

DOI: 10. 11973/jxgccl240412

# 基于多温度 SDFP 模型的反应堆压力容器钢 韧脆转变区韧性评价

李国强<sup>1</sup>, 俞海兵<sup>1</sup>, 巫元俊<sup>2</sup>(1. 广西防城港核电有限公司, 防城港 538001; 2. 西南交通大学力学与航空航天学院,  
应用力学与结构安全四川省重点实验室, 成都 610031)

**摘要:**采用最大似然估计法对局部断裂失效概率(SDFP)模型的参数标定进行改进,建立可通过不同温度下的断裂韧性试验数据标定模型参数的多温度SDFP模型,使用由反应堆压力容器(RPV)钢制成的1英寸(25.4 mm)厚紧凑拉伸试样(1T CT试样)和0.5英寸厚紧凑拉伸试样(0.5T CT试样)的低温断裂韧性试验结果求解模型参数,预测了这2种试样的韧脆转变温度,并对二者的断裂韧度下边界曲线进行了分析。结果表明:多温度SDFP模型计算得到的0.5T CT试样和1T CT试样的韧脆转变温度分别在 $-81\text{ }^{\circ}\text{C}$ 和 $-64\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,与试验结果吻合良好,相对误差在6%左右;在温度 $-90\sim 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下所测断裂韧度数据均落在失效概率5%包络线至95%包络线内,该模型在 $-90\text{ }^{\circ}\text{C}$ 至常温范围内对不同尺寸的试样均具有良好的适应性。采用0.5T CT试样对材料韧脆转变区断裂韧性进行分析时,以其多温度SDFP模型5%断裂失效概率曲线作为断裂韧度下边界曲线能够涵盖0.5T CT试样和1T CT试样的所有试验数据,且裕量较小,以1%断裂失效概率曲线为断裂韧度下边界曲线的裕量较大。

**关键词:**RPV钢;韧脆转变区;最大似然估计;SDFP模型;断裂韧性**中图分类号:**TL341**文献标志码:**A**文章编号:**1000-3738(2024)11-0111-08

## 0 引言

反应堆压力容器(reactor pressure vessel, RPV)是核电站重要的一道安全屏障,其材料性能在核电站运行期间会因受到载荷、温度、介质和辐照等多种因素作用而下降,导致安全隐患。因此,对RPV材料性能进行监测至关重要。RPV材料的力学性能监测内容主要包括冲击韧性、韧脆转变温度和承压热冲击温度等,其中随着材料组织和性能的劣化不断升高的韧脆转变温度是国内外学者研究的重点。常规的监测方法是在RPV内放置与RPV所用材料相同的监督试样<sup>[1]</sup>,服役一定时间后取出进行性能测试。但是RPV内部容积有限,可放置的试样数量原本就有限,而在反应堆运行过程中,监督试样被不断取出用于测试,并且由于反应堆监测要求的增多,每次测试所需试样数量也有所增加,因此预置的监督试样逐渐短缺。为了应对监督试样短缺问题,国际原子能机构早在2000年就启动了“应用

辐照监督结果评价RPV完整性”的第五阶段项目,主要目的是建立评估小尺寸辐照监督试样的断裂韧性试验方法并制定以小试样断裂韧性数据为基础的RPV完整性评估导则。历经20多a,有关非标小试样断裂韧性测试<sup>[2-10]</sup>的研究取得了较好的进展。但是,小尺寸试样的构型及几何尺寸与标准试样存在差异,具有明显的尺寸效应<sup>[11-14]</sup>,在同等温度下进行断裂韧性试验时,小尺寸试样更倾向于发生延性破坏,与标准试样所得结果有所差异。此外,在韧脆转变区温度范围内,RPV钢的断裂韧性数据分散性大且有很强的温度相关性,很难用明确数据来描述其断裂韧性,通常采用累积失效概率的统计分析结果来评估其断裂可靠性,或者以材料在某温度下的解理断裂韧度下边界值来描述。温度、几何约束等因素的影响使得RPV材料在韧脆转变区内的断裂失效行为变得极为复杂,这种多因素耦合作用下的断裂失效行为研究是RPV服役安全评估的重要技术保障。

研究人员在对辐照前后、不同温度下RPV钢的断裂韧性开展大量研究后,建立了在韧脆转变区内

**收稿日期:**2024-08-26; **修订日期:**2024-10-08**作者简介:**李国强(1982—),男,河北邯郸人,高级工程师,学士

半经验性的断裂韧度下包络线<sup>[15]</sup>。但是,在应用该曲线对韧脆转变区内RPV钢的断裂可靠性进行评价时,仅以该钢断裂韧度下边界曲线作为依据,给出的评价结果偏于保守,并且该曲线的建立需要大量试验,会消耗过多辐照监督试样。WALLIN<sup>[16-20]</sup>研究发现,RPV钢在韧脆转变区的断裂韧度满足Weibull概率分布,进而提出了可一定程度考虑断裂韧性数据分散性、尺寸效应和温度依赖性的主曲线法。另一方面,BEREMIN等<sup>[21]</sup>从微观力学角度出发提出了Beremin模型,认为在裂纹启裂时裂纹尖端断裂过程区内(通常指微裂纹形核、扩展启裂的区域)微裂纹的分布遵循Weibull分布,并将Weibull应力定义为微裂纹扩展驱动力,基于Weibull应力,给出了表征裂纹体断裂失效概率的方法。FALESKOG等<sup>[22]</sup>进一步提出以指数分布作为微裂纹分布函数代替Beremin模型中的双参数Weibull分布,并在微裂纹的形核与失稳分析中引入了塑性应变的影响。受此启发,MARGOLIN等<sup>[23-25]</sup>在解理断裂失效的分析中考虑了微裂纹形核和微裂纹失稳两个方面的影响,通过微裂纹形核在模型中引入了塑性应变对裂纹体断裂失效概率的影响,建立了Prometey局部断裂模型。RUGGIERI等<sup>[26-27]</sup>总结了几类考虑裂纹形核影响的修正模型,指出这些模型中微裂纹失稳部分的表征与Beremin模型类似,认为在距离裂尖的某个特征位置处,一旦某个参量(可以是等效塑性应变、应变能、最大主应力、等效应力等)达到临界值就会形成微裂纹,假设该参量满足某种概率分布,即可得到裂纹形核概率。在上述局部法模型中,仅主曲线法模型和改进Prometey模型可以描述断裂韧性的温度相关性。主曲线法基于下包络线方法认为Weibull分布尺度参数与温度之间具有类似的指数函数关系,但缺乏坚实的理论基础,是否适用于国产RPV钢仍有待研究;Prometey模型通过屈服应力的温度相关性来关联不同温度下的断裂韧度,表达式复杂,参数众多。此外,众多基于Beremin模型的局部法模型均需要借助相对复杂的有限元分析来确定其细观力学参数。WU等<sup>[28]</sup>基于主曲线法及Beremin的改进模型,提出了局部断裂失效概率(strain-energy-density-based fracture failure, SDFF)模型,规避了复杂的有限元计算,可以更精准地评价国产RPV钢在韧脆转变区内的断裂可靠性。但是,SDFF模型参数需要在2~3种低温条件下各进行6次断裂韧性试验来确定,这不利于模型的实际应

用。为了简化SDFF模型建立过程,减少所需要的试验数据量,作者参考主曲线法的多温度优化方法,采用最大似然估计法对SDFF模型的参数标定进行改进,提出了多温度SDFF模型,并基于多温度SDFF模型对不同构型紧凑拉伸(CT)试样在不同温度下的断裂韧性试验数据<sup>[29]</sup>进行了分析,拟为反应堆安全运行及延寿评估提供新的试验数据分析方法及数据参考。

## 1 多温度SDFF模型的建立

### 1.1 SDFF模型的建立

已有的主曲线法模型认为,RPV钢在韧脆转变区的断裂韧度满足双参数Weibull分布<sup>[16]</sup>,即

$$P_f = 1 - \exp \left[ - \left( \frac{K_{JC}}{K_0} \right)^m \right] \quad (1)$$

式中: $P_f$ 为累积断裂失效概率; $K_{JC}$ 为材料断裂韧度; $K_0$ 为Weibull分布尺度参数; $m$ 为形状参数,取4。

Beremin断裂失效模型<sup>[21]</sup>有两种表达方式,其中一种为

$$P_f = 1 - \exp \left( \frac{\sigma_0^{n-4} K_{JC}^4 B C_m}{V_0 \sigma_u^n} \right) \quad (2)$$

式中: $\sigma_0$ 为材料的参考屈服应力; $B$ 为试样厚度; $V_0$ 为材料特征单元体积; $\sigma_u$ 为与温度无关的材料常数; $n$ 为形状参数; $C_m$ 为常数。

可以看出,式(1)与式(2)的表达形式非常接近,主曲线法与Beremin模型本质上没有区别。因此,可借助式(1)将Beremin断裂失效模型中与裂纹失稳概率相关的Weibull应力用参数 $K$ 或 $J$ 进行替换,从而直接得到 $K$ 或 $J$ 的概率表达式,以避免复杂的Weibull应力有限元计算。

Beremin模型的另一种表达方式为

$$P_f = 1 - \exp \left[ - \left( \frac{\sigma_w}{\sigma_u} \right)^m \right] \quad (3)$$

$$\sigma_w = \left[ \frac{\sum (\sigma_1)^m V}{V_0} \right]^{1/m} = \left[ \frac{\int_{V_0} (\sigma_1)^m dV}{V_0} \right]^{1/m} \quad (4)$$

式中: $\sigma_w$ 为驱动解理断裂的Weibull应力; $\sigma_1$ 为材料特征单元的第一主应力; $V$ 为材料各单元体积。

在式(3)基础上,考虑塑性应变影响建立了多种断裂失效模型<sup>[26-27]</sup>,这些模型均假设解理断裂失效由裂纹形核与裂纹失稳两部分构成,可以表示为

$$P_i = 1 - \exp \left[ -\psi_c \left( \frac{\sigma_w}{\sigma_u} \right)^m \right] \quad (5)$$

式中:  $\psi_c$  为形核参数。

当不考虑裂尖局部的塑性变形影响时,  $\psi_c$  取 1, 此时式(5)退化为原始 Beremin 模型。由于主曲线法与 Beremin 模型本质上没有区别, 可用式(1)替换式(5)中裂纹失稳概率相关的 Weibull 应力部分, 从而得到 SDFF 模型, 其表达式为

$$P_i = 1 - \exp \left[ -\psi_c \left( \frac{K_{JC}}{K_0} \right)^m \right] \quad (6)$$

$\psi_c$  表达式<sup>[28]</sup>为

$$\psi_c = \exp \left[ \gamma \left( \frac{u_c}{u_0} \right)^2 - \gamma \right] \quad (7)$$

$$u_c = (u_0 - \alpha) \left( \frac{T_m - T}{T_m - T_r} \right)^{\frac{1}{\beta}} + \alpha \quad (8)$$

式中:  $\gamma$  为形核系数;  $u_0$  为参考温度下的临界应变能密度;  $u_c$  为临界应变能密度;  $T_m$  为材料熔点;  $T_r$  为应变能密度已知的任意参考温度, 一般选室温;  $T$  为试验温度;  $\alpha, \beta$  均为材料常数。

联立式(6)、式(7)和式(8), 可得到不同断裂失稳概率下断裂韧度与温度的关系, 如下:

$$K_{JC} = K_0 \left[ \frac{\ln \left( \frac{1}{1 - P_i} \right)}{\exp \left[ \gamma \cdot \left( \frac{(u_0 - \alpha) \left( \frac{T_m - T}{T_m - T_r} \right)^{\frac{1}{\beta}} + \alpha}{u_0} \right)^2 - \gamma \right]} \right]^{\frac{1}{m}} \quad (9)$$

## 1.2 SDFF 模型的参数确定方法及多温度 SDFF 模型的建立

SDFF 模型中的  $T_m$  可通过查阅文献获取,  $T_r$  通常为室温,  $\alpha, \beta, \gamma, K_0, u_0$  等参数可以通过以下步骤进行确定:

(1) 进行不同温度下的单轴拉伸试验获得应力-应变曲线, 由应力-应变曲线(拉伸至破断)与  $x$  轴围成的面积即可获得对应温度下的临界应变能密度,  $u_0$  通过室温单轴拉伸试验得到。使用式(9)对临界应变能密度和温度进行拟合, 即可得到参数  $\alpha$  和  $\beta$  值。

(2) 进行室温断裂韧性试验, 将所得断裂韧度  $K_{JC(j)}$  按从小到大进行排序, 用统计公式  $P_i = j/(N+1)$  计算  $K_{JC(j)}$  的  $P_i$  值 ( $N$  为试验数据总量;  $j$  为 1~ $N$  的整

数)。假定室温下形核参数  $\psi_c$  为 1, 将  $K_{JC(j)}$  及其对应的  $P_i$  代入式(6), 即可求解参数  $K_0$ 。

(3) 在不同温度下多次进行低温(低于 0 °C)断裂韧性试验, 将同一试验温度所得断裂韧度按从小到大进行排序, 用统计公式  $P_i = j/(N+1)$  计算各  $K_{JC(j)}$  的  $P_i$  值, 将  $K_{JC(j)}$  及其对应的  $P_i$  值和前文确定的  $K_0$  代入式(6), 即可确定对应试验温度下的  $\psi_c$ 。通过式(8)计算不同温度下的  $u_c$ , 利用式(7)对不同温度下的  $\psi_c$  和  $u_c$  进行拟合, 得到参数  $\gamma$ 。

主曲线法的断裂韧度分布规律是基于标准 1T (即 1 in 厚度, 1 in=25.4 mm) CT 试样建立起来的, 对于非标准试样, 需根据 ASTM E1921:2019, 采用最弱链理论对其断裂韧度进行矫正, 将断裂韧度转换为 1T CT 试样的对应值。断裂韧度矫正表达式为

$$K'_{JC(t)} = 20 + (K_{JC(t)} - 20) \left( \frac{t}{t_{1T}} \right)^{1/4} \quad (10)$$

式中:  $t$  为测试试样的实际厚度;  $t_{1T}$  为 25.4 mm;  $K_{JC(t)}$  为测试试样的断裂韧度;  $K'_{JC(t)}$  为测试试样矫正后的断裂韧度。

对于 SDFF 模型, 需要在同一温度(低温条件)下进行至少 6 次断裂韧性试验, 以获取不同温度下的  $\psi_c$ , 建立不同温度下  $\psi_c$  和  $u_c$  之间的关系, 再求解得到参数  $\gamma$ 。为了简化这一流程, 采用最大似然估计法来改进 SDFF 模型的参数标定: 通过最大似然估计法对断裂韧度  $K_{JC}$  数据进行分析, 建立  $\gamma$  与  $K_{JC}$  之间的关系式。采用该关系式, 可由非单一温度下的 6 次低温断裂韧性试验直接获取  $\gamma$ 。

双参数 Weibull 分布  $F(y)$  的表达式为

$$F(y) = 1 - \exp \left[ - \left( \frac{y}{\eta} \right)^b \right] \quad (11)$$

式中:  $b$  为形状参数;  $\eta$  为尺度参数;  $y$  为随机变量。

对式(6)进行变形后得到

$$P_i = 1 - \exp \left[ - \left( \frac{K_{JC}}{K_0 / \psi_c^{1/m}} \right)^m \right] \quad (12)$$

与式(11)对比可知, 式(12)符合双参数 Weibull 分布的形式, 其对应的分布概率密度函数  $f(y)$  为

$$f(y) = \frac{b}{\eta^b} y^{b-1} e^{-\left(\frac{y}{\eta}\right)^b} = \frac{m}{\left(K_0 / \psi_c^{1/m}\right)^m} \left(K_{JC}\right)^{m-1} e^{-\left(\frac{K_{JC}}{K_0 / \psi_c^{1/m}}\right)^m} \quad (13)$$



根据最大似然估计法,对式(13)进行构造可以得到其对数似然函数为

$$\ln L = \ln \sum_{i=1}^n f(y_i) \quad (14)$$

式中:  $\ln L$  为对数似然函数;  $y_i$  为第  $i$  个随机变量;  $i$  为  $1 \sim n$  的数;  $n$  为试验数据的数量。

根据最大似然估计法,需要将式(14)分别对形状参数和尺度参数求偏导,并令式(14)等于0。对于SDFF模型,其形状参数固定为4,尺度参数为  $K_0/\psi_c^{1/4}$ 。而  $\psi_c$  为参数  $\gamma$  的函数,则可得

$$\begin{cases} \frac{\partial \ln L}{\partial K_0} = -\sum_{i=1}^n \frac{\partial \eta_i}{\partial K_0} \frac{b}{\eta_i} + \sum_{i=1}^n \left( \frac{y_i}{\eta_i} \right)^b \frac{\partial \eta_i}{\partial K_0} \frac{b}{\eta_i} = 0 \\ \frac{\partial \ln L}{\partial \gamma} = -\sum_{i=1}^n \frac{\partial \eta_i}{\partial \gamma} \frac{b}{\eta_i} + \sum_{i=1}^n \left( \frac{y_i}{\eta_i} \right)^b \frac{\partial \eta_i}{\partial \gamma} \frac{b}{\eta_i} = 0 \end{cases} \quad (15)$$

令式(15)中的  $y$  为  $K_{JC}$ ,  $\eta$  为  $K_0/\psi_c^{1/4}$ ,并将式(7)代入求解,可得

$$\begin{cases} \sum_{i=1}^n K_{JC(i)}^4 \cdot \exp \left[ \gamma_{(i)} \cdot \left( \frac{u_{c(i)}(T_{(i)})}{u_0} \right)^2 - \gamma_{(i)} \right] = n K_0^4 \\ \sum_{i=1}^n K_{JC(i)}^4 \cdot \left[ \left( \frac{u_{c(i)}(T_{(i)})}{u_0} \right)^2 - 1 \right] \cdot \exp \left[ \gamma_{(i)} \cdot \left( \frac{u_{c(i)}(T_{(i)})}{u_0} \right)^2 - \gamma_{(i)} \right] = \\ K_0^4 \sum_{i=1}^n \left[ \left( \frac{u_{c(i)}(T_{(i)})}{u_0} \right)^2 - 1 \right] \end{cases} \quad (16)$$

式中:  $K_{JC(i)}$  为第  $i$  个试验下的断裂韧度;  $T_{(i)}$  为第  $i$  个试验温度;  $u_{c(i)}$  为对应  $T_{(i)}$  下的临界应变能密度,可通过式(8)求解获取。

结合式(16),利用非单一温度下测得的断裂韧度对式(9)中参数  $K_0$  和  $\gamma$  进行标定并建立的SDFF模型,称为多温度SDFF模型。该模型在标定参数时仅需进行6次断裂韧性试验,且可以根据断裂试样的断裂形式灵活选取试验温度,相比原始SDFF模型不仅减少了至少1/2的试验数量,还简化了试验温度的选取和数据处理过程。

## 2 多温度SDFF模型效果验证

### 2.1 多温度SDFF模型分析

采用文献[29]中的国产RPV A508-III钢单轴拉伸试验数据,得到临界应变能密度与温度的关系,如图1所示,拟合得到式(8)中参数  $\alpha$  为30.95,  $\beta$  为0.076。

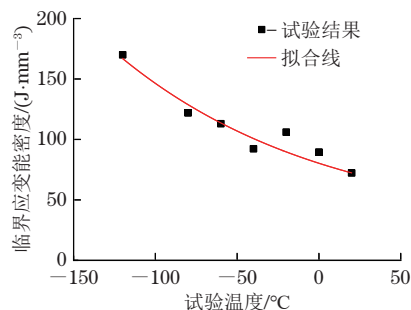


图1 A508-III钢的临界应变能密度随温度的变化曲线  
Fig. 1 Critical strain energy density vs temperature curve of A508-III steel

文献[29]同样提供了国产RPV A508-III钢0.5T CT试样和1T CT试样在不同试验温度下的断裂韧性试验结果(列于表1和表2中)。用式(10)对表1和表2中的断裂韧度进行矫正后,代入式(16),计算得到0.5T CT试样的  $K_0$  和  $\gamma$  分别为  $432.79 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$  和2.50, 1T CT试样的  $K_0$  和  $\gamma$  分别为  $540.83 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$  和4.02。将参数  $K_0$  和  $\gamma$  代入式(9),同时给定温度  $T$  和断裂失效概率  $P_f$ ,即可得到两种试样的多温度SDFF模型图,如图2所示。

表1 0.5T CT试样不同温度断裂韧性试验结果<sup>[29]</sup>

Table 1 Fracture toughness test results of 0.5T CT specimen at different temperatures

试样编号	$T/\text{K}$	$K_{JC}/(\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2})$	$K'_{JC}/(\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2})$	断裂形式
1 <sup>#</sup>	293.15	519.23	439.80	韧性断裂
2 <sup>#</sup>	293.15	490.52	415.66	韧性断裂
3 <sup>#</sup>	273.15	523.89	443.72	韧性断裂
4 <sup>#</sup>	263.15	465.84	394.91	韧性扩展后脆性断裂
5 <sup>#</sup>	243.15	168.15	144.58	塑性变形后脆性断裂
6 <sup>#</sup>	233.15	148.68	128.20	塑性变形后脆性断裂
7 <sup>#</sup>	223.15	198.21	169.85	塑性变形后脆性断裂
8 <sup>#</sup>	203.15	171.61	147.49	塑性变形后脆性断裂
9 <sup>#</sup>	183.15	107.76	93.80	脆性断裂

韧脆转变温度是当累积断裂失效概率为50%时,标准试样断裂韧度为  $100 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$  所对应的温度。通过多温度SDFF模型计算得到0.5T CT试样和1T CT试样的韧脆转变温度分别为  $-81^\circ\text{C}$  和  $-64^\circ\text{C}$ ,与试验测得的韧脆转变温度区下平台拐点对应的温度吻合良好,相对误差在6%左右。采用0.5T CT试样试验结果得到的韧脆转变温度较采用1T CT试样得到的更低,说明试样几何尺寸对RPV钢的韧脆转变行为具有一定影响。韧脆转变温度代表着试样的断裂方式由脆性断裂开始向韧性断裂转

表2 1T CT试样不同温度断裂韧性试验结果<sup>[29]</sup>

Table 2 Fracture toughness test results of 1T CT specimen at different temperatures

试样 编号	T/K	$K_{JC}/$ (MPa·m <sup>1/2</sup> )	$K'_{JC0}/$ (MPa·m <sup>1/2</sup> )	断裂形式
1 <sup>#</sup>	293.15	589.267	589.267	韧性断裂
2 <sup>#</sup>	293.15	591.64	591.64	韧性断裂
3 <sup>#</sup>	283.15	541.44	541.44	韧性扩展后脆性断裂
4 <sup>#</sup>	273.15	402.85	402.85	塑性变形后脆性断裂
5 <sup>#</sup>	233.15	164.45	164.45	塑性变形后脆性断裂
6 <sup>#</sup>	223.15	134.72	134.72	塑性变形后脆性断裂
7 <sup>#</sup>	213.15	95.73	95.73	脆性断裂
8 <sup>#</sup>	213.15	98.50	98.50	脆性断裂
9 <sup>#</sup>	213.15	117.47	117.47	脆性断裂
10 <sup>#</sup>	213.15	126.56	126.56	脆性断裂
11 <sup>#</sup>	213.15	139.41	139.41	脆性断裂
12 <sup>#</sup>	213.15	104.67	104.67	脆性断裂
13 <sup>#</sup>	213.15	128.43	128.43	脆性断裂
14 <sup>#</sup>	213.15	134.40	134.40	脆性断裂
15 <sup>#</sup>	213.15	98.00	98.00	脆性断裂
16 <sup>#</sup>	183.15	47.76	47.76	脆性断裂

变。由表1和表2中的试样断裂形式可知,0.5T CT试样和1T CT试样的韧脆转变温度区间分别为-90~0℃和-60~20℃。由图2可知,所有断裂韧度数据均落在失效概率5%包络线至95%包络线内,可见多温度SDFF模型在-90℃至常温范围内对不同尺寸试样均具有良好的适用性,能够较好地描述国产RPV钢在韧脆转变区内的断裂韧性。

## 2.2 断裂韧度下边界曲线评估

在工程应用中,对韧脆转变区的断裂韧性进行评估时,由于其具有温度相关性和数据分散性,除了利用断裂失效概率进行评估外,还会采用材料在韧脆转变区内的断裂韧度下边界值进行评估。断裂韧度下边界曲线提供了极端条件下材料可能发生脆性断裂风险的量化指标,同样能够为核电站的安全评估和设计优化提供参考。由图3可知:以0.5T CT试样多温度SDFF模型的5%断裂失效概率曲线为断裂韧度下边界曲线能够涵盖1T CT试样和0.5T CT试样的所有断裂韧度试验数据,且裕量较小,而以1%断裂失效概率曲线为断裂韧度下边界曲线具有较大裕量。因此,可以选择0.5T CT试样的5%断裂失效概率曲线作为断裂韧度下边界曲线。

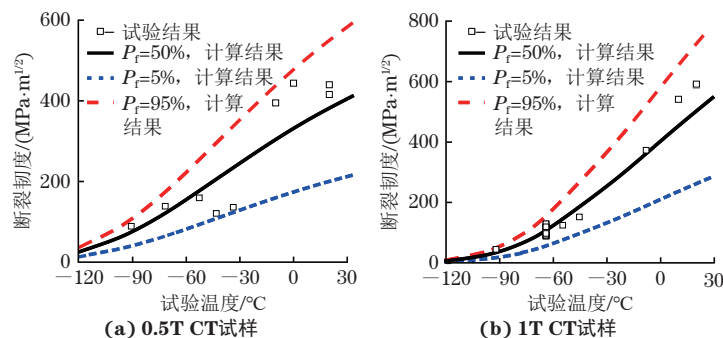


图2 0.5T CT试样和1T CT试样的多温度SDFF模型的5%,50%,95%断裂失效概率曲线以及断裂韧度试验数据  
Fig. 2 5%, 50%, and 95% fracture failure probability curves of multi-temperature SDFF model and fracture toughness test data of 0.5T CT specimen (a) and 1T CT specimen (b)

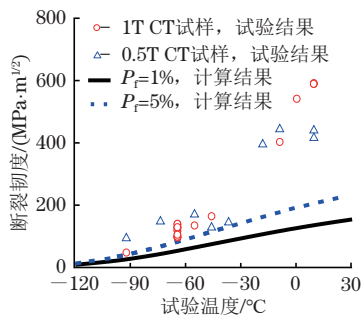


图3 0.5T CT试样5%和1%断裂失效概率曲线以及不同试样断裂韧度试验数据  
Fig. 3 5% and 1% fracture failure probability curves of 0.5T CT specimen and fracture toughness test data of different specimens

## 3 结论

(1) 采用多温度SDFF模型计算得到的国产RPV A508-III钢0.5T CT试样和1T CT试样的韧脆转变温度分别为-81℃和-64℃,与试验结果吻合良好,相对误差在6%左右。在温度-90~20℃下所测断裂韧度数据均落在失效概率5%包络线至95%包络线内,说明该模型在-90℃至室温范围内对不同尺寸的试样均具有良好的适应性。

(2) 采用0.5T CT试样试验结果得到的韧脆转变温度较采用1T CT试样得到的更低,说明试样几

何尺寸会影响RPV钢的韧脆转变行为。采用0.5T CT试样对材料韧脆转变区断裂韧度进行分析时,选择其多温度SDFF模型5%断裂失效概率曲线作为断裂韧度下边界线可以涵盖0.5T CT试样及1T CT试样的所有试验数据,且裕量较小,以1%断裂失效概率曲线为断裂韧度下边界线的裕量较大。

#### 参考文献:

- [1] 王荣山,翁立奎,万强茂,等. 试样重组技术的可行性研究[J]. 机械强度, 2012, 34(2): 312-316.  
WANG R S, WENG L K, WAN Q M, et al. Feasibility study of specimen reconstitution technology[J]. Journal of Mechanical Strength, 2012, 34(2): 312-316.
- [2] 何广伟,包陈,蔡力勋,等. COEC微小试样用于延性断裂行为评定的规则化法研究[J]. 机械工程学报, 2017, 53(20): 61-68.  
HE G W, BAO C, CAI L X, et al. Normalization method for the evaluation of ductile fracture behavior using small COEC specimen[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2017, 53(20): 61-68.
- [3] 包陈,蔡力勋,但晨,等. 考虑裂尖约束效应的小尺寸CIET试样延性断裂行为[J]. 机械工程学报, 2017, 53(2), 34-44.  
BAO C, CAI L X, DAN C, et al. Ductile fracture behavior of small-sized CIET specimen considering crack front constraint effect[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2017, 53(2): 34-44.
- [4] HE G W, BAO C, CAI L X, et al. Estimation of  $J$ - $R$  curves for small-sized COEC specimens and its application considering crack-tip constraints[J]. Acta Mechanica Solida Sinica, 2019, 32(3): 261-276.
- [5] MISAWA T, SUZUKI K, SAITO M, et al. Determination of the minimum quantity of irradiated ferritic steel specimens for small punch DBTT testing[J]. Journal of Nuclear Materials, 1991, 179: 421-424.
- [6] KUMAR P, DUTTA B K, CHATTOPADHYAY J. Fracture toughness prediction of reactor grade materials using pre-notched small punch test specimens[J]. Journal of Nuclear Materials, 2017, 495: 351-362.
- [7] TOBITA T, NISHIYAMA Y, ONIZAWA K. Mechanical properties database of reactor pressure vessel steels related to fracture toughness evaluation[R]. [S.l.]: Atomic Energy Agency, 2018.
- [8] YAMAMOTO M, KIMURA A, ONIZAWA K, et al. A round robin program of master curve evaluation using miniature C(T) specimens: First round robin test on uniform specimens of reactor pressure vessel material [C]//ASME 2012 Pressure Vessels and Piping Conference. Toronto: American Society of Mechanical Engineers, 2013: 73-79.
- [9] YAMAMOTO M, ONIZAWA K, YOSHIMOTO K, et al. A round robin program of master curve evaluation using miniature C(T) specimens—2nd report: Fracture toughness comparison in specified loading rate condition[C]//ASME 2013 Pressure Vessels and Piping Conference. Paris: American Society of Mechanical Engineers, 2014.
- [10] YAMAMOTO M, KIMURA A, ONIZAWA K, et al. A round robin program of master curve evaluation using miniature C(T) specimens—3rd report: Comparison of T0 under various selections of temperature conditions[C]//ASME 2014 Pressure Vessels and Piping Conference. Anaheim: American Society of Mechanical Engineers, 2014.
- [11] DENG C Y, SONG M M, GONG B M, et al. Effect of specimen thickness on the shift of the ductile-to-brittle transition curve[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2018, 39(5): 14-19.
- [12] HUTCHINSON J W. Singular behaviour at the end of a tensile crack in a hardening material[J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 1968, 16(1): 13-31.
- [13] RICE J R, ROSENGREN G F. Plane strain deformation near a crack tip in a power-law hardening material[J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 1968, 16(1): 1-12.
- [14] ZHU X K, JANG S K.  $J$ - $R$  curves corrected by load-independent constraint parameter in ductile crack growth [J]. Engineering Fracture Mechanics, 2001, 68(3): 285-301.
- [15] SUN X, YAO J, CHAI G Z, et al. Thickness effects of base wall and inlet pipe on the structural integrity of reactor pressure vessels considering ductile-to-brittle transition[J]. Engineering Failure Analysis, 2019, 105: 1032-1044.
- [16] WALLIN K. The scatter in KIC-results[J]. Engineering Fracture Mechanics, 1984, 19: 1085-1093.
- [17] WALLIN K. Master curve analysis of ductile to brittle transition region fracture toughness round robin data[M]. [S.l.]: VTT Publications, 1998: 367.
- [18] WALLIN K. Irradiation damage effects on the fracture toughness transition curve shape for reactor pressure vessel steels[J]. International Journal of Pressure Vessels and Piping, 1993, 55(1): 61-79.
- [19] WALLIN K. The size effect in KIC results[J]. Engineering Fracture Mechanics, 1985, 22(1): 149-163.

- [20] WALLIN K. Use of the master curve methodology for real three dimensional cracks[J]. Nuclear Engineering and Design, 2007, 237(12/13): 1388-1394.
- [21] BEREMIN F M, PINEAU A, MUDRY F, et al. A local criterion for cleavage fracture of a nuclear pressure vessel steel[J]. Metallurgical Transactions A, 1983, 14(11): 2277-2287.
- [22] FALESKOG J, KROON M, ÖBERG H. A probabilistic model for cleavage fracture with a length scale: Parameter estimation and predictions of stationary crack experiments[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2004, 71(1): 57-79.
- [23] MARGOLIN B Z, SHVETSOVA V A, GULENKO A G, et al. Prometey local approach to brittle fracture: Development and application[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2008, 75(11): 3483-3498.
- [24] MARGOLIN B Z, FOMENKO V N, GULENKO A G, et al. Further improvement of the prometey model and unified curve method—part 1: Improvement of the prometey model[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2017, 182: 467-486.
- [25] MARGOLIN B Z, GULENKO A G, FOMENKO V N, et al. Further improvement of the prometey model and unified curve method—part 2: Improvement of the unified curve method[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2018, 191: 383-402.
- [26] RUGGIERI C, DODDS R H. An engineering methodology for constraint corrections of elastic-plastic fracture toughness—part I: A review on probabilistic models and exploration of plastic strain effects[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2015, 134: 368-390.
- [27] RUGGIERI C, SAVIOLI R G, DODDS R H. An engineering methodology for constraint corrections of elastic-plastic fracture toughness—part II: Effects of specimen geometry and plastic strain on cleavage fracture predictions[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2015, 146: 185-209.
- [28] WU Y J, BAO C, CAI L X, et al. Estimation of fracture toughness for A508-III steel in ductile-to-brittle transition region using a strain-energy-density-based fracture failure model[J]. Acta Mechanica Solida Sinica, 2022, 35(5): 834-841.
- [29] 巫元俊, 徐习凯, 包陈, 等. 考虑几何尺寸影响的RPV钢韧脆转变实验研究[J]. 力学学报, 2023, 55(10): 2363-2372.
- WU Y J, XU X K, BAO C, et al. Experimental study on ductile-to-brittle transition of RPV steel considering geometric size[J]. Chinese Journal of Theoretical and Applied Mechanics, 2023, 55(10): 2363-2372.

## Toughness Evaluation in Ductile-to-Brittle Region of Reactor Pressure Vessel Steel Based on Multi-temperature SDFF Model

LI Guoqiang<sup>1</sup>, YU Haibing<sup>1</sup>, WU Yuanjun<sup>2</sup>

(1. Guangxi Fangchenggang Nuclear Power Co., Ltd., Fangchenggang 538001, China; 2. Applied Mechanics and Structure Safety Key Laboratory of Sichuan Province, School of Mechanics and Aerospace Engineering, Southwest Jiaotong University, Chengdu 610031, China)

**Abstract:** The parameter calibration for a strain-energy-density-based fracture failure (SDFF) model was improved by a maximum likelihood estimation method, and the multi-temperature SDFF model whose parameters could be calibrated by the fracture toughness test data at different temperatures was established. The model parameters were calculated with low-temperature fracture toughness test results of a one-inch thick compact tension (1T CT) specimen and a 0.5-inch thick compact tension (0.5T CT) specimen sampled from reactor pressure vessel (RPV) steel. The ductile-brittle transition temperatures of the two specimens were predicted, and the lower boundary lines of fracture toughness were analyzed. The results show that the ductile-to-brittle transition temperatures of the 0.5T CT specimen and 1T CT specimen calculated by the multi-temperature SDFF model were  $-81\text{ }^{\circ}\text{C}$  and  $-64\text{ }^{\circ}\text{C}$ , respectively, and the calculated results were in good agreement with the test results with a relative error about 6%. The fracture toughness data measured at  $-90\text{ }^{\circ}\text{C}$  to  $20\text{ }^{\circ}\text{C}$  were all within the 5% to 95% failure probability envelope, and the model had good adaptability to specimens of different size from  $-90\text{ }^{\circ}\text{C}$  to normal temperature. When the 0.5T CT specimen was used to analyze the fracture toughness of the material in the ductile-brittle transition zone, with whose 5% fracture failure probability curve as the lower boundary line of fracture toughness could cover all the test data of 0.5T CT specimen and 1T CT specimen, and the margin was small; the margin with the 1% fracture failure probability curve as the lower boundary line of fracture toughness was larger.

**Key words:** RPV steel; ductile-to-brittle transition region; maximum likelihood estimation; SDFF model; fracture toughness