

TiAl 合金涡轮压缩损伤与拉伸断裂行为

杜随更, 王松林, 高漫

(西北工业大学 航空发动机高性能制造工业和信息化部重点实验室,
航空发动机先进制造技术教育部工程研究中心, 陕西 西安 710072)

摘要: 为研究 TiAl 合金涡轮经压力作用后的组织损伤机制及性能弱化规律, 设计了对 TiAl 合金涡轮先压缩再拉伸的实验方法。利用 SEM 对压缩后的涡轮轴颈表面及内部的滑移和微裂纹进行分析, 并观察拉伸断口形貌。结果表明: 随着前期涡轮所受的压力的增大, 压缩后的 TiAl 涡轮剩余抗拉强度逐渐降低, 当压力为 610 MPa 时, 剩余抗拉强度仅为 86 MPa, 强度损失率高达 70%。TiAl 合金压缩过程中形成了以沿层裂纹为主、穿层裂纹为辅的变形损伤特征。与压缩轴成 45° 的最大剪应力方向上的沿层裂纹是 TiAl 合金压缩损伤的主要形式。压缩损伤后的 TiAl 合金涡轮拉伸断裂均发生在靠近涡轮浇铸冒口侧的细轴颈部位。受压变形后的片层组织中的微小裂纹在随后拉应力作用下继续扩展直至韧带桥被贯穿, 小裂纹合并成大裂纹, 在断口上表现出沿层和穿层的混合断裂形貌。

关键词: TiAl 合金; 涡轮; 压缩损伤; 拉伸断裂

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)09-3332-06

TiAl 金属间化合物作为一种新型轻质高温结构材料, 具有高比强度、低密度、良好的高温力学性能、优异的抗氧化性等优点, 广泛应用于航空航天发动机领域^[1-2]。用它代替铸造 Ni 基高温合金制作增压涡轮, 可使涡轮转子减重 50% 以上, 从而提高发动机的瞬态响应性, 减小发动机的功率损失^[3]。然而 TiAl 作为一种铸造合金, 其室温脆性和铸造缺陷制约其在实际工程中的应用^[4-5]。为实现 TiAl 涡轮在发动机领域的工程应用, 需要对其与调质钢轴进行连接。无论采用摩擦焊接, 还是机械连接, 甚至机械加工中, TiAl 涡轮内部及表面都要承受较大的压力, 从而使涡轮组织受到损伤, 影响接头性能和产品可靠性。因而研究 TiAl 合金涡轮在压力作用下的组织损伤机制, 以及对材料力学性能的影响规律具有必要性。

目前, TiAl 合金在高温压缩^[6-7]、拉伸^[8-9]、弯曲^[10]及疲劳^[11-13]的性能和断裂机制等方面的研究已经比较成熟。Cao 等人^[14-15]研究认为 TiAl 合金压缩断裂起源于压缩表面的剪切裂纹, 该裂纹与压缩轴成 45°。对于全片层组织 (FL), 45° 的剪切裂纹作为主裂纹扩展至整个试样, 起裂时的压缩应力为 773 MPa; 对于双态组织 (DP), 45° 的剪切裂纹会转变为法向裂纹, 并占主导地位。曹睿等人^[16,19]认为近全层组织 (NL) TiAl 拉伸断裂的驱动力是拉应力, 裂纹沿着层间萌生并扩展, 随着

拉应力的增加, 裂纹也可通过障碍晶粒的穿层解理断裂来连接。Zhu 等人^[17]认为高 Nb 含量的 TiAl 合金在室温弯曲过程中, B2 相的存在改变了局部微观应力状态, B2 和 γ 相之间的异质变形导致 B2/ γ 边界处的应变不连续, 并促进微裂纹的成核。Wu 等人^[18]对含高 Nb 含量 β - γ TiAl 旋转弯曲疲劳进行了研究, 获得了 355 MPa 的优异疲劳性能, 发现稳定的裂纹扩展和瞬时断裂表面之间有明显的过渡, 裂纹从试样边缘萌生并逐渐扩展至轴心直至瞬间断裂。然而, 目前对 TiAl 合金经不同压力压缩后的拉伸性能的变化规律和断裂机制尚未见报道。

TiAl 铸造涡轮轴向剖面形貌如图 1 所示, 最外层为表面细晶区, 柱状晶在近表面处垂直于轴颈外壁向内生长, 随后柱状晶沿冷却方向发生弯曲, 靠近冒口中心部位呈扇形分布。在轴颈顶面中心位置, 柱状晶方向与轴线平行, 形成范围较小的等轴晶带, 产生明显的最后凝固区。涡轮芯部力学性能的好坏对涡轮质量有显著的影响, 铸造涡轮的最后凝固区一般都在涡轮的中心位置, 导致这里会出现一些铸造缺陷, 进而影响涡轮性能的稳定性的。

本研究设计了对 TiAl 合金涡轮先压缩再拉伸的实验方法研究压力对 TiAl 涡轮组织及拉伸性能的影响。通过对压缩后的涡轮轴颈微裂纹及拉伸断口进行分析, 探究 TiAl 合金涡轮压缩损伤与拉伸断裂机制。

收稿日期: 2023-01-23

基金项目: 国家自然科学基金 (51675434); 航空发动机及燃气轮机基础科学中心项目 (P2022-A-IV-001-002)

作者简介: 杜随更, 男, 1963 年生, 博士, 教授, 西北工业大学机电学院, 陕西 西安 710072, E-mail: fwcenter@nwpu.edu.cn

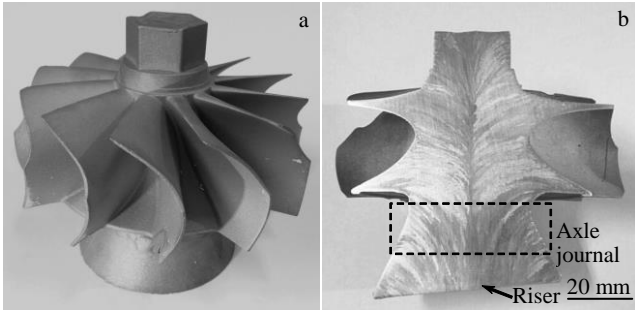


图 1 铸造 TiAl 合金涡轮毛坯及剖面形貌

Fig.1 Turbine blank (a) and profile morphology (b) of cast TiAl alloy turbine

1 实验

试验所用 TiAl 合金涡轮为真空感应悬浮炼制的铸造合金, 热处理方式为: 热等静压+真空退火。TiAl 合金涡轮化学成分如表 1 所示。涡轮与调质钢轴的连接部位一般在轴颈处, 所以本次试验主要针对涡轮轴颈部位

进行研究, 其显微组织形貌如图 2 所示。该 γ -TiAl 合金为层团尺寸约 300 μm 的全片层组织, 柱状晶区的片层垂直于柱状晶生长方向, 最后凝固区晶粒整齐度差, 片层团取向性差。

将铸造出来的 TiAl 涡轮毛坯, 精车精磨加工制成压缩试样, 如图 3a 所示。该批次 TiAl 合金涡轮抗拉强度为 290 MPa。

为探究压缩变形对 TiAl 涡轮性能和组织的影响, 先对涡轮施加不同压力的预压缩, 然后研究压缩后涡轮的力学性能与微观组织。力学性能测试在 CSSWEW 型电液伺服万能试验机上进行。参考摩擦焊接参数范围, 采用 4 个不同等级的压力对涡轮进行压缩, 最大压力分别为: 0 (未压缩)、180、230、250 kN, 压缩及拉伸加载速度分别为 2.4、0.5 mm/min。图 3a 试样压缩后, 利用

表 1 TiAl 合金涡轮化学成分

Table 1 Chemical compositions of TiAl alloy turbine (at%)			
Ti	Al	Cr	V
49.0	47.5	1.0	2.5

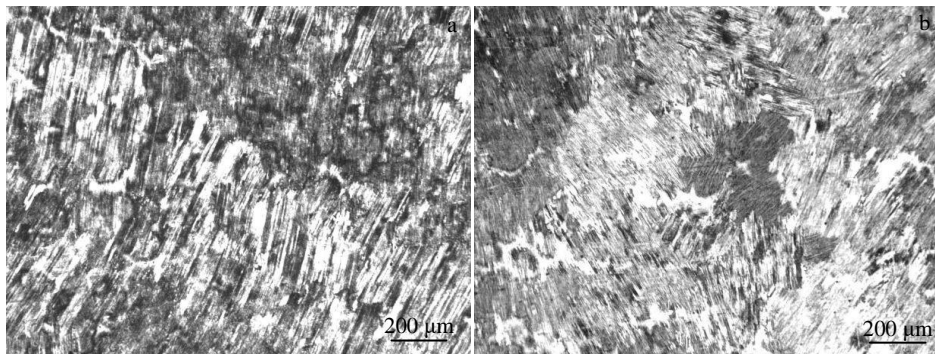


图 2 TiAl 合金涡轮轴颈区域显微组织

Fig.2 Microstructures of TiAl alloy turbine journal area: (a) columnar crystal area and (b) final solidification area

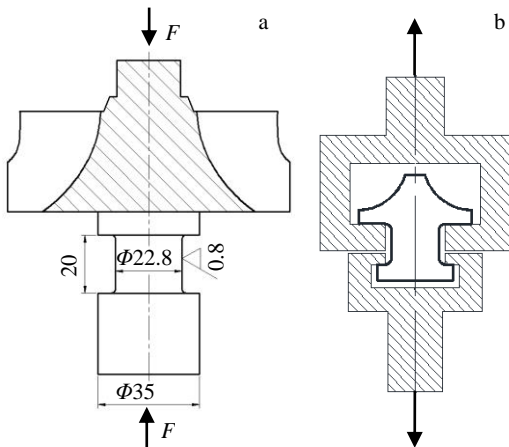


图 3 TiAl 合金涡轮压缩及拉伸试样

Fig.3 Compression (a) and tensile (b) specimens of TiAl alloy turbine

速拉伸夹具, 一侧扣在涡轮背面, 一侧扣在 $\Phi 22.8$ mm 细颈试验段的下止口, 如图 3b 所示进行拉伸试验, 测试 $\Phi 22.8$ mm 细颈试验段的强度。

抗拉强度损失率计算公式 (1) 为:

$$r_{R_m} = \frac{R_{m_0} - R_{m_n}}{R_{m_0}} \times 100 \quad (1)$$

式中, r_{R_m} 为抗拉强度损失率 (%), R_{m_0} 为未压缩抗拉强度 (MPa), R_{m_n} 为压缩后抗拉强度。

将采用 250 kN (对应细轴颈处的压强为 610 MPa) 压力压缩后涡轮的细轴颈部位 ($\Phi 22.8$ mm 处) 切下, 并沿轴向切开, 经机械打磨、抛光、腐蚀后制成金相试样, 如图 4 所示。腐蚀剂配比为: 1 mL HF+1 mL HNO₃+50 mL H₂O。采用 FEI Nova Nano SEM450 型场发射扫描

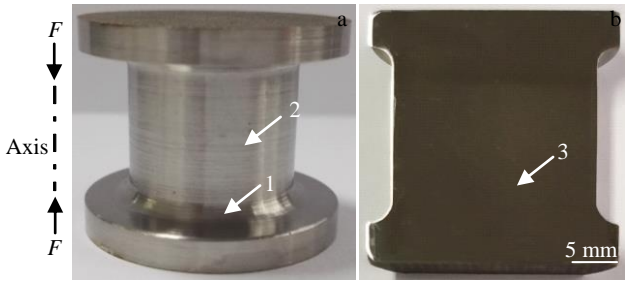


图 4 涡轮轴颈及其剖面

Fig.4 Turbine journal (a) and its profile (b) (1-surface at the transition fillet; 2-surface at the fine journal; 3-inner near the shaft center of the fine journal)

电子显微镜 (SEM) 对轴颈表面及内部的滑移和裂纹进行分析并对拉伸断口形貌进行观察。

2 结果与讨论

2.1 预压缩压力对 TiAl 性能的影响

预压缩压力对 TiAl 涡轮抗拉强度的影响如图 5 所示。由图 5 可以看出,随着预压缩压力的逐级增大, TiAl 涡轮的抗拉强度逐渐降低,当预压缩压力为 610 MPa 时,抗拉强度仅为 86 MPa,损失率高达 70%。

TiAl 涡轮拉伸断裂位置均发生在靠近冒口侧的细轴颈部位,越靠近冒口,越容易发生断裂。

2.2 预压缩压力对 TiAl 合金组织的影响

2.2.1 表面损伤

涡轮轴颈表面经过精车精磨处理后在 SEM 下仍然能够观察到明显的磨削留下来的横向磨痕,如图 6、图 7 所示。过渡圆角处(图 4 位置 1)能够观察到明显的滑移现象。压缩过程中的塑性变形是由滑移引起的,滑移带首先形成于最大剪应力方向(即与压缩轴成 45°方向)^[14-15]。随

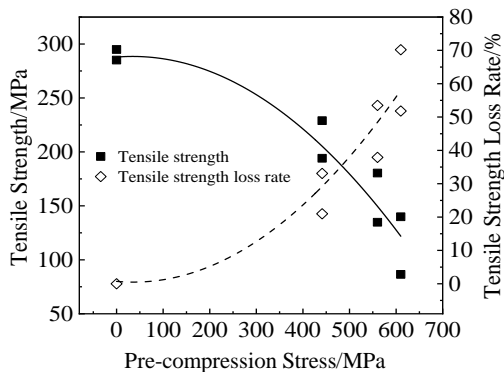


图 5 涡轮轴颈抗拉强度及抗拉强度损失率随预压缩压力的变化趋势

Fig.5 Variations of tensile strength and tensile strength loss rate of turbine journal with pre-compression pressure

着压应力的增大,在不同方向上均会出现更多的滑移线,如图 6 所示。

细轴颈处(图 4 位置 2)表面滑移线明显增多并形成滑移带,滑移线与最大剪应力力方向一致,如图 7a 所示。随着压缩变形的增加,滑移在持续高压下继续发展最终起裂并沿着滑移线方向扩展形成微裂纹,相邻微裂纹之间通过韧带桥^[15]相连,如图 7b 所示。

2.2.2 内部损伤

对经过预压缩后细轴颈(图 4 位置 3 处)内部形貌进行 SEM 观察,如图 8 所示,其中图 8a~8c 为未腐蚀背散射电子照片,图 8d 为腐蚀后的二次电子照片。全片层 TiAl 合金基体为 γ -TiAl+ α_2 -Ti₃Al 片层团,如图 8b 所示。 γ 相内分布着细小的板条状孪晶,由于孪晶的晶格取向不同,耐腐蚀能力不同,从而呈现出不同的形态,如图 8d 所示。

全片层 TiAl 断裂方式有 3 种:沿片层断裂、沿片层团断裂和穿层断裂^[20]。裂纹最容易在片层界面内产生,而片层中的裂纹萌生优先发生在受力取向较大的位置,在这些位置中,层状界面受到最高的拉应力(与应力方向成 90°)或最大的剪切应力(与应力方向成 45°)^[21]。从图 8a 中可观察到较宽的沿层裂纹和细小的穿层裂纹,相邻沿层裂纹之间通过韧带桥相连。在压缩过程中,正是这些微裂纹通过形核、扩展和相互贯通连接促使主裂纹形成从而导致材料的变形和损伤。图 8b 中,在同一晶粒内部,当主裂纹沿着最大剪应力方向沿层扩展时,萌生了沿 γ 孪晶方向的穿层次裂纹。图 8c 中沿层裂纹扩展至晶界处时,由于相邻晶粒的片层取向较大,断裂功不足以使裂纹穿过晶界并扩展至相邻晶粒,只能发生偏折沿着晶界扩展,从而产生沿片层团或沿晶裂纹。若相邻 2 个片层取向相近或在最大的剪切应

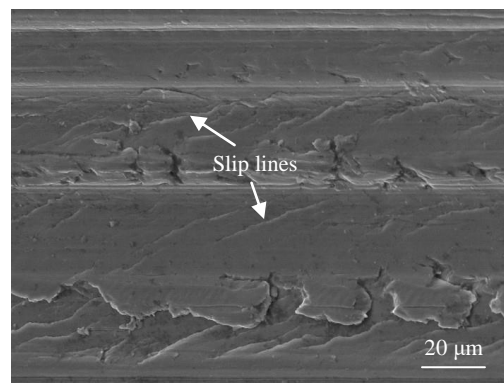


图 6 经过 610 MPa 应力压缩后圆角过渡处表面形貌及形成的滑移线

Fig.6 Surface morphology and slip line formed at fillet transition after stress compression of 610 MPa

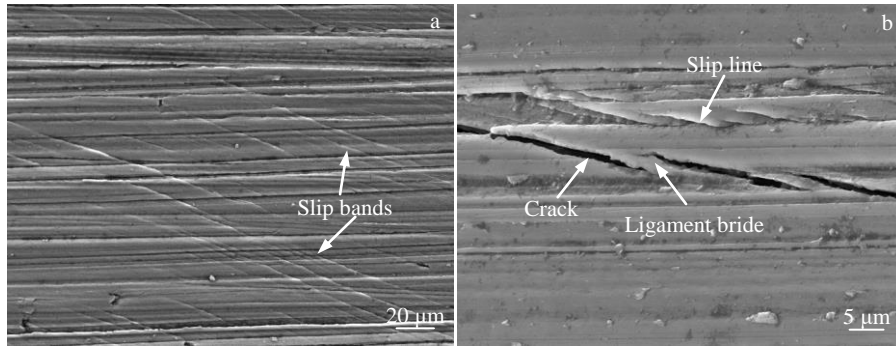


图 7 经过 610 MPa 应力压缩后的 TiAl 合金涡轮轴颈表面形貌

Fig.7 Surface morphologies of TiAl alloy turbine journal after stress compression of 610 MPa: (a) slip bands and (b) crack

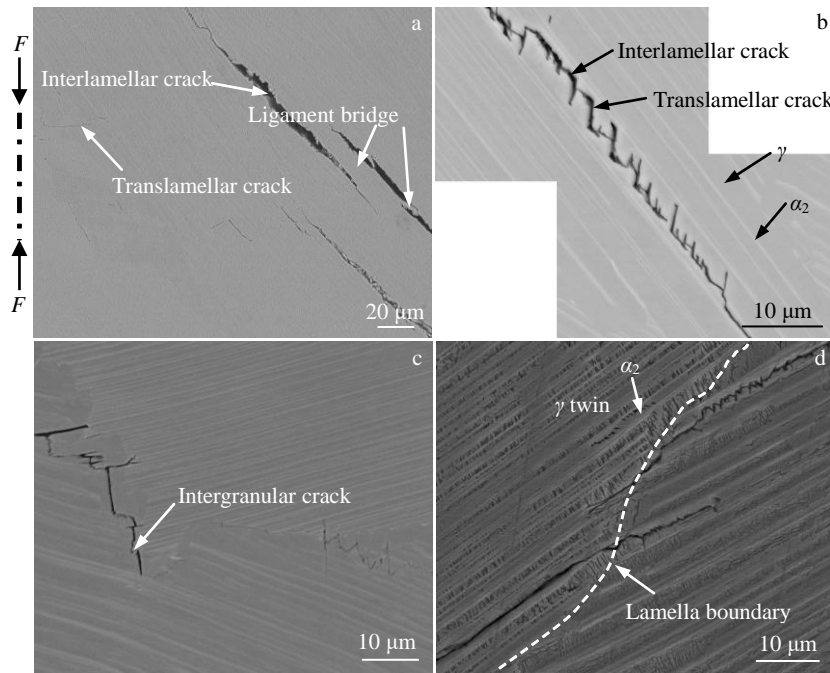


图 8 经过 610 MPa 应力预压缩后的 TiAl 合金涡轮细轴颈内部裂纹腐蚀前后的背散射电子照片及二次电子照片

Fig.8 BSE images (a-c) and SE image (d) of internal cracks of TiAl alloy turbine fine journal after stress pre-compression of 610 MPa before (a-c) and after (d) corrosion

力方向上对齐, 则裂纹很容易穿过片层团边界并扩展至相邻片层, 如图 8d 所示。

微裂纹成核是 TiAl 合金变形损伤的一种常见行为。在疲劳加载过程中以断续而非连续的方式发生成核, 大多数微裂纹仍处于休眠状态或以较低的速率传播^[21], 而在压缩加载过程中, 裂纹成核也能遵循上述准则^[14-15]。在与压缩轴成 45°方向上剪应力最大, 滑移带平行于 γ/α_2 片层, 容易发生沿层断裂^[21]。此外, 由于层片间的结合力较弱, 相对于沿层断裂, 穿层裂纹萌生与扩展需要更大的断裂功。因而在压应力达到一定值时, 微裂纹会首先沿着 γ/α_2 片层扩展。随着应力的继续增加, γ/α_2 片层内薄弱部位不断产生微裂纹, 韧带桥被贯穿形成更大的裂纹。同时, 滑移带在压应力作用下发生偏转并与 γ/α_2

界面层形成一定角度, γ 相层内的有序孪晶亦在压应力作用下发生变形, 滑移带偏转和孪生变形共同作用从而导致穿层断裂。

2.3 预压缩压力对 TiAl 合金拉伸断口形貌的影响

经过 610 MPa 应力压缩后的 TiAl 涡轮拉伸后断口宏观形貌如图 9 所示。断口表面垂直于最大拉应力方向, 表面起伏较大, 参差不齐, 几乎没有塑性变形痕迹, 是典型的脆性断裂。断口表面主要为沿层断裂的解理面, 还有部分穿层断裂, 穿层裂纹起源于边缘区域 (白色圆圈处), 并呈放射状花样沿着 TiAl 柱状枝晶生长方向扩展, 断面白亮处是片层团中所夹杂的解理断裂的 γ 晶粒。

对断口近轴心处微观表面进行 SEM 观察, 如图 10 所示。图 10a 为微观断口典型形貌, 沿层断裂是拉伸断

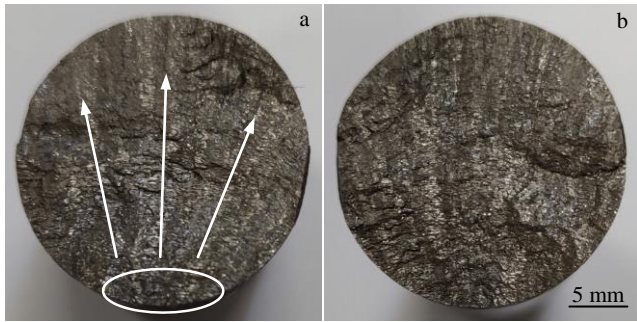


图9 经过 610 MPa 应力压缩后的 TiAl 合金涡轮拉伸断口宏观形貌
Fig.9 Macromorphologies of tensile fracture of TiAl alloy turbine after 610 MPa stress compression: (a) turbine side fracture and (b) corresponding shaft side fracture

裂的主要形式，端面上可以观察到明显的层状组织，光滑区域是沿层解理面（位置 1），周围环绕分布着穿层断裂形貌（位置 2），沿层断裂表面以河流花样向周围放射（如箭头 3 所示）到其它片层。图 10b 为典型的穿层断裂，界面分层非常明显，由于滑移带平行于 γ/α_2 层状界面，界面上的位错堆积会在 γ/α_2 界面层产生分层现象^[18,21]。图 10c 中沿层断裂面上可观察到厚薄不同的片层组织，横向沿层断裂还交织着沿 TiAl 柱状枝晶生长方向的穿层断裂。由于 TiAl 组织和位错密度的不均匀，沿层断裂面会在位错密度小的区域表现出较厚的片层形貌，在位错密度较大的区域呈现出薄片层形状，如图 10d 所示。

TiAl 合金涡轮在摩擦焊接和机械连接时均有压应

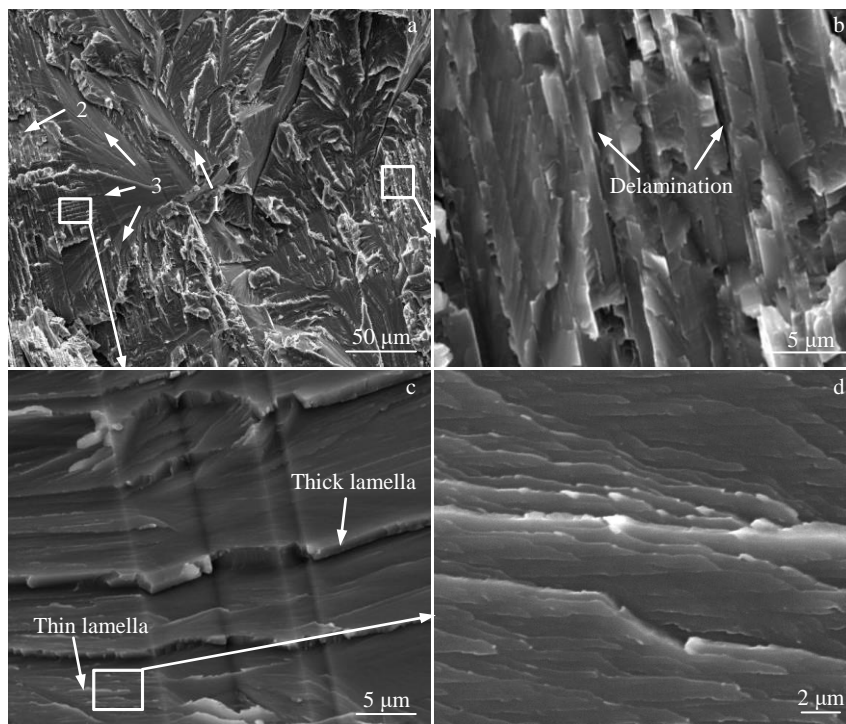


图 10 经过 610 MPa 应力压缩后的 TiAl 合金涡轮拉伸断口微观形貌
Fig.10 Tensile fracture morphologies of TiAl alloy turbine after stress compression of 610 MPa

力作用在轴颈处，使得该区域的微观组织发生了改变，涡轮内部受到了损伤，从而导致焊后涡轮轴的拉伸、弯曲和疲劳等性能的弱化。微孔洞和微裂纹等缺陷会严重影响 TiAl 合金的使用寿命。在压应力作用下，铸造缺陷附近会形成较大的应力集中，极易萌生裂纹。微孔洞和微裂纹也影响着裂纹的扩展路径。因此，压应力越大，涡轮内部产生的微裂纹越多，对涡轮的损伤越大。铸造时产生的缺陷可诱发裂纹，使性能不稳定性和不均匀性增大，强度分散度也就逐渐增大。由于铸造涡轮的最后凝固区一般都在涡轮中心位置，导致这里出现疏松、气孔等铸造缺陷，从而使得冒口侧的性能低

于轮背侧。

综上所述，TiAl 片层组织在压缩变形过程中形成了以沿层裂纹为主，穿层裂纹为辅的变形损伤特征，变形后的片层组织在拉伸应力作用下继续扩展并相互贯通，先形成以沿片层断裂的主裂纹再形成穿层断裂的次裂纹，从而在断口上表现出沿层和穿层的混合断裂形貌。

3 结 论

1) 随着预压缩压力的增大，压缩后的 TiAl 涡轮抗拉强度逐渐降低。当压力为 610 MPa 时，抗拉强度仅为 86 MPa，损失率高达 70%。

2) TiAl 合金压缩过程中形成了以沿层裂纹为主、穿层裂纹为辅的变形损伤特征。与压缩轴成 45° 的最大剪应力方向上的沿层裂纹是 TiAl 合金压缩损伤的主要形式。

3) 压缩损伤后的 TiAl 合金涡轮拉伸断裂均发生在靠近冒口侧的细轴颈部位。变形后的片层组织在拉应力作用下继续扩展直至韧带桥被贯穿, 小裂纹合并成大裂纹, 在断口上表现出沿层和穿层的混合断裂形貌。

参考文献 References

- [1] Song Y L, Dou Z H, Zhang T A *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 789: 266
- [2] Appel F, Clemens H, Fischer F D. *Prog Mater Sci*[J], 2016, 81: 55
- [3] Wang Q, Zeng L C, Ding H S *et al.* *Intermetallics*[J], 2019, 113: 106 587
- [4] Du S G, Wang S L, Xu W T. *Materials*[J], 2020, 13(9): 1
- [5] Niu H Z, Chen X J, Chen Y F *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 784: 139 313
- [6] Singh V, Mondal C, Sarkar R *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 774: 138 891
- [7] Chu Y D, Li J S, Zhao F T *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 725: 466
- [8] Erdely P, Staron P, Maawad E *et al.* *Acta Materialia*[J], 2018, 158: 193
- [9] Sawai T, Hishinuma A. *Journal of Physics & Chemistry of Solids*[J], 2005, 66(2-4): 335
- [10] Kawabata T, Takezono Y, Kanai T *et al.* *Acta Metallurgica*[J], 1988, 36(4): 963
- [11] Zhang Q, Hua X A, Zhang Z R *et al.* *International Journal of Mechanical Sciences*[J], 2021, 193: 106 123
- [12] Edwards T E J, Gioacchino F D, Goodfellow A J *et al.* *International Journal of Fatigue*[J], 2019, 124: 520
- [13] Signoria L J, Nakamura T, Okada Y *et al.* *Intermetallics*[J], 2018, 100: 77
- [14] Cao R, Li L, Chen J H *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2010, 527(10-11): 2455
- [15] Cao R, Li L, Chen J H *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2010, 527(10-11): 2468
- [16] Cao Rui(曹睿), Chen Jianhong(陈剑虹), Zhang Ji(张继) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2005, 34(5): 696
- [17] Zhu B, Xue X Y, Kou H C *et al.* *Intermetallics*[J], 2019, 106: 13
- [18] Wu Y L, Hu R, Yang J R *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 735: 40
- [19] Cao Rui(曹睿), Lin Youzhi(林有智), Chen Jianhong(陈剑虹) *et al.* *Chinese Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2008, 44(1): 40
- [20] Kruzic J J, Campbell J P, Ritchie R O. *Acta Mater*[J], 1999, 47(3): 801
- [21] Huang Z W, Bowen P, Jones I P. *Philosophical Magazine A*[J], 2001, 81(9): 2183

Compression Damage and Tensile Fracture Behavior of TiAl Alloy Turbine

Du Suigeng, Wang Songlin, Gao Man

(Engineering Research Center of Advanced Manufacturing Technology for Aero Engine, Ministry of Education, Key Laboratory of High Performance Manufacturing for Aero Engine, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: To study the mechanism of structure damage and the law of performance weakening of TiAl alloy turbine under pressure, an experimental method was designed in which the TiAl alloy turbine was compressed and then stretched. The slips and microcracks on the surface and inside of the compressed turbine journal were analyzed by SEM, and the tensile fracture morphology was observed. The results show that the residual tensile strength of the compressed TiAl turbines gradually decreases as the pressure increases on the turbine. When the pressure reaches 610 MPa, the residual tensile strength is only 86 MPa, and the strength loss rate is as high as 70%. During the compression process of TiAl alloy, the deformation damage characteristics are mainly interlamellar cracks supplemented by translamellar cracks formed. Lamellar cracks in the direction of maximum shear stress at 45° to the compression axis are the main form of compression damage found in the TiAl alloy. The tensile fracture of TiAl alloy turbine after compression damage occurs at the thin journal near the casting riser side of turbine. The microcracks in the lamellar structure after compression deformation continue to expand under the subsequent tensile stress until the ligament bridge is penetrated, and the small cracks merge into large cracks, resulting in a mixed fracture morphology along the layer and through the layer on the fracture surface.

Key words: TiAl alloy; turbine; compression damage; tensile fracture

Corresponding author: Du Suigeng, Ph. D., Professor, School of Mechanical Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China, Tel: 0086-29-88495264, E-mail: fwcenter@nwpu.edu.cn