

温度和应变幅对亚稳奥氏体不锈钢 S321 低周疲劳行为的影响

何国球, 黎若芸, 周志强, 廖逸平, 刘胤孚

(同济大学 材料科学与工程学院, 上海 201800)

摘要: 在室温和 650 °C 的环境下对 S321、S321H 不锈钢进行了 0.5%、0.7%、0.9% 应变幅下的低周疲劳试验, 并在室温下对 S321 和 S321H 开展了多个寿命点的疲劳加载历史试验, 结合 X 射线衍射定量分析测算形变诱发马氏体的含量。结果表明: 形变诱发马氏体的生成会导致奥氏体钢持续循环硬化, 室温下合金在初次硬化后继续二次硬化, 而在 650 °C 下没有形变诱发马氏体生成, 合金在初次硬化后进入循环稳定阶段。循环过程中, 碳含量越低, 形变诱发马氏体含量越多, 合金的循环硬化程度更高。两种温度下, 两种材料的疲劳寿命在低应变幅下都相差不大, 应变幅越大, 两种材料的疲劳寿命相差越大, 因此, 可以考虑服役条件为低应变幅时使用 S321 不锈钢代替 S321H 不锈钢。

关键词: 低周疲劳行为; S321 不锈钢; S321H 不锈钢; 形变诱发马氏体; 碳含量; 温度

中图分类号: TG111.8; TG142

文献标志码: A

Effect of Temperature and Strain Amplitude on Low-cycle Fatigue Behavior of Sub-stable Austenitic Stainless Steel S321

HE Guoqiu, LI Ruoyun, ZHOU Zhiqiang,
LIAO Yiping, LIU Yinfu

(School of Materials Science and Engineering, Tongji University, Shanghai 201800)

Abstract: Low-cycle fatigue tests were conducted on S321 and S321H stainless steels at 0.5%, 0.7%, and 0.9% strain amplitude at room temperature and 650 °C. Fatigue loading history tests were performed on S321 and S321H at room temperature for several life points, and the

amount of deformation-induced martensite was measured by quantitative XRD analysis. The results show that deformation-induced martensite generation leads to continuous cyclic hardening in austenitic steels, and the alloys continue to secondary harden after the primary hardening at room temperature, whereas there is no deformation-induced martensite generation at 650 °C, and the alloys enter into cyclic stabilization phase after the primary hardening. The lower the carbon content during cycling, the more deformation-induced martensite there is, and the higher the degree of cyclic hardening of the alloy. At two temperatures, the fatigue life of the two materials in the low strain amplitude are not much different, the greater the strain amplitude, the greater the difference between the fatigue life of the two materials. Therefore, it can be considered to use S321 stainless steel instead of S321H stainless steel. Therefore, it can be considered to use S321 stainless steel instead of S321H stainless steel for service conditions of low strain amplitude.

Keywords: low-cycle fatigue behavior; S321 stainless steel; S321 stainless steel; deformation-induced martensite; carbon content; temperature

不锈钢具有耐腐蚀、服役寿命长、强度高等特点, 能够有效降低用钢单耗, 延长产品使用寿命。并且不锈钢通常有接近 60% 的材料是可回收的, 具有很高的回收利用价值, 可以在一定程度上减轻能耗和降低工业加工制造领域的二氧化碳排放^[1]。但有些性能优异的不锈钢需要依赖进口, 昂贵的价格大

收稿日期: 2023-10-24

基金项目: 国际(港澳台)机构、企业合作项目

第一作者: 何国球, 教授, 博士生导师, 工学博士, 主要研究方向为铝合金疲劳。E-mail: gqhe@tongji.edu.cn

通信作者: 黎若芸, 工学硕士, 主要研究方向为铝合金疲劳。E-mail: 2132860@tongji.edu.cn



论文
拓展
介绍

大降低了不锈钢的普及率,使得很多工业上选择使用替代材料^[2]。亚稳态奥氏体不锈钢 S321H (X6CrNiTi18-10)以其良好的抗氧化、耐腐蚀和耐热性能被广泛应用于工业中的耐热耐腐蚀零件,如太阳能热发电的热交换器管部件^[3]、热膨胀接头等^[4-6]。但由于材料采购困难导致成本增加,因此急需替代材料。奥氏体不锈钢 S321(06Cr18Ni11Ti),是一种仅碳含量比 S321H 不锈钢低的国产奥氏体不锈钢种,其碳含量比 S321H 低 0.03% 左右,具有良好塑性、焊接性和耐蚀性,是工业中使用量较大的一种材料,有希望在生产工业中替代 S321H。

由于 S321H、S321 长期在高温循环载荷下服役,失效过程常常伴随着塑性变形,疲劳失效是其主要失效方式。而现有针对 S321 不锈钢的研究主

要集中于高周疲劳性能^[7]、焊接性能^[8],及耐腐蚀性能^[9],对 S321 不锈钢低周疲劳过程中的循环响应行为和微观循环损伤机理研究很少^[10-12]。S321 不锈钢与 S321H 不锈钢的服役环境常为 650 ℃,因此本文在室温和 650 ℃ 的环境下对 S321、S321H 不锈钢进行了不同应变幅的低周疲劳试验,研究其低周疲劳行为以及 S321 不锈钢的替代性。

1 试验

1.1 试验材料

试验采用西安华新金属制品有限公司提供的奥氏体不锈钢 S321(06Cr18Ni11Ti),以及德国 OUTO KUMPU STAINLESS AB 公司生产的 S321H 不锈钢(X6CrNiTi18-10)。其化学成分如表 1 所示。

表 1 S321 和 S321H 的化学成分
Tab.1 Chemical composition of S321 and S321H

种类	质量分数/%							
	C	Si	Mn	Cr	Ni	P	S	Ti
S321	0.021	0.540	1.550	17.370	8.930	0.023	0.001	0.240
S321H	0.054	0.590	1.370	17.200	9.140	0.025	0.001	0.440

1.2 拉伸试验

根据国际标准 ISO6892:1998,将样品加工成标准拉伸试样。在室温和 650 ℃ 下使用 MTS809 拉扭复合疲劳试验机进行静态拉伸试验。

1.3 疲劳试验

按照国际标准 ASTM E606-2012,将 S321 和 S321H 不锈钢加工成标准疲劳试样。

低周疲劳试验在 MTS809 拉扭复合疲劳试验机上进行,采用轴向拉-压加载方式,加装引伸计(引伸计标距长度为 12 mm)控制应变幅进行试验。其中,应变比 $R=-1$,加载波形为三角波,应变速率控制在 $6\% \cdot \text{min}^{-1}$ 。试验环境为室温静态空气介质,相对湿度为 40%。

分别在 25 ℃ 和 650 ℃ 条件下进行 S321 和 S321H 的单轴疲劳试验,应变幅包括 0.5%、0.7% 和 0.9%。室温条件下,对 S321 和 S321H 在总应变幅为 0.7% 和 0.5% 的情况下分别开展了 $0.2N_f$ 、 $0.5N_f$ 、 $0.7N_f$ (N_f 为失效循环次数)等多个寿命点的疲劳加载历史试验,结合 X 射线衍射(XRD)定量分析测算形变诱发马氏体的含量。

1.4 微观表征方法

XRD(X-ray diffraction)衍射分析使用的是 DX-2700X 射线衍射仪,使用 Cu 靶,入射角度为 $10^\circ \sim 90^\circ$,转速为 $0.02^\circ \cdot \text{s}^{-1}$,管电压为 30 kV,管电流为 30 mA。利用 Sigma 300 VP 型场发射扫描电子显微镜(FESEM)对低周疲劳断口形貌进行分析,分析其裂纹萌生、扩展特征。

2 结果与讨论

2.1 拉伸性能

两种材料在室温和高温下的拉伸性能如表 2 所示。两种材料的显著区别在碳的含量上,碳含量对于 S321 不锈钢的拉伸性能有显著影响。随着碳含量的升高,不锈钢的屈服强度和拉伸强度都有所提高,适当提高碳含量能够提高其强度。这与 Saenarjhan 等^[13]研究结论类似,碳含量 $<0.35\%$ (质量分数,下同)时,屈服强度随着碳含量的升高而线性增加。这是因为碳是一种间隙元素,可以通过固溶强化来提高奥氏体不锈钢的强度^[14]。材料的屈服强度和拉伸强度在高温下显著下降,其强度为室温

下材料的一半。碳含量对于屈服强度的影响在高温下变得不明显。

2.2 循环应力响应

如图1a、1b所示,两种合金在不同温度下循环应力响应行为不同,主要分为Ⅰ和Ⅱ两个区域。在室温下,如图1a所示,两种合金均是经过10周左右循环硬化后(Ⅰ),继续二次循环硬化(Ⅱ);而在650℃下,合金在经过10周左右的循环硬化后(Ⅰ),进入稳定循环阶段(Ⅱ)。S321和S321H在同种温度下呈现出的循环行为也有差异。在室温下,受到同种应变幅控制时,S321在Ⅰ区表现出比S321H更低的应力幅值,在Ⅱ区转变为S321应力幅值更高。在650℃下,合金的循环应力响应行为刚好相反,S321H的应力幅值始终比S321更高。为了进一步比较循环硬化程度,根据以下公式计算两种合金在室温和650℃下前10周次的循环硬化程度^[15]:

$$H = \frac{\sigma_s - \sigma_1}{\sigma_1} \quad (1)$$

式中: σ_s 为第10周的应力幅值; σ_1 为第1周的应力幅值。

所得到的循环硬化系数如图2所示,合金在650℃的硬化程度远远高于在室温下,但合金的循环硬化程度都随着应变幅的增大而增大。和前文所述规律一致,室温下,碳含量更低的S321的循环硬化

程度更高;在650℃下则相反,S321H的循环程度更高。对于亚稳奥氏体不锈钢S321和S321H而言,在 T_{Ms} 到 T_{Md30} (T_{Ms} 为马氏体转变的起始温度值,℃; T_{Md30} 为30%的形变导致50%的马氏体相变所需的温度值,℃;较高的 T_{Ms} 和 T_{Md30} 意味着较低的奥氏体稳定性)温度范围内发生塑性变形时,奥氏体会在形变温度下发生马氏体转变。 T_{Ms} 和 T_{Md30} 可通过以下经验公式计算^[16]:

$$T_{Ms} = 1\,350 - 1\,665(C+N) - 28Si - 33Mn - 42Cr - 61Ni \quad (2)$$

$$T_{Md30} = 497 - 462(C+N) - 9.2Si - 8.1Mn - 13.7Cr - 20Ni - 18.5Mo \quad (3)$$

式中的元素符号代表其含量(质量分数,下同)。

S321的 T_{Ms} 和 T_{Md30} 分别为-25.5℃、53℃,S321H的 T_{Ms} 和 T_{Md30} 分别为-81.6℃、37℃。因此,室温下S321和S321H不锈钢有形变诱导马氏体生成,且形变诱发马氏体的生成量和碳含量有关^[17],而在650℃下,该形成理论不成立,无形变诱发马氏体生成^[16]。由此可得,S321和S321H室温与650℃下循环应力响应的差异与在循环变形过程中得到的形变诱发马氏体有关,该形变诱发马氏体含量与碳含量和温度有关。

表2 S321和S321H室温及高温静态拉伸性能对比

Tab.2 Comparison of room temperature and high temperature static tensile properties of S321 and S321H

种类	屈服强度/MPa	拉伸强度/MPa	延伸率/%	断面收缩率/%	杨氏模量/GPa
S321	231.2	604.8	55.3	64.9	191.2
S321H	328.9	651.8	57.4	70.8	201.3
S321(650℃)	131.3	285.8	40.3	78.5	133.0
S321H(650℃)	136.5	335.6	34.0	71.0	137.0

为了研究两种合金循环应力响应行为和其循环过程中形变诱发马氏体生成量的关系,在室温条件下,对S321和S321H在应变幅为0.7%和0.5%的情况下分别开展了0.2 N_f 、0.5 N_f 、0.7 N_f 等多个寿命点的疲劳加载历史试验,结合XRD定量分析测算形变诱发马氏体的含量,结果如图3所示。可以发现,随着循环变形的进行,形变诱发马氏体的含量从第10周开始逐渐增多,恰好对应合金的二次循环硬化,说明合金在室温时继续发生二次循环硬化与形变诱发马氏体的生成有关。初始的循环硬化主要与位错的迅速增殖有关^[18],位错密度随着循环加载持续增大,则位错与晶界、位错之间的交互作用越强烈,从

而导致循环硬化。随着循环变形的进行,当位错的湮没和位错亚结构的重构与位错增值达到平衡时,合金表现出循环稳定。循环变形达到形变诱发马氏体相变临界值后,合金中开始生成形变马氏体,新生成的马氏体界面阻碍位错运动,导致二次循环硬化。

如图3所示,第10周后,当马氏体含量迅速升高时,合金继续发生二次循环硬化。而在650℃时,当合金前期经过位错之间的交互作用导致的循环硬化后,因为位错的湮灭和位错亚结构重构等达到平衡进入循环稳定阶段,由于在该温度下没有形变诱发马氏体的转变,因此,合金在650℃下不会发生二次

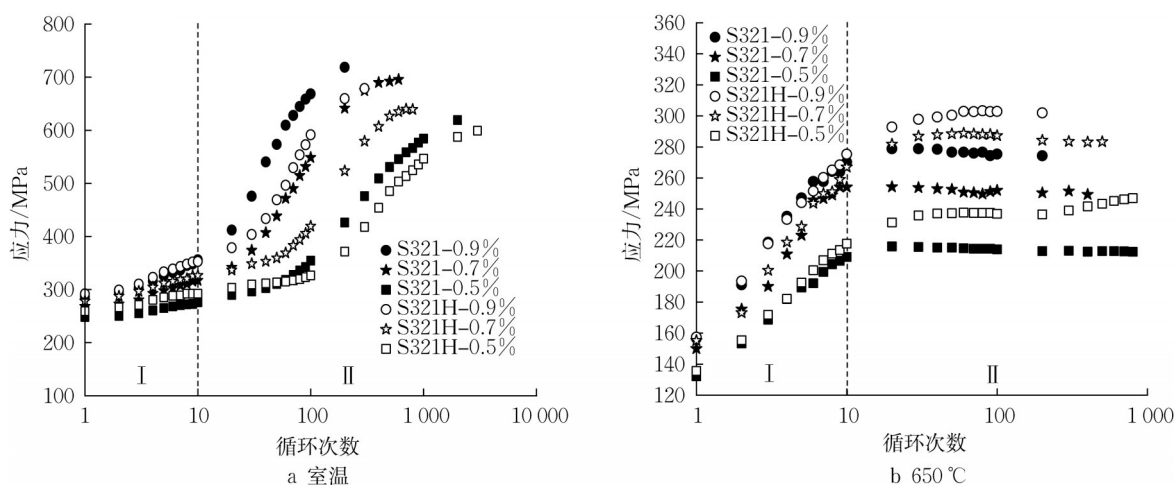


图1 不同温度下的循环应力响应曲线

Fig.1 Curves of cyclic stress response at different temperatures

硬化,在初次循环硬化后直接进入循环稳定阶段。

从图3中可以看出,形变诱发马氏体含量还与碳含量有关,经过相同的循环周次,碳含量更低的S321在循环过程中形变诱发马氏体的含量更高。这是因为S321H的 T_{Ms} 点温度要低于S321的 T_{Ms} 点温度,意味着S321H更稳定,随着循环形变的进行,碳含量更高的S321H会后一步发生马氏体相变,即亚稳态奥氏体不锈钢形变诱发马氏体转变出现延迟现象,导致循环后期形变诱发马氏体更少。合金循环强化程度在室温和650 °C下的差异与形变诱发马氏体有关,室温下,由于循环变形过程中有形变诱发马氏体生成,且碳含量更低的S321中形变诱发马氏体含量更高,导致室温下S321的循环硬化程度更高;而650 °C时,由于没有形变诱发马氏体的生成,

那么强度更高的S321H循环硬化程度更高。

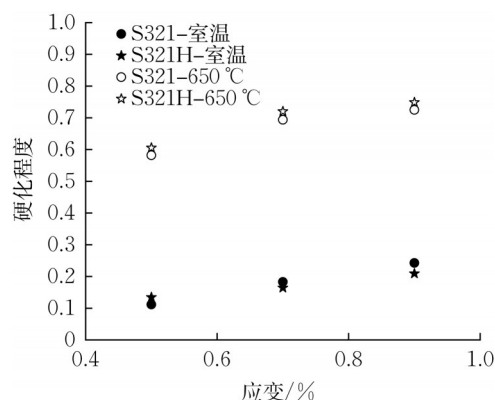


图2 S321和S321H在不同温度下前10周次循环硬化程度

Fig.2 Degree of hardening in first ten cycles of S321 and S321H at different temperatures

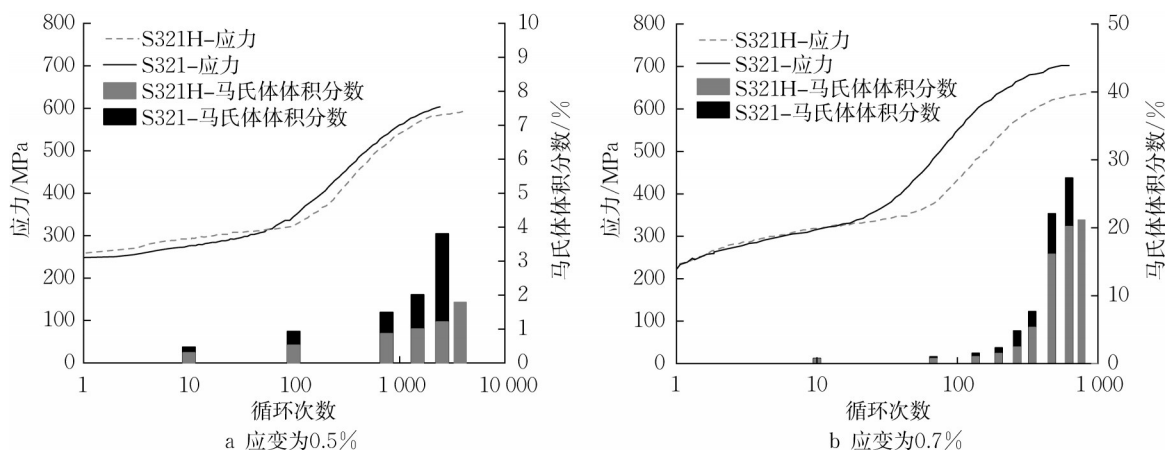


图3 两种合金在不同应变幅下形变诱发马氏体含量与循环应力响应关系

Fig.3 Relationship between deformation-induced martensite content and cyclic stress response of two alloys at different strain amplitudes

2.3 疲劳寿命

图4为根据Manson-Coffin-Basquin(MCB)模型对两种合金疲劳试验结果进行线性回归分析的结果。

$$\frac{\Delta \epsilon_t}{2} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b + \epsilon'_f (2N_f)^c \quad (4)$$

式中: $\frac{\Delta \epsilon_t}{2}$ 为总应变幅; σ'_f 为材料的疲劳弹性系数; b 为疲劳弹性指数; ϵ'_f 为材料的疲劳延性系数; c 为疲劳延性指数; E 为杨氏模量; N_f 为失效循环次数。

由图4可以看出,在相同应变幅下,S321H的低周疲劳寿命均高于S321,说明碳含量的增加能够在一定程度上提高材料的低周疲劳寿命。由于两种材料均为亚稳态奥氏体不锈钢,当碳含量升高,沿着晶界所形成的连续碳化物膜会导致奥氏体-马氏体转变速率降低^[19],奥氏体的固溶强化效应就越明显,在

一定程度上提高了材料在一定塑性变形下的低周疲劳寿命。合金在650℃时疲劳寿命急剧下降,在0.5%应变幅下,S321H的疲劳寿命相较于室温时下降了77%,S321下降了67%;在0.7%应变幅下,S321H的疲劳寿命相较于室温时下降了20%,S321下降了15%。说明温度对疲劳寿命的影响在低应变幅下更大,且对于S321H的影响更大。由于奥氏体合金钢通常在超过500℃后,合金有蠕变现象发生,因此,在650℃时,合金受到疲劳-蠕变的交互作用影响,循环过程中产生的微裂纹和蠕变孔洞会相互促进形成主裂纹,加速裂纹扩展,导致材料过早失效^[20]。

根据两种材料拟合疲劳寿命曲线可得,越接近低应变幅,两种材料的疲劳寿命也越接近,因此,在低应变幅下,S321不锈钢能够代替S321H不锈钢。

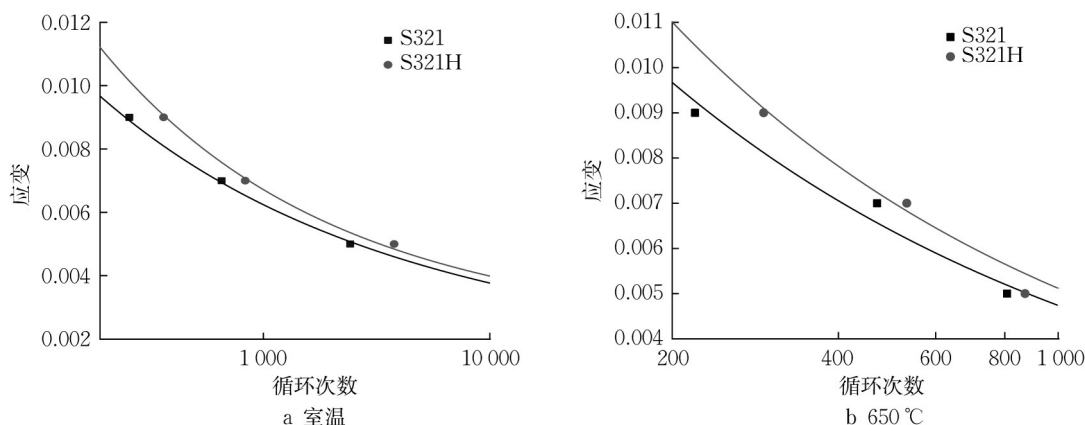


图4 S321和S321H室温和650℃下的应变幅-疲劳寿命关系

Fig.4 Strain amplitude-fatigue life relationship of S321 and S321H at room temperature and 650 °C

2.4 断口分析

断面特征是疲劳裂纹择优生成和长大的结果,富含了大量反映裂纹萌生、扩展及微观弹塑性变形行为的关键信息。

图5为S321和S321H两种奥氏体不锈钢在不同应变幅值和温度下的断裂形貌,显示了不同循环加载条件下断裂特征的主要差异。图5a~5c展示了应变幅值变化诱发的断裂差异。随着应变幅值增加,断面整体形貌的波动程度也随之上升,由较为平坦的断面逐步转变为较为粗糙的断面。在循环加载过程中,应变幅值越大,材料所经受的循环累积损伤越多,这将会在不同的损伤平面激发大量的疲劳裂纹,位于不同损伤平面间裂纹的连接和扩展则会导致形成较为粗糙的断面形貌。在室温下,循环载荷

会使S321和S321H产生形变诱发马氏体,马氏体的生成会产生塑性变形区,导致应力松弛,抑制微裂纹扩展^[21]。在两种钢的室温断面上都观察到了二次裂纹形貌,但由于S321H形变诱发生成的马氏体体积分数较低,所以断面上形成了较多的清晰可见的二次裂纹,如图5d、5g所示。在650℃时,尽管总应变幅值与室温下相同,但相较于室温,S321H明显经受了严重的塑性变形损伤,断面上没有出现明显的二次裂纹形貌。主裂纹在扩展过程中其裂纹尖端由于塑性变形不断钝化和再锐化所形成的疲劳条带成为高温下两种奥氏体不锈钢的主要断裂特征,但与S321H相比,S321在高温下的应力响应行为使其形成了更加明显的疲劳条带形貌。

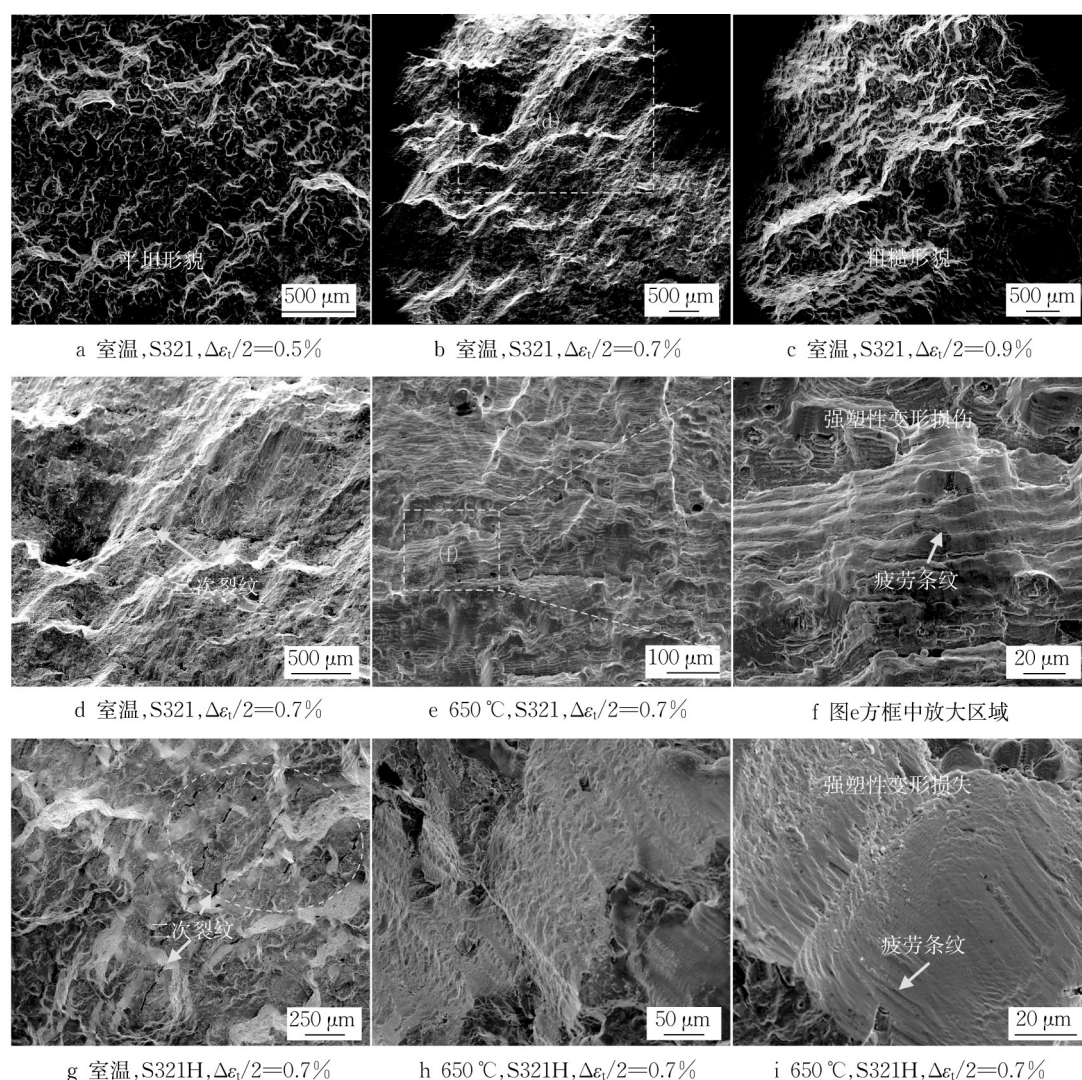


图5 S321和S321H在室温和650 °C不同应变幅值下的断口形貌

Fig.5 Fracture morphology of S321 and S321H at different strain amplitudes at room temperature and 650 °C

3 结论

(1) S321和S321H的循环应力响应行为在室温和650 °C条件下不同。室温下,两种合金经过了初次硬化后,由于形变诱发马氏体的生成,继续进行持续的二次硬化;而650 °C时由于没有形变诱发马氏体的生成,合金在经过初次硬化后进入循环稳定阶段。

(2) 形变诱发马氏体对合金循环硬化过程中的循环硬化程度有显著影响,而该含量与合金的碳含量有关,碳含量更低的合金更容易发生形变诱发马氏体转变。在循环硬化过程中,碳含量更低的S321先一步发生形变诱发马氏体转变,形成更多的形变诱发马氏体,使室温下,S321的循环硬化程度高于S321H。

(3) 两种材料的疲劳寿命在低应变幅下相差不大,应变幅越大,两种材料的疲劳寿命相差越大,因此,可以考虑服役条件为低应变幅时使用S321不锈钢代替S321H不锈钢。

(4) S321和S321H的疲劳断口在0.7%应变幅下有一些非扩展的二次裂纹出现。由于S321H形变诱发生成的马氏体体积分数较低,所以断面上形成了较多的清晰可见的二次裂纹。

作者贡献声明:

何国球:研究命题的提出。

黎若芸:论文起草和最终版本修订。

周志强:试验。

廖逸平:试验。

刘胤孚:数据分析。

参考文献:

- [1] 赵萍. 加速发展不锈钢需求前景可期[N]. 中国冶金报, 2023-04-18(008). DOI: 10.28153/n.cnki.ncyjb.2023.000724.
ZHAO Ping. Accelerating development stainless steel demand outlook promising[N]. Metallurgical News of China, 2023-04-18(008). DOI: 10.28153/n.cnki.ncyjb.2023.000724.
- [2] 吴宇涛, 顾永正, 赵瑞, 等. 碳捕集吸收塔改性塑料填料的传质性能研究[J]. 中国电机工程学报, 2023, 43(12): 4688. DOI: 10.13334/j.0258-8013.pcsee.213166.
WU Yutao, GU Yongzheng, ZHAO Rui, *et al.* Study on mass transfer performance of modified plastic packing in carbon capture absorber tower [J]. Chinese Journal of Electrical Engineering, 2023, 43(12): 4688. DOI: 10.13334/j.0258-8013.pcsee.213166.
- [3] LI W, CHEN H, LI C, *et al.* Microstructure and tensile properties of AISI 321 stainless steel with aluminizing and annealing treatment [J]. Materials & Design, 2021, 205: 109729.
- [4] 王新堂, 张金一, DU Yingang. 00Cr17Ni14Mo2 不锈钢高温力学性能[J]. 建筑材料学报, 2015, 18(5): 767.
WANG Xintang, ZHANG Jinyi, DU Yingang. Mechanical properties of 00Cr17Ni14Mo2 stainless steel at high temperature [J]. Journal of Building Materials, 2015, 18(5): 767.
- [5] 石洪志, 王如意, 陈荣欢, 等. 不锈钢钢渣用作水泥混合材及其安全性分析[J]. 建筑材料学报, 2010, 13(6): 802.
SHI Hongzhi, WANG Ruyi, CHEN Ronghuan, *et al.* Stainless steel slag used as cement mixing material and its safety analysis [J]. Journal of Building Materials, 2010, 3(6): 802.
- [6] IK G, JV Y, KAIN V, *et al.* Cold rolled texture and microstructure in types 304 and 316L austenitic stainless steels [J]. ISIJ International, 2003, 43(10): 1581.
- [7] ANDRESON P L. Stress corrosion cracking of current structural materials in commercial nuclear power plants [J]. Corrosion, 2013, 69(10): 1024.
- [8] BERG H P. Corrosion mechanisms and their consequences for nuclear power plants with light water reactors [J]. Reliability: Theory & Applications, 2009, 4(15): 57.
- [9] CATTANT F, CRUSSET D, FERON D. Corrosion issues in nuclear industry today [J]. Materials Today, 2008, 11(10): 32.
- [10] 牛靖, 李盛, 徐秀清, 等. 氢对 321 不锈钢焊接热影响区力学性能的影响[J]. 热加工工艺, 2021, 50(13): 23.
NIU Jing, LI Sheng, XU Xiuqing, *et al.* Effect of hydrogen on mechanical properties of 321 stainless steel welding heat affected zone [J]. Thermal Processing Process, 2021, 50(13): 23.
- [11] 薛克敏, 张容, 孙凤成, 等. SUS321 不锈钢波纹管液压成形组织演变和疲劳性能[J]. 塑性工程学报, 2023, 30(1): 28.
XUE Kemin, ZHANG Rong, SUN Fengcheng, *et al.* SUS321 stainless steel bellows hydroforming microform microstructure evolution and fatigue properties [J]. Journal of Plastic Engineering, 2023, 30(1): 28.
- [12] 陈沈伟. 海水冷却循环水泵泵壳材料及选用分析[J]. 华电技术, 2018, 40(10): 40.
CHEN Shenwei. Analysis of seawater cooling circulating water pump casing material and selection [J]. Huadian Technology, 2018, 40(10): 40.
- [13] SAENARJHAN N, KANG J H, KIM S J. Effects of carbon and nitrogen on austenite stability and tensile deformation behavior of 15Cr-15Mn-4Ni based austenitic stainless steels [J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 742: 608.
- [14] GAVRILJUK V G, SHANINA B D, BERNS H. A physical concept for alloying steels with carbon + nitrogen [J]. Materials Science and Engineering: A, 2008, 481: 707.
- [15] YE D, MATSUOKA S, NAGASHIMA N, *et al.* The low-cycle fatigue, deformation and final fracture behaviour of an austenitic stainless steel [J]. Materials Science and Engineering: A, 2006, 415(1/2): 104.
- [16] SHE M, LIU X, HE G. The deformation-induced martensite and dynamic strain aging during cyclic deformation in AISI 321 [J]. Materials Research Express, 2018, 6(2): 026530.
- [17] OGAWA T, KOYAMA M, TASAN C C, *et al.* Effects of martensitic transformability and dynamic strain age hardenability on plasticity in metastable austenitic steels containing carbon [J]. Journal of Materials Science, 2017, 52: 7868.
- [18] SOHRABI M J, NAGHIZADEH M, MIRZADEH H. Deformation-induced martensite in austenitic stainless steels: a review [J]. Archives of Civil and Mechanical Engineering, 2020, 20: 1.
- [19] PARDAL J M, TAVARES S S M, TAVARES M T, *et al.* Influence of carbon content on the martensitic transformation of titanium stabilized austenitic stainless steels [J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2020, 108: 345.
- [20] 戴鑫宇, 方旭东, 徐芳泓, 等. 奥氏体耐热钢低周疲劳性能研究进展[J]. 钢铁, 2020, 55(3): 58.
DAI Xinyu, FANG Xudong, XU Fanghong, *et al.* Research progress on low-cycle fatigue properties of austenitic heat-resistant steels [J]. Steel, 2020, 55(3): 58.
- [21] PEGUES J W, ROACH M D, SHAMSAEI N. Influence of microstructure on fatigue crack nucleation and microstructurally short crack growth of an austenitic stainless steel [J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 707: 657.