

X80 管线钢微孔洞形核

邱保文^{1,2)}✉ 袁泽喜¹⁾ 周桂峰²⁾

1) 武汉科技大学材料与冶金学院, 武汉 430081 2) 武钢研究院, 武汉 430080

✉通信作者

摘要 利用扫描电镜和透射电镜等手段, 观察了 X80 管线钢中的夹杂物和 MA 岛, 获得了它们的尺寸统计特征. 应用不同颈缩程度的拉伸试验, 探明了 X80 管线钢中微孔洞萌生的机理: 第一阶段微孔洞的形核是围绕钙处理夹杂物, 在颈缩初期已经开始; 第二阶段属高应变阶段, 此时孔洞是通过 MA 岛/基体界面脱离形核. 通过有限元法分析了拉伸过程, 确定了试样的真实应力-应变曲线, 计算了钙处理夹杂物/基体界面强度和 MA 岛/基体界面强度.

关键词 管线钢; 微孔洞; 形核; 界面强度

分类号 TG 142. 1

Microvoid nucleation in X80 pipeline steel

QIU Bao-wen^{1,2)}✉, YUAN Ze-xi¹⁾, ZHOU Gui-feng²⁾

1) College of Materials and Metallurgy, Wuhan University of Science and Technology, Wuhan 430081, China

2) Research & Development Center, Wuhan Iron and Steel Corporation, Wuhan 430080, China

✉ Corresponding author

ABSTRACT Inclusions and MA islands in X80 pipeline steel were observed and their statistical size characters were obtained by scanning electron microscopy and transmission electron microscopy. The mechanism of microvoid nucleation in X80 pipeline steel was studied through a series of tensile tests with different necking degrees. Microvoid nucleation firstly occurs around calcium treatment inclusions at the early necking stage, while at the deep necking stage, microvoids nucleate by decohesion of MA island/matrix interfaces. Finally the tensile process was analyzed, the curves of true stress to true strain of X80 samples were determined, and the strengths of calcium treatment inclusion/matrix interfaces and MA island/matrix interfaces were calculated by the finite element method.

KEY WORDS pipeline steel; microvoids; nucleation; interface strength

韧性断裂的机理尽管十分复杂, 涉及因素众多, 但公认的断裂过程通常被划分为三个阶段, 即孔洞形核、扩张和聚合阶段. 在各个阶段均有众多的理论预测和数值分析研究, 显示出对所研究材料的极大依赖性. Qiu 等^[1]认为在 X65 管线钢(铁素体型)中含 Ca 夹杂物与基体界面的脱离是孔洞萌生的主要因素, Poruks 等^[2]在一种低碳贝氏体型钢中观察到马氏体与基体界面的脱离是孔洞萌生的主要因素. 本文通过不同程度拉伸试样颈缩部位的细观分析和有限元计算, 明确了 X80 管线钢围绕钙处理夹杂物和 MA 岛萌生孔洞的机理, 计算了 X80 管线钢中钙处理夹杂物和 MA 岛与基体的结合强度, 为开

展 X80 管线钢韧性断裂特性的研究提供了帮助.

1 实验材料与方法

实验材料为热机械控制工艺(TMCP)生产的 X80 管线钢, 组织主要为针状铁素体和岛状残余奥氏体-马氏体组织(即 MA 岛), 化学成分如表 1 所示. 沿横向取样, 加工成 $\phi 10$ mm 圆棒光滑拉伸试样. 拉伸试验在 Zwick 600E 型电子万能试验机上进行. 引伸计标距为 50 mm, 准确度为 0.5 级. X80 管线钢的力学性能见表 2.

对同批次的一系列 X80 管线钢直径为 $\phi 10$ mm 的拉伸试样施以不同程度地拉伸, 并记录应力-应

表1 X80 管线钢化学成分(质量分数)
Table 1 Chemical composition of X80 steel

C	Mn	Si	S	P	Nb	Mo	V	Ti	N	Al
0.025	1.85	0.30	0.004	0.006	0.047	0.25	0.005	0.021	0.007 6	0.015

表2 X80 管线钢横向拉伸力学性能
Table 2 Transverse tensile mechanical properties of X80 steel

试样编号	$R_{p0.2}$ /MPa	$R_{i0.5}$ /MPa	$R_{i1.5}$ /MPa	R_m /MPa	A_g /%	A_{gt} /%	A /%
1	540.0	541.4	593.62	714.1	10.00	10.37	27.41
2	547.0	548.0	601.04	713.0	9.59	9.97	27.19

注:表中力学性能指标与国家标准 GB/T 228.1—2010《金属材料拉伸试验第1部分:室温试验方法》中的术语定义保持一致。

变曲线. 第一件以工程应变变量达到 A_{gt} (10%) 作为停机点, 然后卸载; 其余试样的工程应变变量依次比前一试样增加 2%, 然后卸载. 对试样颈缩部位进行测量, 以帮助确定材料在颈缩后的应力-应变关系.

在未受变形的同炉号 X80 管线钢板中取样制备金相观察试样, 在 FEI Quanta400 型扫描电镜 (SEM) 下对夹杂物进行多个视场的能谱分析和尺寸测量. 同时在 JEM-2000FX II 型透射电镜 (TEM) 下观察试样, 观察钢中 MA 岛的分布并测量其尺寸.

对经过不同程度拉伸试样沿轴向在颈缩部位中心解剖, 制备金相试样, 以供观察微孔洞的萌生情况. 对于拉伸试验进行大变形弹塑性有限元分析, 帮助确定微孔洞萌生时的受力状态和基体变形量大小.

2 实验结果

2.1 X80 管线钢拉伸试验

拉伸后颈缩部位的尺寸及工程应变变量见表 3.

表3 拉伸后试样颈缩部位尺寸记录

Table 3 Specimen necking size records after extruding

试样编号	直径(板厚方向) /mm	直径(平行于轧向) /mm	工程应变变量 /%
3	9.51	9.70	10
4	9.28	9.42	12
5	8.31	8.96	14
6	7.82	8.73	16
7	6.73	8.00	18
8	6.44	7.80	20
9	5.69	7.35	22
10	4.63	5.51	27

从表 3 中可以知道, 拉伸应变变量超过 10% 以后, 试样横截面应变变量沿板厚方向的比沿轧向的大, 显示了一定程度的各向异性, 在后面的有限元分析

中, 对此进行了简化处理, 将颈缩部位截面视为一个等面积的圆, 以等效圆直径作为分析数据.

2.2 X80 管线钢中的夹杂物

对近百个视场中的夹杂物进行了测量. 由于钙处理夹杂物工艺的实施工, 在 X80 管线钢基体中已经难以找到单纯硫化物, 而是复合硫化物氧化物, 并且夹杂物的形态趋于球化. 图 1 为 436 个钙处理夹杂物尺寸的统计分布图. 夹杂物粒子等效圆直径为 1.5 ~ 5 μm 的分布概率大于 95%, 粒径均值为 2.66 μm .

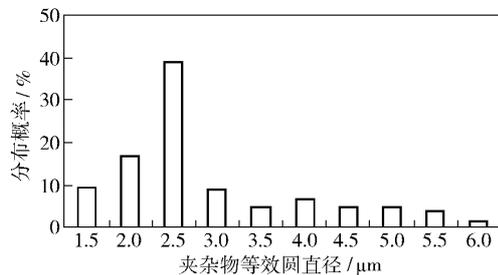


图1 夹杂物统计分布直方图

Fig. 1 Statistical histogram of inclusion size

2.3 X80 管线钢中的 MA 岛

图 2 显示了透射电镜观察到的 MA 岛(深黑色部分)在基体内分布的具体情况. X80 管线钢基体存在大量的针状铁素体组织, 晶粒内有亚晶界和高密度位错. 针状铁素体在一个原始奥氏体晶粒内形成几个不同取向的晶胞, 原始奥氏体晶界已经不明显. 因针状铁素体组织中含碳量极低, 铁素体板条束间不存在碳化物. MA 岛的形成与低温碳元素扩展过程有关^[3], 分布于晶界或铁素体板条束之间, 从形态上来讲, 其外形是无规则的. 受冷却速度的影响, MA 岛在低速冷却时, 数量较少, 但尺寸较大, Wang 等^[4]观察到在 X70 钢中, MA 岛可以达到 4 μm , 并随冷却速度的增加, MA 岛尺寸开始减小; 但在本实验用 X80 试样中, 从多张观察图片的测量结

果表明 MA 岛的尺寸极少有超过 1 μm, 其平均等效圆直径为 0.52 μm.

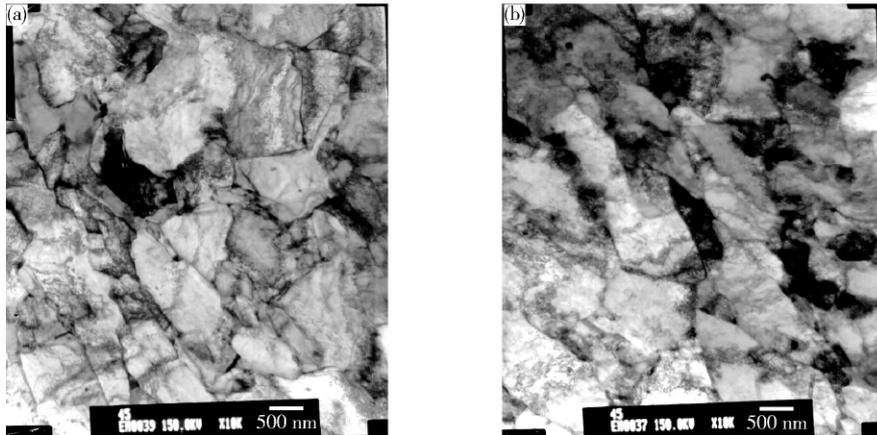


图 2 透射电镜观察 MA 岛分布情况. (a) MA 岛分布于针状铁素体亚晶界; (b) 密集分布的 MA 岛

Fig. 2 TEM micrographs of MA islands: (a) MA islands localized at the subgrain boundaries of acicular ferrites; (b) concentrated MA islands

2.4 微孔洞围绕夹杂物的形核

在颈缩部位, 经过 10%、12% 应变拉伸的试样, 在其纵截面上没有发现孔洞. 经过 14% 应变拉伸的试样(5#), 其颈缩部位的真实应变量为 0.346, 纵截面上观察到了稀疏的微孔洞, 颈缩部位从中心向外, 孔洞的数量依次减少, 距离中心 0.06 mm 处观察到

一个大孔洞, 见图 3. 经能谱分析发现孔洞中心夹杂物为钙处理硫化物, 夹杂物旁边暗黑区域为微孔洞. 在放大倍数为 1 200 的每个视场中孔洞数目不足 10 个, 大小都在 2 μm 及以下. 由此说明, 孔洞刚刚开始萌生.

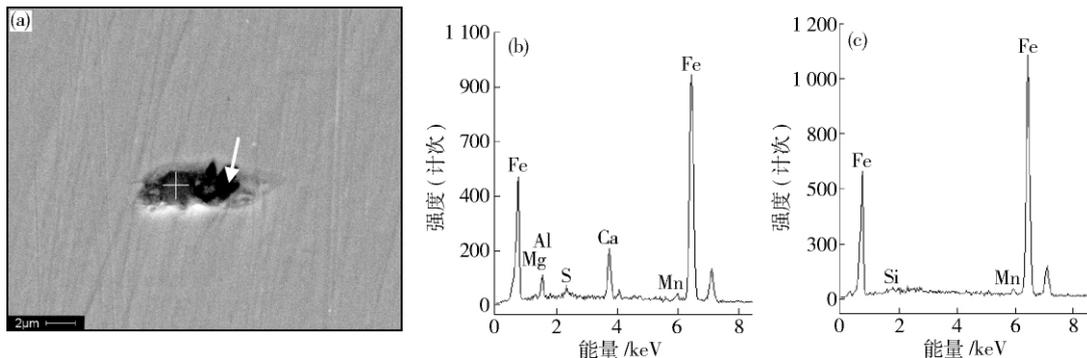


图 3 14% 工程应变试样微孔洞的萌生. (a) 颈缩部位中心区微孔洞; (b) 十字处能谱图; (c) 箭头处能谱图

Fig. 3 Microvoid nucleation for the samples of 14% engineering strain: (a) microvoid at the center of the necking area; (b) energy spectrum at the crosshead point; (c) energy spectrum at the arrow point

2.5 微孔洞通过 MA 岛/基体界面分离的形核

在经过 20% 以上应变拉伸的试样(8#、9#) 颈缩部位, 孔洞密度较 14% 应变拉伸的试样要多 7 倍以上(每视场近百个). 围绕钙处理夹杂物萌生的孤立孔洞尺寸相对于 5# 试样约增加 1 倍, 先前萌生的孔洞在长大. 孔洞数量与最终拉伸断口表面上的孔洞数(每视场 2 000 多个) 相差甚远, 而此时距离断裂(应变量为 27%) 很近, 说明在最后阶段, 孔洞的萌生和长大过程是剧烈发展的, 但主导断裂的因素是通过 MA 岛与基体脱离(图 4) 形成微孔洞片导致最终的断裂.

试验观察到单向拉伸试样颈缩后达到真实应变

量为 1.015 时, 为 MA 岛/基体界面脱离的孔洞形核阶段.

3 分析与讨论

3.1 试样真实应力-应变关系的确定

Ramberg 和 Osgood^[5] 提出了一种三参数描述材料拉伸或压缩试验应力-应变的非线性弹塑性关系的方法, 表达式如下:

$$\frac{\varepsilon_p}{\varepsilon_0} = \frac{\sigma}{\sigma_0} + \alpha \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n \quad (1)$$

式中: ε_p 为塑性应变; $\sigma_0 = E\varepsilon_0$ 为屈服应力, E 为弹性模量; n 为硬化指数; α 为拟合系数. 取值 $\sigma_0 =$

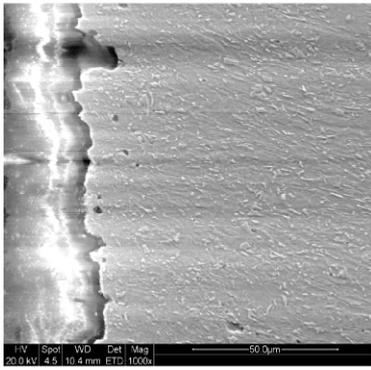


图 4 拉伸断口附近的孔洞(白色颗粒为 MA 岛,拉伸方向为水平)

Fig. 4 Voids at the fracture end (white particles are MA islands, extruding at the horizontal direction)

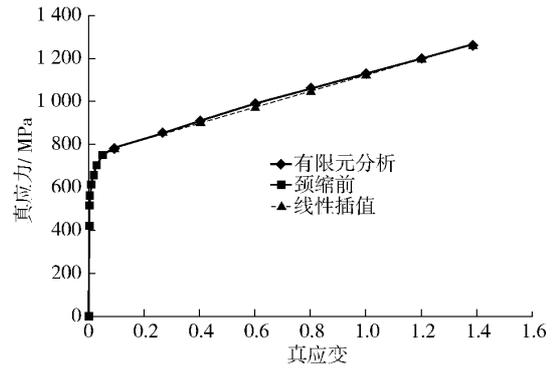


图 5 X80 管线钢真实应力-应变曲线

Fig. 5 True stress-strain curve of X80 steel

540 MPa $n = 9.745$ $\alpha = 0.763$ 通过最小二乘法最佳拟合式(1)中材料在颈缩前的单轴拉伸真实应力-应变曲线.

对于颈缩部位的应力-应变分析,通常采用的是 Bridgman 修正方法^[6]. 在此使用大应变弹塑性有限元模拟对颈缩过程作数值分析,以便提高应力分析的精度.

有限元分析结果的精度以不同工程应变值时最小截面积与实验测量值之间(表 3)不超过 2%,且施加的载荷与实验测量值之间也不超过 2% 作为终止条件. 经反复试探,最终确定的 X80 拉伸试样真实应力-应变曲线如图 5 所示.

从 A_{gt} 点到最终断裂点经 Bridgman 修正计算得到的真实应力的线性插值结果也示于图 5 中,与有限元对颈缩过程的分析结果相比较,各点均未超过 3%.

3.2 钙处理硫化物/基体界面强度的确定

试验观察到工程应变量为 14% 时,试样颈缩部位中心钙处理硫化物/基体界面脱离,孔洞开始形

核,对应的颈缩部位真实应力应变场如图 6 所示. 等效应力沿试样径向的分布比等效应变的分布均匀,此时等效应变在试样中心部位达到 0.346,等效应力 σ_e 达到 879 MPa,颈缩部位的平均应力 σ_m 为 387 MPa.

基于金相观察的结果,所研究的 X80 管线钢中钙处理夹杂物的尺寸一般在 2.66 μm 左右,对大于 2 μm 的粒子,其界面强度的计算,适宜使用 Argon 理论^[7],即按照下式计算:

$$\sigma_{\text{Interface}} = \sigma_m + \sigma_{\text{nucleation}} = 387 \text{ MPa} + 879 \text{ MPa} = 1266 \text{ MPa}.$$

式中 $\sigma_{\text{nucleation}}$ 为形核时的单轴流动应力,亦即等效应力 σ_e .

在 Qiu 等^[1]的工作中,对于 SN490 铁素体钢中存在的平均直径在 1 μm 左右的纯 MnS 夹杂,测定的界面强度为 1141 ~ 1412 MPa. Beremin^[8]观察到,对于 A508 铁素体钢中存在的直径大于 5 μm 的 MnS 夹杂物,其界面强度为 $810 \pm 50 \text{ MPa}$,而 MnS 夹杂自身开裂的强度为 $1120 \pm 60 \text{ MPa}$. 由此可见夹杂物的大小对于界面强度的影响是巨大的. 尺寸越大,界面强度越低,孔洞形核越早,对材料的韧性造成的不

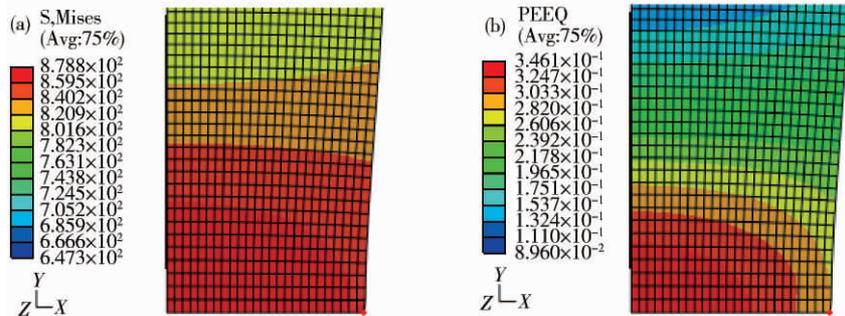


图 6 工程应变变量 14% 时颈缩部位等效应力、应变分布图. (a) 等效应力分布图(单位: MPa); (b) 等效应变分布图

Fig. 6 Stress and strain contours at the necking section with an engineering strain of 14%: (a) equivalent stress contour (unit: MPa); (b) equivalent strain contour

利影响越大. X80 管线钢经过钙处理后, 夹杂物变性, 形态趋于球形或椭球形, 改善了夹杂与基体结合的特性.

3.3 MA 岛/基体界面强度的确定

对于直径小于 $1\ \mu\text{m}$ 的粒子, 计算界面强度不能不考虑位错聚集造成的局部应力集中. 尽管对于 MA 岛的精细分析^[4,9] 表明它还是具有一定的变形能力, 但为了简化计算, 便于引用已有的位错理论, 此处仍然将其作为刚性粒子看待.

Le Roy 等^[10] 认为, 界面强度 $\sigma_{\text{Interface}}$ 为基体静水应力 σ_m 与粒子边界集中应力之和, 运用下式可以计算 MA 岛/基体界面强度:

$$\sigma_{\text{Interface}} = \sigma_m + 5.4\alpha\mu \left(\frac{\varepsilon_{\text{nuc}} b}{r} \right)^{1/2}. \quad (2)$$

式中: $\alpha = 1/7$, 为常量; $\mu = 79.2\ \text{GPa}$, 为 X80 管线钢的剪切模量; $b = 2.87 \times 10^{-10}\ \text{m}$, 为柏氏矢量; $r = 0.26\ \mu\text{m}$, 为 MA 岛粒子的平均半径; $\varepsilon_{\text{nuc}} = 1.015$, 为孔洞形核时基体的等效应变; $\sigma_m = 484\ \text{MPa}$, 为孔洞形核时基体的静水应力, 由有限元分析得到.

由此得知, MA 岛/基体界面强度为 $2\ 529\ \text{MPa}$.

Kwon^[11] 考虑了通过界面的塑性失配对界面应力的影响, 得到一个界面应力的表达式如下式:

$$\sigma_{\text{Interface}} = \sigma_m + 1.16 \times 10^{-2} \mu \varepsilon_{\text{nuc}}^{0.3} + 1.165 \times 10^{-2} \mu \varepsilon_{\text{nuc}}^{0.5}. \quad (3)$$

由上述各参数可以计算得知, MA 岛/基体界面强度为 $2\ 336\ \text{MPa}$.

结合各种不同的计算模型, 可以确定 MA 岛/基体界面强度为 $2\ 336 \sim 2\ 529\ \text{MPa}$, MA 岛/基体界面强度要远高于钙处理硫化物/基体界面强度.

4 结论

(1) 经过钙处理工艺冶炼的 X80 管线钢材料,

洁净度较高, 主要夹杂物为钙处理夹杂物, 在基体中夹杂物颗粒高度球化, 均匀度高, 其等效圆直径均值为 $2.66\ \mu\text{m}$.

(2) 钙处理夹杂物与基体的界面强度为 $1\ 266\ \text{MPa}$ 左右, 一级孔洞形核应变为 0.346 左右; 而 MA 岛/基体界面强度为 $2\ 336 \sim 2\ 529\ \text{MPa}$, 其形核应变为 1.015 左右.

参 考 文 献

- [1] Qiu H, Mori H, Enoki M, et al. Evaluation of ductile fracture of structural steels by microvoid model. *ISIJ Int*, 1999, 39(4): 358
- [2] Poruks P, Yakubtsov I, Boyd J D. Martensite-ferrite interface strength in a low-carbon bainitic steel. *Scripta Mater*, 2006, 54(1): 41
- [3] Zhao M C, Yang K, Xiao F R, et al. Continuous cooling transformation of undeformed and deformed low carbon pipeline steels. *Mater Sci Eng A*, 2003, 335(1/2): 126
- [4] Wang C M, Wu X F, Liu J, et al. Study on M/A islands in pipeline steel X70. *J Univ Sci Technol Beijing*, 2005, 12(1): 43
- [5] Ramberg W, Osgood W R. Description of stress-strain curves by three parameters [J/OL]. (1943-07-01) [2011-01-22]. <http://www.apesolutions.com/spd/public/NACA-TN902.pdf>
- [6] Bridgeman P W. *Studies in Large Plastic Flow and Fracture*. New York: McGraw-Hill, 1952
- [7] Argon A S, Im J, Safoglu R. Cavity formation from inclusions in ductile fracture. *Metall Trans A*, 1975, 6(4): 825
- [8] Beremin F M. Cavity formation from inclusions in ductile fracture of A508 steel. *Metall Trans A*, 1981, 12(5): 723
- [9] Shanmugam S, Misra R D K, Hartmann J, et al. Microstructure of high strength niobium-containing pipeline steel. *Mater Sci Eng A*, 2006, 441(1/2): 215
- [10] LeRoy G, Embury J D, Edwards G, et al. A model of ductile fracture based on the nucleation and growth of voids. *Acta Metall*, 1981, 29(8): 1509
- [11] Kwon D. Interfacial decohesion around spheroidal carbide particles. *Scripta Metall*, 1988, 22(7): 1161