

# 残余应力对 Super304H 焊缝金属再热裂纹敏感性的影响

肖孝鹏<sup>1,2</sup>, 董文超<sup>1</sup>, 李殿中<sup>1</sup>, 李依依<sup>1,3</sup>, 陆善平<sup>1</sup>

(1. 中国科学院金属研究所 沈阳材料科学国家研究中心, 辽宁 沈阳 110016)

(2. 中国科学技术大学 材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110016)

(3. 中国科学院金属研究所 核用材料与安全评价重点实验室, 辽宁 沈阳 110016)

**摘要:** 采用预压缩 CT 试样的方法研究了残余应力对 Super304H 奥氏体不锈钢焊缝金属再热裂纹敏感性的影响。通过 ABAQUS 模拟结合 EBSD 表征分析了不同残余应力下的焊缝金属的塑性应变分布和位错密度分布, 并从残余应力诱导焊缝金属晶内析出相的方面解释了残余应力对焊缝金属再热裂纹敏感性的影响。结果表明: 高预压缩载荷的 CT 试样具有更高的残余应力, 更容易产生再热裂纹。随着残余应力的增加, 焊缝金属拉伸试样的抗拉强度逐渐降低。焊缝金属 CT 试样靠近 U 型口的高残余应力区域具有更高的位错密度和更高比例的亚晶, 促进了晶内小颗粒相的析出, 使得晶内硬化更为严重, 再热裂纹更容易产生。

**关键词:** 再热裂纹; 残余应力; 奥氏体不锈钢; 焊缝金属; 位错密度

中图分类号: TG142.71

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)06-2093-10

Super304H 奥氏体不锈钢作为超超临界火电机组中过热器与再热器管道的常用材料<sup>[1-7]</sup>。发电厂的管道部件暴露在高温和高蒸气压力环境, 恶劣的服役环境使得管道部件在高温长期服役时易产生再热裂纹失效<sup>[8-13]</sup>。再热裂纹失效与焊接残余应力和外部载荷产生的应力密切相关, 例如蒸气压力载荷。焊接拉伸残余应力与这些外部载荷应力的结合会产生更为复杂的应力状态, 可能会加速这些部件在高温下的再热裂纹损伤和开裂, 对结构的完整性产生极为不利的影 响<sup>[14-16]</sup>。因此, 研究残余应力对焊件的再热裂纹敏感性的影响对于评估高温结构部件的可靠性具有重要作用。

由于实际管道焊件的几何形状, 残余应力状态和微观组织结构复杂, 难以量化的研究残余应力对焊件再热裂纹敏感性的影响, 因此通常采用实验室条件下的再热裂纹敏感性试验进行分析。目前常用的再热裂纹敏感性量化评价试验方法当中, 等温恒应变拉伸试验<sup>[17-20]</sup> (isothermal slow strain rate tensile test, STF) 不能实现残余应力的松弛和三轴应力状态的引入, 固定位移的 Gleeble 试验方法可以实现应力松弛, 但是仍不能引入三轴应力状态的残余应力<sup>[21]</sup>。

Turski<sup>[22]</sup>等提出了预压缩 CT 试样的方法, 通过对 CT 试样施加超过屈服强度的预压缩载荷后再快速卸载, 该过程可以将多轴的拉伸残余应力场引入 CT 试样的 U 型口处。有限元分析、中子衍射试验证明了拉伸残余应力场可以通过改变预压缩载荷和 CT 试样的缺口半径来进行控制<sup>[15, 22-23]</sup>。基于此设计的 CT 试样方法, Chen<sup>[16]</sup>等研究了残余应力对 Cr-Mo-V 钢蠕变损伤和裂纹萌生的影响, 主要关注残余应力、主载荷和材料的蠕变延性的综合影响。Zhao<sup>[15]</sup>等则研究了残余应力对 P92 钢蠕变裂纹扩展行为的影响。可以看出, 目前关于残余应力对再热裂纹敏感性的研究更多的集中于力学层面, 关于冶金学的方面的研究几乎没有, 因此有必要从冶金学的角度分析残余应力对奥氏体不锈钢焊缝金属再热裂纹敏感性的影响。

预压缩 CT 方法的优势在于能够量化的预制三轴应力状态的残余应力, 从而与实际服役的工件更好的联系起来。因此, 本研究主要对焊缝金属 CT 试样施加了不同的预压缩载荷, 比较在不同梯度的残余应力下焊缝金属的再热裂纹损伤程度。然后, 分析了具有不同再热裂纹损伤程度的焊缝金属拉伸试样的高温拉伸性能变化。之后, 通过 ABAQUS 模拟结合 EBSD

收稿日期: 2022-06-10

基金项目: 沈阳材料科学国家实验室创新项目 (L2019R35)

作者简介: 肖孝鹏, 男, 1993 年生, 博士生, 中国科学技术大学材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110016, 电话: 024-23971973, E-mail: pxiao2021@qq.com

表征分析解释了残余应力对焊缝金属再热裂纹敏感性的影响。

### 1 实 验

试验过程采用自制的 YT-304H 焊丝和 Super304H 奥氏体不锈钢板材进行多层多道焊焊接，焊接方法为钨极氩弧焊。表 1 为 YT-304H 焊丝、焊缝金属和 Super304H 奥氏体不锈钢板材的化学成分。从表中可以看出，焊缝金属的化学成分相比焊丝多出了极其微量的 Nb 元素，这可归结为母材熔化稀释带入焊缝金属少量 Nb。关于钨极氩弧焊的焊接工艺参数在之前的工作中已有详细描述<sup>[24]</sup>，焊前需要进行 15 °反变形处理，焊后则需要对焊缝金属进行 X 射线探伤检测，确保得到无缺陷的焊缝金属试样。

试验过程中采用了预压缩 CT 试样的再热裂纹试验方法，如图 1a 所示，CT 试样取样于焊接接头区域，中间处为焊缝金属，两侧区域为母材。关于 CT 试样设计更为详细的说明已在之前的工作中进行了说明<sup>[25]</sup>。然后将制得的焊缝金属 CT 试样以 2 kN/min 的加载速度进行压缩，加载到设定的载荷后，在一秒内释放所有载荷。使用引伸计测量 CT 试样缺口处的位移随压缩载荷的变化，如图 1b 所示，由于过大的预压缩载荷导致 U 型口处的受到的压应力超过了屈

服极限，卸载预压缩载荷后，U 型口处产生了拉伸的残余应力场，缺口位移并不能回到原点。然后对不同成分的焊缝金属 CT 试样施加不同的预压缩载荷，即可得到预制了不同残余应力的 CT 试样。对于 CT 试样的表征，需要用线切割沿厚度方向将 10 mm 厚度的 CT 试样均分为 2 块 5 mm 厚度的半片 CT 试样。其中，用金相显微镜观察焊缝顶层的半片 CT 试样的中间厚度面是否产生裂纹。使用装载有 EBSD 的 Supra 35 和 Supra 55 场发射 SEM 电镜对焊缝金属进行 EBSD 表征分析和析出相观察。对于焊缝金属底部的半片 CT 试样，以 50 mm/min 的横梁位移速率在室温下快速拉断，以便观察 CT 试样 U 型口处的断口形貌。

此外，根据 CT 试样的尺寸和夹具装载的尺寸，设计了厚度为 4.5 mm 的板状拉伸试样，如图 2 所示。板状拉伸试样取自于靠近焊缝底部的半片 CT 试样，板状拉伸试样的平行段中央位置对应 CT 试样 U 型口区域。该实验的目的在于研究 650 °C 试验温度下产生的再热裂纹损伤程度对焊缝金属高温力学性能的影响，因此试验温度也同样设置为 650 °C。高温拉伸试验过程根据国家标准 GB/T228.2-2015 进行，屈服前的横梁位移速率为 0.1 mm/min，屈服后的横梁位移速率为 0.16 mm/min。

表 1 YT-304H 焊丝、焊缝金属和 Super304H 奥氏体不锈钢母材的实测成分

Table 1 Chemical composition of YT-304H welding wire, weld metal and Super304H austenitic stainless steel base metal (ω/%)

Material	Nb	C	Si	Mn	Cu	Ni	Cr	Mo	N	P	S
Welding wire	0	0.10	0.18	3.07	2.87	16.9	18.26	0.97	0.19	0.002	0.0006
Weld metal	0.051	0.10	0.18	2.74	3.00	15.9	18.25	0.89	0.094	-	-
Base metal	0.45	0.10	0.27	0.81	3.16	9.08	17.68	0.36	0.10	0.003	0.0007

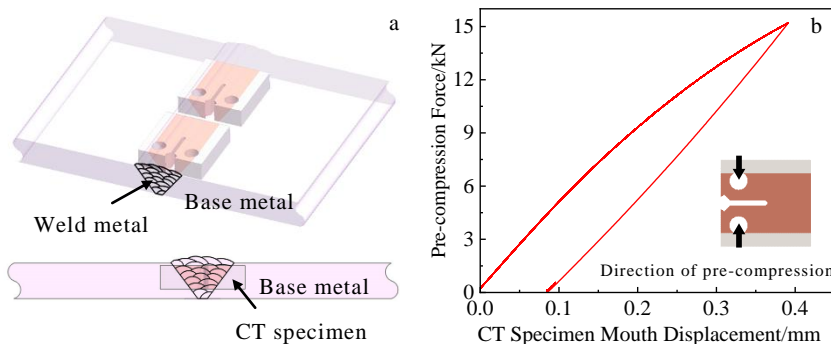


图 1 CT 试样制备以及预压缩过程的示意图

Fig.1 Schematic diagrams of CT specimen preparation (a) and pre-compression process (b)

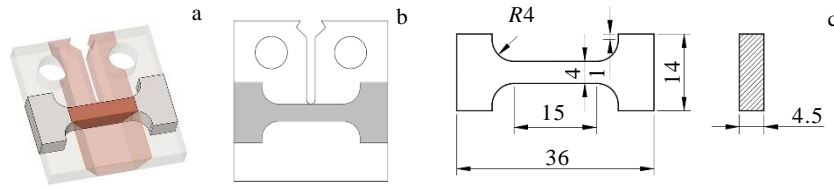


图 2 高温拉伸试样的取样位置以及尺寸示意图

Fig.2 Schematic diagrams of sampling location (a-b) and dimension (c) of high-temperature tensile specimens (mm)

通过 RFDA HTVP 1750-C 高温弹性模量测试仪分别测量了焊缝金属在室温下的杨氏模量( $E$ )和泊松比( $\mu$ )分别为 174.95 GPa、0.297。为了获得焊缝金属的真应力应变曲线,从焊缝金属中制得直径为 6 mm 的圆棒状标准拉伸试样,图 3 为圆棒状拉伸试样的尺寸示意图,试验过程中分别取 3 支进行平行试验。拉伸试验是在 INSTRON 5982 万能试验机上以 0.9 mm/min 的横梁位移速率进行。图 4 为焊缝金属测量得到的真应力-应变曲线。图 5 为 CT 试样模型的网格划分图,使用八节点六面体线性减缩积分单元 (C3D 8R) 进行划分。为了使数值模拟结果更为准确,在缺口根部区域采用了细密的有限元网格。然后通过刚性圆柱体施加预压缩载荷,并限制圆柱体只在 X 轴方向移动。模拟过程采用的模型为各向同性硬化模型。

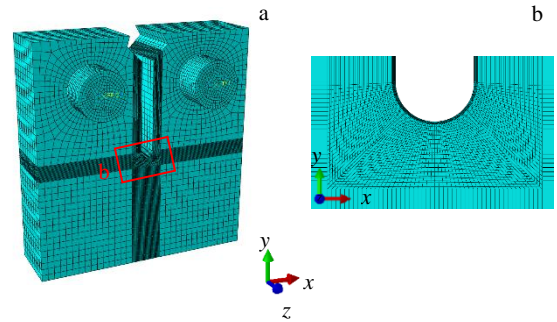


图 5 预压缩的 CT 试样的有限元模型

Fig.5 FEM model (a) and partially enlarged image (b) of the CT specimen

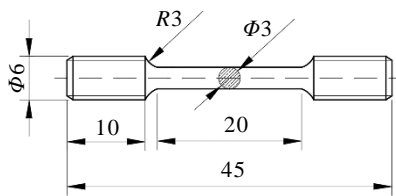


图 3 拉伸试样尺寸的示意图

Fig.3 Schematic diagram of the dimensions of the tensile specimen (mm)

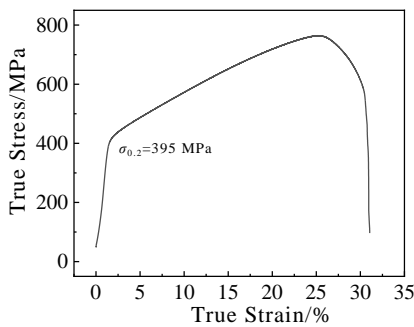


图 4 焊缝金属在室温拉伸下的真应力-应变曲线

Fig.4 True stress-true strain curves of weld metal at room temperature

## 2 结果与讨论

### 2.1 不同残余应力下的损伤分析

图 6 为光学显微镜下观察到的不同预压缩载荷下的焊缝金属 CT 试样在中间厚度面上的裂纹产生情况,试验主要针对 650 °C 高温短期时效和长期时效的焊缝金属 CT 试样进行分析。根据左下角 ABAQUS 模拟结果可知,随着预压缩载荷的增加,中间厚度面 U 型口处具有更高的残余应力  $\sigma_{xx}$  (平行于预压缩方向),且高残余应力区域的面积也逐渐增加。在 650 °C 高温时效 10 h 后,焊缝金属 CT 试样在高残余应力作用下更容易产生裂纹,且随着残余应力的增加,裂纹长度是逐渐增加的,如图 6a~6c 所示。在 650 °C 高温时效 2000 h 后,焊缝金属 CT 试样中间厚度面的裂纹损伤也是随着残余应力的增加而增加的,如图 6d、6e 所示。以上试验结果表明,随着残余应力的增加,焊缝金属 CT 试样的再热裂纹损伤程度是逐渐增加的。

### 2.2 不同残余应力下的断口分析

CT 试样中间厚度面的裂纹观察分析受试验因素影响较大,对 10 mm 厚度的 CT 试样进行对半切割时,并不能得到绝对的 5 mm 厚度半片 CT 试样。CT

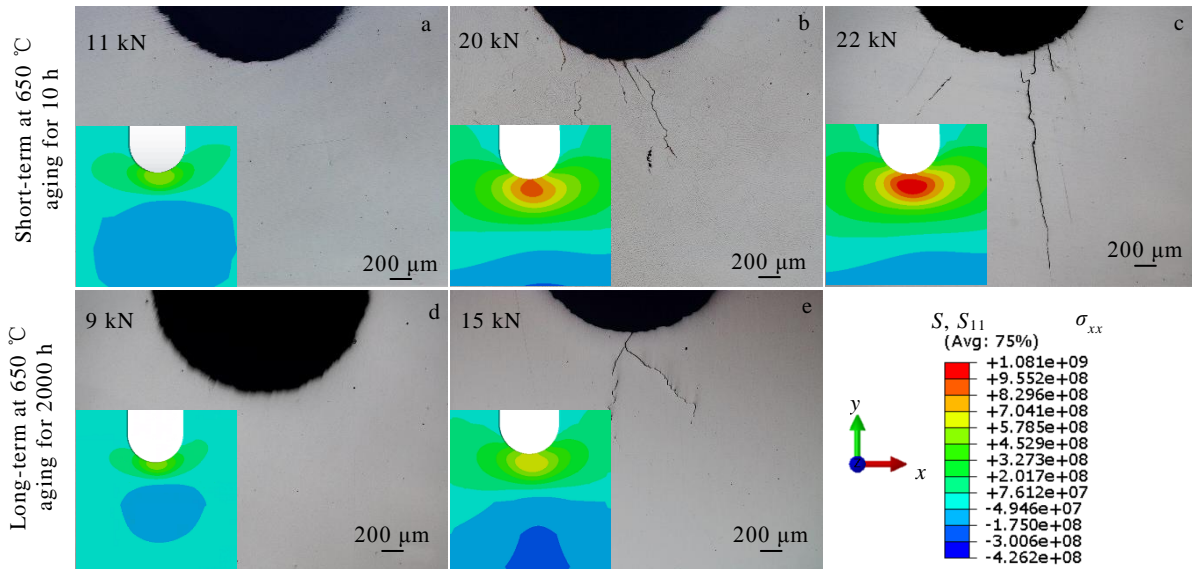


图 6 不同残余应力下的 CT 试样在中间厚度面上的裂纹产生情况

Fig.6 OM images and residual stress ( $\sigma_{22}$ ) distribution maps of the tested CT specimens

试样中间厚度面上的裂纹分析只是将裂纹作为一种二维缺陷进行观察，但实际上裂纹是一种三维缺陷，在 CT 试样中是具有一定的长度、宽度、深度的。尽管试验过程中尽量保证在 0.1 mm 误差厚度范围内，但是仍会对中间厚度面的观察结果产生一定的影响，并且可能会导致裂纹损伤程度差异不是特别大的 CT 试样出现不一致的结果。因此，在这里考虑采用半片 CT 试样在室温快速拉断后得到的沿晶断裂区域的面积作为评价标准，断口作为一种立体形貌可以更大程度地反映高温应力松弛作用下的再热裂纹损伤程度。结合先前工作中的断口形貌分析，只需要比较不同 CT 试样断口处的沿晶断裂区域面积的大小，即可很好的比较不同 CT 试样的再热裂纹敏感性差异<sup>[24]</sup>。

图 7 为扫描电镜下观察到的不同残余应力下的焊缝金属 CT 试样缺口根部处的断口形貌，图中红色线框包裹的区域为沿晶断裂形貌的区域。如图 7a、7b 所示，对于在 650 °C 高温时效 10 h 后的焊缝金属 CT 试样，预压缩 20 kN 载荷的沿晶断裂区域面积要远比预压缩 11 kN 载荷的沿晶断裂区域面积大得多。并且可以清晰的看出预压缩 11 kN 载荷的 CT 试样断口处出现了明显的颈缩现象，而预压缩 20 kN 载荷的 CT 试样断口区域较为平整。随着预压缩载荷增加到 22 kN，CT 试样断口的沿晶断裂区域面积呈现为轻微增加趋势，如图 7c 所示。对于在 650 °C 高温时效 2000 h 后的焊缝金属 CT 试样，预压缩 15 kN 载荷的沿晶断裂

区域面积要比预压缩 9 kN 载荷的沿晶断裂区域面积更大，如图 7d、7e 所示。

### 2.3 不同残余应力的再热裂纹损伤对拉伸性能的影响

图 8a 为预制不同残余应力下的焊缝金属的高温（650 °C）拉伸性能。试验中采用的是预制了 0、11、15、20 kN 载荷然后在 650 °C 高温时效 500 h 的 CT 试样，片状拉伸试样则是从靠近底部焊缝的半片 CT 试样的 U 型口处取得的。从图 8b 可以看出，在预制不同预压缩载荷的残余应力下，片状拉伸试样都是断裂在焊缝区域。根据图 8c 的实验结果，未预制残余应力的片状拉伸试样具有最高的抗拉强度，然后随着预压缩载荷的增加，也即预制的残余应力的增加，片状拉伸试样的抗拉强度逐渐降低。以上结果表明，具有高残余应力的焊缝金属 CT 试样在高温时效过程中具有更高的再热裂纹损伤，导致相应的片状拉伸试样具有更低的高温拉伸强度。

### 2.4 不同残余应力下焊缝金属的 EBSD 分析

为了更准确的研究残余应力的影响，希望试样中残余应力不能完全被松弛，而随着时效时间的增加，CT 试样的残余应力会逐渐松弛而减小，因此试验中只针对短时的 10 h 的焊缝金属 CT 试样进行 EBSD 分析。此外，由于本试验采用的多层多道的钨极氩弧焊，不同焊接批次的焊缝 CT 试样的中间厚度面并不能保持完全一致，因此只对同一焊缝批次的焊道金属中的 CT 试样沿着焊接方向的不同位置进行分析。



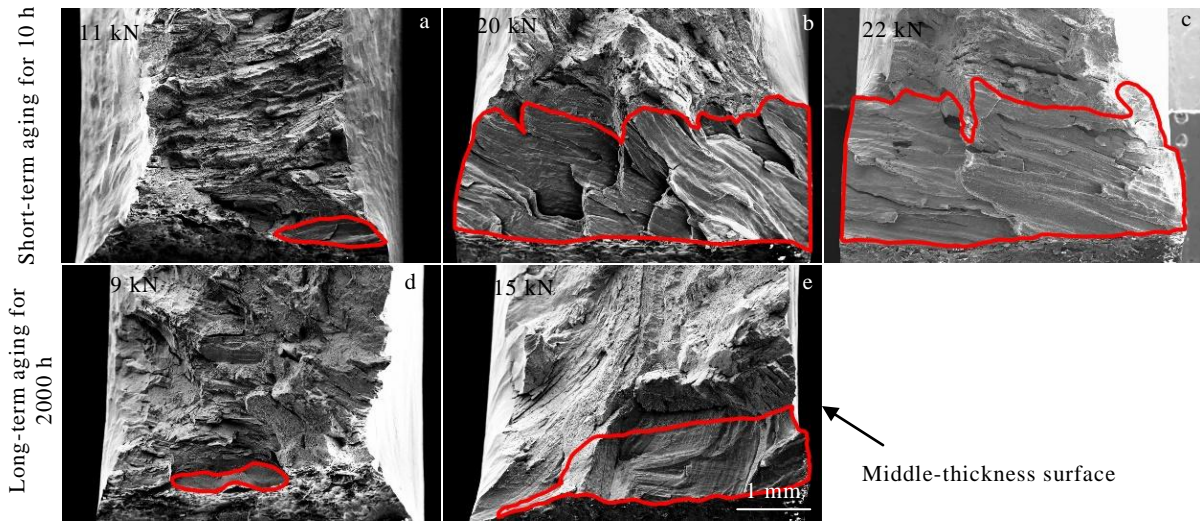


图 7 不同残余应力下的 CT 试样缺口根部处的 SEM 断口形貌

Fig.7 SEM fracture morphologies of the tested CT specimens under different residual stresses



图 8 不同残余应力的焊缝金属试样的高温（650 °C）拉伸性能

Fig.8 High-temperature (650 °C) tensile properties of the tested specimens under different residual stresses: (a) high-temperature tensile curve, (b) tensile sample, and (c) ultimate tensile strength vs pre-compression force

如图 9a、9b 所示，对预压缩 15 kN 再时效 10 h 的焊缝金属 CT 试样在靠近 U 型口处和远离 U 型口处的位置进行取样分析。图 9c、9e 则为通过 ABAQUS 数值模拟分析得到的 CT 试样在靠近 U 型口处和远离 U 型口处的残余应力分布云图，图 9d 为应力云图的标尺。结果表明，靠近 U 型口处的位置比远离 U 型口处具有更高的拉伸残余应力分布，并且呈椭圆形沿 Z 轴分布。

图 10 为预压缩 15 kN 然后在 650 °C 高温时效 10 h 的焊缝金属 CT 试样在远离 U 型口处（样品 A）和靠近 U 型口处（样品 B）的 EBSD 表征结果。在衍射花样质量图中，颜色越深，晶格畸变程度越高<sup>[25]</sup>。如图 10a、10b 所示，靠近 U 型口处的样品 B 比远离 U 型口处的样品 A 具有更高的晶格畸变分

布。样品 B 的高晶格畸变主要分布在中间部分，正好对应着图 9e 中 ABAQUS 模拟的具有高残余应力分布的区域，在该高畸变区域也发现了裂纹的产生。此外，在样品 A 和样品 B 都发现了大量的亚晶（见 10c、10d 中的红色和蓝色线条，分别表示 2°~5° 和 5°~15° 的取向差角度晶界）。亚晶的出现可以理解为<sup>[26]</sup>：位错产生的内应力和外部的拉应力之和超过了奥氏体的屈服应力，导致产生不均匀的塑性变形。而塑性变形储存的应变能可以将位错重新组合形成低角度晶界的位错环来进行释放，从而导致亚晶的产生。根据表 2 统计的不同残余应力的样品的低角度和高角度晶界比例，具有高残余应力的样品 B 具有更高比例的低角晶界。该现象的产生可归结为高塑性变形导致了更多的位错亚结构。KAM 图可用于分析局

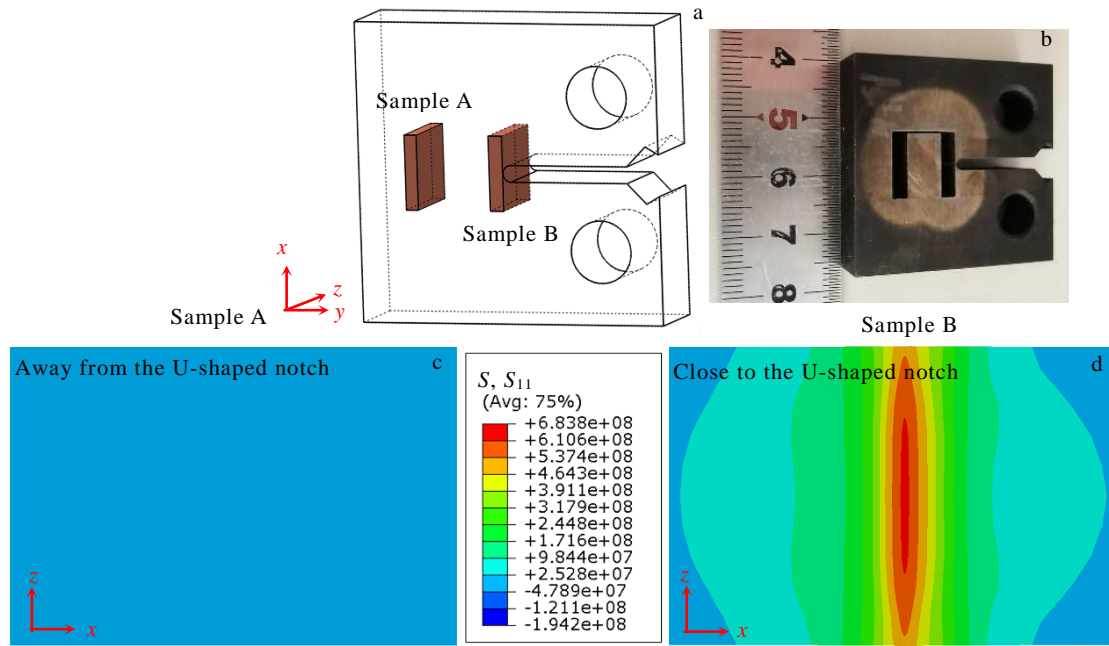


图 9 CT 试样在远离 U 型口处和靠近 U 型口处的残余应力分布

Fig.9 ABAQUS numerical simulation of the CT samples with pre-compression force of 15 kN (a-b); residual stress distributions of CT samples A away from the U-shaped notch (c) and CT samples B close to the U-shaped notch (d)

部区域的应变分布<sup>[27]</sup>。图 10e、10f 分别为具有不同残余应力的样品的 KAM 图。可以看出，高残余应力的样品 B 具有更高的应变分布，裂纹处也具有较高的应变积累。样品的 KAM 频率分布图如图 11 所示，对于低残余应力的样品 A，正态分布的 KAM 频率分布和较小的 KAM 平均值意味着具有较小的局部应变。然而，在高残余应力的样品 B 中，KAM 平均值增加且正态分布向着更高的值移动。图 10g、10h 分别为样品的位错密度分布图（geometrically necessary dislocation, GND），结果表明高残余应力的样品 B 比低残余应力的样品 A 具有更高的位错密度。

图 12 的施密特因子分布图表明，再热裂纹更容易产生于不同取向的 Schmid 因子的晶粒之间。Schmid 因子值较高（0.4~0.5）的区域在应力作用下更容易发生塑性变形，被称为软晶粒。Schmid 因子值较低的晶粒更不容易变形，被称为硬晶粒<sup>[28]</sup>。在高温残余应力的松弛过程中，如果软晶粒与硬晶粒相邻的晶界刚好处于塑性应变较大的区域，会导致纯剪切力难以传递，大量应变会积累在两个取向晶粒的晶界处，诱导裂纹产生。

### 2.5 残余应力对析出相的影响

对比焊缝金属 CT 试样在远离 U 型口处和靠近 U 型口处的析出相分布，在相同的金相腐蚀条件下，图 13a、13b 所示的靠近 U 型口区域的枝晶间处发现密

集的小颗粒相，而图 13c、13d 所示的远离 U 型口处的区域则只有稀疏的小颗粒相。根据图 9 和图 10g、10 h 描述的 ABAQUS 模拟结果和位错密度图，CT 试样靠近 U 型口的区域具有更高的残余应力和更高的位错密度，且高应力区域具有更高比例的亚晶，而位错、亚晶等缺陷会为析出相的形核提供更高的能量<sup>[29]</sup>，降低临界形核功，从而加快晶内密集的小颗粒相析出。而这可能会加剧晶内的硬化，促进焊缝金属的再热裂纹敏感性增加。

另外，试验过程中只发现明显的应力促进晶内析出相形成的现象，并未发现有明显的应力促进晶界析出相长大的现象，这可能是由于焊缝金属过高的再热裂纹敏感性使得在极短时效时间内（10 h）就能产生裂纹<sup>[24]</sup>，析出相还没来得及明显粗化的情况下残余应力就基本已经释放完全。

表 2 不同残余应力下 2 种样品的小角晶界与大角晶界的占比  
Table 2 Fraction of high- and low-angle grain boundaries of the samples

Sample	Rotation angle		
	2 °-5 °	5 °-15 °	15 °-180 °
A	0.568	0.118	0.314
B	0.653	0.148	0.199



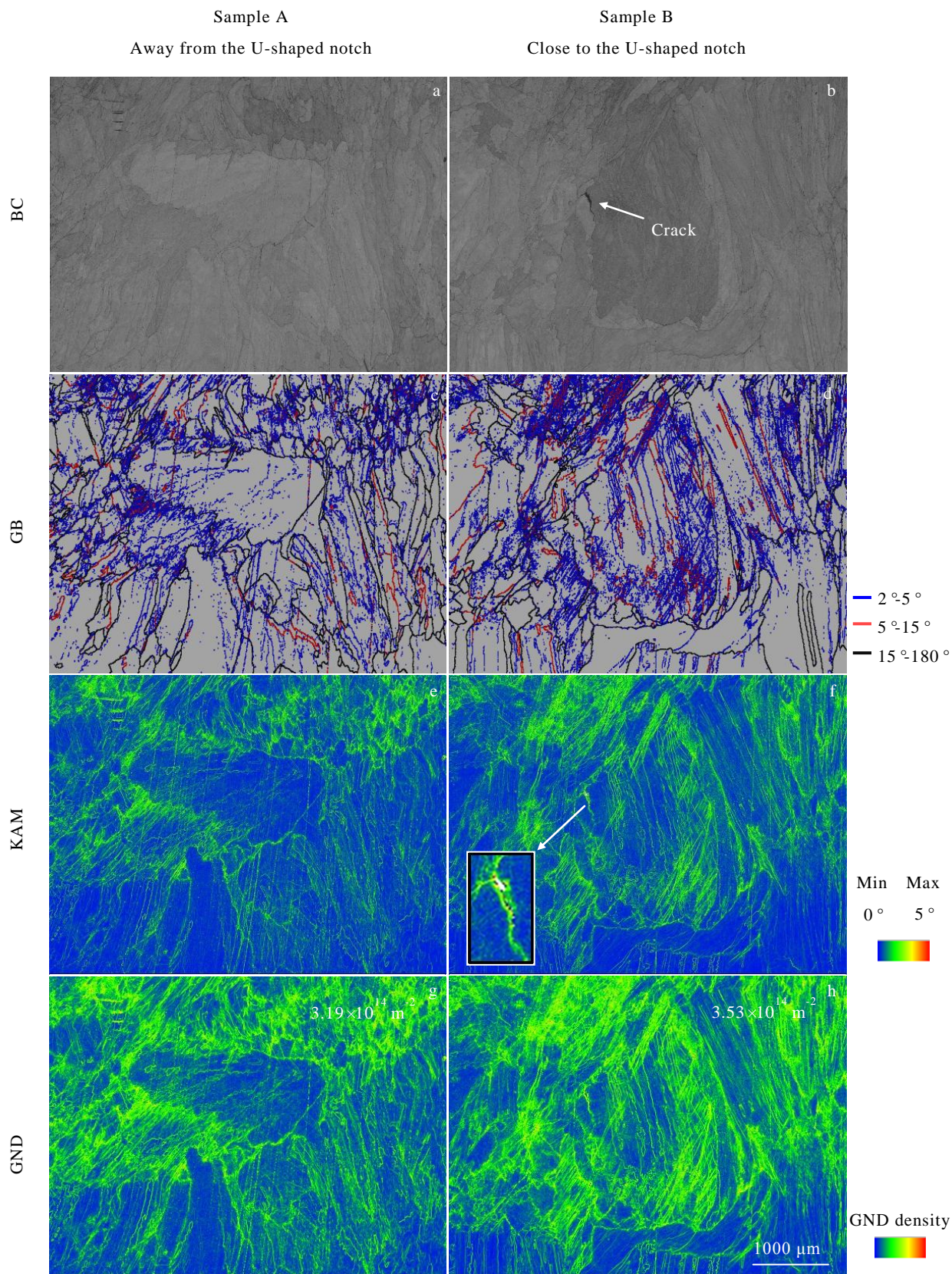


图 10 预压缩 15 kN 再在 650 °C 时效 10 h 的焊缝金属 CT 试样在远离 U 型口处和靠近 U 型口处的 EBSD 照片  
Fig.10 EBSD images of the samples after pre-compression force of 15 kN and then thermal exposure at 650 °C for 10 h



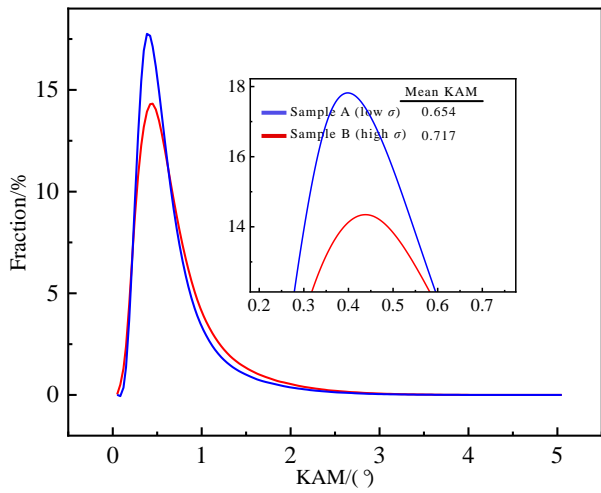


图 11 预压缩 15 kN 再时效 10 h 的焊缝金属 CT 试样在远离 U 型口处 (sample A) 和靠近 U 型口处 (sample B) 的 KAM 图的频率分布

Fig.11 KAM frequency distributions of CT samples far from the U-shaped notch root (sample A) and close to the U-shaped notch root (sample B) after pre-compression force of 15 kN and then thermal exposure at 650 °C for 10 h

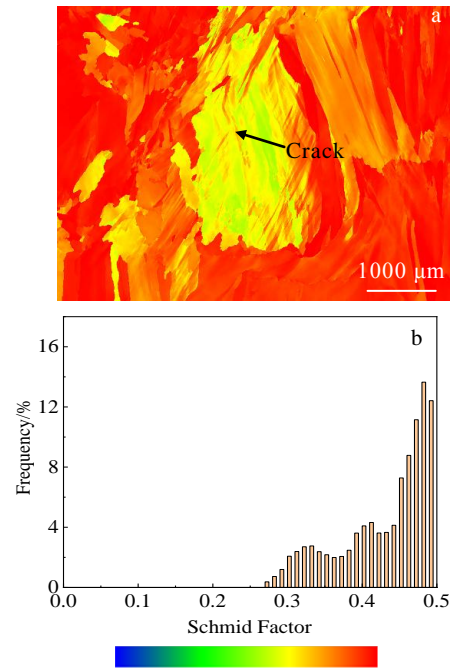


图 12 预压缩 15 kN 再时效 10 h 的焊缝金属 CT 试样在靠近 U 型口处的 Schmid 因子分布图

Fig.12 Schmid factor map (a) and Schmid factor frequency distribution (b) of the CT sample close to the U-shaped notch after pre-compression force of 15 kN and then thermal exposure at 650 °C for 10 h

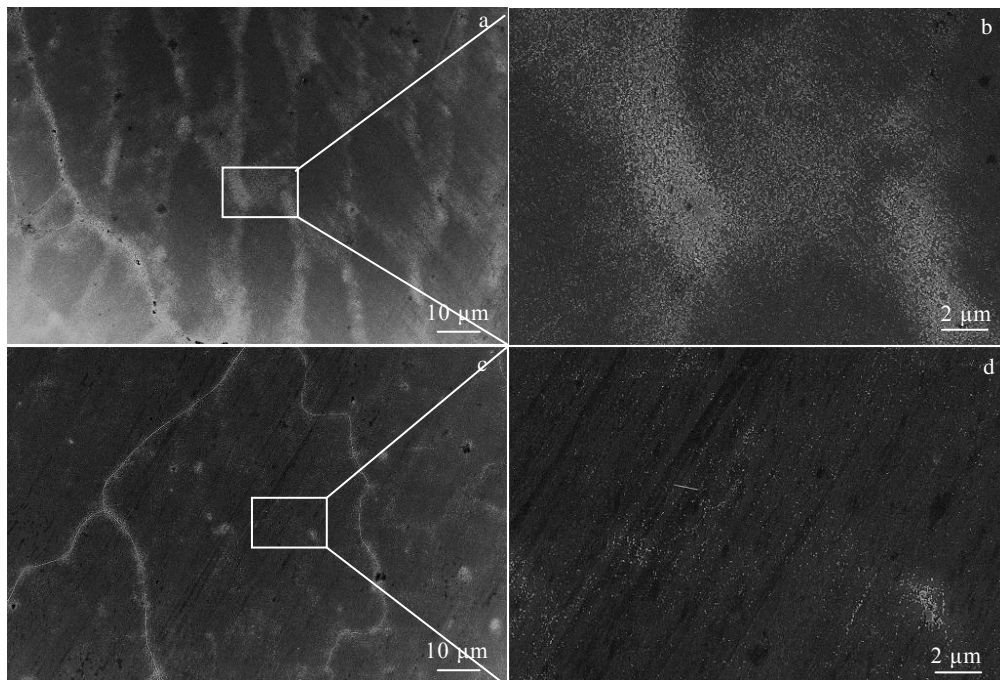


图 13 预制 20 kN 载荷再时效 350 h 的焊缝金属 CT 试样的晶内析出相分布的 SEM 照片

Fig.13 SEM images of intragranular precipitation of the tested CT specimen after pre-compression force of 20 kN and then thermal exposure at 650 °C for 350 h: (a-b) close to the U-shaped notch root and (c-d) away from the U-shaped notch



### 3 结 论

1) 随着预制残余应力的增加, 焊缝金属 CT 试样中间厚度面的裂纹损伤逐渐增加, CT 试样拉断后断口上的沿晶断裂区域的面积也逐渐增加, 表明高残余应力增加了焊缝金属的再热裂纹损伤。焊态以及预制残余应力的焊缝金属拉伸试样在 650 °C 高温拉伸下都断裂在焊缝区域。且随着预制残余应力的增加, 焊缝金属拉伸试样的抗拉强度都逐渐降低。

2) 焊缝金属 CT 试样在靠近 U 型口处的区域比远离 U 型口的区域具有更高的残余应力, 更高的应变分布以及更高的位错密度。再热裂纹更容易出现在具有高 Schmid 因子的硬晶粒和低 Schmid 因子的软晶粒之间的晶界上, 这是由于纯剪切力难以在硬晶粒和软晶粒之间传递, 导致积累过多的应变而容易开裂。

3) 焊缝金属 CT 试样的高残余应力区域具有更高的位错密度和更高比例的亚晶, 加速了晶内小颗粒状相的析出, 加剧晶内的硬化, 使得焊缝金属的再热裂纹敏感性增加。此外, 焊缝金属的高再热裂纹敏感性使得裂纹在短时间内就能产生, 残余应力在晶界析出相还没来得及粗化的时候就已经释放完全, 因此残余应力对焊缝金属的晶界析出相的析出影响不大。

#### 参考文献 References

- [1] Fang Xudong(方旭东), Li You(李友), Xu Fanghong(徐芳泓) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(6): 2091
- [2] Wang X, Li Y, Chen D X *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 754: 238
- [3] Sen I, Amankwah E, Kumar N S *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(13-14): 4491
- [4] Li Y, Wang X. *Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 775: 138 991
- [5] Jiang J, Zhu L H. *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 539: 170
- [6] Ou P, Xing H, Wang X L *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 600: 171
- [7] Bai G S, Lu S P, Li D Z *et al. Corrosion Science*[J], 2015, 90: 347
- [8] Kromm A, Lausch T, Schroepfer D *et al. Welding in the World*[J], 2020, 64(5): 807
- [9] Zhou H L, Mehmanparast A, Nikbin K. *Journal of Multiscale Modelling*[J], 2020, 12(1): 2 050 009
- [10] Bahrami A, Mohammadnejad A, Mahdi K K *et al. International Journal of Pressure Vessels and Piping*[J], 2021, 194: 104 542
- [11] Yoon K B, Yu J M, Nguyen T S. *Engineering Failure Analysis*[J], 2015, 56: 288
- [12] Shi J, Han Z Y, Zhuang F K *et al. Engineering Failure Analysis*[J], 2021, 121: 105 122
- [13] Chabaud-Reutier M, Allais L, Caes C *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2003, 323(1): 123
- [14] Xu M J, Chen J M, Lu H *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 659: 188
- [15] Zhao L, Jing H Y, Xu L Y *et al. Engineering Fracture Mechanics*[J], 2013, 110: 233
- [16] Chen L Y, Wang G Z, Tan J P *et al. Engineering Fracture Mechanics*[J], 2013, 97: 80
- [17] Li Y, Wang J Q, Wang X. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2020, 9(4): 8568
- [18] Li Y, Wang X, Wang J Q *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2019, 266: 73
- [19] Jin Y J, Li Y Z, Wang K Y *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 633: 42
- [20] Jin Y J, Lu H, Yu C *et al. Materials Characterization*[J], 2013, 84: 216
- [21] Phungon I. *An investigation of Reheat Cracking in the Weld Heat Affected Zone of Type 347 Stainless Steel*[D]. Columbus: Ohio State University, 2007
- [22] Turski M, Bouchard P J, Steuwer A *et al. Acta Materialia*[J], 2008, 56(14): 3598
- [23] Pommier H, Busso E P, Morgen T F *et al. Acta Materialia*[J], 2015, 103: 893
- [24] Xiao X P, Li D Z, Li Y Y *et al. Materials Characterization*[J], 2021, 178: 111 309
- [25] Xiao X P, Li D Z, Li Y Y *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2022, 100: 82
- [26] Dutta R K, Petrov R H, Delhez R *et al. Acta Materialia*[J], 2013, 61(5): 1592
- [27] Unnikrishnan R, Northover S M, Hedieh J *et al. Procedia Structural Integrity*[J], 2016(2): 3501
- [28] Wei X, Xu M J, Wang Q Z *et al. Materials & Design*[J], 2016, 110(15): 90
- [29] Li Y, Wang X. *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 809: 140 924

## Effect of Residual Stress on Reheat Cracking Susceptibility of Super304H Austenitic Stainless Steel Weld Metal

Xiao Xiaopeng<sup>1,2</sup>, Dong Wenchao<sup>1</sup>, Li Dianzhong<sup>1</sup>, Li Yiyi<sup>1,3</sup>, Lu Shanping<sup>1</sup>

(1. Shenyang National Laboratory for Materials Science, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

(2. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology of China, Shenyang 110016, China)

(3. Key Laboratory of Nuclear Materials and Safety Assessment, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

**Abstract:** The effect of residual stress on the reheat cracking susceptibility of Super304H austenitic stainless steel weld metal by the pre-compressed CT specimen method was studied. The plastic strain and dislocation density distribution of weld metal under different residual stresses were analyzed by ABAQUS simulation combined with EBSD characterization. The effect of residual stress on the reheat cracking susceptibility was explained from the aspect of stress-induced precipitation. The results show that CT specimens with high pre-compression force have higher residual stress and are more likely to generate cracks. With increasing the residual stress, the tensile strength of the specimen is decreased gradually. The high residual stress region of the CT specimen closed to the U-shaped notch has higher dislocation density and subgrain, promoting the precipitation of the small intragranular phase, which makes the intragranular hardening more serious and the easy occurrence of reheat cracks.

**Key words:** reheat cracking; residual stress; austenitic stainless steel; weld metal; dislocation density

---

Corresponding author: Lu Shanping, Ph. D., Professor, Shenyang National Laboratory for Materials Science, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, P. R. China, Tel: 0086-24-23971429, E-mail: shplu@imr.ac.cn