

文章编号:1001-4888(2018)04-0525-09

# 低碳钢经拉压循环后的剩余强度、 延性与表面损伤<sup>\*</sup>

高柳, 秦胜欢, 石车嗣, 曾斌, 刘贵龙, 张克实

(广西大学土木建筑工程学院、工程防灾与结构安全教育部重点实验室、广西防灾减灾与结构安全重点实验室, 南宁 530004)

**摘要:** 对 0.5% 恒应变幅下事先经历了不同次数疲劳循环的 Q235 钢圆棒试样进行单轴拉破坏试验, 观察到与未经疲劳循环试样相同的杯锥形断口; 延伸率和断面收缩率随循环次数增加有所下降, 但剩余强度反而提高。经历循环数  $N/N_f$  达到一定数值后, 试样拉伸颈缩段表面出现表面损伤导致的分布裂隙。经历循环数愈多, 裂隙愈密集, 而未经疲劳循环试样则没有这样的裂隙。将试样进行表层磨削和抛光, 再进行单轴拉断, 颈缩区域表层分布裂隙不再出现, 但延伸率和收缩率并不因此有明显改变。本文研究表明: Q235 钢疲劳循环试样的表层疲劳损伤甚于内部疲劳损伤, 其疲劳损伤不适合用剩余强度来描述, 但可用经拉伸后出现于颈缩部位的表面裂隙来表征。

**关键词:** 预疲劳; 低碳钢; 延性; 分布裂隙; 表面损伤; 低循环疲劳

中图分类号: O346.1<sup>+2</sup>

文献标识码: A

DOI: 10.7520/1001-4888-17-075

## 0 引言

疲劳破坏往往会无先兆地突然发生, 据统计, 结构破坏多数是交变载荷作用下的疲劳断裂引发的<sup>[1]</sup>, 因此找到预防和评估的方法十分重要。在正常工作状态下经历了一定的载荷循环后, 如材料内部萌生了裂纹, 突然超载时可能发生低于静态强度的破坏。试验证实, 经历一定载荷循环后材料延性都会有所下降, 因此人们试图将经历疲劳循环后材料的剩余延性用作评判疲劳破坏或剩余寿命的指标<sup>[2,3]</sup>。试样经历疲劳循环后, 材料内部微观应力可能随局部往复塑性因循环硬化而提高<sup>[4,5]</sup>, 也可能出现剩余强度退化<sup>[6]</sup>, 这些因素都影响材料的剩余寿命。对于载荷幅恒定的情形, 可设法度量随载荷交变次数积累造成的材料损伤(材质劣化), 因此可用疲劳损伤的概念来解释循环载荷与寿命的关系<sup>[7,8]</sup>。人们从不同角度对疲劳损伤理论进行了研究, 试图用不同的物理参数来度量金属材料经历交变载荷后的损伤程度, 从而找到评估材料剩余寿命的方法<sup>[9-14]</sup>。通过对铝合金和钢材在经历不同载荷循环后进行单轴拉伸, 以测得材料剩余延性来评估疲劳损伤及剩余寿命<sup>[11,12]</sup>; 分别对铝、铜和双相钢等材料做了类似的研究, 这些研究表明不同材料在经历不同载荷循环后的单轴拉伸延伸率是有明显差异的<sup>[13-15]</sup>。而从微观和细观尺度来看, 疲劳循环下由于挤出挤入的原因, 在材料表面比在其内部损伤演化更为严重<sup>[16,17]</sup>。但在一般情形下, 如何定义和度量这类损伤是有困难的。

针对低循环疲劳问题, 为探讨应变循环对材料可测试指标的影响, 本文用低碳钢 Q235 在指定应变

\* 收稿日期: 2017-03-25; 修回日期: 2017-06-04

基金项目: 国家自然科学基金项目(11472085、11632007)、广西科技厅项目(桂科合 1599005-2-5)和广西区优秀博士学位论文培育项目(YCBZ2015008)资助

通讯作者: 张克实(1954—), 男, 博士, 教授。主要研究领域: 金属的塑性、损伤与疲劳。Email: zhangks@gxu.edu.cn

幅下经历不同循环数  $N/N_f$ (5%~75%)后进行单轴拉伸试验,对材料的剩余强度和剩余延性与循环数的关系作比较分析。进而对经历疲劳循环的试样,观察其在再拉伸至断裂时颈缩区出现的表面裂隙,探讨裂隙分布密度与循环数  $N/N_f$  的关联性。

## 1 材料及试样几何尺寸

试验材料选用柳钢产 20mm 厚 Q235 普通碳素结构热轧钢板。材料主要化学成分见表 1,按名义应力计,其实测屈服强度  $\sigma_s$  为 260MPa,抗拉强度  $\sigma_b$  为 430MPa。

表 1 Q235 钢的化学成分 /%

Tab. 1 Chemical composition of Q235 /%

C	Si	Mn	P	S	As
0.140	0.032	0.400	0.030	0.019	0.031

光滑圆棒试样尺寸如图 1 所示,通过车床粗加工、数控车床精加工和磨床磨光加工而成。

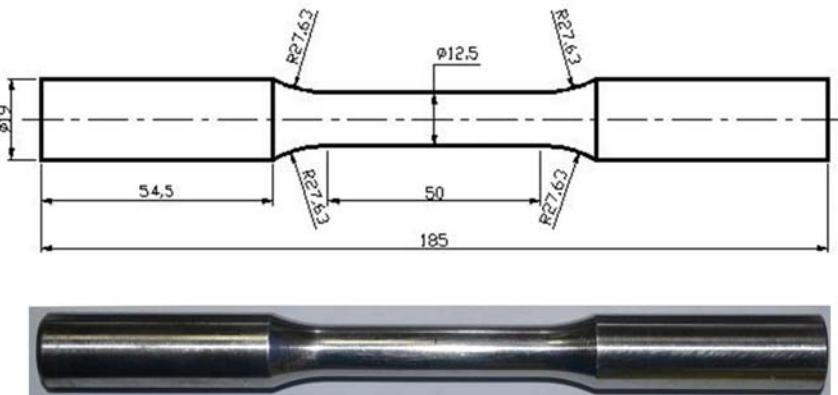


图 1 光滑圆棒试样

Fig. 1 The smooth round bar specimen

## 2 试验与试验结果

采用 MTS809 拉扭电液伺服疲劳试验机进行单轴拉伸及疲劳循环试验。试验机的拉压极限值为  $\pm 250$ kN, 测试应变的引伸计(632.68F-08)标距为 25mm, 测量范围为 20%。

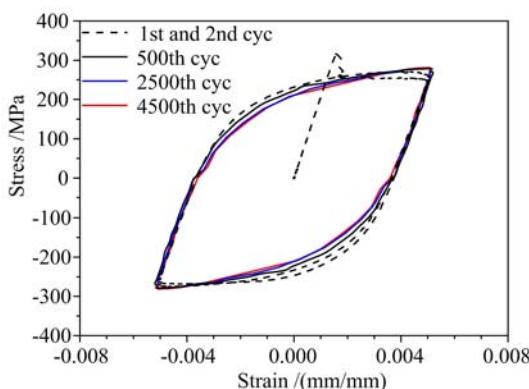


图 2 应变幅 0.5% 的 Q235 钢应力应变滞回曲线

Fig. 2 The hysteresis loop of Q235 steel  
at strain amplitude 0.5%

试验前对试样光滑区段划线标注尺寸,以便试验后测定延伸率。循环加载试验采用正弦波加载,循环应变幅值为 0.5%, 疲劳循环加载的频率为 1Hz。将材料试样在指定应变幅下对称拉压循环的平均寿命记为  $N_f$ , 则  $N/N_f$  代表经历了  $N$  个循环试样消耗的相对寿命。

### 2.1 应变幅值 0.5% 下的疲劳循环试验

试样在应变幅值 0.5% 下不同周次的循环滞回曲线见图 2。表 2 列出了 3 个试样的低周疲劳寿命(疲劳破坏循环数),取其均值为指定幅值 0.5% 下材料的寿命  $N_f$ 。

表2 Q235钢光滑试样测得的应变幅值为0.5%的疲劳寿命

Tab. 2 The fatigue lives of Q235 steel at strain amplitude 0.5% test by using smooth specimen

幅值( $\epsilon_r$ )	寿命	平均寿命( $N_f$ )
0.005	7021/7291/6986	7099

## 2.2 试样经历不同拉压循环后的单轴拉伸试验

将经历疲劳循环且  $N/N_f$  分别为 5%、33.3%、50%、66.6% 和 75% (相应循环数见表 3) 的试样与未经疲劳循环加载 ( $N/N_f = 0$ ) 试样, 分别进行单轴拉伸破坏试验。所有试样在单轴拉伸断裂试验的过程中都出现了明显的颈缩。

表3 预加疲劳循环的循环数

Tab. 3 The cyclic number of pre-fatigue cycle

$N/N_f$	0%	5%	33.3%	50%	66.6%	75%
N	0	355	2364	3549	4728	5324

## 2.3 经历疲劳循环试样的剩余强度、剩余延性和塑性功

经历不同拉压循环的试样其极限强度、延性和拉断塑性功都将发生变化, 通过单拉试验可测定相应的剩余强度、剩余延性和塑性功。所有试样测得的名义应力应变曲线见图 3(a)。颈缩发生之前该曲线可通过变换得到真应力对数应变曲线, 断口平均应变和平均应力可以给出近似估计, 但颈缩后要得到真应力对数应变曲线需采用比较复杂的方法<sup>[18,19]</sup>。图 3(a)中对各曲线作了循环数和试样序号标注, 例如经历  $N/N_f$  为 75% 的第一个试样记为 75%#1, 以此类推。从图 3(a)中可观察到, 不同试样屈服应力和杨氏模量  $E$  在经历不同循环  $N/N_f$  后仍基本保持不变。但由这些试验, 可观察到测得的经历了循环的试样的剩余强度(记为  $R_{max}$ )比材料原始强度要高(比较 0%#1 和 0%#2 试样的曲线)。图 3(b)给出了试样剩余强度  $R_{max}$  与试样消耗寿命的  $N/N_f$  的关系, 由此可知材料的剩余强度并不像通常想象那样随循环数下降, 在奥氏体不锈钢的试验中类似结果也可看到<sup>[20]</sup>。

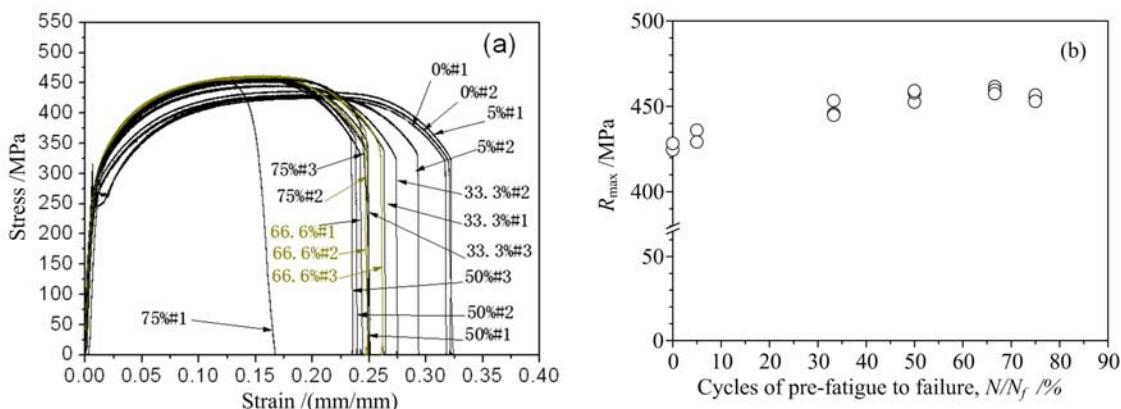
图3 (a) 实测拉伸名义应力应变曲线; (b) 不同预疲劳寿命分数  $N/N_f$  下试样的剩余强度( $R_{max}$ )

Fig. 3 (a) The test normal strain-stress curves of the material under uniaxial tension;

(b) the test residual strength ( $R_{max}$ ) with the specimen undergone  $N/N_f$ 

一些研究者测得试样经历疲劳循环后材料剩余强度下降, 因此推断载荷循环造成的损伤积累会使材料强度下降, 试图在此基础上建立剩余寿命与剩余强度的联系<sup>[16]</sup>。而图 3 的结果表明, 用剩余强度下降与材料经历的疲劳损伤相联系不一定能合理推断材料的剩余寿命。

再来考查剩余延性(经历疲劳循环后通过单拉拉断试样测得的延性)。用  $Z$  表示断后收缩率,  $A_{50}$  表示初始长 50mm 试验段的断后延伸率, 两者按下式(度量)计算:

$$Z = \frac{A_0 - A_f}{A_0}, \quad A_{50} = \frac{L_f - L_0}{L_0} \quad (1)$$

式中,  $A_0$  和  $A_f$  分别为试样光滑段初始截面积和破坏后的断面截面积;  $L_0$  和  $L_f$  分别为试样光滑段初始

长度和破坏后的长度。用断面收缩率和延伸率作为剩余延性指标,可比较经历不同循环次数各试样的剩余延性变化。各试样延伸率和断面收缩率的比较见图4,可知经历疲劳循环后的试样延伸率和断面收缩率都较未经循环加载试样是下降的。当 $N/N_f \leq 50\%$ 时,延伸率和断面收缩率随试样疲劳消耗寿命 $N/N_f$ 增加而下降十分明显;但当 $N/N_f \geq 50\%$ 后,测得的延伸率和断面收缩率分散度增加,下降趋势变得不大容易辨别。在这样的情形下,似乎难以用它们作指标对剩余寿命进行可靠评估。有颈缩时延伸率不代表材料的宏观断裂应变,而断面收缩率与断面的轴向平均应变(对数应变) $\epsilon_f$ 有换算关系, $\epsilon_f = \ln[(1-Z)^{-1}]$ 。为方便比较,各试样颈部断面平均断裂应变和平均断裂应力(断裂载荷×试样初始横截面积/端口横截面积)随 $N/N_f$ 的变化绘在图5中,与图4延伸率和收缩率的相应变化大同小异。还需指出,延伸率如前所述是按试样划线标记测定的(与国标推荐方法相符),其误差很小。实测应力应变数据颈缩前是由引伸计输出得到的,其误差可忽略;但颈缩后曲线需用试验机输出的夹头位移换算得到,两者测量的基准长度不同,有一定误差。

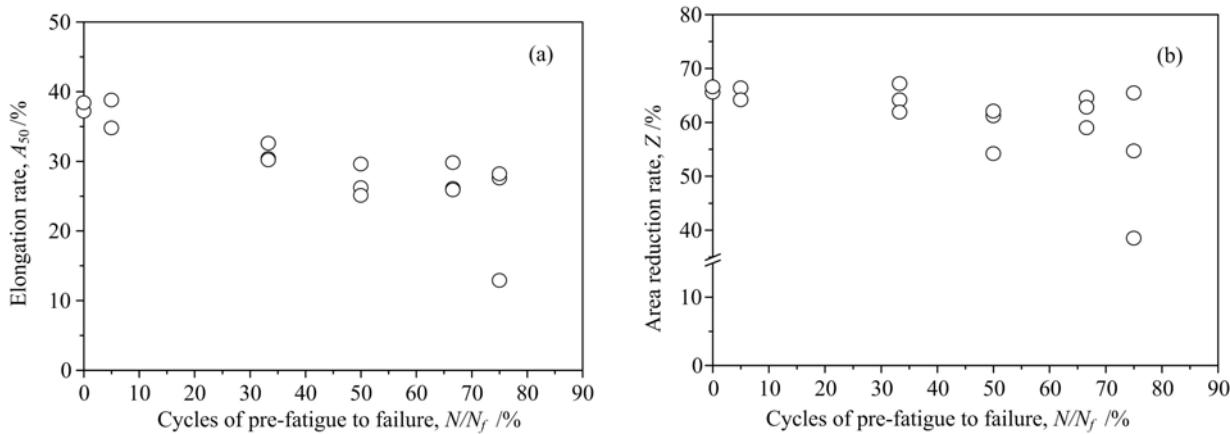


图4 不同预疲劳寿命分数 $N/N_f$ 下试样的剩余延性:(a)延伸率;(b)断面收缩率

Fig. 4 Variations of residual ductility with  $N/N_f$ : (a) ratio of elongation; (b) ratio of area reduction

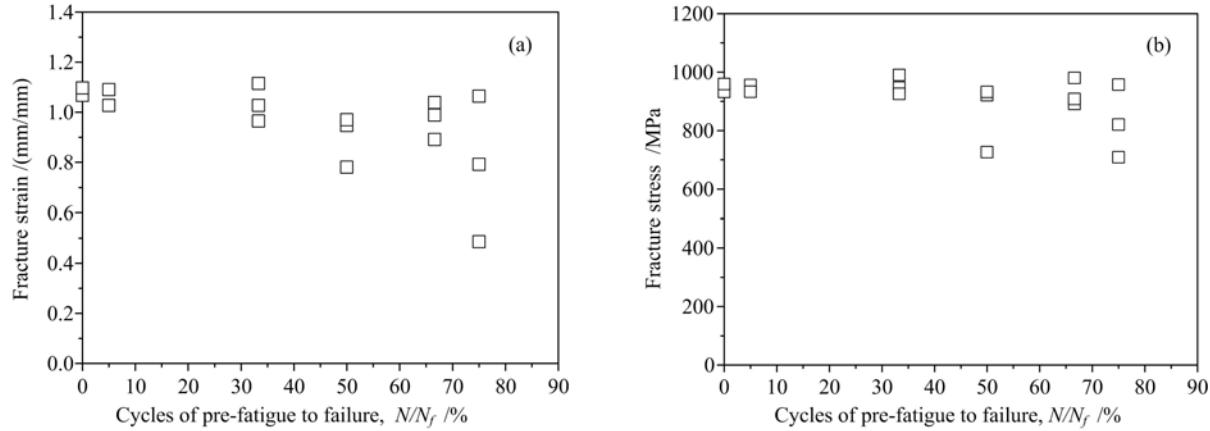


图5 不同预疲劳寿命分数 $N/N_f$ 下试样的(a)断口平均断裂应变;(b)断口平均断裂应力

Fig. 5 (a) Mean fracture strain and (b) mean fracture stress at fracture surface with  $N/N_f$

拉断试验还可测得试样拉伸破坏过程消耗的功,人们也用它度量剩余延性。经历不同循环 $N/N_f$ 的各试样在随后单拉过程外载荷累积的功(以横截面单位面积计算)见图6,数据点分布与前面讨论的延伸率和断面收缩率类似,也不适合用来对剩余寿命进行评估。例如: $N/N_f$ 为33.3%与 $N/N_f$ 为66.6%的试样测得的塑性功大致相同,按此推断其剩余寿命也大致相同,但实际相差甚远。

## 2.4 经疲劳循环试样在单拉颈缩部位出现表面裂隙

在疲劳试验机上经历了不同拉压循环的试样,在光学显微镜下观察试样表面,很难看出形貌有差异。甚至直到发生疲劳断裂,试样表面除断口外在光学显微镜下仍几乎看不到表观的损伤(微孔洞和微

小裂纹等)。但若将经不同拉压循环的试样进行单轴拉伸直至断裂,可观察到其断口形貌与未经疲劳循环直接拉伸断裂试样一样都是“杯锥形”的,即断裂都是从试样颈部截面中心自内向外形成的。不同的是,经历了不同循环的试样,其颈缩后颈部表面呈现出不同的裂隙分布(类似于裂纹的沟痕)。相应外观照片见图7,图7(a)是疲劳循环直至断裂的试样,表面依旧看上去是光滑的;图7(b)是未经疲劳循环直接单拉破坏的试样,与疲劳破坏试样相比表面明显粗糙,但看不到表面裂隙;图7(c)是  $N/N_f$  值为 5% 的试样,与未经疲劳循环直接单断试样表面相似;图7(d)是  $N/N_f$  值为 33% 的试样,其颈部表面出现明显可见的粗糙条带和横向微小裂隙;图7(e)和(f)是  $N/N_f$  值分别为 50% 和 66.6% 的试样,由图可见,随循环数增加粗糙条带和微小裂隙愈来愈密集和明显;图7(g<sub>1</sub>)和(g<sub>2</sub>)的  $N/N_f$  值都是 75%,它们的表面裂隙宽度明显增加;而且由于接近疲劳破坏,图7(g<sub>2</sub>)的颈缩程度已有所下降,似乎可认为是由延性破坏向脆性破坏过渡。该试样的名义应力应变曲线见图3(a)中的 75% #1,虽延性下降很多,剩余强度仍明显大于未经循环直接拉断试验测定的材料强度。

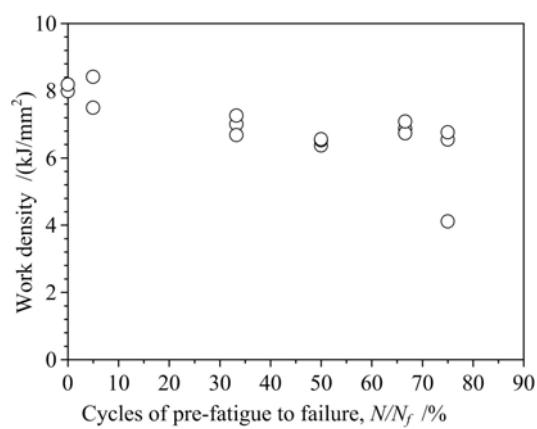


图 6 单轴拉伸的应力应变塑性功

Fig. 6 The strain-stress work of pre-fatigue specimens under uniaxial tensile

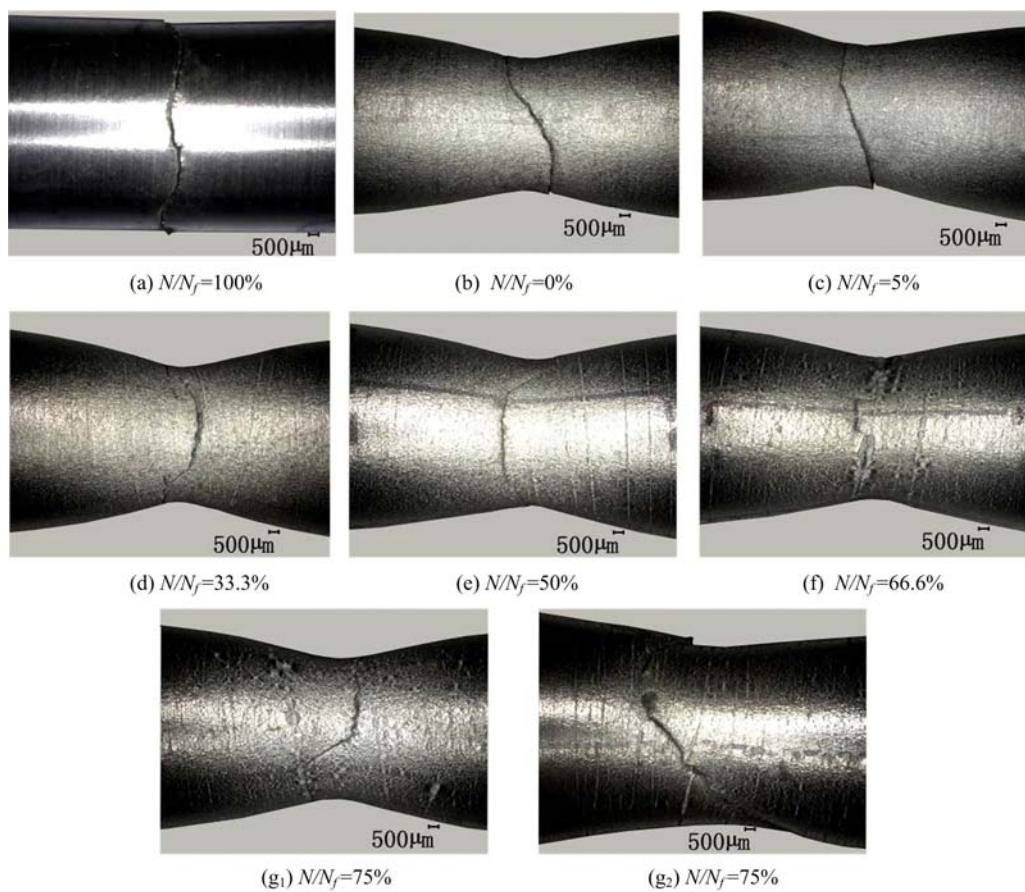
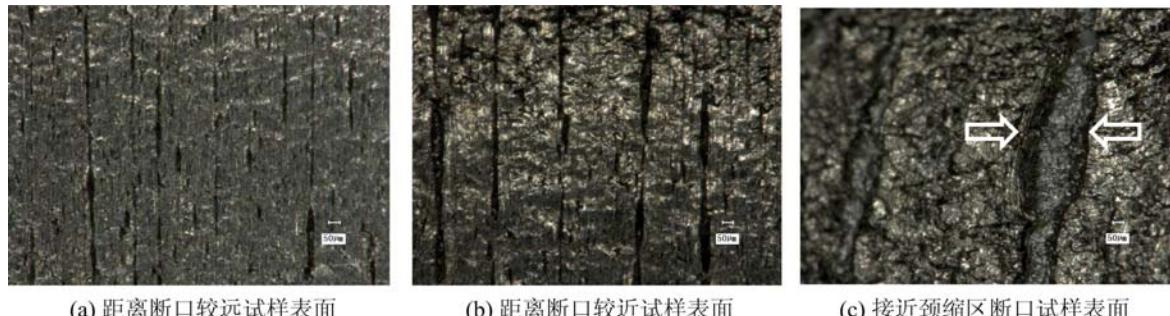


图 7 疲劳破坏和经预疲劳后单轴拉伸破坏的试样表面形貌(20 倍)

Fig. 7 The surface topography of fatigue specimens and pre-fatigue specimens under uniaxial tensile(20 times of amplification)

将消耗寿命  $N/N_f$  为 66.6% 的试样再单轴拉伸至破坏,用光学显微镜放大 200 倍观察距离颈缩断

口不同位置处的表面裂隙分布,距离较远时试样表面较为光滑但可见密集分布的横向裂隙(图8(a));距离断口越近试样表面越粗糙,分布裂隙的宽度、长度和深度均有明显增加(图8(b));当接近试样颈缩区断口时,其表面更为粗糙而且可观察到宽度达 $200\mu\text{m}$ 的裂隙(图8(c))。



(a) 距离断口较远试样表面      (b) 距离断口较近试样表面      (c) 接近颈缩区断口试样表面

图8 经预疲劳后单轴拉伸破坏试样的表面不同区域的裂隙(光学显微镜下放大200倍)

Fig. 8 The crack on the surface of pre-fatigue specimens under uniaxial tensile (optical microscope 200 times)

图8显示的试样表面粗糙度和分布裂隙跟随循环数变化的结果表明:韧性材料经疲劳循环造成的损伤,可通过单拉颈缩试验进行表面检测;循环次数越多,试样表面的粗糙条带和分布裂隙越明显。

对经历不同疲劳循环再单拉拉断试样的断口在SEM(JEOL-JSM6510A)下放大800倍时,可观察到典型的韧窝断裂形貌。图9分别是 $N/N_f=0$ 、33.3%和75%的试样经单拉拉断断口的韧窝分布形貌,它们没有显著的状态差异。这意味着:尽管经疲劳循环试样单拉时表面已出现微裂隙,但断裂进程仍与未经疲劳循环的单拉试样类似,仍是颈缩后形成的颈部中心高应变和高三轴应力区域的微孔洞快速形核、长大和聚合为主导。

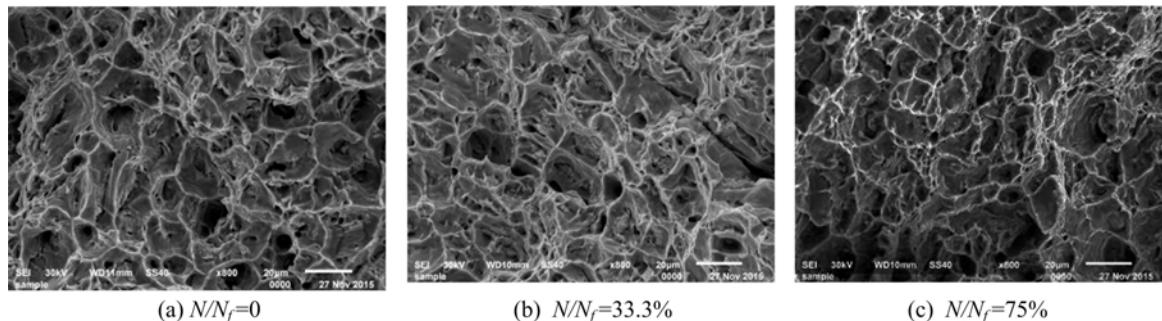


图9 经历不同预循环试样单轴拉伸破坏的断口形貌(SEM, 800倍)

Fig. 9 The fracture morphology of different pre-fatigue specimen under uniaxial tensile (SEM, at 800 times magnification)

## 2.5 经疲劳循环的试样去掉不同厚度表层后的拉伸试验结果

经历疲劳循环后在拉伸颈缩阶段试样表面裂隙萌生,是否因疲劳循环试样表面微结构演化导致表面有较大疲劳损伤?为考察裂隙是否与试样表面材料的损伤程度有关,将经历疲劳循环的试样表层磨削和抛光,再进行单轴拉伸破坏试验。然后观察试样颈缩表面裂隙,分析去掉表层对延性测试结果的影响。将不同预疲劳循环试样分别作不同表层厚度磨削,并将试样数与磨削厚度列在表4内(例如,3个预疲劳50%的试样作了表层磨削抛光,去掉厚度分别是0.1mm、0.3mm和0.5mm)。拉伸试验测得的延伸率和断面收缩率结果见图10。

图11给出达到50%和75%疲劳循环寿命试验试样的颈缩区域表面照片,可知去除试样表面层再拉伸的试样颈部区域不再有表面分布裂隙,与未经疲劳循环直接单拉破坏的试样无异。其余经疲劳循环的试样在磨削抛光后再拉断也都没有在颈部区域发现有表面分布裂隙,限于篇幅不再附图。

表4 不同表面磨削厚度的预加疲劳循环试样

Tab. 4 Different surface grinding of specimens with pre-fatigue cycles

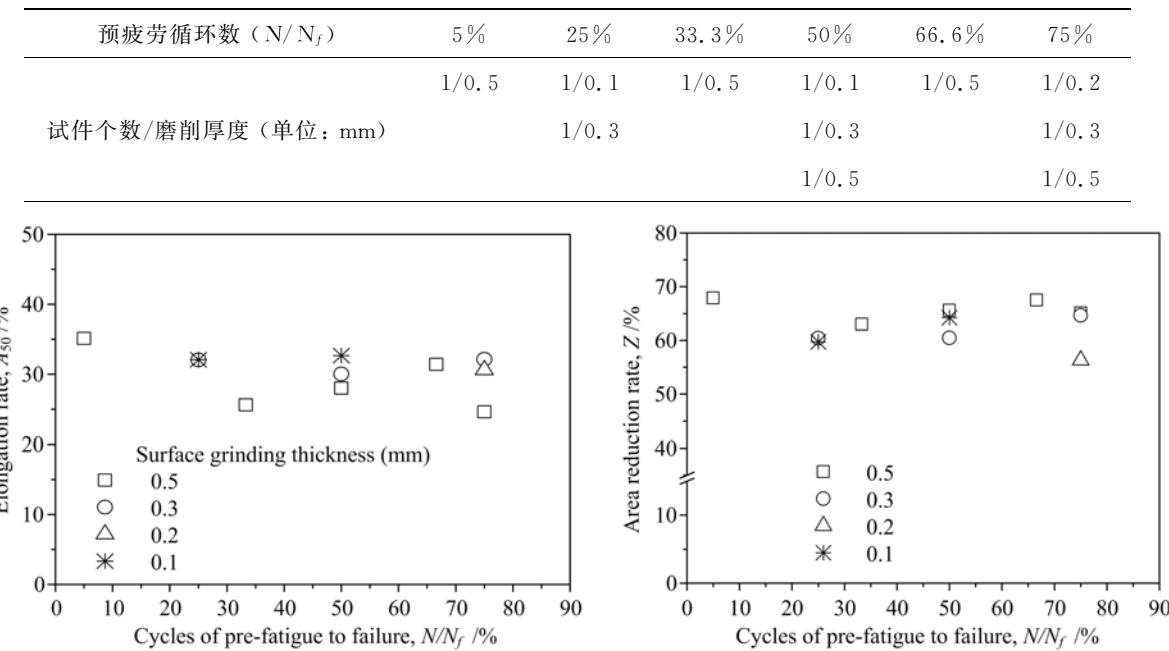


图10 不同预疲劳循环、磨削表面层试样拉断后的延伸率和收缩率

Fig. 10 Elongation and reduction rates of the specimens with different pre-fatigue cycles and their surface layer having been grinded off

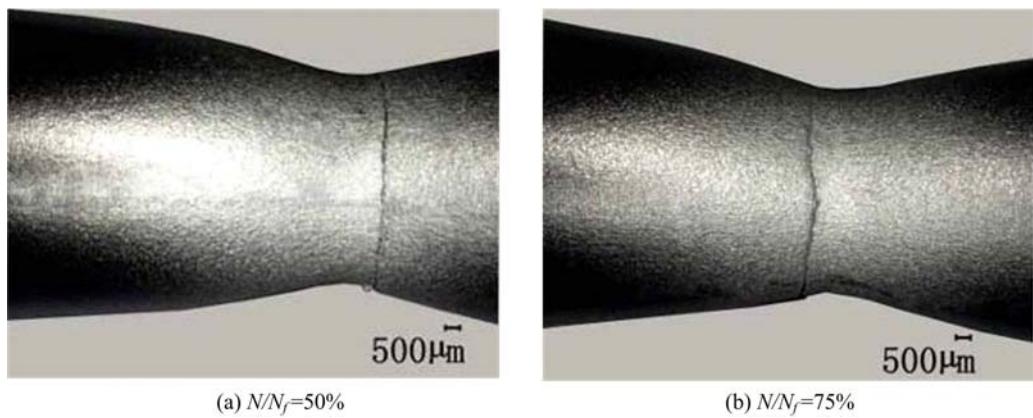


图11 试样预疲劳单轴拉伸颈缩区

Fig. 11 The necking zone of pre-fatigue specimens under uniaxial tensile

比较图10与图4可知:去掉不同厚度的表面层再将试样拉断测得延伸率和收缩率,将其分别与未去掉表面层试样的相应测试结果比较,它们并无明显差别。说明尽管疲劳循环使得试样在单拉颈缩过程出现了表面裂隙,但基本不影响试样的延伸率和收缩率,可认为没有影响单拉过程的断裂进程。该结果也表明:(1)疲劳循环对试样材料表面造成的损伤较内部要明显严重;(2)试样经疲劳循环再单调拉伸,尽管伴随颈缩试样表层先出现分布裂隙,但颈缩造成试样内部较高的三轴应力和塑性应变仍然导致试样颈缩区域心部材料韧性损伤发展快于试样表面,从而在试样颈部中心处断裂并形成杯锥形断口。

### 3 结论

本文研究得到以下结论:

(1) Q235钢在拉压循环过程的疲劳损伤累积并未导致材料剩余强度下降。

- (2) 当预疲劳循环  $N/N_f$  超过一定值后再拉断, 颈缩区表面出现密集微小裂隙, 这些裂隙反映预疲劳循环造成的表面损伤; 它们随消耗寿命增加而加剧, 这一点对于剩余寿命估计有重要意义。
- (3) 经历预疲劳循环的试样不因表层磨削抛光而改变单轴拉伸的杯锥形断裂模式。
- (4) 延伸率和断面收缩率与疲劳消耗寿命的关联程度由试验结果难以分辨。

### 参考文献:

- [1] Stephens R I, Fatemi A, Stephens R R, et al. Metal fatigue in engineering[M]. John Wiley & Sons, Inc, 2000.
- [2] Lemaitre J. A course on damage mechanics[M]. New York: Springer Berlin, 1992.
- [3] 尚德广, 姚卫星, 王德俊, 等. 一种统一的多轴疲劳损伤参量[J]. 固体力学学报, 1999, 20(3):201—210  
(SHANG Deguang, YAO Weixing, WANG Dejun, et al. A unified multiaxial fatigue damage parameter[J]. Acta Mechanica Solida Sinica, 1999, 20(3):201—210 (in Chinese))
- [4] Orowan E. Theory of the fatigue of metals[J]. Proceedings of the Royal Society of London, 1939, 171(944):79—106.
- [5] Chandran K S R. A physical model and constitutive equations for complete characterization of S-N fatigue behavior of metals[J]. Acta Materialia, 2016, 121:85—103.
- [6] Yuan R, Li H, Huang H Z, et al. A nonlinear fatigue damage accumulation model considering strength degradation and its applications to fatigue reliability analysis[J]. International Journal of Damage Mechanics, 2015, 24(5):646—662.
- [7] Marco S M, Starkey W L. A concept of fatigue damage[J]. Trans ASME, 1954, 76(4):627—632.
- [8] 叶笃毅, 王德俊, 童小燕, 等. 一种基于材料韧性耗散分析的疲劳损伤定量新方法[J]. 实验力学, 1999, 14(1):80—88 (YE Duyi, WANG Dejun, TONG Xiaoyan, et al. A new approach for studying fatigue damage[J]. Journal of Experimental Mechanics, 1999, 14(1):80—88 (in Chinese))
- [9] Zhang K S, Ju J W, Li Z, et al. Micromechanics based fatigue life prediction of a polycrystalline metal applying crystal plasticity[J]. Mechanics of Materials, 2015, 85:16—37.
- [10] Miner M A. Cumulative damage in fatigue[J]. Journal of Applied Mechanics, 1945, 67:159—164.
- [11] Magnin T, Brechet Y, Sornette D. The physical origin of the Coffin-Manson Law in low-cycle fatigue[J]. IOP Science, 1992, 5(20):433.
- [12] Socie D F. Fatigue life prediction using local stress-strain concept[J]. Experimental Mechanics, 1977, 17(2):50—56.
- [13] Sanchez-Santana U, Rubio-Gonzalez C, Mesmacque G, et al. Dynamic tensile behavior of materials with previous fatigue damage[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 497(1):51—60.
- [14] Sanchez-Santana U, Rubio-Gonzalez C, Mesmacque G, et al. Effect of fatigue damage on the dynamic tensile behavior of 6061-T6 aluminum alloy and AISI 4140T steel[J]. International Journal of Fatigue, 2009, 31(11):1928—1937.
- [15] 颜莹, 卢蒙, 李小武. 预疲劳变形对粗晶纯 Al 单向拉伸行为的影响[J]. 金属学报, 2013, 49(6):658—666  
(YAN Ying, LU Meng, LI Xiaowu. Effects of pre-fatigue deformation on the uniaxial tensile behavior of coarse-grained pure Al[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2013, 49(6):658—666 (in Chinese))
- [16] Mughrabi H. Cyclic slip irreversibilities and the evolution of fatigue damage[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2009, 40(6):1257—1279.
- [17] Kwai S Chan. Roles of microstructure in fatigue crack initiation[J]. International Journal of Fatigue, 2010, 32:1428—1447.
- [18] Zhang K S, Li Z H. Numerical analysis of the stress-strain curve and fracture initiation for ductile material[J]. Engineering Fracture Mechanics, 1994, 49:235—241.
- [19] Yao D, Cai L X, Bao C. A new approach on necking constitutive relationships of ductile materials at elevated temperatures[J]. Chinese Journal of Aeronautics, 2016, 29(6):1626—1634.
- [20] Naoe T, Xiong Z H, Futakawa M. Gigacycle fatigue behaviour of austenitic stainless steels used for mercury target vessels[J]. Journal of Nuclear Materials, 2016, 468:331—338.

## Study of residual strength, ductility and surface damage of low-carbon steel after cyclic tension and compression action

GAO Liu, QIN Sheng-huan, SHI Che-si, ZENG Bin, LIU Gui-long, ZHANG Ke-shi

(College of Civil Engineering and Architecture, Key Lab of Disaster Prevent and Structural Safety, Guangxi Key Lab Disaster Prevent and Engineering Safety, Guangxi University, Nanning 530004, China)

**Abstract:** Uniaxial tensile failure experiment was carried out for Q235 steel round bar specimens, which are in advance subjected to different cyclic numbers  $N/N_f(5\% \sim 75\%)$  fatigue cyclic action and under the condition of 0.5% constant strain amplitude. The same cup cone fracture was observed compared with the specimen without in advance fatigue cyclic action. The elongation rate and the reduction rate of cross-section area decrease with the increase of cycle numbers, but the residual strength increases. After the cycle number reaches a certain value, the distributed cracks due to surface damage appear on the tensile necking section of specimen. The more the cycles number is, the denser the cracks, and the specimens without fatigue cyclic action does not have such cracks. If uniaxial tensile failure experiment was carried after grinding and polishing the specimen surface, the distributed cracks on the tensile necking section area are no longer appeared, but the elongation rate and the reduction rate of cross-section area do not change obviously. Above results show that Q235 steel specimen surface fatigue damage is more severer than the internal fatigue damage. The residual strength is not suitable to describe fatigue damage. But it can be characterized by the surface cracks appearing in the necking part after tension action.

**Keywords:** pre-fatigue; low-carbon steel; ductility; distributed cracks; surface damage; low-cycle fatigue