

充氢时间对QP980钢拉伸性能和断裂行为的影响

阮昕懿¹, 尹晶晶², 常智渊², 兰亮云¹

(1. 东北大学 机械工程与自动化学院, 辽宁 沈阳 110819;

2. 攀枝花钢铁研究院有限公司 钒钛资源综合利用国家重点实验室, 四川 攀枝花 617000)

摘 要: 采用电化学充氢与慢应变速率拉伸(SSRT)实验研究充氢时间对QP980钢复相组织氢脆特性的影响。应力-应变曲线结果表明,随充氢时间延长,抗拉强度与延伸率显著下降,但氢的存在不影响断裂前的加工硬化速率。断口形貌分析表明,在无氢情况下,试样中部为韧窝与准解理混合断裂,边缘部分为韧窝断裂;充氢后试样的混合断裂区增大,且随充氢时间的延长,准解理单元刻面尺寸增大。通过二次裂纹和组织观察发现,当氢浓度较低时,铁素体与马氏体的相界面成为裂纹源主要位置,裂纹沿马氏体与铁素体相界面扩展并被铁素体钝化,形成微孔缩聚式裂纹,表明此时氢致局部塑性理论(HELP)为氢脆主导机制;当氢浓度较高时,裂纹转变为发丝状裂纹并穿过基体铁素体组织内部,表明氢致弱键理论(HEDE)为主导机制。

关键词: QP980钢; 充氢; 氢致裂纹; 慢应变速率拉伸; 氢脆机制

中图分类号: TG 142.1

文献标志码: A

文章编号: 1005-3026(2026)01-0115-08

Effect of Hydrogen Charging Time on Tensile Properties and Fracture Behavior of QP980 Steel

RUAN Xin-yi¹, YIN Jing-jing², CHANG Zhi-yuan², LAN Liang-yun¹

(1. School of Mechanical Engineering & Automation, Northeastern University, Shenyang 110819, China;

2. State Key Laboratory of Vanadium and Titanium Resources Comprehensive Utilization, Panzhihua Iron and Steel Research Institute Co., Ltd., Panzhihua 617000, China. Corresponding author: LAN Liang-yun, E-mail: lanly@me.neu.edu.cn)

Abstract: The effect of hydrogen charging time on the hydrogen embrittlement (HE) of the multiphase microstructure of QP980 steel was studied by electrochemical hydrogen charging and slow strain rate tensile (SSRT) tests. The stress-strain curve shows that the tensile strength and elongation decrease significantly with the increase of hydrogen charging time, but the presence of hydrogen does not affect the work hardening rate before fracture. The fracture morphology analysis shows that in the absence of hydrogen, the fracture mode at the center of the specimen is a mixed dimple and quasi-cleavage, and the edge region exhibits a dimple fracture morphology. After hydrogen charging, the mixed fracture zone of the specimen expands, and the unit facet size of quasi-cleavage increases with prolonged hydrogen charging time. Observations of secondary cracks and microstructure revealed that at lower hydrogen concentrations, the phase interfaces between ferrite and martensite served as the primary sites for crack initiation. These cracks propagated along the ferrite-martensite interfaces but were blunted by the ferrite phase, resulting in microvoid-coalescence type cracks. This indicates that the hydrogen-enhanced localized plasticity (HELP) mechanism was the dominant hydrogen embrittlement mechanism under these conditions. When hydrogen concentration is high, the cracks transform into hairline cracks and pass through the matrix ferrite structure, indicating that the hydrogen-enhanced decohesion (HEDE) is the dominant mechanism.

Key words: QP980 steel; hydrogen charging; hydrogen-induced crack; slow strain rate tensile; hydrogen embrittlement mechanism

收稿日期: 2024-06-04

基金项目: 中央高校基本科研业务费专项资金资助项目(N2103021).

作者简介: 阮昕懿(2000—),男,重庆涪陵人,东北大学硕士研究生.

通信作者: 兰亮云, E-mail: lanly@me.neu.edu.cn.

近年来,汽车轻量化成为提高燃油经济性、降低温室气体排放的重要手段.先进高强钢的发展为实现轻量化技术提供了有效途径^[1].QP钢,即淬火-碳分配处理钢(quenching-partitioning steel),其工艺得益于碳在马氏体与奥氏体组织中的扩散,得到了具有较高相变诱导塑性(TRIP)效应的第三代高强钢^[2].QP钢主要由马氏体、铁素体、残余奥氏体三相构成,奥氏体和铁素体相可提高其塑性,马氏体相则能提高其强度^[3-5].因此,QP钢兼具超高强度与优良的塑性(抗拉强度800~1 500 MPa,延伸率15%~40%)^[6],被广泛应用于碰撞安全性要求较高的部位,如白车身的A柱、B柱、座椅边板、铰链内板、电池包托架等^[7].

然而,强度的提高一定程度上会造成材料抗延迟断裂和抗疲劳性能的下降^[8-9].尤其在氢环境下,有研究表明,当钢的抗拉强度超过1 000 MPa后,氢脆现象将不可避免.高强钢的氢脆敏感性与其内在显微组织有密切关系^[10].王金荣等^[11]研究了2种强度级别相同但显微组织不同的DP980和QP980钢在抗氢脆性能上的差异.结果表明:QP980钢的氢脆敏感性显著高于DP980钢;从组织上看,QP980钢中的残余奥氏体在变形过程中会产生TRIP效应^[12],新生成的马氏体诱发氢致裂纹的萌生和扩展^[13],导致QP980钢的氢脆敏感性提高;此外,QP980钢中C和Si元素含量高于DP980钢,由于C和Si元素容易发生偏析,可以促进高强钢在酸性环境下对氢的吸收,从而进一步增大高强钢的氢脆敏感性^[14].因此,QP980钢的氢脆敏感性高于DP980钢.

为探究QP钢中氢陷阱的微观结构位置,Zhou等^[15]对比研究了QP980钢与QP1180钢显微组织差异对氢脆敏感性的影响,发现相界、晶界等缺陷为QP钢的主要氢陷阱位置.QP1180钢的氢陷阱数量大约为QP980钢的2.7倍,这使其具有比QP980钢更好的抗氢脆性能.然而,Wang等^[16]的研究表明QP980钢比QP1180钢具有更好的抗氢脆性能.这得益于该实验所用QP980钢具有更高体积分数的细小铁素体晶粒.对比Zhou等^[15]与Wang等^[16]的研究结果可知,铁素体组织对QP钢的氢脆特性有重要影响.Kim等^[17]研究发现,不同预应变下QP980钢的氢致裂纹起裂位置与氢致塑性损失均有明显差异,这是因为不同预应变条件下,各组织的位错、晶界等参数有明显变化,从而导致各组织对氢脆敏感性的改变.

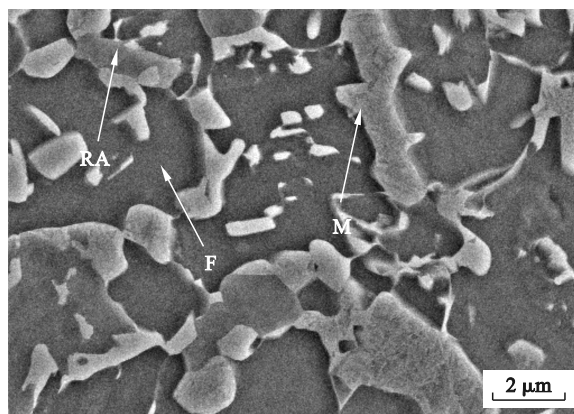
QP980钢在工业生产过程中(如酸洗、镀层

和焊接)均可能渗入氢而导致脆化,且不同阶段渗入的氢浓度也有所不同.因此,为预防氢脆现象的发生,探明不同氢浓度下QP980钢的氢脆行为是十分重要的.本文基于电化学充氢法,通过控制充氢时间来定性调节氢浓度;采用慢应变速率拉伸(SSRT)实验来评价不同充氢时间后试样的氢脆敏感性.结合断口形貌和二次氢致裂纹观察,分析复相组织(铁素体、马氏体和残余奥氏体)中各组成相的氢脆倾向性,并获得不同充氢条件下QP980钢的氢脆机理.

1 实 验

1.1 实验材料

本实验材料采用QP980钢,由攀钢集团提供,其化学成分(质量分数)如下:C为0.21%,Si为1.6%~1.9%,S为0.003%,P为0.011%,Mn为2.1%~2.5%,Nb为0.02%;抗拉强度1 099 MPa,屈服强度609 MPa,延伸率可达18.0%.其显微组织为铁素体、马氏体和残余奥氏体(即67.36% F+22.76% M+9.88% RA,其中数字表示各相的体积分数),组织形貌如图1所示.



F—铁素体, M—马氏体, RA—残余奥氏体.

图1 QP980钢的SEM显微组织

Fig. 1 SEM microstructure of QP980 steel

1.2 实验方法

本实验使用板状试样,其拉伸平行段长度为28 mm.充氢前用生料带将试样夹持端部分缠绕覆盖,并测量试样实际暴露于溶液中的面积.以试样为阴极,铂电极为阳极,使用MS-605D可调直流电源进行电化学预充氢,设定充氢电流密度为0.05 mA/mm².电解液为质量分数3%的NaCl与0.3%的NH₄SCN混合溶液.设置了充氢时间分别为0, 2, 12, 24 h的4组试样.充氢完成后,对各组试样立即进行慢应变速率拉伸实验,以上4组

试样分别命名为 HF, HC-2h, HC-12h 和 HC-24h. 此外,为了研究此氢脆行为的可逆性,将充氢 24 h 的试样在室温空气中放置 24 h 后,再进行慢拉伸实验,该试样命名为 HC-24h/24h. SSRT 试验机型号为 C228-SSRT,应变速率为 $1 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$. 实验得到不同充氢时间下的应力-应变曲线,并得到延伸率、抗拉强度等力学性能指标,以延伸率和抗拉强度的损失表征不同条件下的氢脆特性(或称氢脆指数, $\varepsilon_{\text{reduction}}$). 例如,基于延伸率的氢脆指数计算公式如下:

$$\varepsilon_{\text{reduction}} = \frac{\varepsilon_{\text{without H}} - \varepsilon_{\text{with H}}}{\varepsilon_{\text{without H}}} \times 100. \quad (1)$$

式中: $\varepsilon_{\text{without H}}$ 与 $\varepsilon_{\text{with H}}$ 分别表示充氢前后的延伸率. 采用场发射扫描电镜 (SEM) Sigma500 观察试样拉伸断口形貌;在断口处取样,制备金相试样,并采用 SEM 观察主断裂面下的二次裂纹和显微组织,其观察位置如图 2 所示.

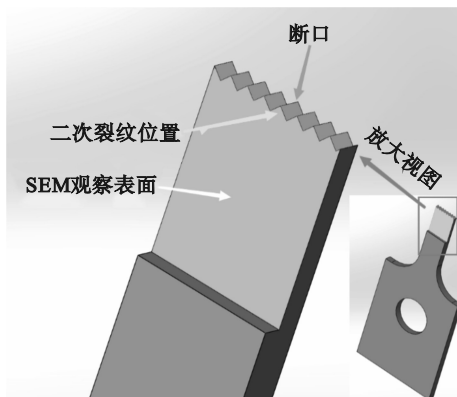


图 2 二次裂纹的观察位置

Fig. 2 Observation location of secondary cracks

2 结 果

2.1 试样不同充氢时间下的拉伸性能

根据 Kim 等^[17]的研究结果,QP980 钢中氢扩散速率为 $1.44 \times 10^{-7} \text{ cm}^2/\text{s}$,氢渗透深度计算公式如下:

$$x = \sqrt{2Dt}. \quad (2)$$

式中: x 为氢渗透深度, mm; D 为氢在 QP980 钢中的扩散系数; t 为充氢时长, s. 将本实验的试样厚度 1.6 mm 代入式 (2), 计算得充氢约 6.17 h 后氢原子即可渗透至试样中心, 由此, 可认为 HC-2h 试样为低氢浓度状态, HC-12h 与 HC-24h 试样为高氢浓度状态.

图 3a 为 QP980 钢试样在不同充氢时间下的应力-应变曲线, 试样的断裂行为均发生在进入屈服阶段之后. HF, HC-2h, HC-12h, HC-24h 试样的抗拉强度分别为 1 172, 1 019, 855, 808 MPa, 最大应变则分别为 0.199, 0.095, 0.049, 0.047. HC-24h/24h 试样抗拉强度为 1 038 MPa, 最大应变可达 0.213. 这表明 QP980 钢氢脆敏感性较高, 仅充氢 2 h 最大应变即降低至未充氢试样的 47.7%. 随充氢时间延长, 试样的抗拉强度不断下降. 充氢时间达到 12 h 时, 试样最大应变仅为未充氢试样的 25.1%. HC-24h 试样的抗拉强度与最大应变都与 HC-12h 试样接近, 意味着试样在充氢 12 h 后已经接近饱和氢浓度, 这符合基于氢扩散系数的计算结果.

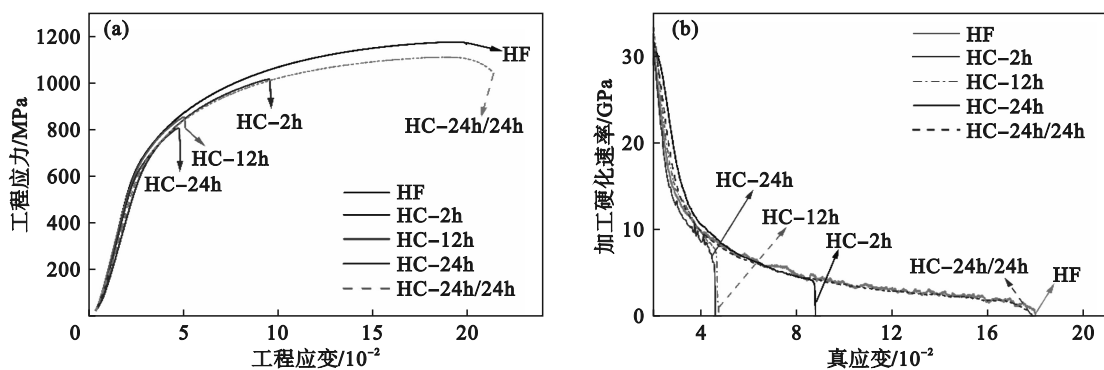


图 3 QP980 钢的慢应变速率拉伸实验结果

Fig. 3 SSRT test results of QP980 steel

(a) — 应力-应变曲线; (b) — 加工硬化速率-真应变曲线.

当充氢试样在空气中放置足够长的时间后, 由于氢的外溢, 其抗拉强度可以完全恢复, 最大应变甚至高于未充氢试样, 表现出良好的塑性, 说明充氢对试样拉伸性能造成的影响是可逆的.

同时, 不同充氢时长下的试样, 在应力-应变图中的屈服强度未表现出明显差异. 有研究表明, 氢对材料的屈服强度没有明显影响^[18], 这与本实验结果相符.

加工硬化速率-真应变曲线如图 3b 所示,在试样断裂前,各组试样的加工硬化速率基本一致,这意味着氢浓度的增加对 QP980 钢试样的加工硬化速率几乎不造成影响,但会大幅降低其整体延伸率。

试样的抗拉强度和延伸率的损失率如表 1 所示,可见 QP980 钢的氢脆指数随充氢时间延长而增加,在充氢 12 h 后逐渐趋于稳定.其中延伸率损失尤为显著,充氢 2 h 后延伸率损失率下降 52.5%.值得注意的是,HC-24h/24h 试样抗拉强度损失率仅为 4.9%,而延伸率则超过未充氢试样,表明该试样放置 24 h 后几乎完全恢复了力学性能,充氢对 QP980 钢力学性能的影响是完全可逆的。

表 1 试样抗拉强度和延伸率损失率
Table 1 Specimen's tensile strength and elongation loss rate %

变量	损失率			
	HC-2h	HC-12h	HC-24h	HC-24h/24h
抗拉强度	13.1	27.6	31.4	4.9
延伸率	52.5	75.3	76.2	0.0

2.2 断口形貌观察

图 4 为不同充氢时间下试样的断口形貌.根据宏观断口特征可以看出,所有试样的主裂纹均从中心区域萌发,并向边缘扩展,如图 4a, 4d, 4g, 4j 所示.断面均可分为中部混合断裂区与边缘韧断区两个部分,但不同充氢时间下各试样微观断裂特征有明显差异.HF 试样边缘的韧断区(图 4c)较宽,呈现明显的韧窝断口,且韧窝细密;中部混合断裂区则表现为穿晶断裂(图 4b),且能看到明显的微裂纹(图中箭头所示),但准解理单元刻面较小,韧性断裂特征明显.HC-2h 试样断口如图 4d~4f 所示,中部混合断裂区(图 4e)为明显的穿晶断裂.相比于 HF 试样,该区范围更大,且准解理单元刻面增大,解理面(QC)明显,脆断特征更显著.同时,边缘韧断区(图 4f)也出现了少部分穿晶断裂,表现出部分脆断特性.此外,在韧断区和混合断裂区过渡的部位还出现了明显的裂纹.HC-24h 试样断口形貌如图 4g~4i 所示,试样断面平整,边缘韧断区(图 4i)的韧窝已经不太明显,并有较明显的穿晶断裂,中部混合断裂区出现撕裂晶粒的裂纹(图 4h 中箭头所示),整个试样脆化明显.图 4j~图 4l 为 HC-24h/24h 试样的断口形貌图,该试样的断口形貌和 HF 试样相似:韧断区较宽(图 4l),且韧窝明显,混合断裂区(图 4k)没有较大的准解理单元刻面,这表明在放置 24 h 后,该试样

的塑性得到了很好的恢复.总体而言,充氢时间延长,试样混合断裂区范围增大,穿晶断裂形成的准解理单元刻面增大,试样断口趋于平整。

2.3 组织与二次裂纹观察

图 5 为试样断口附近的中心组织形态.HF 试样的二次裂纹与组织形态如图 5b 所示,该试样在断口附近微裂纹极少(图 5c 中箭头所示),且所有裂纹都起源于马氏体与铁素体的相界面,并主要沿相界面向铁素体内部扩展.对比发现,HC-24h/24h 试样的微裂纹形核位置和扩展方式与 HF 试样基本一致,如图 5l 所示,主要沿相界面发展,并止裂于马氏体或铁素体晶粒内部.当充氢时间较短时,HC-2h 试样的氢致二次裂纹位置仍以相界面为主,但数量明显多于 HF 试样,如图 5e 所示.在图 5i 中,HC-24h 试样形成明显的发丝状裂纹(图 5i 中箭头所示),主要位于铁素体基体上,但在晶界或相界面出现一定程度的裂尖钝化.同时,从主断裂面的迹线也可以看出,HF, HC-2h 和 HC-24h/24h 这 3 组无氢和低氢浓度条件下的试样,其观察面边缘的迹线(图中断口轮廓线)都有大量微小不规则起伏;而 HC-24h 试样的迹线具有较大尺寸的线性扩展单元,这说明氢浓度的不同影响了主裂纹的形核和扩展,一定程度上反映了不同氢浓度下氢脆机理的差异性。

此外,HC-24h 试样在远离断裂面的侧表面出现了宏观氢致裂纹,如图 5g 箭头所示.宏观裂纹位于试样平行段与圆弧段交界部位.这可能是因为长时间充氢后,试样氢浓度较高,导致氢致开裂所需的临界断裂应力降低(图 3a),在拉伸过程中,试样非平行段也能出现一定量的氢致开裂现象。

进一步对比距离主断面 20 μm 区域的中心截面组织.如图 6a 所示,短时间充氢的 QP980 钢试样内部二次裂纹较多,且与断口附近裂纹类似,起源于马氏体与铁素体相界面并沿界面扩展.同时,由于塑性变形程度比断口附近小,这些区域的裂纹延伸距离更短,铁素体组织对微裂纹的扩展有明显阻碍作用,裂尖钝化现象,呈明显的微孔缩聚趋势.图 6b 中出现了明显的发丝状裂纹,贯穿马氏体和铁素体组织后形成大尺寸平直的二次裂纹,即对应断口形貌中形成较大尺寸的准解理单元刻面(图 4h);此外,基体中仍保留微孔形貌的未扩展裂纹,且该裂纹位于马氏体与铁素体相界面附近,表明高氢浓度下存在部分裂纹源仍位于马氏体与铁素体相界面。

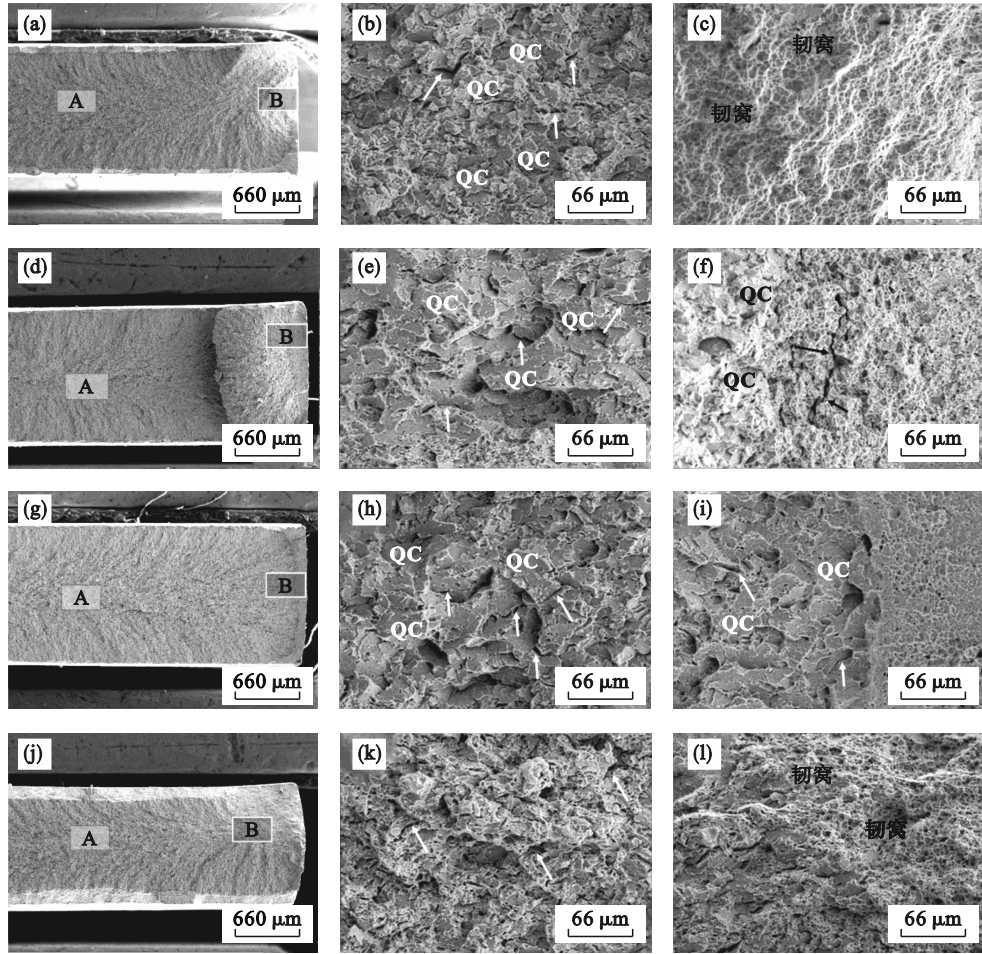
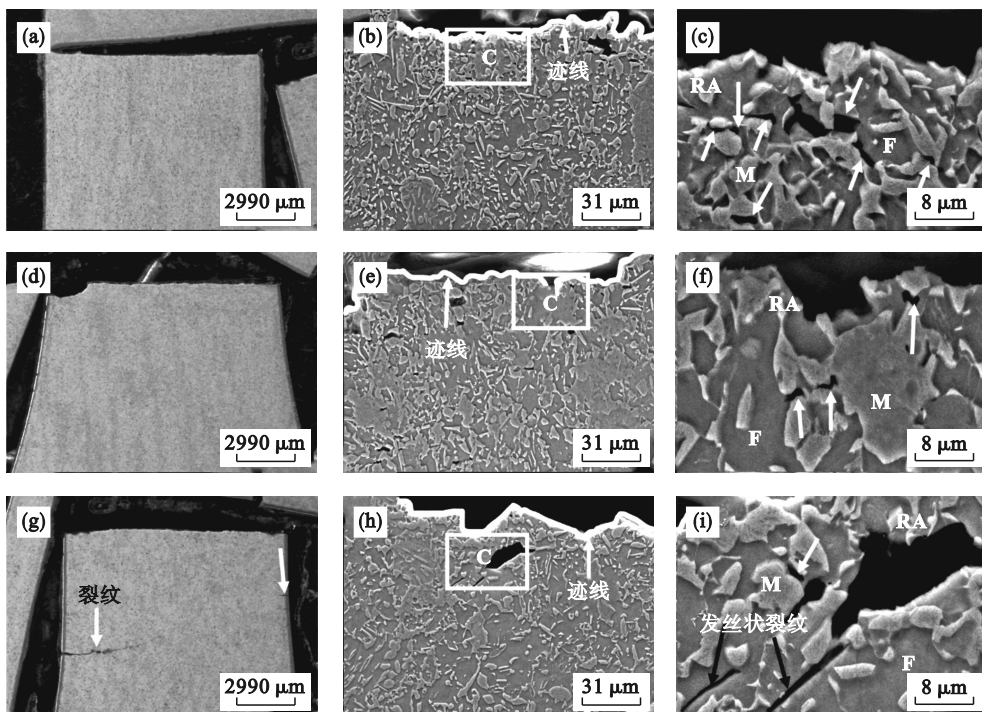


图 4 不同充氢时间下试样表面断口形貌

Fig. 4 Surface fracture morphology of specimens under different hydrogen charging time

(a)—HF 断口; (b)—HF 断口 A 区域; (c)—HF 断口 B 区域; (d)—HC-2h 断口; (e)—HC-2h 断口 A 区域; (f)—HC-2h 断口 B 区域; (g)—HC-24h 断口; (h)—HC-24h 断口 A 区域; (i)—HC-24h 断口 B 区域; (j)—HC-24h/24h 断口; (k)—HC-24h/24h 断口 A 区域; (l)—HC-24h/24h 断口 B 区域.



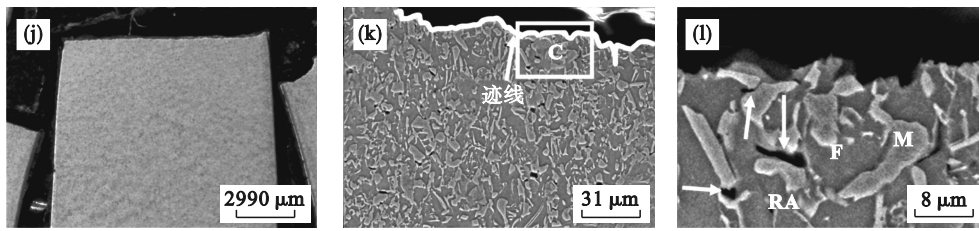


图5 断口附近中心截面的二次裂纹与组织形态

Fig. 5 Secondary cracks and microstructure of central section near fracture surface

(a)—HF宏观图; (b)—HF中心组织; (c)—HF组织C区域放大视图; (d)—HC-2h宏观图; (e)—HC-2h中心组织; (f)—HC-2h组织C区域放大视图; (g)—HC-24h宏观图; (h)—HC-24h中心组织; (i)—HC-24h组织C区域放大视图; (j)—HC-24h/24h宏观图; (k)—HC-24h/24h中心组织; (l)—HC-24h/24h组织C区域放大视图。

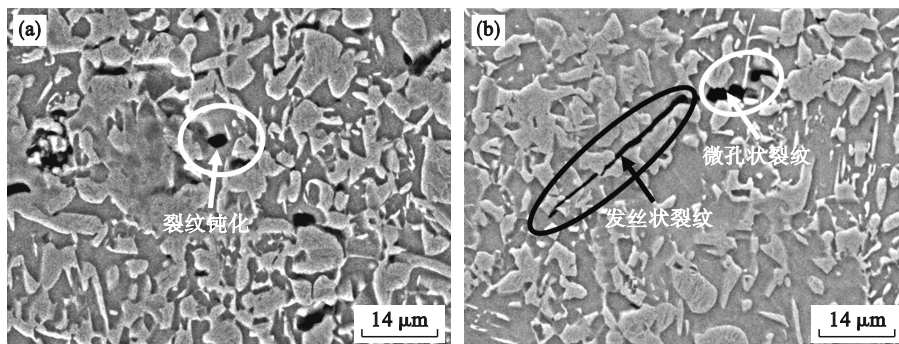


图6 不同充氢时间下基体裂纹形貌

Fig. 6 Crack morphology of matrix under different hydrogen charging time

(a)—HC-2h; (b)—HC-24h.

上述试样形成的二次裂纹可依据形貌与数量分为3种类型:无氢条件下形成数量较少的钝化微孔;低氢浓度下裂纹形貌与无氢条件一致,但数量有明显增多;高氢浓度下出现尖锐细长的发丝状裂纹,但裂纹数量较少。

3 讨 论

3.1 不同氢浓度下微裂纹的起裂与扩展

在无氢与低氢浓度时,QP980钢试样二次裂纹均发源于马氏体与铁素体相界面交界处,且裂纹均在铁素体基体内扩展,并于铁素体中钝化为孔洞,如图5c,5f,5l与图6a所示;氢浓度高时,裂纹直接穿过马氏体与铁素体组织迅速延伸,形成图6b中细长的发丝状裂纹.Wang等^[6]认为铁素体钝化氢致裂纹,在一定程度上能起到抗氢脆的效果,这与本实验中充氢时间较短时的氢脆行为相符.因为当氢浓度较低时,铁素体保留有优良的塑性;在外应力作用下,铁素体先发生塑性变形,变形位错在铁素体和马氏体的相界面富集;可移动位错会诱导氢原子的富集,因此在相界面萌发微裂纹.此时,基体铁素体具有较好钝化氢

致裂纹的作用,微裂纹只能在界面局部扩展,即形成如图6a所示的众多微小孔洞,表明铁素体起到了抗氢脆的作用.氢浓度高时,铁素体抗氢脆能力显著下降.HC-24h试样中铁素体在较低应力水平下起裂,此时裂纹发展迅速,且由于塑性变形程度低,其尖端未发生钝化,保持着尖锐的形貌,说明铁素体已不具备阻止裂纹扩展的功能.由于长时间充氢,在饱和氢浓度下,只需材料发生屈服,铁素体出现少量塑性变形,可移动位错即可与高浓度氢原子形成强烈的相互作用,导致在铁素体基体出现较大尺寸的平直裂纹,这也表明高浓度氢可以显著脆化铁素体基体.由于外应力较低,且距离断口较远的区域变形更小,该区域萌发的二次裂纹数量较少.最终HC-24h试样表现出图6b和5h所示的现象:裂纹尺寸较大,但数量较少。

3.2 氢浓度对QP980钢氢脆机理的影响

图7为不同充氢时间下QP980钢氢致断裂过程示意图.在短时间充氢后(图7a),QP980钢内位错等局部缺陷较少,而氢原子则主要分布在界面处.在拉伸过程中,马氏体与铁素体变形程度的差异使相界面附近局部应力集中,产生更多位错

并富集了更多氢原子.氢原子促进了局部位错富集,并最终形成微裂纹,因此氢促进了相界面微区的位错增殖,即HELP机制为主导.此时氢浓度低,铁素体位错与氢的相互作用有限,铁素体仍能产生较多的塑性变形而不断裂,微裂纹可以在

基体中被钝化而不会快速扩展.但由于此条件下微裂纹形成所需临界应变较高,相对较多的局部微小区域满足微裂纹形核的应力条件,因此形成了较多的微裂纹.

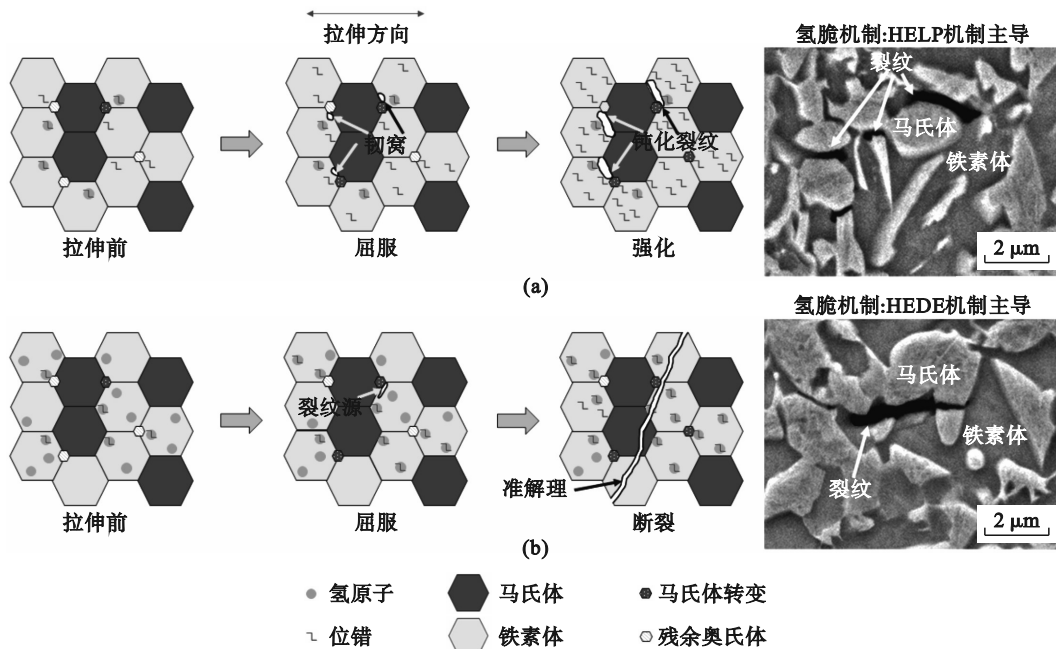


图 7 不同充氢时间下QP980钢氢致断裂过程及氢脆机制

Fig. 7 Hydrogen-induced fracture process and HE mechanism of QP980 steel under different hydrogen charging time

(a)—短时间充氢; (b)—长时间充氢.

当氢浓度较高时,如图 7b 所示,QP980 钢内氢原子密集分布于组织内.拉伸时位错与氢的相互作用显著,铁素体在较低的应力水平时直接开裂形成裂纹源,并迅速扩展,形成大型发丝状裂纹贯穿马氏体与铁素体组织,最终导致试样的整体断裂.断裂过程迅速且断面平整.这些准解理面主要出现在{110}滑移面,表现为氢促进了此晶面的分离,即HEDE机制主导,这与Nagao等^[19]的研究结果一致.但因低应力条件下脆性裂纹形成后导致试样快速断裂,释放了应力,使得最终断口表面下的二次裂纹数量少于低氢浓度下的拉伸试样.

本实验中HC-24h/24h试样力学性能恢复到未充氢状态,加工硬化速率与未充氢试样一致(图3);断裂方式呈现明显的韧性断裂,如图4j~4l所示,同时二次裂纹形成少量微孔(图5k与图5l).这意味着本实验的氢脆行为属于可逆氢脆,即扩散氢逃逸后,不再影响材料的力学性能.Kim等^[20]认为被QP980钢吸收的扩散氢主要位于位错与界面

等可逆氢陷阱中,这与本实验现象相符.

4 结 论

1) 随着充氢时间的延长,QP980钢的抗拉强度与延伸率都大幅下降;充氢24h的试样抗拉强度损失率达到31.4%,延伸率损失达到未充氢试样的76.2%,表现出明显的氢脆行为;但氢的存在不影响试样断裂前的加工硬化速率.

2) 对于无氢与低氢浓度下的QP980试样,在外应力作用下,铁素体具备较好的塑性变形能力,当形变位错在马氏体/铁素体相界面富集时,氢促进微裂纹在相界面形核;此条件下基体组织可以钝化微裂纹,形成微孔;当氢浓度较高时,铁素体基体出现大尺寸发丝状氢致裂纹,表明此条件下铁素体基体为微裂纹的主要形核位置,断口形貌中出现明显的大尺寸准解理单元刻面.

3) 当氢浓度较低时,微孔缩聚式裂纹表明HELP为QP980钢氢脆的主导机制;当氢浓度较

高时,裂纹形貌转变为发丝状裂纹,表明 HEDE 机制占据主导地位.

参考文献:

- [1] Alves P H O M, Lima M S F, Raabe D, et al. Laser beam welding of dual-phase DP1000 steel [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2018, 252: 498–510.
- [2] Guo W, Wan Z D, Peng P, et al. Microstructure and mechanical properties of fiber laser welded QP980 steel [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2018, 256: 229–238.
- [3] de Moor E, Lacroix S, Clarke A J, et al. Effect of retained austenite stabilized via quench and partitioning on the strain hardening of martensitic steels [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2008, 39: 2586–2595.
- [4] Bleck W, Guo X F, Ma Y. The TRIP effect and its application in cold formable sheet steels [J]. *Steel Research International*, 2017, 88(10): 1700218.
- [5] Huang J N, Tang Z Y, Ding H, et al. Combining a novel cyclic pre-quenching and two-stage heat treatment in a low-alloyed TRIP-aided steel to significantly enhance mechanical properties through microstructural refinement [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 764: 138231.
- [6] 朱旭. 基于 TRIP 效应的第 3 代先进高强汽车用钢氢脆机制的研究[D]. 上海: 上海交通大学, 2016.
(Zhu Xu. An investigation into the hydrogen embrittlement mechanism in the 3rd generation advanced high strength automotive steels employing TRIP effect [D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2016.)
- [7] Chen D Y, Wang L M, Wang C Z, et al. Finite element based improvement of a light truck design to optimize crashworthiness [J]. *International Journal of Automotive Technology*, 2015, 16(1): 39–49.
- [8] 祁豆豆, 林万明, 李双寿. 淬火-分配工艺对高强度疲劳失效的影响[J]. *中国冶金*, 2017, 27(6): 24–29.
(Qi Dou-dou, Lin Wan-ming, Li Shuang-shou. Effect of quenching-partitioning process on fatigue failure of high strength steel [J]. *China Metallurgy*, 2017, 27(6): 24–29.)
- [9] Zhu X, Li W, Zhao H S, et al. Effects of cryogenic and tempered treatment on the hydrogen embrittlement susceptibility of TRIP-780 steels [J]. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2013, 38(25): 10694–10703.
- [10] Loidl M, Kolk O, Veith S, et al. Characterization of hydrogen embrittlement in automotive advanced high strength steels [J]. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 2011, 42(12): 1105–1110.
- [11] 王金荣, 许强, 逯志强, 等. 980 MPa 级汽车用钢氢致延迟断裂性能[J]. *电镀与精饰*, 2021, 43(1): 41–46.
(Wang Jin-rong, Xu Qiang, Lu Zhi-qiang, et al. Hydrogen induced delayed fracture of 980 MPa grade automotive steel [J]. *Plating and Finishing*, 2021, 43(1): 41–46.)
- [12] 陈亚军, 邝霜, 赵征志. 先进高强度汽车用钢氢致延迟断裂研究进展[J]. *钢铁研究学报*, 2020, 32(4): 265–272.
(Chen Ya-jun, Kuang Shuang, Zhao Zheng-zhi. Study status of hydrogen induced delayed fracture of advanced high strength automotive steel [J]. *Journal of Iron and Steel Research*, 2020, 32(4): 265–272.)
- [13] Speer J, Matlock D K, de Cooman B C, et al. Carbon partitioning into austenite after martensite transformation [J]. *Acta Materialia*, 2003, 51(9): 2611–2622.
- [14] 黄发, 周庆军. 高强度钢的氢致延迟断裂行为研究进展[J]. *宝钢技术*, 2015(3): 11–16.
(Huang Fa, Zhou Qing-jun. Progress and perspectives of hydrogen induced delayed fracture of high strength steels [J]. *Baosteel Technology*, 2015(3): 11–16.)
- [15] Zhou Y, Wu W J, Li J X. Simultaneous improvement of hydrogen embrittlement resistance and tensile strength of quenching and partitioning steel through dense multiple interfaces [J]. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2024, 58: 1372–1385.
- [16] Wang Z, Luo Z C, Huang M X. Revealing hydrogen-induced delayed fracture in ferrite-containing quenching and partitioning steels [J]. *Materialia*, 2018, 4: 260–267.
- [17] Kim H J, Shin G, Park J, et al. Pre-strain and hydrogen charging effect on the plastic and fracture behavior of quenching and partitioning (Q&P) steel [J]. *Acta Materialia*, 2024, 263: 119524.
- [18] Huang S, Hui H, Peng J. Prediction of hydrogen-assisted fracture under coexistence of hydrogen-enhanced plasticity and decohesion [J]. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2023, 48(94): 36987–37000.
- [19] Nagao A, Smith C D, Dadfarnia M, et al. The role of hydrogen in hydrogen embrittlement fracture of lath martensitic steel [J]. *Acta Materialia*, 2012, 60(13/14): 5182–5189.
- [20] Kim H J, Lee M G. Analysis of hydrogen trapping behaviour in plastically deformed quenching and partitioning steel in relation to microstructure evolution by phase transformation [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, 904: 164018.