

# 温度对 $\gamma$ -TiAl 合金棒材拉伸性能与断裂机制的影响

罗媛媛, 杨海瑛, 尹雁飞, 毛小南

(西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

**摘要:** 本工作采用包套热挤压工艺制备了 Ti-44Al-3Ta-0.3(Cr,W) (at%) 棒材, 测试了室温~800 °C 的拉伸性能, 通过 SEM、XRD、TEM 等实验方法研究了棒材挤压态和热处理组织的断裂行为。结果表明, 合金的 2 种组织的屈服强度都随拉伸温度的提高而降低, 400~600 °C 的峰值应力值则随着温度的升高而提高, 挤压组织的极限应变值整体略高于热处理的极限应变值。合金的脆性-韧性转变 (BDT) 温度在 800 °C 附近。挤压态组织的断裂主要由穿层和沿层的混合断裂模式控制, 断口表面还存在二次裂纹。拉伸温度对 2 种组织内的晶团尺寸、片层厚度、孪晶以及相变均有影响。

**关键词:** TiAl 基高温合金; 拉伸性能; 微观组织; 孪晶

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)10-3716-06

随着航空发动机技术的不断发展, TiAl 基合金因低密度、高比模量、高温比强度、抗高温蠕变、抗高温氧化性能优异等特点, 尤其是在 600~800 °C, 其强度超过所有传统材料, 有望取代 Ni 基超合金, 成为航空航天高温结构件的理想材料<sup>[1]</sup>。由于很难获得 TiAl 合金的抗高温氧化, 高温强度, 塑性和断裂韧性等这些性能的最佳匹配, 因此限制了该合金的广泛应用。因此, 越来越多的研究者关注着 TiAl 合金的高温性能。

TiAl 合金的  $\gamma/\alpha_2$  粗片层有利于抗高温氧化和断裂韧性, 但是粗片层对塑性不利, 例如室温时铸态合金的塑性基本为 0; 而通过热机械处理获得的双态和等轴细晶结构具有良好的塑性, 但抗氧化性能和断裂韧性较低, 原因在于  $\alpha_2$  含量低, 细片层不稳定, 因此很难获得各项机械性能的最佳匹配<sup>[2]</sup>。通过控制组织, 可有效提高 TiAl 合金的高温性能, 而其高温性能与片层间距、晶团尺寸和晶界结构等密切相关。Leitner<sup>[3]</sup> 研究发现 4 种不同晶粒尺寸, 体积分数, 晶界结构的合金中, 其断裂机制主要由界面结构和界面上的相排列决定。Voisin<sup>[4]</sup> 在 Ti-48Al-2W-0.08B 合金的拉伸试验中发现,  $\gamma$  晶粒和  $\gamma$  片层中的有序位错和孪晶, 其通过原位 TEM 发现  $\gamma/\alpha_2$  片层界面处发射位错, 并穿过片层运动。Zhao<sup>[5]</sup> 研究了等温和循环热暴露后的组织与拉伸性能, 发现层片界面的破坏,  $\alpha_2$  相的断裂和相邻  $\gamma$  层片的合并导致了层片的粗化, 并使合金的拉伸性能降低。曹小平等<sup>[6]</sup> 研究发现 Ti-44Al-4Nb-4V-0.3Mo-Y 合金在 800 °C 高温拉伸变形时, 片层组织合金中  $\alpha_2/\gamma$

片层大幅减少, 而  $\beta$  相增多, 推测其发生了 cellular 反应,  $\alpha_2+\gamma\rightarrow\beta+\gamma$ 。在拉伸过程中组织演变的主要原因是  $\gamma$  晶粒和  $\gamma$  板条的动态再结晶。然而刘先锋等人<sup>[7]</sup> 发现: 时效处理可以有效地消除合金的内应力, 使得晶界处的畸变能释放, 并提高动态再结晶发生阈值,  $\beta$  ( $B_2$ ) 相中逐渐析出  $\gamma$  相, 降低该相的体积分数, 提高该合金的高温抗拉强度。Xu 等<sup>[8]</sup> 认为 TiAl 合金在高温拉伸下的优异的力学性能是由于  $\gamma$  片层中的变形过程中微孪晶和位错块的形成。上述研究表明界面结构、相变、微孪晶等因素都会影响合金的高温性能, 但目前 TiAl 高温拉伸的测试温度区域的选取太窄, 上述很难覆盖合金的常规使用温区 (室温~800 °C), 为了更好的了解实际使用过程中该类合金从室温至高温过程中, 温度与应力加载下的合金的微观组织与性能的变化规律, 本工作以西北有色金属研究院自主开发的 Ti-44Al-3Ta-0.3(Cr,W) (at%) 合金为研究对象, 深入研究该合金挤压组织和热处理组织从室温~800 °C 的拉伸性能、高温断裂行为及微裂纹的萌生机制, 对 TiAl 合金的工程应用方面具有重要意义。

## 1 实验

采用的 TiAl 基合金名义成分为: Ti-44Al-3Ta-0.3(Cr,W) (at%), 经 3 次真空自耗电弧炉熔炼制备出合金的铸锭。铸锭进行包套挤压, 去除包套得到  $\Phi 55$  mm  $\times$  900 mm 棒材。对部分棒材进行三重热处理, 最终冷却方式为空冷。未进行热处理的圆棒组织为挤压组织,

收稿日期: 2021-10-16

基金项目: 陕西省重点研发计划 (2020GY-284); 陕西省重点产业链 (2020ZDLGY01-08)

作者简介: 罗媛媛, 女, 1980 年生, 博士, 教授, 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016, E-mail: grass8180@163.com

进行三重热处理后的圆棒组织为热处理 (HT) 组织。选用挤压圆棒中间部分, 进行组织观察与拉伸性能测试。观察的组织样品截取自圆棒横断面的  $1/2R$  处; 拉伸试样从圆棒横断面的  $1/2R$  处取样, 同时切取  $\Phi 13 \text{ mm} \times 70 \text{ mm}$  的圆柱形试样, 再机加工成  $M12 \text{ mm} \times 65 \text{ mm}$  的标准拉伸试样, 测试 2 种不同状态样品的拉伸性能, 试验温度: 室温, 400, 600, 800  $^{\circ}\text{C}$ 。室温样品的拉伸速率为: 1 mm/min, 高温拉伸速率为: 0.16 mm/min, 按照国家标准 GB/T228.1 与 GB228.2 的要求分别在万能试验机 1185 和 5205 上进行拉伸。断口形貌观察采用 JSM-6460 钨灯丝扫描电子显微镜 (SEM) 观察。沿着拉伸轴方向将试样线切割均分为二, 制备 SEM 试样, 样品表面采用 500#粗砂纸与 900#细砂纸以及绒面的抛光布打磨, 采用 HF:HNO<sub>3</sub>:H<sub>2</sub>O 体积比为 1:3:8 的腐蚀剂, 腐蚀试样抛光面。样品断口形貌和晶界特征分析在 JSM-6700 型 BSE 上进行。透射电镜样品线切割至厚度为 0.3 mm, 然后手工打磨至 0.03~0.05 mm, 配制合适的溶液, 采用双喷减薄的方法获得透射电镜样品, 在 JEM-200GX 型透射电子显微镜上观察拉伸后的样品组织内部微观结构及形态。

## 2 结果与讨论

### 2.1 挤压态与热处理态组织、结构

图 1 为挤压态和热处理态的 Ti-44Al-3Ta-0.3(Cr,W) 合金的微观组织形貌。图 1a 显示该合金的挤压态组织由等轴的  $\gamma$  晶、白色  $\beta$  相和被拉长的片层  $\gamma/\alpha_2$  晶团组成。其中  $\beta$  相以不规则的团状存在于片层晶团的界面, 或者以片状或团状存在于  $\gamma/\alpha_2$  片层之间。再结晶晶粒尺寸为 10  $\mu\text{m}$  左右, 其内部析出部分二次细片层。图 1b 显示了三重热处理的合金组织 (热处理态组织), 主要由大尺寸的  $\gamma/\alpha_2$  片层晶团, 少量晶界  $\beta$  组成。全片层的晶团长度和宽度均大于近片层组织。对比图 1、XRD 结果和相图发现,  $\beta$  相因热处理后缓慢冷却过程中发生了  $\beta \rightarrow \alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma$  相变, 从而导致  $\beta$  相的数量减少, 晶团尺寸大小均匀。由于室温  $\beta$  相会降低室温塑性<sup>[9]</sup>, 等轴  $\gamma$  晶降低合金的高温蠕变寿命。因此通过适当的热处理, 消除部分等轴  $\gamma$  晶和室温  $\beta$  相, 形成全层片组织, 有利于合金的长期使用寿命的提高。

### 2.2 测试温度对合金的拉伸性能的影响

图 2 为挤压态和热处理态合金的室温~800  $^{\circ}\text{C}$  的拉伸性能曲线。室温拉伸时, 2 种组织的室温拉伸曲线如图 2a 所示, 挤压态组织的最大应变值为 4.5%, 最大应力值为 820 MPa; 热处理态组织的最大应变值为 3.7%, 最大应力值为 650 MPa。室温拉伸均未见明显屈服。随着测试温度的增加, 在 400 和 600  $^{\circ}\text{C}$ , 挤压态合金样

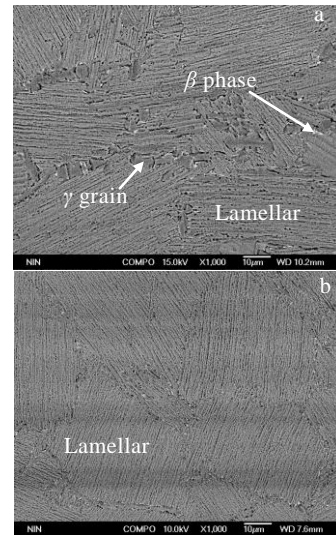


图 1 挤压态和热处理态 Ti-44Al-3Ta-0.3(Cr, W)合金的微观组织  
Fig.1 Microstructures of TiAl-3Ta-0.3(Cr, W) alloy: (a) as-extruded and (b) heat-treatment

品的应力明显提高, 在应变 2.5%时, 分别为 667 和 700 MPa, 在 800  $^{\circ}\text{C}$ 时, 强度有所下降, 但在应变 2.5%时, 应力仍达到 570 MPa。图 2c 为热处理态合金的拉伸应力-应变曲线, 随着测试温度的增加, 在 400 和 600  $^{\circ}\text{C}$ , 样品的应力在增加, 在应变 2.5%时, 分别为 604 和 705 MPa, 但是至 800  $^{\circ}\text{C}$ 时, 应力值有所下降, 在应变 2.5%时, 应力仍为 491 MPa。即 2 种状态合金的拉伸应力都随着测试温度的升高而增大, 随后逐渐减小, 这与 Ti-48Al-2W-0.08B 合金的拉伸应力随着拉伸温度的升高而降低的研究结果不同。图 2d 为不同温度下瞬态拉伸强度的增幅 ( $\Delta = \sigma_{600\text{ }^{\circ}\text{C}} - \sigma_{400\text{ }^{\circ}\text{C}}$ ) 与降幅 ( $\Delta = \sigma_{600\text{ }^{\circ}\text{C}} - \sigma_{800\text{ }^{\circ}\text{C}}$ ), 取拉伸曲线的瞬态拉伸应力值与高 200  $^{\circ}\text{C}$  的另一个曲线的瞬态拉伸应力值, 即  $\Delta = \sigma_T - \sigma_{T+200}$  (增幅) 或  $\Delta = \sigma_T - \sigma_{T+200}$  (降幅), 从图中可以看出, 400~600  $^{\circ}\text{C}$ , 温度升高, 应变增加, 增幅  $\Delta$  基本呈逐渐增加趋势 (应变在 2.5 时略有降低可忽略); 600~800  $^{\circ}\text{C}$ , 温度升高, 应变增加, 应力降幅明显 ( $\Delta = \sigma_{600\text{ }^{\circ}\text{C}} - \sigma_{800\text{ }^{\circ}\text{C}}$ ), 而热处理态的降幅同样高于挤压态。

本研究 2 种状态合金的屈服强度基本满足随着测试温度的提高而降低 (如图 2e 所示), 挤压态组织的屈服应力明显高于退火态组织, 这是因为挤压态组织中存在大量的  $\gamma$  相, 而  $\gamma$  相中存在大量的滑移系。本研究合金在不同测试温度下都比 CTI-8 合金的屈服强度高, 但都比 TNM 合金的低。原因在于  $\alpha_2/\beta/\gamma$  混合组织的合金中的细小  $\beta$  相具有明显的弥散强化效果<sup>[10]</sup>。此外, 相同的应变速率下, 合金 800  $^{\circ}\text{C}$  的最大应力值

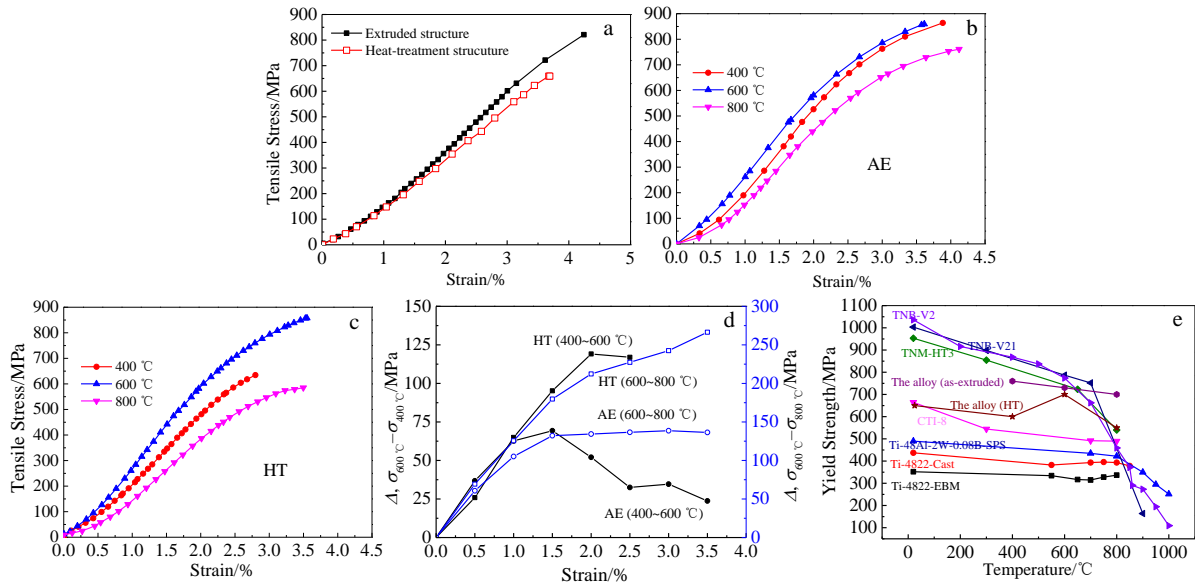


图 2 2 种状态合金的拉伸性能曲线

Fig.2 Tensile properties curves of as-extruded and heat-treated alloys: (a) tensile stress-strain curves at room temperature; after extrusion (b) and heat-treatment (c) from 400 °C to 800 °C; (d) increase and decrease of transient tensile strength at different temperatures; (e) variation of yield strength with temperature of different TiAl alloys referred in Ref.[4]

减小，而最大应变值有所增加，说明该合金的韧脆转变点（BDT）在 800 °C 附近。值得注意的是合金在 600 °C 时热处理态组织的拉伸应力值与挤压态组织的拉伸应力值相当，2 种微观组织的影响效应在 600 °C 达到了一定平衡，说明高温变形可抵消部分组织差异对性能的影响。

### 2.3 测试温度对合金的断裂行为的影响

图 3 是挤压态和热处理组织样品经过 400, 600 和 800 °C 拉伸后的样品断口形貌。2 种组织的样品宏观断口基本均无明显颈缩，呈脆性断裂。挤压态组织 400~800 °C 时宏观断口均从边部起裂，向心部扩展。400 °C 时，片层晶团尺寸增加，片层厚度增加，仍然以穿层和沿层裂纹为主（图 3a）；至 600 °C 时，除了穿层和沿层裂纹外，有明显的小平面出现（图 3b），呈沿晶开裂特征；至 800 °C 时，除了较多的二次裂纹，撕裂棱更深，变为深凹，约为 10 个片层厚度，沿晶开裂特征明显（图 3c）。热处理态组织 400 °C 时（图 3d），宏观断口从边部起裂，向心部扩展，因此心部呈凸起形貌，说明组织被拉伸，延长，而组织内出现较多的沿晶开裂的小平面。至 600 °C 时（图 3e），宏观断口上小平面的数量明显增加，宏观断口高低起伏不明显，说明晶粒被拉长的程度未增加。至 800 °C 时（图 3f），断口还是从试样的边部起裂，扩展至心部，裂纹以沿晶、穿层和沿层为主。值得注意的是组织内的小平面内部出现梯度断面，这与平面滑移有关<sup>[11,12]</sup>，本研究

推测拉伸温度提高，层片间的位错环或其他面缺陷（层错等）的移动受到阻碍，引起断裂，这在透射电镜组织中将会得到证实。此外，断口中的二次裂纹优先在挤压态组织的晶界处出现，意味着晶界处的热激活得到了释放，其形成与位错交滑移和孪晶变形有关<sup>[13]</sup>。本研究合金在 800 °C 附近的断口中未发现明显的塑性变形的韧窝出现，因此拉伸曲线出现的强度降低，塑性略有提高的现象仍然未得到合理解释。

综上所述，挤压态组织的开裂多以穿层裂纹和沿层裂纹为主，二次裂纹较多；而热处理组织的开裂多以沿晶，穿层和沿层裂纹为主，并且随着温度的提高，沿晶裂纹逐渐增多。

图 4 所示为合金经过 800 °C 拉伸后，挤压态和热处理组织样品沿拉伸方向的剖面组织，可从剖面组织中详细研究 2 种类型组织的微裂纹形核位置。拉伸温度至 800 °C 后（图 4a），挤压态组织中沿层裂纹较多，这是因为温度升高，组织内的孪晶数量减少，导致穿层裂纹减少。热处理组织中微裂纹多在层片间形核（图 4b），这是因为拉应力条件下，层片间的结合最为薄弱，而  $\alpha_2/\gamma$  界面不是低韧性界面， $\gamma$  相才是层状结构的薄弱环节<sup>[14]</sup>，所以优先形成微裂纹。热处理组织中的界面（层片间与晶界）裂纹较多，多穿层或沿晶扩展，推测可能是因为热处理后的组织晶团尺寸较大，拉伸温度升高，部分片层溶解、粗化，导致晶界处或层片间的位错增加，容易发生穿层或沿晶扩展。此外，

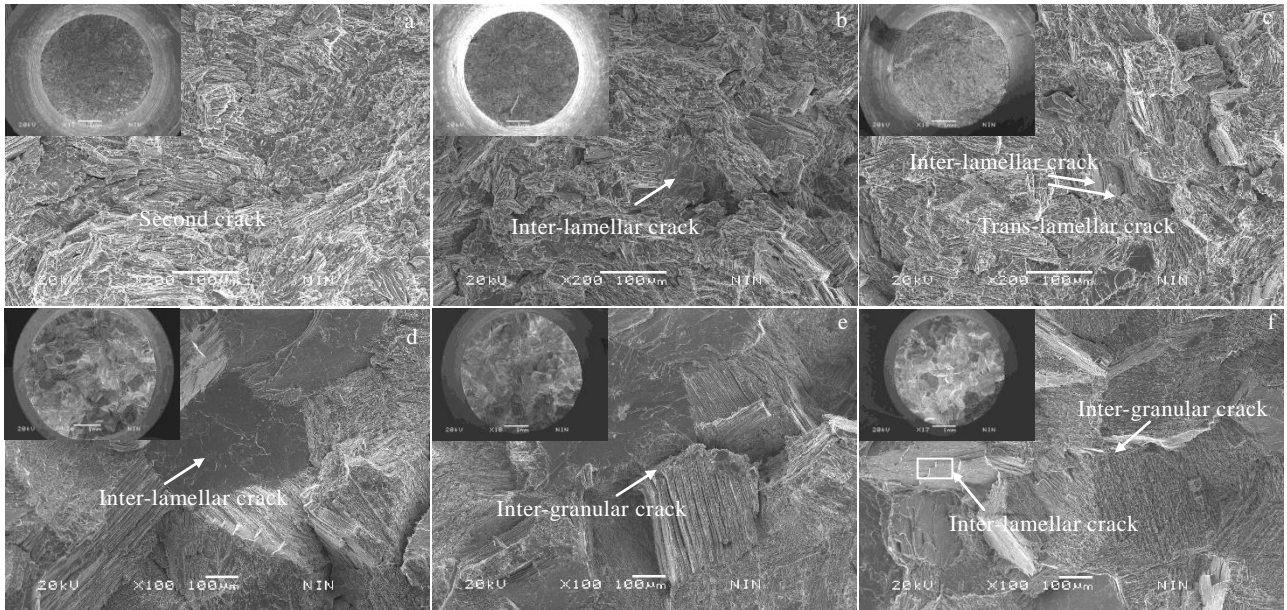


图 3 挤压态和热处理组织在不同拉伸温度下的断口形貌

Fig.3 SEM fracture morphologies of as-extruded (a~c) and heat-treated (d~f) alloys after tensile at 400 °C (a, d), 600 °C (b, e), and 800 °C (c, f)

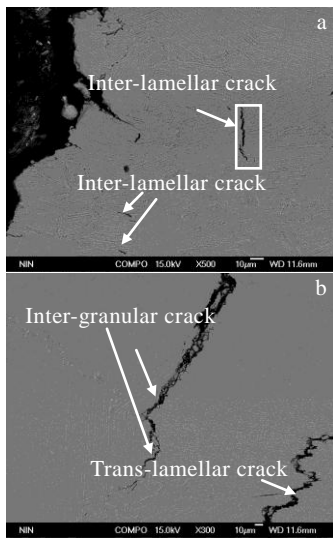


图 4 挤压态和热处理态合金 800 °C 拉伸后的 COMPO 剖面形貌  
Fig.4 BSE images of the fracture structures of as-extruded (a) and heat-treated (b) alloys at 800 °C (the horizontal direction in the figure is the tensile direction)

从多张拍摄的图片分析，2 种组织中，晶界处的  $\beta$  (B2) 附近未见明显的微裂纹，可见  $\beta$  (B2) 属于韧性相。

### 2.4 测试温度对合金组织微裂纹形核机制的影响

图 5 为挤压态合金经过拉伸，发生塑性变形、断裂后的 TEM 像。挤压态组织试样的 400 °C 拉伸组织中，层错、孪晶较多（图 5a），片层组织中的  $\gamma$  片开

始不连续粗化，至 600 °C 时（图 5b），相邻的片层逐渐溶解，显然  $\alpha_2 \rightarrow \gamma$  的相变反应使片层不规则粗化。800 °C 时（图 5c），孪晶逐渐消失，片层的界面消融，仍可见隐约的片层痕迹，说明提高温度，组织中的 2 个晶团的晶界处的  $\alpha_2$  片层最先以逐步变薄的方式溶解，位置上残留着相界和位错阵列（图 5c 箭头所示）。因此推断：在载荷与温度逐渐增加时，位错开始移动，其在相界附近塞积，逐渐升高的位错密度促使相邻的  $\alpha_2$  相逐渐相变，生成  $\gamma$  相， $\gamma$  片层在高温和拉应力作用下，合并逐渐粗化，转化为  $\alpha$  相，相界呈不规则侵蚀状， $\gamma$  相中的位错穿过相界，使集中的应力被释放，拉伸进入开裂阶段。

在 400 °C 拉伸组织中（图 5a），不规则分布的微孪晶多形成于粗  $\gamma$  片层，垂直于片层界面，呈台阶状。在孪晶的周围有尺寸较大的位错团。位错容易在界面上大量堆积，粗大的片层组织中更容易在应力状态下出现大量的孪晶<sup>[15]</sup>。而高密度孪晶可有效地阻碍位错的运动<sup>[16]</sup>。位错与孪晶的交互作用有 2 种可能结果：

（1）晶体取向的改变有利于位错滑移，因此孪晶使得位错滑移容易发生，进一步促进塑性变形，有利于合金塑性提高<sup>[17]</sup>。（2）孪晶改变了位向，不利于位错滑移，因此孪晶成为位错运动的障碍或者促使发生位错分解，形成位错团，阻碍位错运动。位错团有利于 TiAl 合金强度的增加<sup>[8,18]</sup>，位错团和孪晶并不是引起应力集中的原因，它能有效实现 TiAl 合金的强化和增



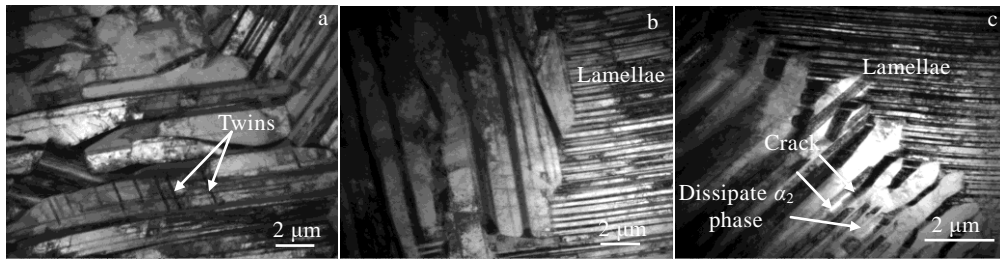


图 5 挤压态合金经不同温度拉伸的 TEM 像

Fig.5 TEM images of as-extruded alloy after tensile at 400 °C (a), 600 °C (b), and 800 °C (c)

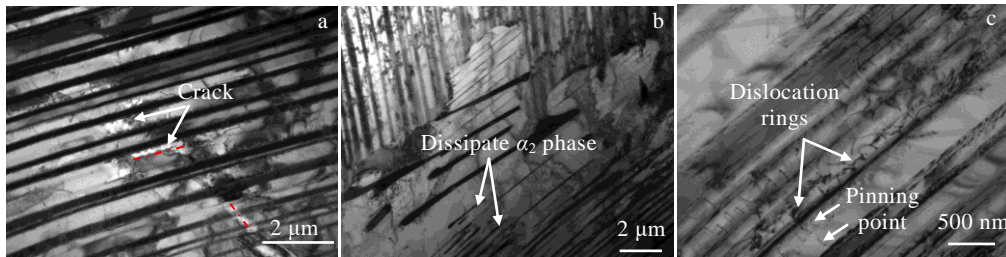


图 6 热处理合金组织经不同温度拉伸的 TEM 像

Fig.6 TEM images of heat-treated alloy after tensile at 400 °C (a), 600 °C (b), and 800 °C (c)

塑<sup>[8]</sup>。但是结合本研究的拉伸结果来看，随着温度升高，变形组织内孪晶的数量呈现出逐渐减少的趋势，但合金的拉伸屈服强度降低，塑性提高，显然孪晶降低了本研究合金的强度，增加了塑性，显然本研究更倾向于前一种。在拉伸应力作用下，TiAl 合金的  $\gamma/\gamma$  晶界处容易萌生微裂纹，微裂纹的萌生与孪生变形有关。孪生切变容易导致其与  $\gamma/\gamma$  晶界相交的区域产生一定的拉应力，如果该区域的集中的应力难以通过邻近晶粒的相互协调变形消除，那么就可能导致该区域微裂纹的产生<sup>[19]</sup>。结合图 4 分析可知：拉伸温度升高，挤压态组织内的孪晶数量减少，片层不规则粗化，位错沿片层界面聚集，所以沿层裂纹增多。

图 6 所示为热处理态合金组织在 400~800 °C 拉伸后的 TEM 像。组织的 TEM 像中均未发现变形孪晶，说明热处理可消除组织中的变形孪晶。400 °C 拉伸组织中（图 6a），粗  $\gamma$  片层与  $\alpha_2$  排列有序，相界有明显的钉扎现象，位错缠绕，堆积，沿  $\gamma/\alpha_2$  相界微裂纹形核（图 6a 箭头所示）。温度提高至 600 °C 时（图 6b），晶界上的变化和双态组织类似，锯齿状晶界附近的部分细片层（ $\alpha_2$ ）消失不见，发生  $\alpha_2 \rightarrow \gamma$  相的转变， $\gamma$  片层粗化。而 800 °C 时（图 6c），粗  $\gamma$  片中存在大量的位错线，相邻的片层相界上一边堆积大量位错环，另一边存在大量的位错运动后留下的钉扎点，相界模糊，部分  $\gamma$  又转变为基体  $\alpha$  相， $\gamma$  相数量减少，这也是 800 °C 合金强度降低的原因。

2 种组织在 600 和 800 °C 高温变形时，都发现了  $\alpha_2$  相溶解，而 400 °C 则未发现该现象，这说明 TiAl 合金的  $\alpha_2$  相溶解与拉伸温度的升高有关。Zhang 等人<sup>[20]</sup>在 Ti-44Al-8Nb-0.2W-0.2B-0.1Y 合金 900 °C 高温拉伸断口中也发现了  $\alpha_2$  相溶解的现象，其认为  $\alpha_2$  相溶解，粗化  $\gamma$  和  $\gamma/\gamma$  相界的消失，都会增加  $\gamma$  相的体积分数，提高 TiAl 合金的高温塑性。这也能解释 600 °C 拉伸合金的强度和塑性都提高的原因。

综上所述：随拉伸温度的升高，挤压态组织内的位错开始运动，孪晶慢慢减少，分解的位错团在相界附近塞积，达到一定程度，促使相邻的过饱和的  $\alpha_2$  相发生一定的相变，并生成  $\gamma$  相，相邻的  $\gamma$  片层合并，粗化，位错运动，温度升高后，800 °C 左右导致部分  $\gamma$  片层相变，其数量减少，合金强度迅速降低，原来的相界呈侵蚀状，容易促使  $\gamma$  相中位错迅速穿过，促使集中的应力被释放。热处理组织与近片层组织受到拉伸温度的影响趋势基本相同，仅其没有孪晶的影响。

### 3 结 论

1) 2 种组织合金的拉伸应力值都随着测试温度的提高而增大随后逐渐减小，而屈服强度随着测试温度的提高而降低，挤压态组织的屈服应力明显高于退火态组织。

2) 挤压态组织合金拉伸过程中随着温度的提高，穿层裂纹和沿层裂纹增多；而热处理合金组织的开裂

多以沿晶, 穿层和沿层裂纹为主, 随着温度的提高, 沿晶裂纹逐渐增多。

3) 拉伸温度升高, 挤压态合金组织内片层粗化, 位错运动、孪晶以及  $\alpha_2$  相变相互作用; 热处理合金组织内存在片层粗化, 位错运动及  $\alpha_2$  相变的互相影响。

4) 挤压态合金组织内的孪晶数量随拉伸温度的升高而减少,  $\alpha_2$  相随拉伸温度的升高而溶解,  $\gamma$  相发生高温相变。

#### 参考文献 References

- [1] Clemens H, Mayer S. *Adv Eng Mater*[J], 2013, 15(4): 191
- [2] Nazarova T I, Imaev V M, Imaev R M *et al. Phys Met Metallogr*[J], 2016, 117(10): 1038
- [3] Leitner T, Schloffer M, Mayer S *et al. Intermetallics*[J], 2014, 53: 1
- [4] Voisin T, Monchoux J P, Thomas M *et al. Metal Mater Trans A*[J], 2016, 47(12): 6097
- [5] Zhao W Y, Pei Y L, Zhang D H *et al. Intermetallics*[J], 2011, 19(3): 429
- [6] Cao Xiaoping(曹小平), Zhang Shuling(张树玲), Zhang Changjiang(张长江) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(7): 2346
- [7] Liu Xianfeng(刘先锋), Liu Dong(刘冬), Liu Renci(刘仁慈) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2020, 56(7): 979
- [8] Xu X S, Ding H S, Huang H T *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2021, 807: 140 902
- [9] Zhu B, Xue X Y, Kou H C *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2018, 729: 86
- [10] Cho K, Kawabata H, Hayashi T *et al. Addit Manuf*[J], 2021, 46: 102 091
- [11] Jiang H, Garcia-Pastor F A, Hu D *et al. Acta Materialia*[J], 2009, 57(5): 1357
- [12] Youssef S S, Zheng X D, Qi M *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2021, 819: 141 513
- [13] Imayev V M, Ganeev A A, Trofimov D M *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2021, 817(6): 141 388
- [14] Ramasubramaniam A, Curtin W A, Farkas D. *Philos Mag A*[J], 2002, 82(12): 2397
- [15] Sriram S, Vasudevan V K, Dimiduk D M. *Mater Sci Eng A*[J], 1995, 192-193: 217
- [16] Liu S Q, Ding H S, Chen R R *et al. Nanoscale*[J], 2018, 10: 11 365
- [17] Fu R, Rui Z Y, Dong Y *et al. Comput Mater Sci*[J], 2021, 194(4): 110 428
- [18] Christian J W, Mahajan S. *Prog Mater Sci*[J], 1995, 39(1-2): 1
- [19] Liu S Q, Ding H S, Chen R R *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2021, 823(29): 141 692
- [20] Zhang Shunke, Tian Ning, Li Deyuan *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2022, 831: 142 094

## Effect of Temperature on Tensile Properties and Fracture Mechanism of $\gamma$ -TiAl Alloy Bars

Luo Yuanyuan, Yang Haiying, Yin Yanfei, Mao Xiaonan

(Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

**Abstract:** Ti-44Al-3Ta-0.3(Cr,W) (at%) bars were prepared by the hot canned extrusion. The as-extruded (AE) and heat-treated (HT) microstructures, the tensile properties and fracture morphologies of the bars were investigated by SEM, XRD, TEM. The results show that the yield strength of the two kinds of microstructures decreases with the increase of the tensile temperature, and the peak stress value increases with the increase of the temperature from 400 °C to 600 °C. The ultimate strain value of the as-extruded microstructure is slightly higher than that of the heat treated microstructure. The brittle-toughness transition (BDT) temperature of the alloy is around 800 °C. The room temperature fracture of the extruded microstructure is mainly controlled by the mixed fracture modes of inter-lamellar and trans-lamellar fracture, and there are secondary cracks on the fracture surface. The tensile temperature has affected the size, the lamellar thickness, the twins and phase transformation in the two kinds of the microstructures.

**Key words:** TiAl superalloy; tensile property; microstructure; twin

Corresponding author: Yang Haiying, Ph. D., Professor, Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, P. R. China, Tel: 0086-29-86231078, E-mail: 13992806736@163.com