



锻造高铌 TiAl 合金高温蠕变与损伤行为

张顺科^{1,2}, 田素贵^{1,2}, 田 宁², 吕晓霞¹, 焦泽辉³, 晋芳伟², 李德元¹

(1. 沈阳工业大学 材料科学与工程学院, 沈阳 110870;

2. 贵州工程应用技术学院 化学工程学院, 毕节 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: 通过组织形貌观察和蠕变性能测定, 研究了锻造态高铌 TiAl 合金的蠕变与损伤行为。结果表明: 铸态高铌 TiAl 合金经等温锻造, 层片晶团的平均尺寸由 507 μm 减小到 56.7 μm 。锻造态高铌 TiAl 合金在蠕变期间的变形主要发生在 γ 片层和等轴 γ 晶中, 位错运动至相界/晶界受阻并堆积, 可形成位错缠结或位错列, 提高位错运动的阻力; 其中, 等轴 γ 晶粒中的位错缠结可发生束集促进动态再结晶, 形成细小亚晶结构。柏氏矢量为[101]和[011]的位错分别在不同{111}面滑移形成位错网, γ 相中的蠕变位错运动至位错网, 与其相互作用, 可改变原来的运动方向, 促进其攀移。蠕变后期, 孔洞首先在等轴 γ 晶区域产生, 并在该区域聚集、长大和扩展, 直至发生合金的蠕变断裂。这是高温蠕变期间的损伤与断裂机制。

关键词: 锻造态高铌 TiAl 合金; 显微组织; 蠕变; 变形机制; 损伤特征

文章编号: 1004-0609(2022)-02-0456-10

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

引文格式: 张顺科, 田素贵, 田 宁, 等. 锻造高铌 TiAl 合金高温蠕变与损伤行为[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(2): 456–465. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2020-37779

ZHANG Shun-ke, TIAN Su-gui, TIAN Ning, et al. Creep and damage behavior of forged TiAl alloy with high Nb content at high temperature[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(2): 456–465. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2020-37779

近年来, TiAl 基金属间化合物已在汽车工业和航空航天工业领域得到应用, 并成为工业领域中最具发展潜力的新型高温结构材料之一^[1–2]。特别是高 Nb-TiAl 合金, 具有优异的高温力学性能和抗高温氧化能力。因此, 高 Nb-TiAl 合金的研发已得到国内外研究者们的高度关注^[3–4]。

随着高温合金的服役温度不断升高, 要求合金具有更好的抗蠕变性能。诸多研究表明, TiAl 基合金在蠕变过程中的主要变形机制为位错的滑移和攀移以及孪生, 位错通常在相界处产生并在应力和热激活的共同作用下向基体中的 γ 相运动^[5–7]。合金

的蠕变寿命主要与 γ 相和 α_2 相的体积分数、层片取向和尺寸、晶粒的大小以及晶界形貌等微观组织参数有关^[8–9]。另外, 层片界面析出的颗粒状相也对合金的高温性能有重要影响, 如碳化物、硅化物和 B2 相等。因此, 通常可通过合理的微观结构设计来改善合金的塑韧性和蠕变强度。

采用铸造工艺制取的 TiAl 基金属, 具有较好的断裂韧性和抗高温蠕变性能, 但其室温及高温延展性较差。采用热机械变形可使合金中的粗大晶粒尺寸减小, 常用的热机械变形方法包括等温锻造、包套锻造、多向锻造、热挤压、轧制等^[10–15], 其中,

基金项目: 贵州省教育厅青年科技人才成长项目(黔教合 KY 字[2019] 163); 贵州省科技计划资助项目(黔科合基础[2020]1Y198); 毕节市煤磷化工工程技术中心资助项目(毕科合字[2015]1 号); 贵州省普通高等学校特色重点实验室资助项目(黔科合字[2019]053)

收稿日期: 2020-07-08; **修订日期:** 2021-08-13

通信作者: 田素贵, 教授, 博士; 电话: 13889121677; E-mail: tiansugui2003@163.com

锻造是 TiAl 基合金普遍使用的热加工工艺。

锻造工艺虽然提高了高 Nb-TiAl 基合金的诸多力学性能, 但并不能有效改善合金的高温蠕变性能。因此, 为了得到综合力学性能良好的高 Nb-TiAl 基合金, 需进一步研究锻造态合金在蠕变期间的变形及断裂机制。为此, 本文作者对铸态高 Nb-TiAl 基合金进行等温锻造, 探究热变形对该合金组织的影响, 并通过蠕变曲线测定和组织观察, 研究锻造态 TiAl-Nb 基合金在蠕变期间的变形与损伤机制, 以期为进一步提升高 Nb-TiAl 基合金的高温力学性能提供理论基础。

1 实验

采用真空凝壳熔炼炉, 将成分为 Ti-44Al-8Nb-0.2W-0.2B-0.1Y(质量分数, %)的母合金制备成铸坯, 再经真空自耗电弧炉重复熔炼 3 次, 得到合金锭坯, 并在 1250 °C 对合金锭坯进行等温锻造。实施等温锻造工艺时, 首先将模具加热至锻造温度以上, 再将合金锭坯置于模腔中同时加热至锻造温

度, 并在低应变速率下施压至 80% 变形量, 再经线切割将合金样坯加工成横断面为 4.5 mm×2.5 mm, 标距为 20 mm 的工字型蠕变试样。

采用 2000[#] 砂纸将样品进行表面研磨, 采用 DX2700 型 X 射线衍射仪将研磨的原始样品进行测定。蠕变样品经机械研磨后, 使用 GWT504 型高温蠕变试验机测定不同条件的蠕变曲线。将原始样品和蠕变断裂后样品进行研磨和抛光并腐蚀, 然后使用 S-3400 型扫描电子显微镜(SEM)对样品进行组织形貌观察, 腐蚀液成分为 5mL HF+10 mL 浓 HNO₃+85 mL H₂O。通过双喷工艺制备透射样品, 并使用 TECNAI-G20 型透射电子显微镜(TEM)观察不同状态合金的组织形貌, 混合双喷液的成分为 160 mL 甲醇+75 mL 正丁醇+15 mL 高氯酸。

2 实验结果

2.1 合金的组织结构

不同状态高铌 TiAl 合金的组织形貌如图 1 所示。图 1(a)所示为铸态合金的组织形貌, 可见合

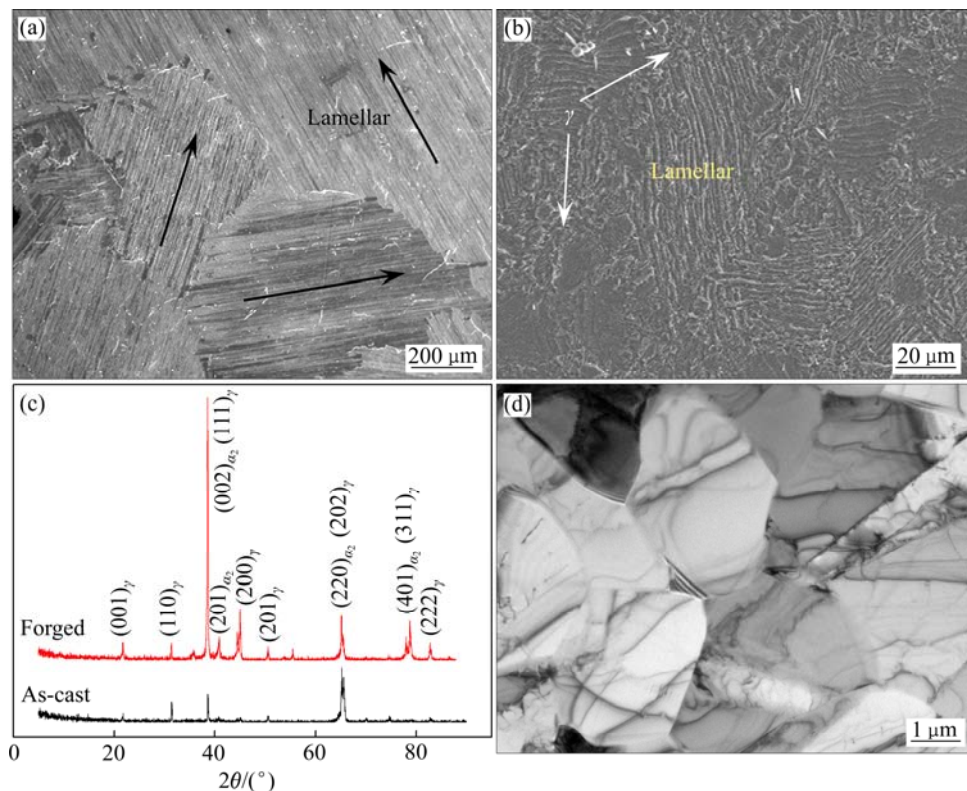


图 1 铸造态和锻造态高铌 TiAl 合金的组织形貌及 XRD 谱

Fig. 1 Microstructures and XRD patterns of as-cast and forged TiAl alloys with high Nb content: (a) SEM image, as-cast TiAl alloy with high Nb content; (b) SEM image, forged TiAl alloy with high Nb content; (c) XRD patterns; (d) TEM image, equiaxed γ grain region of forged alloy

金主要由层片晶团组成,层片晶团中交替排列的两相分别为 γ -TiAl及 α_2 -Ti₃Al^[16],不同层片晶团中不同取向的层片如图中黑色箭头所示。锻造态合金的组织形貌如图1(b)所示,其组织结构由不同取向的层片晶团和等轴 γ 晶粒构成。图1(c)所示为两种不同状态合金的XRD谱,测量铸造态合金的衍射峰半高宽,根据谢乐方程计算合金的平均晶粒尺寸:

$$d = \frac{K\lambda}{W \cos \theta} \quad (1)$$

式中: d 为晶粒尺寸; K 为Scherrer常数; λ 为X射线的波长,nm; W 为衍射峰半高宽; θ 为布拉格衍射角,Rad。

经计算得到铸造态高镍TiAl合金的平均层片晶团尺寸为507 μm 。由于锻造态合金为层片晶团与等轴晶的混合组织,通过XRD只能测量二者的平均尺寸。故取10个如图1(b)所示区域的SEM像,统计层片晶团的尺寸大小为56.7 μm 。取10个如图1(d)所示的等轴晶区域的TEM像,统计等轴晶的平均尺寸大小为4.7 μm 。可见,等温锻造可明显降低合金层片晶团的平均尺寸。

2.2 合金的蠕变性能

锻造态和铸造态高镍TiAl合金在800 $^{\circ}\text{C}$ 、220 MPa条件下的蠕变曲线如图2所示。由图2可见,经过锻造的高镍TiAl合金蠕变寿命减小,蠕变应变增加;表明锻造工艺提高了合金的高温塑性,但未能改善合金的高温蠕变性能。

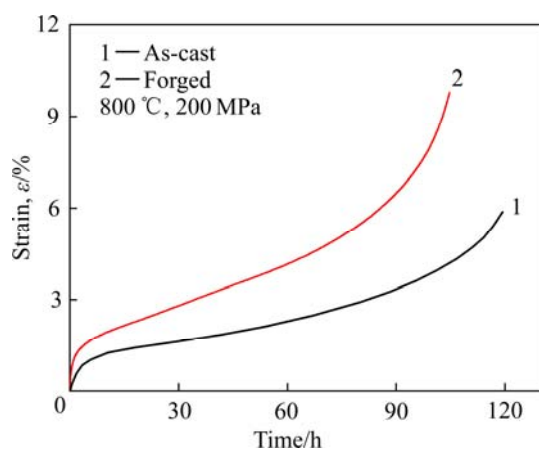


图2 铸造态和锻造态高镍TiAl合金在800 $^{\circ}\text{C}$ 、220 MPa条件下的蠕变曲线

Fig. 2 Creep curves of forged and as-cast TiAl alloy with high Nb content under conditions of 800 $^{\circ}\text{C}$ and 220 MPa

锻造态高镍TiAl合金在800 $^{\circ}\text{C}$ 分别施加200 MPa、220 MPa、240 MPa应力测定的蠕变曲线,如图3(a)所示。由图3(a)中曲线1可知,当施加应力为200 MPa时,合金在蠕变初期的应变较小,蠕变中期的平均应变速率测定为 $7.31 \times 10^{-8} \text{ s}^{-1}$,蠕变寿命为143 h。在施加220 MPa应力下,合金蠕变初期的应变增大,蠕变中期的平均应变速率测定为 $9 \times 10^{-8} \text{ s}^{-1}$,蠕变132 h发生断裂。而在施加240 MPa应力下,如图3(a)中曲线3所示,合金在蠕变中期的平均应变速率为 $1.3 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$,蠕变寿命仅为105 h。

锻造态高镍TiAl合金在800 $^{\circ}\text{C}$ 、820 $^{\circ}\text{C}$ 及840 $^{\circ}\text{C}$ 施加200 MPa测定的蠕变曲线如图3(b)所示。当施加温度为820 $^{\circ}\text{C}$ 时,合金在初始蠕变期间的应变较小,蠕变中期的平均应变速率测定为 $1.1 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$,测定的蠕变寿命是116 h。当温度提高到840 $^{\circ}\text{C}$,合金在初始蠕变期间的应变增大,蠕变中期的平均应变速率为 $1.33 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$,蠕变寿命

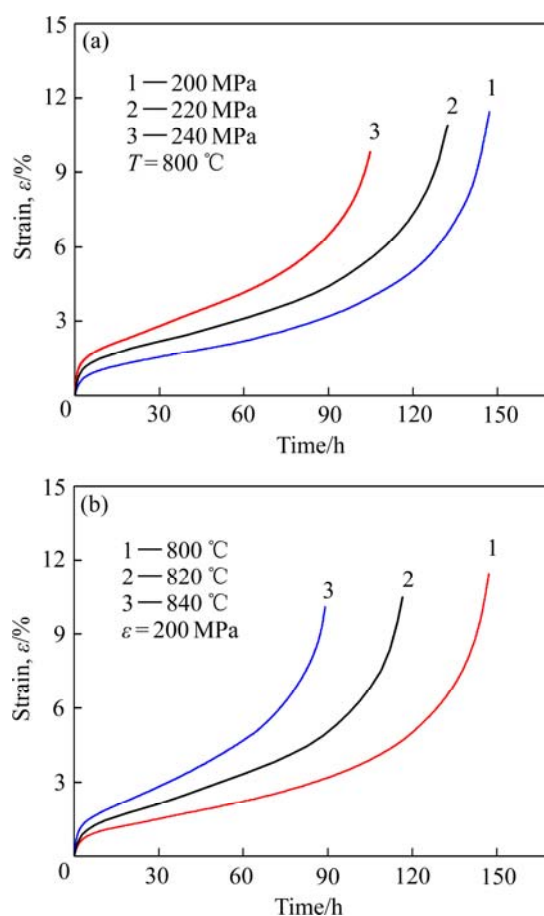


图3 锻造态合金在不同条件测定的蠕变曲线

Fig. 3 Creep curves of forged alloy under various conditions: (a) Applied different stresses at 800 $^{\circ}\text{C}$; (b) Applied stress of 200 MPa at different temperatures

降低至 88 h。

在高温条件下, 当锻造态高铌 TiAl 合金施加载荷时, 产生瞬时应变, 合金基体中激活大量位错; 随着蠕变进行, 位错密度增大, 其高密度位错阻碍位错运动的作用, 可降低合金的应变速率, 即产生形变硬化现象。随着蠕变进行, 热激活促使合金中位错发生滑移和攀移, 可持续增加合金的应变, 使合金进入蠕变中期阶段。在蠕变中期, 合金的应变速率服从 Dorn 定律^[17], 其表达式为

$$\dot{\epsilon}_{ss} = A\sigma_A^n \exp\left(-\frac{Q_a}{RT}\right) \quad (2)$$

式中: $\dot{\epsilon}_{ss}$ 为蠕变中期的平均应变速率; A 为与材料组织有关的常数; σ_A 为外加应力; n 为应力指数; R 为气体常数; T 为热力学温度; Q_a 为蠕变激活能。

在恒应力条件下简化式(1)可得

$$Q_a = -R \left(\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}_{ss}}{\partial T^{-1}} \right) \quad (3)$$

$$n = \frac{\ln \dot{\epsilon}_{ss1} - \ln \dot{\epsilon}_{ss2}}{\ln \sigma_1 - \ln \sigma_2} \quad (4)$$

根据图 3 中蠕变曲线数据及式(3)和(4), 在施加温度和应力范围内, 测算出锻造态合金蠕变中期平均应变速率与施加温度和应力之间的关系, 如图 4(a)和(b)所示。据此, 测算出该合金在蠕变中期的表观蠕变激活能与表观应力指数分别为 $Q=179.7$ kJ/mol 和 $n=3.11$ 。由此可定量表明, 合金在蠕变中期的变形机制是位错的滑移。

2.3 蠕变期间的变形特征

在 800 °C、220 MPa 条件下, 锻造态合金蠕变断裂后不同区域的组织形貌如图 5 所示, 施加应力方向和观察区域的示意图如图 5(a)所示。在合金不同区域呈现不同的变形特征, 如图 5(b)、(c)和(d)所示。在远离断口的区域 A, 合金中层片晶团仍由黑白相间的层片状 γ/α_2 两相组成, 且大部分层片状组织仍保持平直特征, 仅局部区域发生轻微弯曲变形, 如图 5(b)中区域 D 所示。层片晶团间仍为等轴 γ 晶组织, 如图 5(b)的区域 E 所示, 等轴 γ 晶组织的体积分数未见明显增加。

区域 B 的组织形貌示于图 5(c), 可以看出, 层片晶团的组织无明显变化, 但尺寸明显减小, 如图 5(c)中区域 F 所示。层片晶团间仍为等轴 γ 晶区域, 体

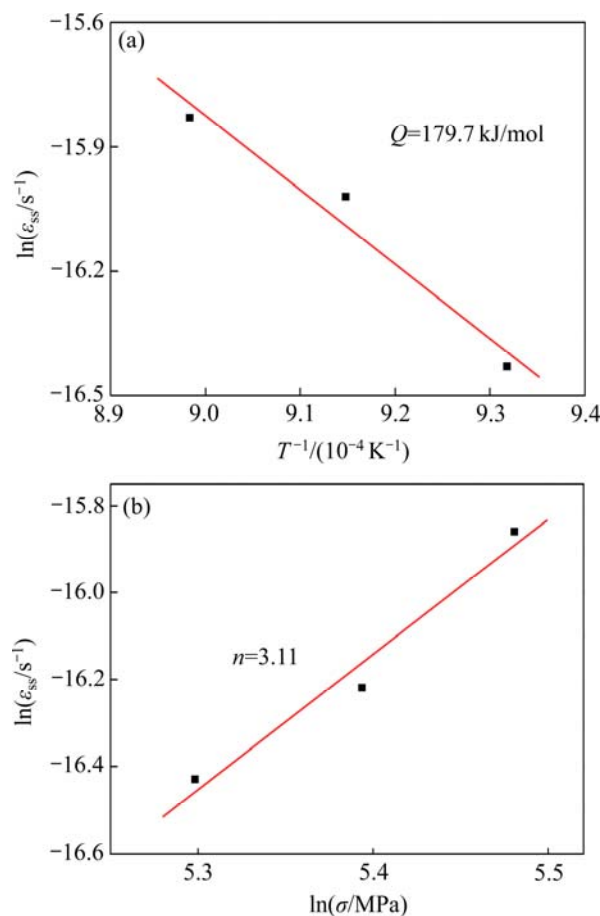


图 4 锻造态合金在近 800 °C 中期蠕变期间应变速率与施加温度、应力的关系

Fig. 4 Dependence of strain rates of forged alloy in middle period of creep on temperatures and stresses: (a) Strain rates-temperatures; (b) Strain rates-stresses

积分数明显增加, 如图 5(c)中白色方框所示。近断口区域 C 的组织形貌如图 5(d)所示, 可以看出, 部分晶粒中的层片状组织仍保持平直特征且相互平行, 其晶粒中层片状的取向如图 5(d)中白色长箭头所示。由于该区域的形变量较大, 区内层片组织已发生明显的弯曲变形, 层片团界内等轴晶组织的体积分数进一步增大, 表明蠕变已使合金的组织形貌发生明显变化。合金内存在较小尺寸的层片晶团, 如图 5(d)中黑色箭头所示。在动态再结晶的作用下, 等轴 γ 晶的数量增加且尺寸减小, 如图 5(d)中区域 G 所示。以上观察表明, 蠕变断裂样品中, 随观察点离断口距离减小, 层片晶团的变形量增加, 层片晶团边缘的组织转化为等轴 γ 晶, 使层片晶团的尺寸减小, 体积分数降低, 等轴 γ 晶的体积分数增大。

锻造态合金蠕变前的 TEM 形貌如图 6 所示, 可见锻造态合金由 γ/α_2 层片晶团和等轴 γ 晶组成,

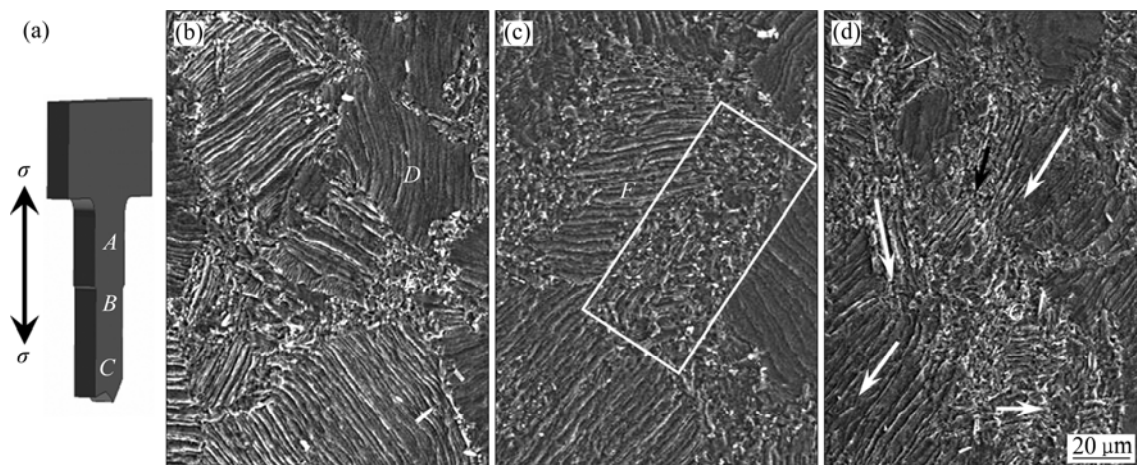


图 5 蠕变断裂后样品不同区域的组织形貌

Fig. 5 Microstructures in different regions of sample after creeping fracture: (a) Schematic diagram of marking observed regions; (b), SEM image, region A; (c) SEM image, region B; (d) SEM image, region C

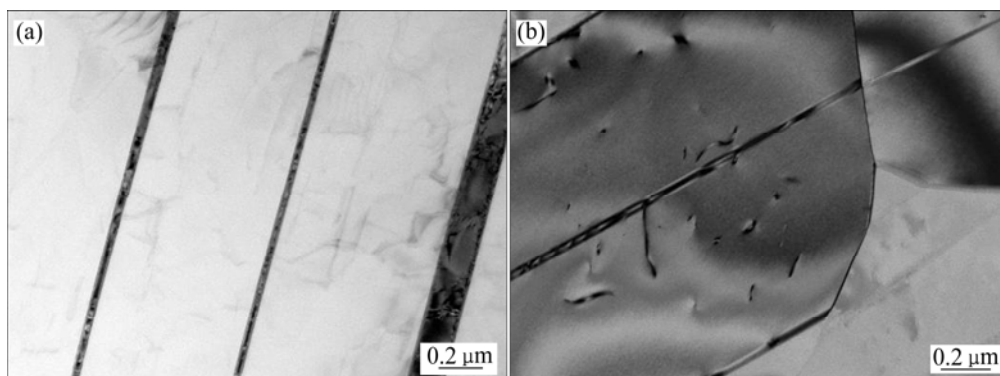


图 6 锻造态合金的组织形貌

Fig. 6 Microstructures of forged alloy: (a) Lamellar structure; (b) Equiaxed γ grain structure

与图 1 所示的组织形貌一致。图 6(a)所示为层片晶团的组织形貌, 亮色衬度为 γ 相, 暗色衬度为 α_2 相, 可见两相的层片宽度不同, 组织中位错密度较小。图 6(b)所示为等轴 γ 晶组织, 可见等轴 γ 晶中位错密度也较小, 且在等轴 γ 晶中存在孪晶。

该合金经 800 °C、220 MPa 蠕变 132 h 断裂后, 其微观变形特征的 TEM 观察如图 7 所示。图 7(a)所示为合金层片晶团区域的组织形貌, γ 相与 α_2 相交替排列如图 7(a)中标注所示。其中 γ 片层中的位错密度较高, 位错的形态及取向各异, 并在局部形成位错缠结, 如图 7(a)中区域 A 和区域 B 所示, α_2 片层中仅有少量位错。该样品的另一形貌示于图 7(a)左下角, 可见在 γ/α_2 界面有 U 型迹线特征, 为位错弓出的形态, 如图中黑色箭头所示, 可见位错由 γ/α_2 界面产生, 并在 γ 相中滑移; 部分位错交滑移使迹

线呈现具有近 90°折线特征, 如图中的白色箭头所示; 且大量位错在 γ 相中滑移和塞积, 可产生应力集中。以上观察表明, 蠕变期间位错主要在 γ 片层发生滑移、交滑移和剪切。

图 7(b)所示为合金等轴 γ 晶区域的组织形貌, 照片左侧的暗色组织和近水平方向的黑色组织为晶界。可见等轴 γ 晶区域位错密度较大, 且滑移位错的形态及取向各异, 呈现缠结的特征。当位错在等轴 γ 晶中滑移至晶界, 该位错可通过晶界, 剪切进入另一等轴 γ 晶, 如图 7(b)中的白色箭头所示。另外, 位错相互缠结形成位错胞, 如图 7(b)中黑色箭头所示, 位错胞在蠕变后期可演变为亚晶界, 这是合金发生动态再结晶的主要原因。

在近断口的另一局部区域, 由于形变量较大, 已有高密度位错剪切进入层状相, 如图 7(c)所示。

其中, 位错在 γ 层片中可发生滑移和交滑移, 并在相界面存在位错网, 如图 7(c) 中的白色方框所示, 其放大形貌示于照片的右下方。其位错列切入 γ 层片的形貌, 如图 7(c) 中白色箭头所示, 位错列中滑移位错的迹线方向相互平行。由于随高温蠕变时间延长, 合金中 γ/α_2 两相发生粗化, 使其两相形成半共格界面, 其半共格界面中形成的界面位错网, 如图 7(c) 中的区域 B, 其中, 照片左上方有滑移位错与位错网相邻。特别是有大量位错剪切该 γ 层片, 并在 γ 层片内形成位错缠结, 如图 7(c) 中黑色短箭头所示。分析认为, 随着蠕变进行, γ 相内位错缠结可发生束集, 形成亚晶, 使该区域成为具有较小尺寸的亚晶结构, 如图 7(b) 中区域 D、E 所示。在

亚晶 G、H 之间存在倾斜亚晶界, 在倾斜亚晶界的等倾条纹相互平行, 如图 7(c) 中黑色长箭头所示。

综上所述, 该合金蠕变过程中产生的大量位错可在 γ 层片和等轴 γ 晶中滑移和交滑移, 位错运动至相界或晶界受阻, 塞积于 γ 层片和等轴 γ 晶中, 可形成位错网或位错列。蠕变过程中, 滑移位错与相界和晶界相互作用, 可增加位错运动的阻力, 提高合金的抗蠕变性能。蠕变期间位错在 γ/α_2 两相中滑移相遇, 形成的位错网可促进位错的攀移。另外, α_2 片层仅有少量位错产生, 对合金的变形机制贡献可以忽略不计。

该合金经 800 °C、220 MPa 蠕变断裂后的位错组态如图 8 所示。经过鉴定, 图 8(a) 中位错较多的

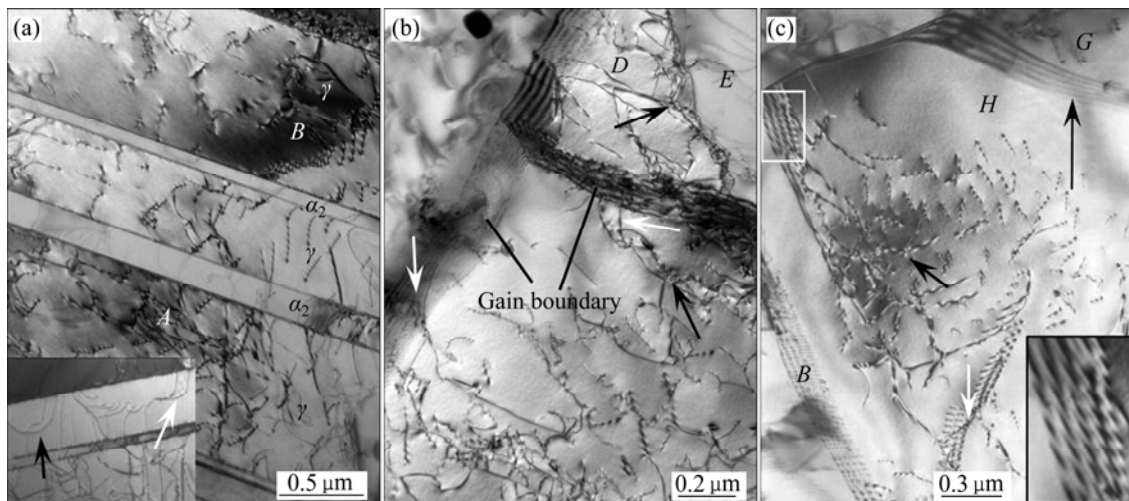


图 7 锻造态合金经 800 °C、220 MPa 蠕变断裂后的组织形貌

Fig. 7 Microstructures of forged alloy after crept up to fracture at 800 °C and 200 MPa: (a) Lamellar structure; (b) Dislocation tangles; (c) Dislocation network and dislocation column

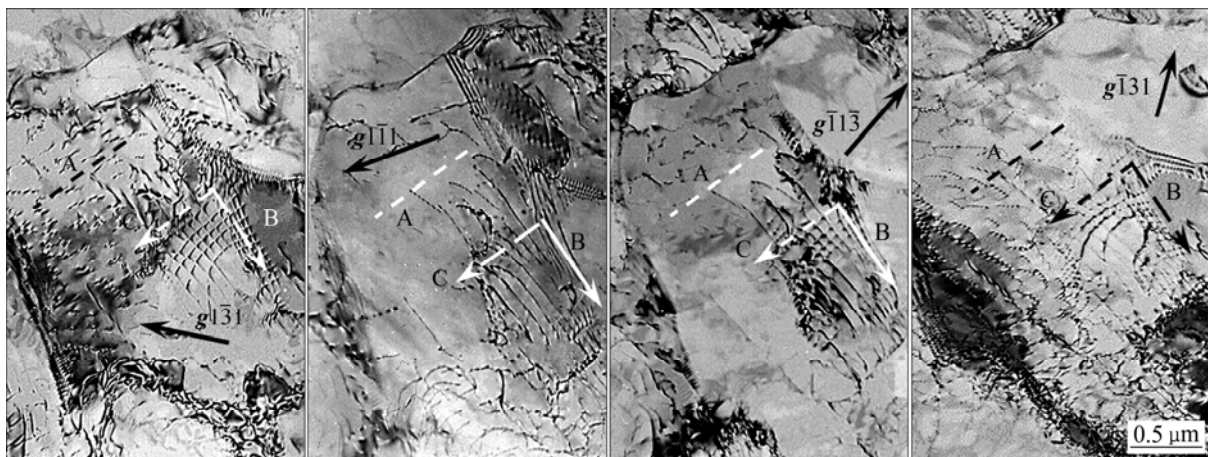


图 8 合金经 800 °C、220 MPa 蠕变断裂后不同衍射方向的位错组态

Fig. 8 Dislocation configuration of forged alloy after crept up to fracture at 800 °C and 200 MPa under different diffraction vectors: (a) $g=1\bar{3}1$; (b) $g=1\bar{1}1$; (c) $g=1\bar{1}3$; (d) $g=1\bar{3}1$

区域为 γ 相,图中左侧区域存在大量与黑色虚线平行的位错,标注为A,而位错B和位错C是两组相互垂直的位错网,且每组位错的迹线相互平行。当衍射矢量为 $g_{1\bar{3}1}$ 和 $g_{\bar{1}31}$ 时,位错A出现衬度,如图8(a)和(d)所示;当衍射矢量为 $g_{1\bar{1}1}$ 和 $g_{\bar{1}1\bar{3}}$ 时,位错A衬度消失,如图8(b)和(c)所示;根据位错不可见判据,确定位错A的柏氏矢量为 $b_A = g_{1\bar{1}1} \times g_{\bar{1}1\bar{3}} = a[\bar{1}10]$ 。由图8(a)可以看出,位错A的迹线与 $[1\bar{2}1]$ 方向平行,因此,确定出位错A的滑移面为 $b_A \times \mu_A = (111)$ 。

在图8(b)右侧互相垂直的两组位错中,实线箭头和虚线箭头所指方向的位错,分别记为位错B和位错C。当衍射矢量为 $g_{1\bar{3}1}$ 、 $g_{1\bar{1}1}$ 和 $g_{\bar{1}1\bar{3}}$ 时,位错B显示衬度,如图8(a)、(b)、(c)所示;当衍射矢量为 $g_{1\bar{3}1}$ 时,位错B失去衬度,其结果如图8(d)所示。由此可以确定出,位错B的柏氏矢量为 $b_B = a[101]$ 。由于位错B的线矢量为 $\mu_B = [\bar{1}12]$,因此可确定出位错B的滑移面为 $b_B \times \mu_B = (\bar{1}11)$ 。当衍射矢量为 $g_{1\bar{3}1}$ 时,位错B和C显示衬度,如图8(a)所示。当衍射矢量为 $g_{1\bar{1}1}$ 时,位错C失去衬度,如图8(b)所示,由此,确定出位错C的柏氏矢量为 $b_C = a[011]$ 。进一步,根据位错C的线矢量为 $\mu_C = [\bar{1}21]$,确定出位错C的滑移面为 $b_C \times \mu_C = (11\bar{1})$ 。组织观察表明,两组相互垂直的位错不在同一滑移面,故未发生位错。

2.4 裂纹的萌生与扩展

锻造态合金经800℃、220 MPa蠕变132 h断裂后,近断口区域裂纹沿晶界萌生与扩展的形貌如图9所示,图9(b)中白色双向箭头表示施加的应力方向。

随着蠕变进行,合金的应变进一步增大,并在等轴 γ 晶出现孔洞,如图9(a)中箭头所示,该形貌可视为蠕变期间裂纹萌生。样品近断口区域的组织形貌,如图9(b)所示。由于形变量较大,该区域层片组织已发生弯曲变形,如区域G所示。晶内垂直于应力轴方向的细小等轴 γ 晶,为蠕变后期发生的动态再结晶所致。特别是裂纹的萌生主要发生在等轴 γ 晶区域,与图9(a)相比,孔洞的数量增加,尺寸增大,如图9(b)中箭头所示。

随着蠕变进行,细小等轴晶区中孔洞数量进一步增多,孔洞之间相互连接与合并,可逐渐形成较大尺寸的孔洞,如图9(c)中倾斜长箭头所示。并且较大孔洞可向基体内部逐渐渗透,如图9(a)中白色圆圈所示。随着孔洞的相互连接可形成较大裂纹,当大尺寸裂纹继续扩展,超过临界尺寸,则合金失去蠕变抗力,进而发生合金的蠕变断裂^[25]。

3 分析与讨论

经过锻造工艺,铸造态合金由层片晶团构成的

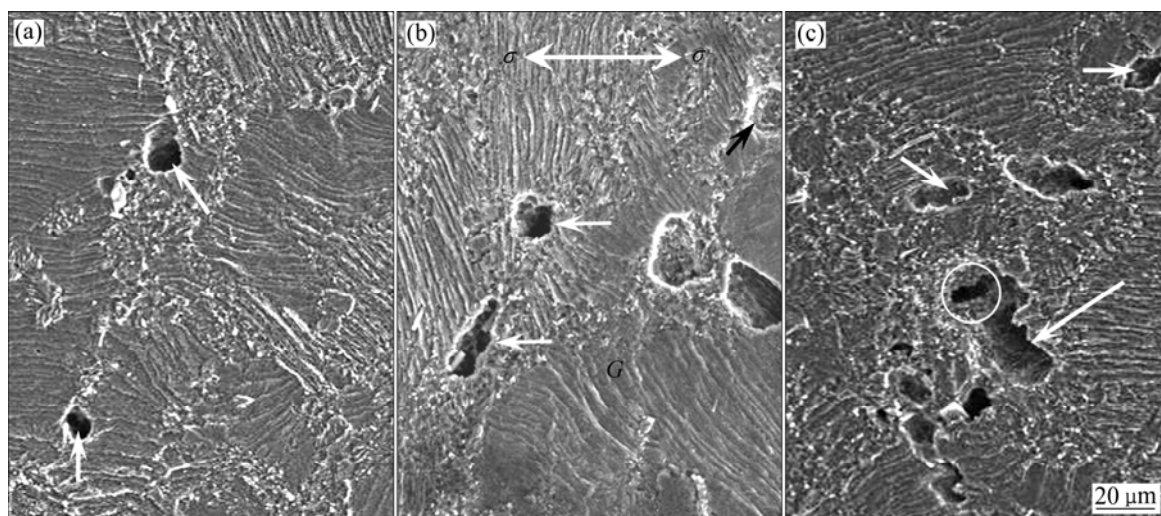


图9 锻造态合金经800℃、220 MPa蠕变断裂后裂纹沿晶界的萌生与扩展

Fig. 9 Initiation and propagation of micro-crack in forged alloy after crept up to fracture at 800℃ and 200 MPa: (a) Formation of cavity; (b) Growth of cavity; (c) Formation of crack

全层片组织转变为层片晶团和等轴 γ 晶共同构成的双态组织, 层片晶团尺寸明显减小。在施加温度和应力的范围内, 合金在蠕变期间的主要变形发生在 γ 片层和等轴 γ 晶中。随着蠕变进行, 合金中发生多系滑移, 其中, 柏氏矢量为 $[101]$ 的位错在 $(\bar{1}11)$ 面滑移, 而柏氏矢量为 $[011]$ 的位错和柏氏矢量为 $[011]$ 的位错在 $(11\bar{1})$ 面上滑移, 可形成位错网络。当高密度位错在 γ 片层中滑移和交滑移至晶界或相界受阻时, 可塞积于近晶界和相界区域, 形成位错缠结, 增加位错运动的阻力, 改善合金的蠕变抗力。另外, 形变位错与位错网相遇, 可因位错反应而改变其运动方向, 促进位错的攀移^[26]。

在蠕变过程中, 层片晶团边缘的层片组织在温度和应力的作用下转化为等轴 γ 晶组织。使 γ/α_2 层片晶团的体积分数减小, 等轴 γ 晶组织体积分数相应增加。此外, 等轴 γ 晶组织可通过动态再结晶进一步转化为细小的组织。由于 α_2 -Ti₃Al 相为强化相, γ/α_2 层片晶团的强度优于等轴 γ 晶组织, 因此该组织转变对合金的蠕变抗力产生不利的影响。而 γ 相的变形能力优于 α_2 相, 且随着蠕变的进行, 等轴 γ 晶组织中位错缠结形成亚结构, 进而促使动态再结晶进一步可发生, 使晶界数量增加, 晶界与位错的交互作用加剧, 从而提高合金的高温变形能力。

分析认为, γ 片层和等轴 γ 晶均为锻造态合金为蠕变过程中易发生破坏的组织结构; 但由于 γ/α_2 层片晶团中的 γ 片层受到 α_2 层片的强化作用, 孔洞和裂纹首先在等轴 γ 晶区域形成, 并长大和扩展, 直至合金的蠕变断裂。

4 结论

1) 经等温锻造后, 高铌 TiAl 合金的晶粒尺寸由 507 μm 减小到 56.7 μm , 组织结构由 γ/α_2 层片晶团和等轴 γ 晶组成。

2) 锻造态高铌 TiAl 合金在 800~840 $^{\circ}\text{C}$ 、200~240 MPa 蠕变期间的变形机制是位错在层片状 γ 相及等轴 γ 晶中的运动; 位错滑移至晶界、相界受阻, 可塞积在近界面区域, 形成位错列和位错缠结, 增加位错运动的阻力。蠕变期间, 等轴 γ 晶中的位错缠结可发生束集从而促进动态再结晶, 使等轴 γ 晶

进一步细化。

3) 柏氏矢量为 $[\bar{1}10]$ 和 $[101]$ 的位错分别在不同 $\{111\}$ 面滑移, 形成位错网; 在层片状 γ 相中的蠕变位错滑移至位错网, 与其发生反应, 从而改变原来的运动方向, 可促进位错攀移, 改善合金的蠕变抗力。

4) 蠕变后期, 孔洞首先出现在等轴 γ 晶区域, 并在该区域发生孔洞的聚集、长大以及裂纹的萌生与扩展, 直至蠕变断裂。这是合金在高温蠕变后期的变形与损伤机制。

REFERENCES

- [1] APPEL F, CLEMENS H, FISCHER F D. Modeling concepts for intermetallic titanium aluminides[J]. Progress in Materials Science, 2016, 81: 55-124.
- [2] KIM Y W, KIM S L. Advances in gammalloy materials-processes-application technology: Successes, dilemmas, and future[J]. JOM, 2018, 70: 553-560.
- [3] WANG W, Z W D, SUN Y L, et al. Microstructure, tensile, and creep behaviors of Ti-22Al-25Nb (at.%) orthorhombic alloy with equiaxed microstructure[J]. Materials, 2018, 11(7): 1-13.
- [4] 关 红, 邵清安, 汪大成, 等. TiAl 合金锻造工艺试验与验证[J]. 锻造与冲压, 2020(7): 23-28.
GUAN Hong, TAI Qing-an, WANG Da-cheng, et al. The forging process test and verification of TiAl alloy[J]. Forging & Metalforming, 2020(7): 23-28.
- [5] 张熹雯, 王红卫, 朱春雷, 等. C 含量对铸造 TiAl 合金组织和力学性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2020, 49(1): 138-146.
ZHANG Xi-wen, WANG Hong-wei, ZHU Chun-lei, et al. Effect of carbon content on microstructure and mechanical properties of cast TiAl alloys[J]. Rare Metal Materials And Engineering, 2020, 49(1): 138-146.
- [6] 项宏福, 李 惠, 王冀恒, 等. TiAl 基铸造合金的蠕变行为研究[J]. 热加工工艺, 2010, 39(5): 4-7.
XING Hong-fu, LI Hui, WANG Ji-heng, et al. Study on creep behavior of TiAl casting alloy[J]. Hot Working Technology, 2010, 39(5): 4-7.
- [7] 刘自成, 刘自成, 林均品, 等. 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.

- LIU Zi-cheng, LIU Zi-cheng, LIN Pin-jun, et al. The creep properties of high niobium containing TiAl alloy[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2002, 31(1): 31–36.
- [8] 周兰章, 郭建亭, LUPINC V, 等. Ti-47Al-2W-0.5Si 抗蠕变合金的高温力学行为和变形机制[J]. *金属学报*, 2001, 37(8): 785–790.
- ZHOU Lan-zhang, GUO Jian-ting, LUPINC V, et al. High-temperature mechanical behavior and deformation mechanism of Ti-47Al-2W-0.5Si creep-resistant alloy[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2001, 37(8): 785–790.
- [9] 林建国, 张永刚, 陈昌麒, 等. γ -TiAl 合金的显微组织对其蠕变性能的影响[J]. *北京航空航天大学学报*, 1998, 24(6): 3–5.
- LIN Jian-guo, ZHANG Yong-gang, CHEN Chang-qi, et al. Effects of the microstructure of γ -TiAl alloys on the creep behavior[J]. *Journal of Beijing University of Aeronautics and Astronautics*, 1998, 24(6): 3–5.
- [10] CUI N, KONG F T, WANG X P, et al. Microstructure evolution, hot workability, and mechanical properties of Ti-43Al-2Cr-2Mn-0.2Y alloy[J]. *Materials & Design*, 2016, 89: 1020–1027.
- [11] TETSUI T, SHINDO K, KOBAYASHI S, et al. Strengthening a high-strength TiAl alloy by hot-forging[J]. *Intermetallics*, 2003, 11(4): 299–306.
- [12] LIU C T, WRIGHT J L, DEEVI S C. Microstructures and properties of a hot-extruded TiAl containing no Cr[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2002, 329/330/331: 416–423.
- [13] WU Y, PARK Y W, PARK H S, et al. Microstructural development of indirect-extruded TiAl-Mn-Mo-C intermetallic alloys during aging[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2003, 347(1/2): 171–179.
- [14] LUO J G, ACOFF V L. Processing gamma-based TiAl sheet materials by cyclic cold roll bonding and annealing of elemental titanium and aluminum foils[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2006, 433(1/2): 334–342.
- [15] TIAN S G, WANG Q, YU H C, et al. Microstructure and creep behaviors of a high Nb-TiAl intermetallic compound based alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2014, 614: 338–346.
- [16] CHENG L, LI J S, XUE X Y, et al. Superplastic deformation mechanisms of high Nb containing TiAl alloy with (α_2 + γ) microstructure[J]. *Intermetallics*, 2016, 75: 62–71.
- [17] TIAN S G, LÜ X X, YU H C, et al. Creep behavior and deformation feature of TiAl-Nb alloy with various states at high temperature[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2016, 651(10): 490–498.

Creep and damage behavior of forged TiAl alloy with high Nb content at high temperature

ZHANG Shun-ke^{1,2}, TIAN Su-gui^{1,2}, TIAN Ning², LÜ Xiao-xia¹, JIAO Ze-hui³, JIN Fang-wei², LI De-yuan¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, China;

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

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

Abstract: The deformation and damage behavior of the forged TiAl alloy with high Nb content during creep were investigated by means of microstructure observation and creep properties measurement. The results show that the average grain size of the lamellar colony of as-cast TiAl alloy with high Nb content may diminish from 507 μm to 56.7 μm by isothermal forging technology. The deformation of forged alloy during creep mainly occurs in γ lamellar and equiaxed γ grain. The dislocations slipping to phases interfaces and grain boundaries are hindered for piling up, and the formation of dislocation tangle or dislocation sequence can increase the resistance of dislocation motion. Wherein, the dislocation tangles in the equiaxed γ grain can generate bundle aggregation to promote dynamic recrystallization and form fine sub-grain structure. The dislocations with burgers vectors of $[101]$ and $[011]$ slip on the $\{111\}$ planes to form the networks. When the creep dislocations in the lamellar γ phases move to the networks, they will interact with the dislocation networks, and change the original moving direction to promote the climbing of dislocations. In the latter stage of creep, the holes or cracks are firstly initiated in the equiaxed γ grain and propagated in this region until creeping fracture, which is the damage and fracture mechanism of alloy during creep at high temperature.

Key words: forged TiAl alloy with high Nb content; microstructure; creep; deformation mechanism; damage features

Foundation item: Project(QJHKYZ[2019] 163) supported by the Young Science and Technology Talent Development of Education Department of Guizhou Province, China; Project (QKHJC[2020]1Y198) supported by the Science and Technology Foundation of Guizhou Province, China; Project(BKHZ[2015]1) supported by the Coal and Phosphorus Chemical Engineering Technology Center of Bijie City, China; Project(QKHZ[2019]053) supported by the Characteristic Key Laboratory of University of Guizhou Province, China

Received date: 2020-07-08; **Accepted date:** 2021-08-13

Corresponding author: TIAN Su-gui; Tel: +86-13889121677; E-mail: tiansugui2003@163.com

(编辑 李艳红)