

铸态 TiAl-Nb 合金的组织结构与蠕变性能

田素贵¹, 吕晓霞¹, 于慧臣², 王琪¹, 孙昊昉¹, 李秋阳¹

(1. 沈阳工业大学, 辽宁 沈阳 110870)

(2. 中航工业北京航空材料研究院 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 890~910 °C 温度区间的蠕变行为。结果表明, 铸态 TiAl-Nb 合金的组织结构主要由层片状 γ/α_2 两相组成, 不同取向 γ/α_2 两相层片状组织之间存在不规则锯齿状形态的晶界, 该锯齿状非层片晶界由单一 γ 相组成。在高温蠕变期间, 合金具有较好的蠕变抗力和较长的蠕变寿命; 合金在蠕变期间的变形机制是大量位错以位错列的形式剪切层片状 γ/α_2 两相, 其中, 大量位错在基体中滑移, 发生反应可形成位错网, 可促进位错的攀移, 减缓应力集中, 改善合金的蠕变抗力。与 α_2 -Ti₃Al 相比, γ -TiAl 相有较弱的强度。因此, 蠕变期间合金中的裂纹易于在与应力轴呈 45°角、且与层状结构相平行的晶界处萌生与扩展, 直至蠕变断裂是合金在蠕变期间的断裂机制; 其中, 与层状结构相平行的断口呈光滑表面, 而与层状结构呈一定角度的断裂表面存在撕裂棱, 为较高强度的 α_2 -Ti₃Al 相阻碍裂纹扩展所致。

关键词: TiAl-Nb 合金; 组织结构; 蠕变; 变形特征; 断裂机制

中图分类号: TG146.2+3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2016)11-2835-06

TiAl 金属间化合物基合金因具有优良的综合高温力学及抗蠕变性能^[1-3], 尤其在高温条件下仍能保持高的比强度和比刚度, 及优异的抗氧化性能^[4-6], 而被众多研究者重视, 并有希望成为航空、航天等工业领域中用于制备关键热端部件的重要工程结构材料^[7,8]。但目前仍存在低温塑性差等问题, 限制了该合金的广泛应用。

合金的低温塑性与凝固过程和化学成分有关, 研究表明, 当钛铝合金中铝与钛比例大于 82% 时, TiAl 合金的凝固过程包括了包晶反应: $L+\beta \rightarrow \alpha$, 其凝固路径为: $L \rightarrow L+\beta \rightarrow \alpha+\beta \rightarrow \alpha \rightarrow \alpha+\gamma \rightarrow \alpha_2+\gamma$ 。其中, β 相是合金凝固过程形成的初晶, 加入少量元素 W 可提高合金中 β 相的稳定性^[9,10], 有利于凝固的进行。同时, 少量元素 W 可提高 TiAl 合金的室温及高温强度, 提高 TiAl 合金的脆韧转变温度, 但对 TiAl 合金的室温塑性影响不大^[11]。微量元素 B 对 TiAl 合金具有细化晶粒的作用, 其中, 形成的 TiB 作为异质形核质点, 具有促进 α 相均匀形核、细化 α 相和提高 α 相形核率的作用^[12]。同时, 降低 TiAl 合金中 γ 相的数量, 提高合金的蠕变抗力, 特别是, 当 γ 相含量小于 12% 时, 合金的抗蠕变性能显著增加。为提高 TiAl 合金的蠕变抗力, 应尽量减少 γ 相的体积分

数^[13]。微量元素 Y 不仅可以提高 TiAl 合金的抗氧化能力, 还可以细化 TiAl 合金的晶粒组织^[14]。

与普通 TiAl 合金相比, TiAl-Nb 合金具有更好的高温强度、蠕变抗力和抗氧化能力, 是极具发展潜力的高强、耐热 TiAl 基合金^[15]。合金的蠕变抗力与组织结构及其变形机制密切相关, 其中, 位错滑移和孪生形变是金属材料蠕变期间主要变形机制^[16]。在一定蠕变条件下, 不同组织结构的合金具有不同的变形机制, 因而具有不同的蠕变抗力。尽管不同铸造工艺对 TiAl 基合金组织与性能的影响已有文献报道^[17], 但铸态 W、B、Y 微合金化 TiAl-Nb 基合金组织结构及高温蠕变性能并不清楚。

据此, 本研究对 TiAl-Nb 基合金进行 W、B、Y 微合金化处理、蠕变性能测试, 结合组织形貌观察, 研究经 W、B、Y 微合金化处理的 TiAl-Nb 合金在高温条件下的蠕变行为、组织演化特征及变形机制, 试图为合金的开发与应用提供理论依据。

1 实验

将成分为 Ti-44Al-8Nb-0.2W-0.2B-0.1Y 的母合金经真空凝壳炉制备成铸坯, 再将铸坯经 3 次真空自耗

收稿日期: 2015-11-05

基金项目: 国家自然科学基金(2011CB605506)

作者简介: 田素贵, 男, 1952 年生, 博士, 教授, 沈阳工业大学材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110870, 电话: 024-25494089, E-mail: tiansugui2003@163.com

熔炼成直径为 200 mm 的锭坯。然后，将铸态锭坯经线切割加工成 14 mm × 40 mm × 40 mm 的块状料坯，将经 W、B、Y 微合金化的 TiAl-Nb 基合金铸态料坯采用线切割加工成横断面为 4.5 mm × 2.5 mm，标距长度为 20 mm 的片状拉伸蠕变试样。蠕变试样经机械研磨和抛光后，将其置入 GWT504 型高温蠕变/持久试验机中，在近 900 °C 温度区间和不同应力条件下进行蠕变性能测试，计算出合金在实验条件下的表观蠕变激活能和应力指数。将铸态和蠕变断裂后的合金在 SEM、TEM 下进行组织形态观察，考察合金在高温蠕变期间的组织演化规律和变形特征，研究合金在蠕变期间的变形及断裂特征。

2 结果与分析

2.1 合金的组织结构

铸态 TiAl-Nb 基合金的组织结构，如图 1 所示，图 1a 为低倍形貌，图中的 A、B、C 分别表示 3 个晶粒，各晶粒均由黑白相间的层片状组织组成，其中，黑白相间的层片状相分别为 γ -TiAl 相和 α_2 -Ti₃Al 相^[18]，在晶内的层片状 γ/α_2 黑白相具有相同的取向，而不同晶粒内的 γ/α_2 黑白层片状相具有不同的取向，且不同晶粒之间的暗色组织为晶界，其相互交错重叠的晶界呈现锯齿状形态，如图中区域 H 所示，晶界区域为单一 γ 相，呈现非层片状特征。另一区域的放大形貌示于图 1b，该区域由 D、E、F 3 个晶粒组成，晶粒之间的晶界仍由形态不规则、且尺寸较大的单一 γ 相组成，并

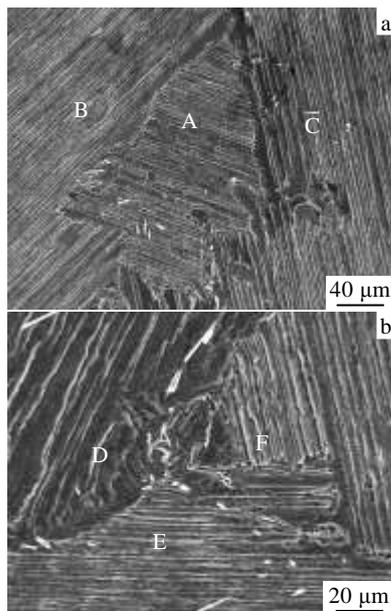


图 1 铸态 TiAl-Nb 基合金的组织形貌

Fig.1 Microstructures of the as-cast TiAl-Nb based alloy:
(a) macro-morphology and (b) magnified morphology

在晶界及晶内区域有细小白色针状相析出，该细小针状相为 TiB 相。可以看出，晶粒 E、F 中的层片状间距较小，而晶粒 D 的层片状间距较大。

铸态 TiAl-Nb 合金在室温测定的 XRD 谱图如图 2 所示，对 XRD 谱线的分析确定出，铸态 TiAl-Nb 合金的组织结构主要由 γ -TiAl 相和 α_2 -Ti₃Al 相组成，且铸态合金中无 B2 相。其中，合金中的 γ 和 α_2 相在 39° 和 41° 的 (111) _{γ} 和 (201) _{α_2} 晶面具有较强的衍射峰， α_2 相在 62° 和 112° 的 (202) _{α_2} 和 (421) _{α_2} 晶面具有中等强度的衍射峰强度，而合金中 γ 和 α_2 两相在 79° 的 (311) _{γ} 和 (222) _{α_2} 晶面有较强的衍射峰。

2.2 合金的高温蠕变行为

铸态 TiAl-Nb 合金在高温施加不同应力测定的蠕变曲线示于图 3，其中，合金在 900 °C 施加不同应力测定的蠕变曲线，如图 3a 所示。当施加应力为 120 MPa 时，合金在初始蠕变期间的应变较小，时间较短，约 10 h 后合金的蠕变进入稳态阶段，在稳态蠕变期间的应变速率为 0.0096%/h，持续的时间约为 150 h，之后进入加速阶段，直至蠕变断裂，合金的蠕变寿命为 237 h。当施加应力提高到 130 MPa，合金的初始应变增大，20 h 后合金的蠕变进入稳态阶段，稳态期间持续的时间约为 100 h，测定出合金在稳态期间的应变速率为 0.0191%/h，蠕变寿命为 163 h。当施加应力进一步提高到 140 MPa，合金在稳态蠕变期间持续的时间进一步缩短，其稳态蠕变期间的应变速率为 0.0329%/h，蠕变寿命缩短至 76 h。

合金在不同温度施加 140 MPa 测定的蠕变曲线，示于图 3b。可以看出，当温度为 890 °C 时，合金在初始蠕变期间的应变较小，约为 10 h 后，合金的蠕变进入稳态阶段，稳态蠕变期间持续的时间约为 70 h，测定出稳态期间的应变速率为 0.0171%/h，蠕变寿命为 109 h。随蠕变温度提高到 900 °C，合金的蠕变寿命为

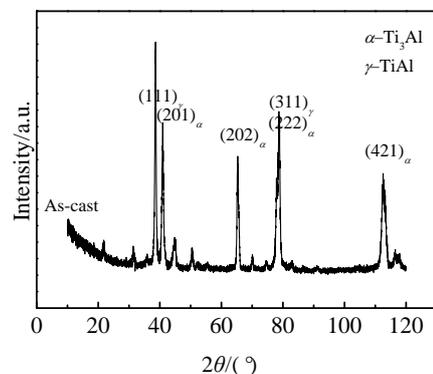


图 2 铸态 TiAl-Nb 基合金的 XRD 图谱

Fig.2 XRD pattern of as-cast TiAl-Nb alloy

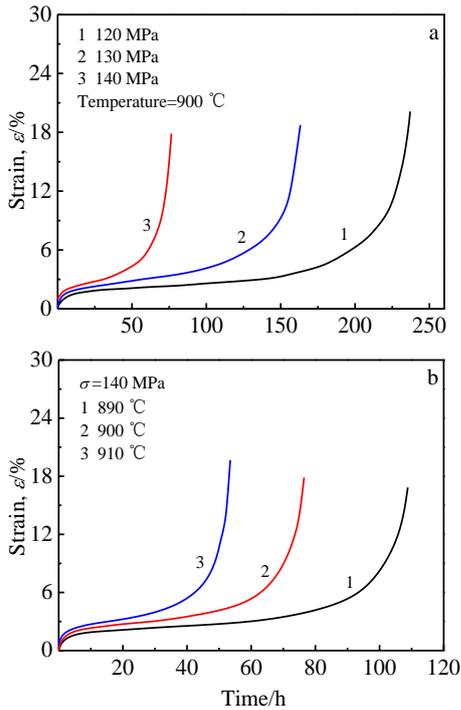


图 3 合金在不同条件测定的蠕变曲线

Fig.3 Creep curves of alloy under different conditions: (a) applied different stresses at 900 °C and (b) applied different temperatures at 140 MPa

76 h; 当温度进一步提高到 910 °C, 合金在初始蠕变期间的应变提高, 在稳态期间持续的时间明显缩短, 测定出合金在稳态期间的应变速率为 0.0349%/h, 蠕变寿命仅为 53.5 h。

合金在高温施加载荷的瞬间, 产生瞬间应变, 随蠕变进行, 合金的应变速率降低, 一旦蠕变进入稳态阶段, 合金的应变速率保存恒定, 且合金在稳态蠕变期间的应变速率服从 Dorn 定律, 其表达式为:

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

式中: $\dot{\epsilon}_{ss}$ 为稳态期间的应变速率, A 为与材料组织有关的常数, σ_A 为外加应力, n 为表观应力指数, R 为气体常数, T 为绝对温度, Q_a 为表观蠕变激活能。

根据图 1 中的蠕变曲线数据, 在 890~910 °C 和 120~140 MPa 施加温度和应力范围内, 测算出合金在稳态蠕变期间的应变速率, 进一步根据公式 (1), 测定出合金在稳态期间的应变速率与温度倒数、及施加应力之间服从如下关系式 ($\ln \dot{\epsilon}_{ss} - 1/T$) 和 ($\ln \dot{\epsilon}_{ss} - \ln \sigma_a$), 分别示于图 4a 和 4b。由此, 计算出铸态 TiAl-Nb 基合金在稳态期间的表观蠕变激活能和表观应力指数分别为: $Q=469$ kJ/mol 和 $n=7.80$, 根据测定的应力指数, 可推断出该合金在稳态蠕变期间的变形机制是位错在

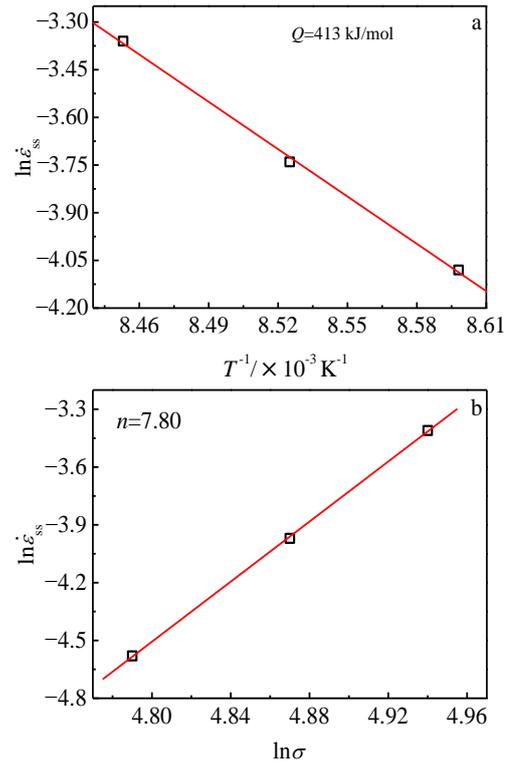


图 4 TiAl-Nb 基合金在稳态蠕变期间的应变速率与施加温度、应力之间的关系

Fig.4 Relationship between the strain rates and temperatures, stresses: (a) $\ln \dot{\epsilon}_{ss} - 1/T$ and (b) $\ln \dot{\epsilon}_{ss} - \ln \sigma$

基体中滑移和剪切 γ/α_2 两相。

2.3 蠕变期间的变形特征

铸态 TiAl-Nb 基合金经 900 °C/120 MPa 蠕变 237 h 断裂后, 在样品不同区域的组织形貌示于图 5, 施加应力的方向及观察区域的示意图如图 5a 所示。可以看出, 蠕变断裂后, 在样品的不同区域展示不同的变形特征, 其中, 在远离断口的区域 A, γ/α_2 两相仍保持平直的层片状结构, 相互平行的层片状 γ/α_2 两相组织为 1 个晶粒, 晶粒之间的晶界呈现不规则形态, 如图 5b 所示, 且不同晶粒的层片状 γ/α_2 两相具有不同的取向, 并有不同取向的层片状 γ/α_2 两相在晶界区域横穿另一取向的层片状组织, 如图中箭头所示。区域 B 的组织形貌示于图 5c。可以看出, 该区域大部分层片状 γ/α_2 两相仍保存平直特征, 但在局部区域的层片状 γ/α_2 两相已发生扭曲, 如图箭头所示, 其中, 具有不规则形态、且较宽的晶界仍为单一 γ 相, 示于区域 M, 并有较小的层状团簇存在于不同取向的晶粒中, 如区域 N 所示。近断口的区域 C, 其组织形貌示于图 5d, 合金的组织仍由 α_2 和 γ 两相交替排列的层片状结构组成, 不同取向层片状 γ/α_2 两相之间的区域为晶界, 由于该区域形变量较大, 原平直的层片状已发生扭折, 呈现弯

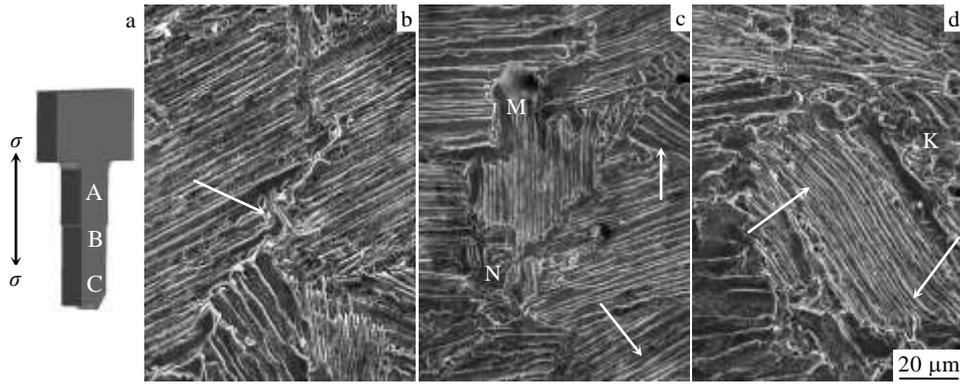


图 5 蠕变断裂样品不同区域的组织形貌

Fig.5 SEM microstructures of different regions of the sample after crept up to fracture: (a) schematic diagram of marking observed Location; (b), (c), (d) corresponding to A, B, C regions, respectively

曲的形态，如图中箭头所示，并在近晶界的层片状呈现较混乱的形态，如区域 K 所示。

合金经 900 °C/120 MPa 蠕变 237 h 断裂后的组织形貌，示于图 6，在样品局部区域的层片状结构中存在大量的位错列，位错列中的位错线相互平行，如图 6a 中黑色箭头所示，在位错列中存在位错环，如图中白色箭头所示，其位错环的放大形貌示于图的右上方。在图 6a 左侧两相的界面处存在规则的位错列示于方框内，其放大形貌示于图 6a 的左下方，并在基体有白色粒状相析出，如图中短箭头所示。在样品的另一局部区域，层状结构的 γ/α_2 两相相互平行，如图 6b 所示，有大量位错切入层状 γ/α_2 两相中，其中，大量位错切入层状相，并形成位错网，如图 6b 中黑色箭头所示；同时，在层状 γ/α_2 两相的界面存在规则的界面位错网，示于图 6b 的方框中。分析认为，蠕变期间位错运动至两相界面与位错网反应，可改变原来的运动方向，促进位错的攀移。因此，界面位错网的存在对蠕变期间

的形变硬化与回复软化具有协调作用。在样品的另一局部区域，大量位错剪切进入层状相，如图 6c 中箭头标注所示，并在该位错的上部存在相互平行的位错列；此外，在两层状相之间存在倾斜相界，在倾斜相界中的等倾条纹与层状相相互平行，并有位错剪切层状相的相界，如方框图中标注所示，其放大形貌示于图 6c 的右上部。层状相的蠕变位错终止于相界的事实表明，相界对位错滑移起到阻碍作用。由此，合金在蠕变期间的变形机制是位错在 γ/α_2 两相中滑移，其中，大量在基体中滑移的位错可发生反应形成位错网，促进位错的攀移。

2.4 蠕变期间的裂纹萌生与扩展

在 900 °C/120 MPa 合金蠕变 237 h 断裂后，在近断口区域裂纹沿晶界的萌生与扩展形貌，如图 7 所示，施加应力的方向如图箭头标注所示。在图 7a 的区域，晶界与施加应力轴呈 45°角，如图直线标注所示，在晶界下方， γ/α_2 两相层片状结构与晶界方向平行，晶

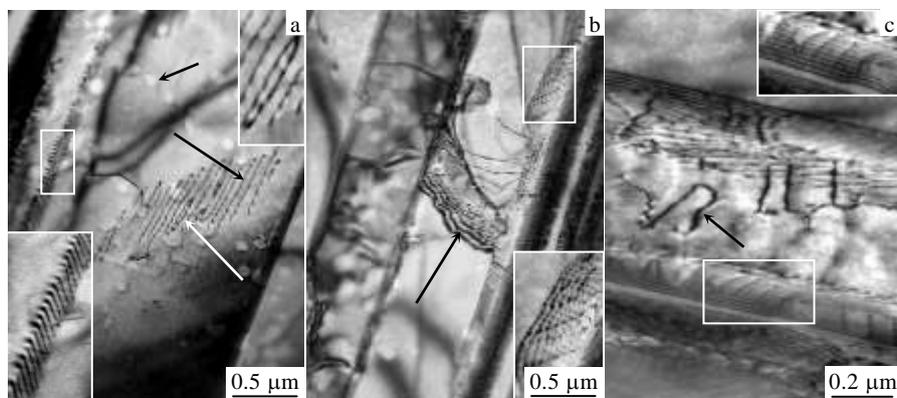


图 6 合金经 900 °C/120 MPa 蠕变 237 h 断裂后的组织形貌

Fig.6 TEM microstructures of the alloy crept for 237 h up to fracture at 900 °C/120 MPa: (a) dislocation rows, (b) interfacial dislocations networks, and (c) dislocations shearing lamellar phase

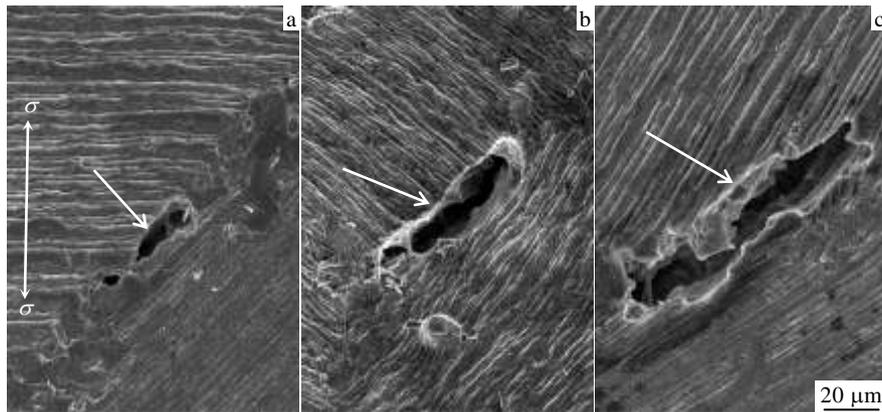


图 7 合金在 900 °C/120 MPa 条件下蠕变, 裂纹沿着晶界产生并传播的形貌

Fig.7 SEM microstructures of the sample after crept for 237 h up to fracture at 900 °C/120 MPa: (a) initiation of crack along the boundary at about 45° angles relative to the stress axis, (b) propagation of crack along the boundary, and (c) non smooth surface after crack propagated

界上方的层片状结构与晶界的夹角约为 45°角。其中, 蠕变期间沿晶界形成的孔洞, 如图中细小短箭头所示, 可视为裂纹的萌生, 沿晶界形成的较大裂纹如图中大箭头所示, 可视为裂纹扩展后的形貌。可以看出, 在一侧裂纹扩展的方向与层片状结构平行。在近断口的另一区域, 蠕变期间形成的较大裂纹仍存在于晶界, 并沿应力轴呈 45°角分布, 在裂纹的一侧与层状结构平行。表明蠕变期间, 合金中裂纹易于沿应力轴成 45°角的晶界处萌生, 并沿与层状结构平行、且与应力轴呈 45°角的晶界扩展, 这归因于蠕变期间, 与应力轴呈 45°角的晶界承受较大剪切应力所致。

在近断口的另一区域, 裂纹扩展形成的断口表面具有不同形态, 在裂纹的上表面, 裂纹扩展的方向与层状结构呈一定角度倾斜, 在裂纹下表面, 裂纹扩展的方向与层状结构平行, 如图 7c 所示, 且裂纹扩展形成的断口下表面较为光滑, 表明裂纹扩展所遇的阻力较小, 而裂纹扩展形成的上表面凸凹不平, 并存在撕裂棱, 如图 7c 中的粗箭头所示, 表明裂纹扩展所遇的阻力较大。

分析认为, TiAl 合金由层片状 γ/α_2 两相组成, 与 α_2 -Ti₃Al 相比, γ 相有较弱的强度, 故 α_2 -Ti₃Al 相是合金的强化相; 由于晶界由单一 γ 相组成, 是合金蠕变强度的薄弱环节, 加之施加载荷沿与应力轴呈 45°角的方向承受最大剪切应力。因此, 蠕变期间合金易于沿与应力轴呈 45°角的晶界发生裂纹的萌生与扩展, 其中, 裂纹扩展所遇的阻力与 γ/α_2 两相层片状的取向有关, 当裂纹扩展的方向与层状结构相平行时, 裂纹沿单一 γ 相扩展, 所遇的阻力较小, 故撕裂面较为光滑, 如图 7c 的细箭头所示; 当裂纹扩展的方向与层状组织呈一

定角度时, 裂纹扩展与强度较高的 α_2 -Ti₃Al 相遇, 增加了裂纹扩展的阻力, 故致使裂纹扩展产生的断裂表面出现撕裂棱, 如图 7c 的粗箭头所示。以上分析与实验结果相一致。

3 结 论

1) 铸态 TiAl-Nb 合金组织结构主要由层片状 γ/α_2 两相组成, 相同取向的层片状 γ/α_2 两相团簇构成了合金晶粒, 不同取向 γ/α_2 两相层片状组织之间存在不规则锯齿形态的晶界, 该锯齿状非层片晶界由单一 γ 相组成。

2) 在近 900 °C 的蠕变期间, 合金具有较好的蠕变抗力和较长的蠕变寿命。合金在蠕变期间的变形机制是大量位错以位错列的形式剪切层片状 γ/α_2 两相, 其中, 大量位错在基体中滑移, 发生反应可形成位错网, 该位错网可促进蠕变期间位错的攀移, 减缓应力集中, 有利于改善合金的蠕变抗力。

3) 与 α_2 -Ti₃Al 相比, γ 相有较弱的强度, 因此, 蠕变期间合金中的裂纹易于在与施加应力轴呈 45°角、且与层状结构相平行的晶界处萌生与扩展, 直至蠕变断裂是合金在蠕变期间的断裂机制; 其中, 与层状结构相平行的断口呈光滑表面, 而与层状结构呈一定角度的断裂表面存在撕裂棱, 为较高强度的 α_2 -Ti₃Al 相阻碍裂纹扩展所致。

参考文献 References

- [1] Ding X F, Lin J P, Zhang L Q *et al.* *Acta Mater*[J], 2012, 60(2): 498
- [2] H énaff G, Gloanec A L. *Intermetallics*[J], 2005, 13(5): 543

- [3] Lin J P, Xu X J, Wang Y L *et al. Intermetallics*[J], 2007, 15(5): 668
(陈国良). *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2001, 22(1): 7
- [4] Zheng Z, Jiang Y, Dong H X *et al. Trans Nonferrous Met Soc China*[J], 2009, 19(3): 581
- [5] Yu Long(余 龙), Song Pingxi(宋西平), Zhang Min(张 敏) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(4): 881
- [6] Lu X, Zhao L H, Zhu L P *et al. Int J Miner Metal Mater*[J], 2012, 19(4): 354
- [7] Kong Fantao(孔凡涛), Chen Yuyong(陈玉勇), Tian Jing(田 竞) *et al. Materials Science and Technology*(材料科学与工程)[J], 2003, 11(4): 441
- [8] Chen G Q, Zhang B G, Liu W. *Intermetallics*[J], 2011, 19(12): 1857
- [9] Shao G, Tsakiroopoulos P, Miodownik A P. *Materials Science and Technology*[J], 1997, 13(13): 797
- [10] Sun F S, Cao C X, Yan M Q *et al. Mater Trans A*[J], 2001, 32(7): 1573
- [11] Liu Zicheng(刘自成), Lin Junpin(林均品), Chen Guoliang
- [12] Hu D, Yang C, Huang A *et al. Intermetallics*[J], 2012, 23(4): 49
- [13] Lin Jiangguo(林建国), Zhang Yonggang(张永刚), Chen Changqi(陈 昌 麒). *Journal of Beijing University of Aeronautics and Astronautics*(北京航空航天大学学报)[J], 1998, 24(6): 734
- [14] Chen Y Y, Kong F T, Han J C *et al. Intermetallics*[J], 2005, 13(3-4): 263
- [15] Yan Y Q, Zhou L, Wang W S *et al. J Alloy Compd*[J], 2003, 361(1): 241
- [16] Wang Y H, Lin J P, He Y H *et al. Rare Metals*[J], 2006, 25(4): 349
- [17] Kim H Y, Maruyama K. *Trans Nonferrous Met Soc China*[J], 2002, 12(4): 561
- [18] Tian S G, Wang Q, Yu H C *et al. Mater Trans A*[J], 2014, 614(22): 338

Microstructure and Creep Behavior of As-cast TiAl-Nb Alloy

Tian Sugui¹, Lü Xiaoxia¹, Yu Huichen², Wang Qi¹, Sun Haofang¹, Li Qiuyang¹

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

(2. Science and Technology on Advanced High Temperature Structural Materials Laboratory, AVIC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

Abstract: The creep behaviors and deformation features of the as-cast TiAl-Nb alloy were investigated at temperature 890~900 °C by creep properties measurement and microstructure observation. Results show that the microstructure of as-cast TiAl-Nb alloy consists of γ/α_2 phases with the lamellar feature, and the boundaries with irregular serrated configuration consist of single γ phase, and locate between the lamellar γ/α_2 phases with different orientations. The as-cast TiAl-Nb alloy displays a better creep resistance and a longer creep life at high temperature. The deformation mechanism of the alloy during creep is significant amount of dislocations shearing into the lamellar γ/α_2 phases in the form of dislocation rows. Moreover, a large number of dislocations slipping in the matrix may react to form the dislocation networks, which may promote the climbing of dislocations to retard the stress concentration and to improve the creep resistance of the alloy. Compared to α_2 -Ti₃Al phase, the γ -phase possesses a weaker strength; therefore, the crack is easily initiated along the boundaries with single γ phase which is at about 45° angles relative to the stress axis, and propagate along the boundaries being parallel to the orientation of the lamellar γ/α_2 phases up to the occurrence of creep fracture, which is thought to be the fracture mechanism of the alloy during creep. Thereinto, the tearing edges formed on the surface of the fracture are inclined with the lamellar γ/α_2 phases, which is attributed to the α_2 -Ti₃Al phase with better strength hindering the crack propagation during creep.

Key words: TiAl-Nb alloy; microstructure; creep; deformation mechanism; fracture mechanism

Corresponding author: Tian Sugui, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, P. R. China, Tel: 0086-24-25494089, E-mail: tiansugui2003@163.com