

Al 含量微调对 TiAl 合金组织及压缩力学性能的影响

郝彦君¹, 刘金旭¹, 李建崇², 王国辉³, 李树奎¹, 陈东¹

(1. 北京理工大学, 北京 100081)

(2. 北京航空材料研究院, 北京 100095)

(3. 国营 121 厂牡丹江北方合金工具有限公司, 江苏 常州 213135)

摘要: 研究了 Al 含量对 TiAl 合金微观组织及压缩力学性能的影响, 并分析其破坏机理。研究发现, Al 含量对 TiAl 合金微观组织影响显著。通过真空自耗电弧冶炼方法制备的 Ti-44.1Al (原子分数, %) 合金的组织为全层片组织, 层片团粗大, 呈现柱状晶特征; 而 Ti-47.3Al 合金的组织为双态组织, 三维连通的网状 γ 相将粗大的铸造组织分割成细小的层片团。力学性能研究发现, 与 Ti-47.3Al 合金相比, 无论是在准静态还是动态压缩加载条件下, Ti-44.1Al 合金都表现出较高的屈服强度, 较低的抗压强度以及较差的塑性变形能力。破坏机理分析表明, 准静态压缩加载条件下, 在 Ti-44.1Al 合金中, 微孔在 γ/α_2 层片团的 α_2 相中萌生并聚集形成裂纹; 而在 Ti-47.3Al 合金中, 微孔同时在 γ/α_2 层片团中 α_2 相中以及三维连通的网状 γ 相中萌生, 微孔聚集形成裂纹并扩展; 动态压缩加载条件下, 在 Ti-44.1Al 合金中, 在 γ/α_2 层片团中存在大量的 α_2 相与 γ 相的相界, 由于加载时间短, 在相界处易引起位错塞积而导致应力集中, 致使微裂纹在相界处迅速萌生并扩展; 而在 Ti-47.3Al 合金中, 微裂纹不仅在 γ/α_2 层片团中 α_2 相与 γ 相的相界处萌生, 同时也会在三维连通的网状 γ 相中迅速萌生并扩展, 直至材料破坏。

关键词: TiAl 合金; 压缩力学性能; 破坏机理

中图分类号: TG166.5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)03-0754-06

TiAl 基合金具有密度低、比强度高和高温强度、抗蠕变及抗氧化性能优异等诸多优点而被认为是最具有发展潜力的高温结构材料之一^[1-6], 可广泛应用于汽车和航空发动机的高温部件如涡轮盘、叶片和气门阀等^[7,8]。然而 TiAl 金属间化合物特殊的结合键和长程有序的排列不仅使 TiAl 基合金具有优异的高温强度, 同时也使得 TiAl 基合金出现可动位错数目少、超点阵位错柏氏矢量大以及有序结构对称性低等问题^[9], 造成 TiAl 基合金的热加工性能及室温塑性较差, 成为目前拓展其工程应用的主要障碍。此外, 由于发动机工作环境恶劣^[2,10], 发动机中的各高温部件在工程应用中经常会遭受高压气流的高速冲击以及外物撞击(鸟、砂石等)而产生裂纹并扩展, 导致灾难性的后果。为此, 围绕 TiAl 合金室温塑性的改善, 国内外开展了广泛的研究^[11,12]。目前, 改善 TiAl 合金的性能最主要的方法是通过添加合金元素, 来调控 TiAl 合金组织并细化晶粒^[13,14]。但在对 TiAl 合金添加合金元素的同时势必会引起合金中 Al 含量的变化, 而其组织及性能的变化究竟是由合金元素的添加所引起的还是与 Al 含量的变化也有关, 尚没有文献明确报道。依据 Ti-Al 合金相图^[15], TiAl

合金中 Al 含量通常在 46%~50% (原子分数) 范围内变化, 为探讨 Al 元素含量微调对铸造态 TiAl 合金组织及性能的影响, 制备了 2 种不同 Al 含量的 TiAl 合金且不添加合金元素, 分别为 Ti-44.1Al 合金和 Ti-47.3Al 合金。对其进行了室温下的静态压缩以及动态压缩力学性能测试, 并分析其在压缩加载过程中的破坏机理, 以期对改善合金的组织性能以及为 TiAl 合金的成分设计提供指导。

1 实验

实验所用材料为真空自耗电弧冶炼方法制备的名义成分分别为 Ti-46Al (原子分数, 下同) 以及 Ti-50Al 的 TiAl 合金圆柱形铸锭, 铸锭的直径为 76 mm, 高度为 120 mm。由于冶炼温度较高, 在制备过程中会造成少量的 Al 元素挥发, 经能谱测试分析表明, Ti-46Al 和 Ti-50Al 的 TiAl 合金铸锭的实际成分分别为 Ti-44.1Al 以及 Ti-47.3Al。对制备好的试样进行磨光、抛光和腐蚀, 运用 LECO 系列的 OlympusPEM-3 型光学显微镜和 S-4000 场发射扫描电子显微镜分析其微观组织。

采用 MTS 电液伺服试验机进行室温准静态压缩力学

收稿日期: 2016-03-10

基金项目: 国家自然科学基金青年基金项目 (51201013)

作者简介: 郝彦君, 男, 1990 年生, 博士生, 北京理工大学材料学院, 北京 100081, 电话: 010-68913937, E-mail: haoyanjun900118@163.com

性能测试, 应变率控制在 10^{-3} s^{-1} , 获得试样在准静态单轴压缩加载条件下的真应力-应变曲线。采用分离式霍普金森压杆 (简称 SHPB) 系统进行动态压缩力学性能测试, 应变率控制在 3000 s^{-1} , 获得试样在高应变率加载条件下的真应力-应变曲线。压缩实验采用的试样均为 $\Phi 5 \text{ mm} \times 5 \text{ mm}$ 的圆柱形试样。

回收准静态试验和动态试验加载后的试样并制备成金相试样, 采用扫描电子显微镜观察压缩试样剖面微观组织形貌, 对比分析 TiAl 合金在不同应变率加载条件下的破坏机理。

2 结果与讨论

2.1 微观组织分析

图 1 是 Ti-44.1Al 合金微观组织的光学显微镜照片。该合金圆柱铸锭轴截面的微观组织如图 1a 所示, 1/2 半径处与该轴截面垂直的纵截面微观组织如图 1b 所示, 铸锭组织为 γ/α_2 层片团组成的全层片组织, 其中 $\gamma(\text{TiAl})$ 相的晶体结构为面心四方 $L1_0$ 型有序结构, $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$ 相的晶体结构为密排六方有序化后的 $\text{D}0_{19}$ 超点阵结构^[2]。从图 2a 中可以观察到, 在轴截面上粗大的 γ/α_2 层片团呈现出柱状晶特征沿径向生长, 长度约为 $7000 \mu\text{m}$, 宽度约为 $1000 \mu\text{m}$, 且在不同 γ/α_2 层片团中的片层取向有所不同。而图 2b 所示的纵截面上, γ/α_2 层片团呈等轴状, 平均尺寸约为 $1000 \mu\text{m}$, 较为粗大, 且各个层片团的片层取向不同。这是由于熔炼冷却时沿圆柱铸锭的径向方向存在温度梯度, 层片团沿该方向生长。而在轴向方向上, 不存在温度梯度, 层片团呈等轴状。

图 2 是 Ti-44.1Al 合金更高放大倍数的 SEM 照片。

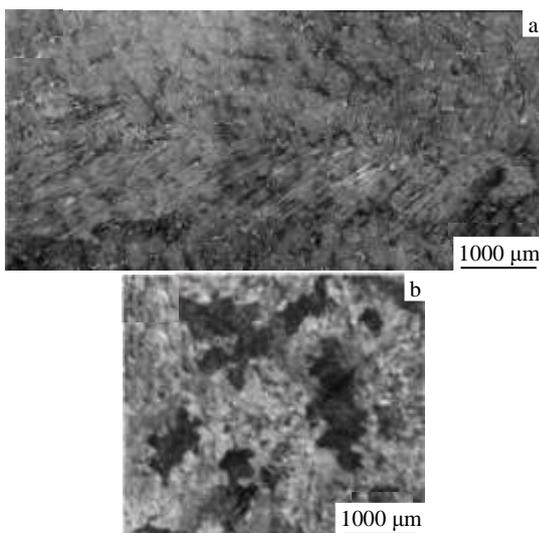


图 1 Ti-44.1Al 合金微观组织的 OM 照片

Fig.1 Optical microstructures of Ti-44.1Al alloys: (a) axial direction and (b) radial direction

从图 2a 中可以看到, 全层片组织晶界处的形貌为锯齿形互锁晶界, 这有利于提高合金的韧性。图 2b 为层片组织进一步放大后的微观组织照片。从图中可以看出, 铸造 TiAl 合金中层片团的平均层片间距约为 $0.6 \mu\text{m}$ 。其中, 经能谱测试分析得知浅色层片为 $\gamma(\text{TiAl})$ 相, 深色层片为 $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$ 相。

图 3 是 Ti-47.3Al 合金微观组织的光学显微镜照片。该合金圆柱铸锭轴截面的微观组织如图 3a 所示, 1/2 半径处与该轴截面垂直的纵截面微观组织如图 3b 所示, 铸锭组织为 γ/α_2 层片团和三维连通的网状 γ 相组成的双态组织。三维连通的网状 γ 相宽度约为 $20 \mu\text{m}$, 均匀地分布在 γ/α_2 层片团之间。与 Ti-44.1Al 合金全层片组织中层片团相比, Ti-47.3Al (at%) 合金中的层片团尺寸较小, 为 $200\sim 500 \mu\text{m}$ 。合金轴截面以及与之垂直的纵截面上的微观组织差异不大, 且在轴截面上没有观察到柱状晶特征。如图 3a 和图 3b 所示, 这是由于三维连通的网状 γ 相将铸造态的 Ti-47.3Al 合金组织分割成细小的层片团, 所以没有出现明显的柱状晶特征。

图 4 是 Ti-47.3Al 合金更高放大倍数的 SEM 照片。从图 4a 中可以看到, 三维连通的 γ 相均匀的分布在 γ/α_2 层片团间。图 4b 为 γ/α_2 层片团进一步放大后的微观组织照片。从图中可以看到, 层片间距为 $2\sim 3 \mu\text{m}$, 比 Ti-44.1Al 合金的层片厚。

综上所述, 2 种 TiAl 合金由于 Al 含量不同, 致使其微观组织呈现出较大的差别。Ti-44.1Al 的微观组织为 γ/α_2 层片团组成的全层片组织, 层片团粗大, 呈现出柱状晶特征。Ti-47.3Al 的微观组织为双态组织, 三维连通的

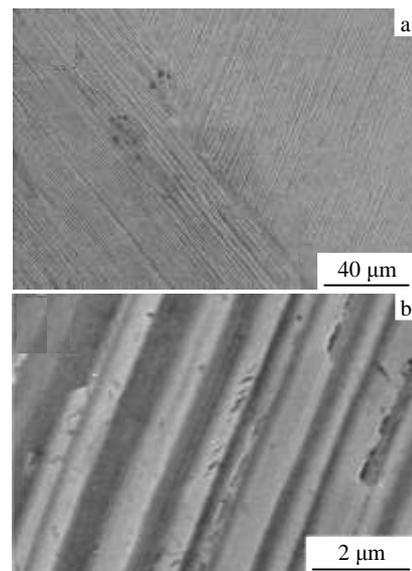


图 2 Ti-44.1Al 合金微观组织的 SEM 照片

Fig.2 SEM images of Ti-44.1Al alloys: (a) grain boundary and (b) lamella microstructure

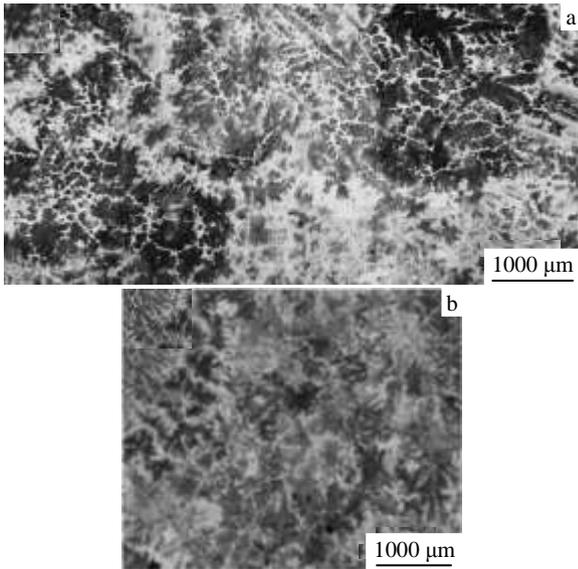


图 3 Ti-47.3Al 合金微观组织的光镜照片

Fig.3 OM images of Ti-47.3Al alloys: (a) axial direction and (b) radial direction

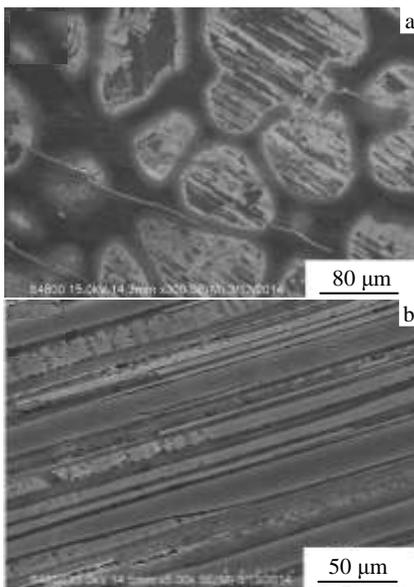


图 4 Ti-47.3Al 合金微观组织的 SEM 照片

Fig.4 SEM microstructures of Ti-47.3Al alloys: (a) grain boundary and (b) lamella microstructure

网状 γ 相均匀地分布在 γ/α_2 层片团之间, 组织较为均匀。

2.2 静态及动态力学性能分析

图 5 为准静态压缩条件下 Ti-44.1Al 和 Ti-47.3Al 合金试样的真应力-真应变曲线。由图可以看出, Ti-44.1Al 合金的屈服强度为 613 MPa, 远高于 Ti-47.3Al 合金的 330 MPa; 但 Ti-44.1Al 合金抗压强度明显低于 Ti-47.3Al 合金的 1400 MPa。此外, Ti-44.1Al 合金的临界失效应变

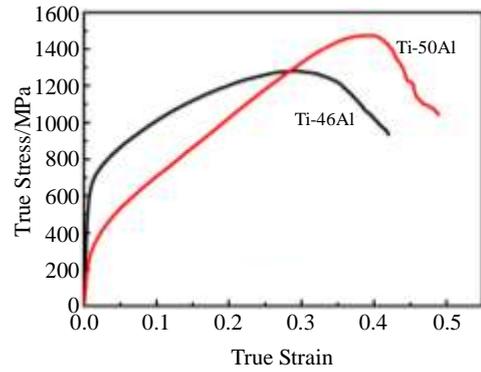


图 5 Ti-44.1Al 合金和 Ti-47.3Al 合金准静态压缩真应力-应变曲线

Fig.5 True stress-strain curves of Ti-44.1Al alloy and Ti-47.3Al alloy under quasi-static compression

为 0.34, 而 Ti-47.3Al 合金的临界失效应变达 0.43, 说明在准静态压缩条件下, Ti-47.3Al 合金的塑性变形能力优于 Ti-44.1Al 合金。

图 6 为动态压缩条件下 Ti-44.1Al 和 Ti-47.3Al 合金试样的真应力-真应变曲线。如图所示, 在动态加载条件下, Ti-44.1Al 合金与 Ti-47.3Al 合金相比, 屈服强度略高, 抗压强度较低, 塑性变形能力较差, 表现出与准静态加载条件下一致的性能变化趋势。从图 5 中可以看到, 在动态加载条件下, Ti-44.1Al 合金的屈服强度为 900 MPa, 较准静态屈服强度增加了 47%; Ti-47.3Al 合金的动态屈服强度为 800 MPa, 较准静态屈服强度增加了 142%, 说明 TiAl 合金在压缩加载条件下具有显著的应变率硬化效应; 此外, 2 种 TiAl 合金在动态加载下的塑性变形能力均明显优于静态加载时的塑性变形能力。

综上所述, 与 Ti-47.3Al 合金相比, 无论是在准静态还是动态压缩加载条件下, Ti-44.1Al 合金都表现出较高的屈服强度, 较低的抗压强度以及较差的塑性变形能力。这是由于 Ti-44.1Al 合金的微观组织为 γ/α_2 层片团

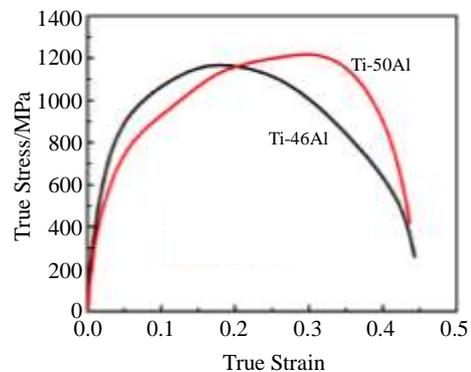


图 6 Ti-44.1Al 合金和 Ti-47.3Al 合金动态压缩真应力-应变曲线

Fig.6 True stress-strain curves of Ti-44.1Al alloy and Ti-47.3Al alloy under dynamic compression

的全层片组织, 存在大量 γ 相与 α_2 相的相界, 阻碍位错运动, 易形成位错缠结, 阻碍材料塑性变形, 所以屈服强度比 Ti-47.3Al 更高。在 Ti-47.3Al 合金中, 由于三维连通的网状 γ 相将粗大的铸态组织分割成细小的层片团, 提高了合金的变形协调性。因此, 在压缩加载条件下, Ti-47.3Al 合金表现出较 Ti-44.1Al 合金更好的塑性变形能力。

2.3 静态加载破坏机理分析

图 7 为 Ti-44.1Al 合金试样准静态压缩后沿压缩轴向剖面的 SEM 照片。从图 7a 和图 7b 中可以看到, 层片组织在加载过程中发生了一定的弯曲变形, 同时也观察到微裂纹都萌生于层片组织的 α_2 相上, 并且在微裂纹扩展的路径上有一些微孔, 说明在变形过程中, 微孔首先在 α_2 相中萌生, 随着应变的增加, 微孔进一步聚集形成微裂纹。从图 7c 中可以观察到, 合金在形变过程中, 大量的微孔聚集形成微裂纹, 微裂纹不断连接并沿 α_2 相扩展, 最终导致试样的破坏。

根据以上结果, 在准静态压缩加载条件下, Ti-44.1Al 合金试样变形缓慢, 发生了一定的塑性变形, 但由于 α_2 相和 γ 相的片层宽度及晶体结构不同, 导致在变形过程中, 相邻两相层片变形不均匀; 同时, 由于 TiAl 合金在制备过程中极易吸收氧气, 而在 γ/α_2 层片团中, α_2 相比

γ 相的吸氧能力更强, 致使 α_2 相较脆, 变形能力差^[9]。因此, 大量微孔在片层较细的 α_2 相处萌生, 微孔聚集形成微裂纹, 微裂纹不断沿 α_2 相扩展并贯穿, 直至试样破坏。

图 8 为 Ti-47.3Al 合金试样准静态压缩后沿压缩轴向剖面的 SEM 照片。从图 8a 可以看到, 不仅在层片团中的 α_2 相及晶界上有大量的微孔以及微孔聚集形成的微裂纹, 同时还观察到在三维连通的网状 γ 相内萌生了大量的微孔, 微孔聚集形成裂纹贯穿网状 γ 相。随着应变的增加, 微裂纹不断连接并扩展, 当萌生于层片团中 α_2 相的裂纹沿 α_2 相扩展至网状 γ 相时, 会继续在网状 γ 相中延伸扩展并贯穿, 扩展至下一个层片团, 如图 8b 所示。

TiAl 合金在制备过程中不可避免的会吸入少量氧气, 氧原子会以固溶原子的形式存在于 TiAl 合金中, 阻碍位错运动从而导致合金脆性增大。在 Ti-47.3Al 合金中, 同时存在 γ/α_2 层片团和三维连通的网状 γ 相 2 种组织。在 γ/α_2 层片团中, 由于 α_2 相比 γ 相的吸氧能力更强, 较多的氧原子固溶于 α_2 相, 而 γ 相中氧原子含量较少, α_2 相因吸氧较多而较脆, 变形能力较差。因此, 层片团中微孔多萌生于 α_2 相; 而在三维连通的网状 γ 相中, 氧原子完全固溶于网状 γ 相中, 致使三维连通的网状 γ 相

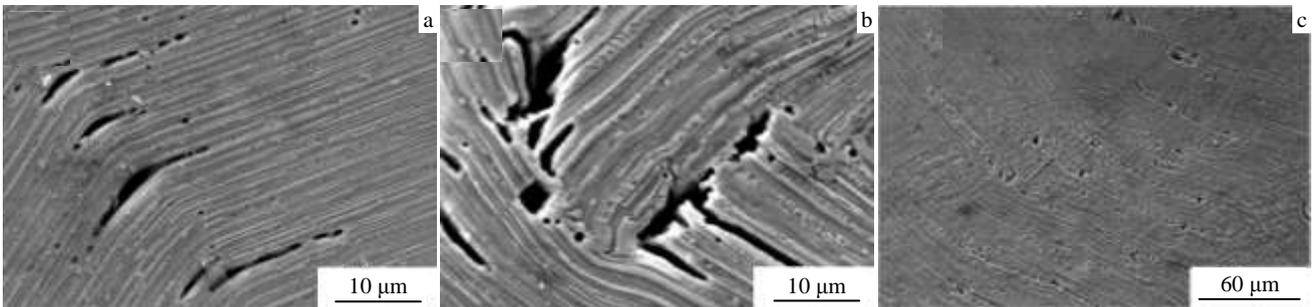


图 7 准静态压缩变形后 Ti-44.1Al 合金微观组织的 SEM 照片

Fig.7 SEM images of Ti-44.1Al specimens subjected to quasi-static compression: (a) the microcracks within lamella colony, (b) the microcracks within grain boundary, and (c) crack propagation path

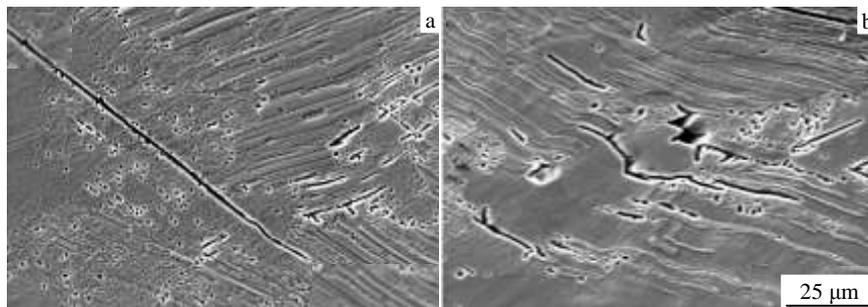


图 8 准静态压缩变形后 Ti-47.3Al 合金微观组织的 SEM 照片

Fig.8 SEM images of Ti-47.3Al specimens subjected to quasi-static compression: (a) the microcracks within γ grain and (b) the microcracks initiated from within lamella colony, and then extending to γ grain

塑性较差。因此，在加载过程中，微孔也会在网状 γ 相中萌生。随着应变的增加，大量微孔聚集形成微裂纹，微裂纹不断扩展连接，直至试样破坏。

综上所述，在准静态压缩加载条件下，Ti-44.1Al 合金中微孔在 γ/α_2 层片团中的 α_2 相上萌生并聚集形成微裂纹。而 Ti-47.3Al 合金的微观组织为双态组织，微孔在 γ/α_2 层片团中的 α_2 相上萌生的同时，也会在三维连通的网状 γ 相中萌生并聚集形成微裂纹。随着形变的增加，微裂纹不断扩展并贯穿，直至试样破坏。

2.4 动态加载破坏机理分析

图 9 为 Ti-44.1Al 合金试样动态压缩后沿压缩轴向剖面的 SEM 照片。从图 9a 可以看到，裂纹都是沿着 γ/α_2 层片团中 α_2 相与 γ 相的相界扩展。由图 9b 可知，随着应变的增大，大量的微裂纹不断连接并沿 α_2 相与 γ 相的相界扩展，最终导致试样的破坏。

因此，当试样受到轴向动态压缩载荷时，由于加载时间短，变形不均匀，极易在层片团中 α_2 相和 γ 相的相界处引起局部应力集中，致使微裂纹在相界处迅速萌生并扩展连接，直至试样破坏。

图 10 为 Ti-47.3Al 合金试样动态压缩后沿压缩轴向剖面的 SEM 照片。从图 10a 中可以看到，裂纹在层片团中萌生，沿 α_2 相和 γ 相的相界扩展至网状 γ 相，并在网状 γ 相中继续扩展。从图 10b 中可以看到，裂纹在三维连通的网状 γ 相中纵横交错，扩展方向随机， γ 相呈现出整体碎裂的现象。

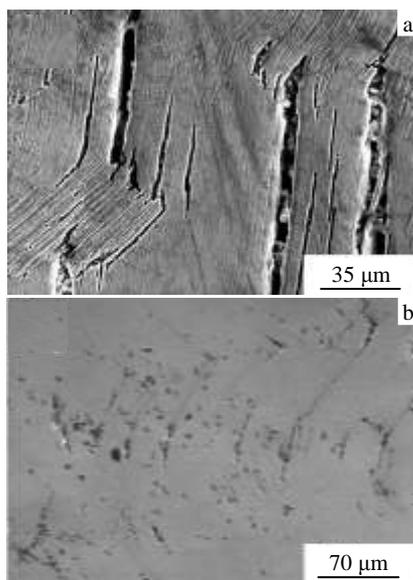


图 9 动态压缩变形后 Ti-44.1Al 合金微观组织的 SEM 照片
Fig.9 SEM images of Ti-44.1Al specimens subjected to quasi-static compression: (a) the microcracks within lamella colony and (b) the macrostructure

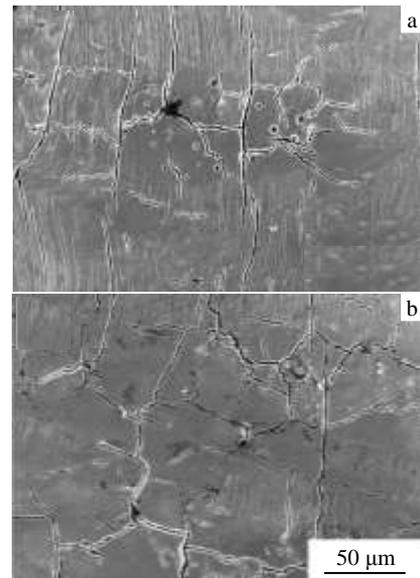


图 10 动态压缩变形后 Ti-47.3Al 合金微观组织的 SEM 照片
Fig.10 SEM images of Ti-47.3Al specimens subjected to dynamic compression: (a) the microcracks initiated from within lamella colony, and then extending to γ grain and (b) the microcracks within γ grain

综上所述，在动态压缩加载条件下，由于 Ti-44.1Al 合金的 γ/α_2 层片团中存在大量的 α_2 相和 γ 相相界，动态加载时间短，在相界处极易引起局部应力集中，致使微裂纹在相界处迅速萌生并扩展连接；在 Ti-47.3Al 合金中，微裂纹在 γ/α_2 层片团中 α_2 相和 γ 相相界萌生同时，在塑性较差的三维连通网状 γ 相中也会迅速萌生。随着应变的增加，裂纹不断扩展连接，直至试样破坏。

3 结 论

1) 铸造态 Ti-44.1Al 合金的微观组织为 γ/α_2 层片团组成的全层片组织，层片团呈现出柱状晶特征。铸造态 Ti-47.3Al 合金的微观组织为双态组织，三维连通的网状 γ 相均匀地分布在 γ/α_2 层片团之间，组织较为精细。

2) 与 Ti-47.3Al 合金相比，无论是在准静态还是动态压缩加载条件下，Ti-44.1Al 合金都表现出较高的屈服强度，较低的抗压强度以及较差的塑性变形能力。此外，2 种 TiAl 合金均具有显著的应变率硬化效应，其中，Ti-44.1Al 合金的动态屈服强度为 900 MPa，较静态屈服强度增加了 47%；Ti-47.3Al 合金的动态屈服强度为 800 MPa，较静态屈服强度增加了 142%。

3) 在准静态压缩加载条件下，具有全层片组织的 Ti-44.1Al 合金由于 γ/α_2 层片团中 α_2 相及 γ 相两相变形不均匀，微孔在吸氧较多的脆性 α_2 相上萌生并聚集形成微裂纹；在具有双态组织的 Ti-47.3Al 合金中，微孔不仅在

γ/α_2 层片团中的 α_2 相上萌生, 也会在三维连通的网状 γ 相中萌生并聚集形成微裂纹。随着应变的增加, 微裂纹不断扩展并贯穿, 直至材料破坏。

4) 在动态加载条件下, 2 种 TiAl 合金的破坏机理与静态下有所区别。在 Ti-44.1Al 合金中, 由于动态加载时间短, 在层片团中 α_2 相和 γ 相的相界处易引起局部应力集中, 致使微裂纹在相界处迅速萌生; 在 Ti-47.3Al 合金中, 微裂纹不仅在 γ/α_2 层片团中 α_2 相和 γ 相的相界处迅速萌生, 在塑性较差的三维连通网状 γ 相中也会迅速萌生。随着应变的增加, 微裂纹不断扩展并贯穿, 直至材料破坏。

参考文献 References

- [1] Vajpai S K, Ameyama K. *Intermetallics*[J], 2013, 42(11): 146
- [2] Kothari K, Radhakrishnan R, Wereley M N. *Progress in Aerospace Science*[J], 2012, 55(5): 1
- [3] Liu Xinwang, Zhang Zhaolong, Sun Rui *et al.* *Intermetallics*[J], 2014, 55(31): 177
- [4] Dong Shulin, Chen Ruirun, Guo Jingjie *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 614(4): 67
- [5] Ding Hongsheng, Nie Ge, Chen Ruirun *et al.* *Materials and Design*[J], 2012, 41: 108
- [6] Wang Yongzhe, Ding Hongsheng, Zhang Hailong *et al.* *Materials and Design*[J], 2014, 64: 153
- [7] Yang Jieren, Chen Ruirun, Ding Hongsheng *et al.* *Intermetallics*[J], 2013, 42: 184
- [8] Yang Jieren, Chen Ruirun, Ding Hongsheng *et al.* *International Journal of Heat and Mass Transfer*[J], 2013, 63(63): 216
- [9] Kong Fantao(孔凡涛), Chen Ziyong(陈子勇), Tian Jing(田 竞) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2003, 32(2): 81
- [10] Fu Hengzhi(傅恒志). *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 1998, 18(4): 52
- [11] Gao Fan(高 凡), Wang Xinying(王新英), Wang Lei(王 磊) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(10): 1846
- [12] Yan Ru(闫 茹), Xu Zhengfang(许正芳), Lin Junpin(林均品) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(6): 1041
- [13] Tao Huijin(陶辉锦), Peng Kun(彭 坤), Xie Youqing(谢佑卿) *et al.* *Materials Science and Engineering Powder Metallurgy*(粉末冶金材料科学与工程)[J], 2007, 12(6): 330
- [14] Cao L, Wang H W, Zou C M *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2009, 484(1): 816
- [15] Qiu Congzhang, Liu Yong, Huang Lan *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2012, 22(11): 2593

Effects of Aluminum Content on Microstructure and Compressive Properties of TiAl Alloy

Hao Yanjun¹, Liu Jinxu¹, Li Jianchong², Wang Guohui³, Li Shukai¹, Chen Dong¹

(1. Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China)

(2. Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

(3. Mudanjiang North Alloy Tools Co., Ltd, Changzhou 213135, China)

Abstract: The effects of aluminum content on microstructure and compressive properties of TiAl alloy were investigated, and the failure mechanism was also discussed. It is interesting to find that the content of aluminum remarkably influences the microstructure of TiAl alloys fabricated by Induction Skull Melting technique. The microstructure of Ti-44.1Al (at%, similarly hereinafter) alloy is fully lamellar, and the γ/α_2 lamellar colonies exhibit the characteristics of columnar crystals. The microstructure of Ti-47.3Al alloy is duplex, which contains γ/α_2 lamellar colonies and γ phase with 3D net structure. The microstructure of Ti-47.3Al alloy is much finer than that of Ti-44.1Al alloy. Compared with Ti-47.3Al alloy, Ti-44.1Al alloy exhibits higher yield strength, lower ultimate compressive strength, and lower ductility under both quasi-static compression and dynamic compression. Failure analysis after quasi-static compression shows that in Ti-44.1Al alloy, micro-pores initiation occurs in α_2 phase of γ/α_2 lamellar colonies. In Ti-47.3Al alloy, micro-pores initiation starts in both α_2 phase of γ/α_2 lamellar colonies and γ phase with 3D net structure. Thus, the failure mechanisms of both Ti-44.1Al alloy and Ti-47.3Al alloy are micro-porous coalescence fracture under quasi-static compression. Failure analysis after dynamic compression shows that in Ti-44.1Al alloy, micro-cracks originate in phase boundary between γ phase and α_2 phase. In Ti-47.3Al alloy, micro-cracks originate in both phase boundary of γ/α_2 lamellar colonies and γ phase with 3D net structure. With the increasing strain, the micro-cracks propagate rapidly, and cause the failure of the alloys under dynamic compression.

Key words: TiAl alloy; compressive properties; failure mechanism

Corresponding author: Liu Jinxu, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, P. R. China, Tel: 0086-10-68913937, E-mail: liujinxu@bit.edu.cn