



Nb 微合金化对 Cr-Co-Ni-Mo 系超高强度 不锈钢腐蚀疲劳性能的影响

田 帅¹, 张雪凌², 刘振宝¹, 王晓辉¹, 王长军¹, 孙永庆¹, 杨志勇¹, 齐 越³

(1 钢铁研究总院有限公司特殊钢研究院, 北京 100081; 2 钢研纳克检测技术股份有限公司, 北京 100081;

3 抚顺特殊钢股份有限公司技术中心, 抚顺 113001)

摘 要:为探讨超高强度不锈钢的应力腐蚀开裂行为, 采用 Cr-Co-Ni-Mo 系超高强度不锈钢为研究对象, 利用 OM、XRD、TEM 等测试手段, 结合腐蚀疲劳试验, 研究了 Nb 微合金化对 Cr-Co-Ni-Mo 系超高强度不锈钢腐蚀疲劳性能的影响。结果表明, 试验钢在 3.5% NaCl 溶液中具有一定的应力腐蚀敏感性, 其应力腐蚀开裂机理为氢致开裂和阳极溶解的混合机制。Nb 微合金化提高了钢的腐蚀疲劳性能, 钢中添加 0.11% 的 Nb 后, 钢的腐蚀疲劳强度由 440 MPa 提高至 495 MPa, 其主要原因是, Nb 微合金化可以细化钢的晶粒尺寸, 促进钢中不可逆氢陷阱 NbC 的析出, 增加了钢中原奥氏体晶界总量、小角晶界所占比例、 $\Sigma 3$ 晶界数量、奥氏体体积分数等。

关键词:超高强度不锈钢; 腐蚀疲劳; 应力腐蚀开裂机理; NbC; 奥氏体

DOI:10.20057/j.1003-8620.2023-00100 **中图分类号:**TG172

Effect of Niobium Alloying on the Corrosion Fatigue Properties of the Cr-Co-Ni-Mo Series of Ultra-high Strength Stainless Steels

Tian Shuai¹, Zhang Xueling², Liu Zhenbao¹, Wang Xiaohui¹, Wang Changjun¹, Sun Yongqing¹,
Yang Zhiyong¹, Qi Yue³

(1 Institute for Special Steel Institute, Central Iron and Steel Research Institute Co., Ltd., Beijing 100081, China;

2 NCS Testing Technology Co., Ltd., Beijing 100081, China; 3 Technology center of Fushun

Special Steel Co., Ltd., Fushun 113001, China)

Abstract: In order to investigate the stress corrosion cracking behavior of ultra-high strength stainless steel, the influence of Nb microalloying on the corrosion fatigue properties of Cr-Co-Ni-Mo series ultra-high strength stainless steel was studied by OM, XRD, TEM and other testing methods in combination with corrosion fatigue test. The results show that the steel has stress corrosion sensitivity in 3.5% NaCl solution, and the stress corrosion cracking mechanism of the steel was a mixed mechanism involving hydrogen embrittlement and anodic dissolution. Niobium alloying improved the corrosion fatigue performance of the steel, that is, the corrosion fatigue strength of steel increases from 440 MPa to 495 MPa after adding 0.11% Nb. The main reason is that niobium alloying refined the grain size of steel, promoted the precipitation of irreversible hydrogen trap of NbC in steel, and increased the amount of prior austenite grain boundaries, the proportion of low-angle grain boundaries, the number of $\Sigma 3$ grain boundaries, and the volume fraction of austenite in steel.

Key Words: Ultra-high Strength Stainless Steels; Erosion Fatigue; Mechanism of Stress Corrosion Cracking; NbC; Austenite

舰载飞机需要长期在海洋环境中服役, 使用超高强度钢制造的起落架, 面临应力腐蚀开裂和氢致延迟断裂带来的安全隐患。300M、AerMet100 等超高强度钢是制造各类飞机起落架的主要材料, 但因其耐蚀性元素含量低, 耐蚀性较差, 在服役使用过程中普遍存在较为严重的腐蚀失效现象。因此, 通常需要对其表面进行涂镀处理以提高耐腐蚀性能, 但表面涂镀工艺不仅增加制造和维护成本, 还会造

成严重的环境污染; 此外, 涂镀过程中溶液内的氢容易进入超高强度钢的基体, 在服役过程中引发应力腐蚀开裂和氢致断裂。为此, 国内外航空领域趋向于使用超高强度不锈钢来制造在海洋环境服役的飞机起落架、螺栓和直升机旋翼等部件^[1-3]。超高强度不锈钢虽然具有良好的抗均匀腐蚀性能, 但是, 在特定的腐蚀环境下, 如含侵蚀性离子(比如 Cl⁻)的介质中也会发生腐蚀, 并在应力的共同作用

作者简介: 田 帅(1989—), 男, 工程师, 博士; **E-mail:** tianshuai@nercast.com; **收稿日期:** 2023-05-29

通信作者: 刘振宝(1977—), 男, 教授, 硕士生导师; **E-mail:** liuzhenbao@nercast.com

下,产生应力腐蚀开裂。因此,如何提高超高强度不锈钢的抗应力腐蚀开裂性能已成为亟需解决的问题。

研究发现,在钢中加入 Nb、Ti 和 Al 等微合金元素,能与 C、N 相互作用形成第二相粒子,这些第二相通过钉扎晶界,降低晶界生长速度来细化晶粒,从而显著提高钢的各项性能^[4-5]。然而,针对 Nb 元素对超高强度不锈钢腐蚀疲劳行为影响的研究却鲜有报道,本文将以一种 Cr-Co-Ni-Mo 系的超高强度不锈钢为研究对象,开展腐蚀疲劳的研究,揭示 Nb 元素对超高强度不锈钢应力腐蚀影响的科学本质,为该类型超高强度不锈钢的推广应用和新材料的开发提供数据支撑。

1 试验材料及方法

采用真空感应(6 t)+真空自耗($\phi 660$ mm)的双真空熔炼工艺生产两炉 Cr-Co-Ni-Mo 系超高强度不锈钢,其中一炉不加 Nb 元素,一炉添加 0.11% 的 Nb 元素,化学成分检测结果见表 1。熔炼后的钢锭经过 1 160 °C 均匀化处理 1 h 后锻造直径为 300 mm 圆棒,锻造圆棒进行 1 080 °C 的高温固溶处理 1 h,油冷并进行 -73 °C 深冷处理 8 h,然后,在 540 °C 时效处理 4 h。

表 1 试验钢的化学成分(质量分数)

试验钢	C	Cr	Ni	Mo	Co	Nb	Fe
原始钢	0.12	13.53	4.61	5.36	14.55	-	Bal
0.11%Nb 钢	0.12	13.51	4.58	5.33	14.57	0.11	Bal

利用 QBG-50 型疲劳试验机分别测试上述两炉钢在空气和 3.5% NaCl 溶液中的疲劳性能,加载波形为正弦波,应力比为 -1,频率为 80 Hz,疲劳试验循环 10⁷ 周次后停止。采用 Zeiss-40 MAT 光学显微镜对试验钢的原奥氏体晶粒组织进行观察;采用 Phil-

ips APD-10 型 X 射线衍射仪测试试样的奥氏体含量;采用 FEI Talos F200X 型透射电子显微镜对钢的显微组织进行分析;采用配备 HKL 相机的 FEI Quanta 650 SEM 对试样进行断口形貌及电子背散射衍射技术(Electron back-scattered diffraction, EBSD)表征。

2 试验结果

2.1 显微组织

原始钢和 0.11%Nb 钢在 1 080 °C 下保温 1 h 后的奥氏体晶粒如图 1 所示,由图 1 中可以看出,在相同的固溶温度下,0.11%Nb 钢晶粒尺寸明显小于原始钢,原始钢的原奥氏体晶粒尺寸为 96.73 μm ,0.11%Nb 钢的原奥氏体晶粒尺寸为 31.18 μm 。试验钢 540 °C 时效处理后的 TEM 形貌及第二相的高分辨率透射电镜(High resolution transmission electron microscope, HRTEM)表征结果如图 2 所示,由图 2(a) 和 2(c) 可见,原始钢和 0.11%Nb 钢的基体为板条状马氏体,在马氏体板条基体上存在大量椭圆形的 Laves 相,衍射斑标定结果如图 2(b) 所示,0.11%Nb 钢中除了 Laves 相外还存在大量颜色较深的椭圆状析出相,其尺寸在 100 ~ 200 nm,通过对衍射斑点标定分析,该析出相为 NbC,如图 2(d) 所示。

原始钢和 0.11%Nb 钢在 540 °C 下保温 4 h 后的

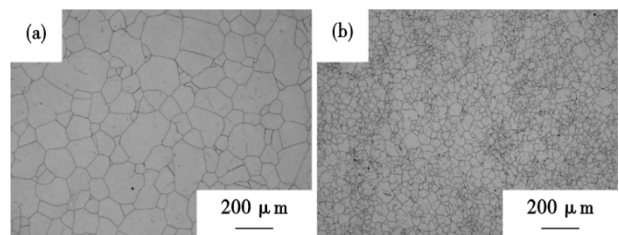


图 1 试验钢的光镜微观组织形貌:(a)原始钢,(b)0.11%Nb 钢

Fig. 1 OM microstructures morphology of experimental steels:(a) original steel,(b) 0.11% Nb steel

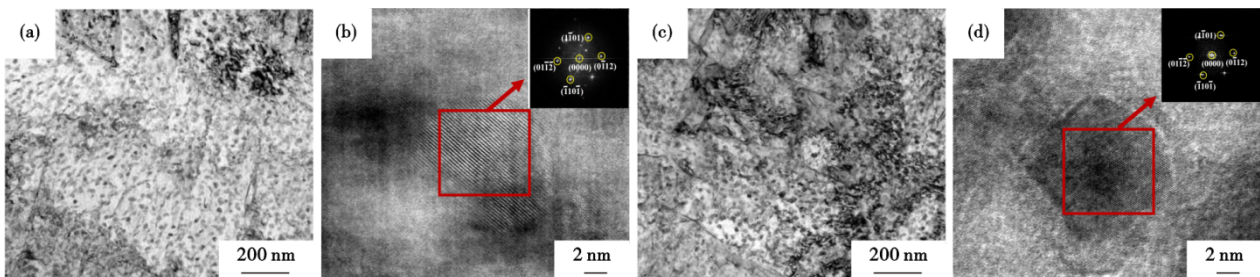


图 2 试验钢的 TEM 表征结果:(a,b)原始钢;(c,d)0.11%Nb 钢

Fig. 2 TEM micrographs results of experimental steels:(a,b) original steel;(c,d) 0.11%Nb steel

XRD 衍射图如图 3 所示。从图 3 中可以看出,在相同的时效温度下,原始钢的马氏体衍射峰(110)_α的强度略高于 0.11%Nb 钢,而奥氏体衍射峰(111)_γ的强度略低于 0.11%Nb 钢,经计算得到原始钢和 0.11%Nb 钢的奥氏体含量分别为 7.96% 和 9.29%。

2.2 S-N 曲线

原始钢分别在空气中和 3.5 % NaCl 溶液中的 S-

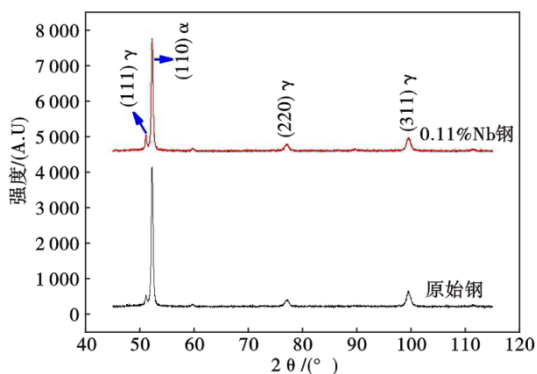


图 3 原始钢和 0.11%Nb 钢的 XRD 分析结果

Fig. 3 XRD analysis results of the original steel and 0.11%Nb steel

N 曲线如图 4 所示,从图 4(a)中可以看出,随着应力幅在 1000 ~ 680 MPa 的范围内减小,疲劳断裂周次 N_f 从 4.0×10^4 升高至 1.0×10^7 ,经计算原始钢在空气中的疲劳强度为 715 MPa。相比之下,原始钢在 3.5% NaCl 溶液中的疲劳强度显著降低,疲劳强度为 440 MPa,约为空气环境下的 61.5 %。相似的现象同样出现在 0.11%Nb 钢中,如图 5 所示,其中 0.11%Nb 钢在空气中和 3.5% NaCl 溶液中疲劳强度分别为 800 MPa 和 495 MPa。由此可见,Nb 元素的添加可以提高试验钢在空气和 3.5% NaCl 溶液中的疲劳强度。这主要是因为 Nb 的添加细化了晶粒组织,提高了单位面积内晶界总数量,晶界可以阻碍疲劳短裂纹的扩展,从而提高钢的疲劳性能^[6]。

2.3 断口形貌

利用 SEM 观察原始钢在空气中的断口形貌,经统计发现原始钢的疲劳断裂均是由表面起裂引起。原始钢在空气中的几种典型断口形貌如图 6 所示,其中,图 6(a)(d)(g)为原始钢疲劳断口裂纹源区的宏观形貌,可见试样的断裂均由表面引起;图 6(b)

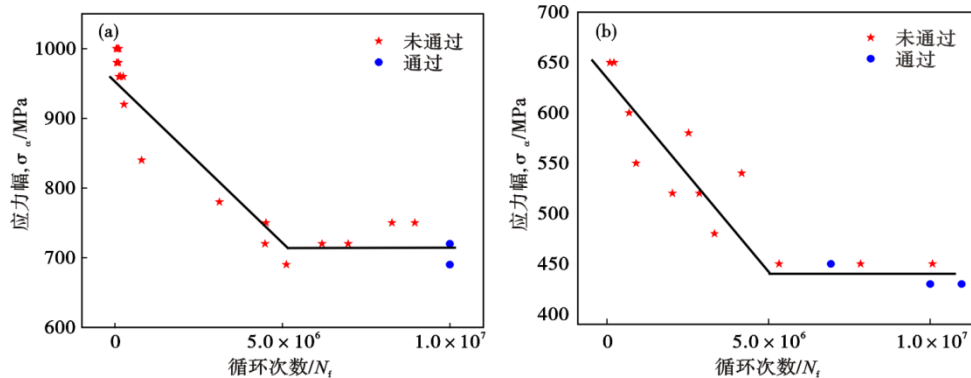


图 4 原始钢的 S-N 曲线:(a)空气,(b)3.5% NaCl 溶液

Fig. 4 S-N curve for original steel : (a) air , (b) 3.5% NaCl solution

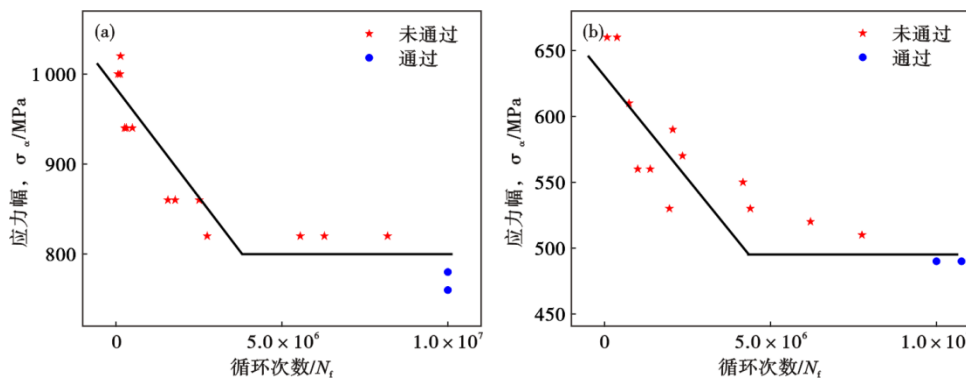


图 5 0.11%Nb 钢的 S-N 曲线:(a)空气,(b)3.5% NaCl 溶液

Fig. 5 S-N curve for 0.11%Nb steel : (a) air , (b) 3.5 % NaCl solution

(e)(h)为裂纹源区的局部微观形貌,可见原始钢在空气中的断裂主要是由局部应力集中、夹杂物和表面加工硬化层引起^[7];图6(c)(f)(i)为裂纹扩展区形貌,可见裂纹扩展区的形貌均为准解理断口形貌。

原始钢在3.5% NaCl溶液中的疲劳断口形貌如图7所示。由图7可见,原始钢在3.5% NaCl溶液和空气中的疲劳断口形貌存在明显差异,钢在3.5% NaCl溶液中的断裂主要是由表面点蚀坑引起,如图7(a)(d)(g)所示。随着疲劳载荷的降低,试样表面点蚀坑的直径变大,如图7(b)(e)(h)所示。在交变应力和腐蚀溶液的共同作用下,钢表面钝化膜破裂导致形成大阴极(钝化膜)和小阳极(金属基体)的腐蚀原电池,进而加速金属基体的阳极溶解过程导致点蚀形核,该过程阳极溶解机制起主导作用。在裂纹扩展阶段,断口呈现出如图7(c)所示的沿晶断口形貌和如图7(f)(i)所示的准解理断口形貌,在沿晶断口表面观察到微孔和撕裂脊,这是高强度钢氢致开裂的典型特征,随着疲劳载荷的降低,断口中二

次裂纹增多,表现出了明显的应力腐蚀开裂特征。因此,可以得出钢在3.5% NaCl溶液中的应力腐蚀开裂机理为阳极溶解+氢致开裂的混合机制。

0.11%Nb钢分别在空气和3.5% NaCl溶液中的疲劳断口形貌如图8所示。由图8可见,0.11%Nb钢在空气和3.5% NaCl溶液中的断裂形式与原始钢一致,即在空气中的断裂由表面缺陷引起,3.5% NaCl溶液中的断裂由表面的点蚀坑引起。

2.4 EBSD分析结果

原始钢和0.11%Nb钢的EBSD表征结果分别如图9~11所示。从图9中可以看出,两种试验钢的晶粒组织并无明显择优取向,在相同视场范围内,0.11%Nb钢的原奥氏体晶界(图中白色虚线)所占比例明显高于原始钢。

图10(a~c)显示了两种试验钢的晶体学特征,根据晶界错配角度(θ)的定义,可以将晶界分别定义为小角晶界(Low-angle grain boundaries, LAGBs)、中角晶界(Medium-angle grain boundaries, MAGBs)和大角晶界(High-angle grain boundaries,

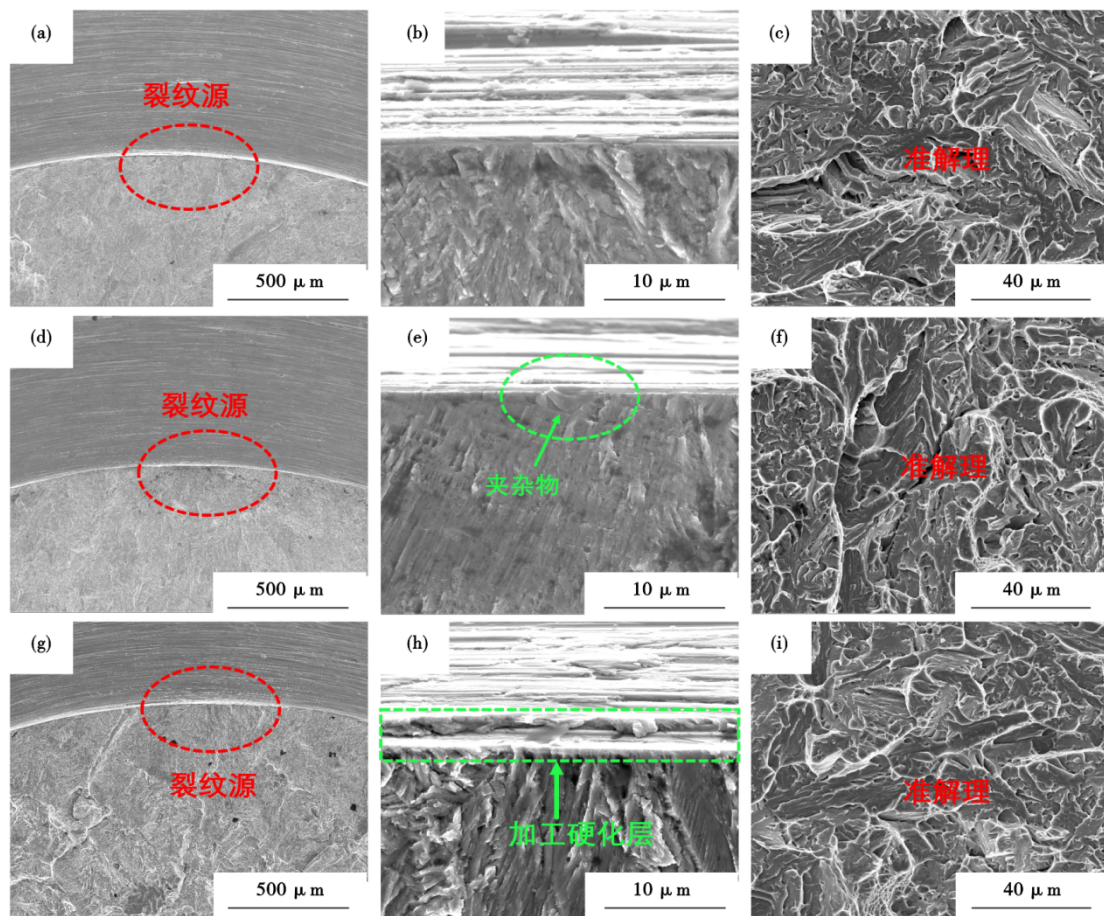


图6 原始钢在空气中的疲劳断口形貌:(a , b , c) 1 000 MPa;(d , e , f) 960 MPa;(g , h , i) 920 MPa
 Fig. 6 Fatigue fracture morphology of original steel in air:(a , b , c) 1 000 MPa;(d , e , f) 960 MPa;(g , h , i) 920 MPa

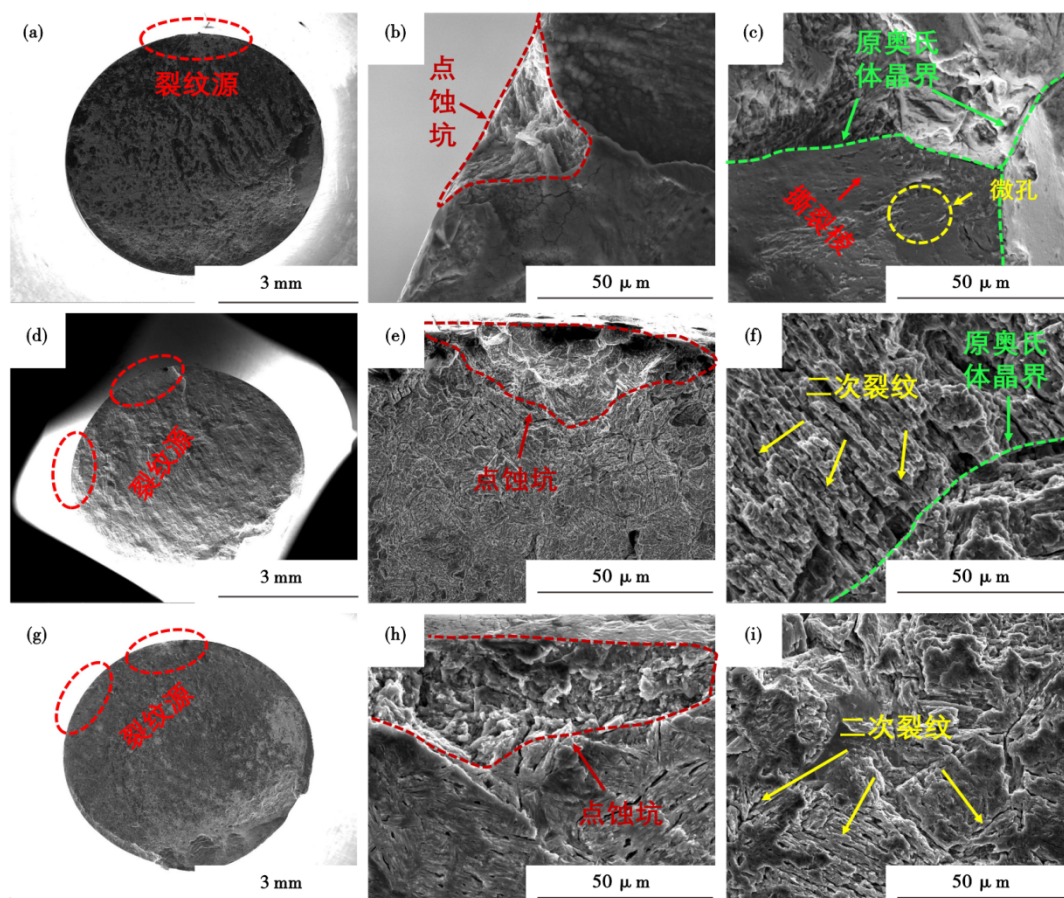


图 7 原始钢在 3.5% NaCl 溶液中的疲劳断口形貌: (a, b, c) 700 MPa; (d, e, f) 600 MPa; (g, h, i) 500 MPa

Fig. 7 Fatigue fracture morphology of original steel in 3.5% NaCl solution: (a, b, c) 700 MPa; (d, e, f) 600 MPa; (g, h, i) 500 MPa

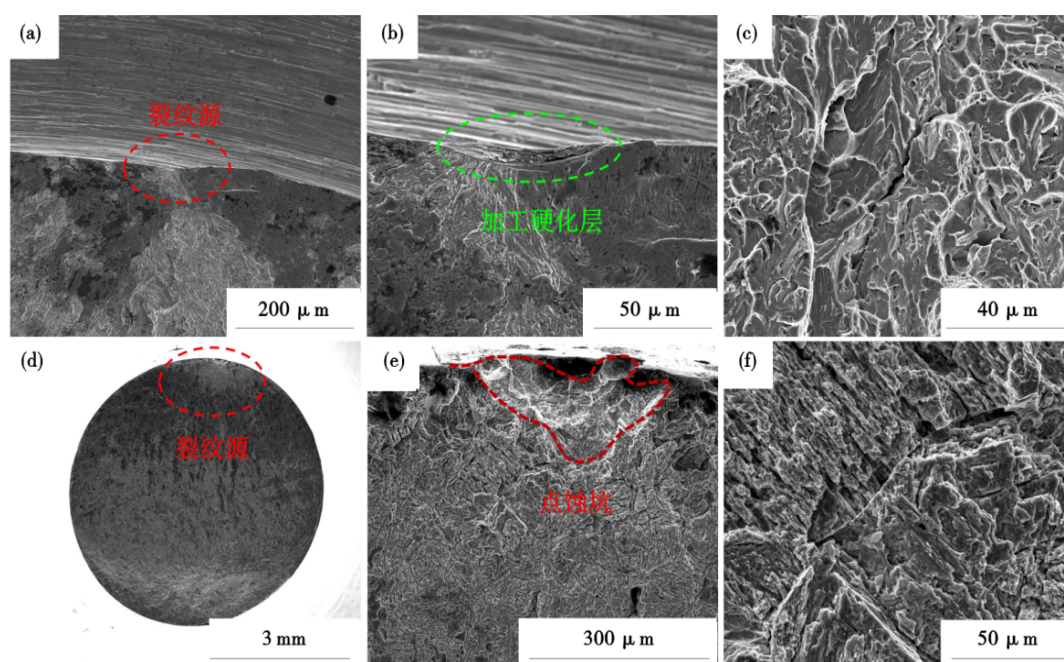


图 8 0.11% Nb 钢在空气和 3.5% NaCl 溶液中的疲劳断口形貌: (a, b, c) 空气; (d, e, f) 3.5% NaCl 溶液

Fig. 8 Fatigue fracture morphology of 0.11% Nb steel in air and 3.5 wt. % NaCl solution: (a, b, c) air; (d, e, f) 3.5% NaCl solution

HAGBs),图中蓝色线条代表小角晶界($1^\circ < \theta < 5^\circ$),红色线条代表中角晶界($5^\circ < \theta < 15^\circ$),黑色线条代表大角晶界($15^\circ < \theta < 62.8^\circ$)。从图 10(c)中可以看出,两种试验钢的晶界错配角度的差别主要集中在小角晶界和大角晶界所占比例,其中原始钢的小角晶界占比略低于 0.11%Nb 钢,而大角晶界的变化趋势与小角晶界的变化趋势恰好相反。

图 11 显示了两种试验钢的重合位置点阵

(Coincidence site lattice, CSL)晶界图及重合位置点阵相对频次,视场内不同颜色的曲线代表不同种类的 CSL 界面,从图 11 中可以看出,两种试验钢的重合位置点阵的类型主要为 $\Sigma 3$ 、 $\Sigma 11$ 、 $\Sigma 19b$ 及 $\Sigma 25b$,其中两种试验钢中的 $\Sigma 11$ 和 $\Sigma 25b$ 晶界数量无明显差异, $\Sigma 3$ 晶界数量显著高于 $\Sigma 11$ 和 $\Sigma 25b$ 晶界,且原始钢的 $\Sigma 3$ 晶界数量明显低于 0.11%Nb 钢。

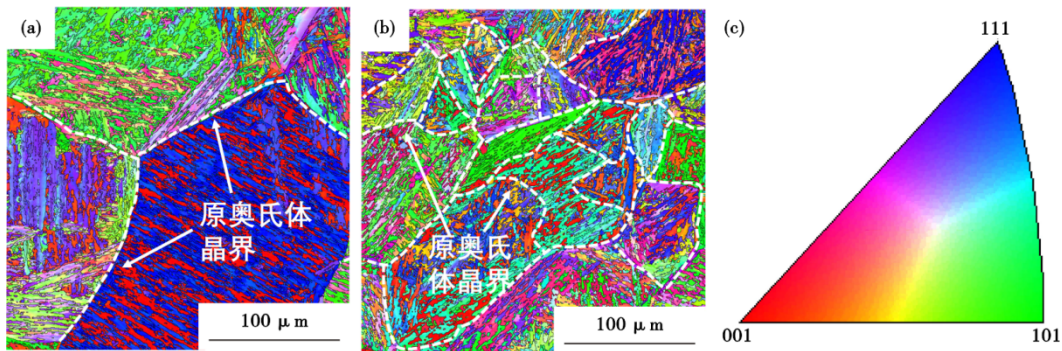


图 9 试验钢的 IPF 取向图:(a)原始钢,(b)0.11%Nb 钢,(c)IPF 彩图

Fig. 9 IPF orientation maps for experimental steels : (a) original steel , (b) 0.11% Nb steel , (c) IPF colour map

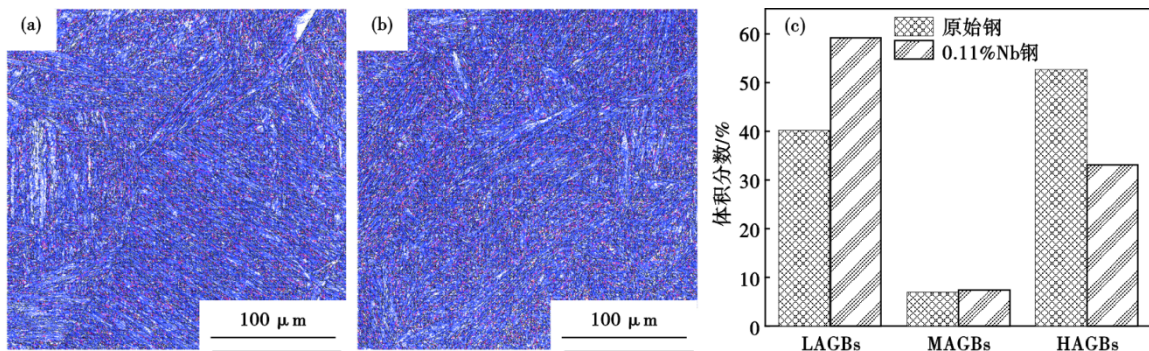


图 10 试验钢的晶界特征分布图:(a)原始钢,(b)0.11%Nb 钢,(c)小角、中角及大角晶界相对占比

Fig. 10 Grain boundary character distribution in experimental steels : (a) original steel , (b) 0.11% Nb steel , (c) relative frequencies of LAGBs, MAGBs, and HAGBs

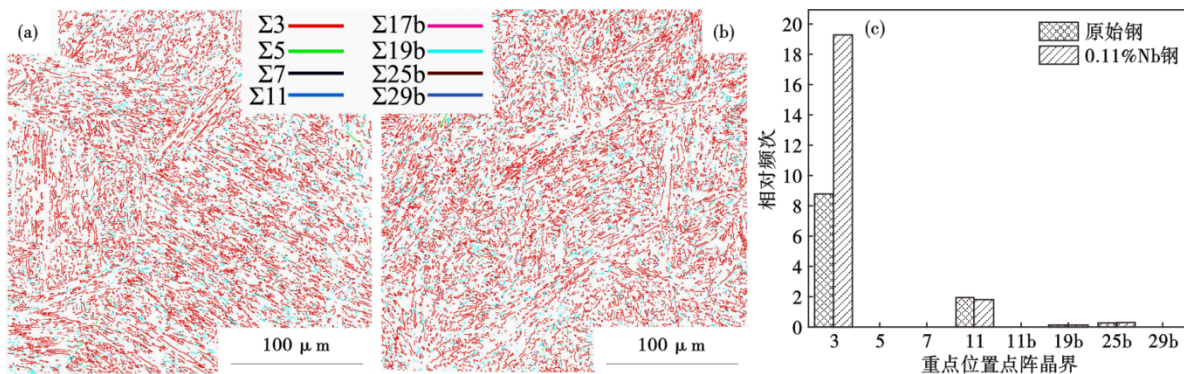


图 11 试验钢的 CSL 晶界图:(a)原始钢,(b)0.11%Nb 钢,(c)重合位置点阵相对频次

Fig. 11 CSL boundary map of experimental steels : (a) original steel , (b) 0.11% Nb steel , (c) relative frequency of the CSL boundaries

3 分析讨论

腐蚀疲劳试验结果表明, Nb 元素的添加可以提高试验钢在空气和 3.5% NaCl 溶液中的疲劳强度, 这主要与 Nb 元素的添加导致试验钢晶粒组织细化, 从而引起的晶界特征分布变化、奥氏体含量升高和钢中 NbC 的析出有关^[8]。

从钢的断口形貌可知, 钢在 3.5% NaCl 溶液中的应力腐蚀开裂机制为阳极溶解和氢致开裂的混合机制, 其中, 阳极溶解机制主要控制裂纹形核过程, 而氢致开裂机制主要控制裂纹扩展过程。图 9 显示, 在相同视场范围内, 0.11%Nb 钢的原奥氏体晶界所占比例明显高于原始钢。根据 Takai K 等^[9]的研究, 原奥氏体晶界是氢的首选堆积点/氢陷阱, 因此, 单位面积内原奥氏体晶界总量的升高可增加钢中氢陷阱数量, 阻碍氢的聚集与迁移, 使钢中的氢分布更加均匀, 进而降低晶格中的氢含量, 降低氢致开裂的风险。其他的研究中也发现了类似的现象^[10]。

根据两种试验钢的晶界错配角度的分析(图 10), 两种试验钢的晶界错配角度的差别主要集中在小角晶界和大角晶界所占比例, 其中原始钢的小角晶界占比略低于 0.11%Nb 钢, 而大角晶界的变化趋势与小角晶界的变化趋势恰好相反。由于大角晶界具有较高的晶格畸变和较高的储能, 在马氏体钢的裂纹扩展过程中, 大角晶界为裂纹扩展提供一条更容易的路径, 会提高材料的氢致开裂敏感性^[11]。而小角晶界所占比例的提高可以提高材料氢致开裂抗力^[12]。

根据两种试验钢的重合位置点阵晶界图及重合位置点阵相对频次的分析(图 11), 两种试验钢的重合位置点阵的类型主要为 $\Sigma 3$ 、 $\Sigma 11$ 、 $\Sigma 19b$ 及 $\Sigma 25b$, 其中两种试验钢中的 $\Sigma 11$ 和 $\Sigma 25b$ 晶界数量无明显差异, $\Sigma 3$ 晶界数量显著高于 $\Sigma 11$ 和 $\Sigma 25b$ 晶界, 且原始钢的 $\Sigma 3$ 晶界数量明显低于 0.11%Nb 钢。晶界特征分布优化可以有效的阻止裂纹扩展, 在裂纹扩展过程中只有 $\Sigma 3$ 晶界没有发生开裂, 才能提高裂纹扩展阻力^[13-14]。与此同时, Gertsman^[15]和 Reed^[16]等认为, 低能 Σ CSL 晶界比例的提高可以打断随机晶界网络的连续性, 阻碍了裂纹沿随机晶界开裂的扩展, 提高了材料的抗应力腐蚀开裂性能。

奥氏体作为钢中有效的氢陷阱, 从含量变化的角度阐述奥氏体含量的变化对试验钢应力腐蚀开裂性能的影响。由图 3 中试验钢的奥氏体含量测试结果可知, 原始钢的奥氏体含量低于 0.11%Nb 钢。

奥氏体在钢的应力腐蚀开裂过程中起到两方面的作用: 一是作为韧性相减缓裂纹扩展速率; 二是作为氢陷阱减缓氢在裂纹尖端的富集而有效降低氢致开裂的发生^[17]。Ritchie 等^[18]的研究证实, 奥氏体有利于抑制氢致开裂, 这归因于氢在奥氏体中的高溶解度而降低了其扩散率。因此, 可以得出试验钢中奥氏体含量的升高可以提高其抗应力腐蚀开裂性能。

由钢中第二相的 TEM 分析结果可以看出, 原始钢中的第二相主要以 Laves 相为主, 而 0.11%Nb 钢中除了粒径尺寸较小的 Laves 相外, 存在较多近似球形的 NbC 相。NbC^[19]作为钢中有效的不可逆氢陷阱(陷阱激活能 >50 kJ/mol), 可以捕获钢中的氢原子, 阻止氢向裂纹尖端的扩散, 进而提高钢的抗应力腐蚀开裂性能。

综上所述, 超高强度不锈钢中添加 Nb 元素, 促进了以 NbC 为主的 MC 型第二相的析出, NbC 相作为不可逆的氢陷阱, 抑制了氢向裂纹尖端的扩散, 使得钢中氢的分布更加均匀, 同时, NbC 相对晶界的钉扎作用使得晶粒组织细化, 增加了小角晶界比例、 $\Sigma 3$ 晶界数量和奥氏体体积分数, 阻碍了裂纹的扩展, 进而提高了钢的抗应力腐蚀开裂性能。Nb 元素的添加对超高强度不锈钢应力腐蚀开裂影响的示意图如图 12 所示。

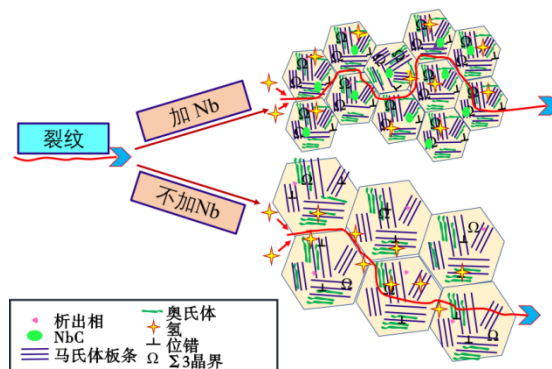


图 12 超高强度不锈钢中 Nb 微合金化对应力腐蚀开裂影响的示意图

Fig. 12 The schematic diagram of the effect of niobium alloying in ultra-high strength stainless steel on stress corrosion cracking

4 结论

(1) 本文涉及的试验钢在 3.5% NaCl 溶液中应力腐蚀开裂机理为氢致开裂和阳极溶解的混合机制, 其中, 阳极溶解机制在应力腐蚀开裂裂纹形核过程中起主导作用, 而后应力腐蚀开裂裂纹扩展阶段

的沿晶+准解理断口形貌是氢致开裂机制作用的结果。

(2)原始钢添加0.11%Nb元素后,腐蚀疲劳强度相比于原始钢提高了55 MPa,其主要原因是,添加Nb元素,生成以NbC为主的MC型第二相,对晶界产生钉扎作用,使晶粒组织细化,原奥氏体晶粒尺寸从96.73 μm 降低到31.18 μm 。增加了钢中原奥氏体晶界总量,小角晶界所占比例增加了约18.93%, $\Sigma 3$ 晶界数量增加了约10.51%。上述变化能阻碍裂纹的扩展,提高钢的抗应力腐蚀开裂性能。

(3)原始钢添加0.11%Nb元素后,生成的NbC作为钢中有效的不可逆氢陷阱,可以捕获钢中的氢原子,阻止氢向裂纹尖端的扩散,进而提高钢的抗应力腐蚀开裂性能。

(4)原始钢添加0.11%Nb元素后,增加了奥氏体体积分数,奥氏体作为韧性相可减缓裂纹扩展速率,同时作为氢陷阱减缓氢在裂纹尖端的富集,可有效的降低氢致开裂的发生,进而提高钢的抗应力腐蚀开裂性能。

参考文献

- [1] Anil Kumar V, Karthikeyan M K, Gupta R K, et al. Aging behavior in 15-5 PH precipitation hardening martensitic stainless steel [J]. *Materials Science Forum*, 2012, 710: 483-488.
- [2] Jiao Z B, Luan J H, Miller M K, et al. Co-precipitation of nanoscale particles in steels with ultra-high strength for a new era [J]. *Materials Today*, 2017, 20(3): 142-154.
- [3] 王晓辉, 罗海文. 飞机起落架用超高强度不锈钢的研究及应用进展 [J]. *材料工程*, 2019, 47(9): 1-12.
- [4] Matsuo S, Ando T, Grant N J. Grain refinement and stabilization in spray-formed AISI 1020 steel [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2000, 288(1): 34-41.
- [5] Adamczyk J, Kalinowska-Ozgowicz E, Ozgowicz W, et al. Interaction of carbonitrides V(C, N) undissolved in austenite on the structure and mechanical properties of microalloyed V-N steels [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 1995, 53 (1-2): 23-32.
- [6] Hong, Qiao, Liu, et al. Effect of grain size on collective damage of short cracks and fatigue life estimation for a stainless steel [J]. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 1998, 21 (11): 1317-1325.
- [7] 曹红福, 王毛球, 孙鸿平, 等. 20MnCr5 齿轮钢氧含量控制及其对钢的疲劳性能影响 [J]. *特殊钢*, 2023, 44(1): 1-4.
- [8] 赵培林, 孙新军, 汤化胜, 等. Nb 微合金化对热轧 700 MPa 超高强耐蚀钢组织和性能的影响 [J]. *特殊钢*, 2012, 33(1): 46-50.
- [9] Takai K, Seki J, Homma Y. Observation of trapping sites of hydrogen and deuterium in high-strength steels by using secondary ion mass spectrometry [J]. *Materials Transactions, JIM*, 1995, 36 (9): 1134-1139.
- [10] Gomes da Silva M J, Cardoso J L, Carvalho D S, et al. The effect of prior austenite grain size on hydrogen embrittlement of Co-containing 18Ni 300 maraging steel [J]. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2019, 44(33): 18606-18615.
- [11] Masoumi M, Tavares S S M, Pardal J M, et al. The role of microstructure and grain orientations on intergranular cracking susceptibility of UNS 17400 martensitic stainless steel [J]. *Engineering Failure Analysis*, 2017, 79: 198-207.
- [12] Masoumi M, Silva C C, de Abreu H F G. Effect of crystallographic orientations on the hydrogen-induced cracking resistance improvement of API 5L X70 pipeline steel under various thermo-mechanical processing [J]. *Corrosion Science*, 2016, 111: 121-131.
- [13] Gertsman V Y, Tangri K. Modelling of intergranular damage propagation [J]. *Acta Materialia*, 1997, 45(10): 4107-4116.
- [14] Gertsman V Y, Janecek M, Tangri K. Grain boundary ensembles in polycrystals [J]. *Acta Materialia*, 1996, 44(7): 2869-2882.
- [15] Gertsman V Y, Bruemmer S M. Study of grain boundary character along intergranular stress corrosion crack paths in austenitic alloys [J]. *Acta Materialia*, 2001, 49(9): 1589-1598.
- [16] Reed B W, Kumar M. Mathematical methods for analyzing highly-twinned grain boundary networks [J]. *Scripta Materialia*, 2006, 54(6): 1029-1033.
- [17] Yang J L, Huang F, Guo Z H, et al. Effect of retained austenite on the hydrogen embrittlement of a medium carbon quenching and partitioning steel with refined microstructure [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 665: 76-85.
- [18] Ritchie R O, Castro Cedeno M H, Zackay V F, et al. Effects of silicon additions and retained austenite on stress corrosion cracking in ultrahigh strength steels [J]. *Metallurgical Transactions A*, 1978, 9(1): 35-40.
- [19] Ohnuma M, Suzuki J I, Wei F G, et al. Direct observation of hydrogen trapped by NbC in steel using small-angle neutron scattering [J]. *Scripta Materialia*, 2008, 58(2): 142-145.