

文章编号: 1001-4888(2018)06-0841-10

0Cr18Ni9 不锈钢材料断裂韧度的 实验研究和数值分析^{*}

王亚军¹, 王儒文¹, 贺启林¹, 周浩洋¹, 王宇宁², 姜昊³, 雷振坤³

(1. 北京宇航系统工程研究所 深低温技术研究北京市重点实验室, 北京 100076; 2. 航天材料及工艺研究所, 北京 100076;
3. 工业装备结构分析国家重点实验室, 大连理工大学工程力学系, 辽宁 116024)

摘要: 从实验研究和数值分析两方面研究了 0Cr18Ni9 不锈钢材料的断裂韧度。首先, 通过单轴拉伸测试得到 0Cr18Ni9 不锈钢材料的应力—应变曲线, 并验证了该应力—应变曲线符合 Ramberg-Osgood 弹塑性本构模型, 利用全局优化算法反演得到其弹塑性本构参数。然后, 结合声发射技术和扫描电镜断口观察, 确定了 0Cr18Ni9 不锈钢紧凑拉伸试样的起裂载荷和 I 型裂纹实际的起裂断裂韧度。进一步, 根据数字图像相关方法得到的全场变形计算了 J 积分, J 积分随时间逐渐增大; 最后, 采用有限元法计算了起裂时沿裂纹前缘各处的 J 积分分布, 发现 J 积分呈现中间较大、表面较小的分布特征, 而且有限元计算的 J 积分平均值与从光学位移场数据计算的 J 积分接近。

关键词: 0Cr18Ni9 不锈钢; 断裂韧度; J 积分; 数字图像相关(DIC); 有限元方法

中图分类号: O348.1; O346.1 **文献标识码:** A **DOI:** 10.7520/1001-4888-17-316

0 引言

0Cr18Ni9 不锈钢因具有良好的力学和机械加工性能, 已被广泛应用于运载火箭结构部件中。箭体结构在火箭飞行过程中要承受温度、内压以及振动载荷作用, 其典型的失效模式之一是疲劳断裂, 尤其是关键部件的破裂将直接影响飞行成败, 因此, 有必要开展 0Cr18Ni9 不锈钢材料的断裂行为研究。0Cr18Ni9 不锈钢作为一种高韧性奥氏体不锈钢材料, 美国电力研究协会对电力系统中常用的 0Cr18Ni9 不锈钢管路结构进行了断裂特性研究, 分别评估了其静载和动载条件下的断裂行为^[1,2]。Baek 等^[3]测试了 0Cr18Ni9 不锈钢常温和低温(−162℃、−100℃)裂纹尖端张开位移, 发现其受相对轧制方向的裂纹取向影响, 且随温度降低而变小。韦尧兵等^[4]利用有限元数值仿真模拟方法对 0Cr18Ni9 不锈钢制成的紧凑拉伸试样进行了二维分析, 对比了有限元计算结果和经验公式, 分析了误差及有限元方法的可行性。秦红等^[5]考虑在热—机械载荷的联合作用下, 对 0Cr18Ni9 不锈钢中心裂纹试样进行了弹塑性断裂力学分析, 分别得到了在单纯热应力作用下及热—机械联合作用下的修正 J 积分。Ma 等^[6]基于界面评估研究了 0Cr18Ni9 不锈钢锭的不同晶体生长和显微偏析力学。Shen 等^[7]采用电子探针观测、扫描电镜观察、衍射分析和微观硬度等方法研究了 0Cr18Ni9 不锈钢在 TC4 和 OFC 材料的扩散连接中的界面微观力学和力学性能。

尽管目前的标准给出了测试断裂韧度的基本方法和流程, 但对于 0Cr18Ni9 这种高韧性的奥氏体

^{*} 收稿日期: 2017-09-27; 修回日期: 2017-11-14

基金项目: 国家自然科学基金(11472070, 11772081)资助

通讯作者: 王亚军(1966—), 男, 博士, 研究员, 主要从事飞行器设计。Email: Diyishejibu01@163.com;

雷振坤(1973—), 男, 博士, 教授, 主要从事实验力学研究。Email: leizk@dlut.edu.cn

不锈钢要准确判定断裂起始载荷仍然存在一定的困难,同时如何精确测量裂纹尖端变形场仍然缺少相应的手段,进而影响到断裂韧性测试结果的准确性和有效性。本文将 Ramberg-Osgood 弹塑性本构模型应用到 0Cr18Ni9 不锈钢材料的应力—应变关系上,结合单轴拉伸测试反演出其弹塑性本构参数。从实际裂纹起裂点出发,通过开展紧凑拉伸 I 型裂纹的断裂测试,结合扫描电镜断面观察和声发射技术来确定起裂载荷,计算 0Cr18Ni9 不锈钢实际的起裂断裂韧性。采用三维数字图像相关方法测量全场变形,利用矩形回路来计算 J 积分,同时建立有限元模型从数值角度计算出厚度方向上的 J 积分分布。最后,探讨了光学测量、有限元数值计算和采用国家标准计算断裂韧度的差异性。

1 实验

1.1 单轴拉伸测试

试验材料为 2mm 厚的 0Cr18Ni9 不锈钢板,其化学成分如表 1(a)。首先,按照 GB/T228.1 金属拉伸试验标准^[8],室温下对三个矩形截面试样进行拉伸测试。采用位移控制模式,位移加载速率为 2mm/min。将测试结果平均后得到材料的拉伸力学性能,如表 1(b)所示,其中 R_m 和 $R_{p0.2}$ 分别为抗拉强度和对应 0.2%应变下的屈服强度, E 为弹性模量; ν 为泊松比; σ_0 , α , n 为 Ramberg-Osgood 方程中描述材料塑性特征的常数,分别代表屈服应力、硬化系数和硬化指数。取弹性模量接近平均值的拉伸试样的试验结果计算得到的名义应力—应变曲线,如图 1 所示。根据公式 $\epsilon_{true} = \ln(1 + \epsilon_{nom})$ 和 $\sigma_{true} = \sigma_{nom}(1 + \epsilon_{nom})$ 将工程应力—应变曲线转化为真实应力—应变曲线,为有限元模型计算提供数据。

表 1(a) 0Cr18Ni9 不锈钢板材化学成分

Tab. 1(a) The chemical composition of 0Cr18Ni9 stainless steel sheet

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
0.061%	0.50%	1.08%	0.024%	0.004%	8.21%	18.27%

表 1(b) 0Cr18Ni9 不锈钢板材力学性能

Tab. 1(b) The mechanics properties of 0Cr18Ni9 stainless steel sheet

R_m /MPa	$R_{p0.2}$ /MPa	E /GPa	ν	σ_0 /MPa	α	n
730	283	203	0.3	183	2.96	4.20

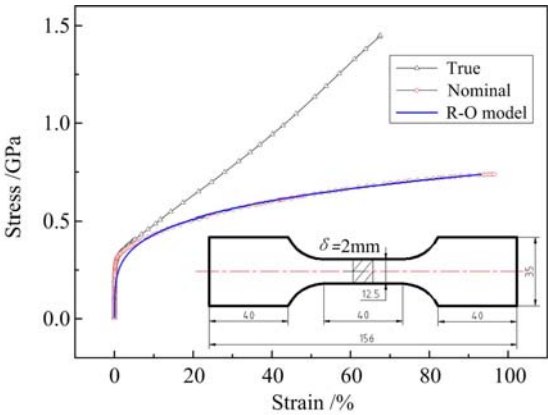


图 1 0Cr18Ni9 不锈钢板材常温单轴拉伸应力—应变关系

Fig. 1 Uniaxial stress-strain curves of 0Cr18Ni9 stainless steel at room temperature

由图 1 中的工程应力—应变曲线可见,很明显存在三个阶段:首先是弹性变形阶段,然后当应变大于约 0.1%时进入屈服阶段和塑性硬化阶段,最后应变接近 96%时试样断裂。本文中采用 Ramberg-Osgood 弹塑性本构模型^[9]来模拟上述应力—应变关系,即

$$\epsilon = \frac{\sigma}{E} + \frac{\sigma}{E} \alpha \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^{n-1} \quad (1)$$

式中, α 和 n 分别表示材料的硬化系数和硬化指数; σ 和 ϵ 分别表示单轴应力和单轴应变; E 和 σ_0 分别表

示材料的弹性模量和屈服应力。式(1)右端第一项表示线弹性行为,第二项表示进入塑性阶段。通过线性阶段来拟合弹性模量 E 和确定屈服应力 σ_0 ,然后采用 1stOpt 软件^[10]的通用全局优化算法来拟合上述本构模型,拟合相关系数达到 99.9%,得到塑性参数 α 和 n ,见表 1(b)所示。

1.2 I 型裂纹测试

本文选用紧凑拉伸试样进行 I 型断裂试验,按照 GB/T 21143—2014 标准^[11]设计试样结构尺寸,见图 2 所示。初始裂纹通过线切割方法垂直于材料的轧制方向预制而成,之后采用高频疲劳试验机(Zwick HFP 5100 型)进行疲劳裂纹扩展预制得到尖锐裂纹。

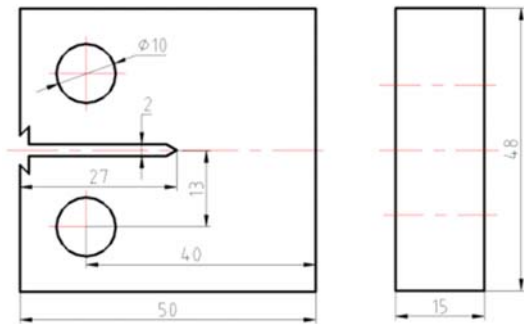


图 2 紧凑拉伸 I 型裂纹试样
Fig. 2 The dimensions of compact tension specimen with I-type crack

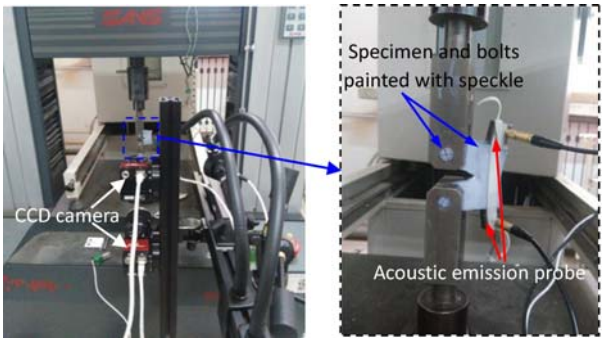


图 3 (a) I 型裂纹测试试验装置(b)局部放大
Fig. 3 (a) Experimental setup for I-type crack test and (b) local magnification

I 型裂纹测试装置如图 3(a)所示,试验前在试样表面和加载销子上制备散斑(图 3(b)),然后对试样进行拉伸加载,位移加载速率为 2mm/min。采集记录轴向拉伸载荷,通过数字标记点方法^[12]计算得到两个销子中心间的位移即施力点位移。如图 4 所示,对第一个紧凑拉伸 I 型裂纹试样(记为试样 1)进行加载,得到典型的载荷位移曲线。此处需说明的是,本文共对如表 2 所示的 6 个试样进行了测试,除试样 1 外,其他试样按照加载力从小到大依次定义为试样 2 到试样 6。

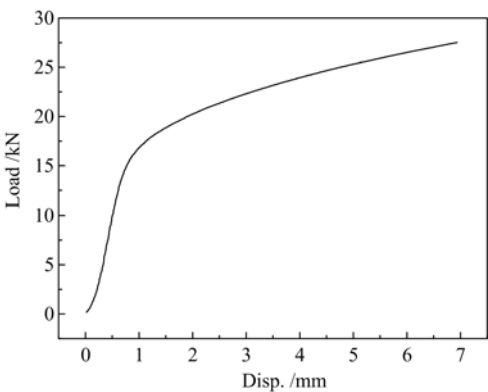


图 4 I 型裂纹紧凑拉伸试样典型的载荷—位移曲线
Fig. 4 Typical load and displacement curve for compact tension specimen with I-type crack

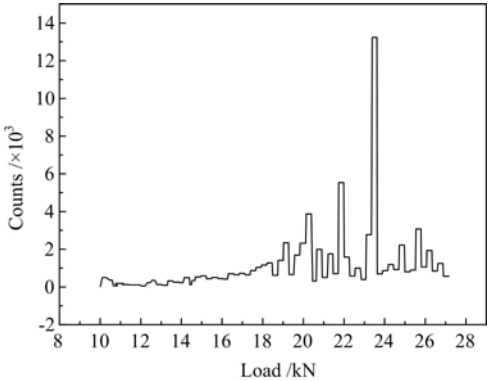


图 5 典型的声发射检测结果
Fig. 5 Typical result for acoustic emission inspection

1.3 声发射测量

裂纹尖端塑性变形会产生应力集中现象,而应力集中的释放是产生声发射信号的主要因素^[13-15]。裂纹扩展就是不断重复裂纹尖端的应力集中释放→裂纹扩展→裂纹尖端应力的再集中再释放→裂纹的再扩展这个过程,直至最终断裂。因此,在试样进行加载的同时,可采用声发射仪器(图 3(b),美国 PAC 公司 DiSP32 通道检测系统)进行断裂过程检测、起裂载荷捕捉。试验采用两个 R15 型传感器,传感器的共振频率为 150kHz,前放增益选为 40dB。

通过捕捉材料塑性变形、断裂产生的声发射信号,可观察试样断裂过程^[15]。试样 1 加载过程中的声发射计数如图 5 所示,当载荷在 15kN 以下时,声发射计数较少,从载荷一位移曲线(图 4)可发现,该试样仍处于弹性阶段;当加载到 15kN 至 22kN 时,裂纹前沿不断发生着微观的裂纹应力集中、局部开裂,该过程对应 5 次声发射计数高峰;当加载到 23kN 时,裂纹尖端塑性变形饱和,积聚大量能量,应力集中开始释放,产生十分强烈的声发射事件。从图 5 可见,在 23kN 处开始出现剧烈的声发射现象,按照声发射信号与材料断裂过程的关系,可初步推测 23kN 附近为裂尖的整体起裂载荷。

1.4 光学测量

数字图像相关技术测量试件表面变形的基本思路是,比较试件表面变形前图像中感兴趣邻域的灰度分布与变形后图像中各点邻域的灰度分布,通过计算相关系数来找到最相似的邻域中心。当相关系数达到极值时,两个灰度分布最相似。将双目视觉引入 DIC 测量,通过预先标定好的两个相机,可以拍摄试件曲表面在同一时刻的散斑图像,再对这组图像进行反相组合相关匹配^[16,17],可以构建出试件曲表面的三维变形。

本试验采用中讯微公司的 PMLAB 3D-DIC 非接触光学测量系统^[18],如图 3(a)所示。将喷涂散斑后的紧凑拉伸试样安装好,调整光源亮度以使视场中试样受光充分且不过曝光,将试验机载荷通道信号接入光学测量系统,试验前使用标准 3mm 点阵校正板对测量系统进行标定。

试验时,光学测试与紧凑断裂拉伸试验同步进行,使用两个 1600 万像素的 CCD 相机采集图像,图像采集帧率为 4fps。图 6(a)为上相机(图 3(b)所示的两个相机,一上一下)拍摄的试样 4 表面散斑图像,在裂尖附近的局部放大散斑图像见图 6(b)所示,图像放大率为 26pixel/mm。

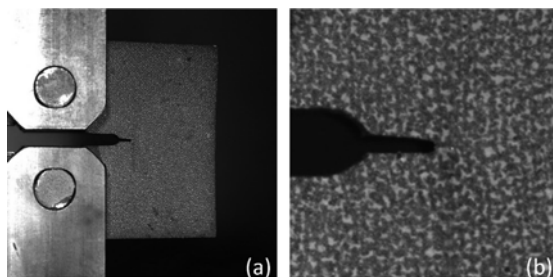


图 6 (a)上相机拍摄的散斑图像和(b)局部放大

Fig. 6 (a) Speckle image grabbed by top camera and (b) local magnification on crack-tip

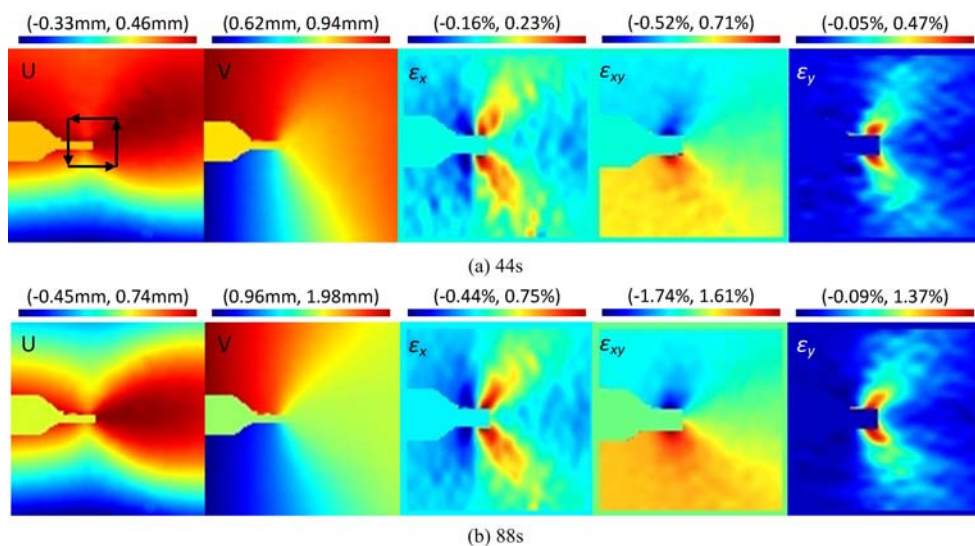


图 7 数字图像相关计算得到的不同时刻裂尖位移场和应变场

Fig. 7 Displacement fields and strain fields on crack-tip obtained by 3D-DIC at different moments

在数字图像相关计算时,采用标准化协方差互相关函数进行匹配,通过整像素位移搜索方法得到准

确的位移初值估计,采用 Newton-Rapshon 迭代方法搜索亚像素位移。图 7 为数字图像相关法计算得到的试样 4 在不同时刻的位移场和应变场分布,可见沿着 I 型裂纹方向的位移场上下对称,在裂尖附近的应变场出现明显应变集中。例如,加载到 88s 时刻,沿着拉伸方向上的应变 ϵ_y 最大接近了 1.37%。上述的位移场和应变场分布将为计算裂尖附近的 J 积分提供数据。

1.5 断面观察

对紧凑拉伸 I 型裂纹试样进行加载后,紧接着对试样进行高温氧化着色,并进行二次疲劳试验。当试样经疲劳断裂后,采用九点法^[11]在光学显微镜(Leica 公司的 DM 6000M 型)下统计每个试样的裂纹扩展量,结果如表 2 所示。其中,B 为试样厚度,W 为试样宽度, a_0 为初始裂纹长度,F 为施加的载荷,a 为载荷所对应的裂纹长度。

表 2 试样的断裂参数
Tab.2 The fracture parameters of specimens

No.	B/mm	W/mm	a_0 /mm	F/kN	a/mm	No.	B/mm	W/mm	a_0 /mm	F/kN	a/mm
1	14.77	39.98	20.915	27.5	21.345	4	14.76	40.10	21.078	23.0	21.191
2	14.76	39.92	20.812	22.0	20.899	5	14.75	40.00	21.290	23.0	21.449
3	14.78	40.02	20.437	22.6	20.531	6	14.75	40.08	21.092	24.1	21.254

试样断口的疲劳裂纹扩展区、钝化区(也称为伸张区)、延性断裂区以及二次疲劳区各呈现出不同的微观形貌特征^[19,20]:疲劳裂纹扩展区和二次疲劳区微观形貌为纵纹,延性断裂区布满韧窝,钝化区为横纹。试样在受载后发生裂纹顶端局部塑性变形、裂纹钝化、局部开裂乃至全部开裂稳定扩展等,可通过场发射扫描电子显微镜(FEI 公司的 Quanta 650 FEG 型)观察断口显微组织的方式进行辨识,图 8 为 6 个试样的断口形貌的显微组织。

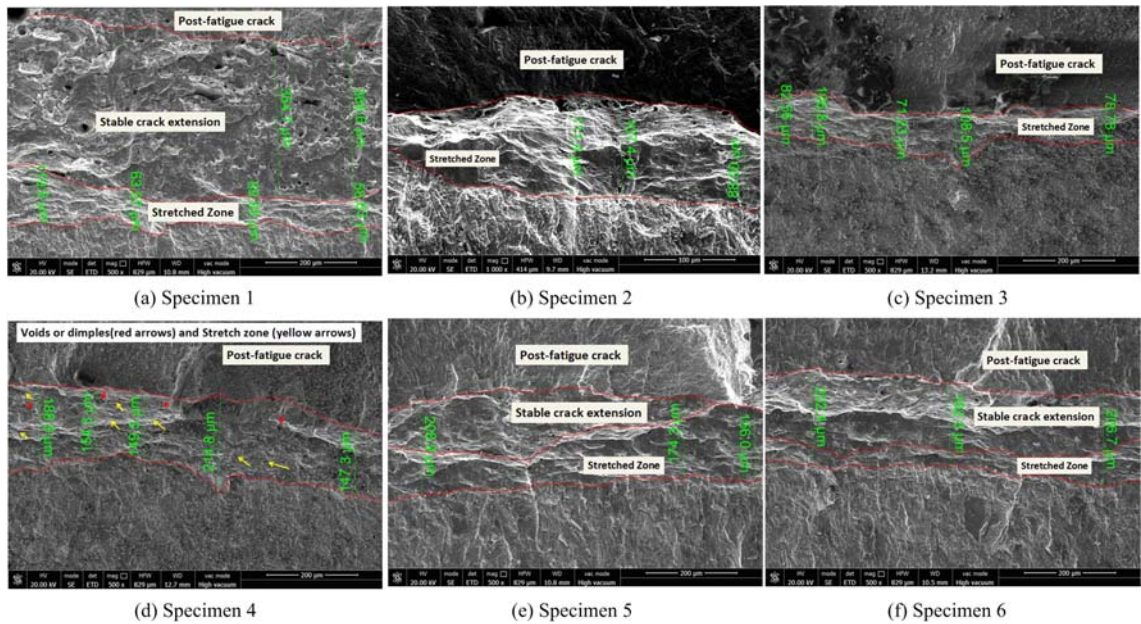


图 8 断面的微观形貌

Fig.8 Microtopography of cracked surface

由图 8 可见,试样 1 在较短的钝化区后出现了大范围的韧窝,即进入了延性断裂,并且延性断裂区比钝化区大得多。试样 2、试样 3 在两次疲劳区中间为钝化区,在载荷 22kN、22.6kN 的作用下,两者未进入开裂,均处于裂纹尖端饱和钝化阶段。

试样 4 在两次疲劳区中间主要为钝化区(箭头),但是观察发现,在钝化区内出现了少量韧窝(箭头),韧窝与钝化区交杂在了一起;当受载为 23kN 时,试样裂纹尖端钝化已经饱和,并且在试样几乎整个截面均出现了少量韧窝,因此可判断该试样处于临界断裂状态,即试样 4 为临界试样。

对于试样 5, 因为初始裂纹长度相对较大, 在加载到 23kN 时, 试样韧窝所占面积基本与钝化区相当, 明显地, 该试样已经加载超过临界点。对于试样 6, 加载载荷为 24.1kN, 此时韧窝所在的延性开裂区扩展更多, 延性开裂特征明显。根据上述比较分析, 可以判断试样 4 在 23kN 载荷下处于临界断裂状态, 对应为起裂载荷。

2 结果与讨论

2.1 断裂韧度

0Cr18Ni9 不锈钢作为一种高韧性金属材料, 在断裂拉伸过程中, 载荷一位移曲线不会出现突然的不连续性。根据 GB/T 21143—2014 对直通型紧凑拉伸试样的定义, J 积分可按照公式(2)计算, 如图 9(a)所示, 在实际起裂时刻(起裂载荷 F_C)计算的 J 积分值就是材料实际起裂的断裂韧度。

$$J = \left[\frac{F}{(B B_N W)^{0.5}} \times g_2 \left(\frac{a_0}{W} \right) \right]^2 \left[\frac{(1-\nu^2)}{E} \right] + \left[\frac{\eta_p U_p}{B_N (W-a)} \right] \left[1 - \left(\frac{0.75 \eta_p - 1}{W-a} \Delta a \right) \right] \quad (2)$$

式中,

$$\eta_p = 2 + 0.522 \left(1 - \frac{a_0}{W} \right) \quad (3)$$

$$g_2 \left(\frac{a}{W} \right) = \frac{\left(2 + \frac{a}{W} \right) \left[0.886 + 4.64 \frac{a}{W} - 13.32 \left(\frac{a}{W} \right)^2 + 14.72 \left(\frac{a}{W} \right)^3 - 5.6 \left(\frac{a}{W} \right)^4 \right]}{\left(1 - \frac{a}{W} \right)^{1.5}} \quad (4)$$

式中, B_N 为净厚度, 此处 $B_N = B$; $g_2 \left(\frac{a_0}{W} \right)$ 为应力强度因子系数; ν 为泊松比; E 为弹性模量; $\Delta a = a - a_0$ 为裂纹扩展长度; U_p 为力和施力点位移曲线下的面积的塑性分量。如图 9(b)所示, 在载荷一位移曲线中截取到最大载荷处, 将载荷一位移曲线进行积分, 在总的面积积分中减去理论的弹性面积 U_e 即可得到塑性分量 U_p 。

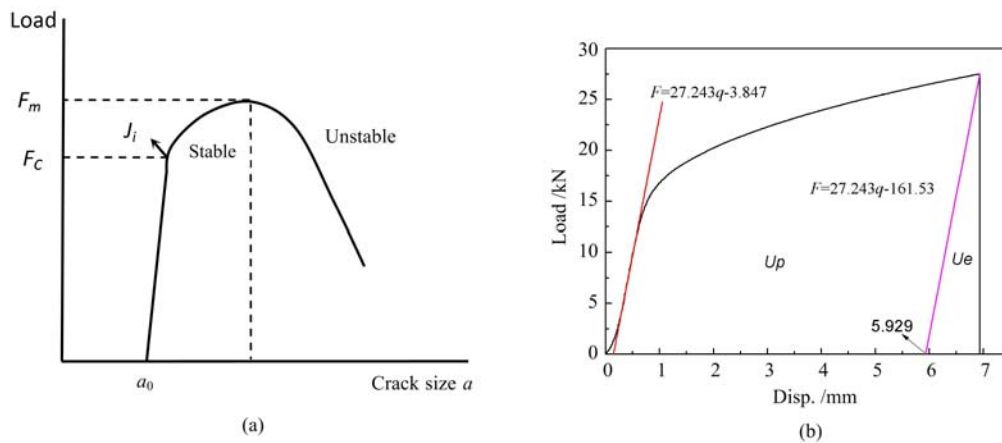


图 9 (a) 裂纹扩展中的 J 积分, (b) 用于 J 积分计算 U_p 的定义

Fig. 9 (a) Schematic of J -integrals in crack propagation (b) definition of area (U_p) for J -integral calculation

在本文中, 试样 1 已经过起裂点、进入延性断裂扩展阶段, 根据该试样计算的 J 积分已经不是临界断裂值, 而其他 5 个试样只加载到起裂点附近。根据各试样的裂纹扩展量 Δa (表 2), 按照公式(2)计算得到各个试样的 J 积分列在表 3 中。由表可见, 按照 GB/T 21143 标准计算的不同试样的 J 积分存在较大差异, 说明 J 积分与裂纹扩展量有关。根据断面观察, 可初步推断试样 4 处于临界断裂状态, 其对应的 J 积分可看作为稳定扩展实际的起裂断裂韧度值 $J_i = 351.4 \text{ kJ/m}^2$, 记为 J_{GB} 。

表 3 试样的 J 积分
Tab. 3 The J -integral of specimens

No.	η_p	$U_p/(\text{N} \cdot \text{m})$	$\Delta a/\text{mm}$	$J/(\text{kJ}/\text{m}^2)$	No.	η_p	$U_p/(\text{N} \cdot \text{m})$	$\Delta a/\text{mm}$	$J/(\text{kJ}/\text{m}^2)$
1	2.2433	49.10	0.430	1123.5	4	2.2461	42.71	0.114	351.4
2	2.2487	27.68	0.087	248.4	5	2.2421	52.47	0.159	534.8
3	2.2542	31.69	0.094	269.6	6	2.2452	44.62	0.162	460.6

2.2 采用全场位移确定 J 积分

Rice 提出的 J 积分定义如下^[21]：

$$J = \int_{\Gamma} \left\{ \omega dy - T \frac{\partial u}{\partial x} ds \right\} \tag{5}$$

式中， ω 为应变能密度；在曲线 Γ 上取一段微弧 ds ， T 代表作用在微弧 ds 上的应力矢量。本文中，选择如图 7(a) 所示位移场中的矩形回路来计算 J 积分，计算 J 积分时所需要的材料参数如表 2 所示。

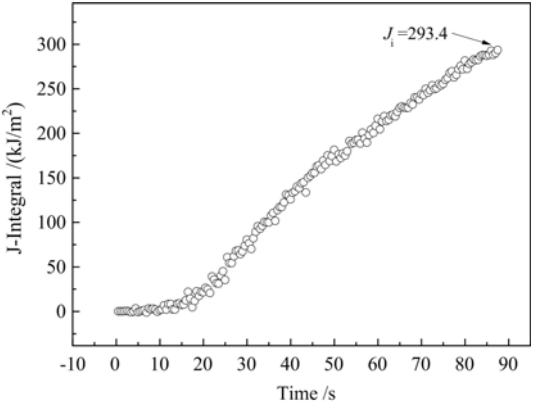


图 10 由位移场矩形回路计算的 J 积分—时间关系

Fig. 10 J -integral and time curve calculated from displacement fields

图 10 为从位移场计算出的 I 型裂纹紧凑拉伸试样 4 的 J 积分随时间的演化数据关系，由图可见 J 积分在初始加载时缓慢增加，约 20s 后开始快速增大，88s 时达到临界载荷 23kN，此时 J 积分约 293.4 kJ/m^2 ，记为 J_{IDIC} ，即为光学方法测量得到的实际起裂断裂韧度，低于标准 GB/T 21143 的计算值。

2.3 用有限元计算 J 积分

为了进一步分析裂纹前缘不同厚度处的断裂行为，使用有限元方法对 I 型裂纹紧凑拉伸试样进行仿真计算。采用 ABAQUS 软件^[22]，考虑试样的对称性，取试样的 1/2 建模，建立如图 11 所示的有限元模型。

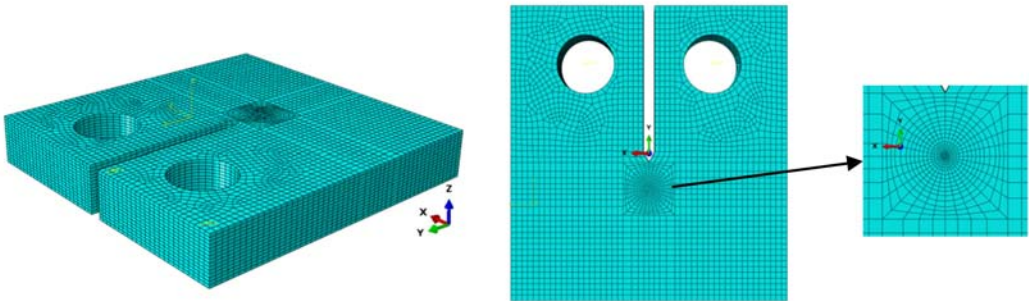


图 11 I 型裂纹紧凑拉伸试样的有限元模型

Fig. 11 Finite element model for compact tension specimen with I-type crack

考虑到试样的 1/2 对称模型，沿对称面施加 XOY 面对称约束。为了限制模型的刚体位移，在沿裂纹方向的对称面上对两条平行线限制沿 Y 方向的平动与 Z 方向转动，X 方向平动通过试样在 XOZ 背

面的一个点来限制。有限元模型采用 20 节点等参实体单元,总共划分了 14.16 万网格单元。材料的本构模型采用如图 1 所示的真实应力—应变关系,同时采用表 2 所示的材料参数。在有限元数值仿真时,对两个加载孔施加集中力载荷,施加载荷为试验确定的起裂载荷 23kN。

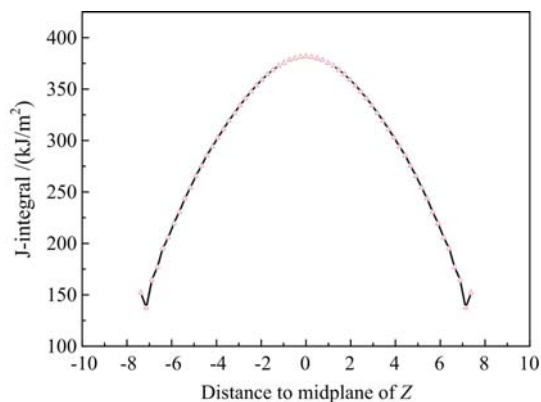


图 12 起裂时沿厚度方向分布的 J 积分

Fig. 12 J -integral along thickness direction at crack initiation

通过有限元计算的裂尖应力场和应变场来计算 J 积分,得到在临界载荷时沿厚度分布的 J 积分,如图 12 所示。由图可见,从试样中心面到表面的 J 积分基本呈现变小趋势,其中最大值为 381.3 kJ/m^2 ,最小值为 137.4 kJ/m^2 ,该范围包含了按照 GB/T 21143 标准计算的 J 积分的起裂断裂韧度值 (351.4 kJ/m^2)。另外,有限元计算的 J 积分平均值为 293.1 kJ/m^2 ,记为 J_{ifem} ,与光测试验结果 J_{iDic} (293.4 kJ/m^2) 接近。

此外,有限元计算的 J 积分沿着裂纹厚度呈现中间较大、表面较小的分布特征,这是由于试样内部裂纹更趋于平面应变状态,裂纹尖端拘束度高,塑性变形小,应力集中程度更高;而试样表面裂纹接近于平面应力状态,裂纹尖端塑性变形充分,应力集中程度相对较低。 J 积分在试样表面的微小上跳,是由于试样的表面效应造成的,在裂纹前沿和自由表面交界的角点,应力场呈现角点奇异性^[23,24]。由于角点奇异性与裂纹奇异性的差异,角点处面外应变分量很小,角点处平面应变状态占主导,这也导致了 J 积分在角点处的微小上跳。

3 结论

(1) 本文通过单轴拉伸测试得到了 0Cr18Ni9 不锈钢材料的应力—应变关系,该关系符合 Ramberg-Osgood 弹塑性本构模型,利用全局优化算法反演得到其弹塑性本构参数:弹性模量和泊松比分别为 203GPa 和 0.3,硬化指数和硬化系数分别为 4.2 和 2.96。

(2) 从实验和数值角度研究了 0Cr18Ni9 不锈钢材料实际的起裂断裂韧度,针对 I 型裂纹紧凑拉伸测试,利用扫描电镜断面观察和声发射技术确定起裂载荷为 23kN,根据不同方法所计算的 J 积分存在差异性。按照 GB/T 21143 标准计算的 J 积分的实际起裂断裂韧度值 J_{GB} 为 351.4 kJ/m^2 ,处于有限元计算的 J 积分范围内。利用数字图像相关方法测量的位移场计算得到的实际起裂韧度值 J_{iDic} (293.4 kJ/m^2) 与有限元计算的 J 积分平均值 J_{ifem} (293.1 kJ/m^2) 接近。

参考文献:

- [1] Kanninen M F, Broek D, Marschall C W, et al. Mechanical fracture predictions for sensitized stainless steel piping with circumferential cracks[R]. EPRI NP-192. Electric Power Research Institute, Palo Alto, CA, 1976.
- [2] Zahoor A, Wilkowski G, Abou-Sayed I, et al. Instability predictions for circumferentially cracked type-304 stainless-steel pipes under dynamic loading[R]. EPRI-NP-2347-Vol. 1, Palo Alto, 1982.
- [3] Baek J H, Kim Y P, Kim W S, et al. Fracture toughness and fatigue crack growth properties of the base metal and weld metal of a type 304 stainless steel pipeline for LNG transmission[J]. International Journal of Pressure Vessels and Piping, 2001, 78(5):351—357.

- [4] 韦尧兵, 刘俭辉, 王风涛. 304 不锈钢紧凑拉伸裂尖应力强度因子有限元分析[J]. 机械与电子, 2011, 7:24—26 (WEI Yaobing, LIU Jianhui, WANG Fengtao. Stress-intensity factor analysis of 304 stainless steel CT of crack tip[J]. Machinery and Electronics, 2011, 7:24—26 (in Chinese))
- [5] 秦红, 梁正权, 谭鹰. 热—机械载荷联合作用下含裂纹结构弹塑性断裂评定[J]. 压力容器, 1994, 11(3):7—17 (QIN Hong, LIANG Zhengquan, TAN Ying. Elastic-plastic fracture assessment of cracked structures under combined thermo-mechanical loading[J]. Pressure Vessels Technology, 1994, 11(3):7—17 (in Chinese))
- [6] Ma X, Kang X, Li D. Different crystal growth and microsegregation mechanisms based on interface evolution in 0Cr18Ni9 stainless steel ingot[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 681:492—498.
- [7] Shen Q, Xiang H, Luo Q, et al. Interfacial microstructure and mechanical properties of diffusion bonded TC4/0Cr18Ni9/Oxygen Free Copper joints[J]. Materials and Design, 2013, 50:230—234.
- [8] GB/T 228.1—2010. 金属材料拉伸试验(第1部分): 室温试验方法[S]. 中国钢铁工业协会, 2010 (GB/T 228.1—2010. Metallic materials-Tensile testing (Part 1): Method of test at room temperature[S]. China Iron and Steel Industry Association, 2010 (in Chinese))
- [9] Ramberg W, Osgood W R. Description of stress-strain curves by three parameters[R]. Technical Note No. 902, National Advisory Committee for Aeronautics, 1941.
- [10] Cheng X Y, Zhang W, Hu S Y, et al. 1stOpt applications: optimization, fitting and modeling[M]. Beijing: China Building Materials Industry Press, 2012.
- [11] GB/T 21143—2014. 金属材料准静态断裂韧度的统一试验方法[S]. 中国钢铁工业协会, 2004 (GB/T 21143—2014. Method of fracture toughness testing for metallic materials[S]. China Iron and Steel Industry Association, 2014 (in Chinese))
- [12] 王怀文, 富东慧, 亢一澜, 等. 数字标记点识别方法及其在材料性能测试中的应用[J]. 实验力学, 2002, 17(4): 433—437 (WANG Huaiwen, FU Donghui, KANG Yilan, et al. Recognition method of digital marker and its application in testing of material properties[J]. Journal of Experimental Mechanics, 2002, 17(4):433—437 (in Chinese))
- [13] 杨明纬. 声发射检测[M]. 北京: 机械工业出版社, 2005 (YANG Mingwei. Acoustic emission testing[M]. Beijing: China Machine Press, 2005 (in Chinese))
- [14] 沈功田. 声发射检测技术及其应用[M]. 北京: 科学出版社, 2015 (SHEN Gongtian. Acoustic emission technology and application[M]. Beijing: Science Press, 2015 (in Chinese))
- [15] 阳能军, 姚春江, 袁晓静, 等. 基于声发射的材料损伤检测技术[M]. 北京航空航天大学出版社, 2016 (YANG Nengjun, YAO Chunjiang, YUAN Xiaojing, et al. Material damage monitoring technology based on acoustic emission technology[M]. Beijing: Beihang University Press, 2016 (in Chinese))
- [16] Gao Z R, Xu X H, Su Y, et al. Experimental analysis of image noise and interpolation bias in digital image correlation[J]. Optics and Lasers in Engineering, 2016, 81:46—53.
- [17] Bai R X, Jiang H, Lei Z K, et al. A novel 2nd-order shape function based digital image correlation method for large deformation measurements[J]. Optics and Lasers in Engineering, 2017, 90:48—58.
- [18] <http://www.pmlab.com.cn/>
- [19] Krishnan S A, Sasikala G, Moitra A, et al. A local damage approach to predict crack initiation in type AISI 316L(N) stainless steel[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2014, 23(5):1740—1749.
- [20] 冯苏宁, 汪承璞, 季思凯. 实验确定 J_{IC} 试验起裂韧度的 SZW 细观测量法[J]. 1995, 31(2):41—42 (FENG Suning, WANG Chengpu, JI Sikai. SZW micro measurement method for determining initiation toughness of J_{IC} test[J]. Physical Testing and Chemical Analysis Para Physical Testing, 1995, 31(2):41—42 (in Chinese))
- [21] Rice J R. A path integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks[J]. Journal of Applied Mechanics, 1968, 35:379—386.
- [22] DCS Simulia. Abaqus User's Manual[Z], Version 6.12-1, 2012.
- [23] Nakamura T, Parks D M. Three-dimensional stress field near the crack front of a thin elastic plate[J]. Journal of Applied Mechanics, 1988, 55:805—813.
- [24] Pook L P. Some implications of corner point singularities[J]. Engineering Fracture Mechanics, 1994, 48(3):367—378.

Experimental study and numerical analysis of fracture toughness of 0Cr18Ni9 stainless steel

WANG Ya-jun¹, WANG Ru-wen¹, HE Qi-lin¹, ZHOU Hao-yang¹,
WANG Yu-ning², JIANG Hao³, LEI Zhen-kun³

(1. Beijing Institute of Astronautical Systems Engineering, Beijing Key Laboratory of Cryogenic Technology Research, Beijing 100076, China; 2. Aerospace Research Institute of Materials & Processing Technology, Beijing 100076, China; 3. State Key Laboratory of Structural Analysis for Industrial Equipment, Department of Engineering Mechanics, Dalian University of Technology, Liaoning 116024, China)

Abstract: The fracture toughness of 0Cr18Ni9 stainless steel has been studied from two aspects: experimental study and numerical analyses. Firstly, the accordance between stress-strain relationship obtained by uniaxial tensile test and Ramberg-Osgood elasto-plastic constitutive model was verified, and elasto-plastic constitutive parameters were obtained by global optimization algorithm. Then, combining with acoustic emission technique and fracture section observation by scanning electron microscope (SEM), the crack initiation load of 0Cr18Ni9 stainless steel compact tensile specimen and the actual fracture toughness caused by type I cracks were determined. Furthermore, based on full-field deformation obtained from digital image correlation (DIC) method, J integral was calculated, which increases gradually with the time. At the same time, the distribution of J integral along crack front edge at the moment of crack initiation was calculated by finite element method. It is found that the distribution of J integral is larger in the middle and smaller on the surface. Moreover, the average value of J integral calculated by finite element method is close to that from optical displacement field data calculation.

Keywords: 0Cr18Ni9 stainless steel; fracture toughness; J -integral; digital image correlation(DIC); finite element method