400 ℃高周疲劳下 TC17 超声冲击强化表面状态演化规律研究

谭 靓[1,2*] 樊 怡[3] 姚倡锋[1,2]

1.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,西安,710072
2.西北工业大学航空发动机先进制造技术教育部工程研究中心,西安,710072
3. 陕西艾克斯普机电科技有限责任公司,西安,710061

摘要:以 TC17 钛合金为研究对象,通过超声冲击强化工艺试验、表面状态测试分析和 400 ℃高周疲劳试验,分析了超声冲击强化表面粗糙度、表面几何形貌、表层残余应力、表层显微硬度和表层微观组织等表面状态特征在 400 ℃拉/拉高周疲劳试验过程中的演化规律。结果表明,与超声冲击强化试样初始表面状态相比,试样在 400 ℃下保温 1 h 后,表面粗糙度 *Ra* 从 0.46 μm 增大到 0.67 μm,表面显微硬度从 630 HV0.025 降低至 450 HV0.025,表面残余压应力从−640 MPa 减小到−525 MPa,残余压应力峰值从−1088 MPa 减小到−776 MPa,塑性变形层深度由 20 μm 减小到 13 μm;400 ℃下试样疲劳断裂后,表面粗糙度为 1.22 μm,残余压应力影响层深度为 70 μm,塑性变形层深度为 9 μm,表层等轴状 α 相转变为长条状,平均晶粒面积由 11.8 μm^2 增大至 34 μm^2。

关键词:TC17 钛合金;超声冲击强化;表面状态;高周疲劳;演化规律

中图分类号:V261

DOI:10.3969/j.issn.1004-132X.2025.04.016 **开放科学(资源服务)标识码(OSID)**:

Investigation on Evolution Laws for Surface States of TC17 Alloy Induced by UIT during High-cycle Fatigue at 400 ℃

TAN Liang[1,2*] FAN Yi[3] YAO Changfeng[1,2]

1.Key Laboratory of High Performance Manufacturing for Aero Engine,Ministry of Industry and Information Technology,Northwestern Polytechnical University,Xi'an,710072
2.Engineering Research Center of Advanced Manufacturing Technology for Aero Engine, Ministry of Education,Northwestern Polytechnical University,Xi'an,710072
3.Shaanxi Aikespu Electromechanical Technology Co.,Ltd.,Xi'an,710061

Abstract: Based on UIT experiments, surface state measurement and tension-tension high cycle fatigue tests at 400 ℃, the evolution laws of surface roughness, surface morphology, residual stress, microhardness, and microstructure of TC17 alloy were investigated. Results show that, compared with the surface states of the UIT processed specimen, after 1h heating treatment at 400 ℃, the value of surface roughness *Ra* increases from 0.46 μm to 0.67 μm, the surface microhardness decreases from 630 HV0.025 to 450 HV0.025, the surface compressive residual stress decreases from −640 MPa to −525 MPa, the maximum value of compressive residual stress decreases from −1088 MPa to −776 MPa, and the depth of plastic deformation layer decreases from 20 μm to 13 μm. After fatigue failure of the specimen at 400 ℃, the value of surface roughness *Ra* is as 1.22 μm, the depth of compressive residual stress layer is as 70 μm, the depth of plastic deformation layer is as 9 μm, and the subsurface equiaxed α phase transforms into elongated strips, the average grain area increases from 11.8 μm^2 to 34 μm^2.

Key words: TC17 titanium alloy; ultrasonic impact treatment(UIT); surface state; high-cycle fatigue; evolution law

0 引言

航空发动机是国之重器,体现了国家的科技水平和综合实力。TC17 钛合金因具有强度高、塑性好、耐腐蚀、高温性能优异等特点,被广泛应用于制造航空发动机风扇和压气机叶片和整体叶盘等关键重要转动构件[1]。该类构件要求在集高速、高压、高温、复杂振动于一体的极端环境条件

收稿日期:2024-10-21
基金项目:陕西省重点研发计划(2024PT-ZCK-63)

下服役寿命达上万小时，先进航空发动机末级高压压气机温度可达 1000 K，压力接近 40 个标准大气压。在如此极端服役工况下，该类转动构件极易发生疲劳失效。现有资料表明，航空构件疲劳失效中 80％以上的疲劳裂纹起始于表面加工缺陷或损伤，如切削刀痕、表面微裂纹、表层应变硬化、表层组织损伤、表层残余拉应力等。因此，表面状态对构件疲劳性能有着至关重要的影响。

为改善该类转动构件的加工表面状态，提高疲劳性能，通常采用表面强化对构件进行处理，但表面强化引入的表面状态在构件服役过程中不断演化，不同特征演化规律复杂，衰减速率各不相同。超声冲击强化(ultrasonic impact treatment，UIT)是一种新型的表面强化方法，该工艺可降低构件表面粗糙度，同时在表层引入较深的残余压应力和应变硬化层[2-4]。在超声冲击强化工艺参数对表面状态和疲劳性能影响研究方面，PANIN 等[5]研究了纯钛试件经超声冲击强化后表层纳米结构中的非晶体学变形机制，在试样表面下 20 μm 和 50 μm 处观察到含有位错和孪晶的 α-Ti 晶粒；OHTA[6]采用有限元法分析了冲击头半径对残余应力分布的影响，发现表面等效塑性应变与最大等效塑性应变之比与表面残余应力之间存在相关性；DEKHTYAR 等[7]研究发现，与未强化试样相比，超声冲击强化后 Ti-6Al-4V 钛合金试样旋转弯曲疲劳强度提高约 60％；查旭明等[8]详细总结了超声冲击强化工艺参数对钛合金表层微观结构和微观力学性能的影响规律；殷畅等[9]研究发现，超声冲击强化后 20Cr2Ni4A 钢表面残余奥氏体的含量由 11％降低至 0.5％，表面显微硬度由 724HV 提高到 992HV；曹小建等[10]研究表明，与未强化试样相比，去应力退火及固溶时效 TC4 钛合金试样在 1×10^8 循环周次下疲劳强度分别提高了 7.0％和 10.7％；李凤琴等[11]研究发现，TC4 钛合金超声冲击强化表面残余应力随着静压力的增大呈现先增大后减小的趋势，当静压力为 500～800 N 时能获得较好的表面状态，静压力超过 800 N 后表面产生微裂纹损伤；TAN 等[12]研究了超声冲击强化静压力和进给速度对表面粗糙度、残余应力、显微硬度和微观组织的影响规律；ZHOU 等[13]揭示了 TC17 钛合金铣削-超声冲击强化复合加工表面状态重构规律，铣削加工表面状态对超声冲击强化后表面残余应力影响较小；WU 等[14-15]研究了超声冲击强化 TC4 钛合金近净成形叶片表面几何形貌和残余应力的形成机理，实现了叶片精密切削加工和超声冲击强化的工艺集成。

在疲劳循环过程中表面状态演化研究方面，毛淼东[16]通过试验研究发现，当应变幅低于 0.4％时，TC4 钛合金晶粒大小无显著改变，而应变幅高于 1.2％时，表面细化的纳米晶粒尺寸逐渐变大；MALEKI 等[17]研究发现，喷丸强化后 AISI 1060 钢试样疲劳循环初期残余应力衰减速率较高，之后有所降低；LEGUINAGOICOA 等[18]研究发现，34CrNiMo6 高强度合金钢喷丸强化表面残余应力松弛量随着外载荷的增大而增大，轴向拉伸疲劳试验过程中残余应力衰减量高于旋转弯曲疲劳试验过程中残余应力衰减量；钟丽琼等[19]分析了载荷形式对 TC11 钛合金喷丸强化显微硬度演化的影响，发现拉压疲劳后，未经过喷丸强化的试样表层硬度略微增加，而经过喷丸强化的试样表层硬度梯度分布明显下降，拉拉疲劳后，表面硬度值均呈现增大趋势；GILL 等[20]研究表明，常温低周疲劳过程中深冷滚压强化 Ti-6Al-4V 钛合金残余压应力松弛程度不超过峰值应力的 50％，而高温下残余压应力最大松弛程度可达到峰值应力的 70％；SAALFELD 等[21]研究了不同应力幅值对滚压强化 SEA 1045 钢残余压应力演化的影响，结果表明残余压应力衰减速率随应力幅值的增大而增大，残余应力的衰减导致疲劳寿命提高效果受限；HAN 等[22]研究了喷丸强化和滚压强化 Ti60 钛合金表面状态在常温和 450 ℃拉/压疲劳过程中的演化规律，结果表明，滚压强化试样的残余压应力衰减速率低于喷丸强化试样的残余压应力衰减速率，且由于循环软化作用表层显微硬度均有所降低；章海峰等[23]研究了激光喷丸 IN718 镍基高温合金残余应力的高温松弛行为，800 ℃保温 300 min 时，残余应力松弛幅度达 82.14％。

从以上分析中可以看出，现有研究主要集中在 TC4 钛合金、高强度钢等材料喷丸强化表面状态演化规律上。本文以 TC17 钛合金为研究对象，开展超声冲击强化表面粗糙度、表面几何形貌、表层残余应力场、表层显微硬度场和表层微观组织等在 400 ℃高周疲劳过程中的演化规律研究。

1　试验过程

1.1　试验材料及方法

研究用材料为 TC17 钛合金，它是一种 α＋β 型钛合金，名义成分为 Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Mo-4Cr。热处理制度为：固溶 800 ℃，4 h，水冷；时效 620

℃,8 h,空冷。TC17 钛合金化学成分见表 1,物理及力学性能见表 2。

表 1　TC17 钛合金化学成分(质量分数)

Tab.1　Chemical composition of TC17 alloy

(mass fraction)　%

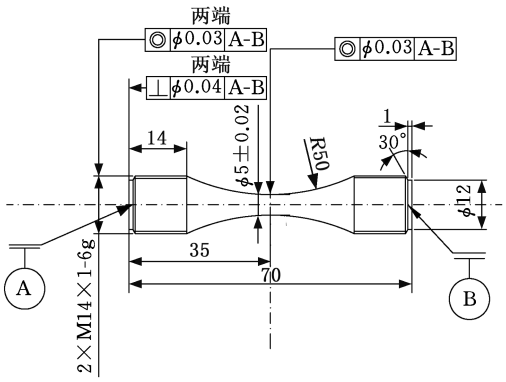
w(Al)	w(Sn)	w(Zr)	w(Mo)	w(Cr)	w(Ti)
4.90	2.11	1.99	4.11	4.04	其余

表 2　TC17 钛合金物理及力学性能

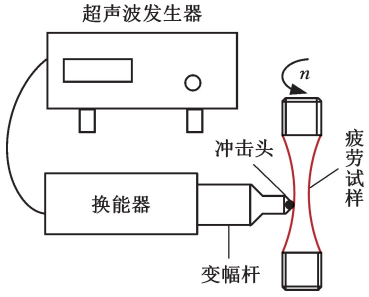
Tab.2　Physical and mechanical properties of TC17 alloy

参数	数值
密度 ρ/(g·cm^{-3})	4.68
抗拉强度 σ_b/MPa	1179
屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	1077
延伸率 δ_5/%	11.5
截面收缩率 Ψ/%	21
弹性模量 E/GPa	112
泊松比 ν	0.313

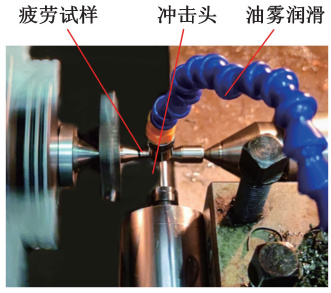
依据《HB5287—1996 金属材料轴向加载疲劳试验方法》,疲劳试样尺寸几何形状和尺寸如图 1a 所示。疲劳试样制备方式为线切割下料→车削→超声冲击强化。首先采用慢走丝线切割机切取 ϕ15 mm×70 mm 圆棒试样;然后在 HK63/1000 型数控车床上进行车削加工,工艺参数为主轴转速 300 r/min、车削深度 0.2 mm、进给量 0.06 mm/r;最后采用超声冲击强化设备在数控车床上进行强化加工,工艺参数为振动频率 34 kHz、冲击头振幅 6 μm、冲击头与试样表面的过盈量 0.01 mm、主轴转速 50 r/min、进给量 0.04 mm/r。超声冲击强化设备由超声波发生器、换能器、变幅杆、冲击头及其他附属配件组成,如图 1b 所示。变幅杆为锥度变幅杆,冲击头为直径 4 mm 的金刚滚珠。开始强化前通过塞尺判断冲击头与试样表面的距离,完成对刀操作;之后,按照过盈量 0.01 mm 和试样形状尺寸编写数控程序进行加工,加工过程中采用油雾润滑,加工现场如图 1c 所示。



(a)疲劳试样尺寸



(b)超声冲击强化示意图



(c)超声冲击强化试验现场

图 1　超声冲击强化试验过程

Fig.1　Experiment process of ultrasonic impact treatment

1.2　表面状态特征测试方法

图 2 为 TC17 钛合金疲劳试样表面状态特征测试示意图。表面粗糙度和表面几何形貌采用 MarSurf XR 20 轮廓仪进行测量,取样长度为 0.8 mm,评定长度为 5.6 mm。为了减小测量误差,在圆周方向均布 4 个测量位置,每个位置沿试样轴向测量表面粗糙度,取平均值作为测试结果。表面几何形貌采用 MarSurf XR 20 的三维几何形貌功能采样,取样面积为 1 mm×1 mm,采样间距设置为 0.02 mm,测量速度为 0.5 mm/s。

残余压应力采用 PROTO LXRD MG2000 残余应力测试分析系统进行测试,测试参数为:室温,同倾固定 Ψ 法,高斯函数近似法定峰,靶材 Cu-Kα,靶电压 25 kV,靶电流 20 mA,衍射晶面(213),衍射角 142°,曝光时间 2 s,曝光次数 10,光圈大小 2 mm,X 射线入射角范围±25°。采用浸泡腐蚀法从试样表面开始逐层剥离材料,剥层操作和残余应力测试交替进行,以便获得不同深度下的残余应力。浸泡腐蚀液配比为:30 mL 氢氟酸、30 mL 浓盐酸、15 mL 浓硝酸、25 mL 水,

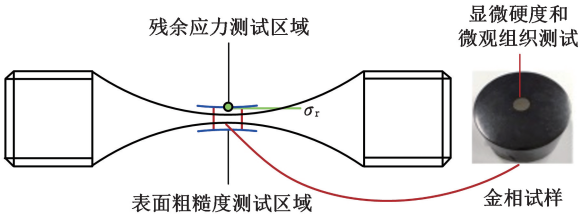


图 2　疲劳试样表面状态特征测试示意图

Fig.2　Schematic view of measurement regions of surface states

剥层腐蚀深度由浸泡时间控制。

表层显微硬度和表层微观组织测试需要从疲劳试样上切取并制备金相试样，金相试样的制备步骤为：取样→镶样→磨样→抛光。表层显微硬度采用 FM-800 维氏显微硬度计进行测试，试验载荷为 0.196 N，保持载荷时间为 10 s。通过测量压痕尺寸得到维氏显微硬度值，为了减小测试误差，同时获得深度方向每间隔 10 μm 的显微硬度值，在保证压痕清晰可见的情况下，压痕点位呈斜线分布，即两相邻压痕中心之间沿深度方向距离为 10 μm，水平方向距离大于 30 μm。表层微观组织采用 Helios G4 CX 扫描电子显微镜进行观察，观察前需要对金相试样进行腐蚀，腐蚀液配比为：5 mL 氢氟酸、25 mL 硝酸、70 mL 水，腐蚀时间为 13～15 s。腐蚀时，用棉签蘸取少许腐蚀液对金相试样表面擦拭 20～30 s，之后用吹风机吹干，放置扫描电子显微镜下进行观察。

1.3　高温高周疲劳试验方法

根据航空发动机 TC17 钛合金整体叶盘服役工况，设计标准试样疲劳试验为拉-拉疲劳，温度为 400 ℃，最大应力为 600 MPa，应力比为 0.1，加载形式为正弦波。疲劳试验在 QBG-50 高频疲劳试验机上进行，加热炉温度升高到 400 ℃后保温 1 h，开始加载循环载荷。400 ℃高周疲劳试验现场如图 3 所示。

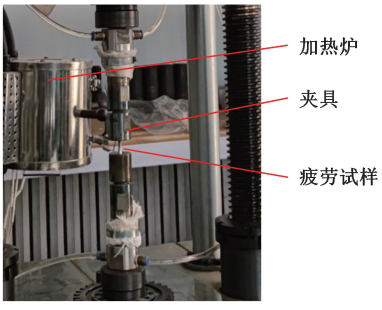


图 3　400 ℃高周疲劳试验现场

Fig.3　Site of high-cycle fatigue test at 400 ℃

为研究从疲劳循环开始至最终断裂过程中疲劳试样表面状态特征的演化规律，由超声冲击强化试样断裂时的疲劳寿命 N_{UIT} 确定后续试样的疲劳循环周次，分为设定为初始状态保温 1 h、$10^{-2}N_{UIT}$、$10^{-1}N_{UIT}$ 和 N_{UIT}，取下试样进行表面状态特征测试，400 ℃高周疲劳试验方案见表 3。

2　结果与讨论

2.1　表面粗糙度与表面几何形貌演化规律

图 4 所示为 TC17 钛合金超声冲击强化试样在 400 ℃高周疲劳过程中表面粗糙度的演化规律。对比 UIT-0 和 UIT-1 试样表面粗糙度可知，

表 3　400 ℃高周疲劳试验方案

Tab.3　Experimental design of high-cycle fatigue test at 400 ℃

试样编号	应力 σ/MPa	温度 t/℃	循环周次 N
UIT-0			初始状态
UIT-1		400	初始状态＋保温 1 h
UIT-2	600	400	$10^{-2}N_{UIT}=4.17\times10^4$
UIT-3	600	400	$10^{-1}N_{UIT}=4.17\times10^5$
UIT-4(断裂)	600	400	$N_{UIT}=4.17\times10^6$
车削	600	400	$N_T=1.20\times10^6$

注：N_T 为车削试样断裂时的疲劳寿命。

温度对表面粗糙度的影响较大，400 ℃下保温 1 h 后试样表面粗糙度 Ra 由 0.46 μm 增大到 0.67 μm；疲劳循环载荷加载后，试样表面粗糙度随循环周次的增加而增大，疲劳循环周次从 0 增加到 4.17×10^4 阶段，表面粗糙度急剧增大；疲劳循环周次从 4.17×10^4 增加到 4.17×10^6 阶段，表面粗糙度增速较缓；试样疲劳断裂后表面粗糙度 Ra 为 1.22 μm。

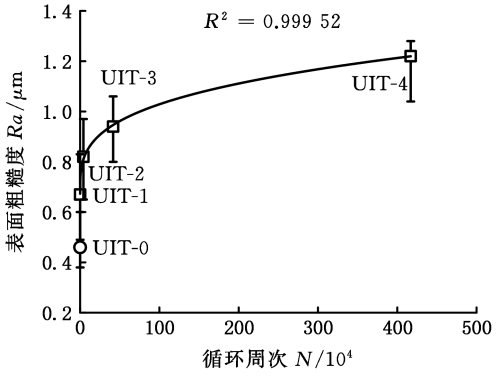


图 4　400 ℃高周疲劳过程中表面粗糙度的演化规律

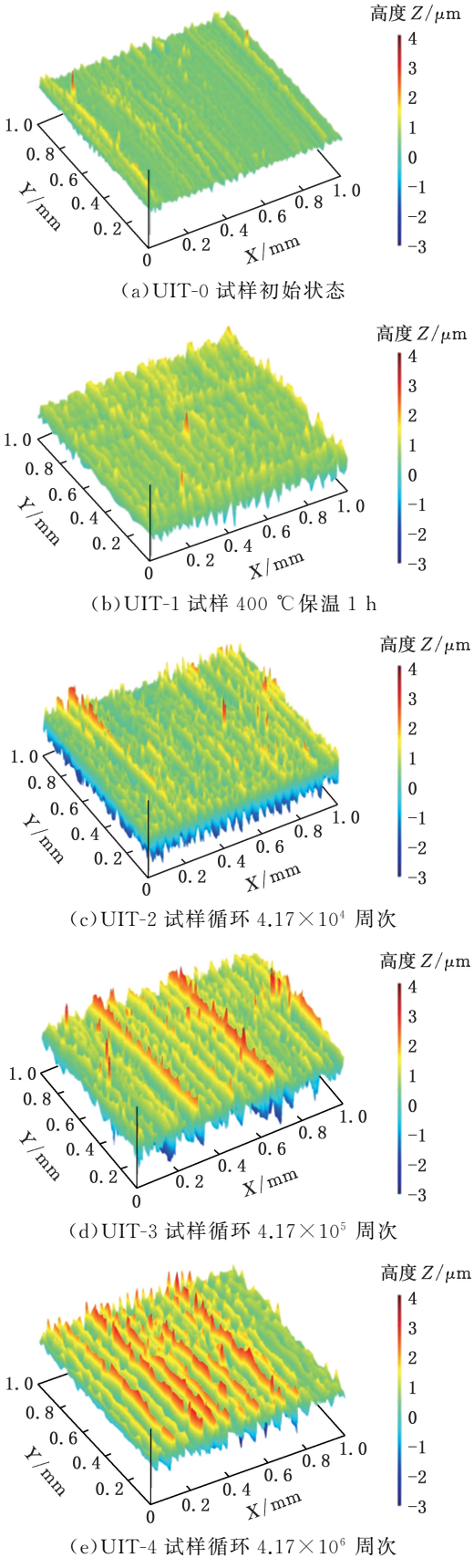
Fig.4　Evolution of surface roughness during high-cycle fatigue test at 400 ℃

根据 400 ℃高周疲劳过程中表面粗糙度的演化特点，采用指数增长函数形式对图 4 中表面粗糙度数据进行拟合，得到表面粗糙度与疲劳循环周次的关系模型如下：

$$Ra=0.089N^{0.301}+0.673 \tag{1}$$

图 5 所示为超声冲击强化试样在 400 ℃高周疲劳过程中表面几何形貌的演化规律。如图 5a 所示，UIT-0 试样超声冲击强化初始表面几何形貌较为均匀，表面局部区域呈现凸起状，这是由于超声冲击强化时冲击头磨损的碎屑被重新挤压到工件表面所致。UIT-1 试样在 400 ℃保温 1 h 后，表面几何形貌峰谷高度差有所增大；对比 UIT-2 和 UIT-3 试样可以看出，随着循环周次的增加，试样表面几何形貌不平整度也逐渐增大；UIT-4 疲劳断裂试样表面几何形貌波峰呈无规则分布，无明显的超声冲击强化加工痕迹，表面不平

整度急剧增大。由此可以得出，高温和疲劳循环周次均使表面几何形貌变得越来越粗糙。分析表面粗糙度和表面几何形貌变化的原因可归结于两个方面：首先，在升温和降温过程中，材料表面与内部存在温度梯度，产生热应力，导致表面出现局部塑性流动，增加表面粗糙度；其次，在拉-拉疲劳循环过程中，粗糙表面波谷位置局部发生塑性流动，材料滑移挤出，甚至产生微小裂纹，导致表面轮廓发生变化，表面几何形貌也随之改变。



(a)UIT-0 试样初始状态

(b)UIT-1 试样 400 ℃保温 1 h

(c)UIT-2 试样循环 4.17×10^4 周次

(d)UIT-3 试样循环 4.17×10^5 周次

(e)UIT-4 试样循环 4.17×10^6 周次

图 5　400 ℃高周疲劳过程中表面几何形貌的演化规律

Fig.5　Evolution of surface topography during high-cycle fatigue test at 400 ℃

2.2　显微硬度梯度分布演化规律

图 6 所示为 TC17 钛合金超声冲击强化试样在 400 ℃高周疲劳过程中表层显微硬度分布演化规律。可以看出，超声冲击强化在 TC17 钛合金表层构筑了高显微硬度梯度场。初始状态 UIT-0 试样表面显微硬度约 630HV0.025，硬化层深度约 140 μm，基体显微硬度在 390HV0.025～400HV0.025 范围内，表面硬化程度为 60%；400 ℃保温 1 h 后 UIT-1 试样表面显微硬度约 450HV0.025，硬化层深度约 80 μm，基体显微硬度在 360HV0.025～370HV0.025 范围内；对比 UIT-0 和 UIT-1 试样可知，400 ℃保温 1 h 后表面显微硬度下降了 28.6%，硬化层深度减小了 42.9%，基体显微硬度下降了 7.6%。这一现象说明，TC17 钛合金超声冲击强化后表层和基体材料在高温下会发生软化，导致硬化层深度和显微硬度值均减小。对比 UIT-2、UIT-3 和 UIT-4 试样可知，疲劳循环开始后，UIT-2 试样表面显微硬度急剧减小，约 426HV0.025；之后 UIT-3 试样表面显微硬度继续减小至约 411HV0.025；随后表面显微硬度下降速度减缓，直至 UIT-4 断裂试样表面硬度约为 405HV0.025，硬化层深度约为 80 μm。分析可知，在疲劳裂纹萌生阶段，TC17 钛合金晶粒塑性滑移受到表层加工硬化层的阻碍，塑性滑移在材料变形过程中会消耗能量，在微观力

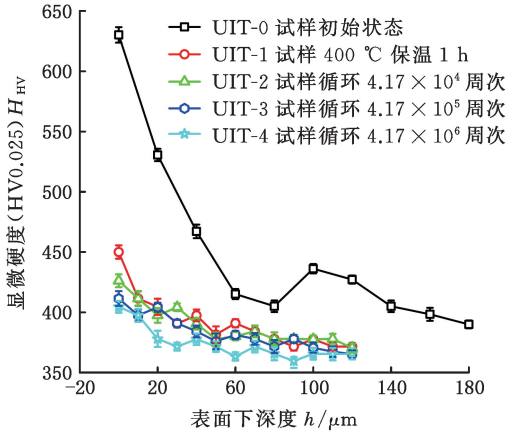


图 6　400 ℃高周疲劳过程中显微硬度分布演化规律

Fig.6　Evolution of microhardness distribution during high-cycle fatigue test at 400 ℃

学特征上表现为显微硬度急剧下降；之后随着疲劳循环周次增加直至断裂过程中，主要表现为疲劳裂纹尖端能量耗散过程，显微硬度下降速度有所减缓。UIT-4 断裂试样的显微硬度整体低于其他试样的显微硬度，说明试样断裂瞬间也耗散了大量能量。ZAROOG 等[24]同样发现，2024-T351 铝合金显微硬度随疲劳循环周次增加呈现下降趋势。显微硬度降低主要受两方面因素影响，一是在 400 ℃保温 1 h 条件下，TC17 钛合金表层晶粒尺寸有变大趋势，晶粒尺寸越大，材料屈服强度越低；另一方面是 TC17 钛合金属于循环软化材料，在疲劳过程中材料不断发生微区的循环塑性变形，导致显微硬度不断减小。

根据 400 ℃高周疲劳过程中显微硬度梯度分布场的演化特点，采用指数衰减函数对图 6 中显微硬度数据进行拟合：

$$H_{\mathrm{HV}}(h) = A_{\mathrm{HV}}\mathrm{e}^{-\lambda_{\mathrm{HV}}h} \tag{2}$$

式中：H_{HV} 为显微硬度；h 为表面下深度；A_{HV} 为显微硬度初始幅值；λ_{HV} 为显微硬度场衰减系数，决定着显微硬度衰减到稳定值附近的快慢程度。

为了提高拟合精度，得到简单合理的 A_{HV} 和 λ_{HV}，在拟合前对显微硬度和表面下深度进行归一化处理，将其转变为量纲一量，归一化公式为

$$X_{\mathrm{nor}} = (X_{\mathrm{act}} - X_{\mathrm{min}})/(X_{\mathrm{max}} - X_{\mathrm{min}}) \tag{3}$$

式中：X_{nor} 为归一值；X_{act} 为实际测量值；X_{max} 为实际数据最大值；X_{min} 为实际数据最小值。

显微硬度和表面下深度取值范围为：H_{HVmax} = 650HV0.025，H_{HVmin} = 350HV0.025，h_{max} = 200 μm，h_{min}=0。五组超声冲击强化试样 400 ℃高周疲劳试验过程中显微硬度拟合模型如下：

$$\left.\begin{aligned}
&\text{UIT-0}: H_{\mathrm{HV}}(h) = 0.843\mathrm{e}^{-2.884h}\\
&\text{UIT-1}: H_{\mathrm{HV}}(h) = 0.2720\mathrm{e}^{-2.789h}\\
&\text{UIT-2}: H_{\mathrm{HV}}(h) = 0.228\mathrm{e}^{-2.183h}\\
&\text{UIT-3}: H_{\mathrm{HV}}(h) = 0.195\mathrm{e}^{-2.227h}\\
&\text{UIT-24}: H_{\mathrm{HV}}(h) = 0.162\mathrm{e}^{-2.977h}
\end{aligned}\right\} \tag{4}$$

图 7 所示为显微硬度梯度分布归一化后的拟合结果，拟合后决定系数 $R^2 > 0.80$，说明曲线拟合程度较好、精度较高，用指数衰减函数可以很好地表征 400 ℃高周疲劳过程中 TC17 钛合金超声冲击强化显微硬度梯度分布曲线。

由式(4)分析可得，从 UIT-0 至 UIT-4 试样显微硬度初始幅值 A_{HV} 逐渐减小，说明表面显微硬度值不断减小，其中 UIT-0 到 UIT-1 的 A_{HV} 变化幅度最大，说明温度对表面显微硬度值影响显著。从 UIT-0 至 UIT-3 试样显微硬度衰减系数 λ_{HV} 绝对值逐渐减小，表明表层显微硬度下降速率有所降低；UIT-4 试样 λ_{HV} 绝对值最大，表明断裂试样表层显微硬度下降速率最大。

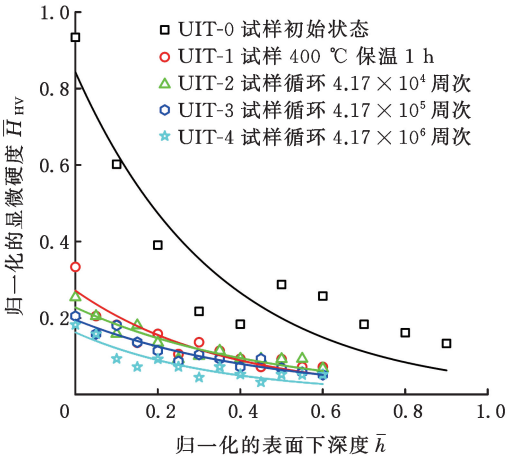


图 7　显微硬度分布指数衰减函数拟合结果

Fig.7　Normalized microhardness fitted by exponential decay function model

2.3　残余应力梯度分布演化规律

图 8 所示为 TC17 钛合金超声冲击强化试样在 400 ℃高周疲劳过程中表层残余应力梯度分布演化规律。可以看出，超声冲击强化后 TC17 钛合金表层残余压应力呈勺形分布，峰值残余压应力位于表面下 30～40 μm。UIT-0 初始状态试样表面残余压应力约－640 MPa，峰值残余压应力约－1088 MPa，残余压应力影响层深度约 220 μm；400 ℃保温 1 h 后 UIT-1 试样表面和峰值残余压应力有所松弛，表面残余压应力约－525 MPa，峰值残余压应力约－776 MPa，残余压应力影响层深约 200 μm。常温下试样内部残余压应力与其屈服强度相互平衡，一旦高温诱发屈服强度下降致使平衡被打破，则为了达到新的平衡状态，残余应力会发生松弛[24]。对比 UIT-1、UIT-2 和 UIT-3 试样可知，随着循环周次的增加，表层残余压应力不断松弛，表面残余压应力由－525 MPa 减小到－230 MPa，峰值残余压应力由－776 MPa 减小到－484 MPa，但峰值残余压应力位置和残余压应力影响层深度几乎不变。断裂状态 UIT-4 试样表面残余压应力和峰值残余压应力均急剧减小，残余压应力影响层深度仅约 70 μm。ZHANG 等[25]在研究微喷丸强化 EA4T 车轴钢疲劳行为时也发现同样的规律，并指出其原因为第一循环周次为准静态松弛，第一循环周次之后残余应力衰减速率下降，但断裂时衰减量陡然增大，这是由于裂纹扩展及断裂时残余应力重新分布而造成的。当构件承受恒定载荷时，引入的残余压应力场基本上不发生松弛，但是当构件承受交变载荷时，材料的个别晶粒经过多周次的往复运动、增殖和堆积，导致相邻晶粒发生位错运动，

从而发生屈服现象，这是导致残余应力松弛的重要原因[26]。在随后的循环加载过程中，TC17 钛合金位错密度降低，发生动态回复效应，在宏观上表现为循环软化的现象，从而导致残余应力进一步松弛[27]。疲劳断裂阶段，位错运动更加显著，残余应力松弛就会更加明显。

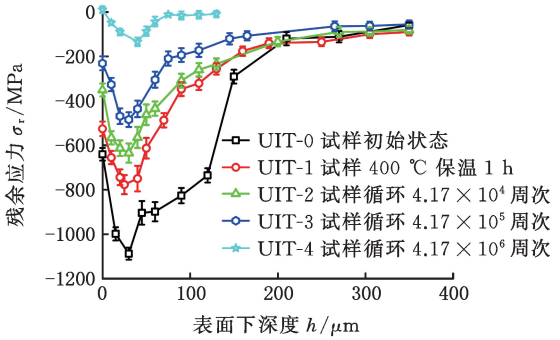


图 8 400 ℃高周疲劳过程中残余应力分布演化规律

Fig.8 Evolution of residual stress distribution during high-cycle fatigue test at 400 ℃

根据 400 ℃高周疲劳过程中残余应力梯度分布场的演化特点，采用下式余弦衰减函数对图 8 中残余应力数据进行拟合：

$$\sigma_r(h) = A_\sigma e^{-\lambda_\sigma h}\cos(\omega_\sigma h + \theta_\sigma) \tag{4}$$

式中：σ_r 为残余应力；A_σ 为残余应力初始幅值；λ_σ 为残余应力场衰减系数，决定着残余应力衰减到稳定值附近的快慢程度；ω_σ 为固有角频率，决定着残余压应力峰值附近的变化快慢；θ_σ 为初始相位。

为了提高拟合精度，按式(3) 对残余应力和表面下深度进行归一化处理。残余应力和表面下深度取值范围为：σ_{rmax} = 1200 MPa、σ_{rmin} = 0、h_{max} = 350 μm、h_{min} =0。五组 400 ℃ 高周疲劳试验过程中试样残余应力拟合模型如下：

$$\left.\begin{aligned}
&\text{UIT-0}:\sigma_r(h) = -9.362e^{-6.188h}\cos(1.111h-1.511)\\
&\text{UIT-1}:\sigma_r(h) = -80.205e^{-7.851h}\cos(0.106h-1.565)\\
&\text{UIT-2}:\sigma_r(h) = -75.812e^{-7.979h}\cos(0.096h-1.566)\\
&\text{UIT-3}:\sigma_r(h) = -66.0172e^{-9.790h}\cos(0.118h-1.568)\\
&\text{UIT-4}:\sigma_r(h) = -0.271e^{-9.647h}\cos(-10.897h-1.632)
\end{aligned}\right\} \tag{5}$$

图 9 所示为残余应力梯度分布场归一化后的拟合结果，拟合后决定系数 $R^2 > 0.85$，说明曲线拟合程度较好、精度较高，用余弦衰减函数可以很好地表征 400 ℃ 高周疲劳过程中 TC17 钛合金超声冲击强化残余应力梯度分布曲线。

对比式(5)余弦衰减函数系数可知，在 400 ℃保温 1 h 和试样断裂失效前后，A_σ 和 ω_σ 值发生突变，表明高温和疲劳断裂对残余应力梯度曲线形式影响显著；从 UIT-1 至 UIT-3，λ_σ 绝对值越来越大，表明残余应力场衰减至稳定值附近的速率越来越快；从 UIT-1 至 UIT-3，θ_σ 数值变化不大，表明峰值残余压应力位置变化不大。

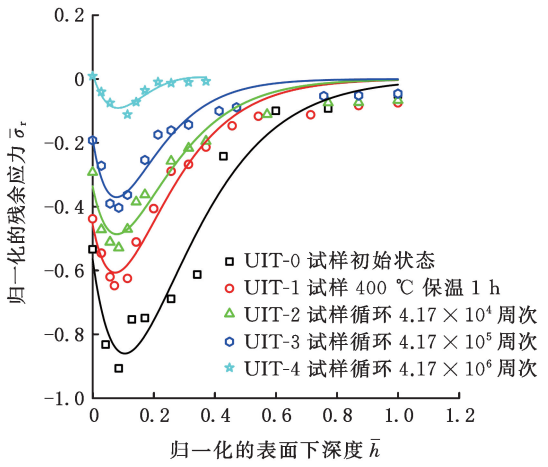


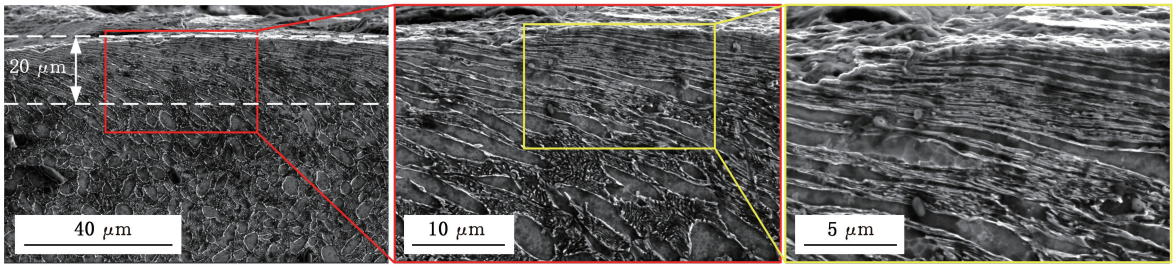
图 9 残余应力分布余弦衰减函数拟合结果

Fig.9 Normalized residual stress fitted by sinusoidal decay function model

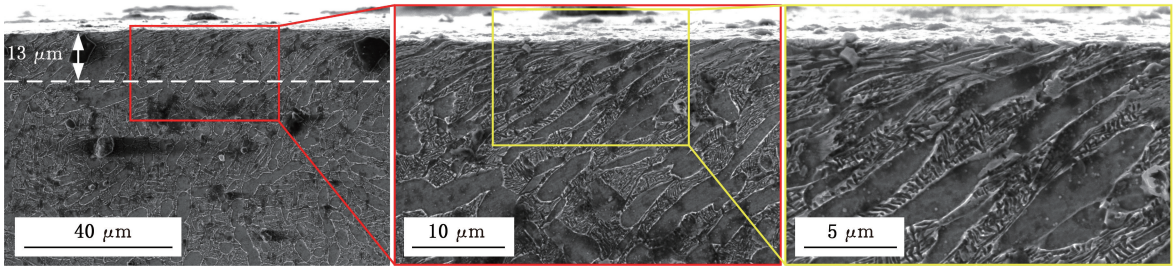
2.4 表层微观组织梯度分布演化规律

图 10 所示为 TC17 钛合金超声冲击强化试样在 400 ℃高周疲劳过程中表层微观组织梯度分布演化规律。从图 10a 中可以看出，超声冲击强化在 TC17 钛合金表层引入约 20 μm 深的塑性变形层，超声冲击强化后表层晶粒发生严重塑性变形，由等轴晶粒变成方向一致的细长条状。离表面距离越近，晶粒变形程度越大，塑性流变形成的切向流线与材料表面夹角越小，晶界变得模糊不清。表层微观组织中高密度位错使晶粒破坏阻力增大，增强了材料塑性变形抗力，进而提高了材料表层残余应力和表层显微硬度值。UIT-1 试样经过 400 ℃保温 1 h 处理后，塑性变形层深度减小至约 13 μm，400 ℃保温 1 h 过程中试样表面发生软化，部分晶粒变形得以恢复，所以其塑性变形层深度减小。疲劳载荷加载后，随着循环周次的增加，UIT-1 至 UIT-3 试样塑性变形层深度变化不明显；疲劳断裂失效后，UIT-4 试样塑性变形层深度减小至 9 μm，同时表层显微硬度和表层残余应力明显下降。

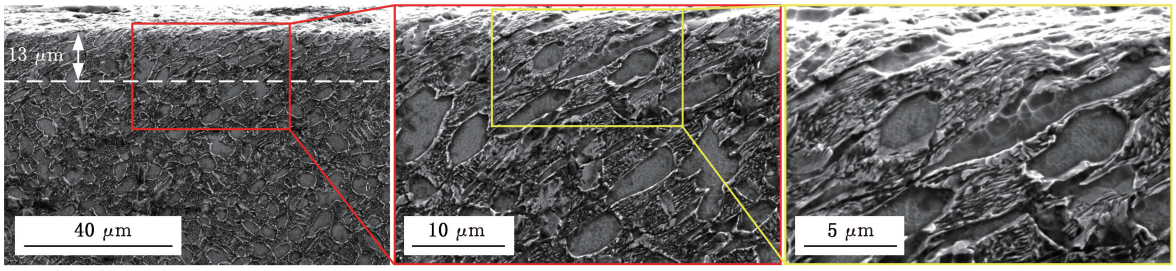
图 11 所示为 TC17 钛合金超声冲击强化试样在 400 ℃高周疲劳过程中基体微观组织演化规律。由图 11a 可见，TC17 钛合金基体微观组织为 β 相、等轴状 α 相和长条状 α 相组成，等轴状 α 相含量较多。因此，本试验用 TC17 钛合金为等轴组织。400 ℃保温 1 h 后，由于受高温作用，UIT-1 试样基体中 α 相由等轴状逐渐转变为短棒状；疲劳载荷加载后，UIT-2 至 UIT-4 试样基体中等轴状 α 相被拉长，逐渐转变为长条状，且长条状α相含量逐渐增加；断裂试样基体微观组织几



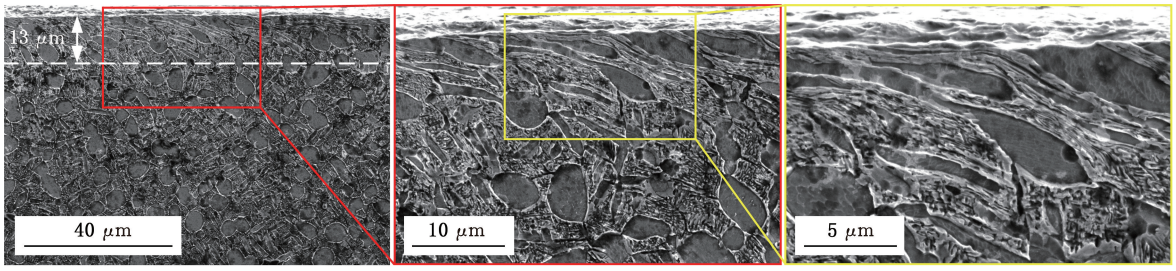
(a)UIT-0 试样初始状态



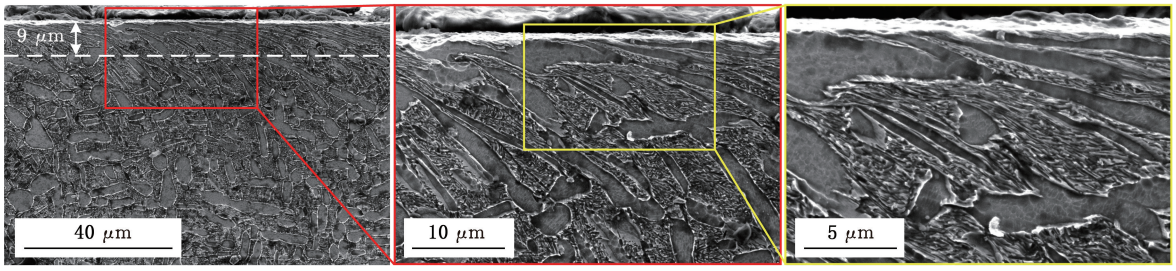
(b)UIT-1 试样 400 ℃保温 1 h



(c)UIT-2 试样循环 4.17×10^4 周次



(d)UIT-3 试样循环 4.17×10^5 周次

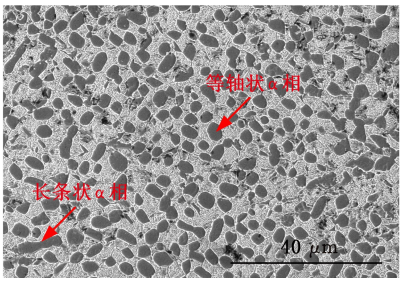


(e)UIT-4 试样循环 4.17×10^6 周次

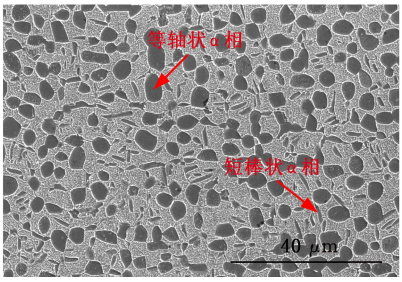
图 10　400 ℃高周疲劳过程中表层微观组织演化规律

Fig.10　Evolution of subsurface microstructure distribution during high-cycle fatigue test at 400 ℃

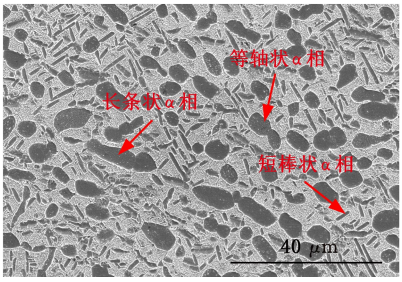
乎全部为长条状 α 相。图 12 所示为 TC17 钛合金 400 ℃高周疲劳过程中统计的基体中 α 相面积变化规律。400 ℃保温 1 h 后，α 相面积未发生明显变化，随着疲劳循环周次的增加，α 相面积逐渐变大。由 Hall-Petch 关系可知，晶粒大小与显微硬度有关，晶粒尺寸越大，显微硬度越低，这也和前文数据相吻合。α 相面积增大后，易发生断裂的相界增多，强度低的 β 相需要更大的变形来协



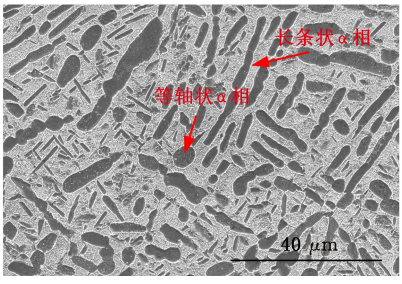
(a)UIT-0 试样初始状态



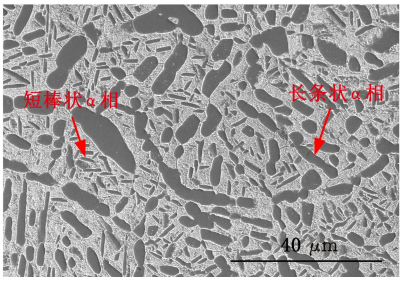
(b)UIT-1 试样 400 ℃保温 1 h



(c)UIT-2 试样循环 4.17×10^4 周次



(d)UIT-3 试样循环 4.17×10^5 周次



(e)UIT-4 试样循环 4.17×10^6 周次

图 11　400 ℃高周疲劳过程中基体微观组织演化规律

Fig.11　Evolution of matrix microstructure distribution during high-cycle fatigue test at 400 ℃

调整体变形[28]，从而造成更大的应力和应变集中，微裂纹更易扩展，所以超声冲击强化表层塑性变形层可抑制疲劳裂纹的萌生和早期扩展。由于

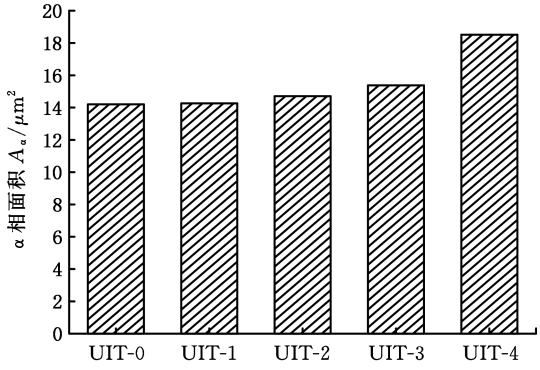


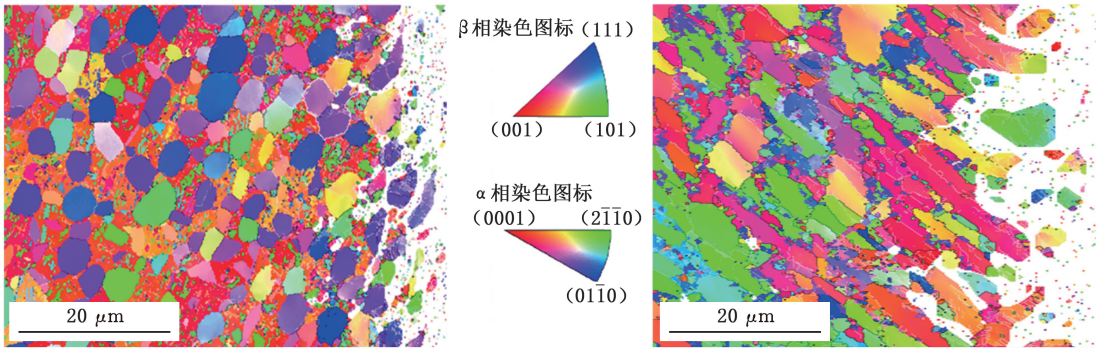
图 12　400 ℃高周疲劳过程中 α 相面积演化规律

Fig.12　Evolution of α phase area during high-cycle fatigue test at 400 ℃

疲劳试验中设定温度为 400 ℃，未达到相变温度，所以表层基体微观组织中并未发现 β 相转变。

图 13 为 400 ℃高周疲劳试验前后 TC17 钛合金表层材料晶粒取向图，图中白色区域表示取向差角在 2°～15°范围内的小角度晶界。由于超声冲击强化后表层晶粒发生塑性变形，因此晶粒内产生大量位错，位错之间不断发生增殖、滑移、重排、湮灭，位错线大量交缠形成位错墙分割原来的晶粒，出现位错胞[29]，位错墙和位错胞缠结吸收更多的位错从而转变为取向不同的小角度晶界。初始状态下 UIT-0 试样中小角度晶界较为集中地分布在表面下 0～20 μm 范围内，疲劳断裂 UIT-4 试样中 α 相被明显拉长，且晶界与受力方向呈约 45°角，小角度晶界较为集中地分布在表面下 0～50 μm 范围内，这主要是因为在疲劳循环载荷作用下，相邻晶粒间发生转动导致小角度晶界两侧的取向逐渐增大，转为大角度晶界，同时整个试样发生塑性变形，故小角度晶界均匀地分布在整个样品中。图 14 展示了 400 ℃高周疲劳前后 TC17 钛合金试样中晶界分布统计结果。初始状态 UIT-0 试样和疲劳断裂 UIT-4 试样中小角度晶界占比分别约为 48%和 43%。小角度晶界一般分布在位错堆积或位错缠结周围，是材料内部位错运动的结果，可以反映变形区域中的位错密度。

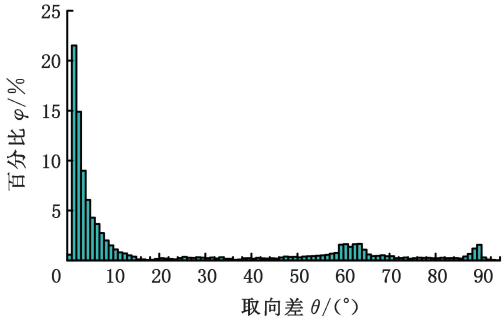
图 15 为 400 ℃高周疲劳前后 TC17 钛合金晶粒面积统计图。从图 15a 中可以看到，初始状态 UIT-1 试样中面积小于 20 μm² 的晶粒约占 87%，平均晶粒面积约为 11.8 μm²，而疲劳断裂 UIT-4 试样面积小于 20 μm² 的晶粒约占 64%，平均晶粒面积约为 34 μm²，表明在疲劳循环加载过程中 TC17 钛合金晶粒被拉长。表 3 给出了车削试样高温疲劳寿命，对比可知，经超声冲击强化后，试样疲劳寿命提高2.4倍。疲劳寿命提高主要



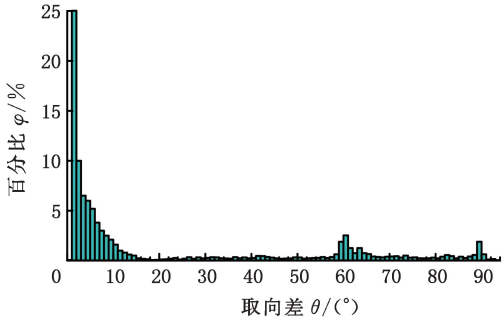
（a）UIT-0 试样初始状态　　（b）UIT-4 试样循环 4.17×10^6 周次

图 13　400 ℃高周疲劳前后 TC17 钛合金表层材料晶粒取向图

Fig.13　Grain orientation map of TC17 alloy subsurface microstructure before and after fatigue test at 400 ℃



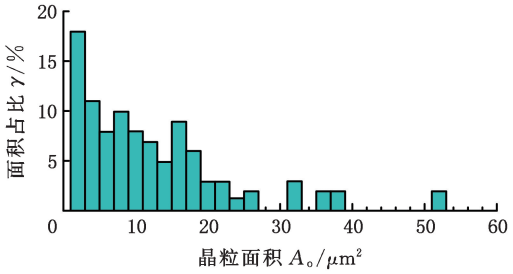
（a）UIT-0 试样初始状态



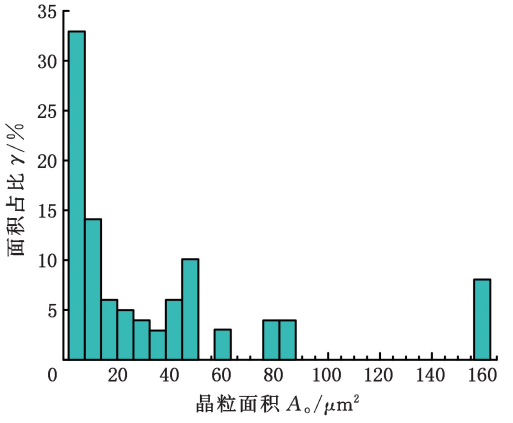
（b）UIT-4 试样循环 4.17×10^6 周次

图 14　400 ℃高周疲劳前后 TC17 钛合金晶界分布统计

Fig.14　Changes in grain boundaries of TC17 alloy subsurface microstructure before and after fatigue test at 400 ℃



（a）UIT-0 试样初始状态



（b）UIT-4 试样循环 4.17×10^6 周次

图 15　400 ℃高周疲劳前后 TC17 钛合金晶粒面积统计图

Fig.15　Statistical results of TC17 alloy grain area before and after fatigue test at 400 ℃

是由于超声冲击强化降低了表面粗糙度，消除了车削纹理带来的表面几何形貌应力集中；同时在试样表层构筑了残余压应力梯度场、加工硬化梯度场和微观结构梯度场，延缓了疲劳裂纹萌生，阻碍了疲劳裂纹扩展，从而提高了试样的疲劳寿命[30]。

3　结论

通过超声冲击强化 TC17 钛合金疲劳试样在 400 ℃拉-拉疲劳循环下的表面完整性测试，分析了表面粗糙度、表面几何形貌、表层残余应力、表层显微硬度和表层微观组织的演化规律，得到以下结论：

1）TC17 钛合金超声冲击强化试样 400 ℃保温 1 h 后，表面粗糙度 Ra 由 0.46 μm 增大到 0.67 μm；随着疲劳循环周次的增加，表面粗糙度缓慢增大，但疲劳断裂后表面粗糙度急剧增大，疲劳断裂试样表面粗糙度 Ra 为 1.22 μm，表面几何形貌波峰波谷呈无规则分布。

2）超声冲击强化在 TC17 钛合金表层构筑了高显微硬度梯度场，400 ℃保温 1 h 后，试样表面显微硬度、硬化层深度和基体显微硬度均明显降

低;随着疲劳循环周次增加,表层显微硬度分布整体下降,硬化层深度约为 80 μm,指数衰减函数可准确地表征表层显微硬度梯度分布。

3)超声冲击强化在 TC17 钛合金表层构筑了高残余压应力梯度场,400 ℃保温 1 h 后,试样表面残余压应力和峰值残余压应力明显减小;随着疲劳循环周次增加,表层残余压应力分布整体下降,但峰值残余压应力位置和残余压应力影响层深度变化不大,分别保持在表面下约 30 μm 和 200 μm 位置;疲劳断裂后,残余压应力场衰减严重,残余压应力影响层深度仅为 70 μm;余弦衰减函数可准确地表征表层残余压应力梯度分布。

4)超声冲击后 TC17 钛合金表层晶粒发生塑性变形和晶粒细化,塑性变形层深度约 20 μm,表层区域小角度晶界占比在 40%以上;疲劳断裂后 TC17 钛合金 α 相由等轴状被拉长为长条状,平均晶粒面积由 11.8 μm^2 增大至 34 μm^2。

参考文献:

[1] TAN L, YAO C F, ZHANG D H, et al. Evolution of Surface Integrity and Fatigue Properties after Milling, Polishing, and Shot Peening of TC17 Alloy Blades[J]. International Journal of Fatigue, 2020, 136:105630.

[2] 耿其东, 汪炜. 超声冲击强化铝合金小孔构件的试验研究[J]. 表面技术, 2019, 48(4):189-195.
GENG Qidong, WANG Wei. Experimental Study of Aluminium Alloy Hole Test Specimen Reinforced by Ultrasonic Impact [J]. Surface Technology, 2019, 48(4):189-195.

[3] AMANOV A, KARIMBAEV R, MALEKI E, et al. Effect of Combined Shot Peening and Ultrasonic Nanocrystal Surface Modification Processes on the Fatigue Performance of AISI 304[J]. Surface and Coatings Technology, 2019, 358:695-705.

[4] GUJBA A K, MEDRAJ M. Laser Peening Process and Its Impact on Materials Properties in Comparison with Shot Peening and Ultrasonic Impact Peening[J]. Materials, 2014, 7:7925-7974.

[5] PANIN A V, KAZACHENOK M S, KOZELSKAYS A I, et al. The Effect of Ultrasonic Impact Treatment on the Deformation Behavior of Commercially Pure Titanium under Uniaxial Tension[J]. Materials & Design, 2017, 117:371-381.

[6] OHTA T. Numerical Analysis of Effect of Pin Tip Radius on Residual Stress Distribution in Ultrasonic Impact Treatment [J]. Materials Transactions, 2018, 59(4):656-662.

[7] DEKHTYAR A I, MORDYUK B N, SAVVAKIN D G, et al. Enhanced Fatigue Behavior of Powder Metallurgy Ti-6Al-4V Alloy by Applying Ultrasonic Impact Treatment[J]. Materials Science and Engineering A—Structural Materials Properties Microstructure and Processing, 2015, 641:348-359.

[8] 查旭明, 袁智, 秦浩, 等. 钛合金超声冲击强化研究现状及发展趋势[J]. 中国机械工程, 2023, 34(19):2269-2287.
ZHA Xuming, YUAN Zhi, QIN Hao, et al. Ultrasonic Impact Strengthening of Titanium Alloys: State-of-the-art and Prospectives[J]. China Mechanical Engineering, 2023, 34(19):2269-2287.

[9] 殷畅, 张平, 赵军军. 超声冲击对 20Cr2Ni4A 渗碳齿轮钢性能的影响[J]. 装甲兵工程学院学报, 2016, 30(4):88-90.
YIN Chang, ZHANG Ping, ZHAO Junjun. Effect of Ultrasonic Wave Impact on Properties of 20Cr2Ni4A Carburized Gear Steel[J]. Journal of Academy of Armored Force Engineering, 2016, 30(4):88-90.

[10] 曹小建, 片英植, 金江, 等. 超声冲击强化对 TC4 钛合金拉压疲劳性能的影响[J]. 中国表面工程, 2017, 30(2):48-55.
CAO Xiaojian, PIAN Yingzhi, JIN Jiang, et al. Effects of Ultrasonic Impact Modification on Tension-compression Fatigue Behavior of TC4[J]. China Surface Engineering, 2017, 30(2):48-55.

[11] 李凤琴, 赵波. 超声加工滚压力对钛合金表层特性的影响[J]. 表面技术, 2019, 48(10) :34-40.
LI Fengqin, ZHAO Bo. Effect of Ultrasonic Processing Burnishing Pressure on Titanium Alloy Surface Properties[J]. Surface Technology, 2019, 48(10) :34-40.

[12] TAN L, YAO C F, ZHANG D H, et al. Effects of Different Mechanical Surface Treatments on Surface Integrity of TC17 Alloys[J]. Surface and Coatings Technology, 2020, 398:126073.

[13] ZHOU Z, YAO C F, TAN L, et al. Experimental Study on Surface Integrity Refactoring Changes of Ti-17 under Milling-ultrasonic Rolling Composite Process[J]. Advances in Manufacturing, 2023, 11(3):492-508.

[14] WU D B, LV H R, WANG H, et al. Surface Micro-morphology and Residual Stress Formation Mechanisms of Near-net-shaped Blade Produced by Low-plasticity Ultrasonic Rolling Strengthening Process[J]. Materials and Design, 2022, 215:110513.

[15] WU D B, ZHENG Y, WANG H, et al. Formation Mechanism of Nano-crystal on the Blade Surface Produced by Low-plasticity Ultrasonic Rolling

Strengthening Process[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2023, 90:357-366.

[16] 毛淼东. 超声滚压对 Ti-6Al-4V 合金高低周疲劳性能影响研究[D]. 上海:华东理工大学, 2018.
MAO Miaodong. Study on the Effect of Ultrasonic Deep Rolling on the Low- and High-cycle Fatigue Behavior of Ti-6Al-4V Alloy[D]. Shanghai: East China University of Science and Technology, 2018.

[17] MALEKI E, FARRAHI G H, KASHYZADEH K R, et al. Effects of Conventional and Severe Shot Peening on Residual Stress and Fatigue Strength of Steel AISI 1060 and Residual Stress Relaxation due to Fatigue Loading: Experimental and Numerical Simulation[J]. Metals and Materials International, 2021, 27:2575-2591.

[18] LEGUINAGOICOA N, ALBIZURI J, LARRANAGA A. Fatigue Improvement and Residual Stress Relaxation of Shot-peened Alloy Steel DIN 34CrNiMo6 under Axial Loading[J]. International Journal of Fatigue, 2022, 162:107006.

[19] 钟丽琼, 严振, 梁益龙, 等. 残余应力场和不同应力比下 TC11 钛合金的高周疲劳性能[J]. 稀有金属材料与工程, 2015, 44(5):1224-1228.
ZHONG Liqiong, YAN Zhen, LIANG Yilong, et al. Property of High Cycle Fatigue of TC11 under Residual Stress and Different Stress Ratios[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2015, 44(5):1224-1228.

[20] GILL C M, FOX N, WITHERS P J. Shakedown of Deep Cold Rolling Residual Stresses in Titanium Alloys[J]. Journal of Physics D: Applied Physics, 2008, 41(17):174005.

[21] SAALFELD S, OEVERMANN T, NIENDORF T, et al.Consequences of Deep Rolling on the Fatigue Behavior of Steel SAE 1045 at High Loading Amplitudes[J]. International Journal of Fatigue, 2019, 118:192-201.

[22] HAN K P, TAN L, YAO C F, et al. Evolution and Anti-fatigue Mechanism of Surface Characteristics of Ti60 Alloy Induced by Ball Burnishing and Shot Peening during Tensile-compression Fatigue[J]. Engineering Failure Analysis, 2024, 159:108136.

[23] 章海峰, 黄舒, 盛杰, 等. 激光喷丸 IN718 镍基合金残余应力高温松弛及晶粒演变特征[J]. 中国激光, 2016, 43(2):106-114.
ZHANG Haifeng, HUANG Shu, SHENG Jie, et al. Thermal Relaxation of Residual Stress and Grain Evolution in Laser Peening IN718 Alloy[J]. Chinese Journal of Lasers, 2016, 43(2):106-114.

[24] ZAROOG O S, ALI A, SAHARI B B, et al. Modeling of Residual Stress Relaxation of Fatigue in 2024-T351 Aluminium Alloy[J]. International Journal of Fatigue, 2011, 33(2):279-285.

[25] ZHANG J X, ZHANG J W, YANG B, et al. Very High-cycle Fatigue Properties and Residual Stress Relaxation of Micro-shot-peened EA4T Axle Steel[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2019, 28(10):6407-6417.

[26] JIANG X P, MAN C S, SHEPARD M J, et al. Effects of Shot-peening and Re-shot-peening on Four-point Bend Fatigue Behavior of Ti-6Al-4V[J]. Materials Science and Engineering A—Structural Materials Properties Microstructure and Processing, 2007, 458(SI):137-143.

[27] 赵慧生, 陈国清, 盖鹏涛, 等. 拉-拉疲劳载荷下钛合金湿喷丸的残余应力松弛及再次喷丸工艺[J]. 材料工程, 2020, 48(5):136-143.
ZHAO Huisheng, CHEN Guoqing, GAI Pengtao, et al. Residual Stress Relaxation and Re-shot-peening Process of Wet Shot-peened Titanium Alloy during Tensile Fatigue Load[J]. Journal of Material Engineering, 2020, 48(5):136-143.

[28] 孟岩, 黄栋, 冯振勇, 等. 不同组织 TA15 钛合金等温拉伸微裂纹扩展规律的有限元建模研究[J]. 塑性工程学报, 2017, 24(2):160-167.
MENG Yan, HUANG Dong, FENG Zhenyong, et al. Finite Element Modeling and Study on the Propagation Rules of Microcracks in TA15 Titanium Alloy with Different Microstructures during Isothermal Tension[J]. Journal of Plasticity Engineering, 2017, 24(2):160-167.

[29] 金辉, 何柏林. 超声冲击技术强化机理的研究[J]. 热加工工艺, 2018, 47(16):18-22.
JIN Hui, HE Bolin. Research on Strengthening Mechanism of Ultrasonic Impact Technology[J]. Hot Working Technology, 2018, 47(16):18-22.

[30] YAO C F, CHEN J L, TAN L. Experimental Investigation on Surface Integrity and Fatigue Performance of Ti60 Alloy under Ultrasonic Impact Treatment[J]. Engineering Failure Analysis, 2024, 164:108639.

（编辑　王艳丽）

作者简介：谭　靓*，男，1988 年生，副研究员。研究方向为关键构件多工艺复合抗疲劳加工技术。发表论文 10 余篇。E-mail: tanliang@nwpu.edu.cn。

本文引用格式：
谭靓，樊怡，姚倡锋.400 ℃高周疲劳下 TC17 超声冲击强化表面状态演化规律研究[J]. 中国机械工程，2025，36(4):790-801.
TAN Liang, FAN Yi, YAO Changfeng. Investigation on Evolution Laws for Surface States of TC17 Alloy Induced by UIT during High-cycle Fatigue at 400 ℃[J]. China Mechanical Engineering, 2025, 36(4):790-801.