耦合热-化学-力学相场建模：环焊缝中的氢致开裂

Lucas Castr o[a]，Yousef Navidtehrani[a]，Covadonga Betegón[a]，Emilio Martínez-Pañeda[b,] *

[a]奥维耶多大学建筑与制造工程系，西班牙希洪 *33203*[b]牛津大学工程科学系，英国牛津 *OX1 3PJ*

arXiv:2601.00471v1 [cs.CE] 1 Jan 2026

摘要

本文提出了一种新的计算框架，用于预测输氢管道中焊缝的结构完整性。该框架结合了：（i）热-力学焊接过程模型；（ii）耦合变形-扩散-断裂相场模型，该模型考虑塑性和氢陷阱，并纳入多种陷阱类型以及固定和演化的陷阱密度。因此，该框架首次能够捕捉残余应力、陷阱生成、氢气输送与断裂之间的相互作用。本文将这一计算框架具体化，并用于研究X80管线钢焊缝的完整性。研究重点是环焊缝，因为其多道焊特性使其更为复杂。焊接过程模型能够确定三个焊缝区域——母材、热影响区和焊缝金属——的尺寸与特征，并对其分别进行处理。随后开展虚拟断裂实验，结果显示其与实验室研究高度吻合。接着评估管道焊缝的完整性，并针对多种情形估算临界失效压力。特别值得关注的是，评估现有天然气管道中焊接缺陷对结构完整性的影响，这些管道正被考虑用于输氢。相关缺陷包括：气孔、未焊透、缺陷、未熔合、根部收缩和咬边。在含氢环境下获得的结果表明，焊缝微观组织起着重要作用；同时，现有天然气管道中可能存在的焊缝缺陷会产生有害影响，因为根据天然气管道标准，这些缺陷被认为是安全的。

关键词：
氢脆 性；相场断裂；有限元建模；氢能；焊缝

*通讯作者。电子邮箱： emilio.martinez-paneda@eng.ox.ac.uk(Emilio Martínez-Pañeda)

1. 引言

近年来，全球对可持续能源和可再生能源的推动力度不断加大，氢已成为清洁能源储存和输送的有力候选方案[1]。因此，各方投入力量建设氢能储存和输送基础设施 [2]。然而，氢脆现象阻碍了这些努力：氢的存在会显著降低金属材料的延性、断裂韧度和疲劳裂纹扩展抗力 [3–5]。例如，仅 6 ppm（重量比）的氢就能使压力容器钢的断裂韧度降低一个数量级，从无氢时的 200 兆帕$\sqrt{\text{m}}$ 以上降至约 20 兆帕$\sqrt{\text{m}}$ [6, 7]。

—

—

一个受到特别关注的方面是焊缝的结构完整性，因为焊缝是氢储存与输送基础设施中最易发生失效的位置。在焊接过程中，材料会因热循环发生微观组织转变，从而在焊接接头内形成三个不同区域：焊缝金属（WM）、热影响区（HAZ）和母材（BM）。这些区域具有不同的力学性能和断裂行为，并且对氢脆的敏感性也各不相同 [8, 9]。热影响区尤其值得关注，因为其中通常含有脆硬区域，因此是焊缝中最易发生失效的部分，决定了构件寿命和性能的上限 [10]。因此，人们开展了实验研究，以表征热影响区的行为及其对氢脆的敏感性 [11, 12]。然而，残余应力的存在 [13, 14], 、热影响区的倾斜取向 [15, 16], 以及为确保断裂试验有效性而需要足够大的试样[17], ，使得焊缝区域特性和焊缝完整性的表征成为一项复杂挑战。此外，目前的规划包括将现有天然气管道改造为输氢管道，这将带来大量场景：除氢纯度和压力的设计选择外，还包括各种预存缺陷以及焊缝材料和母材的多种组合。计算建模技术可用于克服实验限制，并评估氢环境下焊缝在广泛条件下的结构完整性。

人们已采用多种数值方案，对暴露于氢环境中的材料所发生的变形-扩散-断裂耦合行为进行模拟。相关方法包括连续体损伤力学 [18, 19], 、内聚区建模 [20–22], 和相场断裂 [23–25] 。氢脆相场模型受到特别关注，这既是因为相场断裂与成熟的断裂力学理论之间存在联系 [26, 27], ，也是因为这种建模策略具有数值稳健性 [28, 29], ，能够在二维和三维中捕捉复杂的裂纹扩展轨迹及相关现象（裂纹分叉、聚合） [30–32]。近期，氢脆相场模型已被用于评估氢气输送管道的结构完整性。Zhao 和 Cheng [33] 采用基于相场的模型，确定了会导致氢致失效的凹坑深度和内压阈值。最近（2025年），Mandal *et al.* [34]和 Wijnen 等人 [35, 36], 将相场建模与热-冶金焊接模拟相结合，以预测管道焊缝发生失效时的临界氢压力。然而，他们未明确考虑捕获效应，且研究仅限于纵向焊缝。本文提出并应用了一种新的计算框架，其中包含热-力焊接模拟、弹塑性变形、多陷阱氢扩散和氢敏感相场断裂，用于预测氢气输送管道中焊缝的结构完整性。不同于现有文献，本文为焊缝的各个区域赋予不同的材料属性，考虑了广泛的缺陷类型（不仅限于类裂纹缺陷），并首次考察了环焊缝的结构完整性。环焊缝尤其值得关注，因为其在现场施工且需要多道次焊接，从而导致更为复杂的条件和微观结构非均匀性。

本文其余部分安排如下。第2节介绍焊接过程的数值模拟，包括数值框架、材料的温度依赖性、环焊缝工艺模拟、热-机械分析以及由此得到的残余应力分布。接下来，第3节介绍与环焊缝完整性耦合预测（变形-扩散-断裂）相关的分析，包括基础理论、弹塑性相场断裂与多陷阱氢扩散的结合、数值实现以及所得结果，展示该模型再现断裂实验并预测含缺陷管道失效的能力。本文尤其关注存在焊缝缺陷的管道行为；这些缺陷在

标准中允许存在（孔隙率、未焊透、缺陷、未熔合、根部收缩、咬边），因此预计现有天然气管网中也会存在这些缺陷。最后，第4节给出总结性意见。

2. 焊接过程建模

我们首先介绍焊接过程的建模，并将分析具体应用于采用焊条电弧焊（SMAW）制造的X80钢管道环焊缝。数值模型见第2.1节，所得结果则在第2.2节讨论。

2.1. 数值框架

焊接过程被建模为一个热-力耦合问题。由于力学场不会影响热问题，这一单向耦合问题采用顺序求解：首先根据热传递平衡方程计算温度场，然后将其作为输入传递给力学模型。由此可模拟钢管道多道焊所引起的热循环、热应变和残余应力。

2.1.1. 控制方程

温度 T 在空间和时间上的演化由区域 Ω 上的热方程控制，

$$\rho(T)\, c(T)\, \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla \cdot (k(T) \nabla T) \quad \text{in } \Omega, \tag{1}$$

其中， ρ 为质量密度， c 为比热容， k 为热导率，以上参数均与温度相关。对流和辐射造成的热损失通过 ∂Ω上的以下诺伊曼边界条件加以考虑：

$$-k(T) \nabla T \cdot \mathbf{n} = q_c + q_r \quad \text{on } \partial\Omega, \tag{2}$$

其中， $\mathbf{n}$ 为边界 ∂Ω的单位外法向量。对流换热采用牛顿定律建模，

$$q_c = h_c \left(T - T_0\right) , \tag{3}$$

其中， h_c 为传热系数（钢的取值为 25 W/m^{2}K）， $T_0 = 21$℃ 为环境温度。辐射热损失的计算公式为：

$$q_r = \varepsilon_0 \sigma_0 \left[(T - T_{\text{abs}})^4 - (T_0 - T_{\text{abs}})^4 \right] , \tag{4}$$

其中， $\varepsilon_0 = 0.8$ 为发射率， $\sigma_0 = 5.67 \times 10^{-8}\,\mathrm{W/m^2K^4}$ 为斯特藩–玻尔兹曼常数，$T_{\mathrm{abs}} = -273°\mathrm{C}$ 为绝对零度。

假设材料在小应变条件下，对其力学响应进行评估。在此背景下，总应变张量 $\boldsymbol{\varepsilon}$ 定义为位移向量 $\mathbf{u}$ 的函数：

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \frac{1}{2}\left(\nabla\mathbf{u} + \nabla\mathbf{u}^T\right), \tag{5}$$

并可加性地分解为弹性、塑性和热贡献，即：

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \boldsymbol{\varepsilon}^e + \boldsymbol{\varepsilon}^p + \boldsymbol{\varepsilon}^{\mathrm{th}}. \tag{6}$$

热应变分量由温度场 T驱动，该温度场通过前述热分析计算得到，其计算公式为：

$$\boldsymbol{\varepsilon}^{\mathrm{th}} = \alpha(T)\,(T - T_0)\,\mathbf{I}, \tag{7}$$

其中， $\alpha(T)$为温度相关热膨胀系数，$\mathbf{I}$ 为单位张量。塑性行为采用传统的 von Mises J_2 流动理论进行估算，屈服应力的演化由以下温度相关各向同性硬化定律描述：

$$\sigma_y(T, \varepsilon_p) = \sigma_{y0}(T)\left(1 + \frac{E(T)\varepsilon_p}{\sigma_{y0}(T)}\right)^N. \tag{8}$$

其中， ε_p为等效塑性应变， $\sigma_{y0}(T)$为温度 T下的初始屈服强度， $E(T)$为杨氏模量， N 为应变硬化指数。最后，采用温度相关四阶弹性张量 $\mathbb{E}(T)$定义应力–应变关系：

$$\boldsymbol{\sigma} = \mathbb{E}(T) : (\boldsymbol{\varepsilon} - \boldsymbol{\varepsilon}^p - \boldsymbol{\varepsilon}^{\mathrm{th}})\,. \tag{9}$$

2.1.2. 材料属性随温度的变化

下面我们定义相关热学和材料属性如何随温度变化。为此，我们将第2.1.1节所述的一般框架具体应用于X80管线钢的分析。这种材料广泛用于正在考虑输送氢的天然气管网。X80钢的热学和力学性能取自文献中的实验数据 [37, 38]。相关热学性质（热膨胀系数 α、热容 c、热导率k）随温度的变化如图1a所示，温度范围从室温到 $1500°$ C，即模拟中假定的材料熔点

。图1a所示热学性质随温度的变化符合管线钢的典型行为。相关力学性质（杨氏模量 E、初始屈服应力 σ_{y0}）和物理性质（密度， ρ）随温度的变化如图1b所示。同样，图中所示变化符合管线钢的预期规律：密度对温度的敏感性较低，而杨氏模量和屈服强度则受温度影响较为显著。焊缝（填充）材料也假定具有相同的温度敏感性，唯一不同的是其室温下的杨氏模量（180300 兆帕）和初始屈服强度（688 兆帕），以确保与实验测量结果 [39]一致。假定泊松比不随温度变化，母材和焊缝材料的泊松比均设为0.3。同样，假定应变硬化系数 N 不随温度变化；根据参考文献 [39]报告的单轴应力–应变数据，母材的取值为0.1，焊缝金属的取值为0.07。

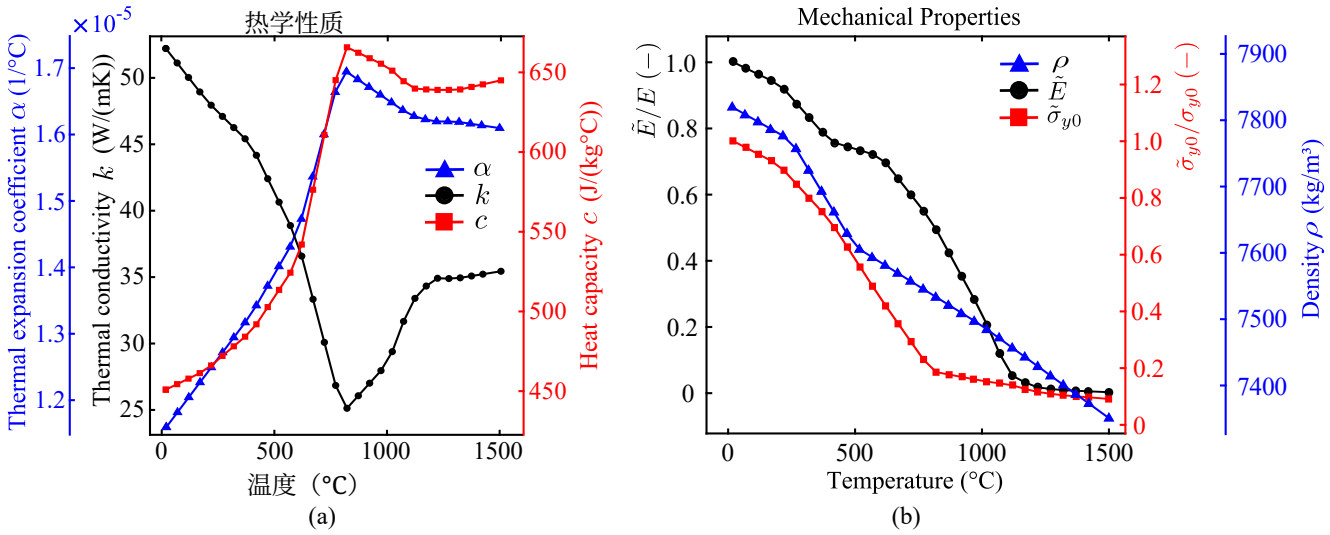


图 1：相关材料性能对温度的依赖关系。(a) 热学性质：热膨胀系数（α）、热导率（k）和比热（c）。(b) 力学性能：杨氏模量（E）、初始屈服强度（σ_{y0}）和密度 ρ；用波浪号表示与温度相关的参数。

2.1.3. 焊接模型

焊接过程模型针对多道环焊缝分析进行了具体化。如图2所示，我们对管道上的四焊道焊缝进行建模，管道内半径为 $r_i = 228$ mm，壁厚为 $t_{pipe} = 12$ mm。这些尺寸符合 API 管道设计规范 [40]。焊接角度 φ 取为 60°，这是此类焊缝的常见取值 [41]。利用

环焊缝固有的轴对称性，采用二维轴对称模型。建模域宽度取为 $L_0 = 120$ mm，该值足够大，可避免边缘效应。焊接模拟过程中考虑两种材料：母材和焊缝金属，其热力学性能见第2.1.2节。焊接过程模拟将确定第三个区域——热影响区（HAZ），以用于第3节所述的结构完整性分析，届时将讨论其性能和行为。在此方面，焊接过程热力学结果将决定热影响区（L_{HAZ}）的宽度这一特征尺寸，具体讨论如下（第2.2节）。

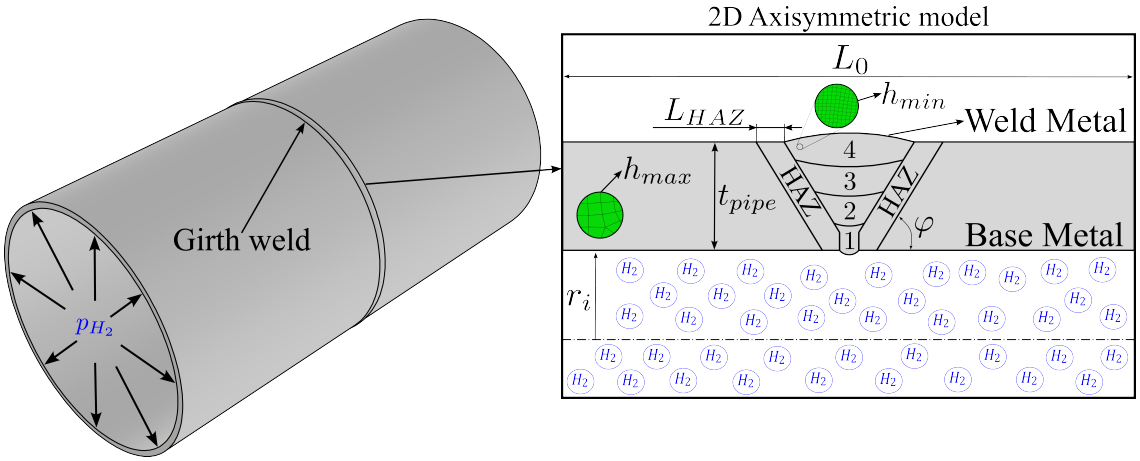


图2：所研究边值问题的示意图：管道中有一道四道次环焊缝，焊接角度为φ，热影响区宽度为 L_{HAZ}。管道内半径为 r_i，壁厚为 t_{pipe}。管道由X80管线钢制成，假设输送压力为 p_{H_2}的氢。采用二维轴对称模型，并逐渐细化网格：在计算域边缘处，最大单元尺寸为 h_{max}；在焊缝区域，最小单元尺寸为h_{min}。管道的纵轴对应于模型中的对称轴，以虚线表示。

该区域采用二次有限元进行离散，网格从区域边缘逐渐向中心（焊缝金属区域）加密。经过网格敏感性研究，模型边缘（母材）处的单元尺寸最大，特征单元尺寸设为 $h_{max} = 1.5$ mm；焊接区域的单元尺寸最小，特征尺寸为 $h_{min} = 0.02$ mm。模型共采用 186,110 个单元。该模型在商业有限元软件包 `Abaqus` 中实现。使用 A `UMAT` 子程序定义第2.1.1节中所述的热弹塑性行为。为便于模拟焊接过程，使用附加组件 `AWI` （Abaqus焊接接口）。在标准工作站（Intel(R) Xeon(R) Gold 6242R CPU @）上，典型计算时间为 30 至 40 分钟。

3.10 GHz）。电极焊接过程被模拟为一系列步骤，通常表示为：

- 施加焊枪步骤。在此阶段，焊接腔边缘的温度在八秒内逐渐升高至指定熔点1500◦C。

- 保持焊枪步骤。此步骤决定热输入，并控制模型中温度场随时间的演变。腔体边缘的温度维持在1500◦C，以使热量渗透到材料中。本研究选取4 s的保持时间，并通过比较模拟热循环与从X80环焊缝单道焊获得的实验测量结果，对第一道焊中的该时间进行校准 [42]。

- 暂停焊枪步骤。此时，模型中将最初处于1500◦C的焊道内单元激活，使热量能够在整个区域内扩散。这是一个极快的瞬时步骤，仅作为过渡阶段；此处采用的步骤持续时间为 1.0×10^{-7}s。

- 冷却步骤。此步骤模拟道间冷却阶段，在此期间，每道焊产生的热量通过构件逐渐消散，直至达到125 ◦C的目标道间温度，这与参考文献 [43]中采用的数值一致。每次冷却的持续时间由 UAMP 子程序控制；当焊道处的温度达到指定目标时，该子程序便终止此步骤。除最后一道焊外，其余各道焊均冷却至125 ◦C。最后一道焊则继续冷却至环境温度（21◦C），从而完成热循环。

该方案能够捕捉焊缝横截面内热场和力场的演变，从而简化三维问题 [44, 45]。热模型和力学模型的边界条件定义如下。在热模型中，根据式（3）和式（4），在模型所有相关外部表面上施加对流和辐射热通量， q_c 和 q_r；这些表面包括管道的外表面和内表面，以及暴露于空气中的已沉积焊道表面。在施加焊枪 和保持焊枪 步骤中，通过对与各焊道相对应的空腔指定温度来施加狄利克雷热边界条件；控制保持焊枪 和冷却 步骤持续时间的传感器节点由 AWI 插件自动生成。在力学模型中，限制侧边缘的纵向位移（u_l），以

再现焊接过程中施加的夹持条件，从而防止母材发生纵向膨胀。此外，沿旋转轴施加条件 $u_r = 0$ ，以满足刚体条件。在所有模拟步骤中均施加这些边界条件，并从热分析开始计算温度随时间的分布。随后，通过在 Abaqus中定义 `PredefinedTemperature Field`，将得到的温度场导入力学分析，并将温度历程赋予力学模型。由此进行顺序耦合热-力分析，其中热场驱动第2.1.1节所述的温度相关的力学响应，该响应通过用户材料（`UMAT`）子程序定义。

2.2. 结果

下面讨论热-力焊接模拟中获得的见解，这也是后续变形-扩散-断裂建模分析（第3节）的起点。首先，图3a展示了第一道焊缝焊接过程中，焊接区域内温度剖面和最大主应力（σ_I，对应环向应力 σ_θ）的变化，这一过程代表了后续各道焊缝中观察到的热-力响应。起初，施加焊条（施加焊枪 步骤），使焊道空腔内的温度逐渐升高至金属熔点（$T = 1500\,^\circ$C）；与此同时，由于热膨胀受到约束，周围区域产生压应力。随后，焊条保持在目标温度 $T = 1500\,^\circ$C（保持焊枪 步骤）。因此，焊道中的应力消失，这与温度接近熔点时刚度降低的情况一致（见图 1b ）。经过一个瞬时的暂停焊枪 步骤后，焊道以1500 ◦C的初始温度激活；在冷却 步骤中，温度逐渐下降，直至达到125 ◦C的层间温度。在此过程中会产生最大的残余应力，因为焊缝金属的热收缩受到周围母材的约束，无法自由收缩，进而导致焊接区域产生拉应力。此时开始下一道焊缝，并重复相同的步骤顺序。总体而言，热-机械分析揭示了多道焊中典型的温度分布和应力演变；代表性热影响区节点的热循环（图3b）以及工艺结束时的残余应力场（图3c）对此作了进一步详述。

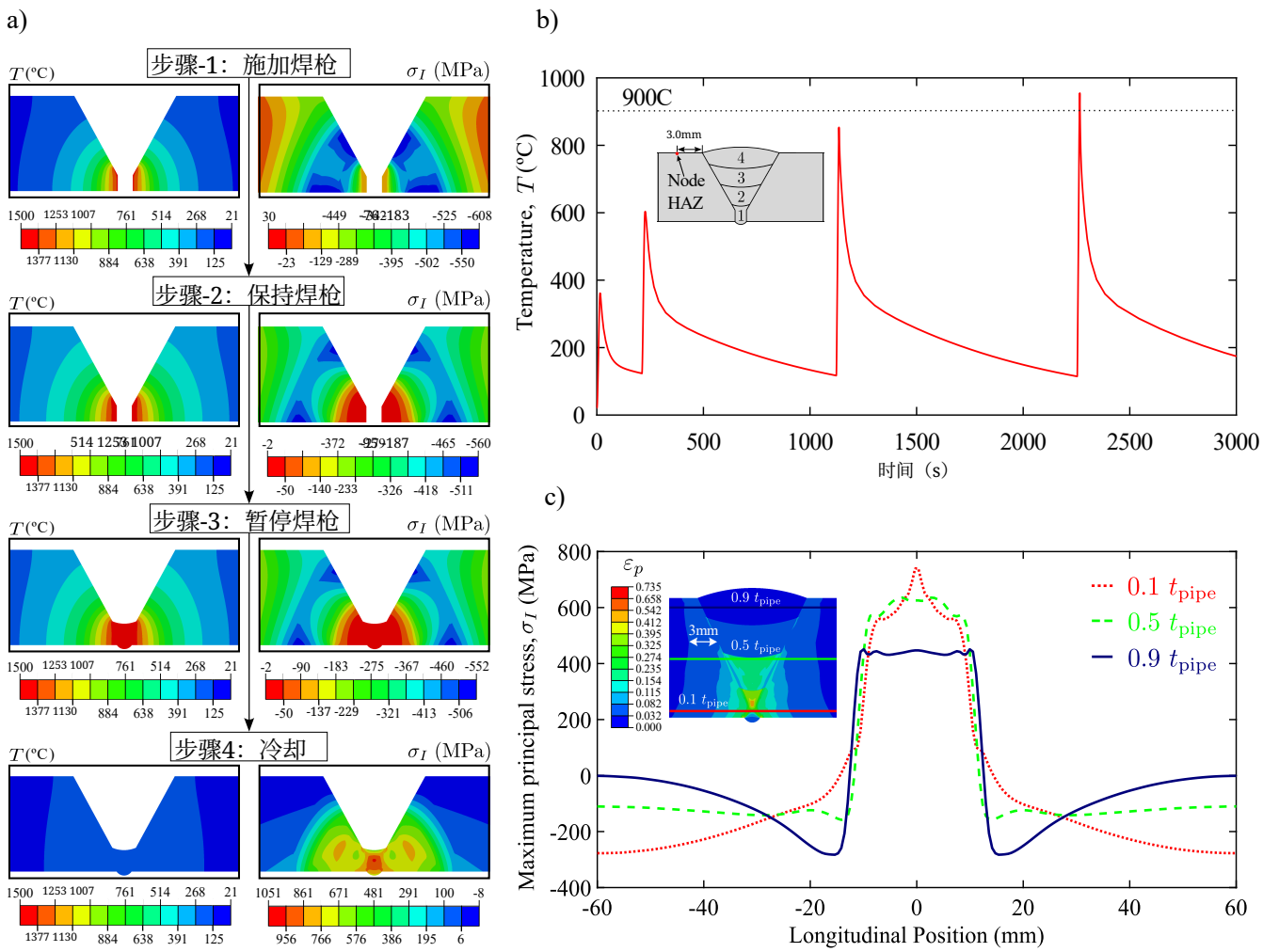


图3：焊接过程建模及其产生的场。(a) 第一道焊的步骤序列，展示热分布和最大主应力（σ_I）的演变过程：（步骤1）施加焊枪，（步骤2）保持焊枪，（步骤3）暂停焊枪，以及（步骤4）冷却。(b) 位于热影响区（HAZ）内、距熔合线3 mm处的节点温度变化。(c) 焊接过程结束时的残余应力分布，以沿焊缝纵向不同管壁厚度相对深度（$0.1t_{\text{pipe}}$、$0.5t_{\text{pipe}}$和$0.9t_{\text{pipe}}$）采样得到的等效塑性应变（ε_p）和最大主应力（σ_I）值等值线表示。

图3b展示了管道外表面一个代表性热影响区节点在四道焊缝焊接过程中的温度变化。结果表明，由于该节点的位置，其峰值温度随着每一道焊缝而升高。前三道焊缝后的冷却阶段均持续至层间温度125 ◦C，而第四道焊缝后则继续冷却，直至达到室温。在我们的模拟中，热影响区宽度根据Garcin等人提出的方法定义 [46], ：以熔合线为基准，取峰值温度超过900°C的各点所处位置作为界限。根据这一界定，

如图3b所示，我们模型中的热影响区宽约3 mm。这与现有实验研究结果高度吻合 [10, 39]。

图3c评估了由此产生的残余应力，其中给出了等效塑性应变 ε_p 的等值线，以及沿焊缝纵向 σ_I 的最大主应变值；这些数据是在管道壁厚内不同深度处（ $0.1t_{\text{pipe}}$ 、 $0.5t_{\text{pipe}}$ 和 $0.9t_{\text{pipe}}$ ）采样得到的。首先来看等效塑性应变等值线：它们表明，由于初始焊道期间产生的强烈热梯度和局部约束，焊根处的塑性应变累积更为显著。这种局部塑性变形导致残余应力集中加剧，沿 $0.1t_{\text{pipe}}$ 路径的 σ_I 分布证实了这一点。在该区域，拉伸残余应力峰值约为730兆帕，超过焊缝金属的屈服强度（688兆帕）；这是周围母材施加强约束所致。焊缝盖面附近（ $0.9t_{\text{pipe}}$ ）的最大主应力较低。这种降低归因于上层沉积时间较晚，此时先前沉积的焊缝金属已经历热力松弛，从而使应力得以重新分布。此外，焊缝上部所受约束较小，经历的应变也较小，因此残余应力水平较低（约450兆帕），但仍为拉伸应力。在壁厚中部（ $0.5t_{\text{pipe}}$ ），焊接区的残余应力峰值处于中间水平（约600兆帕），反映出沿厚度方向形成的应力梯度，这是多道焊接过程中顺序热载荷及塑性应变累积共同作用的结果。此外，力学结果还显示，熔合线附近存在一个宽约3 mm的区域，其中塑性变形累积，残余应力高于母材，这进一步支持了我们对热影响区的界定。

3. 环焊缝完整性的变形-扩散-断裂耦合预测

焊接热力过程模拟为结构完整性预测提供了起点，确定了残余应力分布和各个焊缝区域。本节介绍耦合结构完整性模型，并评估其再现实验结果和预测使用寿命的能力。我们首先在第3.1节介绍数值模型，包括基础理论和数值实现的详细内容。随后，在第3.2节，我们将该模型与针对 X80 母材、焊缝金属

和热影响区样品开展的断裂实验进行对比验证。随后，在第3.3节中，使用经过验证的模型研究含有各种缺陷的氢气输送管道的结构完整性。

3.1. 建模框架

本文提出了一种耦合理论，用于描述氢气输送（包括俘获）、弹塑性力学变形以及氢辅助相场断裂。该研究基于文献 [47,48], ，同时引入了若干创新要素，例如将热力学一致的驱动力与多个捕获位点（包括陷阱生成）的考量相耦合。耦合公式中的主要变量分别为位移向量 $\mathbf{u}$、晶格氢浓度 C_L 和相场序参量 ϕ。变形、氢扩散和断裂子问题对应的耦合平衡方程分别为:

$$\nabla \cdot \boldsymbol{\sigma} = 0, \quad \text{where} \quad \boldsymbol{\sigma} = g(\phi)\mathbb{E} : (\boldsymbol{\varepsilon} - \boldsymbol{\varepsilon}^p), \quad \text{and} \quad |\boldsymbol{\sigma}_{\text{dev}}| = g_p(\phi)\sigma_y(\varepsilon_p), \quad \text{if} \quad \dot{\varepsilon}_p > 0, \tag{10}$$

$$\frac{D_L}{D_e}\frac{\partial C_L}{\partial t} + \theta_T \frac{\mathrm{d}N_T^{(d)}}{\mathrm{d}\varepsilon_p}\frac{\mathrm{d}\varepsilon_p}{\mathrm{d}t} = D_L \nabla^2 C_L - \nabla \cdot \left(\frac{D_L C_L}{RT} V_H \nabla \sigma_H\right), \quad \text{where} \quad D_e = \frac{D_L C_L}{C_L + \sum_i C_T^{(i)}(1-\theta_T^{(i)})}, \tag{11}$$

$$G_c(C_L)\left(\frac{\phi}{\ell} - \ell\nabla^2\phi\right) = 2(1-\phi)\mathcal{H}, \quad \text{where} \quad \mathcal{H} := \max_{\tau\in[0,t]}\left\{\psi_e^+(\tau)\right\} + 0.1\psi_p\,. \tag{12}$$

方程（10）是弹塑性固体在准静态条件下变形并发生损伤时的线动量平衡。假设小应变成立，总应变张量可加性地分解为弹性应变和塑性应变： $\boldsymbol{\varepsilon} = \boldsymbol{\varepsilon}^e + \boldsymbol{\varepsilon}^p$。通过采用下文定义的退化函数 $g(\phi)$ 乘以四阶弹性张量 $\mathbb{E}$，来描述开裂对承载能力的降低。屈服应力为 σ_y 的固体的弹塑性行为基于 von Mises（J_2）塑性理论定义，从而建立损伤与塑性之间一致的耦合关系，详见第3.1.2节。

式（11）通过有效扩散率（D_e）、双层方法 [49, 50], 描述氢输送过程，据此，氢浓度可加性地分解为两部分：晶格位点处的氢浓度 C_L，以及捕获位点处的氢浓度 C_T。随后可将晶格与陷阱占据率定义为 $\theta_L = C_L/N_L$

和 $\theta_T = C_T/N_T$，其中 N_L 和 N_T 分别为晶格位点和捕获位点的密度。可涵盖多种陷阱类型，如上标（i）所示（对应陷阱类型 i）；多重陷阱处理的本构细节将在下文讨论。如第3.1.1节所述，位错陷阱会发生演化，这通过“Krom项” [49], 建模，其中涉及位错陷阱密度 $N_T^{(d)}$ 和等效塑性应变ε_p。式（11）体现了陷阱在减缓氢扩散 [51], 中的作用，其中 D_e 低于晶格扩散系数 D_L；同时也体现了晶格膨胀使高应力区域中的氢含量升高的作用，该作用通过涉及氢的偏摩尔体积 V_H 和静水应力 σ_H的项表示。

方程（12）通过相场序参量 ϕ 的演化描述断裂过程。根据热力学原理，假设当固体中储存的能量（由历史场 $\mathcal{H}$ 表征）达到临界值——材料断裂韧性G_c时，裂纹便会扩展。材料断裂韧性定义为晶格氢浓度的函数，以捕捉氢的脆化效应，具体细节将在下文介绍。断裂驱动力$\mathcal{H}$包括弹性应变能密度的拉伸分量 ψ_e^+，以及其塑性对应项 ψ_p 的 10%；实验表明，90% 的塑性功会耗散为热量，因此无法用于形成新裂纹 [48, 52]。如下文所述（第3.1.2节），还通过相场长度尺度 ℓ 考虑了材料强度的作用。

下文各节将介绍每个子问题的具体特点和本构选择，以及它们的耦合要素。

3.1.1. 多重陷阱氢传输模型

氢气输送基于双层（晶格-陷阱）有效扩散率模型进行预测，该模型以 Oriani热力学平衡 [53], 为基础，如式（11）所示。因此，假定陷阱动力学远快于扩散动力学（在大多数情况下这是合理的假设 [54]），由此得到以下费米-狄拉克关系，用于描述晶格位点的占据率（θ_L）与类型为 i 的捕获位点的占据率（$\theta_T^{(i)}$ ）之间的关系，

$$\frac{\theta_T^{(i)}}{1-\theta_T^{(i)}} = \frac{\theta_L}{1-\theta_L} \cdot \exp\left(\frac{-W_B^{(i)}}{RT}\right), \tag{13}$$

其中， $W_B^{(i)}$ 为每个陷阱的结合能， R 为气体常数。因此，式（13）在积分点层面将每个 C_L 值（及其对应的 θ_L）与陷阱占据率 θ_T 和浓度 C_T联系起来，而它们又决定了有效扩散率——见式（11）。

我们的框架专门用于研究管线钢，案例研究针对焊接X80管线部件的失效。因此，考虑了四种主要的氢陷阱：位错、晶界、渗碳体-铁素体界面（α –Fe_3C）以及马氏体-奥氏体（M/A）界面 [55, 56]。在整个分析过程中，晶界、 α –Fe_3C 和马氏体-奥氏体界面的陷阱密度保持不变，但位错则不同，其密度会随塑性变形而演化。已有多种现象学表达式用于关联等效塑性应变（ε_p）与位错密度（ρ） [57–59]；本文遵循文献 [60] ，并定义 N_T^d 与位错密度（ρ）满足几何关系；对于体心立方晶格，该关系为：

$$N_T^d = \frac{\sqrt{2}\rho}{d}\,, \tag{14}$$

其中， d 为晶格参数（铁的晶格参数为 2.866×10^{-10} m）。为简便起见，仅考虑统计储存位错（SSDs），尽管几何必需位错（GNDs）可能在应力集中源前方占主导地位 [61]。因此，假定位错密度随等效塑性应变 [62] 呈分段依赖关系而演化：

$$\rho = \begin{cases} \rho_0 + 2\gamma\varepsilon_p & \text{if } \varepsilon_p \le 0.5 \\ \rho_0 + \gamma & \text{if } \varepsilon_p > 0.5 \end{cases} \tag{15}$$

其中， $\rho_0 = 10^{10}\mathrm{m}^{-2}$ 为无应变状态下的位错密度， $\gamma = 10^{16}\mathrm{m}^{-2}$表示一个经实验校准的量，如参考文献 [63] 所述。结合式（14）和位错密度演化方程（15），式（11）中的陷阱生成项速率可表示为

$$\frac{dN_T^{dis}}{d\varepsilon_p} = \begin{cases} \sqrt{2}\gamma/d & \text{if } \varepsilon_p < 0.5 \\ 0 & \text{if } \varepsilon_p \ge 0.5 \end{cases} \tag{16}$$

如下所示（第3.3节），数值实验捕捉了陷阱密度的演变及其对氢扩散和俘获的影响。表1根据文献中的实验测量结果 [55, 64–66]，给出了各类陷阱的陷阱密度和结合能的定量取值。结构完整性分析考虑了三个不同的

焊缝区域：母材、焊缝金属和热影响区，各区域的材料性能各不相同。因此，针对这些区域分别考虑不同的陷阱密度，以反映焊缝中氢俘获的非均匀性。这些参数综合依据文献数据、微观组织特征以及一维数值渗透实验确定。由于热循环和微观组织转变，马氏体/奥氏体（M/A）组元在母材中较少见，但在焊缝金属和热影响区中大量形成 [67]。与渗碳体-铁素体界面（α-Fe_3C）相关的陷阱位点通常见于珠光体区域，主要存在于母材中。热影响区的晶界陷阱密度最低，因为该区域的晶粒较粗；母材的晶粒最小，因此晶界陷阱密度较高。为确保所选数值对应的氢传输行为与实验一致，对膜中的氢渗透进行模拟，以确保所得表观扩散率与各焊缝区域测得的有效扩散系数相符；具体为 $D_e^{BM} = 2.8 \times 10^{-5}$ mm^2/s、 $D_e^{HAZ} = 2.0 \times 10^{-5}$ mm^2/s和 $D_e^{WM} = 1.7 \times 10^{-4} mm^2/s$ [68]。在这些数值实验中，假设焊缝各处的晶格扩散系数 D_L 相同，因为三个焊缝区域的晶格行为均可用体心立方晶格的扩散率描述： $D_L = 7.2 \times 10^{-3}$ mm^2/s [54]。本文中，晶格密度根据室温下体心立方铁的原子堆积情况取为 $N_L = 5.2 \times 10^{20}$ $sites/mm^3$, [59]。

陷阱类型	W_B (千焦/摩尔)	N_T^{BM}(位点/米^3)	N_T^{HAZ}(位点/米^3)	N_T^{WM}(位点/米^3)	Ref.
位错	25.0	3.13×10^{36}	4.25×10^{36}	5.15×10^{35}	[64]
M/A界面	47.1	2.56×10^{21}	9.87×10^{23}	9.56×10^{21}	[55]
α-Fe_3C	13.5	9.26×10^{22}	3.23×10^{22}	2.58×10^{22}	[55]
晶界	32.0	9.12×10^{21}	1.63×10^{20}	5.50×10^{20}	[66]

表1：采用的结合能 W_B 和陷阱密度 N_T 。焊缝中的俘获异质性通过考虑母材（N_T^{BM}）、焊缝金属（N_T^{WM}）和热影响区（N_T^{HAZ}）中的不同陷阱密度来定义。在所有情况下，位错的陷阱密度均对应于无应变状态， $N_{T\,0}^{(d)}$ 。。

3.1.2. 弹塑性固体的氢致断裂

材料变形与断裂通过氢敏感弹塑性相场表述进行模拟。裂纹被视为弥散界面，并利用相场变量 ϕ 在有限域内对离散裂纹进行正则化，其中 $\phi = 1$ 表示完全受损的材料

而 $\phi = 0$ 表示完整（未受损）的材料 [69]。通过能量密度泛函实现这些状态之间的平滑过渡，从而确保断裂表述在变分上保持一致，并将裂纹的演化预测为储存能与断裂能之间的交换。定义在弹塑性固体 Ω 域上的总自由能泛函为：

$$\Psi = \int_{\Omega} \left(\psi + \gamma(\phi) G_c(C_L)\right) \, \mathrm{d}\Omega \,, \tag{17}$$

其中， ψ 为应变能密度， $G_c(C_L)$为氢依赖材料韧度，$\gamma(\phi)$为裂纹正则化函数，此处取为

$$\gamma(\phi) = \frac{1}{2\ell}(\phi^2 + \ell^2 |\nabla\phi|^2), \tag{18}$$

其中， ℓ 为长度尺度参数，用于控制断裂过程区的宽度。在此采用所谓的 AT2相场断裂模型；在某些假设下，相场长度尺度可直接与材料强度 σ_c 相关联（见 [23, 26, 70]及其中所引文献），因此

$$\ell = \frac{27 E G_c(C_L)}{256 \sigma_c^2} \,, \tag{19}$$

材料强度与相场断裂模型的关联，使其能够预测裂纹萌生以及裂纹尺寸依赖性 [26, 70, 71]等公认现象。

根据文献 [34, 48]，弹塑性固体 ψ 的应变能密度定义为：

$$\psi = g(\phi)\psi_e^+(\boldsymbol{\varepsilon}^e) + \psi_e^-(\boldsymbol{\varepsilon}^e) + g_p(\phi)\psi_p(\varepsilon_p) \,, \tag{20}$$

其中

$$\psi_e^+ = \frac{K}{2}\langle \mathrm{tr}\boldsymbol{\varepsilon}^e\rangle_+^2 + G\boldsymbol{\varepsilon}_{\mathrm{dev}}^e : \boldsymbol{\varepsilon}_{\mathrm{dev}}^e \,, \quad \psi_e^- = \frac{K}{2}\langle \mathrm{tr}\boldsymbol{\varepsilon}^e\rangle_-^2 \,, \quad \psi^p = \frac{\sigma_{y0}^2}{E(N+1)}\left(\left(1 + \frac{E\varepsilon_p}{\sigma_{y0}}\right)^{(N+1)} - 1\right) . \tag{21}$$

此处， K为体积模量， G为剪切模量，$\langle a\rangle_\pm = (a \pm |a|)/2$以及$\boldsymbol{\varepsilon}_{\mathrm{dev}}^e = \boldsymbol{\varepsilon}^e - \mathrm{tr}(\boldsymbol{\varepsilon}^e)\boldsymbol{I}/3$。。本研究采用体积-偏分解 [72] ，以防止压应力条件下裂纹扩展。本研究采用两种退化函数：弹性退化函数，

$$g(\phi) = (1-\phi)^2 \,, \tag{22}$$

以降低断裂导致的材料刚度，以及塑性退化函数

$$g_p(\phi) = \beta g(\phi) + (1-\beta), \quad \text{with} \quad 0 \le \beta \le 1 \,, \tag{23}$$

该函数会同时退化屈服面和塑性能。这里， β 量化了材料中储存、可用于裂纹扩展的塑性功所占比例；如上所述，遵循 Taylor 和 Quinney [34, 52]的开创性实验，采用$\beta = 0.1$ 的取值。为确保损伤不可逆性，定义断裂驱动力$\mathcal{H}$ ，如式（12）所示。考虑上述本构假设，并通过对总自由能泛函式（17）分别关于相场变量 ϕ和位移场$\mathbf{u}$取变分，推导控制方程，可得弹塑性变形与断裂的耦合问题，见式（10）和式（12）。

还必须定义断裂能如何依赖于氢含量。为此，我们遵循 Mandal 等人 [34] 的做法，并假设断裂能随晶格氢含量 C_L发生如下退化，

$$f(C_L) = \frac{G_c(C_L)}{G_c(0)} \equiv \frac{J_{Ic}(C_L)}{J_{Ic}(0)} = \xi + (1-\xi)\exp\left(-\eta C_L^b\right), \tag{24}$$

其中， ξ、 η和 b为材料相关系数。通过适当选取参数 ξ、 η和 b，该函数能够恰当地反映管线钢中观察到的韧性随氢含量增加而降低的现象。为此，图4汇总了X80管线钢韧性与H_2 压力相关的实验文献数据 [73–75]。图中还显示了相应的晶格氢浓度，该浓度根据压力值，利用Sievert定律（$C_L = s\sqrt{p_{H_2}}$）以及管线钢的溶解度计算得出： $s = 0.077$wppm MPa$^{-0.5}$ [76]。通过以下劣化定律系数取值，可以很好地拟合这些数据： $\xi = 0.12$、$\eta = 9$和 $b = 0.8$。由于没有针对各焊缝区域的具体数据，因此对所有焊缝区域均采用相同的氢致劣化定律，这很可能是一阶近似的良好选择。

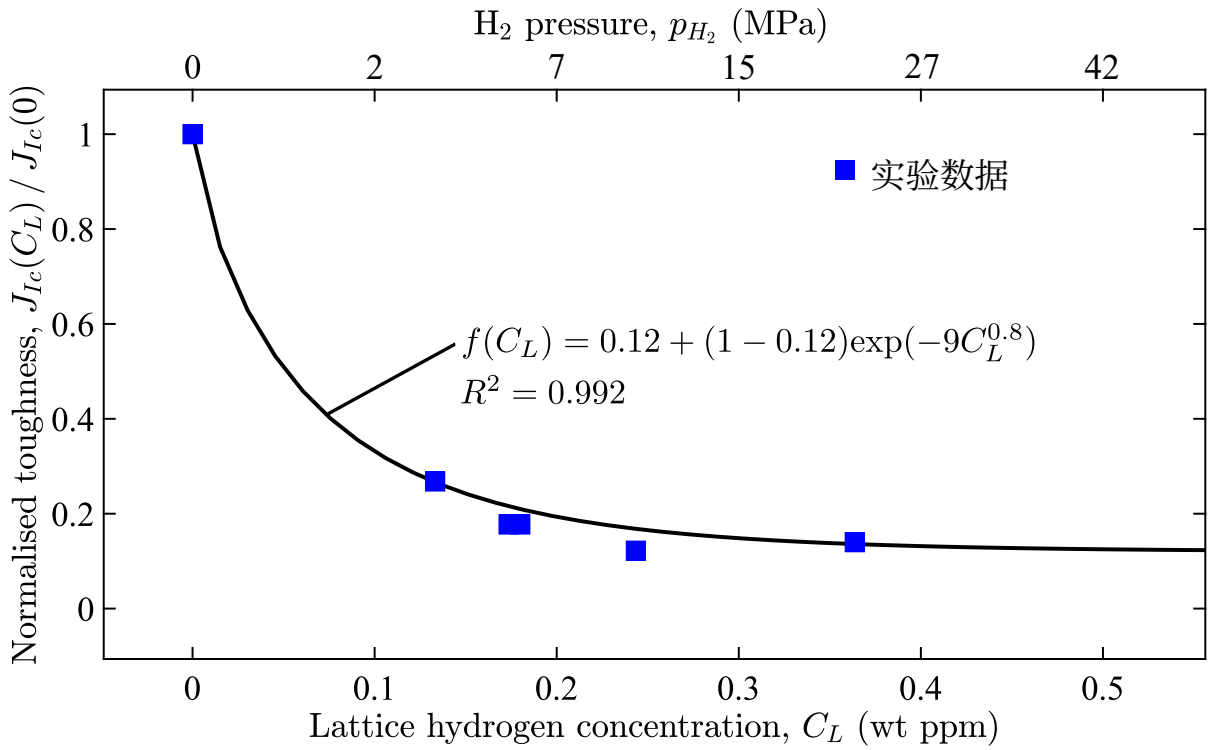


图4：根据文献中的实验韧性与 H_2 压力数据确定氢致劣化定律 [73–75]。在假设采用以下劣化系数的情况下，归一化韧性与晶格氢含量数据与劣化定律（式（24））的拟合非常好（$R^2 = 0.992$）：$\xi = 0.12$、$\eta = 9$ 和 $b = 0.8$。

最后，还定义了另一种耦合，以描述裂纹扩展时，含氢环境如何迅速进入新形成的裂纹表面。该方法遵循Díaz 等人 [77], 的研究，通过提高裂纹区域内的氢扩散率，模拟氢气迅速占据因裂纹扩展而腾出的空间。因此，这种增强后的扩散率定义为：

$$D_L^{\mathrm{mov}} = D_L \left[1 + k_d H(\phi - \phi_{\mathrm{th}})\right] , \tag{25}$$

其中，$H()$ 为 Heaviside 函数，$k_d \gg 1$ 为增强参数，$\phi_{\mathrm{th}} = 0.9$ 为阈值系数，用于控制损伤程度；当损伤程度超过该阈值时，假定氢已扩散穿过裂纹材料。

3.1.3. 数值实现

耦合的变形-扩散-断裂公式通过用户子程序在有限元软件包 ABAQUS中进行数值实现。具体而言，与以往研究不同，

仅使用积分点级子程序，从而能够利用 ABAQUS内置的功能。多重陷阱氢传输模型通过 UMATHT 子程序实现，采用 Fernandez-Sousa等人 [59]提供的代码。弹塑性力学行为及其与氢的耦合通过 UMAT 子程序实现。最后，利用其与热传递问题的类比，并采用 Navidtehrani等人 [78]近期提出的双部方法，通过额外的 UMATHT 子程序求解相场变量的演化。变形-断裂问题采用整体式方法求解，同时采用多遍交错方案将其与氢输运问题耦合。关于求解方案以及耦合多场问题在积分点级别的 ABAQUS 实现的更多细节，请参阅文献 [78] 。

3.2. 模型验证

现将我们的通用框架具体应用于管线钢研究。具体而言，我们重点研究X80管线钢，其相关信息较为充分 [39]。文献 [39]报道了母材、热影响区和焊缝金属的材料性能，详见表2。虽然各区域的弹性和塑性性能数值相近，但不同焊缝区域的断裂韧度差异显著，其中母材的韧性最高，热影响区的抗断裂能力最低（符合预期）。所有情况下，泊松比（ν）均取0.3。接下来需要确定相场长度尺度的取值，该尺度由材料强度 σ_c 和韧性 G_c的选取决定，具体见式（19）。根据参考文献 [34], ，母材区域的材料强度取为材料屈服强度的四倍（$\sigma_c = 4\sigma_{y0}$）。随后，通过注意到：在假设裂纹扩展过程中塑性耗散程度相近时，应变硬化程度较低（以 N量化）应导致材料强度 [79]较低，从而确定焊缝金属和热影响区的 σ_c 取值。基于这些考虑及现有实验数据（表2和图5），选取焊缝金属的$\sigma_c = 3.55\sigma_{y0}$ 和热影响区的 $\sigma_c = 3.75\sigma_{y0}$ ，以准确捕捉裂纹扩展过程中的塑性耗散程度。

区域	E (兆帕)	σ_{y0}(兆帕)	N (-)	G_c (N/mm)
母材	190480	570	0.10	90
HAZ	202010	598	0.08	50
焊缝金属	180300	688	0.07	57

表2：取自实验文献的 X80管线钢各焊缝区域所采用的力学和断裂性能 [39]。

采用边界层模型进行虚拟断裂实验，假设满足小范围屈服条件，并将计算结果与参考文献 [39]中的实验室试验进行比较。因此，利用Williams弹性解 [80]施加远场 K_I 场（或等效的 J_I 场）；即定义位于边界层外半径处各节点的位移向量的竖直和水平方向分量如下：

$$u_x = K_I \frac{1+\nu}{E}\sqrt{\frac{r}{2\pi}}\left((3-4\nu-\cos\theta)\cos\left(\frac{\theta}{2}\right)\right), \tag{26}$$

$$u_y = K_I \frac{1+\nu}{E}\sqrt{\frac{r}{2\pi}}\left((3-4\nu-\cos\theta)\sin\left(\frac{\theta}{2}\right)\right), \tag{27}$$

其中， r 和 θ 是以裂纹尖端为中心的极坐标系的坐标，K_I 是I型应力强度因子，在平面应变固体中，它与 J积分的关系为 $J_I = K_I^2(1-\nu^2)/E$。为利用边值问题关于裂纹面的反射对称性，仅对整个区域的一半进行模拟，并确保外半径足够大，不会影响结果；即 $R \gg R_p$，其中 R_p 是Irwin估算的塑性区尺寸，

$$R_p = \frac{1}{3\pi}\left(\frac{K_I}{\sigma_y}\right)^2. \tag{28}$$

在所有模拟中，特征单元尺寸 h 至少比相场长度尺度 ℓ小五倍，以确保获得网格无关结果 [26]。我们建立了三个模型，它们具有相同的加载配置和几何形状，但材料性能不同，以便分别评估数值框架预测母材、热影响区和焊缝金属区域各自不同断裂行为的能力。裂纹扩展量（Δa）随施加的 J_I变化，其结果与实验数据一同列于图5中。

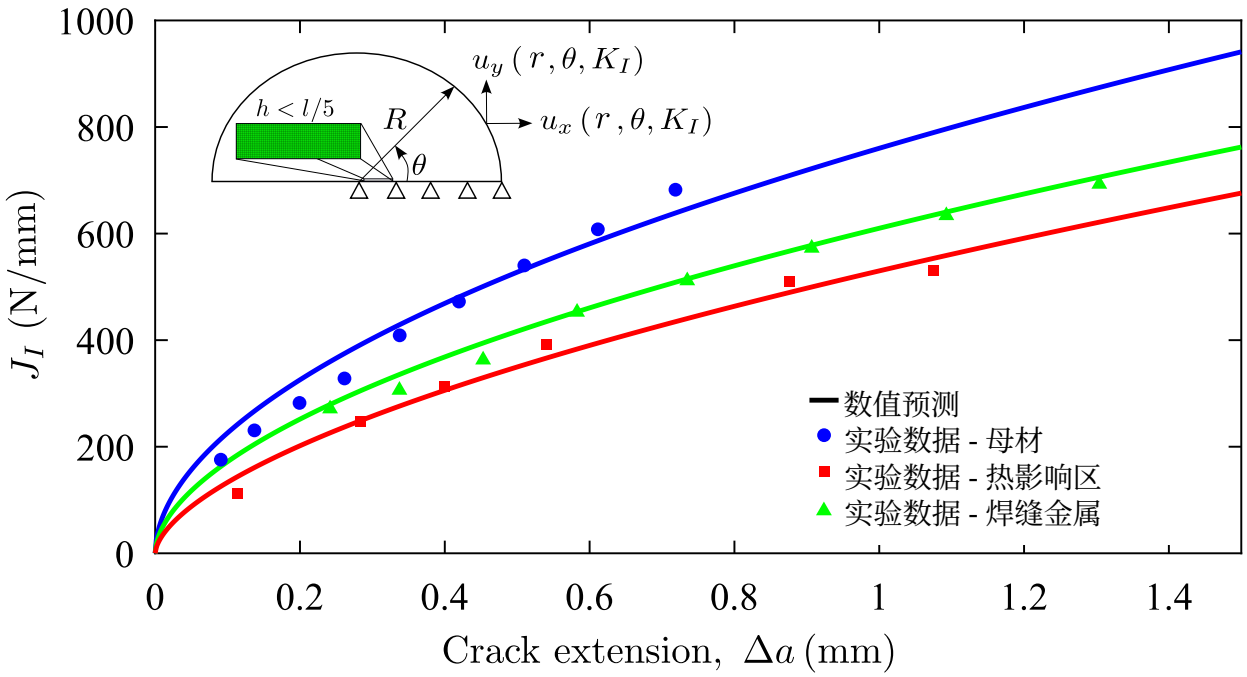


图 5：X80管线钢焊缝三个区域（母材、焊缝金属和热影响区）的裂纹扩展抗力（J-R）曲线计算预测结果。采用边界层模型得到的数值结果与文献 [39] 中的实验数据非常吻合。

数值预测与各焊缝区域获得的实验数据高度吻合，表明该模型能够准确捕捉焊接X80管线钢中裂纹的萌生与扩展。结果表明，通过依据热力学原理模拟弹塑性断裂，该模型能够自然地捕捉到因塑性耗散而随裂纹扩展出现的裂纹扩展抗力增加，这一特性是模型自然产生的结果（即无需预先定义裂纹扩展抗力 如何随裂纹扩展而变化）。

3.3. 环焊缝完整性预测

接下来，我们将采用经过验证的模型，预测在各种相关条件下氢气输送管道中焊缝的结构完整性。首先，第3.3.1节将介绍所考虑的边值问题。其次，我们将评估无缺陷管道的行为，以分析氢气输送与俘获情况，并确定基准临界失效压力（第3.3.2节）。最后，在第3.3.3节中，我们将全面研究缺陷的作用，考察标准所允许的所有可能缺陷，包括孔隙率、未焊透、缺陷、未熔合、根部收缩以及咬边缺

陷。我们将量化这些缺陷与氢的相互作用，并确定其对降低氢气输送管道允许压力的影响。

3.3.1. 边值问题

采用变形-扩散-断裂模型评估氢管道环焊缝的完整性，该模型与焊接过程模型（第2.1.3节）采用相同的尺寸，从而实现两者之间的耦合。因此，通过 `SDVINI` 子程序，残余应力状态从焊接模型传递至焊缝完整性模型；前者还决定后者中焊缝区域的尺寸（如第2.2节所述）。如图6所示，采用二维轴对称模型来模拟氢管道环焊缝的工况。为此，在管道内部定义氢浓度，同时假定氢能够从管道外表面逸出。通过外边界上的 $C_L = 0$ 边界条件描述后者，而氢暴露边界条件则由Sievert定律给出，并将内表面节点处的氢浓度定义为$C_L = s\sqrt{p_{H_2}}$。H_2 压力（p_{H_2}）以27 Pa/s的速率缓慢升高，直至发生破坏；根据文献 [76]，管线钢的溶解度取为 $s = 0.077$ wppmMPa$^{-0.5}$。力学边界条件在位移控制条件下描述由内部压力引起的载荷。对拉梅方程积分后，可建立管道压力 p 与径向位移（u_r）和纵向位移（u_l）之间的以下关系：

$$u_r = \frac{p r_i^2}{E t_{\text{pipe}}} \left(1 - \frac{\nu}{2}\right), \tag{29}$$

$$u_l = \frac{p L_0 r_i}{2 E t_{\text{pipe}}} \left(\frac{1}{2} - \nu\right), \tag{30}$$

其中，t_{pipe} 为管道壁厚，r_i 为管道内半径，L_0 为二维轴对称模型的宽度。这些关系用于在相关表面定义 u_r 和 u_l（见图6），从而在二维条件下再现管道承受内压p时的三维行为。如图6所示，考虑了三个具有不同属性的焊缝区域，属性值见表2。焊接模拟和结构完整性模拟采用相同的有限元网格；也就是说，在预期的裂纹区域对网格进行细化，特征单元长度为相场长度尺度的五分之一，以确保结果不受网格影响。

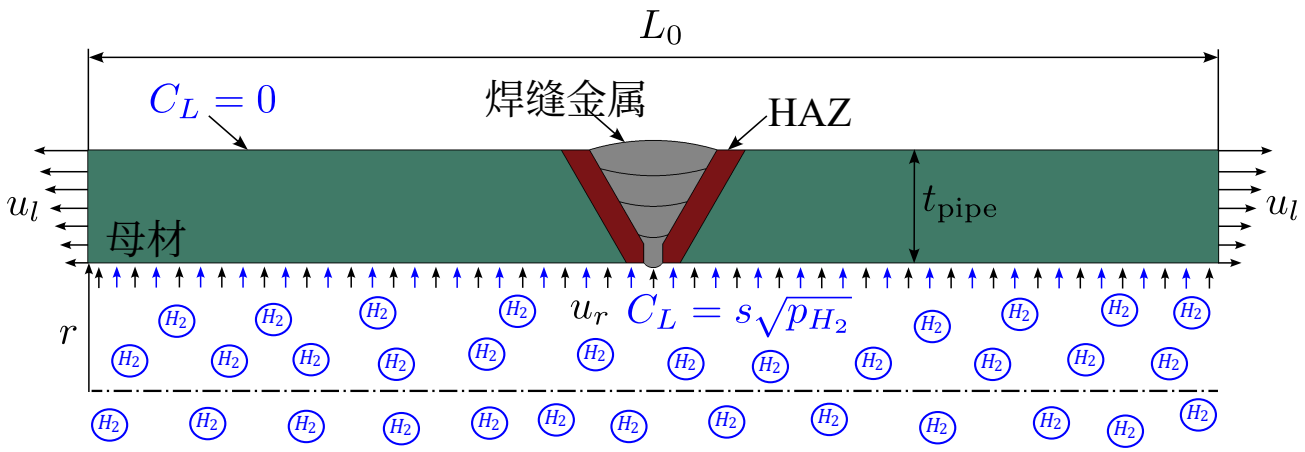


图6：模拟氢输送管道环焊缝条件的边值问题。图中展示了力学（u_r, u_l）和化学（C_L）边界条件，以及相关尺寸：管道壁厚 t_{pipe}、内半径 r_i和计算域宽度 L_0。有限元模型考虑了三个材料性能各异的焊缝区域（见表2）。

3.3.2. 无缺陷环焊缝的临界氢压

首先考虑无缺陷管道的基准情况，开展焊缝结构完整性分析。本文考虑两种失效模式：(i) 断裂，即裂纹贯穿管道壁厚扩展；(ii) 塑性塌陷，即管道发生断裂前达到屈服压力 $p_{\text{yield}} = \sigma_y t_{\text{pipe}}/r_i$。对于本文研究的X80管线钢，$p_{\text{yield}} = 30$ 兆帕，因此达到该值时即停止计算，以确保在整个模拟过程中，前述施加位移与压力之间的关系始终成立。

代表性结果以相关变量的等值线形式展示于图7中，包括晶格氢浓度（C_L）、位错处俘获的氢（$C_T^{(d)}$）、总氢浓度（晶格氢与陷获氢；$C_L + \sum_i C_T^{(i)}$）、氢依赖断裂韧性（$G_c(C_L)$）以及相场断裂变量（ϕ）。相场等值线（图7第五行）显示，裂纹在焊根附近形成，并沿热影响区扩展，直至到达管道外表面。当压力为25 兆帕时发生氢辅助失效，低于30 兆帕的屈服压力。这与未考虑氢时进行的模拟形成对比（$C_L = 0\ \forall \mathbf{x}$）：在这种情况下，管道因塑性塌陷而失效。在含氢环境中较早发生断裂，是晶格氢含量与材料断裂韧性相互作用的结果。如图7第一行所示，随着压力增加，C_L 在内表面升高，这符合

Sievert定律，随后氢扩散至整个管道壁厚。在焊缝区域内，晶格氢浓度分布未见显著差异。这符合预期，因为母材、焊缝金属和热影响区的表观扩散率相近。由此形成的 C_L 分布导致材料断裂韧性 $G_c(C_L)$呈非均匀分布（见图7第四行），从而促使裂纹在内表面附近及热影响区形成。易发生开裂的区域（较低的 $G_c(C_L)$）由氢分布和各焊缝区域的固有特性共同决定。结果强调了热影响区的氢辅助断裂抗力较低，这一点最近已由Chalfoun等人通过实验量化等 [10]。氢与陷阱之间的相互作用也可以直观呈现。首先来看第二行图7所示的 $C_T^{(d)}$ 等值线。焊接过程后，焊根附近的位错陷阱密度和位错处俘获的氢最高，因为该处的拉伸残余应力最大（见图3c）。比较图7前三行可知，位错中俘获的氢占陷获氢的比例非常高，远高于晶格氢。这表明焊接残余应力主导了焊缝中的氢陷阱。总氢浓度（晶格氢与陷获氢）等值线（图7第三行）还显示，焊缝不同区域之间存在显著差异，反映了微观结构非均匀性与俘获作用之间的相互影响。

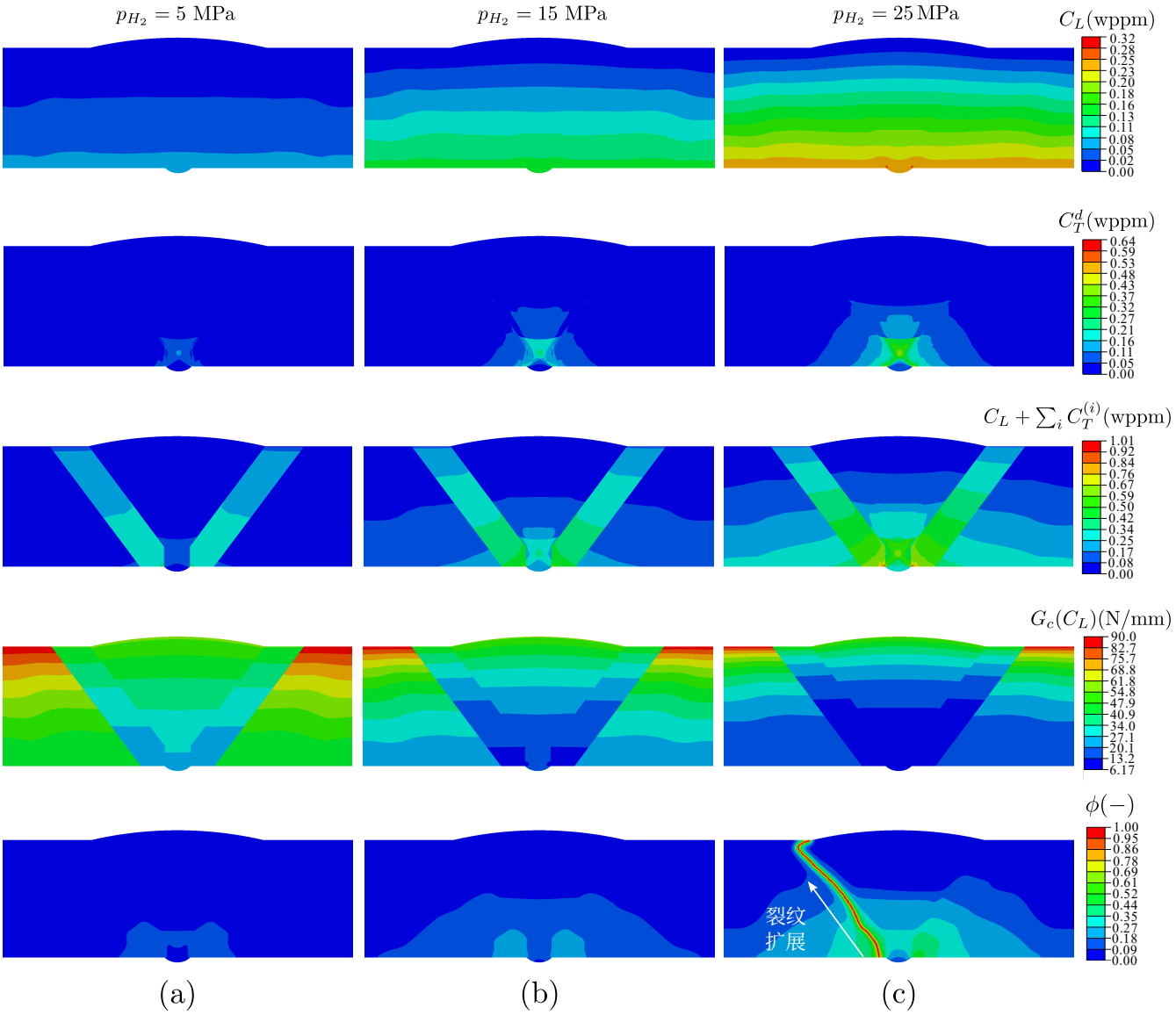


图7：初始无缺陷管道在三种不同氢压力（时间）下相关属性的等值线：5 兆帕（左列）、15 兆帕（中列）和 25 兆帕（右列）。等值线显示晶格氢浓度 C_L （第一行）、位错处捕获的氢浓度 $C_T^{(d)}$ （第二行）、总氢浓度（陷阱氢和晶格氢） $C_L + \sum_i C_T^{(i)}$ （第三行）、氢致材料韧性退化 $G_c(C_L)$ （第四行）以及相场断裂序参量 ϕ（第五行）的空间和时间分布。当裂纹 $\phi = 1$ 从焊根扩展至外表面时，管道在临界压力 $p_f = 25$ 兆帕下发生失效。

3.3.3. 揭示预存缺陷与临界氢压之间的相互作用

缺陷本就存在于焊接接头中，但其对焊接构件结构完整性的影响难以预测。在氢存在的情况下，焊接缺陷对结构完整性的有害影响会加剧，因为发生脆性失效的可能性更高

（相较于塑性塌陷），而缺陷（应力集中源）的存在又会增加局部的陷阱氢和晶格氢浓度。焊接过程产生的典型缺陷包括气孔、未焊透缺陷、缺陷、未熔合缺陷、根部收缩和咬边。由于这类缺陷几乎不可避免，标准允许其存在；例如，API 1104 [81]和 ISO 5817:2023 [82] 等标准为可接受的焊接不完美缺陷水平提供了指导，并规定了允许的最大缺陷尺寸。因此，在所考虑的用于氢气输送的天然气管道中，极有可能存在标准所分类的允许范围内的缺陷。为首次评估这些缺陷在氢气输送更严苛条件下可能造成的影响，我们将逐一评估这些缺陷，量化可能发生失效时的临界压力，并将结果与无氢且无缺陷情况下的结果进行比较（第3.3.2节）。

首先，我们来考察孔隙率可能产生的影响。微小气孔的存在是焊接过程中的自然结果，通常是凝固过程中气体滞留所致。气体保护不当、污染或焊接参数设置错误会加剧这一现象。为涵盖广泛的相关情形，我们针对第3.3.1节中介绍的边值问题进行计算，考虑不同程度的孔隙率（气孔体积分数），并假设气孔在整个计算域内随机分布。考虑的气孔直径约为 5 µm，与焊接实践相符。在模型中，通过对焊缝金属中一定比例的积分点赋予初始值 $\phi = 1$ 来实现这一设定（例如，对 1% 的积分点赋值，对应 $f_p = 1\%$）。我们考虑了三种情形：无气孔（即第3.3.2节评估的基准情形）、气孔体积分数为 0.5%（$f_p = 0.5\%$），以及气孔体积分数为 1%（$f_p = 1\%$）。这些设定涵盖了现实情形，因为标准允许焊缝中的孔隙率最高达到 1% [82]。

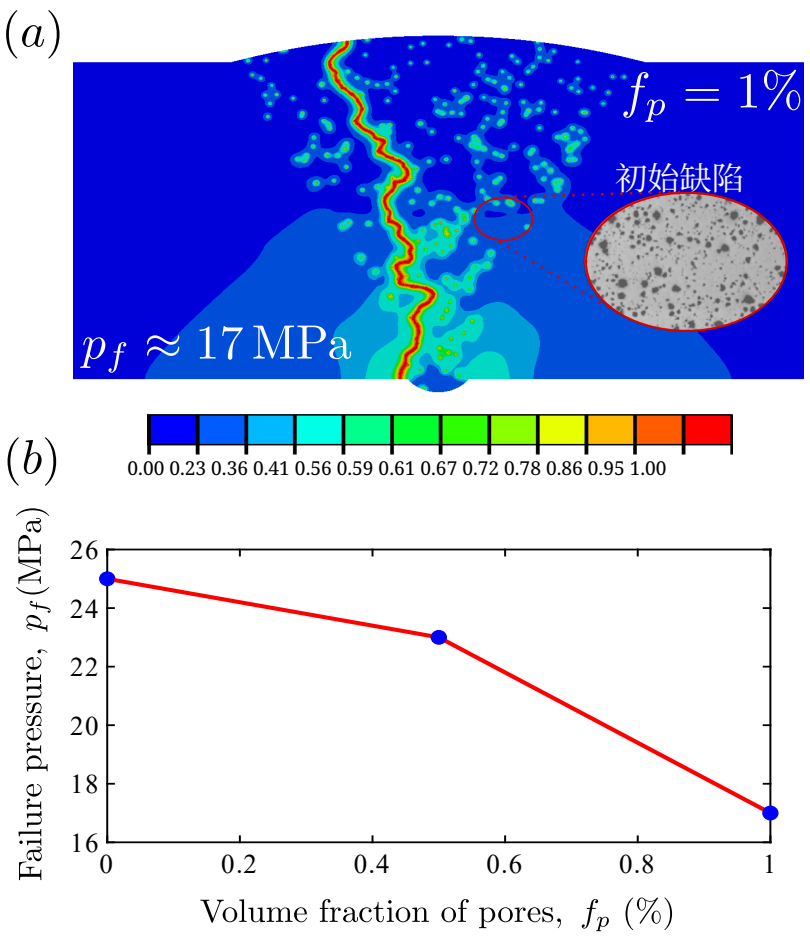


图 8：孔隙率对氢输送管道结构完整性的影响。结果如下：(a) 代表性案例（孔隙率为 1%）的相场 ϕ 等值线，其中插图为显微图像，突出显示焊缝中常见的典型孔隙率水平；(b) 失效压力随孔隙体积分数 f_p （%）的估算值。对于天然气管道而言可接受的孔隙率水平，在氢$_2$ 环境中似乎会显著降低承载能力。

所得结果如图 8 所示，其中给出了代表性情形 $f_p = 1\%$ 的相场等值线（图 8a），并将所有结果汇总于失效压力与气孔体积分数关系图中（图 8b）。研究发现，孔隙率会显著影响结构完整性，使氢浓度局部集中，并促进断裂。具体而言，在孔隙率为 1% 的情形下，临界压力低至 17 兆帕，而标准允许这种情形 [82]。这使承载能力降低约 32%。孔隙率还会显著影响裂纹扩展路径：裂纹不再像基准情形那样穿过热影响区（见第3.3.2节），而是从焊根的起始点出发，沿焊缝金属中孔隙率较高的路径扩展。

接下来，我们讨论管道焊缝中常见的其他缺陷，以及标准 [81, 82] 允许的条件（缺陷尺寸）。模型的数值预测如图 9 所示，以相场等值线（裂纹扩展轨迹）和以下焊接缺陷对应的失效压力（p_f）表示：未焊透、缺陷、未熔合（外侧和内侧）、根部收缩及咬边。下文将逐一讨论这些情况。

未焊透 是指焊缝金属未贯穿接头的整个厚度。这种情况通常会因热输入不足、焊条角度不当或焊接速度过快而加剧。根据标准 [82], ，未焊透缺陷的深度不得超过$h = 2$ 毫米。因此，模拟以 2 毫米未焊透缺陷作为初始条件，如图 9a 所示。结果表明，裂纹从焊接缺陷的边缘萌生，并沿焊缝金属扩展，最终在 14 兆帕的压力下发生失效。与无缺陷基准情况相比，承载能力因此降低了 $\sim$44%。

焊接瑕疵包括夹渣和表面不规则等各种轻微缺陷。如果单个缺陷横截面积之和不超过管道壁厚的 20%，则允许存在这些缺陷： $\sum_i h_i \leq 0.2 t_{\text{pipe}}$。因此，对于这根壁厚为 $t_{\text{pipe}} = 12$ mm 的管道，我们考虑在焊缝金属区域内随机分布的三个缺陷，其直径分别为 $h_1 = 0.8$ mm、$h_2 = 0.7$ mm 和 $h_3 = 0.9$ mm，且均未超过标准规定的最大允许值；缺陷投影总长度为 2.4 mm，相当于管壁厚度的 20%。图 9b 所示结果表明，裂纹扩展路径受这些缺陷控制，失效压力为 $p_f = 18$ MPa，与无缺陷情况相比约降低 28%。

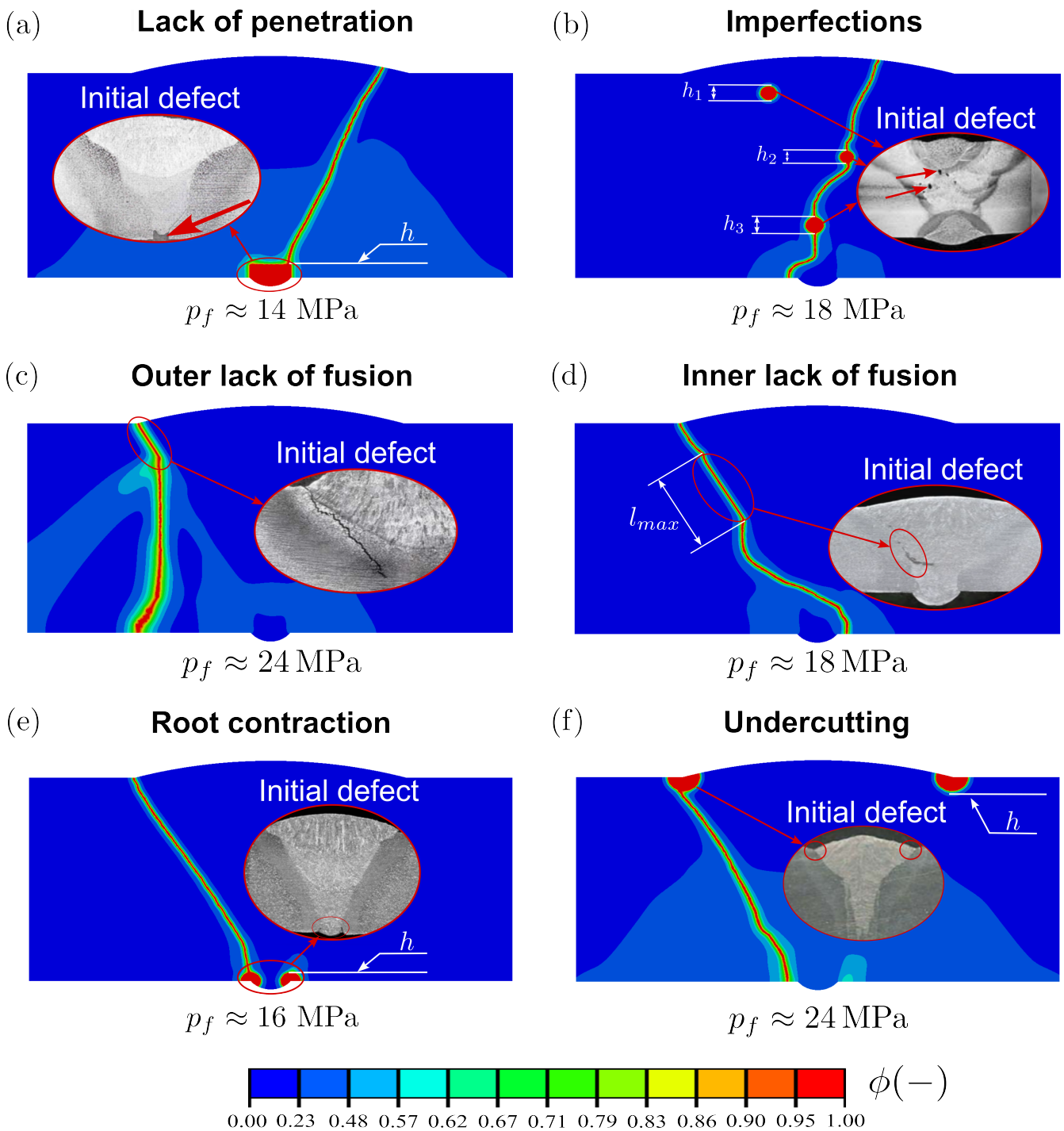


图 9：揭示焊缝缺陷与氢致管道失效之间的相互作用。图中展示了相场等值线所描述的开裂模式，以及以下缺陷对应的失效压力（p_f）：(a) 未焊透缺陷，(b) 焊接瑕疵，(c) 外侧未熔合缺陷，(d) 内侧未熔合缺陷，(e) 根部收缩缺陷，(f) 咬边。每种情况下均附有显微照片，以展示相应缺陷的外观。在天然气运行中被认为可接受的缺陷，会显著降低 H_2 中的最大允许压力。

未熔合缺陷　　当焊缝金属未能与母材或前一道焊缝充分结合时，就会产生.....　　d

焊道。这通常是由于热输入不理想、焊接技术不佳（例如焊条角度或行进速度不当），或接头准备不足（如存在氧化物或表面污染物）所致。此处评估了两种情形，以涵盖最常见的情况：外部未熔合缺陷（图 9c）和内部未熔合缺陷（图 9d）。仅对于内部焊道，考虑长度为 4 mm 的缺陷，这对应于标准 [82]，中允许的最大值；对于外部情形，缺陷尺寸则限制为最后一道焊道的厚度。这些未熔合缺陷会使裂纹萌生位置从焊根转移至缺陷尖端。还可以看出，内侧未熔合缺陷比外表面处的缺陷危害更大：后者在压力为$p_f = 18$ 兆帕时导致失效，而前者可承受 24 兆帕的压力。相较于无缺陷情形，外部和内部未熔合缺陷分别使承载能力降低 28% 和 4%。

根部收缩 是焊缝金属冷却凝固时发生收缩所致。这种缺陷可能导致焊缝根部形成间隙或空洞，而标准允许直径不超过 0.5 毫米的根部收缩缺陷 [82]。考虑两个根部收缩缺陷所得的结果见图 9e。正如预期，裂纹从两个根部收缩缺陷之一处萌生，并主要沿热影响区扩展。管道焊缝在氢$_2$ 压力为 16 兆帕时失效，与无缺陷情况相比降低了 36%。

咬边 缺陷通常表现为焊缝边缘处形成的沟槽：母材在此处熔化，但未被焊缝金属填充。如图 9f 所示，外表面咬边可能形成应力集中源，进而导致开裂。美国石油学会标准 [81] 对咬边缺陷的限制最为严格，规定其长度不得超过 0.8 毫米。结果表明，裂纹从咬边缺陷处萌生，并穿过热影响区扩展。这使失效压力降低约 4%，p_f 为 24 兆帕。这是所有受检缺陷中达到的最高临界压力，表明咬边缺陷对氢输送管道的危害最小。

所得结果表明，未焊透和根部收缩缺陷危害最大，而咬边和外侧未熔合缺陷对应的氢气输送压力上限最高。

最后，我们还考察了组合缺陷 情况，以评估焊接接头内多种缺陷共存时的协同效应。如图 10 所示，我们考虑了内部未熔合与孔隙率缺陷并存的案例，并将其作为代表性案例。单独存在时，这两种缺陷对应的失效压力分别为 18 兆帕和 23 兆帕；然而，当两者同时存在时，失效压力降至 $p_f = 17$兆帕。与无缺陷构型相比，整体降幅为 $\sim 39\%$。这些结果表明，不同类型缺陷共存会进一步损害焊接接头的结构完整性，因为它们的共同作用会导致承载能力的劣化程度超过各缺陷单独作用时的影响。不过，失效压力的降幅并不显著，因为整体行为主要由危害最大的缺陷决定。

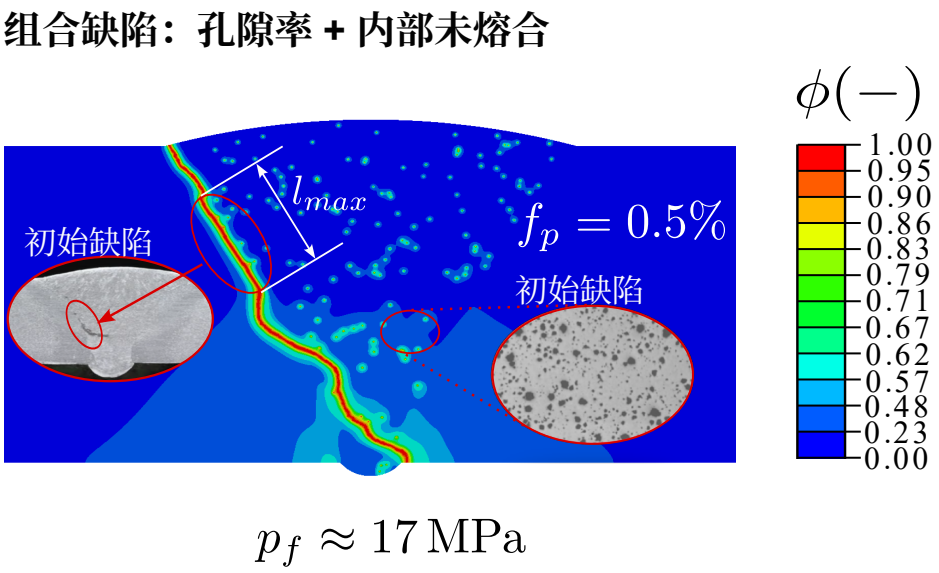


图 10：内部未熔合（$l_{\max} = 4$ 毫米）与孔隙率（0.5%）缺陷之间的协同效应。相场等值线显示了两种缺陷相互作用所产生的开裂模式，揭示出加剧的裂纹扩展，导致失效压力（$p_f = 17$ 兆帕）相对于无缺陷情况降低了 39%，但相对于未熔合情况仅下降了 5%。结果表明，缺陷共存会进一步促进氢致开裂，但总体行为仍主要由危害最大的缺陷所控制。

4. 结论

我们提出了一种新颖的计算框架，将热-力耦合焊接过程建模与耦合变形-扩散-断裂模拟相结合。该框架采用相场法，考虑弹塑性变形和断裂，以及多重陷阱

现象，从而能够首次揭示残余应力与氢俘获之间的相互作用。所提出的计算框架专门用于研究面向氢气输送的X80钢管道环焊缝。首先，运行焊接过程模型，以确定残余应力状态以及各焊缝区域的尺寸：母材（BM）、焊缝金属（WM）和热影响区（HAZ）。结果反映了热场和力场中的预期趋势。随后开展结构完整性模拟，以量化氢对焊缝的不利影响。主要发现包括：

- 残余应力主导焊缝中的氢俘获。研究发现，位错中俘获的氢是陷获氢浓度的主要来源，其最大值出现在焊根附近，此处的焊接残余应力最高。

- 弹塑性相场断裂建模能够预测不同焊缝区域（母材、焊缝金属、热影响区）的裂纹扩展抗力行为，并准确捕捉塑性耗散在裂纹扩展过程中提高韧性的作用。

- 氢、残余应力和焊缝性能异质性的共同作用会导致失效模式从塑性塌陷转变为快速断裂，即使不存在初始缺陷也是如此。

- 焊缝区域的微观结构非均匀性导致氢俘获特性和脆化倾向各不相同，开裂集中发生在热影响区。

- 研究发现，孔隙率影响显著；允许的孔隙率水平（1%）会使 H_2 管道的最大压力较无缺陷情况降低 32%。孔隙率还会影响裂纹扩展路径，使易开裂性最高的区域从热影响区转移至孔隙率最高的区域。

- 在天然气管道中被视为非关键、因而符合标准要求的焊缝缺陷，可能会严重损害氢管道的结构完整性。具体而言，与无缺陷情况相比，未焊透缺陷会使失效压力降低44%，根部收缩缺陷会使其降低36%，焊接瑕疵会使其降低28%，内侧未熔合缺陷会使其降低28%，外侧未熔合缺陷会使其降低4%，而咬边会使其降低

4%。此外，开裂模式也被发现对这些缺陷非常敏感，它们决定了裂纹扩展路径和起始位置。

- 多种缺陷类型同时存在会进一步损害氢输送管道的结构完整性，但由于其行为主要由危害最大的缺陷所控制，因此这种协同效应并不显著。

总体而言，所得结果强调了加强氢输送管道焊缝质量控制以及变更标准和规程的必要性。鉴于在实验室环境中模拟真实工作条件（残余应力、非常规缺陷）所面临的挑战，所获得的认识和建立的框架有助于确定氢输送管道的安全运行范围。未来工作可能包括考虑外部缺陷（如凹痕）以及循环载荷（氢辅助疲劳）导致的退化。还可以通过先进的焊接过程建模进行工艺优化，从而预测在氢环境中可能出现的关键缺陷。

致谢

作者感谢阿斯图里亚斯自治区政府提供的资助（资助编号 SV-PA-21-AYUD/2021/50985）、西班牙科学、创新与大学部提供的资助（资助编号 MCINN-23-CPP2021-008986），以及西班牙经济与竞争力部提供的项目资助（项目编号 PID2021-124768OB-C22）。L. Castro 还感谢 IUTA 提供的资助（资助编号 SV-21-GIJÓN-1-18）。E. Martínez-Pañeda 还感谢 UKRI 的未来领袖奖学金计划提供的资助 [（资助编号 MR/V024124/1], ）、韩国国家研究基金会（NRF）通过 MSIT 提供的资助（资助编号 RS-2024-00397400），以及 UKRI“地平线欧洲”担保计划提供的资助（ERC Starting Grant *ResistHfracture*，EP/Y037219/1）。

CRediT 作者贡献声明

L. Castro: 概念化、调查、方法学、软件、验证、正式分析、撰写初稿、审阅与编辑。**Y. Navidtehrani:** 调查、方法学、软件、审阅与编辑。**C. Betegón:** 调查、经费获取、监督、项目管理、审阅与编辑。**E. Martínez-Pañeda:**

概念化、调查、方法学、资源、监督、项目管理、经费获取、审阅与编辑。

利益冲突声明

作者声明，他们不存在任何已知的竞争性财务利益或个人关系，可能会影响本文所报告的工作。

参考文献

[1] S. Van Renssen ，《氢能解决方案？》，《自然·气候变化》10 (9) (2020) 799–801。

[2] H. Yu, A. Díaz, X. Lu, B.Sun, Y. Ding, M.Koyama, J.He, X.Zhou, A. Oudriss, X.Feaugas, 等，《氢脆：显著的材料挑战——综述与未来方向》，《化学评论》124 (10) (2024) 6271–6392。

[3] R. P. Gangloff，氢致开裂，载于：I. Milne、R. Ritchie、B. Karihaloo（编），《结构完整性大全》第6卷，爱思唯尔科学出版社，2003年，第31–101页。

[4] Z. D. Harris、B. P. Somerday，钢的氢脆：气态氢中的力学性能，《国际材料评论》（2025年）09506608251338698。

[5] Y.-S. Chen、C. Huang、P.-Y. Liu、H.-W. Yen、R. Niu、P. Burr、K. L. Moore、E. Martínez- Pañeda、A. Atrens、J. M. Cairney，金属中的氢俘获与脆化——综述，《国际氢能杂志》147（2025年）150033。

[6] T. Iwadate、T. Karaushi、J. Watanabe，根据夏比V型缺口试验结果预测 21/4Cr-1Mo压力钢的断裂韧度，载于：《缺陷扩展与断裂》，ASTM国际，1977年，第493–506页。

[7] Z. S. Hosseini, M. Dadfarnia, K. A. Nibur, B. P. Somerday, R. P. Gangloff, P. Sofronis 等，《抵抗氢脆的俘获》，载于：2016年国际氢能会议论文集：《氢环境中的材料性能》，美国机械工程师学会出版社，纽约，纽约州，2017年，第71–80页。

[8] J. A. Ronevich，《管线钢母材和焊缝中的氢脆》，技术报告，桑迪亚国家实验室（SNL-CA），利弗莫尔，加利福尼亚州（美国）（2015）。

[9] A. Díaz、I. Cuesta、C. Rodríguez、J. Alegre，《非均匀微观结构对焊接接头裂纹尖端附近氢扩散与俘获模拟的影响》，《理论与应用断裂力学》112（2021）102879。

[10] D. R. Chalfoun、J. Parker、M. Gagliano、E. Martínez-Pañeda，针对性热处理：表征氢气输送管道关键焊缝区域的断裂抗力（已投稿）。

[11] A. Alvaro、V. Olden、A. Macadre、O. M. Akselsen，氢气压力下焊接模拟 X70热影响区的氢脆敏感性，《材料科学与工程：A辑》597（2014）29–36。

[12] J. A. Ronevich、E. J. Song、B. P. Somerday、C. W. San Marchi，气态氢环境下管道焊缝的氢辅助断裂抗力，《国际氢能杂志》46（10）（2021）7601–7614。

[13] J. A. Ronevich、C. R. D'Elia、M. R. Hill，考虑残余应力效应的高压氢气中 X100钢焊缝疲劳裂纹扩展速率，《工程断裂力学》194（2018）42–51。

[14] B.Tekkaya, M.Dölz, S.Münstermann，基于制管变形历史的氢敏感性多尺度研究，《国际机械科学杂志》282 (2024) 109625。

[15] P. Bortot, M. Ortolani, M. Sileo, E. Escorza, M. Connolly, Z. N. Buck, A. Chandra，气态氢环境中高强度铁素体钢焊缝断裂抗力的研究，《国际氢能杂志》136(2025) 777–788。

[16] H. Zhou, M. Kinefuchi, Y. Takashima, K. Shibanuma，预测焊接接头疲劳性能的多尺度建模策略，《国际机械科学杂志》284 (2024) 109751。

[17] C. Cui, L. Cupertino-Malheiros, Z. Xiong, E. Martínez-Pañeda，《小尺度试验的断裂力学有效性》，工程断裂力学 (2025年)111321。

[18] K.-W. Seo, J.-H. Hwang, Y.-J. Kim, K.-S. Kim, P.-S. Lam, 《基于氢环境下小冲孔试验数据预测氢脆材料的断裂韧度》, 《国际机械科学杂志》225 (2022) 107371。

[19] J.-Y.Kim、K.-W.Seo、Y.-J.Kim、K.-S.Kim，低温下氢脆API X52管道的断裂分析，《国际机械科学杂志》276（2024）109374。

[20] S. Serebrinsky、E. A.Carter、M.Ortiz，量子力学启发的氢脆连续体模型，Journal of the Mechanics and Physics of Solids 52（10）（2004）2403–2430。

[21] H. Yu、J. S. Olsen、A. Alvaro、V. Olden、J. He、Z. Zhang，高强钢的统一氢致退化定律，工程断裂力学157（2016）56–71。

[22] S. delBusto、C.Betegón、E.Martínez-Pañeda，环境辅助疲劳的黏聚区框架，工程断裂力学185（2017）210–226。

[23] E. Martínez-Pañeda、A. Golahmar、C. F. Niordson，《氢辅助开裂的相场表述》，《计算机方法在应用力学与工程中的应用》342（2018）742–761。

[24] V. Diddige、S. Roth、B. Kiefer，《氢促进断裂的相场建模：通过基于化学势的变分表述自然纳入静水应力依赖性》，《计算机方法在应用力学与工程中的应用》445（2025年）118143。

[25] Y. Tan、F. Peng、P. Li、C. Liu、J. Zhao、X. Li，《富氢环境下压电材料的相场断裂模型》，《国际机械科学杂志》291（2025年）110092。

[26] P. K. Kristensen、C. F. Niordson、E. Martínez-Pañeda，《相场断裂评估：裂纹萌生与扩展》，《皇家学会哲学汇刊A辑：数学、物理与工程科学》379（2203）（2021）。

[27] Y. Yin、H. Yu、H. Yan、S. Zhu，《大/小结构用扩散长度尺度可调相场断裂模型》，《国际机械科学杂志》285 (2025年) 109839。

[28] P. K. Kristensen, E. Martínez-Pañeda，使用拟牛顿方法和一种新的自适应步长方案进行相场断裂建模，《理论与应用断裂力学》107 (2020) 102446。

[29] T. K. Mandal, V. P. Nguyen, J.-Y. Wu, C. Nguyen-Thanh, A. de Vaucorbeil，热弹性固体断裂：相场建模及采用高效整体求解器取得的新结果，《计算机方法在应用力学与工程中的应用》376 (2021) 113648。

[30] P. K. Kristensen、C. F. Niordson、E. Martínez-Pañeda，氢辅助失效建模中的相场断裂应用，《理论与应用断裂力学》110（2020）102837。

[31] L. Hai、H. Zhang、P. Wriggers、Y.-j. Huang、Y. Feng、P. Junker，高效三维准脆性断裂相场建模的新型半显式数值算法，《计算机方法在应用力学与工程中的应用》432（2024）117416。

[32] D. Yi、Z. Yang、L. Yi、J. Liu、C. Yang、L. Gou、N. Zheng、X. Li、D. Fu、Z. Huang，热弹塑性介质中的水力压裂相场模型，《国际机械科学杂志》283（2024）109750。

[33] J. Zhao、Y. F. Cheng，用于预测管道氢致开裂的相场法，《国际机械科学杂志》283（2024）109651。

[34] T. K. Mandal, J. Parker, M. Gagliano, E. Martínez-Pañeda，氢气输送管道焊缝结构完整性的计算预测，国际氢能杂志136 (2025)923–937。

[35] J. Wijnen, J. Parker, M. Gagliano, E. Martínez-Pañeda，预测焊缝完整性和微观结构非均匀性的计算框架：氢输送应用，Materials & Design 249 (2025) 113533。

[36] J. Wijnen, J. Parker, M. Gagliano, E. Martínez-Pañeda，氢气输送管道的虚拟失效评定图，国际氢能杂志 149 (2025) 149984。

[37]T. Xu, S. Guo, B. Fu, X. Ma, H. Han, Y. Li, H. Jiang，考虑结构–应力–浓度场协同效应的X80管线钢环焊缝区域氢扩散模拟，EngineeringFailureAnalysis 160 (2024) 108–205。

[38] Z. Huang, J. Li, L. Wang, L. Lei, X. Huang, Z. Yin，《X80管道焊接残余应力分析：模拟与验证》，《力学科学》15 (2024) 305–314。

[39] Y. Yang, L. Shi, Z. Xu, H. Lu, X. Chen, X. Wang, 《X80管线钢焊接接头中材料的断裂韧度》, 《工程断裂力学》148 (2015) 337–349。[40] 美国石油学会, 《管线管API规范5L——第46版》（4月）（2018）205。[41] L. L. Mathias, D. F. Sarzosa, C. Ruggieri, 《试样几何形状和加载方式对高强度管道环焊缝裂纹扩展阻力曲线的影响》, 《国际压力容器与管道杂志》111-112 (2013) 106–119。

[42] M. J. Gaudet, 《与 X80 管线钢环焊缝热影响区相关的微观组织的拉伸性能与韧性》, 博士论文，阿尔伯塔大学，加拿大埃德蒙顿（2015）。

[43] D. Yu、C. Yang、Q. Sun、L. Dai、A. Wang、H. Xuan, 《工艺参数对 X80 管道环焊缝温度和残余应力分布的影响》, 《国际压力容器与管道杂志》203（2023）104939。

[44] K. Seleš、M. Perić、Z. Tonković, 《采用规定温度法进行焊接过程的数值模拟》, 《建筑钢结构研究杂志》145（2018）49–57。

[45] C. Parmar、C. Gill、B. Pellereau、P. Hurrell, 《使用 Abaqus二维焊接图形用户界面对多层异种金属接管与管道焊缝进行模拟并与测量结果进行比较》, Chandra-has，载于：《ASME 2016压力容器与管道会议论文集》（PVP2016），美国机械工程师学会，加拿大不列颠哥伦比亚省温哥华，2016。

[46] T. Garcin、M. Militzer、W. J. Poole、L. Collins，X80管线钢热影响区的微观组织模型，《材料科学与技术》（英国）32 (7) (2016) 708–721。[47] M. Isfandbod、E. Martínez-Pañeda，基于机理的多陷阱相场模型：氢致断裂, 《国际塑性杂志》144 (2021) 103044。[48] L. Cupertino-Malheiros、T. K. Mandal、F. Thébault、E. Martínez-Pañeda, 单边缺口拉伸（SENT）试验是否适用于评估氢致开裂敏感性, 《工程失效分析》162 (2024) 108360。

[49] A. H. Krom、R.W. Koers、A. Bakker，钝化裂纹尖端附近的氢传输，Journal of the Mechanics and Physics of Solids 47 (4) (1999) 971–992。

[50] A. Díaz、J. Alegre、I. Cuesta、Z. Zhang，《金属中的氢输运》的显式实现，《国际机械科学杂志》273 (2024) 109195。

[51] L. Cupertino-Malheiros、A. Oudriss、F. Thébault、M. Piette、X. Feaugas，氢在低合金回火马氏体钢中的扩散与俘获，《冶金与材料学报 A》54(4) (2023) 1159–1173。

[52] G. I. Taylor、H. Quinney，冷加工后金属中残留的潜能，《伦敦皇家学会会刊 A辑：数学与物理学论文集》143 (849) (1934) 307–326。

[53] R. Oriani、P. Josephic，钢中氢致开裂的平衡特性，《金属学报》22 (1974) 1065–1074。

[54] E. García-Macías, Z. D. Harris, E. Martínez-Pañeda，《TDS模拟器：用于模拟程序升温氢解吸的MATLAB应用程序》，国际氢能杂志 94 (2024) 510–524。

[55] S. Zheng, Y. Qin, W. Li, F. Huang, Y. Qiang, S. Yang, L. Wen, Y. Jin，《氢陷阱对X80管线钢中氢渗透的影响：一项实验与模拟研究》，国际氢能杂志 48 (12) (2023) 4773–4788。

[56] Y. Sun, Y. F. Cheng，《应力条件下氢在高强度X80钢焊缝中的渗透与分布及其对管线失效的影响》，国际氢能杂志 46 (44) (2021) 23100–23112。

[57] A. Díaz, J. Alegre, I. Cuesta，《采用传热类比的耦合氢扩散模拟》，《国际机械科学杂志》115 (2016) 360–369。

[58] L. Jemblie、V. Olden、O.M.Akselsen，《凝聚区建模作为数值评估钢结构氢脆方法的综述》，《皇家学会哲学汇刊A辑：数学、物理与工程科学》375 (2098) (2017) 20160411。

[59] R. Fernández-Sousa、C. Betegón、E. Martínez-Pañeda，《微观结构陷阱对氢辅助疲劳影响的分析》，材料学报 199 (2020) 253–263。

[60] J. Lufrano, P. Sofronis, D. Symons，X-750合金缺口附近的氢传输与大应变弹塑性，《工程断裂力学》59 (6) (1998) 827–845。[61] E. Martínez-Pañeda, C.F.Niordson, R.P. Gangloff，基于应变梯度塑性的氢环境辅助开裂建模，《材料学报》117 (2016) 321–332。
[62] Gilman JJ.，《固体中的流动微观力学》，麦格劳-希尔，1969。

[63] M. Dadfarnia, P. Sofronis, T. Neeraj，氢与多重陷阱的相互作用：能否用于缓解脆化?《国际氢能杂志》36 (16) (2011) 10141–10148，欧洲燃料电池，2009年。

[64] J. Shang, J.Guo, Z.Hua, B.Xing, T.Cui, H.Wei，塑性变形对X80管线钢中氢俘获与氢分布的影响，《国际氢能杂志》136 (2025年) 1306–1316。

[65] X. Li, X. Ma, J. Zhang, E. Akiyama, Y. Wang, X. Song，《金属中氢脆综述：氢扩散、氢表征、氢脆机制与预防》，《金属学报（英文版）》33 (6) (2020) 759–773。

[66] H.K.D.H. Bhadeshia，《钢中氢脆的预防》，《铁钢国际》56 (2016) 24–36。

[67] P. Zhang, M. Laleh, A. E. Hughes, R. K. Marceau, T. Hilditch, M. Y. Tan，《微观组织对高强度管线钢焊接接头氢脆及氢致开裂行为的影响》，腐蚀科学 227 (2024) 111764。

[68] C.-Y. Yan, C.-Y. Liu, G.-Y. Zhang，《X80管线钢焊接接头中氢扩散的模拟》，Journal of Central South University 21(12) (2014) 4432–4437。

[69] B. Bourdin、G.A.Francfort、J.-J.Marigo，《重新审视脆性断裂的数值实验》，Journal of the Mechanics and Physics of Solids 48 (4) (2000) 797–826。

[70] E. Tanné、T. Li、B. Bourdin、J.-J. Marigo、C.Maurini，《脆性断裂变分相场模型中的裂纹萌生》，Journal of the Mechanics and Physics of Solids 110 (2018) 80–99。

[71] G. Molnár, A. Doitrand, R. Estevez, A. Gravouil，《韧性还是强度？耦合准则对相场断裂中正则化的解释》，理论与应用断裂力学 109 (2020) 102736。

[72] H. Amor, J. J. Marigo, C. Maurini，《单边接触下变分脆性断裂的正则化表述：数值实验》，Journal of the Mechanics and Physics of Solids 57 (8) (2009) 1209–1229。

[73] C. S. Marchi, B. P. Somerday, K. A. Nibur, D. G. Stalheim, T. Boggess, S. Jansto，《气态氢环境下X80管线钢的断裂抗力与疲劳裂纹扩展》，美国机械工程师学会，压力容器与管道分部（出版物）PVP 6(PARTSA ANDB) (2011) 841–849。

[74] C. S. Marchi, J. Ronevich，气态氢对管道焊接结构的影响 SAND2022-0820 PE（1月）（2022年）。

[75] J. Shang, J. Z. Wang, W. F. Chen, H. T. Wei, J. Y. Zheng, Z. L. Hua, L. Zhang, C. H. Gu, 纯氢与氢气/天然气混合物对两种碳钢断裂韧性退化的不同影响，Materials Letters 296（2021年）88–91。

[76] M. L. Martin, M. J. Connolly, F. W. DelRio, A. J. Slifka，铁素体钢中的氢脆，Applied Physics Reviews 7（4）（2020年）041301。

[77] A. Díaz, J. M. Alegre, I. I. Cuesta, E. Martínez-Pañeda，用于预测氢脆的COMSOL框架，第二部分：相场断裂，工程断裂力学319（2025年）111008。

[78] Y. Navidtehrani、C. Betegón、E. Martínez-Pañeda，《耦合问题相场建模的通用框架：在热-力断裂、水力压裂、氢脆和腐蚀中的应用》，《工程断裂力学》326（2025年）111363。

[79] J. W. Hutchinson、V. Tvergaard，《弹塑性固体中裂纹扩展抗力与断裂过程参数之间的关系》，《固体力学与物理学杂志》40（6）（1992）1377–1397。

[80] M. L. Williams，《静止裂纹基部的弯曲应力分布》，Journal of Applied Mechanics, Transactions 美国机械工程师学会 28 (1) (1960)78–82。

[81] 美国石油学会，API Std 1104，《管道及相关设施焊接》，第 22 版（2023）。

[82] 欧洲标准，焊接。钢、镍、钛及其合金的熔焊接头（不包括束焊）。缺欠质量等级（ISO5817:2023）。（2023）。