

· 应用与服役 ·



## 氢对中碳轴承钢 C56E2 微观缺陷影响

陈 德<sup>1</sup>, 刘吉刚<sup>2</sup>, 周 阳<sup>2</sup>

(1 江阴兴澄特种钢铁有限公司炼钢事业部, 江阴 214400; 2 江阴兴澄特种钢铁有限公司研究院, 江阴 214400)

**摘 要:** 氢是造成钢铁材料失效的重要因素之一。本文通过对 C56E2 钢的微观缺陷观察、充氢实验和缺陷统计, 结果表明, C56E2 钢中氢可以导致夹杂物/基体界面出现脱粘现象, 并在后续遗传至最终材料, 淬火、回火热处理无法改善该微观缺陷。夹杂物平均脱粘率(AIDR)随着氢的等效扩散距离增加呈下降趋势, 相关性较强, 下降斜率与充氢时间无统一的规律性。AIDR 与充氢时间无明显规律关系, AIDR 总体随第一峰氢、第二峰氢和总氢含量的增加呈上升趋势, 相关性较弱。充氢过程中氢沿着浓度下降的方向扩散, 充氢实验时间( $\leq 216$  h)远远未达到氢完全形成破坏所需时间, 氢含量在远端尚未达到最大值, 且尚未充分转化并形成破坏。

**关键词:** 中碳轴承钢; 夹杂物; 充氢; 微观缺陷

DOI:10.20057/j.1003-8620.2022-00247 中图分类号: TG133+.2

## The Influence on Micro-defect of Hydrogen in Middle Carbon Bearing Steel C56E2

Chen De<sup>1</sup>, Liu Jigang<sup>2</sup>, Zhou Yang<sup>2</sup>

(1 Special Steel Making Unit, Jiangyin Xingcheng Special Steel Works Co., Ltd., Jiangyin 214400, China; 2 R&D Institute, Jiangyin Xingcheng Special Steel Works Co., Ltd., Jiangyin 214400, China)

**Abstract:** Hydrogen (H) is one of the important factors which causing the failure of steel materials. In this paper microscopic defect observation, hydrogen charging experiment and defect statistics of C56E2 steel were studied, the results show that H in C56E2 steel can cause inclusion / matrix interface cavity, which could be inherited to the final material, heat treatment including quenching, tempering, could not improve those micro-defects. The average inclusion/matrix interface debonding ratio (AIDR) decreased with increased the equivalent diffusion distance of hydrogen, the correlation is strong and without any uniform rule between the descending slope and H charging time. There was not any obviously rule between AIDR and H charging time, the AIDR is increasing with the increase of the first and second peak periods and the total hydrogen content, and the correlation is weak. In the process of hydrogen charging, H diffused in the direction of H concentration decreased, the H charging time ( $\leq 216$  h) applied in this paper was far from the time which required for the effect of H breaking to the steel. H in the deep inner of the sample was much lower than the max which could be reach, and transformed and broken to the steel incompletely.

**Key Words:** Middle Carbon Bearing Steel; Inclusion; H Charging; Micro-defect

中碳低合金钢 C56E2(ISO 683—17), 由于优异的力学性能和良好的热处理工艺可操作性<sup>[1]</sup>, 通常作为汽车轮毂轴承用钢。氢是引起钢铁材料失效的重要因素之一, 其破坏形貌通常表现为钢中白点、沿晶裂纹、脆性断裂<sup>[2]</sup>。研究表明<sup>[3-7]</sup>, 钢在制造过程中残存的氢、使用环节与环境交换所导致的氢含量增加, 均会对其力学性能造成一定的影响。原子氢在钢中通常在缺陷处聚集并转化为分子氢而产生破坏<sup>[8-11]</sup>, 为了研究特定氢含量环境对于 C56E2 材料的潜在破坏作用, 为材料的应用和优化处理提供数据支持, 本文应用电化学充氢方法、升温脱氢分析装置(Thermal Desorption Spectroscopy, TDS)测

氢, 并借助扫描电镜(SEM)分析充氢后该钢种材料的微观缺陷情况。

### 1 实验材料及方法

#### 1.1 实验材料

本研究以 100 t 公称容量短流程生产中碳轮毂轴承钢 C56E2 为研究材料, 其生产主要工序为: 电弧炉(EAF)→钢包精炼炉(LF)→真空炉(VD)→连铸(CCM), 连铸大方坯(300 mm×340 mm)经过加热和连续轧制, 最终成品规格为  $\phi 50$  mm 圆棒, 轧制面缩比  $> 50$ 。在非头尾炉轧制的圆棒上取样, 进行相应的实验和分析。试样材料主要化学成分见表 1。

作者简介: 陈 德(1975—), 男, 高级工程师; E-mail: chende@citicsteel.com; 收稿日期: 2022-12-30

通讯作者: 刘吉刚(1983—), 男, 博士, 高级工程师; E-mail: liujigang@citicsteel.com

为了分析钢中微观缺陷随工序的变化情况,本文对热轧态和淬火-回火态 C56E2 钢进行微观分析,钢的热处理工艺参数如图 1 所示。

表 1 C56E2 钢试样主要化学成分(质量分数)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	T.O
0.55	0.23	0.73	0.011	0.001	0.006	0.009	4.5×10 <sup>-4</sup>

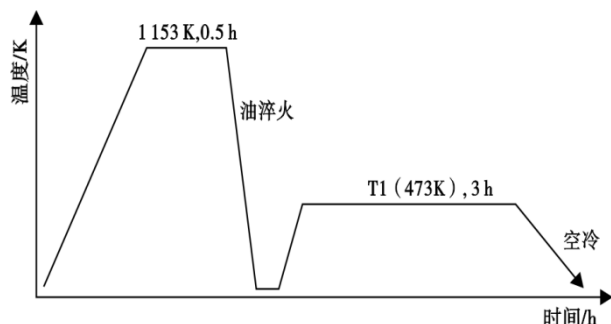


图 1 C56E2 钢试样热处理工艺示意图

Fig. 1 Schematic of the heat treatment process of tested steel C56E2

所有充氢、测氢和缺陷观察试样材料在  $\phi 50$  mm 圆棒上直径 1/4 处取得,加工后试样尺寸 10 mm×10 mm×30 mm,试样测试和检测前对表面进行精磨,以降低试样表面粗糙度对电化学充氢和微观缺陷观察结果的影响。

## 1.2 实验方法

### 1.2.1 试样充氢及测氢

试样(每组试样 2 个)在操作箱内(25 °C)应用 2 mA/cm<sup>2</sup> 恒电流法进行化学充氢<sup>[12]</sup>,试样及电极置于反应器内,充氢在 0.1 mol/L NaOH 溶液中进行,电流根据试样在溶液中暴露面积设定,本实验主要考察充氢时间的影响,实验充氢时间 0~216 h(9 天),在此时间段内,充氢时间为 24 h 整数倍,包含未充氢对比试样,合计试样数量为 10。试样充氢时间达到后,迅速由溶液中取出并进行表面干燥处理,其中一个试样进入升温脱氢测氢(TDS)装置内进行氢含量测试<sup>[13-15]</sup>,另一个试样快速制样并用扫描电镜(SEM)观察缺陷。考虑到中碳轮毂轴承的基体组织为珠光体+铁素体,TDS 实验最高温度 800 °C,升温速率 100 °C/h。TDS 氢测量设定 0.1 s 读取数据一次,每 5 s 记录数据一次,记录内容包含试样温度、析氢速率、累计氢析出量,如图 2 所示。

对 TDS 测氢实验的氢析出速率和氢累计析出量与试样温度进行对比分析<sup>[16]</sup>,能够得到氢的析出

特征峰(如图 2 所示),分别表征钢中第一峰氢与第二峰氢的特征值。

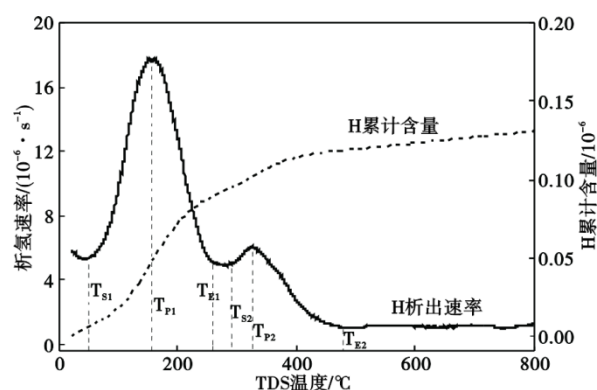


图 2 TDS 测氢析出速率及累积氢含量随温度变化曲线  
Fig. 2 The curves of H precipitation rate and cumulative H content with temperature change by TDS

图 2 中:  $T_{S1}$ -第一峰起始点温度, 15° 切线交点, °C;  $T_{P1}$ -第一峰值点温度, °C;  $T_{E1}$ -第一峰结束点温度, -15° 切线交点, °C;  $T_{S2}$ -第二峰起始点温度, 15° 切线交点, °C;  $T_{P2}$ -第二峰值点温度, °C;  $T_{E2}$ -第二峰结束点温度, -15° 切线交点, °C。

### 1.2.2 微观缺陷观察及统计

应用 SEM 对充氢和未充氢试样进行显微观察,观察面分别为试样厚度(10 mm)的 1/4 深度(2.5 mm)面和 1/2 深度(5 mm)面,观察面上选取三条线(线宽度 0.5 mm) SEM 观察并对缺陷计数和拍照,三条线分别是边部线(距边部 0.5 mm)、1/4 线(距边部 2.5 mm)和 1/2 线(距边部 5 mm),见表 2。在充氢后的试样评价中,考虑到氢由表面向内扩散距离,按照来自最近的两个表面氢扩散距离对观察线进行等效距离合并分析。

表 2 试样观察线

线编号	所在面深度/mm	边部距离/mm	等效距离/mm
1	2.5	0.5	0.25
2	2.5	2.5	1.25
3	2.5	5.0	5/3
4	5.0	0.5	0.25
5	5.0	2.5	5/3
6	5.0	5.0	2.50

应用自开发的夹杂物边界识别软件对夹杂物/基体的边界结合情况进行数字化评价,如图 3 所示,读取夹杂物的长度、宽度、面积、当量体积(根据夹

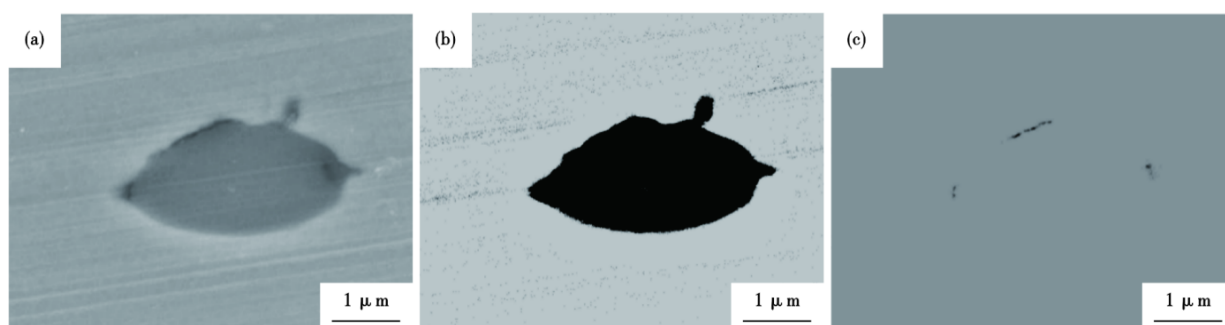


图3 夹杂物/基体边界脱粘量识别示意图:(a)夹杂物原始SEM图片,(b)夹杂物/基体边界识别,(c)夹杂物/基体边界脱粘部分识别

Fig. 3 Inclusion/matrix interface debonding : (a) SEM photo of inclusion, (b) Inclusion/matrix interface recognition, (c) Inclusion/matrix interface debonding recognition

杂物面积折算的夹杂物体积)、夹杂物/基体的边界长度,判断夹杂物/基体边界是否脱粘,脱粘长度,进而计算脱粘率(脱粘边界长度/夹杂物总边界长度)。为了评价充氢过程中的氢陷阱对氢的吸附和结合作用,以及氢在一定时间内对夹杂物/基体边界的破坏关系,对边界脱粘率与各因素之间的关系进行了分析。

## 2 实验结果与讨论

### 2.1 微观缺陷形貌

对热轧态和经过热处理的 C56E2 钢,制样并在 SEM 高倍数下观察夹杂物和夹杂物/基体界面形貌,分别如图 4 和图 5 所示,在热轧状态和热处理状态材料中均能够发现夹杂物/基体结合紧密,部分脱粘和整体脱粘类型。轧材中存在的微观空洞在后续

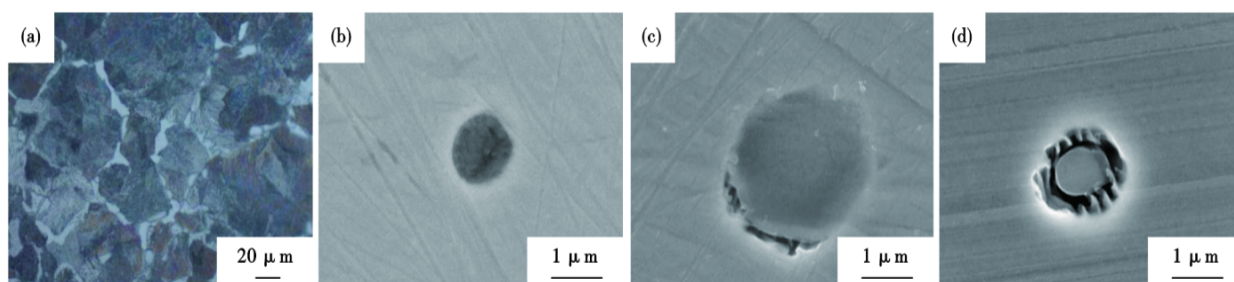


图4 热轧态 C56E2 试样微观形貌:(a)试样微观组织形貌,(b)无夹杂物/基体界面脱粘缺陷形貌,(c)部分夹杂物/基体界面脱粘缺陷形貌,(d)夹杂物/基体界面完全脱粘缺陷形貌

Fig. 4 The microstructure morphology of C56E2 sample in condition of hot rolled : (a) The picture of sample microstructure, (b) inclusion without inclusion/matrix interface void, (c) inclusion with partial inclusion/matrix interface void, (d) inclusion with 100% inclusion/matrix interface void

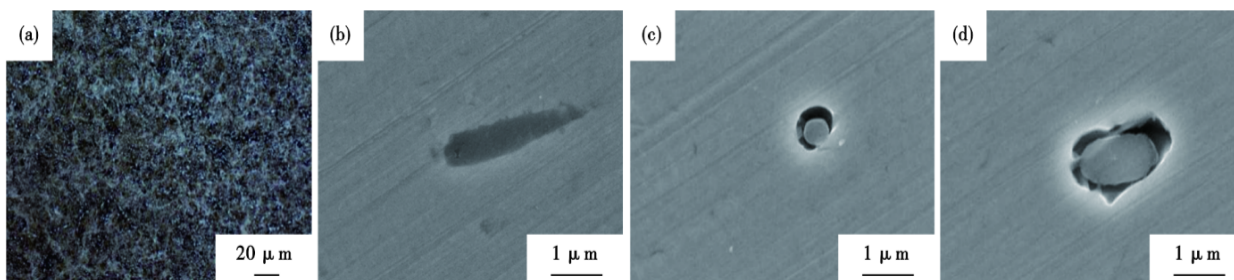


图5 淬回火态 C56E2 试样微观形貌:(a)试样微观组织形貌,(b)无夹杂物/基体界面脱粘缺陷形貌,(c)部分夹杂物/基体界面脱粘缺陷形貌,(d)夹杂物/基体界面完全脱粘缺陷形貌

Fig. 5 The microstructure morphology of C56E2 sample in condition of quenching and tempering : (a) The picture of sample microstructure, (b) inclusion without inclusion/matrix interface void, (c) inclusion with partial inclusion/matrix interface void, (d) inclusion with 100% inclusion/matrix interface void

环节遗传,经过淬火、回火后不能改善,表明脱粘并不能通过热处理消除,如果无进一步的压力加工,该类缺陷会遗留至最终产品。

在充氢后的 C56E2 钢试样上,同样能够发现与图 4 接近的夹杂物/基体局部脱粘和整体脱粘的夹杂物边界,在大颗粒夹杂物(30 μm 左右的硫化物)周围,能够观察到局部脱粘和整体脱粘的现象,分别如图 6 和图 7 所示。充氢后的试样上观察到的硫化物夹杂,沿轧制方向延伸,在平行于轧制方向存在局部的夹杂物/基体界面脱粘(如图 6 所示),夹杂物的两个尖端与基体结合致密;图 7 所展示的硫化物夹杂,在平行于轧制方向存在夹杂物/基体界面完整脱粘,夹杂物与基体的脱粘界面非常清晰,也能够观察到晶粒部分脱落后完整的晶界暴露,如图 7(b~d)所示。

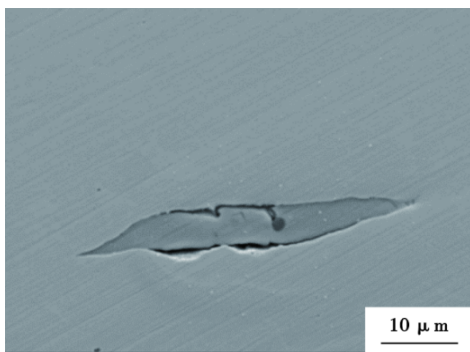


图 6 充氢 96 h 的热轧态 C56E2 钢中 MnS 夹杂物部分脱粘形貌  
Fig. 6 MnS inclusions with partial interface void in hot-rolled C56E2 steel with hydrogen for charged 96 h

充氢和未充氢试样中的夹杂物脱粘现象可以归因于氢在夹杂物处的捕获、聚集、转变和破坏,根据菲克第一定律可以描述其破坏过程:

- (a) H 由试样表面扩散进入试样;
- (b) H 在扩散路径上被氢陷阱(夹杂物)捕获;
- (c) H 被固定在氢陷阱处并聚集;
- (d) H 聚集到一定数量并在热力学和动力学条件满足的条件下转变为分子;
- (e) 氢分子数量达到足够多时,产生压力分离夹杂物和基体,形成夹杂物脱粘;
- (f) 条件达到时,在内外应力作用下,产生扩展裂纹。

上述任一环节缺项都可以阻止裂纹的产生。

### 2.2 钢中氢含量

对 10 组 C56E2 钢试样进行不同时间的充氢实

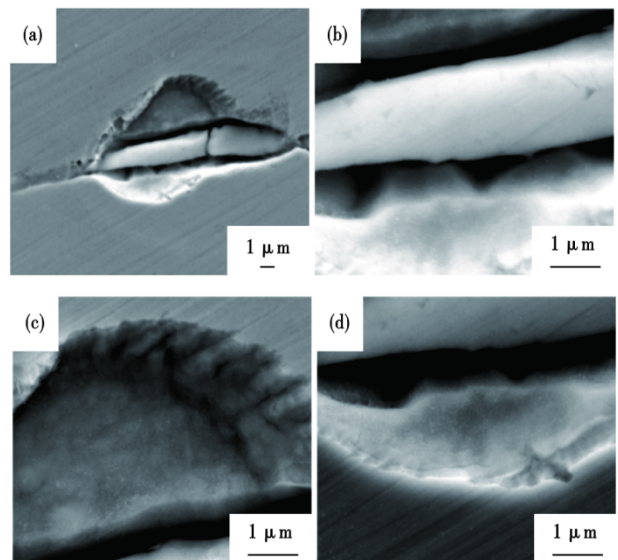


图 7 充氢 144 h 的热轧态 C56E2 钢中 MnS 夹杂物整体脱粘形貌:(a)夹杂物全貌,(b~d)夹杂物局部形貌  
Fig. 7 MnS inclusions with 100% interface void in hot-rolled C56E2 steel with hydrogen charged for 144 h : (a) overall appearance of inclusions, (b ~ d) local appearance of inclusions

验后,应用 TDS 对试样进行氢含量检测,并根据本文 1.2.2 中的方法对每组充氢后试样进行微观缺陷观察,对观察面中的缺陷进行记录并分析其脱粘数据。充氢后材料的升温第一峰氢、第二峰氢和总析氢量,如图 8 所示。

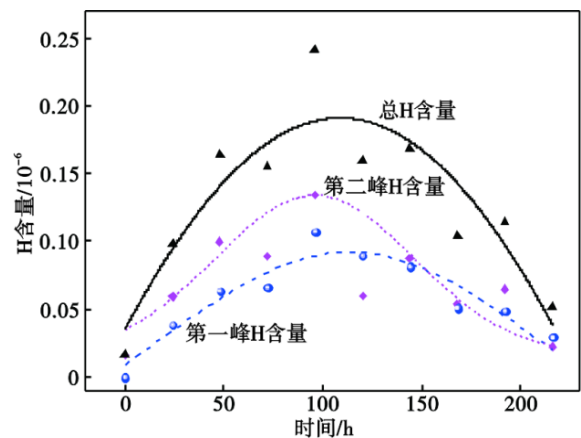


图 8 TDS 析出氢含量与充氢时间关系  
Fig. 8 TDS H content vs. hydrogen charging time

在充氢时间 0 ~ 216 h 范围内,第一峰氢含量(0 ~ 0.11×10<sup>-6</sup>)、第二峰氢含量[(0.02 ~ 0.13)×10<sup>-6</sup>]及总析出氢含量[(0.02 ~ 0.24)×10<sup>-6</sup>]随着充氢时间的增加,呈现先上升(如图 8 所示),96 h 时达到最大值,并随着充氢时间继续延长而氢含量下降的趋势,充氢时间 120 h 前,高温析出氢含量高于低温

析出氢含量,在120 h后两者逐渐接近。

充氢时间与夹杂物平均脱粘率(AIDR)无明显关系(如图9所示)、TDS第一峰氢、第二峰氢、总氢含量与AIDR的关系不强烈相关,如图10所示,表明,氢含量的增加并未完全转化为破坏,上述破坏进程不完整。

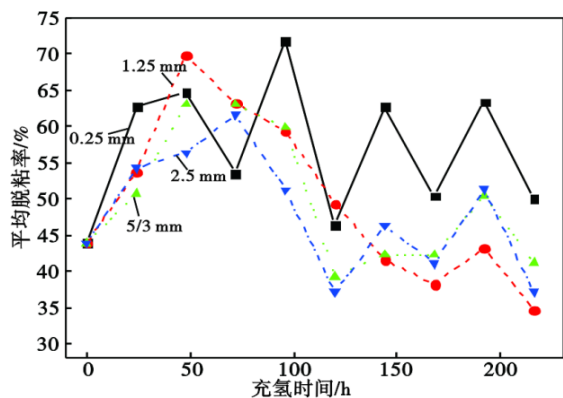


图9 四个氢扩散距离线上AIDR与充氢时间的关系

Fig. 9 AIDR vs. H charged time in the four H diffused distance lines

### 2.3 钢中氢与夹杂物脱粘率

对2.1节所述试样中夹杂物/基体界面进行脱粘率计算,并进一步统计不同线上所观察到的所有夹杂物平均脱粘率(AIDR),结合充氢时间、第一峰氢含量、第二峰氢含量、总氢含量和氢扩散距离对夹杂物/基体界面平均脱粘率进行因素关系分析。

AIDR与充氢时间无明显规律,脱粘率随着充氢时间增加而波动,如图9所示,距离0.25 mm线上脱粘率剧烈波动,毫无规律;1.25 mm线、5/3 mm线和2.5 mm线上,脱粘率先升高后降低,且在降低后继续波动,总体无规律性。

AIDR随着第一峰氢含量的增加,四个当量距离线上夹杂物脱粘率呈上升趋势,如图10所示,但点较为分散,两者相关性较弱,关系不明显。同样,AIDR总体随第二峰氢含量和总氢含量的增加呈上升趋势,点较为分散,相关性较弱,关系不明显。

随着氢的等效扩散距离增加(如图11所示),除充氢72 h情况外,其它充氢时间条件下AIDR均呈下降趋势,且相关性较强。对照不同的充氢时间,从AIDR与等效扩散距离的下降斜率,未看出有统一的规律性。

氢对于夹杂物的脱粘率随着其扩散距离的增

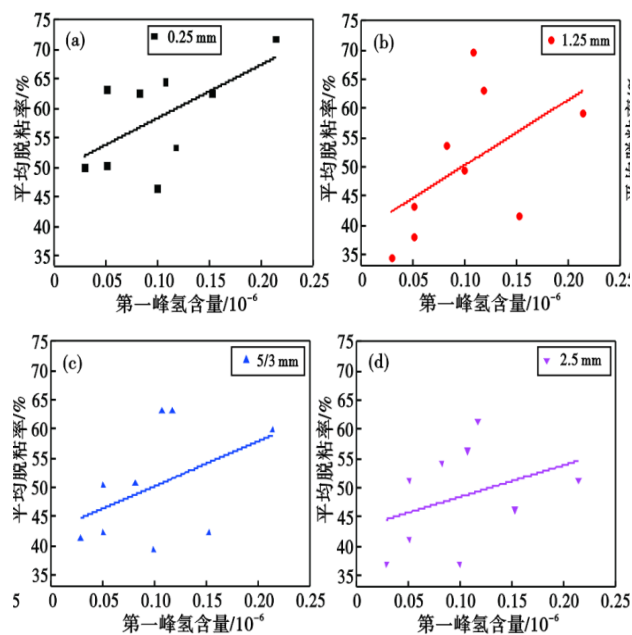


图10 四个氢扩散距离线上AIDR与第一峰氢含量的关系,等效距离/mm:(a)0.25,(b)1.25,(c)5/3,(d)2.5

Fig. 10 AIDR vs. the first peak period H content in the four H diffused distance lines, equivalent distance/mm:(a) 0.25, (b) 1.25, (c) 5/3, (d) 2.5

加而下降,这表明氢沿着浓度下降的方向扩散,并逐步完成破坏过程。靠近表面的夹杂物更早捕获氢原子,将有更多的时间使氢原子转化为氢分子并形成夹杂物脱粘。氢扩散距离越长夹杂物脱粘率越低表明,氢含量在远端尚未达到最大值,且尚未充分转化并形成破坏。综上所述,氢的破坏是一个漫长的过程,本文充氢实验时间( $\leq 216$  h)远远不够。

### 3 结论

(1) C56E2钢中氢可以导致夹杂物/基体界面出现脱粘现象,并在后续遗传,淬火、回火热处理无法消除该微观缺陷。

(2) AIDR随着氢的等效扩散距离增加呈下降趋势,相关性较强,下降斜率与充氢时间无统一的规律性。AIDR与充氢时间无明显规律,AIDR总体随第一峰氢、第二峰氢和总氢含量的增加呈上升趋势,相关性较弱。

(3) 充氢过程中氢沿着浓度下降的方向扩散,充氢实验时间( $\leq 216$  h)远远未达到氢完全形成破坏所需时间,氢含量在远端尚未达到最大值,且尚未充分转化并形成破坏,氢的破坏是一个漫长的过程。

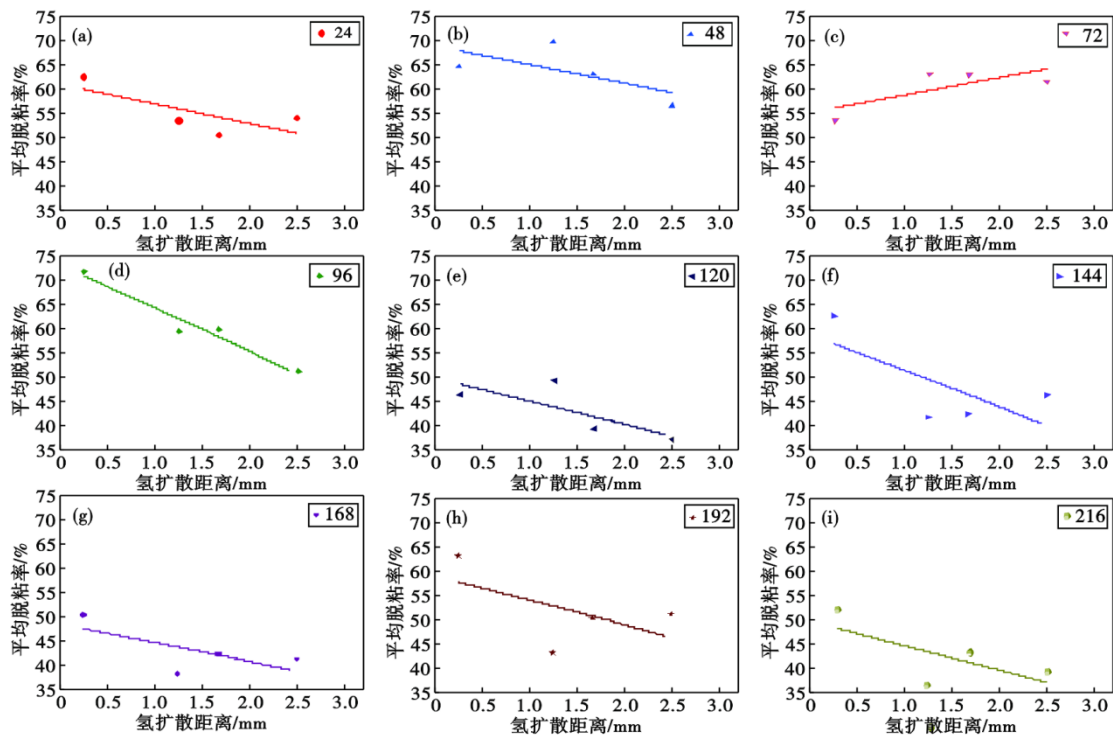


图 11 不同充氢时间试样中 ADR 与氢扩散距离的关系, 充氢时间/h: (a)24, (b)48, (c)72, (d)96, (e)120, (f)144, (g)168, (h)192, (i)216

Fig. 11 ADR vs. H diffused distance on samples with different H charged time, Hydrogen charged time /h : (a) 24, (b) 48, (c) 72, (d) 96, (e) 120, (f) 144, (g) 168, (h) 192, (i) 216

参考文献

[1] 李永超, 杨玉丹, 卢彩玲, 等. 汽车轮毂用 S55C 中碳轴承钢的开发与生产实践[J]. 特殊钢, 2022, 43(2): 44-47.

[2] 任学冲, 褚武扬, 李金许, 等. 车轮钢中的白点及其断口形貌研究[J]. 金属学报, 2006, 2(3): 273-279.

[3] 谌康, 夏彬, 徐乐, 等. 2000 MPa 级马氏体钢的氢脆敏感性[J]. 材料热处理学报, 2017, 38(8): 76-82.

[4] 关鸿鹏, 林振娟, 李瑜仙, 等. X70 管线钢及焊缝在模拟煤制气含氢环境下的氢脆敏感性[J]. 工程科学学报, 2017, 39(4): 535-541.

[5] 金建军, 苏斌, 王晓霞, 等. 除氢处理对 1Cr15Ni4Mo3N 钢锻件疲劳性能的影响[J]. 材料工程, 2008(5): 17-19.

[6] 赵晶晶, 程树森. 精炼时利用小气泡搅拌去除钢液中的氢和夹杂物[J]. 特殊钢, 2010, 31(2): 29-32.

[7] 黄治成, 史志凌. 湘钢冶炼临氢用 12Cr2Mo1R 钢的生产实践[J]. 特殊钢, 2020, 41(6): 46-52.

[8] 任学冲, 褚武扬, 李金许, 等. MnS 夹杂对钢中氢扩散行为的影响[J]. 北京科技大学学报, 2007, 29(2): 232-236.

[9] 张颖瑞, 董超芳, 李晓刚, 等. 电化学充氢条件下 X70 管线钢及其焊缝的氢致开裂行为[J]. 金属学报, 2006, 42(5): 521-527.

[10] 查小琴, 陈沛, 高灵清, 等. 预充氢 1Cr17Ni2 钢疲劳裂纹扩展行为研究[J]. 材料开发与应用, 2014, 29(4): 14-19.

[11] 罗志强, 杨卯生, 李建新, 等. 析出相对高钴铬钼镍轴承齿轮钢抗氢脆性能的影响[J]. 钢铁研究学报, 2018, 30(8): 666-673.

[12] 陈德, 刘吉刚, 张欣. 中碳轴承钢 C56E2 氢的析出行为研究[J]. 特殊钢, 2022, 43(6): 28-33.

[13] 郭响静, 王春芳, 李建锡, 等. 利用 TDS 研究二次硬化钢中氢的扩散行为[J]. 航空材料学报, 2012, 32(3): 5-10.

[14] 谌康, 徐乐, 王毛球. 利用升温脱氢分析方法表征钢中的可扩散氢[J]. 物理测试, 2017, 35(6): 20-24.

[15] 成林, 魏永帅, 吴开明, 等. 钢种氢热脱附谱线影响因素的数值模拟[J]. 钢铁研究学报, 2016, 28(12): 67-74.

[16] Toshiyuki Manabe. improvement of hydrogen embrittlement resistance by fine carbo precipitation[J]. ふえらむ. 2020, 25(7): 443-447.