



Ti-55531 合金的高周疲劳断口形貌分析

马 权¹, 黄朝文²

(1. 宝鸡文理学院 机械工程学院, 宝鸡 721013;

2. 贵州大学 材料与冶金学院, 贵阳 550025)

摘 要: 基于断口学理论、借助 SEM 分析技术, 分析高强韧 Ti-55531 合金片层和双态组织在不同应力幅下的高周疲劳断口形貌特征, 揭示应力幅和组织因素对该合金高周疲劳裂纹萌生的协同作用机制, 阐明组织因素对合金疲劳裂纹扩展的影响规律。结果显示: 应力幅大小对片层组织的疲劳裂纹萌生行为有显著影响, 但对双态组织影响较小。在疲劳裂纹扩展前期, 片层的裂纹扩展速率大于双态的; 但在裂纹扩展中后期, 双态的裂纹扩展速率反而更高。

关键词: Ti-55531 合金; 高周疲劳; 疲劳裂纹萌生; 疲劳裂纹扩展; 断口形貌

文章编号: 1004-0609(2018)-12-2467-09

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

在工程机械及航空航天领域, 绝大多数机构件承受着交变载荷作用, 统计显示这类机构件的断裂 80% 以上由疲劳(尤其高周疲劳)引起^[1]。高周疲劳过程机构件承载的最高应力远低于材料的屈服强度, 有时甚至低于弹性极限, 所以机构件断裂失效前没有明显的宏观塑性变形, 断裂没有先兆, 常导致灾难性的后果, 引起巨大的经济损失和社会危害^[2]。由此, 研究疲劳断裂, 寻求有更高疲劳抗力的材料或努力提高现有材料的疲劳抗力, 以防止机构件的疲劳断裂失效, 对国民经济和科学技术都有重要作用, 也一直是材料及机械科学家迫切需要解决的问题。断口是断裂失效最主要的残骸, 是断裂失效分析的主要物证。断口分析在失效分析中有着不可替代的地位, 而断口分析的核心内容是断口形貌分析^[3]。因此, 疲劳断裂失效研究的关键是对疲劳断口形貌的分析。

Ti-55531(Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-1Zr)合金是当前最新的高强韧钛合金之一, 作为重要结构材料广泛用于航空航天领域^[4], 为了保证飞行器的安全稳定, 对该合金的疲劳断裂机制的系统研究十分重要。当前国内外有少量关于该新型合金疲劳性能及循环变形机制的研究报道^[5-7], 其中包括该合金典型组织的高周疲劳性能及疲劳损伤机制^[1, 8-9]。然而, 关于不同的应力和组织状态下合金的疲劳断裂行为方面的研究鲜见报

道。由此, 本文从疲劳断口形貌分析着手, 进一步深入研究不同应力幅下合金中两种典型组织的疲劳裂纹萌生及扩展行为, 揭示应力幅和组织特征对该合金高周疲劳断裂的协同作用规律。

1 实验

本文所用原料为 Ti-55531 合金 d 350 mm 的成品棒, 合金铸锭在 β 单相区开坯锻造后, 经过 $\alpha+\beta$ 双态区多次锻造, 最终获得 d 350 mm 的成品棒材, 所有实验材料均取自该棒材, 金相法测得合金的相变点为 $(830\pm 5)^\circ\text{C}$ 。对试样分别进行 $(860^\circ\text{C}, 2\text{ h})$ AC 和 $(790^\circ\text{C}, 2\text{ h})$ AC 固溶, 再经 $(600^\circ\text{C}, 6\text{ h})$ AC 统一时效处理, 分别获得片层组织(LM)(见图 1(a))和双态组织(BM)(见图 1(b))。如图 2 所示, 高周疲劳试样加工成总长为 71 mm, 中心最小直径为 5 mm 的漏斗型试样。利用升降法在 QBG-100 高频疲劳试验机上进行室温高周拉压疲劳试验, 采用应力幅值控制模式, 应力比为 -1, 应力幅为 640~720 MPa, 频率约为 100 Hz。采用 JSM-6460 和 JSM-6700F 扫描电镜观察分析合金显微组织和疲劳断口形貌特征。

基金项目: 宝鸡市工业攻关资助项目(14GYGG-2)

收稿日期: 2017-11-01; 修订日期: 2018-02-26

通信作者: 马 权, 副教授, 博士; 电话: 0917-3364295; E-mail: 3345883588@qq.com

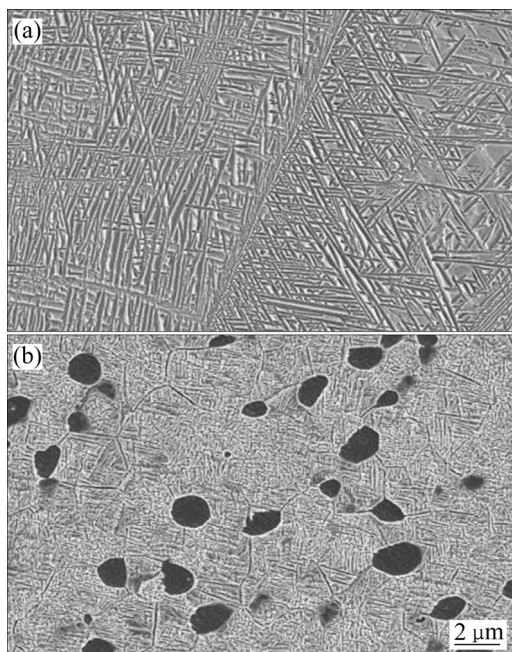


图1 合金的片层和双态组织

Fig. 1 Lamellar microstructure(LM)(a) and bi-modal microstructure(BM)(b) of alloy

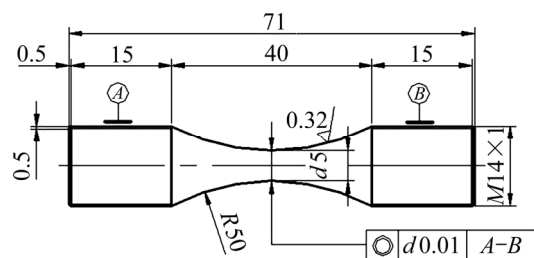


图2 疲劳试验示意图

Fig. 2 Illustration of fatigue specimens (Unit: mm)

2 结果与讨论

2.1 裂纹萌生区断口形貌分析

图3所示为片层和双态组织在高应力幅720 MPa和低应力幅660 MPa下的高周疲劳断口宏观形貌。由图3可知,两种组织在高或较低应力幅下的高周疲劳断口宏观形貌都有很多相似点。具体如下:1) 两种组织的高周疲劳断口宏观形貌相同,都可分为3个区域^[10]:疲劳裂纹萌生区、裂纹扩展区及瞬断区。2) 在裂纹扩展区都可见许多放射线,放射线汇聚于裂纹萌

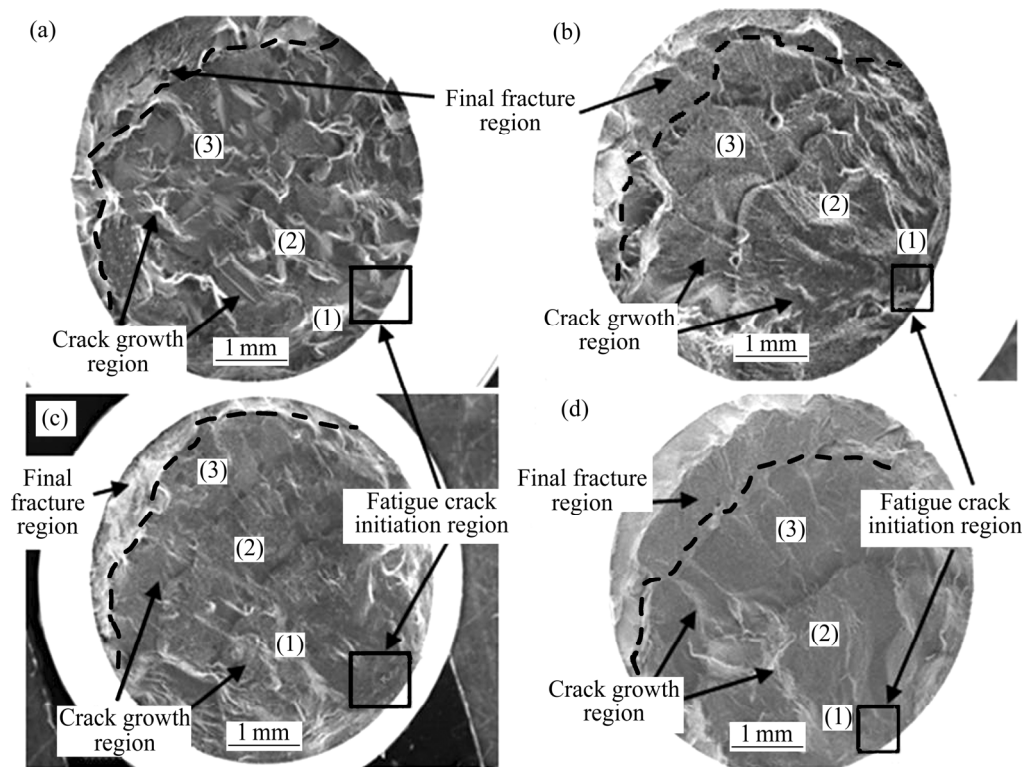


图3 片层和双态的疲劳断口宏观形貌

Fig. 3 Macroscopic fracture surface morphologies of LM and BM fatigued samples: (a) LM, $\sigma_a=720$ MPa; (b) BM, $\sigma_a=720$ MPa; (c) LM, $\sigma_a=660$ MPa; (d) BM, $\sigma_a=660$ MPa

生区。3) 与瞬断区相比, 裂纹扩展区都比较平整。4) 两种组织的裂纹扩展区都明显的分为 3 个区域: 低速扩展区、中速扩展区和高速扩展区。组织特征差异也引起宏观断口形貌的些许差别, 例如, 同一应力幅下, 片层的瞬断区面积比双态的小。

为了揭示组织特征和应力幅对合金高周疲劳裂纹萌生的协同影响机制, 分别对片层和双态组织不同应力幅下的高周疲劳断口主裂纹萌生区形貌及剖面组织进行分析, 如图 4 和 5。表 1 汇总了两种组织的疲劳裂纹源位置及寿命随应力幅大小的变化情况。

根据片层组织疲劳断口主裂纹萌生区形貌, 如图 4 及表 1 所示, 试样寿命和裂纹萌生区面积都随应力幅的降低而增加。对所有片层组织的疲劳断口观察发

现, 随应力幅的减小, 疲劳裂纹萌生位置从试样的表面逐渐转向次表面及内部。片层组织的疲劳主裂纹主要萌生于晶界处(见图 4(a)和(d)), 但也有部分试样的疲劳主裂纹萌生于原始 β 晶粒内(见图 4(b)和(c))。因此, 片层组织的晶界处和某些晶粒内位置均是疲劳变形过程的薄弱处, 促进疲劳裂纹的萌生。为了确认裂纹萌生的具体位置及组织对裂纹萌生的影响机制, 对图 4(d)的断口进行剖面分析(见图 4(e))。图 4(e)进一步印证了疲劳主裂纹萌生于次表面的晶界处。关于疲劳裂纹易在晶界处萌生的文献[11-12]报道已有很多, 主要原因总结如下: 1) 晶界 α 与相邻的 β 基体之间的结构不同, 强塑性不同(晶界 α 较软)导致的变形协调性不同; 2) 相邻的原始 β 晶粒之间的晶粒大小不同, 产

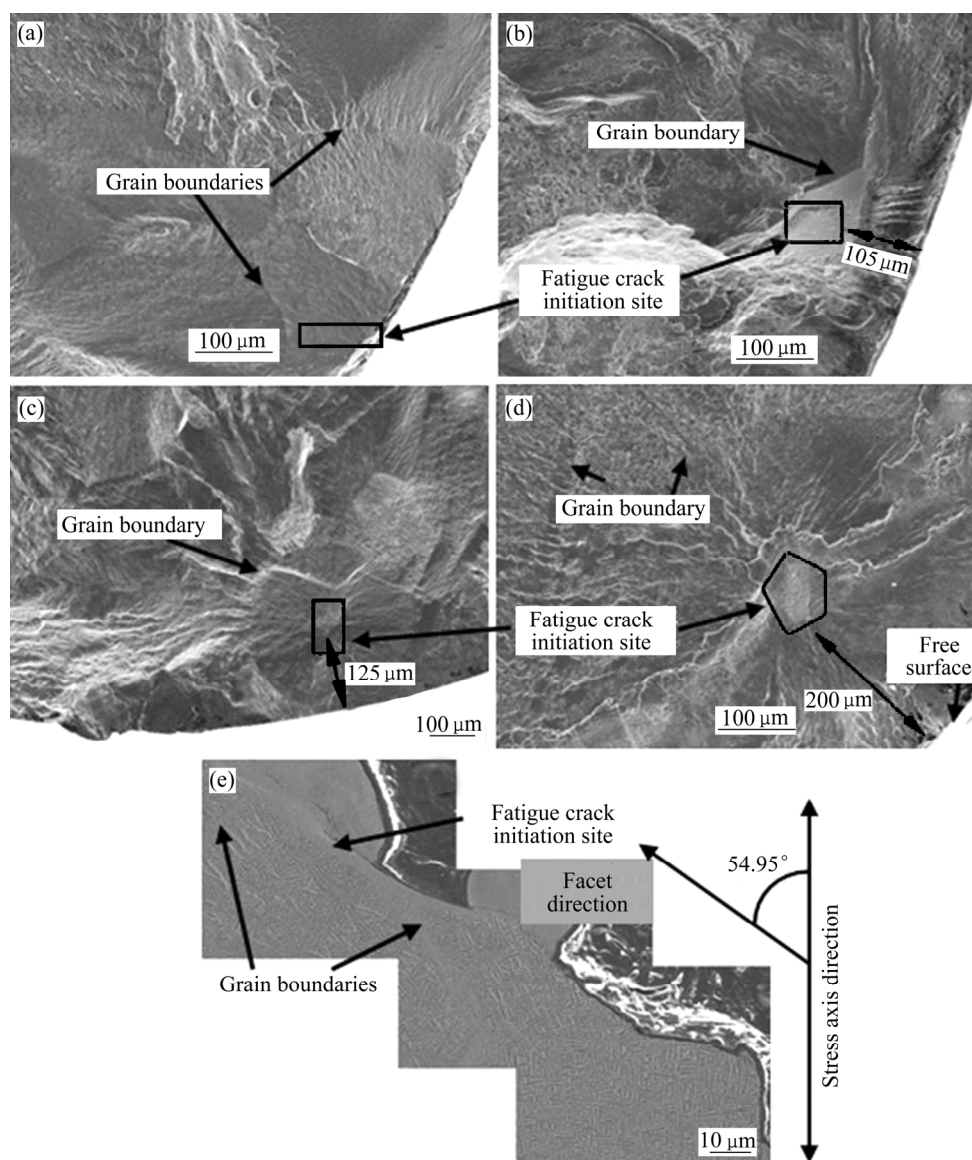


图 4 片层组织高周疲劳断口主裂纹萌生区的 SEM 像

Fig. 4 SEM images of primary crack initiation region on HCF fracture surface of LM: (a) $\sigma_a=720$ MPa; (b) $\sigma_a=700$ MPa; (c) $\sigma_a=680$ MPa; (d) $\sigma_a=660$ MPa; (e) Profile microstructure of (d)

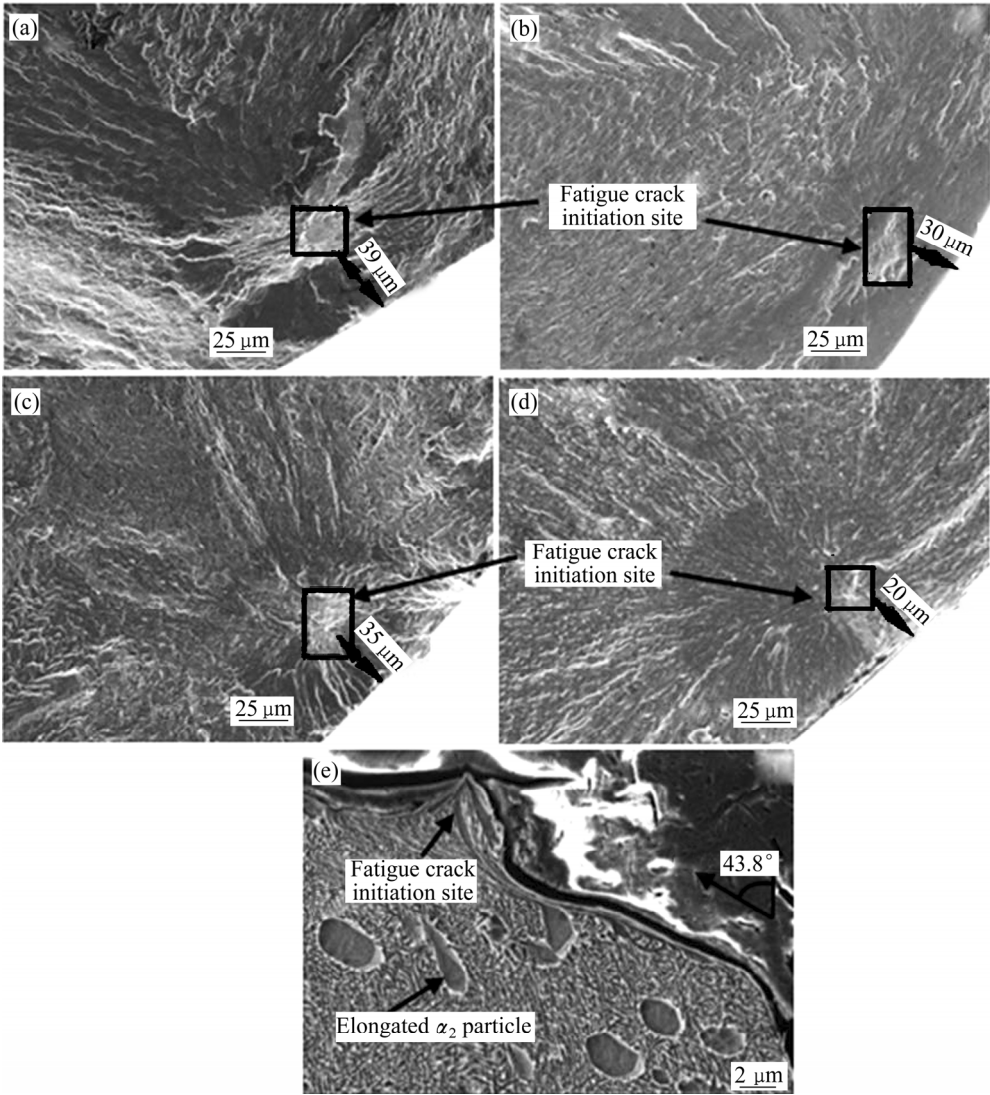


图 5 双态组织高周疲劳断口主裂纹萌生区的 SEM 像

Fig. 5 SEM images of primary crack initiation region on HCF fracture surface of BM: (a) $\sigma_a=720$ MPa; (b) $\sigma_a=700$ MPa; (c) $\sigma_a=680$ MPa; (d) $\sigma_a=660$ MPa; (e) Profile microstructure of (d)

表 1 不同应力幅下两种组织的疲劳裂纹萌生源位置和疲劳寿命

Table 1 Initiation site of fatigue primary crack and fatigue life for LM and BM under different stress amplitudes

Stress amplitude/ MPa	LM			BM		
	Life, N_f / cycles	Distance of initiation site away from surface/ μm	Initiation area/ μm^2	Life, N_f / cycles	Distance of initiation site away from surface/ μm	Initiation area/ μm^2
660	9.659×10^5	200	4640	1.8404×10^6	20	460
680	8.513×10^5	125	4530	1.5035×10^6	35	752
700	5.948×10^5	105	3431	2.039×10^6	30	878
720	5.289×10^5	0	2860	7.392×10^5	39	618

生的变形协调性不同。二者的共同结果是导致晶界 α 断裂、晶界 α 与原始 β 晶界处开裂或两种因素共同作用从而萌生疲劳裂纹。且从剖面组织(见图 4(e))可观察到,主裂纹萌生面与应力轴方向呈约 54.95° 的夹角,接近最大剪切应力方向(45°)。说明裂纹萌生过程与最大剪切应力密切相关。有学者^[12-14]认为,疲劳裂纹的

萌生除与最大剪切应力相关外,还与合金中 α 及 β 相内的优先滑移系相关,疲劳裂纹面常与 α 的基面 $\langle a \rangle$ 滑移或 β 相的 $\{110\}$ 滑移面平行。

根据双态组织的疲劳主裂纹萌生区形貌(见图5)和表1可知,随着应力幅降低,试样的疲劳寿命总体呈增加趋势,疲劳裂纹都在试样的次表面处萌生(见图5(a)~(d)),且裂纹源萌生位置离试样表面的距离和裂纹萌生区面积与应力幅的大小没有相关性。为了进一步地分析疲劳裂纹萌生位置,以及裂纹萌生与组织特征的关系,对图5(d)的断口剖面组织进行了观察分析(见图5(e))。进一步的分析发现,具体萌生位置在试样次表面的聚集变形拉长的等轴初生 $\alpha(\alpha_p)$ 处,而且疲劳主裂纹萌生面与应力轴间的夹角约为 44° ,非常接近最大剪切应力方向(45°)。因此,主导双态组织高周疲劳损伤的主要组织为等轴 α_p 相,主要的应力为最大剪切应力。

综上所述可知,无论是片层还是双态组织,随着应力幅的增加,疲劳寿命均降低。应力幅对双态组织试样的高周疲劳裂纹萌生位置与试样表面的间距和裂纹萌生区面积几乎都没有影响,但是显著影响片层组织试样的高周疲劳裂纹萌生位置与试样表面的间距和裂纹萌生区面积,随应变幅的增加,片层组织的疲劳裂纹萌生位置离试样表面的距离逐渐减小、裂纹萌生区面积增加。

2.2 裂纹扩展区断口形貌分析

对两种组织所有应力幅下的疲劳断口扩展区形貌进行了分析,结果显示,应力幅对合金两种组织的裂纹扩展区形貌的影响都较小。但显微组织对裂纹扩展的不同阶段断口表面形貌有显著影响。因此本节详细对比分析了同种应力幅下,两种组织在不同裂纹扩展阶段断口的表面形貌特征,以揭示显微组织对合金疲劳裂纹扩展的影响规律。

图6所示为片层和双态组织疲劳试样在相同应力幅660 MPa下的疲劳断口裂纹扩展区表面形貌,其中图6(a)和(b)、图6(c)和(d)、图6(e)和(f)、图6(g)和(h)所示分别为两种组织高周疲劳断口临近疲劳裂纹萌生区、裂纹低速扩展区、中速扩展区和高速扩展区的形貌特征。对比这些图可知,两种组织的高周疲劳断口裂纹扩展区表面形貌特征有很多相同点和不同点。通过断口特征的不同点,可揭示组织特征对合金高周疲劳裂纹扩展的影响规律。

虽是两种不同的组织状态,但都属同一种合金的高周疲劳断口,因此两者的典型高周疲劳断口特征相同,具体如下:1) 两种组织的裂纹扩展阶段的典型疲

劳特征相同,包括低速扩展(1)区,中等扩展(2)区,快速扩展(3)区及临近瞬断区都可见许多疲劳条带(见图6(a)~(h))。有研究者^[15]认为,在快速裂纹扩展阶段断口通常只显示韧窝等的静态微观断裂特征。本研究中,可能是两种组织内的 β 转变组织(β_{trans})都较细小,尤其是局部细小的网篮组织导致整个裂纹扩展区都有疲劳条带。因为细小片层的有效滑移距离较短^[16],而裂纹扩展主要受有效滑移长度控制^[17]。2) 两种组织疲劳条带特征随裂纹扩展速率改变的变化趋势相同。随着裂纹扩展速率或裂纹长度的增加,两者的疲劳条带间距和二次裂纹宽度也都增加。因为在塑性材料中,疲劳条带间距与裂纹扩展速率呈一一对应关系^[18-19]。在低速裂纹扩展阶段,片层和双态组织的疲劳条带均较小,疲劳条带根部出现少量微孔或微裂纹(见图6(c)和(d))。随着裂纹扩展速度的进一步增加,在中速和快速扩展区,两种组织的疲劳条带间距都进一步增加,条带数量也减少,二次微裂纹数量增加(见图6(e)~(h))。

虽然两种组织的断口裂纹扩展区主要形态特征相似,均有疲劳条带及二次裂纹。但是由于组织特征的不同,造成断口裂纹扩展区的许多特征不同。片层和双态组织疲劳断口裂纹扩展区的不同特征主要有以下几点:1) 晶界 α 对疲劳裂纹扩展的影响不同,晶界 α 对片层组织疲劳裂纹扩展的影响显著大于对双态组织裂纹扩展的影响。因为晶界 α 促进片层组织疲劳裂纹的沿晶扩展。在无连续晶界 α 时,裂纹穿过晶界,当晶界处有连续晶界 α 时,裂纹沿连续晶界 α 及晶界扩展(见图7(b))。然而在双态组织断口形貌上,几乎未见明显的晶界 α 相关特征。2) 双态组织扩展区断口裂纹扩展区有许多韧窝(见图6(b)),且韧窝尺寸与等轴 α_p 直径相当。这是因为双态组织的变形损伤主要由等轴 α_p 承担,当变形损伤较大时,等轴 α_p 可能断裂或脱落留下一个空洞则形成韧窝^[20]。然而片层组织没有等轴 α_p ,疲劳断口则没有类似韧窝。3) 相同的裂纹扩展阶段,不同组织疲劳断口对应的疲劳条带及二次裂纹特征不同(见图6(a)~(h))。在临近裂纹萌生区,片层组织可见许多细小的疲劳条带(见图6(a)),但是双态组织断口相应区域只能观察到摩擦面和韧窝,几乎没有疲劳条带(见图6(b))。这是由于与片层组织中粗大次生 $\alpha(\alpha_s)$ 片相比,双态组织中 α_p 和 α_s 的尺寸更细小,裂纹扩展初期形成的疲劳条带尺寸太小,经过拉压摩擦后则不可见。在片层组织中,低速扩展区疲劳条带间距很小,只见少量的微孔,没有二次裂纹(见图6(c));到中速扩展区开始出现少量二次裂纹(见图6(e));快速扩展区出现大量很深的二次裂纹(见图6(g))。而双态组织在低速扩展区的疲劳条带间就可见大量微裂纹(见图6(d))。

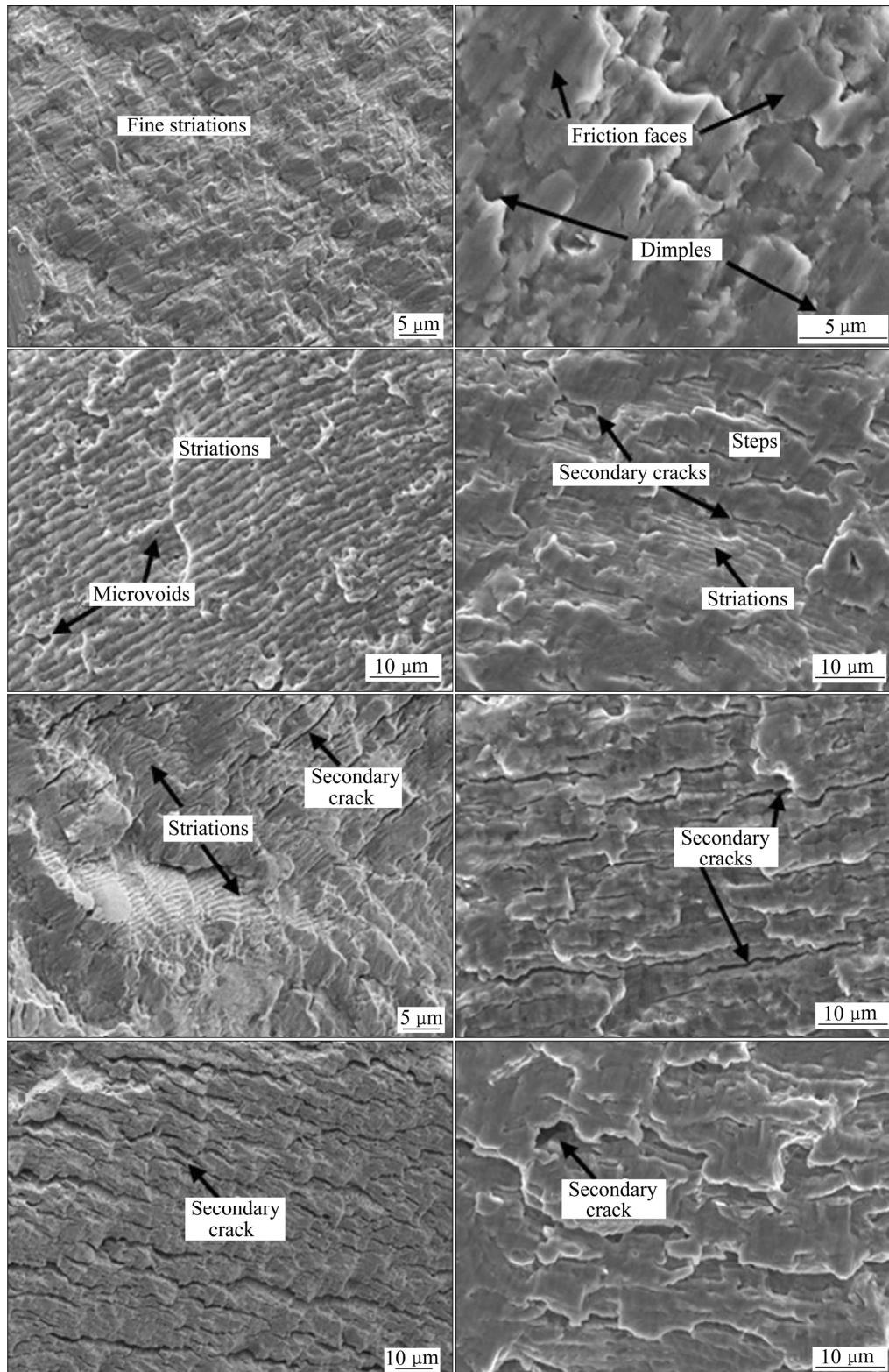


图6 片层和双态 660 MPa 下的疲劳断口扩展区形貌

Fig. 6 Fractographs of propagation region for LM ($\sigma_a=660$ MPa, life of 9.659×10^5 cycles) and BM ($\sigma_a=660$ MPa, life of 1.84×10^6 cycles) fatigued samples: (a), (b) Fatigue features in propagation region near crack initiation region for LM and BM; (c), (d) Fine striations in propagation region with low speed for LM and BM; (e), (f) Striations in stable propagation region for LM and BM; (g), (h) Wide striations in fast propagation region for LM and BM

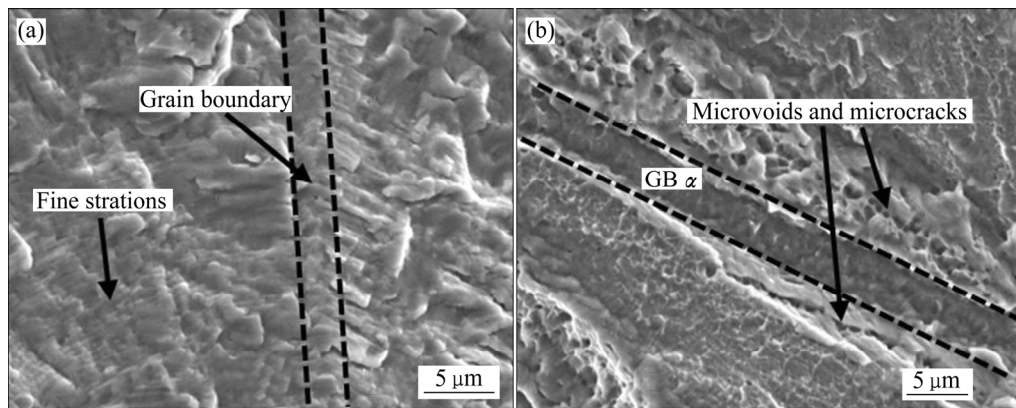


图 7 片层组织断口表面的晶界形貌

Fig. 7 Fractographs of grain boundary in LM: (a) Microcrack transfers across grain boundary without GB α ; (b) Microcrack propagates along GB α

在中速扩展阶段以前,片层组织中疲劳条带间距(约为 $2\ \mu\text{m}$)大于相应的双态组织中疲劳条带间距(约为 $1\ \mu\text{m}$)。但是,在中速扩展阶段以后,双态组织断口表面疲劳条带间距、二次裂纹的宽度均明显大于片层组织相应裂纹扩展阶段的疲劳条带间距、二次裂纹的宽度。4) 在裂纹扩展的各阶段,两种组织的断口表面曲折度不同。较低的裂纹扩展速率阶段,因为双态组织断口表面有许多台阶,而片层组织没有,所以片层组织比双态组织断口表面平滑(见图 6(a)~(d))。在较高的裂纹扩展速率阶段,片层组织的断口表面二次裂纹数量和深度均大于双态组织的,导致片层组织裂纹扩展断口表面比双态组织断口表面粗糙(见图 6(e)~(h))。

通常认为,疲劳条带间距与裂纹扩展速率有一一对应的关系,尤其是在裂纹稳态扩展区^[21]。根据此观点,则在主裂纹尺寸较短的阶段(低速裂纹扩展区),片层组织的条带间距大于双态组织,则片层的疲劳裂纹扩展速率大于双态的。当主裂纹尺寸增加时,两种组织的裂纹扩展速率都增加,但是双态组织裂纹扩展速率随裂纹长度增加的增幅大于片层组织的裂纹扩展速率的增幅;当裂纹中速和高速扩展时,双态的裂纹扩展速率大于片层组织。

综上所述,在低速扩展阶段,双态组织中较软的等轴 α_p 及细小的 β_{trans} 对裂纹扩展的阻力大于片层组织中粗大的 α_s 和残留 β 片对裂纹扩展的阻力。但在中速和快速扩展阶段情况则相反,双态组织中较软的等轴 α_p 促进裂纹的加速扩展,疲劳条带间距的快速增加,二次裂纹宽度增加,数量较少。片层组织的中粗大的 α_s 片促进了更多的二次裂纹产生,主裂纹路径曲折度增加,降低片层组织的裂纹扩展速率。最终片层的疲

劳裂纹扩展速率低于双态。另外,根据裂纹断口特征推断裂纹扩展速率有一定误差,因为有学者认为,疲劳断口表面的疲劳条带数量与循环周次不一定是一一对应的^[2]。所以,两种组织的疲劳长裂纹扩展速率的实际值还需利用 da/dN 等测试进一步验证。

3 结论

1) 应力幅对合金双态组织的高周疲劳裂纹萌生的位置与试样表面的间距和裂纹萌生区面积几乎没有影响,但是显著影响片层组织试样的高周疲劳裂纹萌生位置与试样表面的间距和裂纹萌生区面积。

2) 随应变幅的增加,片层组织的疲劳裂纹萌生位置离试样表面的距离逐渐减小、裂纹萌生区面积增加,即片层组织疲劳裂纹的萌生对应力幅更为敏感。

3) 应力幅对合金两种组织的裂纹扩展区形貌的影响都较小。但显微组织对裂纹扩展的不同阶段断口表面形貌有显著影响。疲劳裂纹扩展前期,片层的裂纹扩展速率大于双态,但在裂纹扩展中后期,双态的裂纹扩展速率反而更高。

REFERENCES

- [1] HUANG Chao-wen, ZHAO Yong-qing, XIN She-wei, TAN Chang-sheng, ZHOU Wei, LI Qian, ZENG Wei-dong. Effect of microstructure on high cycle fatigue behavior of Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-1Zr[J]. International Journal of Fatigue, 2017, 94: 30–40.
- [2] 钟群鹏, 赵子华. 断口学[M]. 北京: 高等教育出版社, 2006:

243.
ZHONG Qun-peng, ZHAO Zi-hua. Fractography[M]. Beijing: Higher Education Press, 2006: 243.
- [3] 钟群鹏, 赵子华, 张 峥. 断口学的发展及微观断裂机理研究[J]. 机械强度, 2005, 27(3): 358–370.
ZHONG Qun-peng, ZHAO Zi-hua, ZHANG Zheng. Development of “fractography” and research[J]. Journal of Mechanical Strength. 2005, 27(3): 358–370.
- [4] HUANG Chao-wen, ZHAO Yong-qing, XIN She-wei, ZHOU Wei, LI Qian, ZENG Wei-dong. Effect of microstructure on torsion properties of Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-1Zr alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2017, 682: 202–210.
- [5] BETTAIEB M B, LENAIN A, HABRAKEN A M. Static and fatigue characterization of the Ti5553 titanium alloy[J]. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 2013, 36(5): 401–415.
- [6] HUANG Jun, WANG Zhi-rui, ZHOU Jie. Cyclic deformation response of β -annealed Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr alloy under compressive loading conditions[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2011, 42(9): 2868–2880.
- [7] HUANG Jun, WANG Zhi-ri, XUE Ke-min. Cyclic deformation response and micromechanisms of Ti alloy Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr-0.5Fe[J]. Materials Science and Engineering A, 2011, 528(29): 8723–8732.
- [8] HUANG Chao-wen, ZHAO Yong-qing, XIN She-wei, TAN Chang-sheng, ZHOU Wei, LI Qian, ZENG Wei-dong. High cycle fatigue behavior of Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-1Zr titanium alloy with lamellar microstructure[J]. Materials Science and Engineering A, 2017, 682: 107–116.
- [9] HUANG Chao-wen, ZHAO Yong-qin, XIN She-wei, ZHOU Wei, LI Qian, ZENG Wei-dong, TAN Chang-sheng. High cycle fatigue behavior of Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-1Zr titanium alloy with bimodal microstructure[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 695: 1966–1975.
- [10] 黄朝文, 梁益龙, 杨 明, 徐平伟, 李 祥, 梁 宇. 211Z.X 耐热高强韧铝合金的疲劳特性[J]. 金属热处理, 2013, 38(2): 43–47.
HUANG Chao-wen, LIANG Yi-long, YANG Ming, XU Ping-wei, LI Xiang, LIANG Yu. Fatigue properties of 211Z.X heat-resisting high strength and toughness aluminum alloy[J]. Heat Treatment of Metals, 2013, 38(2): 43–47.
- [11] LÜTJERING G, WILLIAMS J C. Titanium[M]. New York: Springer, 2007.
- [12] FOLTZ J W, WELK B, COLLINS P C, FRASER H L, WILLIAMS J C. Formation of grain boundary α in β Ti alloys: Its role in deformation and fracture behavior of these alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2011, 42(3): 645–651.
- [13] PILCHAK A L, WILLIAMS R E A, WILLIAMS J C. Crystallography of fatigue crack initiation and growth in fully lamellar Ti-6Al-4V[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2010, 41(1): 106–124.
- [14] PILCHAK A L, WILLIAMS J C. Crystallography of fluted fracture in near- β titanium alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2010, 41(1): 22–56.
- [15] DAVIDSON D L, LANKFORD J. Fatigue crack growth in metals and alloys: Mechanisms and micromechanics[J]. International Materials Reviews, 1992, 37(2): 45–76.
- [16] SHAO Hui, ZHAO Yong-qing, GE Peng, ZENG Wei-dong. In-situ SEM observations of tensile deformation of the lamellar microstructure in TC21 titanium alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2013, 559: 515–519.
- [17] BIROSCA S, BUFFIERE J Y, KARADGE M, PREUSS M. 3-D observations of short fatigue crack interaction with lamellar and duplex microstructures in a two-phase titanium alloy[J]. Acta Materialia, 2011, 59(4): 1510–1522.
- [18] WILLIAMS J J, YAZZIE K E, CONNOR P N, NIKHILESH C, XIAO Xing-hui, FRANCESCO D C, NAGARAJA I, MADDAN K. On the correlation between fatigue striation spacing and crack growth rate: A three-dimensional (3-D) X-ray synchrotron tomography study[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2011, 42(13): 3845–3848.
- [19] BULLOCH J H, CALLAGY A G. A detailed study of the relationship between fatigue crack growth rate and striation spacing in a range of low alloy ferritic steels[J]. Engineering Failure Analysis, 2010, 17(1): 168–178.
- [20] HUANG Chao-wen, ZHAO Yong-qing, XIN She-wei, ZHOU Wei, LI Qian, ZENG Wei-dong. Effect of microstructure on tensile properties of Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-1Zr alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 693: 582–591.
- [21] DAI P, LI Z. A plasticity-corrected stress intensity factor for fatigue crack growth in ductile materials[J]. Acta Materialia, 2013, 61(16): 5988–5995.

Fracture surface analysis of high-cycle fatigue for Ti-55531 alloy

MA Qan¹, HUANG Chao-wen²

(1. Department of Mechanical and Electrical Engineering, Baoji University of Arts and Sciences, Baoji 721004, China;
2. College of Materials and Metallurgy, Guizhou University, Guiyang 550025, China)

Abstract: The high cycle fatigue(HCF) fracture morphological properties of high strength and toughness Ti-55531 alloy with LM and BM under different stress amplitude were analyzed by SEM based on the base fractography theory, the comprehensive influential mechanism of stress amplitude and microstructure factors on fatigue crack initiation were revealed, and the rule that microstructures affecting the fatigue crack propagation were illuminated. The results indicate that stress amplitude greatly affects the HCF primary crack initiation site of LM, while has a little effect on BM. The fatigue crack growth rate of LM is larger than that of BM during the crack propagation region with low speed. However, the crack growth rate of LM is lower than that of BM during crack propagation regions with high speed.

Key words: Ti-55531 alloy; high cycle fatigue; fatigue crack initiation; fatigue crack propagation; fracture morphology

Foundation item: Project(14GYGG-2) supported by the Science and Technology Industrial Research Project of Baoji, China

Received date: 2017-11-01; **Accepted date:** 2018-02-26

Corresponding author: MA Quan; Tel: +86-917-3364295; E-mail: 3345883588@qq.com

(编辑 李艳红)