

理应表现出循环软化的特征，但是在本次试验中，不同总应变幅下的应力循环响应行为特征不同，说明材料的循环应力响应特征不能简单的用 R_m 和 $R_{p0.2}$ 的数值来决定。

第四章 激光快速成形 TC18 疲劳行为

4.1 激光快速成形 TC18 疲劳断口形貌

采用 CamScan 3400 型扫描电子显微镜观察 TC18 钛合金横向疲劳试样的疲劳断口。TC18 钛合金低周疲劳的宏观断口如图 18 所示, 疲劳断口由典型的疲劳源区、疲劳裂纹扩展区以及瞬断区三个区域组成。疲劳裂纹一般起源于试样表面或试样内部缺陷处, 按裂纹源在断口上的相对位置可分为表面、亚表面(离断口边缘距离 $l \leq 1\text{mm}$)和试样内部。在低周疲劳中因为加载的试验应力大, 裂纹一旦形核就会生成宏观裂纹并加速扩展直至失效, 所以裂纹源区和疲劳裂纹扩展区在整个疲劳断面中所占的面积较小^[72]。低周疲劳寿命主要由裂纹扩展阶段决定。

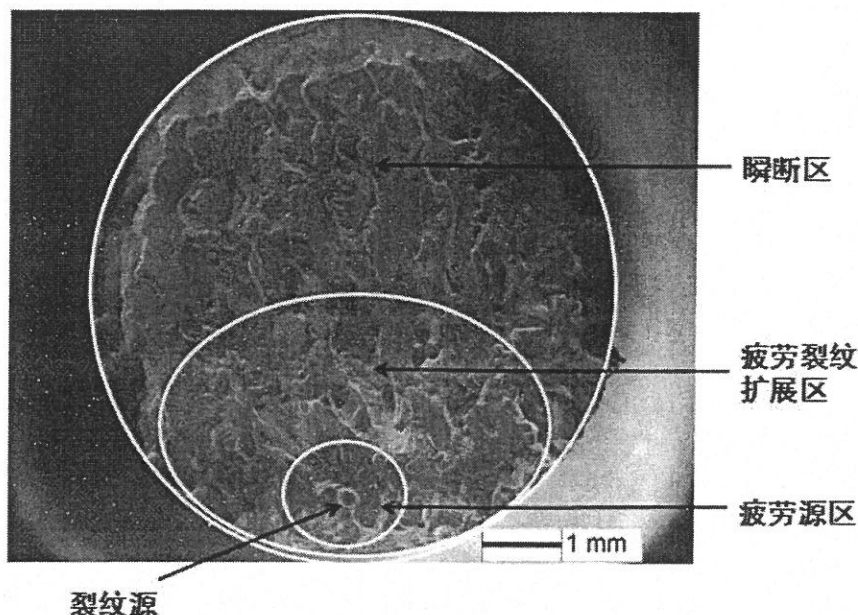


图 18 低周疲劳断口宏观形貌

在 $\pm 0.5\% \sim \pm 1.0\%$ 的加载应变幅范围内, 每级应变幅下选取一到两个疲劳断裂试样进行断口形貌观察如下。

(1) $\Delta \varepsilon_t / 2 = \pm 0.5\%$, $N_f = 32134$: 图 19 (a) 所示为该试样的 SEM 低倍宏观断口形貌, 观察可发现疲劳裂纹起源于试样表面, 如(a)图中箭头所示, 疲劳源区和疲劳裂纹扩展区可以观察到明显的沿裂纹扩展方向的放射状棱线, 在疲劳源周围, 裂纹的扩展阶段是以放射状的形式向外增长^[73]。疲劳扩展区表面较为粗糙, 有一定的起伏, 而疲劳源区表面较为平坦。瞬时断裂区存在剪切唇, 剪切唇面与试样加载应变方向大致成 45° 角, 由此可知瞬时断裂主要由切应力引起。使用 SEM 观察断口疲劳源区的高倍放大图像, 如图 19 (b) 所示。观察发现, 疲劳裂纹起源于试样表面, 且在试样表面裂纹源区发现气孔,

气孔尺寸 $42\text{ }\mu\text{m}$ 。在断口疲劳裂纹扩展区观察到疲劳条带，疲劳条带平直且垂直于裂纹扩展方向，且分布呈现不连续性，如图 20 所示，但是 TC18 钛合金低周疲劳断口不易观察到疲劳条带，这与加载应变水平及材料特性有关。

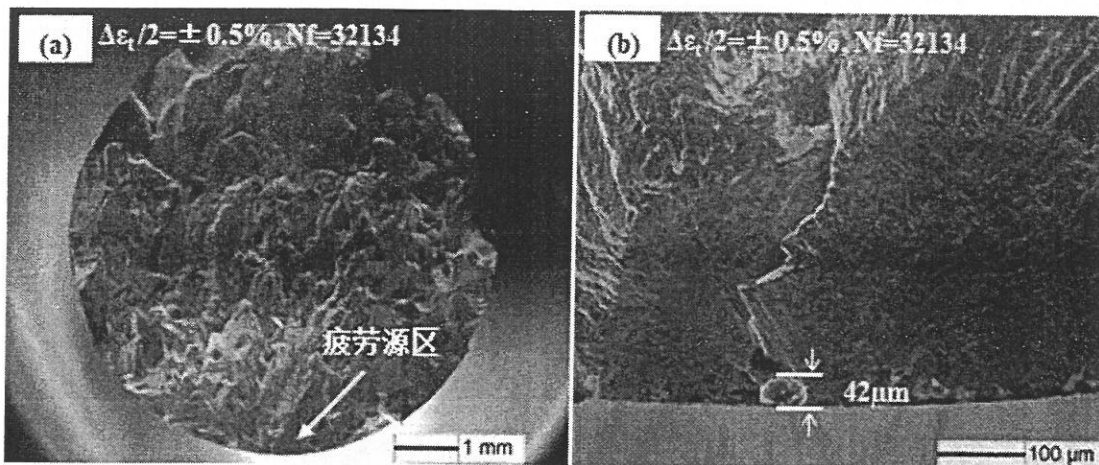


图 19 应变幅为 $\pm 0.5\%$ ($N_f=32134$) 的试样疲劳断口 SEM 图像: (a) 断口宏观形貌; (b) 疲劳源区形貌

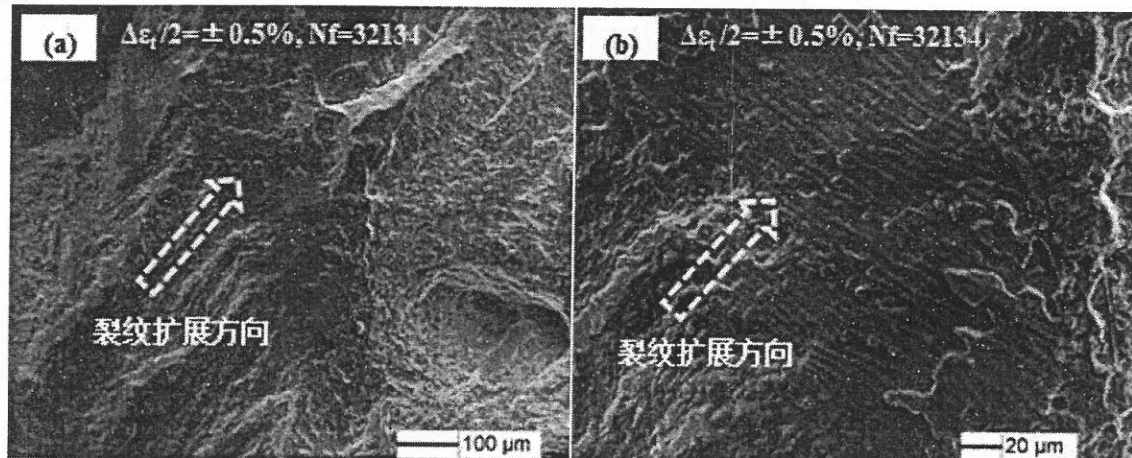


图 20 疲劳裂纹扩展区疲劳条带形貌: (a) 低倍; (b) 高倍

(2) $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0.6\%$, $N_f=13862$: 图 21 (a) 所示为该试样的 SEM 低倍宏观断口形貌。在疲劳断口可以观察到两个疲劳源。这是因为不同于高周疲劳，低周疲劳由于循环加载应力大，疲劳断口往往会出现多个疲劳源。观察这两处疲劳裂纹都是起源于气孔，这是因为在循环载荷的作用下，两处气孔边缘都会产生应力集中，但是气孔的尺寸以及位置等会影响到应力集中的程度^[74]。测得断口主裂纹源区气孔尺寸 $105\text{ }\mu\text{m}$ ，距试样表面 $372\text{ }\mu\text{m}$ ；次裂纹源区气孔尺寸 $63\text{ }\mu\text{m}$ ，距试样表面 $625\text{ }\mu\text{m}$ 。由于气孔尺寸和位置的不同，两处裂纹源承受的应力集中程度不同，宏观裂纹的形成速率及扩展速率有差别，因此裂纹源有主次之分。

主裂纹源区与次裂纹源区形貌有很大的差别。主裂纹源区较平坦光滑，可观察到向四周辐射的放射状条纹，如图 21 (b) 所示；而次裂纹源处有类似低应力高周疲劳裂纹

源处的鱼眼形貌，呈现近似圆形的凹坑状，颜色较暗，裂纹扩展局限在一个小区域内，如图 21 (c) 所示。次裂纹源区相比较于主裂纹源区，初始微裂纹的形核较慢，因此连接形成宏观裂纹所需要的时间就较长，而与此同时，在循环载荷的作用下，主裂纹源区宏观裂纹已形成且进入扩展阶段。因此在次裂纹源只扩展了几个晶粒尺寸的情况下，主裂纹已失稳快速扩展至次裂纹扩展边界处，留下次裂纹源区以气孔为中心的圆形扩展区。

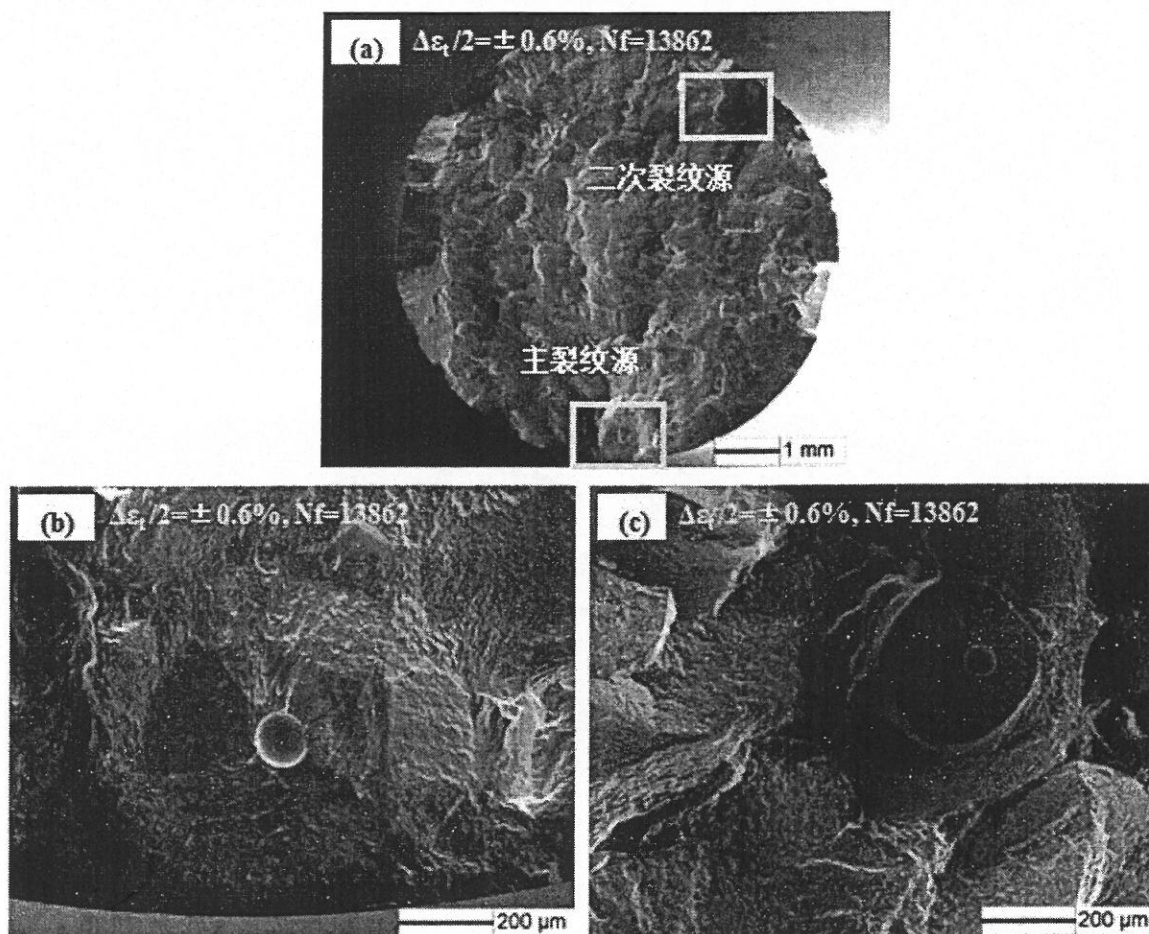


图 21 应变幅为 $\pm 0.6\%$ ($N_f=13862$) 的试样疲劳断口 SEM 图像: (a) 断口宏观形貌; (b) 疲劳主裂纹源区高倍形貌; (c) 疲劳次裂纹源区高倍形貌

(3) $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0.6\%$, $N_f=5580$: 图 22 (a) 所示为 $\pm 0.6\%$ 应变幅下另一试样的断口宏观形貌。观察该试样断口发现裂纹源数量唯一 (如图中箭头所示)，疲劳源区和疲劳裂纹扩展区观察到明显的放射状棱线，沿着放射状棱线的反方向，在棱线汇聚处即可观察到疲劳源。疲劳源区相对于疲劳裂纹扩展区较为平坦、光滑，疲劳裂纹扩展区较为粗糙。图 22 (b) 为该试样的疲劳源区高倍 SEM 显微形貌图，在疲劳源区观察到气孔，尺寸 $250\mu\text{m}$ ，距试样表面 $833\mu\text{m}$ ，疲劳裂纹起源于该气孔。

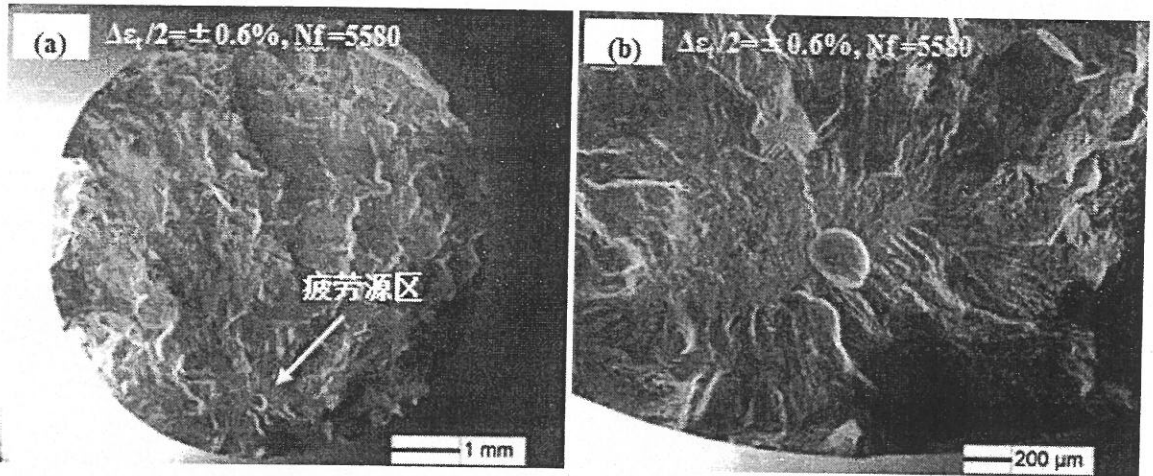


图 22 应变幅为 $\pm 0.6\%$ ($N_f=5580$) 的试样疲劳断口 SEM 图像: (a) 疲劳断口宏观形貌; (b) 疲劳源区形貌

图 23 (a) 所示为断口疲劳源区气孔边缘的高倍 SEM 图像, 在图 (a) 中可以观察到数量很多的解理小平面穿插在撕裂形貌中, 解理平面宽度大约为 $1\mu\text{m}$, 且具有大致相同的取向。解理小平面的尺寸特征与激光快速成形 TC18 钛合金热处理后的显微组织中的初生 α 相一致。疲劳源区气孔边缘可以观察到滑移迹线形貌 (如图 23 (b) 所示), 滑移迹线细密且间距较小, 分布不均匀, 只在某些区域观察到此种形貌。

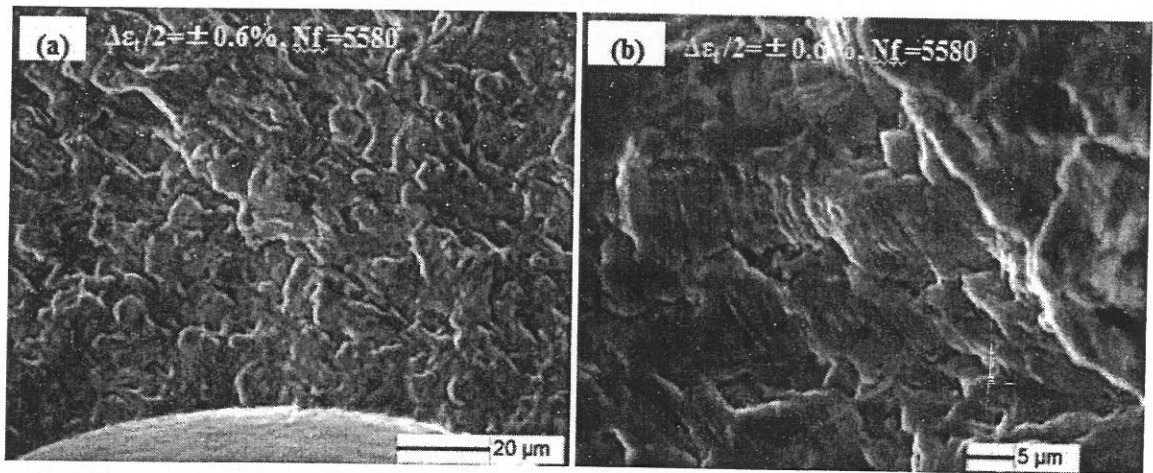


图 23 气孔边缘高倍 SEM 图像: (a) 疲劳源区形貌; (b) 气孔边缘滑移迹线形貌

(4) $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0.8\%$, $N_f=2180$: 图 24 (a) 所示为该试样的疲劳断口宏观形貌, 沿着放射状棱线反方向寻找可得疲劳源, 断口观察发现疲劳源数目唯一。在疲劳源区中心可观察到气孔, 气孔尺寸 $272\mu\text{m}$, 距试样表面 $782\mu\text{m}$, 疲劳裂纹起源于该气孔。瞬断区具有剪切唇形貌, 且剪切唇面与应力加载轴向大致呈 45° 角。疲劳裂纹扩展区宏观形貌较复杂, 但可观察到沿粗大柱状晶晶界断裂的形貌。选取 (a) 图白框所标的区域进行 SEM 高倍观察 (如图 24 (b) 所示), 可发现明显的沿晶界断裂特征。本次疲劳试样轴向选取

激光成形板材的横向, 及疲劳试样轴向承载的高应变方向垂直于成形板材柱状晶的生长方向。在较大的应力作用下, 晶界处受到垂直晶界的应力, 而晶界边缘的无析出区较为脆弱, 裂纹倾向于沿着晶界边缘扩展, 并最终沿着柱状晶晶界开裂。

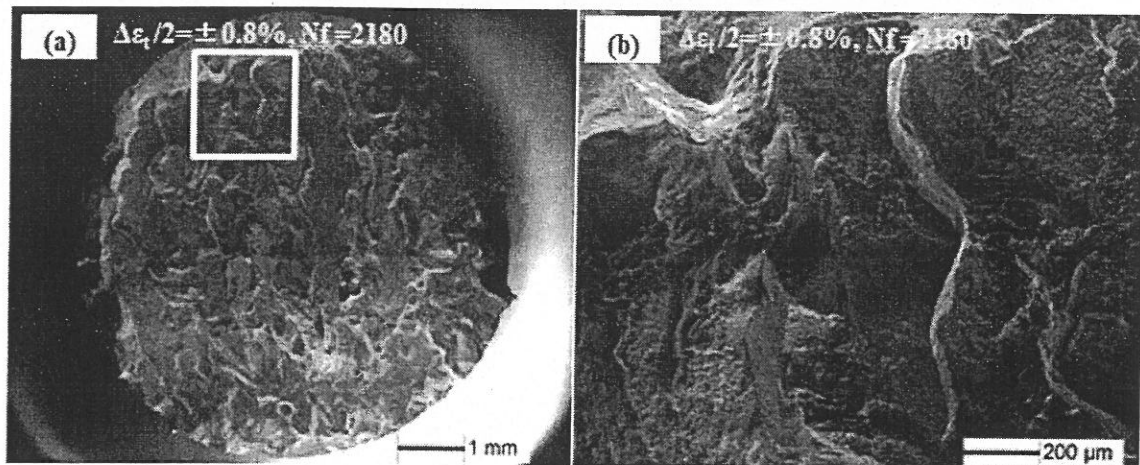


图 24 应变幅为 $\pm 0.8\%$ ($N_f=2180$) 的试样疲劳断口 SEM 图像: (a) 疲劳断口宏观形貌; (b) 疲劳裂纹扩展区形貌

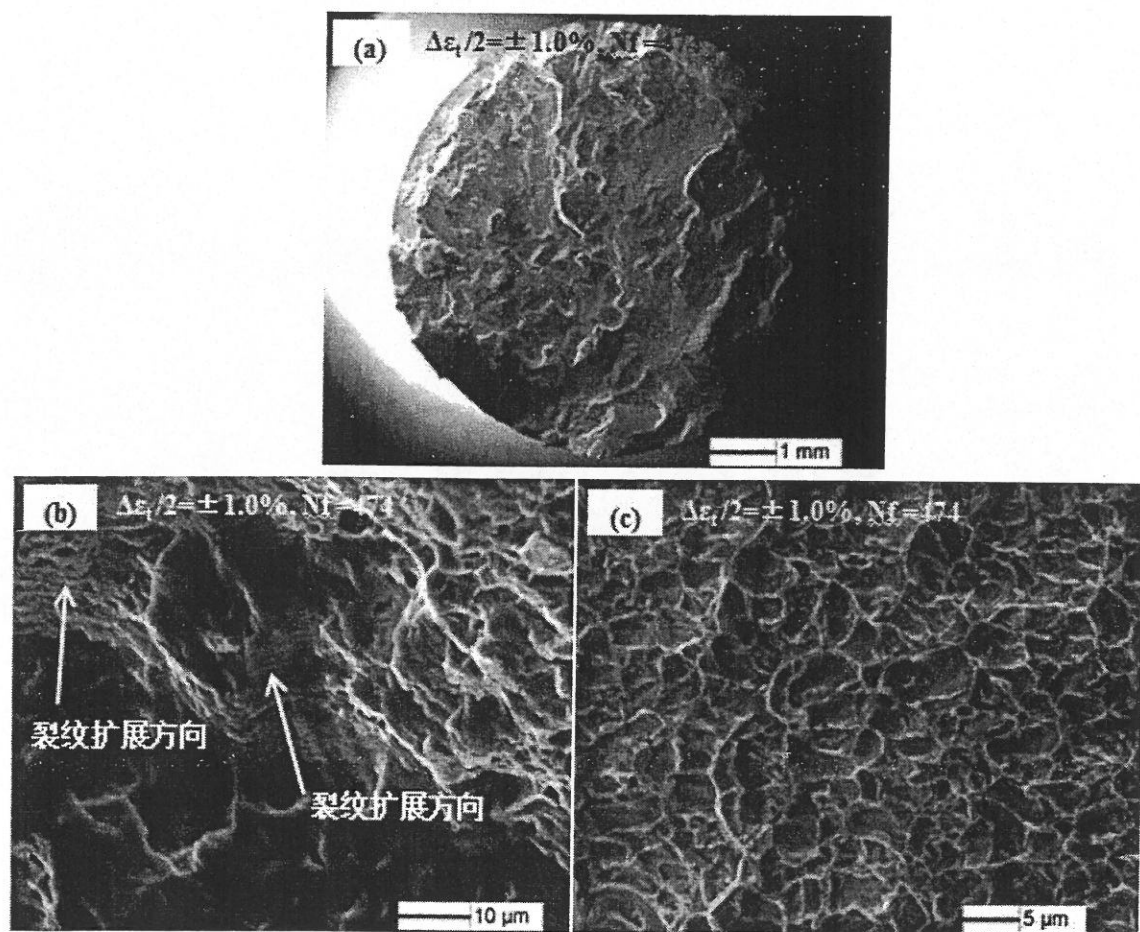


图 25 应变幅为 $\pm 1.0\%$ ($N_f=474$) 的试样疲劳断口 SEM 图像: (a) 疲劳断口宏观形貌; (b) 疲劳裂纹扩展区疲劳条带形貌; (c) 瞬断区形貌

(5) $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 1.0\%$, $N_f=474$: 图 25 (a) 所示为该试样的疲劳断口宏观形貌, 疲劳裂纹起源于试样内部距表面 $2167\mu\text{m}$ 处, 在疲劳源区观察到尺寸为 $393\mu\text{m}$ 的气孔, 且以气孔为中心, 有向四周发散的放射状棱线, 由此可知该试样疲劳裂纹起源于气孔。相比较于相同应变幅的其他两个试样 ($\Delta\epsilon_t/2 = \pm 1.0\%$, $N_f=1128$ 和 $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 1.0\%$, $N_f=1204$), 本试样具有最低的低周疲劳寿命, 这有一定程度上与组织内部的气孔有关, 虽然气孔距表面较远, 但是具有较大的尺寸, 在循环加载过程中, 气孔周围会产生很大的应力集中, 促进裂纹的形核, 因此对试样的高应变低周疲劳寿命产生了很大的影响。图 25 (b) 所示为试样疲劳裂纹扩展区形貌。裂纹扩展区观察到疲劳条带, 疲劳条带是伴随着裂纹的扩展产生的, 且疲劳条带的分布垂直于裂纹扩展方向。从图中观察到疲劳条带的方向并不一致, 如图 25 (b) 箭头所示, 说明在这两个区域中裂纹扩展方向并不统一, 具有一定的区域性差异。图 25 (c) 显示了试样断口瞬断区的韧窝形貌, 韧窝大小、深浅与材料塑性相关。

(6) $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 1.0\%$, $N_f=1128$: 图 26 所示为该试样的疲劳断口宏观形貌, 该断口形貌相比较于其他试样的断口形貌有较大差别。断口 60% 的区域较平坦光滑, 另外 40% 的区域较为粗糙, 内部有一定的起伏, 在瞬断区可以观察到剪切唇形貌。在试样断口未发现气孔, 沿着放射棱线的反方向寻找疲劳源, 源区的 SEM 高倍图像如图 26 (b) 所示。在疲劳源区观察到熔合不良现象, 这是在材料成形过程中产生的材料内部缺陷, 在循环载荷的作用下此处易产生应力集中, 当局部的应力强度大于材料的屈服强度时, 率先产生微裂纹并扩展。

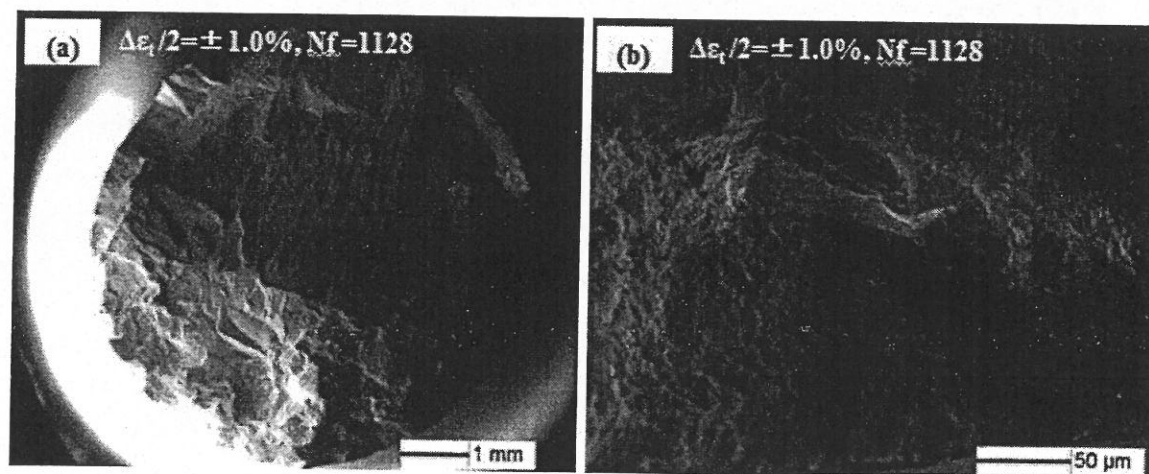


图 26 应变幅为 $\pm 1.0\%$ ($N_f=1128$) 的试样疲劳断口 SEM 图像: (a) 疲劳断口宏观形貌; (b) 疲劳源区形貌

(7) $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 1.0\%$, $N_f=1204$: 图 27 (a) 所示为该试样的疲劳断口宏观形貌, 疲劳源区起伏较大, 可观察到明显的放射状棱线, 疲劳裂纹扩展区较为平坦, 具有一定的沿大柱状晶粒断裂的特征。高循环载荷作用下, 当晶界受到较大的拉应力时, 裂纹易于沿着晶界边缘扩展, 最终在晶界处开裂。图 27 (b) 显示了疲劳源区附近形貌, 可知疲劳裂纹起源于源区的气孔, 气孔尺寸 $156\mu\text{m}$, 距离试样表面 $1233\mu\text{m}$ 。在断口发现次裂纹源区 (如 (b) 图方框所示), 观察次裂纹源区的 SEM 高倍图像 (图 27 (c)), 在源区中心也观察到气孔, 气孔尺寸 $25\mu\text{m}$ 。次裂纹源区的裂纹扩展局限在一个小区域内, 颜色较暗。图 27 (d) 显示了疲劳裂纹扩展区的疲劳条带形貌, 在疲劳条带间隙观察到与其平行的二次裂纹, 并伴随着疲劳条带而产生。

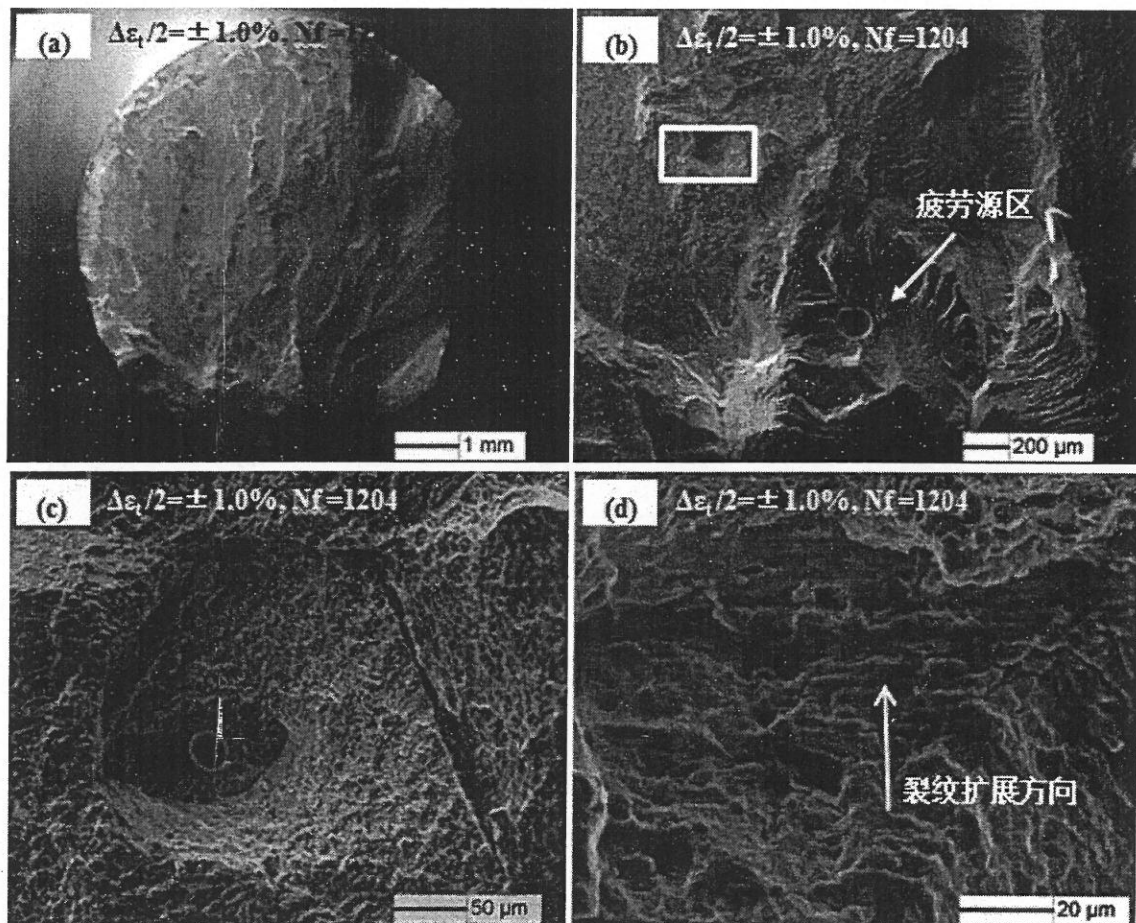


图 27 应变幅为 $\pm 1.0\%$ ($N_f=1204$) 的试样疲劳断口 SEM 图像: (a) 疲劳断口宏观形貌; (b) 疲劳源区附近高倍形貌; (c) 二次裂纹源区高倍形貌; (d) 疲劳裂纹扩展区条带形貌

4.2 激光快速成形 TC18 疲劳断口亚表面分析

疲劳裂纹扩展与显微组织的关系可通过疲劳断口亚表面来表征。在本次实验中, 观察并分析了疲劳试样断口的亚表面, 即试样纵截面, 本次试验切取的失效未断裂疲劳试

样的纵截面如图 28 所示。

图 29 所示为 2 号试样 ($\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0.5\%$, $N_f=29374$) 的纵截面光学显微镜及扫描电镜图像, 可以直观的观察裂纹扩展与显微组织的关系。由图 29 (a) 可以观察到裂纹扩展路径在晶界处有一定的偏转, 且较大的晶粒对应着较大的裂纹转向。图 29 (b) 为裂纹扩展路径的局部放大图像, 观察到当裂纹扩展经过晶界 α 时, 扩展方向发生了一定的偏转。

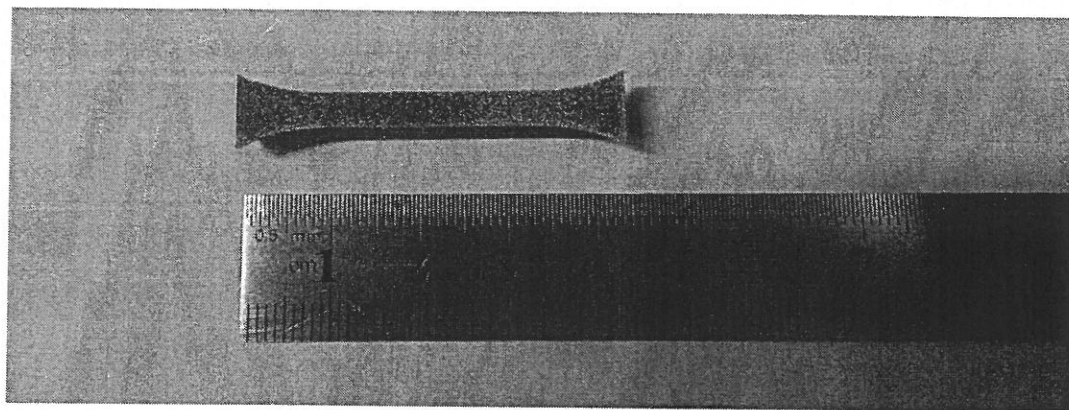


图 28 失效未断裂疲劳试样纵截面图

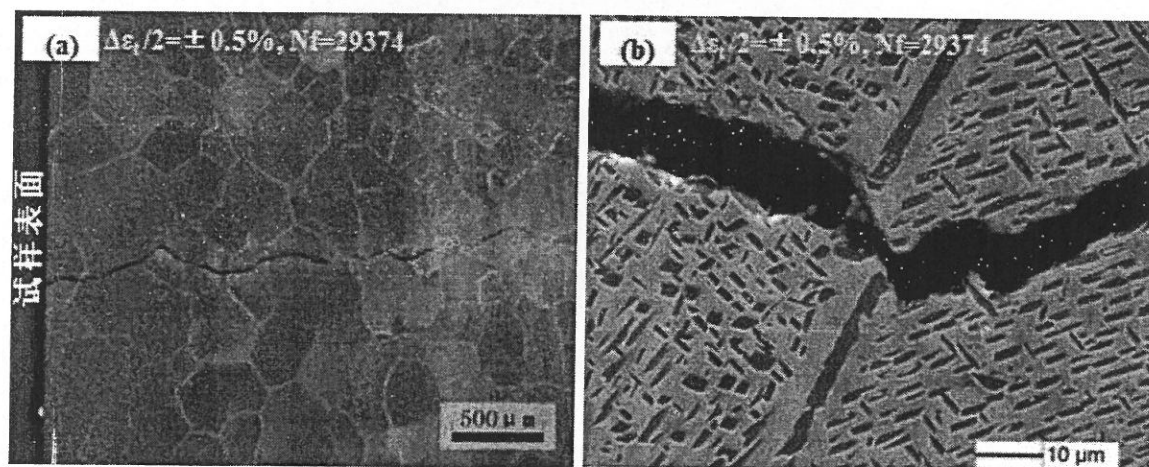


图 29 应变幅为 $\pm 0.5\%$ ($N_f=29374$) 的失效未断裂试样纵截面光镜(a)和扫描电镜(b)图像

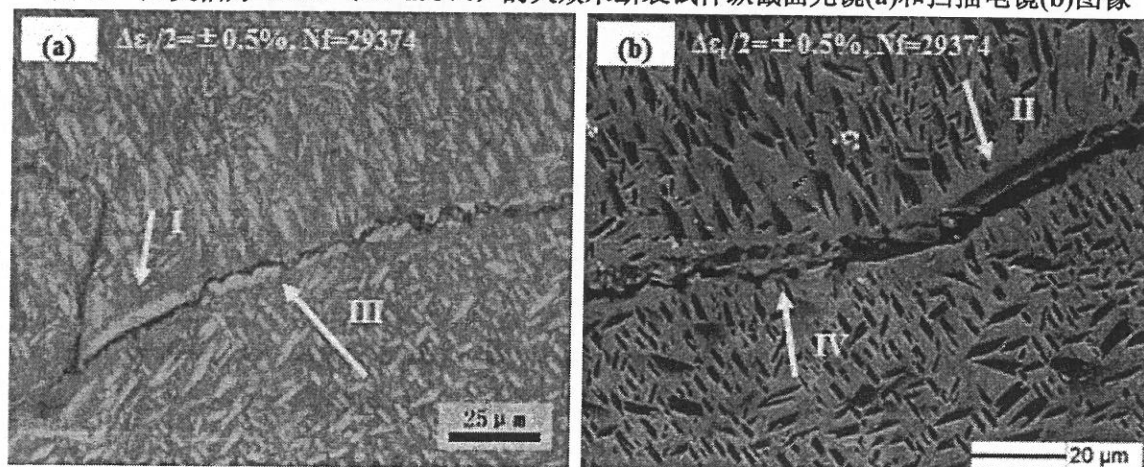


图 30 疲劳裂纹沿晶界扩展模式光学显微镜 (a) 和扫描电镜 (b) 图像

同时, 当裂纹沿着晶界扩展时, 不同的晶界 α 相形貌会导致不同的裂纹扩展模式。由上文图 11 所示, 激光快速成形 TC18 钛合金的双重热处理组织具有不均一的晶界 α 相形貌。在裂纹扩展遇到连续完整的 α 晶界时, 裂纹倾向于沿连续晶界 α 的边界扩展(如箭头 I (图 30a) 和箭头 II (图 30b) 所示)。而当晶界 α 不连续时, 扩展的裂纹在不连续晶界处发生轻微的转向, 使扩展路径曲折度增加, 降低裂纹扩展速率(如箭头 III (图 30a) 和箭头 IV (图 30b) 所示)。

发生低周疲劳失效断裂的试样的断口亚表面形貌同样可以反应疲劳裂纹扩展与显微组织之间的关系。图 31 即为 3 号试样 ($\Delta\epsilon_f/2 = \pm 0.6\%$, $N_f=13862$) 的断口亚表面 SEM 图像, 如图中标示 I 所示, 该区域的裂纹扩展路径十分平直, 区域内的初生 α 相含量非常低, 属于晶界一侧的无析出区, 该平直扩展形貌是疲劳裂纹沿着连续晶界 α 两侧快速直线型扩展的典型; 而如图中标示 II 所示, 此处晶界形貌不均一, 当裂纹光滑的扩展经过右侧连续晶界来到左侧不连续晶界处时, 裂纹扩展路径开始变曲折。

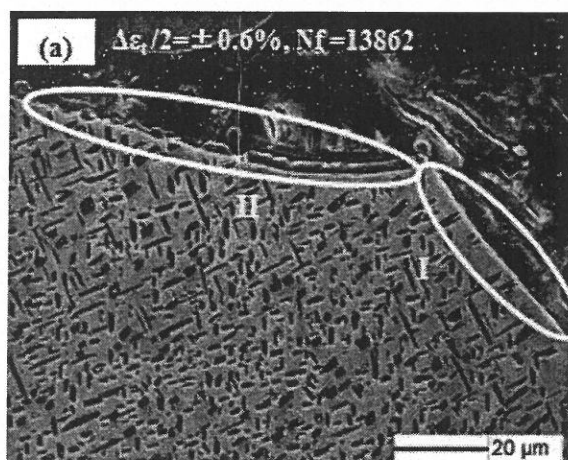


图 31 应变幅为 $\pm 0.6\%$ ($N_f=13862$) 的失效断裂试样断口亚表面 SEM 图像

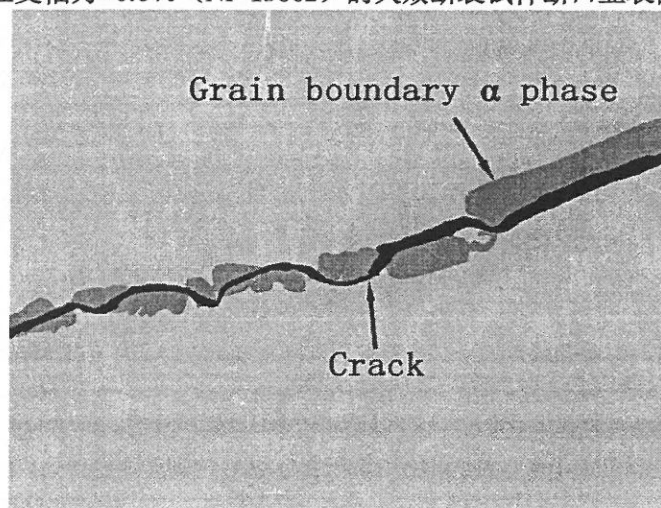


图 32 疲劳裂纹沿晶界扩展模式示意图

图 32 为疲劳裂纹沿晶界扩展模式示意图,当裂纹沿连续晶界 α 区域扩展时,裂纹倾向于沿着连续晶界两侧析出区快速扩展,扩展路径平直;但是,当裂纹扩展经过不连续的晶界 α 相部分时,裂纹在晶界不连续处会轻微转向,导致裂纹扩展路径变得曲折,这样的扩展模式使裂纹有更高的几率切过晶界 α 。因此,不连续晶界 α 相增加了裂纹扩展路径的长度,也增加了裂纹扩展的阻力,降低了裂纹的扩展速率。因此通过改善激光快速成形钛合金板材的后续热处理制度,降低晶界 α 相的连续性,可以作为提高材料低周疲劳性能的一种方法。

4.3 本章讨论

4.3.1 气孔对疲劳性能的影响

疲劳裂纹往往起源于试样表面或内部缺陷处,如气孔等。观察本次实验中发生失效断裂的试样的断口发现,除两个试样外其他试样断口都发现气孔,且裂纹都是起源于气孔,在 4 个试样断面都发现多于一处裂纹源。气孔的存在对疲劳行为有很大的影响。在低周疲劳循环应力作用下,气孔边缘产生应力集中^[74]。当局部区域的应力强度大于材料的屈服强度时,材料局部发生塑性变形,为气孔周围的位错运动和滑移变形提供了能量,促进了微裂纹的萌生和宏观裂纹的形成,同样有利于疲劳源区的疲劳裂纹扩展速率的增加,从而缩短了疲劳裂纹的萌生和扩展寿命,最终导致材料低周疲劳寿命的降低^[75]。除此之外,气孔位置对于疲劳行为也有很大的影响。有研究发现,气孔分布越向内部对疲劳寿命的损伤越小^[74,76]。

表 13 所示为本次低周疲劳实验 TC18 钛合金试样的断口信息总结,汇总了试样断口的主疲劳源位置、疲劳源区气孔情况以及断口的多裂纹源形貌。从表中可以看到,试样的低周疲劳性能对试样内部的气孔缺陷十分敏感,大多数试样疲劳裂纹都是起源于试样内部气孔。8 号试样应变幅 $\pm 0.8\%$,低周疲劳寿命为 3364,观察 8 号试样的疲劳断口 SEM 图像(图 33)发现,该试样疲劳裂纹起源于试样表面,在疲劳主裂纹源区未发现气孔,但是在疲劳断面观察到两个尺寸较小的气孔,如图 33 方框所示。第一个气孔尺寸 $30\mu\text{m}$ 、距表面 $1850\mu\text{m}$;第二个气孔尺寸 $50\mu\text{m}$,距表面 $400\mu\text{m}$,两个气孔处也发生了裂纹的萌生,但是由于气孔的尺寸较小,这两处没有成为主裂纹源区,只是发生了一定距离的扩展,气孔处呈现类似于高周疲劳源区的鱼眼形貌。因此在激光成形过程中,合理的选择成形工艺参数,消除气孔或者降低成形件内部的气孔尺寸,可以有效的控制裂纹从气孔处萌生扩展。有研究发现,钛合金激光快速成形过程中,产生气孔的主要影响因素为粉末的松装密度,可以通过控制制粉工艺,来提高粉末的松装密度,最终达到减少或消

除气孔的目的。对于钛及钛合金, 适用的粉末粒度范围为 $74\mu\text{m}\sim 150\mu\text{m}$, 在满足该粒度的情况下, 将非球形钛合金粉末松装密度控制在 $2\text{g}/\text{cm}^3$ 以上^[46]。

表 13 低周疲劳试样断口信息总结

试样 编号	总应变 $\Delta\varepsilon_t/2$ (mm/mm)	失效反向数 $2N_f$ (cycle)	主疲劳源位置 (气孔尺寸/ μm)	是否多裂纹源
1	0.005	32134	表面 (42)	否
2	0.005	29374	试样未断裂	未知
3	0.006	13862	距表面 $372\mu\text{m}$ (105)	是
4	0.006	5580	距表面 $833\mu\text{m}$ (250)	否
5	0.006	5296	距表面 $100\mu\text{m}$ (175)	否
6	0.008	4276	距表面 $90\mu\text{m}$ (170)	是
7	0.008	2180	距表面 $782\mu\text{m}$ (272)	否
8	0.008	3364	表面 (0)	是
9	0.01	474	距表面 $2167\mu\text{m}$ (393)	是
10	0.01	1128	距表面 $241\mu\text{m}$ (0)	否
11	0.01	1204	距表面 $1233\mu\text{m}$ (156)	是

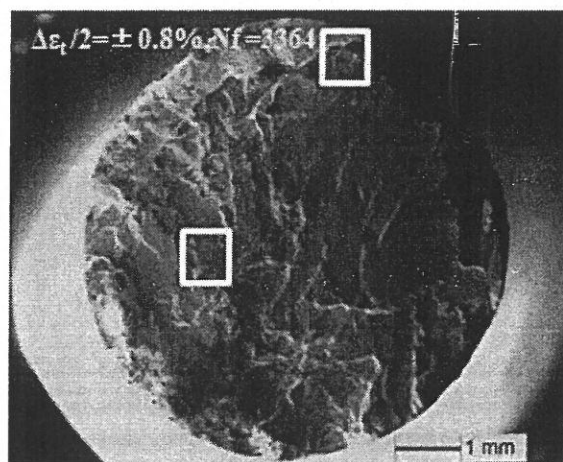


图 33 应变幅为 $\pm 0.8\%$ ($N_f=3364$) 的试样疲劳断口 SEM 图像

4.3.2 低周疲劳断口源区形貌

试样断口疲劳源区一般具有较为平坦光滑的宏观形貌, 具有以疲劳源为中心的向外辐射的放射台阶和放射状条纹, 导致这种形貌的原因是疲劳源区最先开裂, 暴露于空气或其他介质中的时间最久, 初始裂纹扩展速率较慢, 源区经过反复的张开与闭合的磨损, 与此同时, 不同高度起始的裂纹在扩展中相遇, 就汇合形成了辐射状的棱线或台阶^[77]。

有研究发现, 在疲劳裂纹形核和短裂纹的扩展中, 当裂纹尖端的循环塑性区尺寸与材料特征组织尺寸 (如晶粒尺寸、片层集束尺寸) 相当或者小于后者时, 疲劳裂纹的扩展具有很高的组织敏感性。应力强度因子范围值越低, 裂纹尖端循环塑性区尺寸越小^[76,78]。高应力低周疲劳断口会观察到多个疲劳源, 主次疲劳源处所受到的应力集中程度不同, 当次裂纹源区的应力集中程度足够低时, 可以观察到疲劳裂纹形核和扩展的组织敏感性。图 34 所示为 9 号试样 ($\Delta\epsilon_t/2 = \pm 1.0\%$, $N_f=474$) 的次裂纹源区的 SEM 形貌图, 该试样的次裂纹源区局限在一个 $90\mu\text{m}$ 左右的小范围内, 源区中心为直径 $28\mu\text{m}$ 的气孔, 断裂表面具有明显的显微组织特征。由次裂纹源区的 SEM 高倍图像观察发现, 断面具有 $1\text{-}2\mu\text{m}$ 细小片层组织的解理断裂和撕裂形貌, 片层解理平面有两种取向, 且大致相互垂直。片层断裂痕迹与初生 α 相形貌和尺寸相当, 因此可以判定次裂纹源区的断面由初生 α 相片层的解理断裂和基体 β 相的撕裂组成。同时, 在低周疲劳较高的循环载荷作用下, 大部分主裂纹源区由于较高的应力集中导致气孔周围所受的有效应力增大, 而塑性区的面积也相应增大, 因此裂纹以较快的速率扩展时, 单个的片层组织不会引起断裂模式的转换, 而是倾向于较大面积塑性区整体的滑移断裂, 细小的显微组织形貌已经不能反映在断口上。

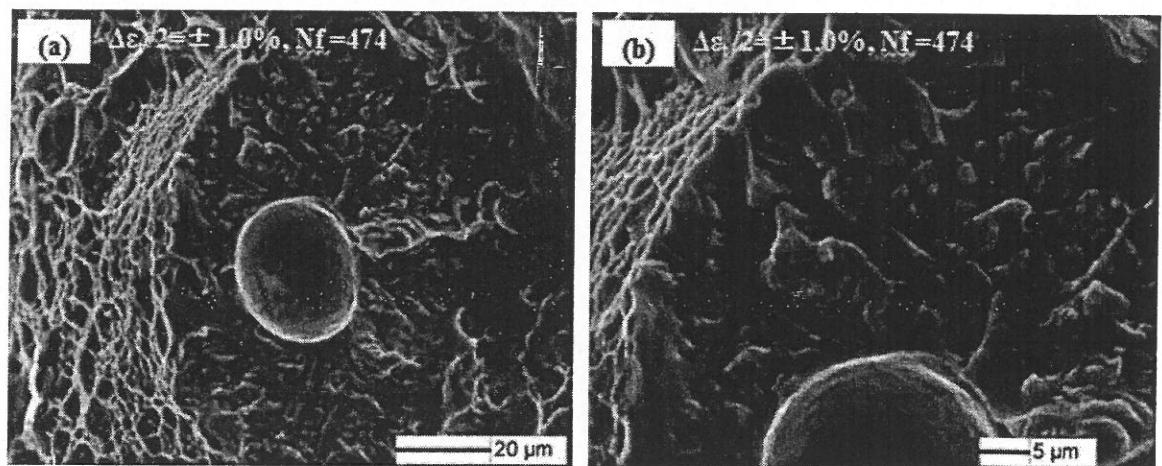


图 34 应变幅为 $\pm 1.0\%$ ($N_f=474$) 的试样疲劳断口次裂纹源区 SEM 图像: (a) 低倍; (b) 高倍

4.3.3 断口腐蚀

上文图 24 显示了 7 号试样 ($\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0.8\%$, $N_f=2180$) 的宏观断口形貌, 在断面观察到了疲劳裂纹沿大柱状晶晶界断裂的形貌, 为了进一步验证该形貌特征, 更加清晰的观察疲劳行为与显微组织的关系, 对 7 号试样的断口进行了化学腐蚀处理, 腐蚀液成分配比为 $\text{HF}:\text{HNO}_3:\text{H}_2\text{O}=1:6:50$ (体积比), 通过多次短时间腐蚀, 多次观察来保证疲劳断口不会过度腐蚀, 腐蚀时间一般为 10-20 s。

图 35 显示了该试样经过腐蚀的疲劳断口, 腐蚀后晶粒显微组织形貌清晰, 在断口上可以观察到清晰的连续或断续的晶界 α 相, 也可以观察到整个大柱状晶晶面的平整断裂面。在较高的循环加载应力水平下更易观察到此种形貌, 如前文所述, 对于横向疲劳试样, 当大柱状晶的晶界受到拉应力时, 容易沿着大柱状晶晶界的边缘开裂, 会在一定程度上降低试样的低周疲劳寿命, 因此通过优化激光快速成形工艺或采用合适的热处理制度来降低晶界 α 相的连续性或降低大柱状晶的尺寸等, 可以作为提高材料低周疲劳性能的一种方法。

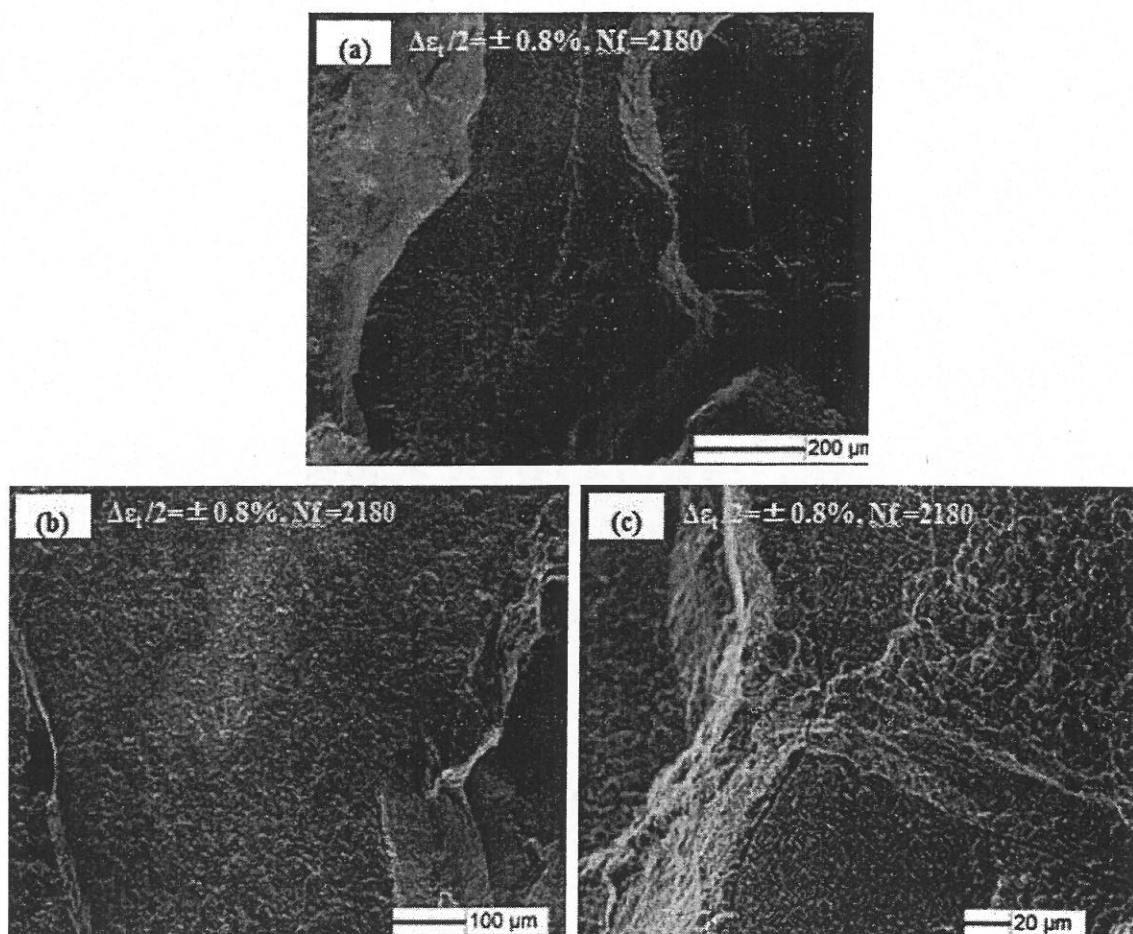


图 35 应变幅为 $\pm 0.8\%$ ($N_f=2180$) 的试样疲劳断口腐蚀 SEM 图像

第五章 不同热处理制度试样组织与性能对比

为观察激光快速成形 TC18 钛合金不同显微组织对低周疲劳性能的影响,在本次双重退火热处理的试样之外,选取了第二种热处理制度对于沉积态试样进行热处理以获得具有不同显微组织形貌的材料,然后以相同的参数进行低周疲劳实验。第二种热处理制度为 $880\text{ }^{\circ}\text{C}$ 保温 0.5h , 然后炉冷至 $750\text{ }^{\circ}\text{C}$ 保温 2h 后空冷,最后在 $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ 保温 4h 后空冷。第一级温度选择在相变点左右的 $880\text{ }^{\circ}\text{C}$, 可以发生 α 相到 β 相转变。

通过第二种热处理制度所获得的 TC18 钛合金显微组织形貌如图 36 所示,显微组织由片层 α 相和转变 β 基体组成, β 基体上有次生 α 相析出。相比于第一种热处理,第二种热处理后的材料的初生 α 相较为粗大,且在大尺寸初生 α 相的边缘产生锯齿状的未转变 β 组织。晶界 α 相也呈现不均匀性,部分晶界 α 连续,也有一部分晶界 α 断续呈指节状。在部分晶界处观察到从晶界处向晶粒内部生长的初生 α 相,且取向一致,呈现羽毛状,如图 36 (b) 所示。晶粒内部初生 α 相有两种尺寸,如图 36 (c) 所示。尺寸较大的初生 α 相在第一级温度 $880\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时未完全转变为 β 相,在后续的炉冷和保温过程中作为

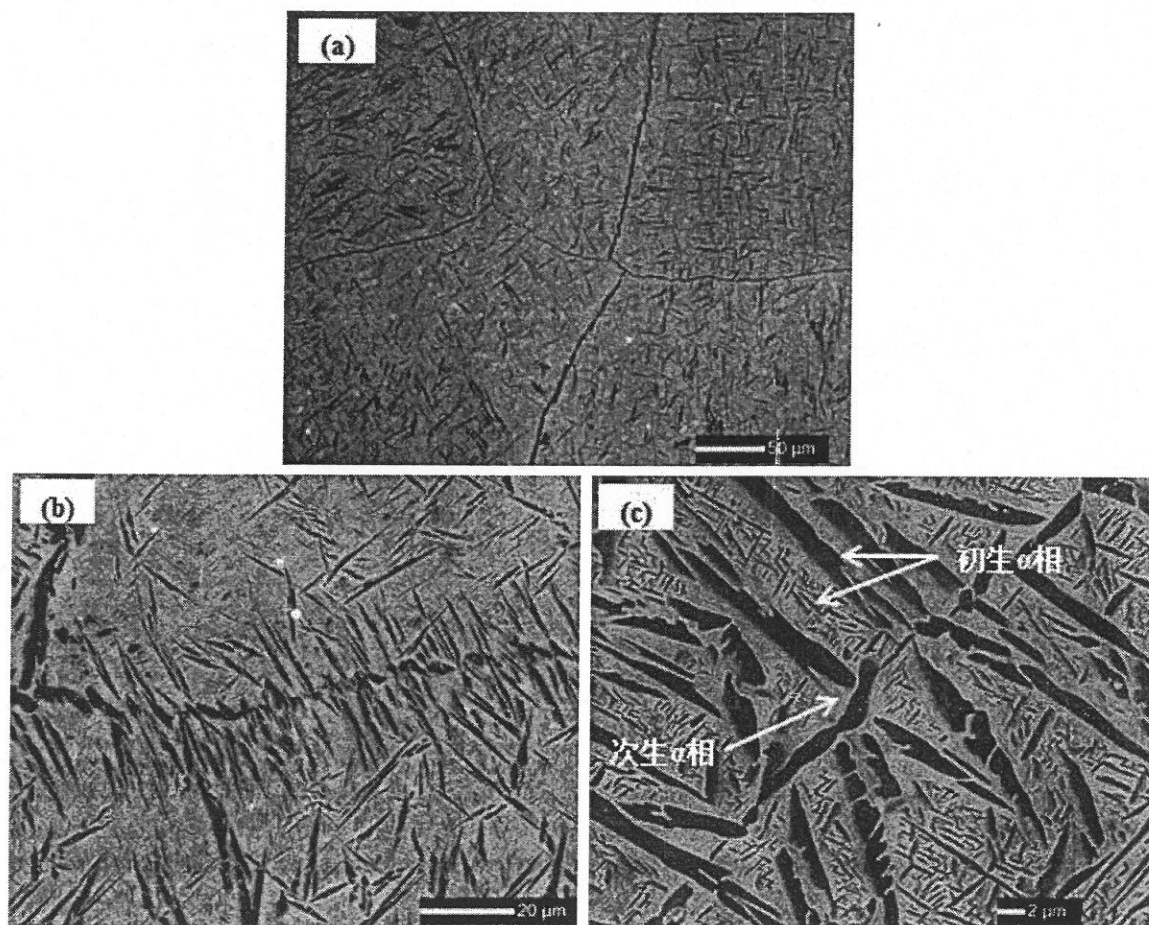


图 36 激光快速成形 TC18 钛合金第二种热处理显微组织形貌

析出相的核心又逐渐长大,而且长大过程是过饱和固溶体的脱溶分解过程,而脱溶分解主要是以片层状析出,因此初生 α 相的边缘产生了多边化现象,而且片层尺寸较大;尺寸较小的初生 α 相是在750℃保温过程中逐渐析出的,生长时间较短,因而具有较小的尺寸。观察显微组织的SEM高倍图像发现, β 基体上析出次生 α 相,次生 α 相是在600℃时效保温4h时析出的,时效温度升高会使次生 α 相尺寸增大同时数量减少。对比两种热处理制度下相应的试样拉伸和冲击性能示于表14中。从力学性能数据可知,第二种热处理制度的试样具有较好的塑性,同时拉伸强度和屈服强度低于第一种热处理制度的试样,分别低50MPa左右。钛合金的塑性与初生 α 相的形状和次生 α 相的数量、形状有关,而合金的强度则跟转变 β 组织和在其上析出的次生 α 相的总的含量、形状有关。第二种热处理制度采用较高的时效温度,降低了 β 基体上次生 α 相的含量,同时增大了其尺寸,随着转变 β 基体和其上弥散分布的次生 α 相的数量的降低,两相之间的相界面减少,导致第二项强化效应减弱,因而合金强度降低,而延伸率升高。

制备了4根经过第二种热处理制度的低周疲劳试样,试样也是取自激光快速成形板材的横向,试样规格和试验方法如前面所示完全一样,选取了两个应变幅开展实验,分别为 $\Delta\epsilon_t/2=\pm 0.5\%$ 和 $\Delta\epsilon_t/2=\pm 1.0\%$ 。采用第一种热处理制度的试样记为TC18-1,采用第二种热处理制度的试样记为TC18-2。低周疲劳实验结果数据对比见表15。当总应变 $\Delta\epsilon_t/2=\pm 0.5\%$ 时,TC18-2试样的低周疲劳寿命非常低,平均寿命只有7760,而TC18-1试样在该应变幅下的低周疲劳寿命平均值为30754;当总应变 $\Delta\epsilon_t/2=\pm 1.0\%$ 时,TC18-1试

表14 两种热处理制度及其相应力学性能

热处理制度	拉伸强度 (MPa)	屈服强度 (MPa)	伸长率 (%)	断面收缩率 (%)	弹性模量 (Gpa)	a_{KU} (J/cm ²)
860℃/2h, FC + 750℃/2h, AC + 580℃/4h, AC	1151	1104	5	7	116	16.5
	1144	1088	4	8	105	16.9
平均值	1147	1096	4.5	7.5	110	16.7
880℃/1h, FC + 750℃/2h, AC + 600℃/4h, AC	1104	1047	11.5	19	108	27.75
	1081	1020	10	15	107	29.5
	1088	1033	7	15	105	23.75
平均值	1091	1033	9.5	16	107	27

样的低周疲劳寿命平均值为 935，TC18-2 试样的低周疲劳寿命为 617。如上文所说，当材料承受高应变幅时(针对大多数材料该应变幅为 $\pm 1\% - \pm 2\%$ 或更高)，材料的塑性决定其疲劳性能，塑性越高，材料的疲劳寿命就越长。当所承受的应变幅低于这个范围时，大多数材料的拉伸强度起主要作用，即拉伸强度越高，材料的疲劳寿命越高。TC18-2 材料的强度低于 TC18-1 材料，当应变幅较低 ($\Delta \varepsilon_t / 2 = \pm 0.5\%$) 时，由于此时材料的拉伸强度对低周疲劳性能具有更大的影响，因此 TC18-2 材料具有较低的低周疲劳寿命；但是 TC18-2 材料的塑性好于 TC18-1，当应变幅较高 ($\Delta \varepsilon_t / 2 = \pm 1.0\%$) 时，TC18-2 的疲劳寿命应该较高，但是本次试验 TC18-2 材料具有接近 TC18-1 材料的疲劳寿命，这与本次试验采用试样数量较少以及材料本身的制备情况等因素有关。比较两种热处理制度的试样的疲劳性能，通过性能数据分析可知，经过较低的第一级热处理温度和第三级热处理温度处理的试样，具有较好的低周疲劳性能。

表 15 两种不同热处理制度材料低周疲劳性能对比

总应变 $\Delta \varepsilon_t / 2$ (mm/mm)	材料	试样编号	直径 d_0 mm	失效反向数 $2N_f$ (cycle)	平均值 $2N_f$ (cycle)
0.005	TC18-1	1	6.350	32134	30754
		2	6.335	29374	
	TC18-2	1	6.30	8724	7760
		2	6.12	6795	
0.01	TC18-1	9	6.350	474	935
		10	6.365	1128	
		11	6.340	1204	
	TC18-2	3	6.25	408	617
		4	6.3	826	

图 37 所示为 TC18-2 材料 2 号试样 ($\Delta \varepsilon_t / 2 = \pm 0.5\%$, $N_f = 6795$) 的疲劳断口 SEM 图像，在疲劳断口观察到多裂纹源形貌，主裂纹源区较平坦光滑，源区中心观察到气孔，尺寸 $225\mu\text{m}$ ，距离试样表面 $1250\mu\text{m}$ ，放射状棱线以此气孔为中心向四周发散。次裂纹源区形貌与之前所观察的试样的形貌类似，次裂纹源区的扩展也是集中在一个小区内，以气孔为中心，颜色较深，放大次裂纹源区 (图 37 (b))，观察发现次裂纹源区的裂纹

扩展具有明显的组织敏感性，源区由解理小平面和平面间的撕裂形貌组成，解理小平面的形貌和尺寸与图 36 所观察到的 TC18-2 的显微组织一致，可以断定次裂纹源区的断裂形貌由 α 相的解理和 β 相的撕裂组成。

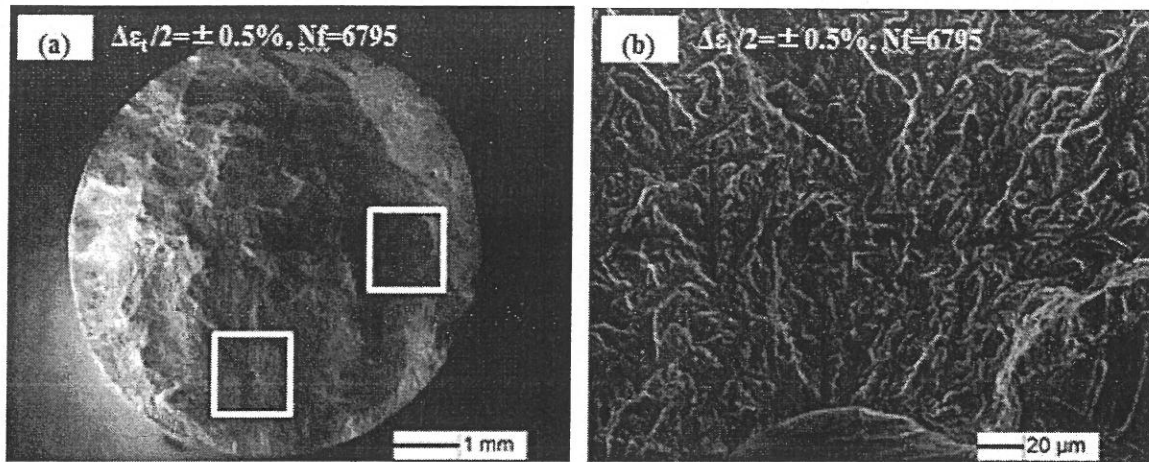


图 37 应变幅为 $\pm 0.5\%$ ($N_f=6795$) 的 TC18-2 试样疲劳断口 SEM 图像: (a) 断口宏观形貌; (b) 次裂纹源区 SEM 高倍形貌

结论

本次试验采用真空等离子旋转电极雾化 TC18 (Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe) 钛合金球形粉末为原料, 采用激光快速成形制备技术制备 TC18 钛合金板材试样, 对所得板材试样进行双重退火热处理。制备激光快速成形板材的横向光滑棒状疲劳试样, 进行室温轴向拉-压低周疲劳测试, 应变比 $R = -1$, 应变速率为 $0.006 \sim 0.008 \text{ s}^{-1}$, 名义总应变幅 ($\Delta \varepsilon_t / 2$) 在 $\pm 0.005 \sim \pm 0.01$ 范围内, 最终测得低周疲劳应变幅-寿命曲线。研究了激光快速成形 TC18 钛合金双重退火热处理后的显微组织和疲劳性能; 观察分析不同应变幅下的低周疲劳断口和断口亚表面, 分析了疲劳源区和疲劳裂纹扩展区的宏观以及微观形貌以及相应的断裂机理, 同时分析了显微组织对疲劳性能的影响。主要结论如下:

(1) 激光快速成形 TC18 钛合金经过双重退火热处理 ($860^\circ \text{C}/2\text{h}$, FC + $750^\circ \text{C}/2\text{h}$, AC + $580^\circ \text{C}/4\text{h}$, AC) 后, 显微组织由细小的初生 α 片层以及转变 β 基体组成, β 基体中析出十分细小的次生 α 相。晶粒内初生 α 相片层细小, 且具有较明显的相互垂直的两个生长方向, 部分初生 α 长大成为短棒状。显微组织中晶界 α 相呈现不同形貌。部分晶界 α 相连续, 另有一部分晶界 α 相呈现不连续形貌, 有的甚至完全溶解。

(2) 测得 TC18 钛合金室温低周疲劳应变-寿命曲线, 并得出低周疲劳寿命预测公式为: $\Delta \varepsilon_t / 2 = 0.0236 \times (2N_f)^{-0.1490} + 0.2174 \times (2N_f)^{-0.8562}$ 。

(3) TC18 钛合金不同总应变幅对应的循环应力响应曲线具有不同的特征。在高应变幅 ($\Delta \varepsilon_t / 2 = \pm 1.0\%$) 时, 循环初期应力幅急剧下降, 整体表现为明显的循环软化行为; 当应变幅较小 ($\Delta \varepsilon_t / 2 < \pm 0.8\%$) 时, 循环应力表现为初期强化, 之后在相当一段周次内保持稳定; 当应变幅为 $\pm 0.8\%$ 时, 试样初期表现为应力强化, 一定周次后表现为循环软化。所有试样在合金最终失效前, 循环响应应力呈现快速下降状态。

(4) 在低周疲劳断口观察到多裂纹源形貌, 且主裂纹源区和次裂纹源区具有不同的形貌。主裂纹源区较平坦光滑, 而次裂纹源区多为颜色较暗的凹坑。当次裂纹源区的应力集中程度足够低时, 可以观察到疲劳裂纹形核和扩展的组织敏感性。次裂纹源区断面由 α 片层的解理平面和解理面间的 β 基体的撕裂形貌组成。疲劳裂纹多起源于试样内部的气孔处, 因此可以通过优化激光快速成形工艺等方法来消除或减小气孔尺寸, 最终提高材料的低周疲劳性能。

(5) 当裂纹沿晶界 α 相扩展时, 连续晶界 α 导致平直的裂纹扩展路径; 当晶界 α 相不连续时, 裂纹在晶界不连续处会轻微转向, 导致裂纹扩展路径变得曲折, 提高了裂

纹切过晶界 α 的几率。因此, 不连续晶界 α 相增加了裂纹扩展路径的长度, 也增加了裂纹扩展的阻力, 降低了裂纹的扩展速率。因此通过改善激光快速成形钛合金板材的后续热处理制度, 降低晶界 α 相的连续性, 可以作为提高材料低周疲劳性能的一种方法。

(6) 为观察钛合金不同显微组织对疲劳性能的影响, 采用第二种热处理制度 ($880\text{ }^{\circ}\text{C}/1\text{h}$, FC + $750\text{ }^{\circ}\text{C}/2\text{h}$, AC + $600\text{ }^{\circ}\text{C}/4\text{h}$, AC) 处理激光快速成形 TC18 钛合金, 然后进行相同参数的室温低周疲劳试验。观察试样显微组织由粗大的片层初生 α 相和转变 β 基体组成, β 基体上有次生 α 相析出。经过第二种热处理的试样相比于第一种热处理的试样, 前者具有较高的塑性和低于后者的强度。在低应变幅下, 前者的低周疲劳寿命很低, 而在高应变幅下, 前者具有接近后者的疲劳寿命。

参考文献

- [1] Boyer R. R.. An Overview on the Use of Titanium in the Aerospace Industry [J]. Materials Science & Engineering A, 1996, 213(1-2): 103-114
- [2] 张喜燕, 赵永庆, 白晨光. 钛合金及应用[M]. 北京: 化学工业出版社, 2005
- [3] 王华明, 张凌云, 李安, 等. 先进材料与高性能零件快速凝固激光加工研究进展[J]. 世界科技研究与发展, 2004, 26(3): 27-31
- [4] LIU Dong, ZHANG Shu-quan, LI An, et al. Microstructure and tensile properties of laser melting deposited TiC/Ti6Al4V titanium matrix composites [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 485:156-162
- [5] 张霜银. 激光快速成形 TC4 钛合金的组织 and 力学性能研究[D]. 西安: 西北工业大学, 2006
- [6] 黄伯云, 李成功, 石力开, 等. 中国材料工程大典 第 4 卷 有色金属材料工程 (上) [M]. 北京: 化学工业出版社, 2006: 623-626
- [7] 毛小南, 张鹏省, 于兰兰, 等. BT22 合金的成分设计和淬透性的关系研究[J]. 稀有金属快报, 2006, 25(6): 21-26
- [8] J.A.Hines, J.O.Peters. Microcrack propagation in Ti6Al4V alloys [C]. Fatigue Behavior of Titanium Alloys, 1988, 10: 15~22
- [9] Anthony W. Thompson. Relations between microstructure and fatigue properties of α - β Titanium alloys [C]. Fatigue Behavior of Titanium Alloys, 1988, 10:23~30
- [10] Svetlana G.Ivanova, et al. Roles of microstructure in the mean stress dependence of fatigue strength in Ti-6Al-4V alloys [C]. Fatigue Behavior of Titanium Alloys, 1988, 10:39~46
- [11] 张尧武, 曾卫东, 史春玲, 等. 真空去应力退火对 TC18 钛合金残余应力及组织性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(11): 2780-2785
- [12] 王堃, 孟牧, 王华明. 热处理及激光多道搭接对激光熔化沉积 TC18 钛合金组织的影响[J]. 红外与激光工程, 2010, 39(3): 521-525
- [13] 韩栋, 张鹏省, 毛小南, 等. 两种典型热处理工艺对 TC18 钛合金组织性能的影响[J]. 钛工业进展, 2009, 26(6): 23-26
- [14] 官杰, 刘建荣, 雷家峰, 等. TC18 钛合金的组织 and 性能与热处理制度的关系[J]. 材料研究学报, 2009, 23(1): 77-82
- [15] 全宏声. β 钛合金在航空航天工业中的应用逐步扩大[J]. 材料工程, 1994, (10): 45-46

- [16] 王桂生主编. 钛的应用技术[M]. 长沙: 中南大学出版社, 2007. 12
- [17] 尼军杰. 异种轻质合金激光焊接工艺研究[M]. 武汉: 华中科技大学, 2007
- [18] 张翥, 王群骄, 莫畏编著. 钛的金属学和热处理[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2009
- [19] C.莱茵斯, M.皮特尔斯编. 陈振华等译. 钛与钛合金[M]. 北京: 化学工业出版社, 2005
- [20] 王永, 卢斌, 杨锐. 钼钨含量和热处理对一种高温钛合金拉伸性能的影响[J]. 材料研究学报, 2010, 24(3): 283-288
- [21] 莫畏主编. 钛[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2008. 6
- [22] 李亚江主编. 焊接冶金学: 材料焊接性[M]. 北京: 机械工业出版社, 2006. 10
- [23] 李士凯, 惠松骁, 叶文君, 等. 微观组织对 TA15 ELI 钛合金损伤容限性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2007, 17(7): 1119-1123
- [24] 张庆玲, 李兴无. TA15 钛合金两类组织对疲劳性能和断裂韧度的影响[J]. 材料工程, 2007(7): 3-5
- [25] 张旺峰, 曹春晓, 李兴无, 等. 钛合金组织特征参数与拉伸性能预测[J]. 稀有金属材料与工程, 2009, 38(6): 972-975
- [26] 于兰兰, 毛小南, 张鹏省, 等. 热处理工艺对 BT22 钛合金组织和性能的影响[J]. 稀有金属快报, 2005, 24(3): 21-23
- [27] Miner, M.A. Cumulative damage in fatigue [J]. Journal of Applied Mechanics, 1945, 12: 159~164
- [28] Donachie M.I. Titanium: A technical guide[M]. Metals Park: ASM International, 1988
- [29] Boyer P.R. Application of beta titanium alloys in airframes [R]. Beta Titanium Alloys 1990's -Titanium Committee TMS, 2003: 333
- [30] 黄学伟. 新结构材料力学行为的获取方法[D]. 成都: 西南交通大学, 2010
- [31] Beyer J R, Sims K L, Wallace R M. Titanium Damage Tolerant Design Data for Propulsion Systems [R]. Report AFMLTR-77-101, 1977
- [32] Ghonem H, Foerch R. Frequency effects on fatigue crack growth behavior in a near-alpha titanium alloy [J]. Materials Science and Engineering, 1991, A138: 69-81
- [33] Nidhi Singh, Gouthama, Vakil Singh. Low cycle fatigue behaviour of Ti alloy Timetal 834 at 873 K [J]. International Journal of Fatigue 29, 2007: 843~851
- [34] Amit Kumar, Nidhi Singh, Vakil Singh. Influence of stabilization treatment on low cycle fatigue behavior of Ti alloy IMI 834 [J]. Materials Characterization 51, 2003: 225~233

- [35] 官杰, 刘建荣, 雷家峰, 等. TC18 钛合金的组织与性能与热处理制度的关系[J]. 材料研究学报, 2009, 23(1): 77-82
- [36] 左铁钊等著. 高强铝合金的激光加工[M]. 北京: 国防工业出版社, 2002. 10
- [37] 张永忠, 石力开. 高性能金属零件激光快速成形技术研究进展[J]. 航空制造技术, 2010, (8): 47-50
- [38] H.P. Qu, H.M. Wang. Microstructure and mechanical properties of laser melting deposited γ -TiAl intermetallic alloys [J]. Materials Science and Engineering: A, 24 February 2007
- [39] 王华明, 张述泉, 王向明. 大型钛合金构件激光直接制造的进展与挑战[J]. 中国激光, 2009, 36(12): 3204-3210
- [40] 王华明. 金属材料激光表面改性 with 高性能金属零件激光快速成形技术研究进展[J]. 航空学报, 2002, 23(5): 477
- [41] 颜敏. 激光熔化沉积超高强度钢凝固组织及性能[D]. 北京: 北京航空航天大学, 2007
- [42] Y.D. Wang, H.B. Tang, Y.L. Fang, et al. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of laser melting deposited 1Cr12Ni2WMoVNb steel [J]. Mater. Sci. Eng. A 528 (2010) 474-479
- [43] Beijing Institute of Aeronautical Materials (Ed.), Materials Databook for the Design of Aero-Engines, China National Aero-Engine Corporation, Beijing, 1989, pp. 361-387
- [44] 陈静, 张霜银, 薛蕾, 等. 激光快速成形 Ti-Al-4V 合金力学性能[J]. 稀有金属材料与工程, 2007, 36(3): 475-479
- [45] 王华明, 李安, 张凌云, 等. 激光熔化沉积快速成形 TA15 钛合金的力学性能[J]. 航空制造技术, 2008, (7): 26-29
- [46] 张凤英, 陈静, 谭华, 等. 钛合金激光快速成形过程中缺陷形成机理研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2007, 36(2): 211-215
- [47] 何绍华. 粉末特征对 IN718 激光快速成形的影响[J]. 热加工工艺, 2010, 39(19): 175-177
- [48] 卢朋辉, 刘建睿, 薛蕾, 等. 激光成形修复 K418 高温合金的显微组织与开裂行为[J]. 稀有金属材料与工程, 2012, 41(2): 315-319
- [49] 张霜银, 林鑫, 陈静, 等. 工艺参数对激光快速成形 TC4 钛合金组织及成形质量的

- 影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2007, 36(10): 1839-1843
- [50] Albert, W.A.J. Arch. Miner. Geognosie Berg. Huttenkunde [J]. 1838, 10(215)
- [51] Rankine, W.J.M. Proc. Instnciv [J]. Engrs 1843, 2(105)
- [52] Hodgkinson, E.A.M.S.O. Command paper [M]. 1849.No.1123
- [53] Fairbairn, W.Phil. Trans.R.Soc [C]. 1864, 154(311)
- [54] Wohler, A.Z. Bauw [J]. 1858, 8(642); 1860.10(583); 1863.13(233); 1866.16(67); 1870.20(74); Engineering 1871.11(199)
- [55] Miner, M.A. Cumulative damage in fatigue, journal of Applier Mechanics [J]. 1945, 12: 159-164
- [56] Palmgren A. Die Lebensdauer von Kugellagern. Zeitschrift des Vereins Deutscher Ingenieure [J]. 1924, 68: 339-341
- [57] 黄学伟. 新结构材料力学行为的获取方法[D]. 成都: 西南交通大学, 2010
- [58] 张宝昌. 有色金属及其热处理[M]. 1993: 162
- [59] 贺瑞军. 激光熔化沉积 TA15 钛合金高周疲劳性能研究[D]. 北京: 北京航空航天大学, 2010
- [60] Gnanamoorthy R, Mutoh Y. Fatigue Crack Growth Behavior of Equiaxed, Duplex and Lamellar Microstructure γ -Basetitanium Aluminides [J]. Intermetallics, 1996, 4: 525-528
- [61] McKelvey A L, Campbell J P, Luetjering G, et al. High Temperature Fatigue Crack Growth Behaviour in an XDTM γ - TiAl Intermetallic Alloy [C]. In: Nowack H ed. Fatigue'96, Oxford: Elsevier Science, 1996: 1743-1745
- [62] Paton N E. The Effects of Microstructure on the Fatigue and Fracture of Commercial Titanium Alloys [C]. In: Williams J C ed. Alloy Design for Fatigue and Fracture Resistance, Brussels: NATO Press, 1976: 4-6
- [63] M.R.Winstone, M.J Weaver. The strain controlled fatigue behaviour of a near- α titanium alloy [C]. Titanium science and technology 1984, vol 4: 2275-2280
- [64] T.S. Srivatsan, Meslet A1-Hajri, M.Petraroli, et al. The fracture behavior of a Ti-6242 alloy deformed in bending fatigue [J]. Materials Science and Engineering A334, 2002: 327-333
- [65] M.R.Bathe, W.J.Evans, M.McElhone. The effect of environment and internal oxygen on fatigue crack propagation in Ti-6Al-4V [J]. Materials Science and Engineering A234-236, 1997, 918-922
- [66] Christ.H.-J., Ahwrez. A.-M., Birrtborm, et al. The influence of hydrogen on the fatigue

- behaviour of the β -titanium alloy Ti-3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr [J]. Fatigue and fracture of engineering materials and structures, 1996, (19): 1421-1434
- [67] G.Lutjering, A.Gysler. Fatigue [C]. Titanium science and technology 1984, vol 4: 2065-2083
- [68] Manson S S. Metal Fatigue Damage - Mechanism, Detection, Avoidance and Repair [M]. American Society for Testing and Materials, 1971: 259
- [69] Standard E606. In: Annual Book of ASTM S tandard [S]. Philadelphia: ASTM, 1996
- [70] Manson S S. Experimental Mechanics[J], 1965, 59(7): 193
- [71] 马红征, 黄汉良, 胡耀君. Ti-31 合金的低周疲劳性能研究[J]. 稀有金属材料与工程, 1997, 26(1): 27-30
- [72] 罗希延, 赵荣国, 何伟, 等. TC25 钛合金低周疲劳特性与断口分析[J]. 固体力学学报, 2011, 32: 145-150
- [73] 张莹, 张义文, 张娜, 等. 粉末冶金高温合金 FGH97 的低周疲劳断裂特征[J]. 金属学报, 2010, 46(4): 444-450
- [74] LIN C W, JU C P, CHERN LIN J H. A comparison of the fatigue behavior of cast Ti-7.5Mo with c.p. titanium, Ti-6Al-4V and Ti-13Nb-13Zr alloys [J]. Biomaterials, 2005, 26(16): 2899-2907.
- [75] BROOKS C R, CHOUDHURY A. Metallurgical failure analysis [M]. New York: McGraw-Hill, 1993:157.
- [76] 贺瑞军, 王华明. 激光沉积 Ti-6Al-2Zr-Mo-V 钛合金高周疲劳性能[J]. 航空学报, 2010, 31(7): 1488-1493
- [77] 张栋, 钟培道, 陶春虎, 等. 机械失效的实用分析[M]. 北京: 国防工业出版社, 1997.
- [78] YODER G R, COOLEY L A, CROOKER T W. Observations on microstructurally sensitive fatigue crack growth in a Widmanstätten Ti-6Al-4V alloy [J]. Metallurgical Transactions A, 1977, 8(11): 1737-1743

攻读硕士学位期间取得的学术成果

- [1] LI Zhen, TIAN Xiang-jun, TANG Hai-bo, WANG Hua-ming. Low cycle fatigue behavior of laser melting deposited TC18 titanium alloy. Trans. Nonferrous Met. Soc. China. 中国有色金属学报英文版 (SCI 录用)

致 谢

两年半的研究生生涯即将接近尾声，我谨以这篇毕业论文作为研究生课题的总结、回顾。本论文是在导师王华明教授的悉心指导和严格要求下完成的。王老师平易近人，治学严谨，博学多识，他敏锐的学术洞察力和孜孜以求的奋斗精神，一定会让我终生受益。他让我明白，做学问要严谨务实，充满热情，这对我今后的学习和工作有很好的指示作用。在此谨向王老师表示衷心的感谢和深深的敬意。

实验过程中得到实验室田象军老师、汤海波老师、张述泉老师、刘栋老师、李安老师的帮助，以及金相实验室于茉莉老师和扫描电镜室陈赤因老师和宋洪海老师的热心帮助。他们以多年的实践经验为我提出了宝贵的意见和指导。他们有益的帮助和耐心的讲解让我在分析问题、解决问题方面受益匪浅，在此向他们表示诚挚的感谢！

感谢课题组的王玉岱博士、李佳博士、杨连锋博士、刘长猛博士、朱言言博士、张阿莉博士、冉先喆博士，他们在我平时的试验过程以及论文撰写过程中，都给予了极大的帮助；感谢本课题组已经毕业的冯淑荣、范世通、姜华、李旭、刘建弟、卢颖、孙晓敏、马陶然等硕士，以及一起工作学习的王洋、赵鑫雷、程昊、杜博睿、冯祥奕等硕士，他们在平时的生活和学习中，都给予了我极大的支持和帮助！

同时感谢室友们和同学们这两年多来的相互理解与支持，让我度过了美好的研究生生活。

最后感谢我的父母和家人一直以来给予我生活和精神上的关心和鼓励。

同时，对参加本论文评阅和答辩的各位老师表示感谢！

最后，衷心感谢给予我帮助和启发的所有老师和同学，祝他们工作顺利、学业有成！

