合金的高倍形貌, 可以看出, 在不同取向层状组织相交的晶界处, 层状相相互交错重叠的晶界呈现锯齿状形态。

合金经(750  $^{\circ}\text{C}$ , 300 MPa)蠕变 240 h 断裂后, 远离断口区域的组织形貌如图4所示, 可以看出, 合金

中晶粒仍由多组相互平行的层片状团簇组成, 不同晶粒中为不同取向的层片状组织。尽管合金在(750℃, 300 MPa)已经蠕变240 h, 但晶粒中 $\gamma/\alpha_2$ 两相仍保持平直的层片状形态, 且不同区域的层片状具有不同的间距, 如图4(a)所示。其中, 晶粒P具有较小的层片间距, 晶粒R具有较大的层片间距, 不同取向层片状团簇之间的区域为晶界。特别是晶界S及晶粒P、R之间晶界区域的组织较为混乱, 为发生较大塑性变形所致。样品另一区域的放大形貌, 如图4(b)所示, 可

以看出, 合金中各晶粒均由平直的层片状 $\gamma/\alpha_2$ 两相组成, 粗大的单一 $\gamma$ 相存在于上下晶粒之间, 左右晶粒之间的晶界仍为锯齿状形态, 但在晶界处存在较多细小孔洞, 如图中箭头标注所示。各晶粒层片状团簇仍保持平直特征的事实表明, 合金在蠕变期间晶内的变形量较小, 其变形主要发生在晶界区域。

合金经(750℃, 300 MPa)蠕变240 h断裂后的微观变形特征, 示于图5, 其中, 图5(a)右上角有少量位错的区域为 $\alpha_2$ 相, 存在大量位错的下侧区域为 $\gamma$ 相,

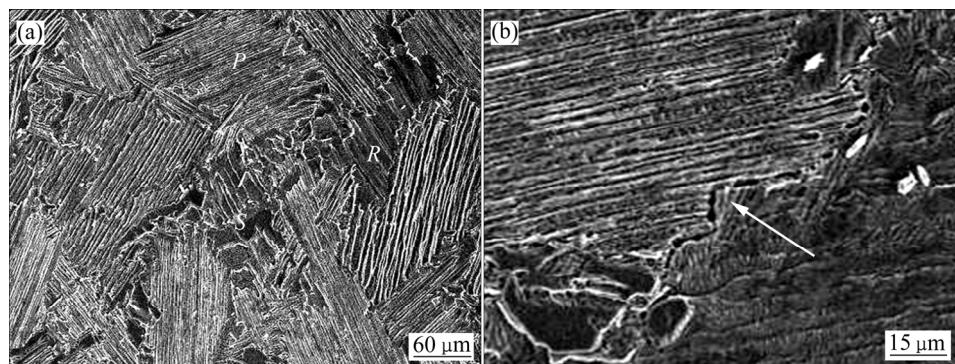


图4 铸态TiAl-Nb合金在(750℃, 300 MPa)蠕变240 h断裂后的组织形貌

Fig. 4 Microstructures of as-cast TiAl-Nb alloy crept for 240 h up to fracture at (750 °C, 300 MPa): (a) Distorted microstructure appeared in boundary region; (b) Crack initiated along boundary

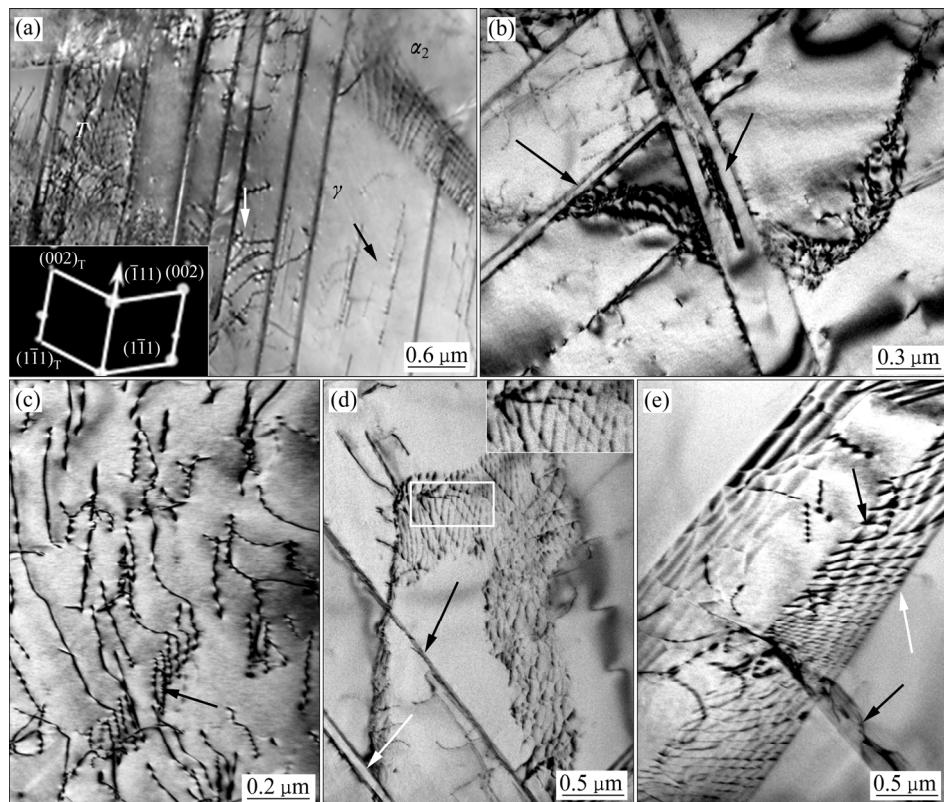


图5 TiAl-Nb合金经(750℃, 300 MPa)蠕变240 h断裂后的变形特征

Fig. 5 Deformation features of TiAl-Nb alloy crept for 240 h up to fracture at (750 °C, 300 MPa): (a) Dislocations in twinning and SAE electron diffraction spot; (b) Twins shearing lamellar  $\gamma/\alpha_2$  phases; (c) Dislocations shearing into lamellar phase; (d) Dislocation networks in lamellar phase; (e) Dislocations shearing into another phase

两相界面区域存在位错网，界面位错沿平行和垂直于界面方向规则排列。在  $\gamma$  相中具有相互平行特征的迹线为变形孪晶，其孪晶区域的衍射斑点示于照片的左下方，确定出其孪晶面为  $(\bar{1}11)$ 。孪晶内存在大量位错，且位错的迹线即可与孪晶界平行也可与孪晶界垂直，分别如图中黑色箭头和白色箭头所示，此外，合金中存在大量的位错缠结，如图中区域  $T$  所示。

变形合金在另一区域的组织形貌，如图 5(b)所示。由图 5(b)可以看到，合金中交替平行排列的层片状  $\gamma/\alpha_2$  两相，示于照片的左侧，两相界面如图中粗箭头所示，并已有位错剪切进入层状相，特别是有变形孪晶横穿层片状  $\gamma/\alpha_2$  两相，其孪晶界如图中细小箭头所示。

图 5(c)所示为合金经( $750\text{ }^{\circ}\text{C}, 300\text{ MPa}$ )蠕变 240 h 断裂后，另一区域的微观变形特征。由图 5(e)可以看出，有大量位错剪切进入层状相，其中大量位错的迹线方向相互平行，部分位错迹线发生弯曲，并在部分区域观察到位错塞积，如图中黑色箭头所示。随蠕变进行，合金中激活的位错数量增加，具有不同柏氏矢量的位错在运动中相遇，可发生反应形成位错网，如图 5(d)中白色方框所示，其放大形貌示于图 5(d)的右上方，其中，剪切进入位错网的位错形态各异。

另一区域，层片状  $\gamma/\alpha_2$  两相交替排列的形貌如图 5(e)所示。由图 5(e)可以看出，有大量位错剪切进入中间的层状相，而上下相邻的层状相中无位错。其中， $\gamma/\alpha_2$  两相界面存在均匀分布的规则位错网，如图 5(e)中白色箭头所示。由于  $\alpha_2$  和  $\gamma$  两相具有不同的强度和蠕变抗力，故合金中  $\gamma/\alpha_2$  两相具有不同的位错密度，与  $\alpha_2$  相相比， $\gamma$  相具有较弱的强度<sup>[15]</sup>，由此可以推断，较多位错切入的层状相为  $\gamma$  相。

分析认为，随着蠕变的进行，位错运动至两相界面与位错网相遇，可发生反应改变位错的运动方向，促进位错的攀移<sup>[17]</sup>，因此，界面位错网对合金蠕变期间的形变硬化和回复软化起到协调作用，延缓应力集中。另外，蠕变期间激活的位错主要在  $\gamma$  相中滑移，蠕变位错滑移至  $\gamma/\alpha_2$  两相界面受阻，产生的位错堆积可引起应力集中。当应力集中值超过两相界面的屈服强度时，位错可由  $\gamma/\alpha_2$  两相界面剪切进入另一相，剪切进入另一层状相的粗大位错<sup>[18]</sup>，如图 5(e)中粗大箭头所示。

以上结果表明，合金在  $750\text{ }^{\circ}\text{C}$  蠕变期间的变形机制是位错剪切层片状  $\gamma/\alpha_2$  两相和发生孪晶变形。随蠕变进行，剪切进入  $\gamma/\alpha_2$  两相的位错数量增加，并塞积在两相界面，当因位错塞积引起的应力集中值大于  $\gamma/\alpha_2$  两相界面的强度时，可在  $\gamma/\alpha_2$  两相界面发生裂纹的萌生与扩展，直至发生合金的蠕变断裂。

### 2.3 裂纹的萌生与扩展

铸态 TiAl-Nb 合金样品经( $750\text{ }^{\circ}\text{C}, 300\text{ MPa}$ )蠕变 240 h 断裂后的表面形貌，如图 6 所示，施加应力的方向由白色双箭头标出。蠕变后期，在层片状  $\gamma/\alpha_2$  两相界面产生的细小裂纹，如图 6(a)中白色箭头所示。随蠕变进行，裂纹沿与应力轴垂直的两相界面扩展，如图 6(b)所示。其中，裂纹扩展至近晶界处受阻，并使其裂纹扩展转向下方，如图 6(b)中白色倾斜箭头所示，该粗大裂纹的另一侧扩展至同一层片状团簇的  $\gamma/\alpha_2$  两相界面终止。由于裂纹扩展所遇的阻力较小，故使裂纹上下界面平直、光滑，无撕裂棱。

上述结果表明，合金在( $750\text{ }^{\circ}\text{C}, 300\text{ MPa}$ )的蠕变后期，裂纹可沿垂直于应力轴的层片状  $\gamma/\alpha_2$  两相界面发生萌生与扩展，使扩展的裂纹贯穿于整个晶粒，表现出明显的穿层断裂特征。

铸态合金经( $750\text{ }^{\circ}\text{C}, 300\text{ MPa}$ )蠕变 240 h 断裂后的另一近断口区域形貌，如图 6(c)所示，施加应力的方向由白色双箭头标出。其中，晶界区域存在较大尺寸的裂纹，该裂纹的左侧张开位移尺寸较小，为裂纹扩展所致，其扩展方向与层片状  $\gamma/\alpha_2$  两相界面平行，且与应力轴垂直，裂纹扩展至另一取向晶界处终止。而在该裂纹的右侧，其层片状  $\gamma/\alpha_2$  两相的取向与裂纹扩展方向垂直，这表明该垂直方向的层片状  $\gamma/\alpha_2$  两相对裂纹扩展有阻碍作用。

而在该合金另一区域的较大裂纹如图 6(d)所示，上部粗大裂纹贯穿于整个晶粒，其扩展方向为与应力轴垂直的  $\gamma/\alpha_2$  两相界面，左侧扩展至晶界而终止，如图 6(d)中白色粗箭头所示。在该粗大裂纹的左下方，有一裂纹沿垂直于应力轴的晶界扩展，扩展至另一取向的晶界转向下方，并继续沿该晶界扩展，如图中细小白色箭头所示。

综上所述，合金在( $750\text{ }^{\circ}\text{C}, 300\text{ MPa}$ )蠕变后期，裂纹的萌生与扩展即可发生在与应力轴垂直的晶界区域，也可发生在与应力轴垂直的层片状  $\gamma/\alpha_2$  两相界面。随蠕变进行，裂纹沿与应力轴垂直的层片状  $\gamma/\alpha_2$  两相界面和垂直于应力轴的晶界发生萌生与扩展，直至发生穿层断裂；或裂纹在与应力轴垂直的晶界处萌生与扩展，当在不同横截面的裂纹扩展至相近，则两裂纹沿最大剪应力方向形成撕裂棱(见图 6(d)中两裂纹相邻区域)，使两裂纹相互连接。一旦不同横断面扩展的裂纹通过撕裂棱相互连接，则发生蠕变断裂，是合金在近  $750\text{ }^{\circ}\text{C}$  较大施加应力条件下的蠕变损伤与断裂机制。

合金经( $750\text{ }^{\circ}\text{C}, 300\text{ MPa}$ )蠕变 240 h 断裂后断口的组织形貌如图 7 所示。图 7(a)所示为该合金断口的低倍形貌，从该图中可以看出断口呈纤维状。图 7(b)

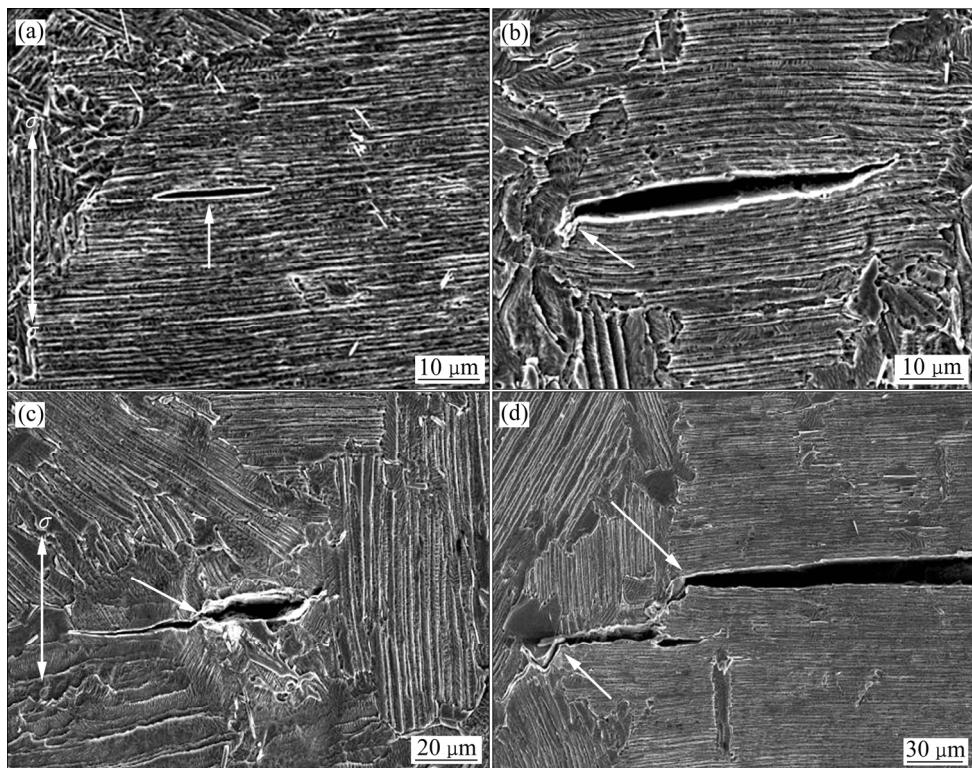


图 6 TiAl-Nb 合金在(750 ℃, 300 MPa)蠕变后期裂纹的萌生与扩展

Fig. 6 Initiation and propagation of crack of TiAl-Nb alloy in later stage of creep at (750 ℃, 300 MPa): (a) Initiation of crack; (b) Propagation of crack; (c) Crack in boundary region; (d) Cracks at various cross-section joined by teared ridge

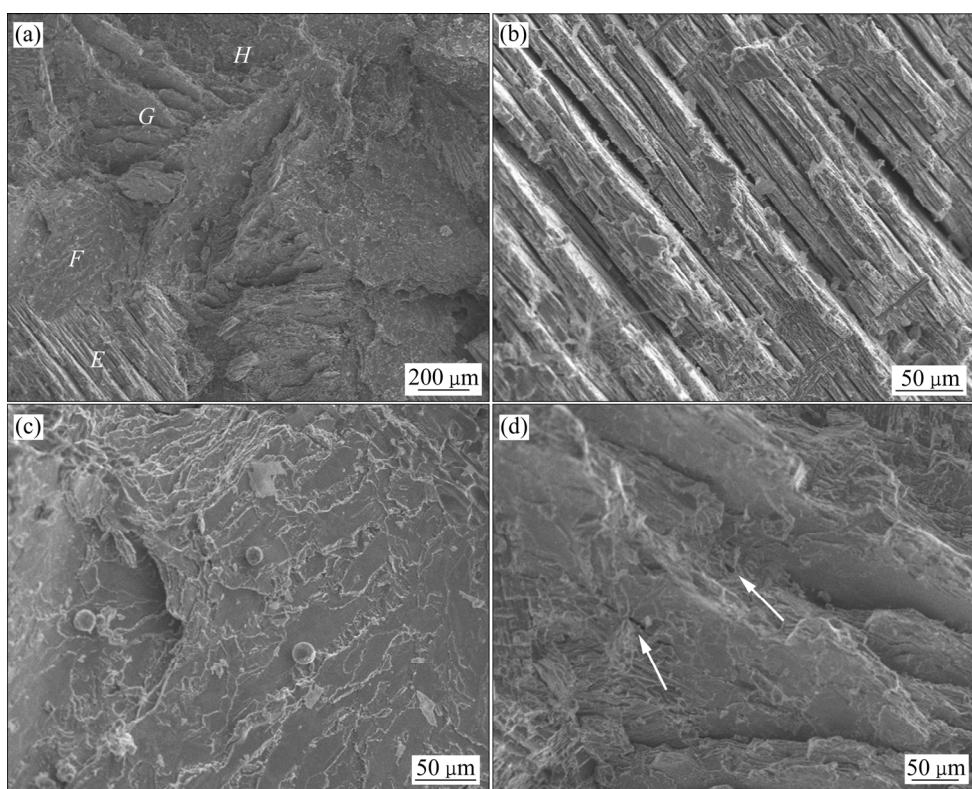


图 7 TiAl-Nb 合金经(750 ℃, 300 MPa)蠕变 240 h 断裂后的组织形貌

Fig. 7 Fracture configuration after TiAl-Nb alloy crept for 240 h up to rupture at (750 ℃, 300 MPa): (a) Low; (b) Area E in (a); (c) Area F in (a); (d) Area G in (a)

所示为图7(a)中E区域的高倍形貌,裂纹扩展面相对于X面倾斜角度为近90°,可见裂纹可沿平行于应力轴扩展。图7(c)所示为图7(a)中F区域的高倍形貌。该裂纹扩展面垂直于应力轴,这是由于裂缝裂纹沿层状 $\gamma/\alpha_2$ 相界面扩展所导致的。图7(d)所示为图7(a)中G区域的高倍形貌,其扩展面相对于应力轴倾斜一个角度,横断面裂纹扩展面F和H以撕裂的方式通过该区域相互连接。另外,在该区域发现一些裂纹源,如图7中白色箭头所示。

### 3 结论

1) 铸态TiAl-Nb合金的组织结构由不同取向的层片状 $\gamma/\alpha_2$ 两相组成,晶粒尺寸约为200~500 $\mu\text{m}$ ,晶内为取向相同的层片状 $\gamma/\alpha_2$ 两相,不同取向的层状 $\gamma/\alpha_2$ 相之间的晶界由单一 $\gamma$ 相组成。

2) 铸态合金在近750℃蠕变期间的变形机制是孪晶和位错在孪晶及层片状 $\gamma/\alpha_2$ 两相中滑移,随蠕变进行,激活的位错数量增加,并在两相界面形成位错网。蠕变位错运动至位错网,可发生反应改变位错运动方向,促进位错攀移,延缓应力集中,可改善合金的蠕变抗力。

3) 随着蠕变的进行,大量蠕变位错在单相区滑移至相界面受阻,发生位错塞积,可引起应力集中,当应力集中值大于 $\gamma/\alpha_2$ 两相界面的结合强度时,可致使裂纹沿与应力轴垂直的层状 $\gamma/\alpha_2$ 两相界面萌生与扩展,而另一取向的层状相及晶界对裂纹扩展有阻碍作用。

4) 蠕变后期,合金中裂纹的萌生与扩展即可发生在与应力轴平行的晶界区域,也可发生在与应力轴垂直的晶界区域,当不同横断面裂纹扩展至相近,并沿最大剪应力方向由撕裂棱相互连接时,可发生蠕变断裂,是合金在近750℃蠕变后期的损伤与断裂机制。

### REFERENCES

- [1] 张凯, 鲜小红, 陈善华. Ti-47Al-2Mn-2Nb(at%)+0.8TiB<sub>2</sub>(vol%)合金中的 $\gamma$ 相层错分析[J]. 热加工工艺, 2017, 46(10): 74~77.
- ZHANG Kai, XIAN Xiao-hong, CHEN Shan-hua. Analysis on stacking faults in  $\gamma$  phase of Ti-47Al-2Mn-2Nb(at%)+0.8TiB<sub>2</sub>(vol%)[J]. Alloy Hot Working Technology, 2017, 46(10): 74~77.
- [2] 蔡建明, 弥光宝, 高帆, 黄浩, 曹京霞, 黄旭, 曹春晓. 航空发动机用先进高温钛合金材料技术研究与发展[J]. 材料工程, 2016, 44(8): 1~10.
- CAI Jian-ming, MI Guang-bao, GAO Fan, HUANG Hao, CAO Jing-xia, HUANG Xu, CAO Chun-xiao. Research and development of some advanced hight temperature titanium alloy for aer-engine[J]. Journal of Materials Engineering, 2016, 44(8): 1~10.
- [3] 董成利, 于慧臣, 焦泽辉, 孔凡涛, 陈玉勇. 高Nb-TiAl合金高温力学行为本构建模仿真技术[J]. 航空材料学报, 2018, 38(1): 80~87.
- DONG Cheng-li, YU Hui-chen, JIAO Ze-hui, KUN Fan-tao, CHEN Yu-yong. High temperature mechanical constitutive modeling of a high-Nb TiAl alloy[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2018, 38(1): 80~87.
- [4] 刘自成, 李书江, 张卫军, 林均品, 陈国良, KIM Y W. Nb和Al对 $\gamma$ -TiAl基合金高温强度的影响[J]. 中国有色金属学报, 2000, 10(4): 470~475.
- LIU Zi-cheng, LI Shu-jiang, ZHANG Wei-jun, LIN Jun-pin, CHEN Guo-liang, KIM Y W. Effects of Al and Nb on high temperature strength of  $\gamma$ -TiAl based alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2002, 329/331(1): 649~652.
- [5] 李书江, 刘自成, 林均品, 陈国良, 张卫军. 一种高铌TiAl合金的蠕变性能[J]. 稀有金属材料与工程, 2002, 31(1): 31~36.
- LI Shu-jiang, LIU Zi-cheng, LIN Jun-pin, CHEN Guo-liang, ZHANG Wei-jun. The creep properties of high niobium containing TiAl alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2002, 31(1): 31~36.
- [6] TAKEYAMA M, OHMURA Y, KIKUCHI M, MATSUO T. Phase equilibria and microstructural control of gamma TiAl based alloys[J]. Intermetallics, 1998, 6(7/8): 643~646.
- [7] LIU Y C, SHI Q Z, YANG G C, ZHOU Y H. Microstructural control of metastable phase in rapidly solidified Ti-45Al-2Cr-2Nb alloy[J]. Journal of Materials Science, 2004, 39(7): 2613~2615.
- [8] YE Teng, SONG Lin, LIANG Yong-feng, QUAN Mao-hua, HE Jian-ping, LIN Jun-pin. Precipitation behavior of  $\omega$  phase and texture evolution of a forged Ti-45Al-8.5Nb-(W, B, Y) alloy during creep[J]. Materials Characterization, 2008, 136: 41~51.
- [9] CARNEIRO T, KIM Y W. Evaluation of ingots and alpha-extrusions of gamma alloys based on Ti-45Al-6Nb[J]. Intermetallics, 2005, 13(9): 1000~1007.

- [10] ZHANG W J, APPEL F. Effect of Al content and Nb addition on the strength and fault energy of TiAl alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2002, 329/331(1): 649–652.
- [11] 杨慧敏, 苏彦庆, 骆良顺, 陈晖, 郭景杰, 傅恒志. TiAl基合金的定向凝固: Ti-50Al-5Nb合金初生相的确定[J]. 稀有金属材料与工程, 2011, 40(1): 1–3.  
YANG Hui-min, SU Yan-qing, LUO Liang-shun, CHEN Hui, GUO Jing-Jie, FU Heng-zhi. Directional solidification of tial-based alloys: determination of the primary phase in Ti-50Al-5Nb alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2011, 40(1): 1–3.
- [12] 范爱一, 李慧中, 梁霄鹏, 陈永辉, 齐叶龙. 热变形 Ti-45Al-7Nb-0.3W合金的显微组织与力学性能[J]. 材料工程, 2018, 46(7): 121–126.  
FAN Ai-yi, LI Hui-zhong, LIANG Xiao-peng, CHEN Yong-hui, QI Ye-long. Microstructure and mechanical properties of hot deformed Ti-45Al-7Nb-0.3W alloy[J]. Journal of Materials Engineering, 2018, 46(7): 121–126.
- [13] HU D, YANG C, HUANG A, DIXON M, HECHT U. Grain refinement in beta-solidifying Ti44Al18Nb1B[J]. Intermetallics, 2012, 23(10): 49–56.
- [14] 李臻熙, 曹春晓. 微量元素B对Ti-48Al合金组织细化的影响[J]. 材料工程, 2000(3): 17–21.
- LI Zhen-xi, CAO Chun-xiao. Effects of trace element of boron on microstructures refinement in Ti-48Al alloy[J]. Journal of Materials Engineering, 2000(3): 17–21.
- [15] TIAN S G, LV X X, YU H C, WANG Q, JIAO Z H, SUN H F. Creep behavior and deformation feature of TiAl-Nb alloy with various states at high temperature[J]. Materials Science & Engineering A, 2016, 651: 490–498.
- [16] IMAYEV V, OLENEVA T, IMAYEV R, CHRIST H J, FECHT H. Microstructure and mechanical properties of low and heavy alloyed  $\gamma$ -TiAl+ $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al based alloys subjected to different treatments[J]. Intermetallics, 2012, 26: 91–97.
- [17] 田素贵, 周惠华, 张静华, 杨洪才, 徐永波, 胡壮麒. 一种单晶镍基合金蠕变期间位错网的形成与作用[J]. 材料研究学报, 1999, 3(6): 17–21.  
TIAN Su-gui, ZHOU Hui-hua, ZHANG Jing-hua, YANG Hong-cai, XU Yong-bo, HU Zhuang-qi. Formation and role of dislocation networks for a single crystal nickel-base superalloy during high Temperature creep[J]. Chinese Journal of Materials Research, 1999, 3(6): 17–21.
- [18] LAPIN J, PELACHOVA T, DOMANKOVA M. Long-term creep behaviour of cast TiAl-Ta alloy[J]. Intermetallics, 2018, 95: 24–32.

## Creep behavior of TiAl-Nb alloy at temperature near 750 °C

ZHANG Shun-ke<sup>1,2</sup>, TIAN Su-gui<sup>1,2</sup>, YU Hui-chen<sup>3</sup>, LÜ Xiao-xia<sup>1</sup>, JIAO Ze-hui<sup>1</sup>, LI De-yuan<sup>1</sup>

(1. Shenyang University of Technology, Shenyang 110870; China;

2. Guizhou University of Engineering Science, Bijie 551700, China;

3. Beijing Key Laboratory of Aeronautical Materials Testing and Evaluation, Science and Technology on Advanced High Temperature Structural Materials Laboratory, AVIC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095; China)

**Abstract:** By means of creep properties measurement and microstructure observation, the creep damage behavior of an as-cast TiAl-Nb alloy during various stresses at temperature near 750 °C were investigated. The results show that microstructure of alloy consists of lamellar  $\gamma/\alpha_2$  phases, the boundaries with different orientations located in between the lamellar  $\gamma/\alpha_2$  phases are consisted of  $\gamma$  phase. The deformation mechanism of as-cast alloy during creep at (750 °C, 300 MPa) is twinning and dislocations slipping, and the dislocations slipping within the twins and lamellar  $\gamma/\alpha_2$  phases. In the latter stage of creep, the quantity of activated dislocations increases, the creep dislocations may react with dislocation networks to change their original moving direction when the ones encounter with the networks, which may promote the climbing of dislocations to delay the stress concentration. In the later period of creep, significant amount of dislocations are piled up in the interfaces of the lamellar  $\gamma/\alpha_2$  phases to cause the stress concentration, which may promote the initiation and propagation of cracks along the lamellar  $\gamma/\alpha_2$  interfaces perpendicular to stress axis to display the feature of the trans-lamellar fracture. Wherein, some cracks on the various cross-sections are connected by tearing edge along the direction of maximum shear stress, up to the creep fracture, which is thought to be the damage and fracture mechanism of alloy during creep at 750 °C.

**Key words:** TiAl-Nb alloy; microstructure; creep; deformation mechanism; damage feature

---

**Foundation item:** Project(QKHLHZ[2017]7012) supported by the Science and Technology Cooperation Project of Guizhou Province, China; Project(51271125) supported by the National Natural Science Foundation of China; Project(BKHZ[2015]1) supported by the Coal & Phosphorus Chemical Engineering Technology Center of Bijie City, China

**Received date:** 2018-08-08; **Accepted date:** 2018-12-20

**Corresponding author:** ZHANG Shun-ke; Tel: +86-15772712100; E-mail: 1069008975@qq.com

(编辑 何学锋)