

高 Nb 含量 TiAl 合金在疲劳蠕变作用下的裂纹萌生及扩展

余龙¹⁾ 宋西平¹⁾ 张敏¹⁾ 李宏良¹⁾ 焦泽辉²⁾ 于慧臣²⁾

1) 北京科技大学新金属材料国家重点实验室, 北京 100083

2) 北京航空材料研究院先进高温结构材料重点实验室, 北京 100095

摘要 利用 SEM 原位观察技术研究了近片层 Ti-45Al-8Nb-0.2W-0.2B-0.1Y 合金在 750 °C 疲劳蠕变交互作用下的裂纹萌生及扩展行为, 循环实验采用在最大拉应力保载的梯形波。结果表明, 裂纹主要在片层团界面萌生, 裂纹萌生方式包括蠕变空洞和疲劳微裂纹。片层团界面处的微裂纹先通过吞并蠕变空洞或在裂纹尖端应力集中作用下沿片层团界面进行扩展, 然后相互连接长大; 当裂纹扩展受到不同取向的片层团界面阻碍时, 受阻的裂纹开始沿试样厚度方向扩展, 且附近伴随出现垂直于载荷方向的微裂纹; 最终受阻的裂纹相互连接直至合金断裂。将实验结果与该合金在相同条件下疲劳变形和蠕变变形的原位观察结果进行了比较。结合实验结果建立了高 Nb 钛铝合金在疲劳蠕变交互作用下裂纹萌生及扩展示意模型。

关键词 TiAl 合金, 疲劳蠕变交互作用, 原位观察, 裂纹萌生, 裂纹扩展

中图法分类号 TG146.2 文献标识码 A 文章编号 0412-1961(200×)×-××-×

Crack initiation and propagation of high Nb-containing TiAl alloy in fatigue-creep interaction

YU Long¹⁾, SONG Xiping¹⁾, ZHANG Min¹⁾, LI Hongliang¹⁾, JIAO Zehui²⁾, YU Huichen²⁾

1) State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083

2) Science and Technology on Advance High Temperature Structural Materials Laboratory, Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095

Correspondent: SONG Xiping, professor, Tel:010-62333213, E-mail: xpsong@skl.ustb.edu.cn

Supported by National Basic Research Program of China, 2011CB605506

Manuscript received 200*—**—**, in revised form 200*—**—**

ABSTRACT TiAl-based alloys appear as potential competitors to steels and superalloys applied in aerospace and automotive industries due to their low density, high specific strength and stiffness and good oxidation resistance at elevated temperatures. As a new generation of TiAl-based alloys, high Nb-containing TiAl alloys have become a promising high temperature structural material due to their better high temperature strength and oxidation resistance than ordinary TiAl alloys. TiAl-based alloy components such as low pressure turbine blade and compressor impeller often serve in near steady conditions for a duration of time once peak operating conditions are achieved at high temperature. The components suffer not only from rapidly induced damage from start-up and shutdown cycles, but also from creep damage under sustained loading periods. Moreover, the possible interaction damage between fatigue and creep must be considered. Thus, the study of fatigue-creep interaction for TiAl-based

*国家重点基础研究发展计划资助项目, 2011CB605506

收到初稿日期: 200*—**—**, 收到修改稿日期: 200*—**—**

作者简介: 余龙, 男, 1988 年生, 博士生

DOI: 10.11900/0412.1961.2014.00346

alloys is of great practical importance. Large numbers of researches were focused on the fatigue or creep properties of TiAl-based alloys, however, the fatigue-creep interaction behavior was rarely reported. Therefore, the crack initiation and propagation behavior of a nearly lamellar Ti-45Al-8Nb-0.2W-0.2B-0.1Y alloy in fatigue-creep interaction was observed at 750 °C. The cyclic loading tests were carried out using a mini servo-hydraulic fatigue machine in a scanning electronic microscope (SEM) chamber. The entire process of crack initiation and propagation was observed. The load cycling was trapezoidal by applying a dwell time at the maximum tension stress. The results were indicated that micro-cracks mainly occurred at internal grain boundaries in the form of creep void or fatigue micro-crack. The micro-cracks firstly extended along the grain boundary by absorbing the creep voids or the stress concentration around crack tips, then connected with each other forming a longer crack. As the crack was frustrated by grain boundaries of other orientations, the crack began to grow in the thickness direction. Meanwhile, the micro-cracks perpendicular to loading direction emerged. Eventually, the frustrated cracks interconnected resulting in fracture. Compared to the *in situ* SEM observations in fatigue deformation, the dwell time resulted in the increase of probability of grain boundary crack initiation and the changes of crack propagation path. Thus, the fracture mode transform from transcrystalline to intercrystalline and the fatigue lifetime significantly decreased. The model of the crack initiation and propagation behaviors of high Nb-containing TiAl alloys in fatigue-creep interaction was presented in this paper.

KEY WORDS TiAl alloy, fatigue-creep interaction, *in situ* observation, crack initiation, crack propagation

钛铝基金属间化合物以其低密度、较高弹性模量以及良好的高温强度、抗蠕变和抗氧化性能，在航空、航天及汽车发动机等领域具有广阔的应用前景^[1-4]。其中，高 Nb 含量 TiAl 合金因其更高的使用温度和更加优异的高温抗氧化性能，显示了巨大的发展潜力^[5-9]。高 Nb 含量 TiAl 合金构件如涡轮机叶片和压缩机叶轮在使用过程中具有一系列复杂的加载条件，如构件的启动和停止、外加载荷的改变以及高温恒载下进行一定时间的保持等。这些构件在运行时不仅承受动载荷作用通常还承受一定静载荷的作用，所以在选材过程中不仅要求其具有良好的抗疲劳和抗蠕变性能，而且还需考虑疲劳损伤和蠕变损伤之间的交互作用。因此，分析疲劳蠕变交互作用对高 Nb 含量 TiAl 合金及其构件的寿命评估具有重要的工程应用意义。近些年大量文献对钛铝基合金的疲劳和蠕变性能进行了报道。研究表明，钛铝基合金的蠕变性能与合金的显微组织、晶粒大小、片层方向、片层宽度等有关^[10-14]，且在蠕变变形时发生 $\alpha_2 \rightarrow \gamma$ 相变^[15-16]；钛铝基合金在高温疲劳变形过程中，应力幅的微小改变会导致疲劳寿命的巨大差异^[17]，合金呈现应力（应变）幅的循环稳定性^[18-20]，疲劳裂纹主要在片层界面或片层团界面处萌生^[21-23]。然而对于高 Nb 含量 TiAl 合金在高温下由疲劳引起材料损伤与由蠕变引起材料损伤的共同作用，即疲劳蠕变交互作用，目前尚未见详细报道。因此，本工作利用带扫描电镜（SEM）的高温疲劳试验机，通过在循环变形时最大拉应力处进行保载，分析了近片层高 Nb 含量 TiAl 合金的疲劳蠕变交互作用，借助 SEM 实时观察合金在疲劳蠕变交互作用条件下的裂纹萌生及扩展过程，从而进一步揭示该合金在疲劳蠕变交互作用下裂纹的萌生及扩展方式。

1 实验方法

实验所用材料为高 Nb 含量 TiAl 合金，其合金名义成分为 Ti-45Al-8Nb-0.2W-0.2B-0.1Y（原子分数，%），采用自耗-凝壳-自耗工艺制备，合金锭的成分均匀，Al 的成分偏差为 0.16（原子分数，%），Nb 的成分偏差为 0.07（原子分数，%）。疲劳蠕变交互作用实验在岛津 SEM-SERVO 高温拉伸疲劳试验机上进行，利用其液压伺服系统采集应变与周次的关系曲线，利用其自带的 SEM 进行显微组织的实时观察和拍照。这种测试方法已被广泛应用于研究材料的裂纹萌生及扩展行为^[24-26]。仪器的温度和位移精度分别为 ± 1 °C 和 10^{-3} mm，且所有实验均在真空下进行，避免了高温氧化对合金力学性能的影响。实验所用试样均用线切割的方法直接从合金锭中切取，试样形状及尺寸见图 1（试样的形状及尺寸参照仪器给定要求制得），然后将上下表面及侧面仔细打磨抛光。本工作采用的是含保载时间、载荷控制的拉-拉循环实验，其加载波形示意图如图 2 所示。实验温度 $T=750$ °C，最大应力 $\sigma_{\max}=0.8\sigma_{0.2}=468.8$ MPa，应力比 $R=0.1$ ，载荷加载速率 $v=50$ N/s，保载时间 $\Delta t=10$ s。通过在最大拉伸应力处进行一定时间的保持，可以在循环实验中对合金产生明显的蠕变损伤，从而研究该合金的疲劳蠕变交互作

用行为；通过原位观察技术得到高 Nb 含量 TiAl 合金在疲劳蠕变交互作用行为中的裂纹萌生及扩展过程。

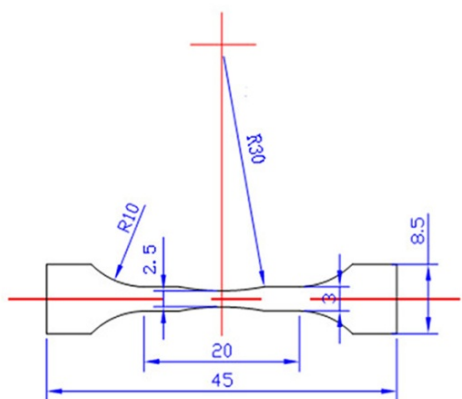


图1 试样形状尺寸

Fig.1 Dimension of specimen (unit: mm, and the thickness of specimens is approximately 1.0 mm)

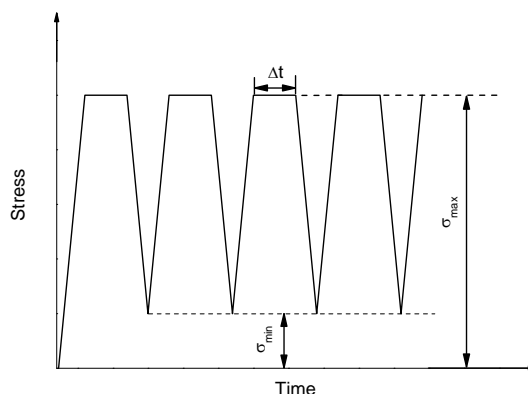


图2 疲劳蠕变交互作用加载波形图

Fig.2 Waveform of fatigue-creep interaction tests (Δt -dwell time at the maximum tension stress, σ_{max} -the maximum tension stress, σ_{min} -the minimum tension stress)

2 实验结果



图3 Ti-45Al-8Nb-0.2W-0.2B-0.1Y 铸态合金的 SEM 像

Fig.3 SEM image of Ti-45Al-8Nb-0.2W-0.2B-0.1Y cast alloy

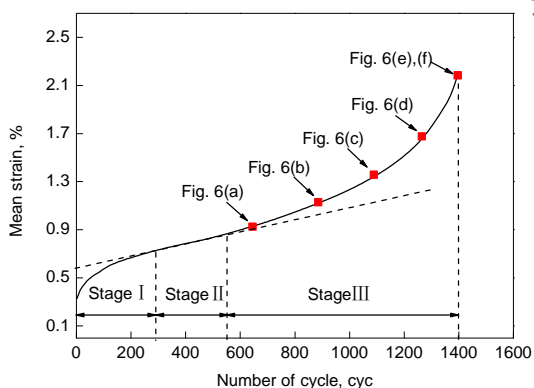


图4 Ti-45Al-8Nb-0.2W-0.2B-0.1Y 铸态合金在循环变形时平均应变随周次的变化曲线

Fig.4 Mean strain curve of Ti-45Al-8Nb-0.2W-0.2B-0.1Y cast alloy in cycling with $\sigma_{max}=470$ MPa, $R=0.1$ and $\Delta t=10$ s at 750 °C (stage I -primary decelerated stage, stage II -steady-state stage, stage III-tertiary accelerated stage)

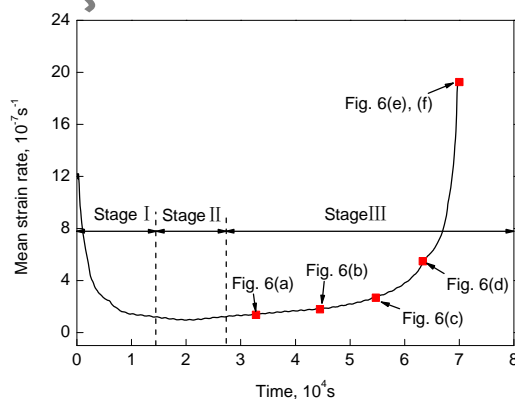


图5 Ti-45Al-8Nb-0.2W-0.2B-0.1Y 铸态合金在循环变形时平均应变速率随时间的变化曲线

Fig.5 Mean strain rate curve of Ti-45Al-8Nb-0.2W-0.2B-0.1Y cast alloy in cycling with $\sigma_{max}=470$ MPa, $R=0.1$ and $\Delta t=10$ s at 750 °C (stage I -primary decelerated stage, stage II -steady-state stage, stage III-tertiary accelerated stage)

图3为Ti-45Al-8Nb-0.2W-0.2B-0.1Y铸态合金显微组织的SEM像。可以看到，合金的显微组织为近片层组织(NL组织)，由 γ/α_2 层片团和少量分布于层片团间的等轴 γ 相组成，片层团平均尺寸约为70 μm ，片层团界呈锯齿形。该合金在750 $^\circ\text{C}$ 时的高温拉伸性能为屈服强度 $\sigma_{0.2}=586\text{ MPa}$ ，抗拉强度 $\sigma_b=795\text{ MPa}$ ，延伸率 $\delta=1.1\%$ 。

图4为Ti-45Al-8Nb-0.2W-0.2B-0.1Y在合金循环变形时平均应变随循环周次的变化曲线。将平均应变变化曲线对时间进行一阶求导，即可得到蠕变速率随时间的变化曲线，如图5所示。从图4和5中可以看出，合金在此条件下循环变形时，平均应变变化曲线具有典型蠕变曲线特征，即包括初始减速增长阶段(Stage I)，稳态增长阶段(Stage II)和加速增长阶段(Stage III)。当合金在最大拉应力处进行一定时间的保载时，保载时间引起静态蠕变损伤从而使合金平均应变具有典型蠕变特征。此外，合金在此条件下循环变形时，平均应力 $\sigma_m=258.5\text{ MPa}$ ，而由正的平均应力引起的循环蠕变损伤对合金的平均应变行为也具有一定影响^[27-28]。此时合金的损伤过程不仅包含疲劳损伤，而且还有蠕变损伤以及随之而来的疲劳蠕变交互作用。

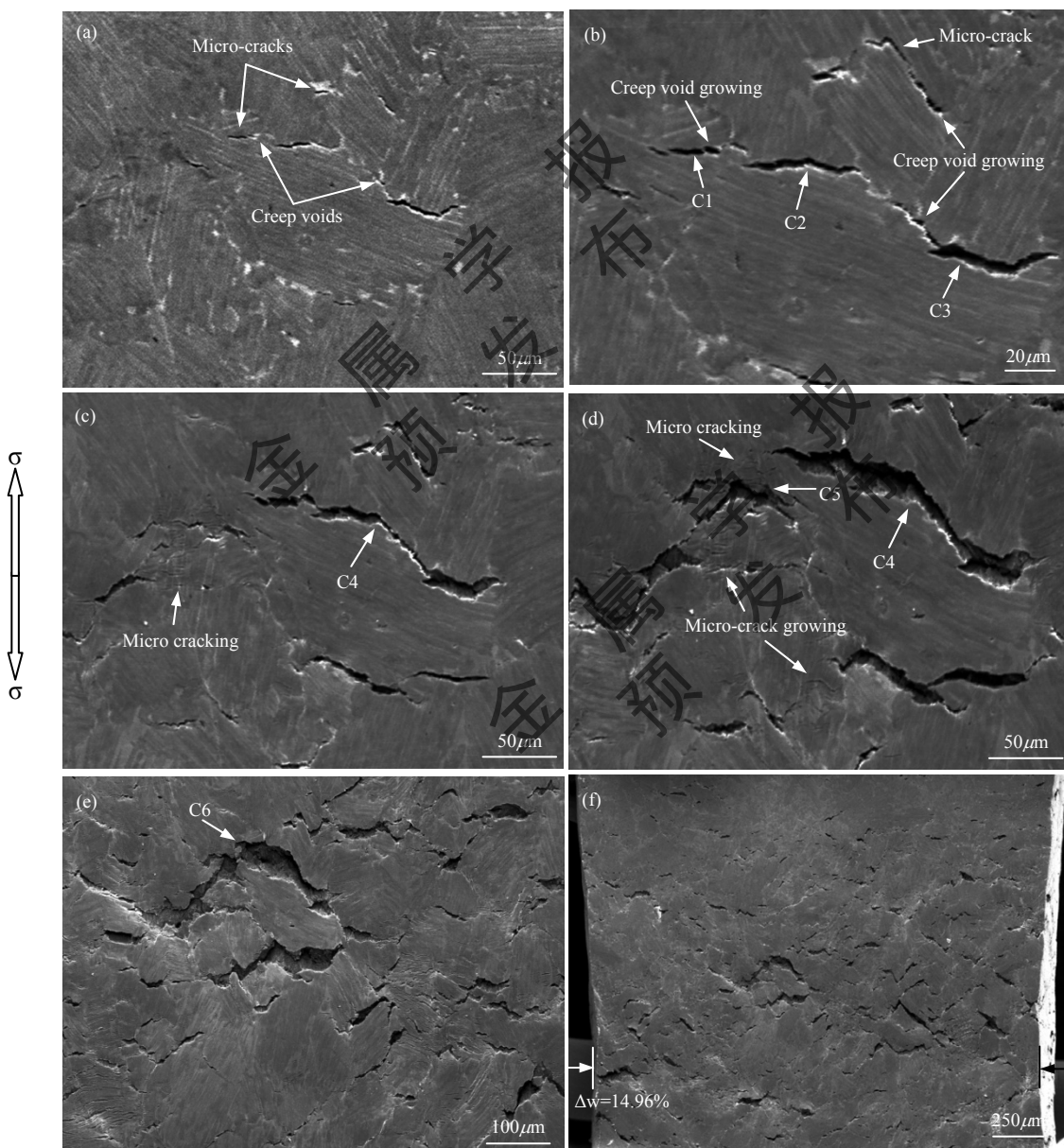


图6 Ti-45Al-8Nb-0.2W-0.2B-0.1Y铸态合金在循环变形时的原位观察SEM像

Fig.6 *In situ* SEM images of Ti-45Al-8Nb-0.2W-0.2B-0.1Y cast alloy in cycling with $\sigma_{\text{max}}=470\text{ MPa}$, $R=0.1$ and $\Delta t=10\text{ s}$ at $750\text{ }^\circ\text{C}$, $N=648$, $N/N_f=46.5\%$ (a), $N=883$, $N/N_f=63.3\%$ (b), $N=1093$, $N/N_f=78.4\%$ (c), $N=1269$, $N/N_f=91.0\%$ (d), $N=1392$, $N/N_f=99.8\%$ (e) and (f) (N -number of cycle, N_f -the number of cycle to failure, C1-C6-the mark of different cracks, Δw -the decrease of specimen width)

图 6 为 Ti-45Al-8Nb-0.2W-0.2B-0.1Y 在合金循环变形时的原位观察 SEM 像。图 6a-f 与图 4 和图 5 中的位置相对应。当合金平均应变进入加速增长阶段 (Stage III) 后, 由图 6a 和 b 可以观察到, 大量蠕变空洞在片层团界面处产生, 且萌生处的片层团界面取向与外加应力方向之间角度较大。随着循环周次的增加, 蠕变空洞通过自身逐渐长大或连接其他空洞的方式沿片层团界面形成微裂纹。此外, 少量的疲劳微裂纹也会直接在片层团界面处形成。由图 6a 和 b 还可以观察到, 在片层团界面处的微裂纹通过吞并蠕变空洞 (如图 6b 中裂纹 C1 和裂纹 C3) 或在裂纹尖端应力集中的作用下 (如图 6b 中裂纹 C2) 进行扩展, 且其扩展方向沿试样表面片层团界面。当循环周次 $N=1093$ cyc 时 (如图 7c), 裂纹 C2 与裂纹 C1, C3 相互连接起来从而形成尺寸更大的裂纹 C4; 与此同时, 大尺寸裂纹 C4 的扩展受到了其他片层团界面的阻碍。从图 6c 中还可以观察到, 合金在受阻裂纹附近萌生了新的微裂纹, 且其方向垂直于外加应力方向。当循环周次 $N=1269$ cyc (如图 6d) 时, 此时裂纹 C4 主要沿着试样厚度方向进行扩展。合金在断裂前, 如图 6e 和 f 所示, 垂直于外加应力方向的微裂纹数量和大小增加, 且在其作用下受阻裂纹 C4 和 C5 相互连接形成裂纹 C6, 最终使合金发生失稳断裂。合金断裂前发生明显的颈缩现象, 合金的断裂方式为沿晶断裂, 合金的循环寿命 $N_f=1395$ cyc (合金断裂时间 $t_f=19.38$ h)。

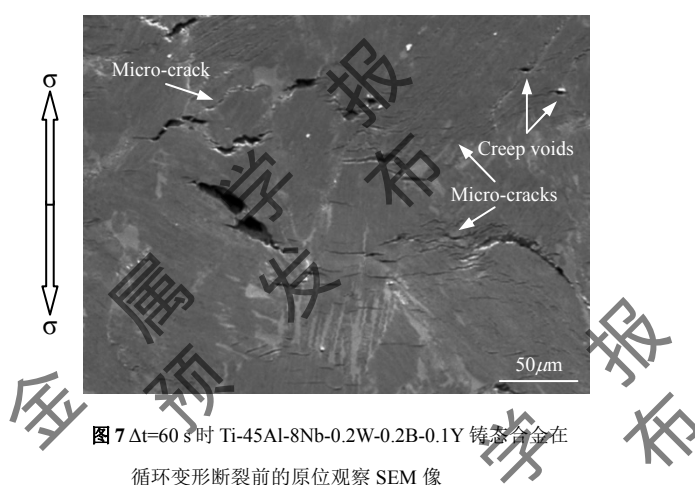


图 7 $\Delta t=60$ s 时 Ti-45Al-8Nb-0.2W-0.2B-0.1Y 铸态合金在循环变形断裂前的原位观察 SEM 像

Fig.7 *In situ* SEM image of Ti-45Al-8Nb-0.2W-0.2B-0.1Y cast alloy before fracture in cycling with $\sigma_{max}=470$ MPa, $R=0.1$ and $\Delta t=60$ s at 750°C

图 7 为 Ti-45Al-8Nb-0.2W-0.2B-0.1Y 合金在循环变形时试样断裂前的原位观察 SEM 像。合金的 $N_f=251$ cyc ($t_f=6.97$ h)。与 $\Delta t=10$ s 时相比, 合金的表面裂纹类型也包括蠕变空洞、沿片层团界面的微裂纹和垂直于外加应力方向的微裂纹, 裂纹扩展方向包括沿试样表面片层团和试样厚度方向, 说明其裂纹的萌生及扩展方式与 $\Delta t=10$ s 时相同。但 Δt 的增加使合金在疲劳蠕变交互作用时产生垂直于外加应力方向的微裂纹数量增多, 且使合金的循环寿命降低。

3 分析与讨论

疲劳蠕变交互作用的本质是疲劳损伤和蠕变损伤的相互关系。疲劳的主要损伤形式是裂纹在晶内扩展, 而蠕变的主要损伤形式是空洞在晶界形核和长大。当疲劳和蠕变损伤同时发生时, 一种损伤对另一种损伤的发展过程将产生一定的影响, 从而加速或减缓总损伤, 进而影响合金循环寿命^[29]。图 8 为 Ti-45Al-8Nb-0.2W-0.2B-0.1Y 合金在进行不含保载时间的疲劳变形时, 试样在断裂前后的表面形貌。可以看出, 主裂纹沿垂直于外加应力方向进行扩展; 当主裂纹扩展至 $719\ \mu\text{m}$ 时合金发生断裂, 合金断裂前没有明显的颈缩现象, 其断裂方式为穿晶断裂, $N_f=4192$ cyc ($t_f=46.58$ h)。此外, 在主裂纹附近观察到垂直于外加应力方向的微裂纹, 如图 8c 所示。与相同条件下 $\Delta t=10$ s 的原位观察结果相比, 保载时间的加入使合金在片层团界面处萌生裂纹的几率明显增大, 裂纹扩展方式发生明显转变, 合金的断裂方式由穿晶断裂变为沿晶断裂, 合金的循环寿命显著降低。

前期研究^[30]表明, 高 Nb 含量 TiAl 合金在 750°C , 470 MPa 条件下蠕变变形时, 当合金进入稳态蠕变

阶段后片层团界面处开始出现大量蠕变空洞，蠕变空洞不断长大或相互连接形成微裂纹；随着蠕变变形的进行，片层团界面处微裂纹的数量和尺寸不断增加；当合金进入加速蠕变阶段时，片层团界面处的微裂纹相互连接直至合金断裂。而高 Nb 含量 TiAl 合金在 750 °C，470 MPa 条件下疲劳蠕变交互作用时，在裂纹扩展前期，片层团界面处萌生的蠕变空洞和微裂纹沿片层团界面方向长大且发生相互连接；在裂纹扩展后期，试样表面微裂纹包括沿片层团界面的微裂纹和垂直于外加载荷方向的微裂纹，且在垂直于外加应力方向的微裂纹作用下合金表面相邻片层团界面处的裂纹再次发生连接，最终导致合金断裂。结合合金在相同应力条件下疲劳变形和蠕变变形时的原位观察结果分析发现，2 种类型的微裂纹共存以及片层团界面处的裂纹发生再次连接是高 Nb 含量 TiAl 合金在疲劳蠕变交互作用时裂纹萌生及扩展行为的典型特征。

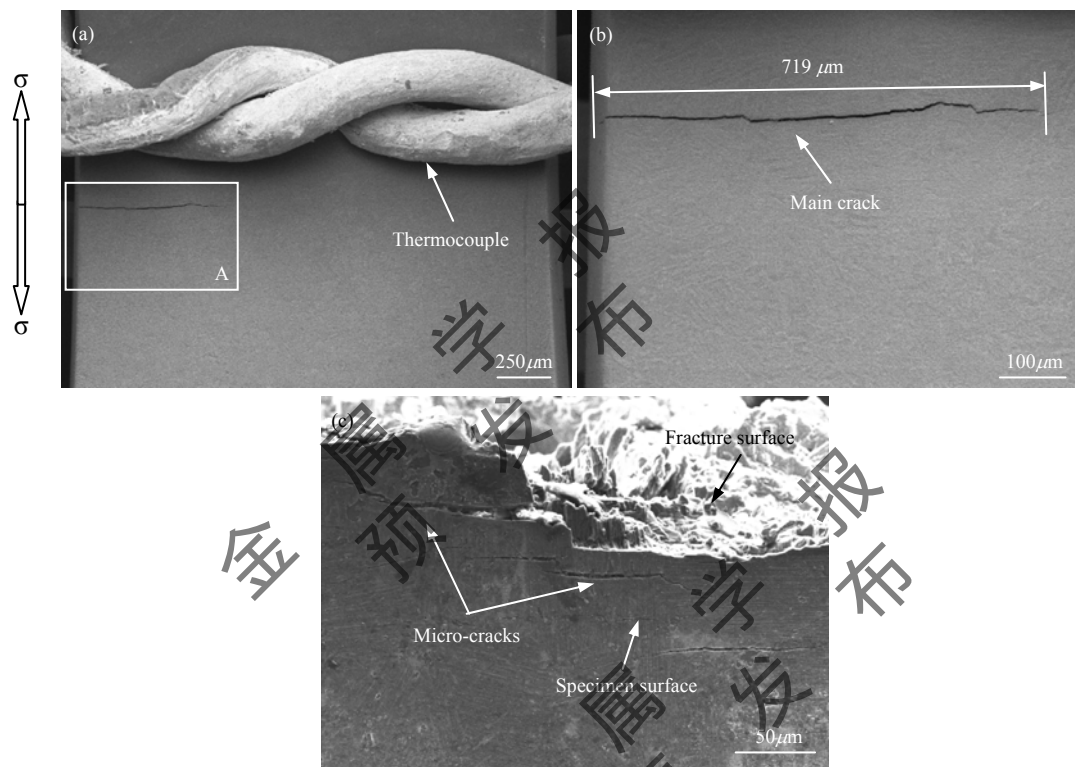


图 8 $\Delta t=0$ s 时 Ti-45Al-8Nb-0.2W-0.2B-0.1Y 铸态合金断裂前后的表面形貌

Fig.8 Specimen surface morphology of Ti-45Al-8Nb-0.2W-0.2B-0.1Y cast alloy in cycling with $\sigma_{\max}=470$ MPa and $\Delta t=0$ s at 750 °C before fracture, $N/N_f=99.78$ % (a), detail of region A in fig.8a (b) and after fracture (c)

图 9 为高 Nb 含量 TiAl 合金在疲劳蠕变交互作用下裂纹萌生及扩展过程的模型示意图。当在合金循环变形过程中加入保载时间后，即在疲劳蠕变交互作用下，其裂纹主要在与拉应力方向呈大角度的片层团界面萌生，萌生方式有 2 种：（1）主要为蠕变空洞；（2）疲劳微裂纹，如图 9a 和 b 所示。因为在高温下，首先片层团界面强度比较低，再加上变形过程中位错的运动受到片层团界面的阻碍，在片层团界面处塞积，产生局部高应力集中，因此合金在片层团界面处更易于产生蠕变空洞或直接产生疲劳微裂纹。

随着循环周次的增加，在片层团界面处的微裂纹首先通过吞并蠕变空洞或在裂纹尖端应力集中作用下沿着片层团界面方向进行长大，如图 9b 所示。随后这些裂纹之间相互连接并继续扩展直至其扩展受到其他取向的片层团界面阻碍，与此同时，在受阻裂纹附近出现垂直于外加载荷方向的微裂纹，如图 9c 所示。当合金进入失稳阶段后，受阻的裂纹开始沿试样厚度方向进行扩展，如图 9d 所示。最终在垂直于外加应力方向的微裂纹的作用下受阻裂纹之间相互连接从而使合金发生断裂，如图 9e 所示。

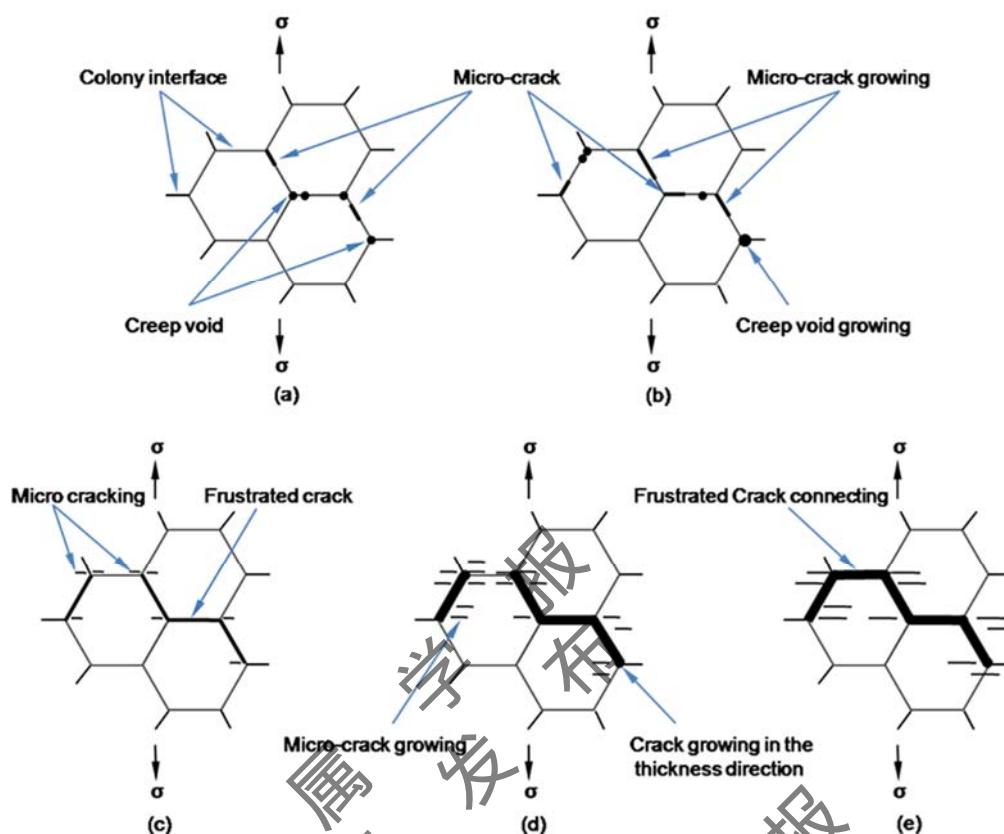


图9 高Nb含量TiAl合金在750 °C疲劳蠕变交互作用下的裂纹萌生及扩展模型

Fig.9 The model of crack initiation and propagation behavior of high Nb-containing

TiAl alloys in fatigue-creep interaction at 750 °C

4 结论

(1) Ti-45Al-8Nb-0.2W-0.2B-0.1Y 合金在疲劳蠕变交互作用过程中, 裂纹主要在片层团界面处萌生, 萌生方式有蠕变空洞和疲劳微裂纹。片层团界面处的微裂纹先通过吞并蠕变空洞或在裂纹尖端应力集中作用下片层团方向进行扩展, 而后微裂纹相互连接长大; 当裂纹扩展受到不同取向的片层团界面阻碍时, 受阻的裂纹开始沿试样厚度方向扩展, 且附近伴随出现垂直于外加载荷方向的微裂纹; 最终受阻裂纹之间再次相互连接直至断裂。

(2) 与不含保载时间的疲劳变形相比, 保载时间的加入使合金在片层团界面处萌生裂纹的几率明显增大, 裂纹扩展方式发生明显转变, 合金的断裂方式由穿晶断裂变为沿晶断裂, 合金的循环寿命显著降低。

(3) 沿片层团界面的微裂纹和垂直于外加载荷方向的微裂纹共存以及片层团界面处的裂纹发生再次连接是高Nb含量TiAl合金在疲劳蠕变交互作用时裂纹萌生及扩展行为的典型特征。

参考文献

- [1] Kim Y W. *JOM*, 1989; 41(7): 24
- [2] Kim Y W. *Acta Metall Mater*, 1992; 40: 1121
- [3] Zhang Y G, Han Y F, Chen G L, Guo J T, Wang X J, Feng D. *Structural Intermetallics*. Beijing: National Defense Industry Press, 2001: 705
(张永刚, 韩雅芳, 陈国良, 郭建亭, 万晓景, 冯涤. 金属间化合物结构材料. 北京: 国防工业出版社, 2001: 705)
- [4] Chen G L, Lin J P. *Physical Metallurgy for Ordered Intermetallics*. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1999: 285

- (陈国良, 林均品. 有序金属间化合物结构材料物理金属学基础. 北京: 冶金工业出版社, 1999: 285)
- [5] Chen G L, Wang X T, Ni K Q, Hao S M, Cao J X, Ding J J, Zhang X. *Intermetallics*, 1996; 4: 13
- [6] Zhang W J, Deevi S C, Chen G L. *Intermetallics*, 2002; 10: 403
- [7] Tetsui T. *Intermetallics*, 2002; 10: 239
- [8] Chen G L, Sun Z Q, Zhou X. *Mater Sci Eng*, 1992; A 153: 597
- [9] Chen G L, Sun Z Q, Zhou X. *Corros*, 1992; 48: 939
- [10] Li S J, Liu Z C, Lin J P, Chen G L, Zhang W J. *Rare Met Mater Eng*, 2002; 31: 31
(李书江, 刘自成, 林均品, 陈国良, 张卫军. 稀有金属材料与工程, 2002; 31: 31)
- [11] He S F, Lin J P, Xu X J, Gao J F, Wang Y L, Song X P, Chen G L. *Rare Met Mater Eng*, 2006; 35:257
(何素芳, 林均品, 徐向俊, 高建峰, 王艳丽, 宋西平, 陈国良. 稀有金属材料与工程, 2006; 35: 257)
- [12] Chen W R, Triantafillou J, Beddoes J, Zhao L. *Acta Metall Sin (Engl Lett)*, 1996; 9: 565
- [13] Nagai H, Takahashi T, Oikawa H. *J Mater Sci*, 1990; 25: 629
- [14] Kimm D I, Wolfenstine J. *Scr Metall Mater*, 1994; 30:615
- [15] Wang J N, Zhu J, Wu J S, Du X W. *Acta Mater*, 2002; 50: 1307
- [16] Zhang W J, Chen G L, Appel F, Nieh T G, Deevi S C. *Mater Sci Eng*, 2001, A 315: 250
- [17] Sastry S M L, Lipsitt H A. *Metall Trans*, 1977; A 8:299
- [18] Malakondaiah G, Nicholas T. *Metall Mater Trans*, 1996; A 27: 2239
- [19] Gloanec A L, Jouiad M, Bertheau D, Grange M, Henaff G. *Intermetallics*, 2007; 15: 520
- [20] Gloanec A L, Milani T, Henaff G. *Int J Fatigue*, 2010; 32: 1015
- [21] Cao R, Lin Y Z, Hu D, Chen J H. *Eng Fract Mech*, 2008; 75: 4343
- [22] Kim S W, Kumar K S, Oh M H, Wee D M. *Intermetallics*, 2007; 15: 976
- [23] Mine Y J, Fujisaki H, Matsuda M, Takeyama M, Takashima K. *Scr Mater*, 2011; 65:707
- [24] Li X D, Wang X S, Ren H H, Chen Y L, Mu Z T. *Corros Sci*, 2012; 55: 26
- [25] Wang X S, Yan C K, Li Y, Xue Y B, Meng X K, Wu B S. *Int J Fract*, 2008; 151:269
- [26] Wang X S, Fan J H. *Int J Fatigue*, 2006; 28:79
- [27] Polak J, Man J, Petreenc M, Tobias J. *Int J Fatigue*, 2012; 39: 103
- [28] Christ H J, Wamukwamba C K, Mughrabi H. *Mater Sci Eng*, 1997; A 234-246: 382
- [29] Zhang J S. *Deformation and Fracture of Materials at High Temperature*. Beijing: Science Press, 2007: 426
(张俊善. 材料的高温变形与断裂. 北京: 科学出版社, 2007: 426)
- [30] Yu L, Song X P, Zhang M, Lin J P, Jiao Z H, Yu H C. *Rare Met Mater Eng*, 2014; 43:881
(余龙, 宋西平, 张敏, 林均品, 焦泽辉, 于慧臣. 稀有金属材料工程, 2014; 43:881)