

缩松对铁素体球墨铸铁 QT400-18L 力学性能和断裂机理的影响

王泽华, 梅 婉, 蔡有伟, 周泽华, 赵伟华, 张 欣

(河海大学力学与材料学院, 江苏南京 211100)

摘要: 制作了不同程度缩松缺陷的QT400-18L球墨铸铁试样, 研究了缩松对铁素体球墨铸铁力学性能和断裂机理的影响。结果表明: QT400-18L的抗拉强度 R_m 随缩松孔面积率 r_p 的增加呈线性下降, 可表示为 $R_m=358-352r_p$ (MPa); QT400-18L的断后伸长率随着缩松的出现而急剧下降, 且缩松分布越集中, 断后伸长率越小; QT400-18L的疲劳寿命随缩松的增加而急剧下降, 在 $\sigma_{max}=150$ MPa、 $r=0$ 的轴向循环载荷作用下, 其疲劳寿命 N 与缩松孔面积率 r_p 可表示为 $N=5.79 \times 10^3 r_p^{-1.4}$, 缩松孔面积率 r_p 和缩松孔尺寸越大, 疲劳寿命越短。缩松对QT400-18L的断裂机理影响不大, 不规则石墨颗粒和缩松的锐角都有可能成为裂纹源, 所以球墨铸铁疲劳源众多, 疲劳断口形貌复杂。

关键词: 铁素体球墨铸铁; QT 400-18L; 缩松缺陷; 力学性能; 疲劳性能; 断裂机理

球墨铸铁具有良好的强韧性能和成形加工性能^[1-2], 广泛应用于汽车、铁道车辆和风电装备等^[3-9], 众多学者研究了球墨铸铁的抗拉强度、疲劳性能和断裂韧性等^[10-16]。由于球墨铸铁凝固温度范围宽和糊状凝固特性, 很容易产生缩松缺陷^[17-18], 因此也有不少学者研究了铸造缺陷对球墨铸铁疲劳强度和疲劳失效机理的影响^[19-21]、铁素体珠光体混合基体球墨铸铁的韧性与铸造缺陷的关联性等^[22-23], 但所有研究还是停留在缩松缺陷会降低球墨铸铁的力学性能的定性认识层面。QT 400-18L是工程上广泛应用的一种铁素体球墨铸铁, 本研究是在前期研究^[24]的基础上, 进一步研究缩松缺陷对球墨铸铁常规力学性能的影响, 从断裂力学角度分析缩松缺陷对球墨铸铁力学性能指标影响的敏感性和断裂机理, 为科学使用球墨铸铁材料提供理论依据。

作者简介:

王泽华(1960-), 男, 教授, 博士生导师, 主要研究方向为铸铁、铸钢、铸造工艺及铸造标准。电话: 025-83786046, E-mail: zhwang@hhu.edu.cn

中图分类号: TG143.5
文献标识码: A
文章编号: 1001-4977(2021)08-0906-09

基金项目:
中央高校基本科研业务费项目(2013B200205011)。
收稿日期:
2021-02-07 收到初稿,
2021-04-03 收到修订稿。

1 试验方法

所有试样都取自同一球墨铸铁风力发电机底座的法兰处, 取样部位铸件壁厚约92 mm。试样球化率达90%以上, 化学成分(质量分数)为3.80%C、2.06%Si、0.26%Mn、0.028%P、0.007%S、0.039%Mg。

采用CSS-44100型电子万能试验机进行拉伸试验, 形变速度为3 mm/min。拉伸试样的直径为10 mm, 标距为50 mm。

采用JNT125571型电液伺服动静万能试验机测定试样的轴向拉伸疲劳寿命, 试样直径为 $\phi 8$ mm, 最大轴向拉应力 $\sigma_{max}=150$ MPa, 应力比 $r=0$, 加载频率为20 Hz。

所有试样先经X射线检测, 见图1。选择具有不同程度缩松缺陷的试样进行力学性能试验。采用Hitachi S-3400N型扫描电镜观察试样断口的微观结构, 采用ImageJ图像分析软件对断口照片缩松孔洞和其他组织(基体和石墨颗粒)进行二值化处理, 并按式(1)计算试样断口上缩松孔面积率 r_p 。

$$r_p = \frac{A_p}{A_s} \times 100\% \quad (1)$$

式中: r_p 定义为缩松孔面积率; A_p 为试样断口上缩松的孔面积; A_s 为试样的断口面积。

2 试验结果与讨论

2.1 缩松对铁素体球墨铸铁抗拉强度的影响

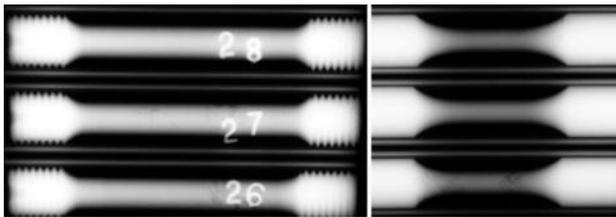
拉伸试样T1~T36的缩松孔面积率和拉伸强度见图2,可以看出, $r_p \leq 0.8\%$ 时, 试样的抗拉强度变化不大, 这表示轻微缩松对QT400-18L的抗拉强度影响较小。但总的趋势表明, 随着缩松孔面积的增加, 试样抗拉强度减小。T8试样没有发现缩松, 抗拉强度最高, 为367 MPa; T9试样的 r_p 最大, 其拉伸强度最低, 只有218 MPa。

采用最小二乘法对试验结果进行拟合, 得出缩松孔面积率与拉伸强度之间关系的拟合公式(2), 其相关系数 $R_2=0.986$ 。

$$R_m = 358 - 352r_p \quad (2)$$

式中: R_m 为试样的抗拉强度, MPa; r_p 是断面上缩松孔面积率, %。

不同缩松孔面积率试样与抗拉强度的拟合公式(2)表明, QT400-18L的拉伸强度和缩松孔面积率 r_p 成良好的反向线性关系, 如T9试样, 缩松孔面积率 $r_p=40.5\%$, 抗拉强度为218 MPa, 是致密试样T8的59.4%。缩松孔面积率 r_p 越大, 试样的抗拉强度呈线性下降, 其相关性 $R_2=0.986$ 。由图2可知, 缩松孔面积率 r_p 增大, QT400-18L的拉伸强度逐步降低, 没有出现急剧变化。说明缩松缺陷除了减少了试样的有效承载面积外, 其缺口效应或应力集中效应几乎可以忽略。这可能是以下原因: ①大量缩松微观表面光滑, 缩松孔



(a) 拉伸试样 (b) 疲劳试样

图1 拉伸试样和疲劳试样的X射线照片

Fig. 1 Radiographs of tensile test bars and fatigue test bars

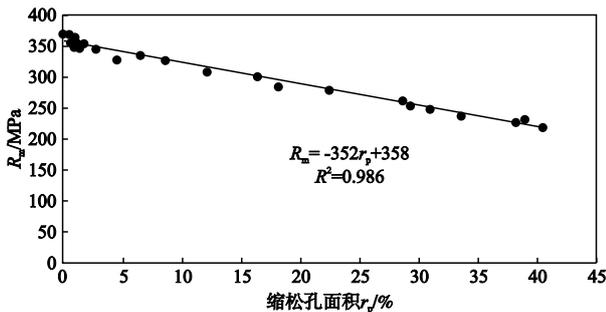


图2 QT400-18L抗拉强度 R_m 和缩松孔面积率 r_p 的关系

Fig. 2 Relationship between R_m and shrinkage porosity of EN-GJS-400-18LT

洞形成的轮廓大多呈圆角, 如图3所示, 其应力集中效应不明显。②球墨铸铁中本身就存在大量石墨颗粒, 甚至还有一部分不规则形状的颗粒, 其对基体的削弱作用类似于孔洞。③QT400-18L具有良好的塑性, 一旦应力超过其屈服极限就会产生塑性变形, 产生应力松弛。因此, 因缩松缺陷导致的应力集中效应几乎可以忽略不计。缩松缺陷对铁素体球墨铸铁材料的强度和韧性是有害的, 当缩松形成比较锐利的尖角时, 就像球墨铸铁中的不规则石墨颗粒形成的棱角, 会产生局部应力集中, 将会使材料局部的断裂机理由韧性断裂改为脆性断裂, 如图4所示, 由缩松导致的局部应力集中, 使试样产生撕裂。

图5是T8试样断口照片。图5a是局部断口形貌, 呈典型的球墨铸铁韧性断裂, 只有少部位有脆性断裂特征, 图5b是断口局部放大形貌, 可以清楚地看到断口表面存在大量的韧窝, 存在明显的韧性断裂特征。图6是T6试样($r_p=1.5\%$)断口照片, 其缩松附近呈现明显的河流花样, 见图6a, 但也存在明显的韧窝, 见图6b。所以, 缩松试样的断裂形式是由解理和韧窝组成的混合断裂。与T8试样($r_p \approx 0$)相比, 只是T6试样的解理断裂区多一些。随着缩松孔洞的增加, 这种混合断裂机理更加清楚, 图7是T7试样的断裂表面照片, 可以清楚地看到缩松边缘的解理断裂, 但即使T7试样的缩

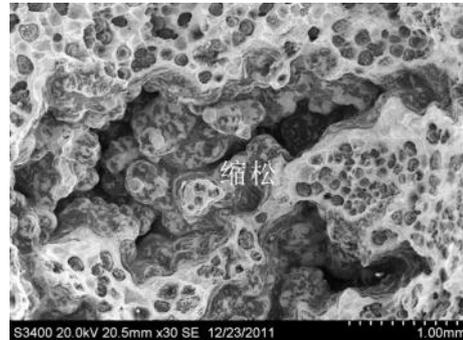


图3 拉伸试样断口的缩松形貌 (T7试样)

Fig. 3 Shrinkage porosity on a tensile fracture (Sample T7)

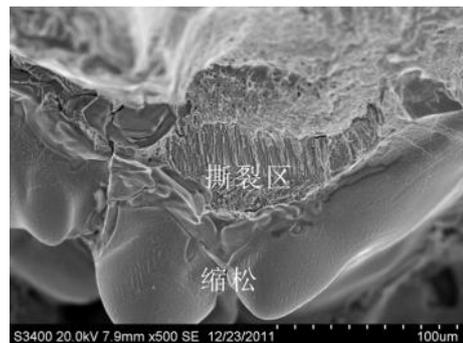


图4 拉伸试样由局部缩松导致的撕裂断口 (T6试样)

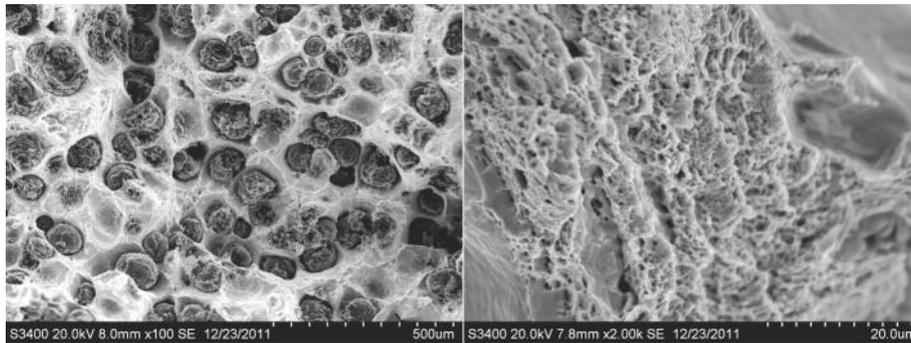
Fig. 4 Local tearing area close to a shrinkage porosity (Sample T6)

松孔面积 r_p 达到38.2%，其断口形貌仍然以韧性断裂为主，见图7b所示。

通过分析不同缩松试样的断口表面形貌，发现铁素体球墨铸铁的拉伸断裂机理为以韧性断裂为主，并有少量脆性断裂的混合断裂模式。随着缩松孔面积的增加，断口上解理断面有所增加，但不明显。这主要是缩松一般形成表面平滑或成圆角，并且缩松形成圆角的曲率与石墨球半径为同一数量级，因此缩松产生的应力集中效应不明显。

2.2 缩松对铁素体球墨铸铁断后伸长率的影响

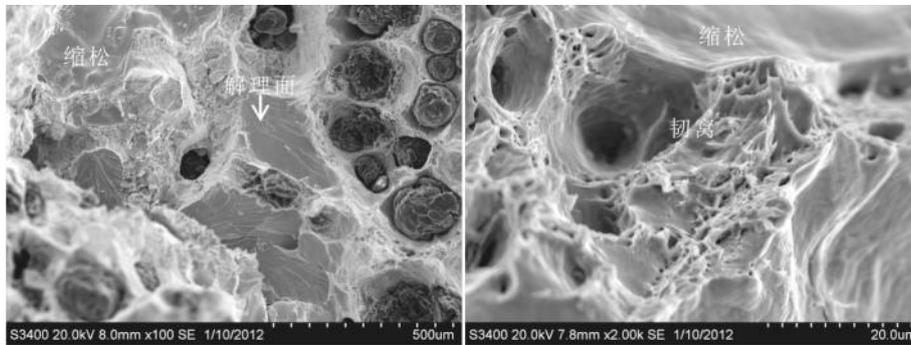
图8是不同缩松QT400-18L球墨铸铁试样的断后伸长率散点图。当 $r_p \leq 0.7\%$ 时，试样的断后伸长率在18.3%~21.8%范围内波动，这表示轻微缩松对QT400-18L的断后伸长率影响较小。随着缩松孔面积的增加，断后伸长率快速降低。当缩松孔面积率 r_p 由0.8%增加到12.1%时，试样的断后伸长率由17.1%（平均值）降到6.9%，断后伸长率下降59.6%，而试样的抗拉强度只下降14.0%。这说明，缩松缺陷对材料断后伸长率的影响



(a) 断口形貌 (b) 断口韧窝

图5 T8拉伸试样断口扫描照片

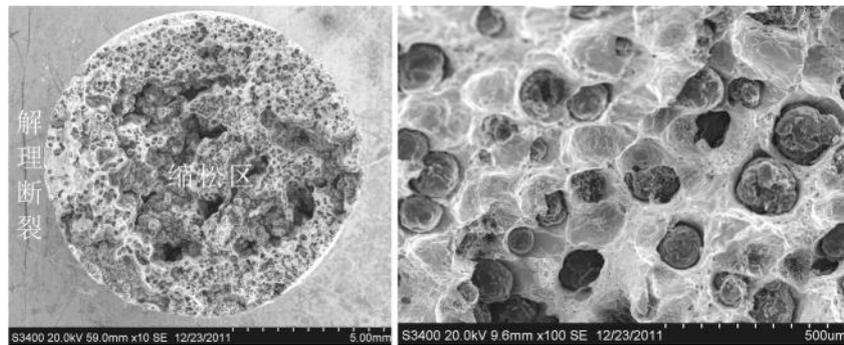
Fig. 5 SEM images of fracture surface of sample T8



(a) 缩松附近的解理断裂 (b) 缩松附近的韧窝

图6 T6拉伸试样缩松附近的断口形貌

Fig. 6 Fracture morphology near porosity of sample T6



(a) 断口总体形貌 (b) 局部断口形貌

图7 T7拉伸试样的断口形貌

Fig. 7 Fracture morphology near porosity of sample T7

显著大于对抗拉强度的影响。

对比图3和图8,可以发现缩松对试样断后伸长率的影响规律与缩松对拉伸强度的影响规律有很大的差异。

(1) 试样抗拉强度与缩松孔面积率的关系成良好的线性关系,但断后伸长率与缩松的关系是随着缩松孔面积率的增加,断后伸长率先快速下降。

(2) 相同缩松孔面积率试样的抗拉强度测定结果比较稳定,差异较小,而断后伸长率则不然。如T1、T28和T29试样的缩松孔面积率 r_p 均为0.8%,其平均抗拉强度是357 MPa,最大波动值是14 MPa,约为4%;而平均断后伸长率是17.1%,最大波动值是8.2%,达48%。

图9是有缩松拉伸试样示意图。假设拉伸试样的A区和C区不存在缩松或者只有轻微缩松,而B区存在较多缩松,在拉伸过程中试样产生的塑性变形率可由式(3)表示。

$$\varepsilon = \frac{\varepsilon_A \cdot L_A + \varepsilon_B \cdot L_B + \varepsilon_C \cdot L_C}{L_0} \quad (3)$$

式中: ε 为试样产生的塑性变形率; L_A 、 L_B 、 L_C 为不同程度缩松区域的长度; ε_A 、 ε_B 、 ε_C 分别为 L_A 、 L_B 、 L_C 的区域的塑性变形率; L_0 为试样标距, $L_0=L_A+L_B+L_C$ 。

缩松使试样产生不均匀塑性变形,降低试样的断后伸长率。由前面的研究可知,B区的抗拉强度与缩松孔面积率 r_p 成反向线性关系。缩松使B区有效承载面积较小,在拉伸过程中,B区首先产生塑性变形,当应力达到有效面积的极限强度时,B区断裂,其变形率记为 ε_B 。

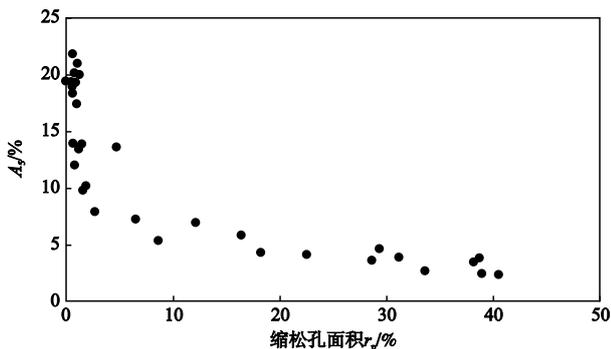


图8 不同缩松QT400-18L试样的断后伸长率

Fig. 8 Relationship between A5 and porosity of EN-GJS-400-18LT

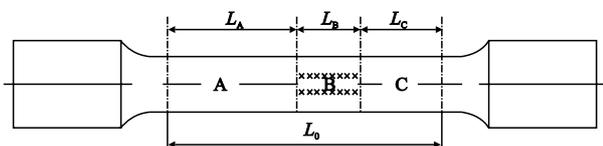


图9 有缩松的拉伸试样示意图

Fig. 9 Schematic of tensile sample with porosity

(1) 当B区存在缩松但其极限强度高于A区和C区的屈服强度时,在B区断裂前,A区和C区也会产生一定的塑性变形,其变形率分别记为 ε_A 和 ε_C 。但在B区断裂时,A区和C区尚未达到极限强度,其产生的塑性变形率一定小于 ε_B ,并且这一差异随着A区、C区与B区的缩松孔洞率 r_p 的差异增加而增大。

(2) 当B区存在严重缩松且其抗拉强度低于A区和C区的屈服强度时,这时在B区断裂前,A区和C区仅产生弹性变形,即 ε_A 和 $\varepsilon_C=0$,只有B区产生塑性变形 ε_B 。由式(3)可知,这时试样的塑性变形率就很小。

由此分析可知,试样的塑性变形率与试样B区缩松的严重程度有关,B区的缩松越严重,试样的塑性变形率就越小。另外,由式(3)可知,缩松试样的塑性变形率不仅与缩松的严重程度有关,还与缩松区域大小有关。一般铸件缩松产生在铸件最后凝固位置,区域较小,即 L_B 较小,此时,缩松孔面积率 r_p 大小对材料的断后伸长率非常敏感,缩松孔面积增加,材料断后伸长率快速下降,如图8所示;但如果缩松区域较大,即 L_B 较大,试样同样会具有较好的塑性指标。缩松对试样断后伸长率的影响不仅取决于缩松面积率,还受到缩松区域宽度 L_B 的影响,即还受到缩松分布状况的影响。因而,缩松孔面积率对试样断后伸长率的影响波动较大。

实际铸件的缩松一般不会均匀出现,产生在局部区域或局部区域相对严重,因此,实际铸件上取样时,缩松对试样伸长率的影响很敏感。图10是反映缩松对铁素体球墨铸铁的塑性指标影响的应力-应变曲线。T8试样没有发现缩松, $r_p \approx 0$,拉伸曲线上反映出良好的塑性变形能力,是典型的塑性材料,其抗拉极限强度是367 MPa,屈服强度为283 MPa。T20试样的缩松孔洞率 $r_p=1.4\%$,虽然缩松不严重,但其削弱了试样局部区域的承载能力,使试样产生不均匀塑性变形。由图2可知,T20试样的抗拉强度是345 MPa,当载荷超过QT400-18L的屈服强度283 MPa时,试样健全区域也会产生塑性变形,但还没有达到塑性变形极限,试样

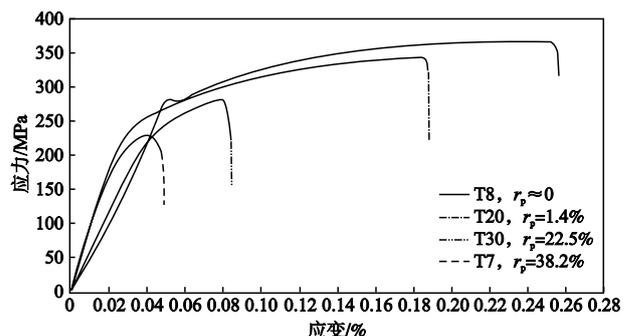


图10 不同缩松试样的拉伸应力-应变曲线

Fig. 10 Tensile stress-strain curves of test samples

缩松区就达到了极限强度、断裂，因此其断后伸长率低于T8试样的伸长率。T30试样和T7试样的缩松孔洞率 r_p 分别为22.5%和38.2%，存在严重缩松。T30试样和T7试样的抗拉强度是278 MPa和225 MPa，均低于QT400-18L的屈服强度283 MPa，在拉伸过程中，只有在缩松区域产生塑性变形，直至断裂，试样健全区域仅发生相应的弹性变形。因此，T30试样和T7试样的塑性指标很差，其断后伸长率分别只有4.1%和3.4%。

由此可知，缩松对铁素体球墨铸铁的断后伸长率有显著的影响。从其基体的断裂特征来看，缩松对铁素体球墨铸铁基体的断裂机理没有明显的影响，如图11所示。图11是缩松孔面积率分别是0、1.4%、22.5%和38.2%的T8、T20、T30和T7试样的拉伸断口基体的断裂形貌。从拉伸试样的宏观断口上可以看到4个拉伸试样的缩松严重程度存在明显差异，但从微观形貌来看，基体断裂特征没有明显差异。

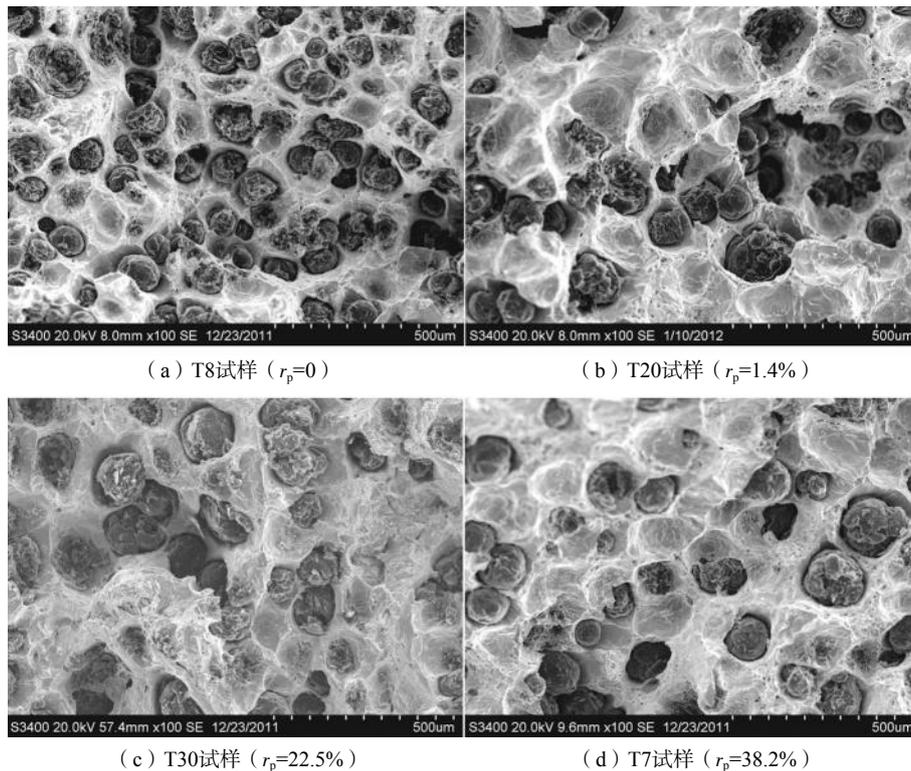


图11 缩松孔面积率对铁素体球墨铸铁基体断裂机理的影响

Fig. 11 Influence of shrinkage porosity on fracture of ferritic SG iron matrix

2.3 缩松对铁素体球墨铸铁疲劳寿命的影响

在最大拉应力 $\sigma_{\max}=150$ MPa、应力比 $r=0$ 的轴向循环载荷作用下，疲劳试样F1~F10的缩松孔面积率和疲劳寿命见图12。F3试样缩松孔面积最小， $r_p=1.0\%$ ，该试样的疲劳寿命最长， 4.1×10^6 次。随着缩松的增加，试样的疲劳寿命快速下降，F6试样的 $r_p=2.8\%$ ，其疲劳寿命下降到 1.55×10^6 次；F7试样的 $r_p=3.2\%$ ，其疲劳寿命下降到 4.73×10^5 次。缩松孔面积 r_p 由1.0%增加到3.2%，试样的疲劳寿命从 4.1×10^6 下降到 4.73×10^5 次，疲劳寿命缩短近一个数量级。随着缩松面积的进一步增加，试样的疲劳寿命进一步下降，但下降速率相对减小。F4试样的缩松孔面积最大， $r_p=21.1\%$ ，其疲劳寿命最短，为 3.86×10^4 次。

采用最小二乘法对试验结果进行拟合，得出疲劳寿命与缩松面积率 r_p 的关系式(4)，其相关系数

$R_2=0.878$ 。

$$N=5.79 \times 103 r_p^{-1.4} \quad (4)$$

式中： N 是疲劳寿命，次； r_p 是缩松孔面积百分数，%。

从图12和式(4)可以看出，试样的疲劳寿命随着缩松孔面积增加快速下降，并呈指数关系，其指数为-1.4。说明缩松孔面积大小对疲劳寿命的影响十分敏感，随着缩松孔面积的增大，疲劳寿命快速下降的趋势是肯定的，但两者的相关性较弱，其相关因子 R_2 是0.878。这主要是因为影响球墨铸铁材料疲劳性能的因素众多，疲劳寿命不仅与缩松孔面积率 r_p 有关，还与缩松单个孔的大小密切相关。

观察铁素体球墨铸铁疲劳断口，发现试样断口形貌复杂。图13是F5试样($r_p=2.8\%$)的疲劳断口形貌，在断面可以找到许多具有疲劳断裂特征区域。有的位

于缩松部位，有的位于石墨颗粒附近。图13a是放大30倍的断口形貌，可以看到大量石墨颗粒和一个小的缩松区。图13b是缩松区的放大，可以看到缩松周边的典型疲劳破坏。图13c是疲劳源和裂纹扩展区的放大照片，可以清楚地看到缩松周边的疲劳源以及有此向基体扩展的疲劳裂纹扩展贝纹。图14是位于石墨颗粒周围的疲劳特征区域，图14a是常见的铁素体球墨铸铁疲劳断口形貌，图14b是局部区域放大，可以看到石墨颗粒周边的疲劳破坏痕迹。

缩松的出现大幅度缩短了试样的疲劳寿命。缩松不仅增加了疲劳源，而且还减少了试样的有效承载面积，增大了试样缩松部位的应力，加快了裂纹源初始裂纹的形成及扩展。更关键的是缩松大幅度减少了裂纹的疲劳扩展寿命。由断裂力学 K 判据可知，当裂纹尖端的应力强度因子 K_I 超过材料的断裂韧性 K_{Ic} 时，即 $K_I > K_{Ic}$ 时，使试样就断裂。不考虑塑性修正时，应力强度因子 K_I 可按公式(5)计算^[25]：

$$K_I = Y\sigma\sqrt{\pi a} \quad (5)$$

式中： K_I 为应力强度因子， $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ； Y 是一个与加载方式和试样（或工件）形状有关的常数； σ 为名义应力， MPa ； a 为半裂纹尺寸， m 。

在试样（或工件）形状和载荷相同条件下，裂纹

前端应力强度因子 K_I 取决于裂纹大小，裂纹越大， K_I 值越大。在疲劳试验过程中，裂纹源形成的裂纹在载荷的不断作用下，裂纹不断扩展，裂纹扩展速度 da/dN 可由Paris式(6)计算^[26]。当裂纹扩展到 $2a_c$ 时，应力强度因子 K_I 达到 K_{Ic} ，试样断裂失效，此时的裂纹长度 $2a_c$ 称为临界裂纹长度。

$$da/dN = c (\Delta K_I)^n \quad (6)$$

式中： ΔK_I 为裂纹尖端应力强度因子幅， $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ； c 、 n 为材料常数。

以石墨颗粒和以缩松为裂纹源形成的裂纹，分别

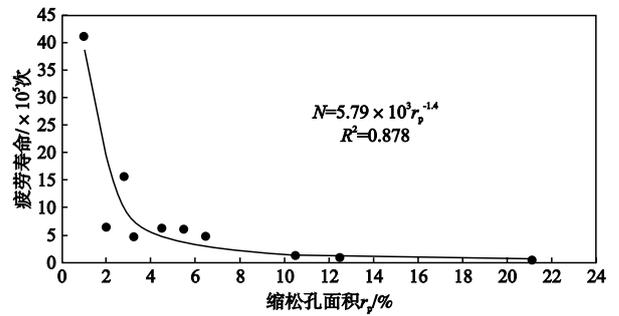
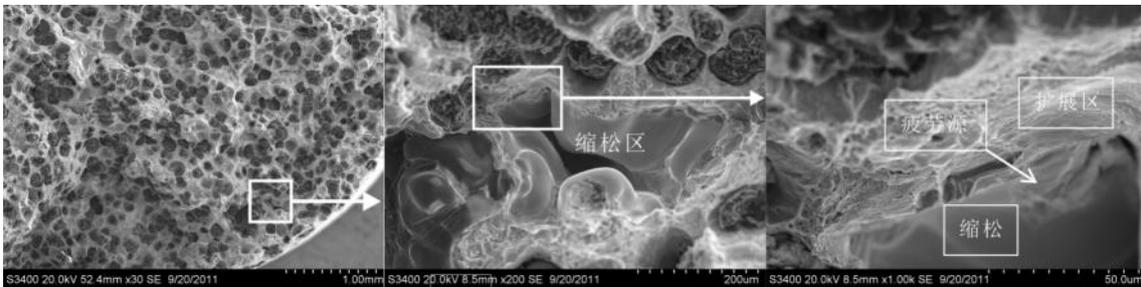


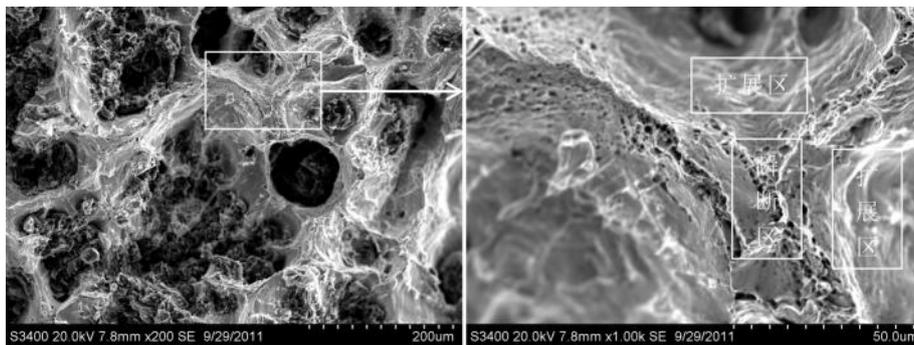
图12 QT400-18L疲劳寿命和缩松孔面积的关系
Fig. 12 Relationship between fatigue life and shrinkage porosity



(a) 疲劳断口形貌 (b) 缩松区 (左图局部放大) (c) 缩松区疲劳源

图13 缩松为疲劳源的疲劳裂纹 (试样F5)

Fig. 13 SEM images illustrating fatigue fracture close to a porosity area (Sample F5)



(a) 疲劳断口形貌 (b) 疲劳断口局部形貌

图14 石墨颗粒为疲劳源的疲劳裂纹

Fig. 14 SEM images illustrating fatigue fracture close to graphite particles

可以将石墨颗粒尺寸和缩松孔洞大小看作是初始裂纹尺寸,分别记为 $2a_1$ 和 $2a_2$ 。一般球墨铸铁件石墨颗粒大小为5~7级,即0.015~0.12 mm,即使如图13中的轻微缩松孔径也有约0.35 mm,一般缩松孔尺寸为mm量级,因此一般缩松孔尺寸远大于石墨颗粒尺寸,即 $a_2 > a_1$ 。

试样(工件)的疲劳寿命可由Paris公式(6)积分计算获得^[25]。

$$N = \int_{a_0}^{a_c} \frac{da}{c(Y\Delta\sigma\sqrt{\pi a})^n} \quad (7)$$

式中: a_0 为初始半裂纹长度, m; a_c 为临界半裂纹长度, m; Y 是一个与加载方式和试样(或工件)形状有关的常数; $\Delta\sigma$ 为应力幅, MPa。

由式(7)可知,试样内部无缩松时,其初始半裂纹长度 $a_0=a_1$,试样的疲劳寿命 N_1 是由初始裂纹 a_1 扩展到 a_c ;试样内部存在缩松时,其初始半裂纹长度 $a_0=a_2$,试样的疲劳寿命 N_2 是由初始裂纹 a_2 扩展到 a_c 。一般情况下 a_2 远大于 a_1 。因此存在缩松试样的疲劳寿命将大幅度缩短,而且缩松越严重,缩松孔洞一般也越大,即 a_2 越大,试样的疲劳寿命将越短。

QT400-18L虽然具有良好的塑性,但与低碳钢和低合金钢相比,其疲劳断口有显著的差异。QT400-18L疲劳断口上除了常见的二次裂纹外,还存在一些从其他方向发展而来的裂纹,如图15所示,显然这些裂纹由其他裂纹源扩展而来的,这些裂纹与试样断裂面形成交叉。因此可以推断,铁素体球墨铸铁疲劳源众多,

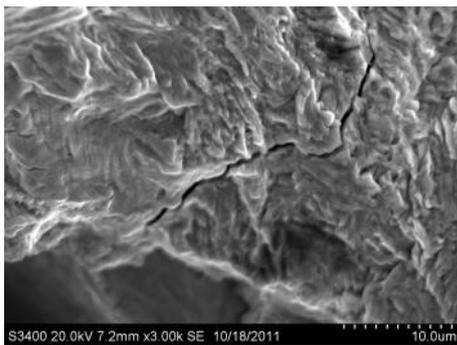


图15 从其他裂纹源扩展而来的裂纹

Fig. 15 Crack propagated from other initiation site

这主要是由球墨铸铁的组织结构特点决定的。球墨铸铁中存在大量的石墨颗粒,虽然是球墨铸铁,但不可避免地存在不规则的石墨颗粒,当不规则石墨颗粒锐角或缩松局部轮廓形成的锐角位于高应力区或位于材料的薄弱区域时,石墨颗粒和缩松的锐角就会成为疲劳源。事实上,球墨铸铁中存在大量不规则石墨颗粒,在疲劳试验过程中,这些锐角都可能成为疲劳源,从不同疲劳源产生的裂纹扩展导致材料失效断裂。

3 结论

(1) QT400-18L铁素体球墨铸铁的抗拉强度 R_m 与缩松孔面积率呈良好的反向线性, $R_m=358-352r_p$ (MPa),相关系数 R_2 达0.986。

(2) QT400-18L铁素体球墨铸铁的断后伸长率 A 随着缩松的出现而急剧下降,但断后伸长率与缩松孔面积率 r_p 的对应关系较差,这是因为断后伸长率与缩松孔面积率 r_p 的关系不仅取决于缩松孔面积率 r_p ,还与缩松的分布特性有关;缩松使试样产生不均匀塑性变形,缩松孔面积率 r_p 越大、缩松分布越集中,断后伸长率越小。

(3) QT400-18L铁素体球墨铸铁的脉动疲劳寿命 N 随着缩松孔面积率 r_p 的增加呈指数快速下降,在最大拉应力 $\sigma_{max}=150$ MPa、应力比 $r=0$ 的轴向循环载荷作用下,试样的疲劳寿命 $N=5.79 \times 10^3 r_p^{-1.4}$ 。疲劳寿命与缩松孔面积率 r_p 的相关性较差, $R_2=0.878$,这是因为材料疲劳性能影响因素众多,疲劳寿命不仅与缩松孔面积率 r_p 有关,还与缩松孔大小密切相关;缩松孔面积率 r_p 越大,缩松孔径尺寸越大,疲劳寿命越短。

(4) QT400-18L铁素体球墨铸铁疲劳断口形貌复杂,疲劳源众多。缩松孔锐角和不规则石墨颗粒都有可能成为疲劳源,不同疲劳源产生的裂纹扩展导致材料失效。缩松对铁素体球墨铸铁的断裂机理没有太大的影响,但缩松孔尺寸远大于石墨颗粒尺寸,大幅度减少了裂纹扩展路径,因而相应地降低了材料的疲劳寿命。

参考文献:

- [1] NICOLA Bonora, ANDREW Ruggiero. Micromechanical modeling of ductile cast iron incorporating damage part I: ferritic ductile cast iron [J]. *International Journal of Solids and Structures*, 2005, 42: 1401-1424.
- [2] TOKAJI K, UEMATSU Y, HORIE T, et al. Fatigue behaviour of cast irons with spheroidal vanadium carbides dispersed within martensitic matrix microstructure [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2006, 418: 326-334.
- [3] 袁东洲, 王林慧, 袁森, 等. 汽车用球墨铸铁件生产技术要点 [J]. *现代零部件*, 2010 (6): 61-64.
- [4] 辜祖勋. 球墨铸铁生产中若干问题的探讨 [J]. *铸造*, 2003, 52 (9): 709-712.
- [5] 卫东海, 李克锐, 李增利, 等. 轨道交通用低温高韧性球墨铸铁件制造技术研究 [J]. *铸造*, 2020, 69 (4): 342-348.
- [6] 丁建中, 马敬仲, 曾艺成, 等. 低温铁素体球墨铸铁的特性及质量稳定性研究 [J]. *铸造*, 2015, 64 (3): 193-200.
- [7] 陈玉芳, 王星, 唐光伟. 7 MW风电底座生产的关键控制技术 [J]. *铸造*, 2017, 66 (10): 1108-1111.
- [8] 王泽华, 李树中, 刘泉深, 等. 等温淬火球铁在我国铁道车辆耐磨件上的应用 [J]. *铸造*, 2003, 52 (7): 466-471.
- [9] 吴铁明. 重型燃气轮机球墨铸铁件的研制与质量控制 [J]. *铸造工程*, 2019 (6): 20-24.
- [10] IACOVIELLO F, BARTOLOMEO O D, COCCO V D, et al. Damaging micromechanisms in ferritic-pearlitic ductile cast irons [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2008, 478 (1-2): 181-186.
- [11] KOBAYASHI Toshiro, YAMADA Shinya. Evaluation of static and dynamic fracture toughness in ductile cast iron [J]. *Metall. Mater. Trans. A*, 1994, 25A: 2427-2437.
- [12] RAO P P, PUTATUNDA S K. Influence of microstructure on fracture toughness of austempered ductile iron [J]. *Metall. Mater. Trans. A*, 1997, 28A: 1457-1470.
- [13] LUO J, HARDING R A, BOWEN P. Evaluation of the fatigue behavior of ductile irons with various matrix microstructures [J]. *Metall. Mater. Trans. A*, 2002, 33: 3719-3730.
- [14] 黄雨华, 毛志强. 一种车用高强球墨铸铁的疲劳性能 [J]. *汽车工程*, 1993, 15 (5): 316-320.
- [15] COSTA N, MACHADO N, SILVA F S. A new method for prediction of nodular cast iron fatigue limit [J]. *Int. J. Fatigue*, 2010, 32: 988-995.
- [16] SHIRANI M, HARKEGARD G, MORIM N. Fatigue life prediction of components made of spheroidal graphite cast iron [J]. *Procedia Engineering*, 2010, 2: 1125-1130.
- [17] STEFANESCU D M. Solidification and modeling of cast iron—a short history of the defining moments [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2005, 413: 322-333.
- [18] FREDRIKSSON H, STJERNEDALL J, TINOCO J. On the solidification of nodular cast iron and its relation to the expansion and contraction [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2005, 413: 363-372.
- [19] COLLINI L, PIRONDI A, BIANCHI R, et al. Influence of casting defects on fatigue crack initiation and fatigue limit of ductile cast iron [J]. *Engineering Procedia*, 2011, 10: 2898-2903.
- [20] NADOT Y, MENDEZ J, RANGANATHAN N. Influence of casting defects on the fatigue limit of nodular cast iron [J]. *International Journal of Fatigue*, 2004, 26: 311-319.
- [21] PYTTEL B, BRUNNER I, SCHWERDT D, et al. Influence of defects on fatigue strength and failure mechanisms in the VHCF-region for quenched and tempered steel and nodular cast iron [J]. *International Journal of Fatigue*, 2012, 41: 107-118.
- [22] NILSSON K F, VOKAL V. Analysis of ductile cast iron tensile tests to relate ductility variation to casting defects and material microstructure [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2009, 502: 54-63.
- [23] NILSSON K F, BLAGOEVA D, MORETTO P. An experimental and numerical analysis to correlate variation in ductility to defects and microstructure in ductile cast iron components [J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 2006, 73: 1133-1157.
- [24] WANG Zehua, ZHAO Weihua, ZHOU Zehua, et al. Effect of shrinkage porosity on mechanical properties of ferritic ductile iron [J]. *China Foundry*, 2013, 10 (3): 141-147.
- [25] 王从曾. 材料性能学 [M]. 北京: 北京工业大学出版社, 2001: 66-102.
- [26] 赵建生. 断裂力学与断裂物理 [M]. 武汉: 华中科技大学出版社, 2003: 296-297.

Effect of Shrinkage Porosity on Mechanical Properties and Fracture Characteristics of Ferritic Ductile Iron EN-GJS-400-18-LT

WANG Ze-hua, MEI Wan, CAI You-wei, ZHOU Ze-hua, ZHAO Wei-hua, CAI You-wei, ZHANG Xin
(College of Mechanics and Materials, Hohai University, Nanjing 211100, Jiangsu, China)

Abstract:

A number of test pieces with different levels of shrinkage porosity were cut from an EN-GJS-400-18-LT spheroidal graphite casting. The tensile test and the fatigue test were performed to investigate the impact of shrinkage porosity on their mechanical properties and fracture characteristics. The results show that the tensile strength decreased linearly with the increase of the pore area ratio (r_p) of shrinkage porosity, and the relationship could be expressed by a fitting formula, $R_m = 358 - 352r_p$ (MPa). The tensile elongation decreased sharply with the increase of the shrinkage porosity due to the non-uniform plastic deformation. The bigger the pore area ratio (r_p) and the smaller the area of the shrinkage porosity, the lower the tensile elongation will be. The fatigue life also dramatically declined with the increase of the pore area ratio (r_p). Under a cycling tensile stress of 0 and 150 MPa, the fatigue life of the sample could be expressed by a fitting formula, $N = 5.79 \times 10^3 r_p^{-1.4}$. Besides the pore area ratio (r_p), the bigger the size of the pore of the shrinkage porosity, the lower the fatigue life will be. The fracture characteristics had no much difference no matter with shrinkage porosity or not. Not only the shrinkage porosity, but also the irregular graphite particles, all the sharp corner of them may become the initiation sites of the fatigue cracks. The fatigue fracture of spheroidal graphite cast iron is very complex. There are many initiation sites of the fatigue cracks. Cracks propagating from different initiation sites result in the failure of the test pieces.

Key words:

ferritic ductile iron; EN-GJS-400-18-LT; shrinkage porosity; mechanical property; fatigue performance; fracture characteristics