

温度对 625 镍基高温合金焊接接头低周疲劳行为的影响*

王媛媛¹⁾ 陈立佳¹⁾ 王宝森²⁾

1) 沈阳工业大学材料科学与工程学院, 沈阳 110870

2) 宝钢股份研究院焊接与表面技术研究所, 上海 201900

摘要 研究了 Inconel 625 镍基高温合金焊接接头在 25 和 760 °C 下的低周疲劳行为, 分析了 2 种温度下焊接接头的应变疲劳寿命数据和循环应力-应变数据, 进而给出了合金焊接接头的应变疲劳参数. 结果表明, Inconel 625 镍基高温合金焊接接头在不同温度下的弹性应变幅和塑性应变幅与载荷反向周次的关系可分别用 Basquin 和 Coffin-Manson 公式来描述. 合金焊接接头在 25 °C 下疲劳变形时, 主要发生循环软化, 而在 760 °C 下疲劳变形时则呈现循环硬化. 焊接接头的低周疲劳裂纹以穿晶方式萌生于疲劳试样的自由表面, 在 25 °C 下疲劳裂纹以穿晶方式扩展, 而在 760 °C 下疲劳裂纹则以穿晶和沿晶混合方式扩展.

关键词 Inconel 625 合金, 焊接接头, 低周疲劳, 位错, 孪晶界

中图法分类号 TG146 文献标识码 A 文章编号 0412-1961(2014)12-0000-00

INFLUENCE OF TEMPERATURE ON LOW-CYCLE FATIGUE BEHAVIOR OF INCONEL 625 NICKEL-BASED SUPERALLOY WELDING JOINT

Wang Yuanyuan¹⁾, Chen Lijia¹⁾ and Wang Baosen²⁾

1) School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870

2) Institute for Welding and Surface Technology of R&D Center, Baoshan Iron & Steel Co. LTD Research Institute, Shanghai 201900

Correspondent: Chen Lijia, professor, [Tel: \(024\)25497699](tel:02425497699), [E-mail: chenli-sut@163.com](mailto:chenli-sut@163.com)

Manuscript received 2014-05-06, in revised form 2014-07-05

ABSTRACT The low-cycle fatigue tests at the temperture of 25 and 760 °C were performed on the Inconel 625 nickel-based superalloy welding joints. The strain-fatigue life data and cyclic stress-strain data were analyzed to determine the strain fatigue parameters of Inconel 625 superalloy welding joints. The result showed that the relationship between elastic strain amplitude, plastic strain amplitude and reversals to failure could be described by Basquin and Coffin-Manson equations, respectively. Under the strain control, the continuous cyclic softening was observed at 25 °C, however, the cyclic hardening appeared at 760 °C. At 25 °C, the fatigue crack of Inconel 625 superalloy welding joints initiated transgranularly at the specimen surface and propagated in the transgranular mode. Differently, at 760 °C, the fatigue crack initiated transgranularly at the specimen surface, but propagated in mixed transgranular and intergranular modes.

KEY WORDS Inconel 625 nickel-based superalloy, welding joint, low-cycle fatigue, dislocation, twin boundary

收到初稿日期: 2014-05-06, 收到修改稿日期: 2014-07-05

作者简介: 王媛媛, 女, 1990 年生, 汉族, 硕士生

DOI: 10.11900/0412.1961.2014.00241

Inconel 625 合金是以 Mo 和 Nb 为主要强化元素的固溶强化镍基变形合金, 从低温到 980 °C 均具有高强度、高韧性以及和抗 Cl 应力腐蚀能力^[1~3], 因而广泛应用于核工业和航空工业中. 在实际服役条件下, 由于部件承受着高温、高应力的作用, 致使局部区域发生塑性变形而产生低周疲劳, 严重地影响了其使用寿命^[4~8]. 因此, 高温合金的性能稳定性与其低周疲

劳性能的研究受到广泛重视。

近年来,对一些工业应用中的商用高温合金的低周疲劳行为进行的研究^[9-16]表明,影响镍基高温合金高温低周疲劳寿命的主要因素是应变速率、保持时间和波形等实验参数。高温合金在循环形变过程中可能表现为循环软化或循环硬化,还可能初期表现为硬化随后软化或反之,而合金本身的组织结构状态决定其具体呈现何种循环特性。循环频率合金的循环应力响应行为产生影响,外加应变幅决定频率的影响程度。当塑性应变幅低于 0.5% 时,频率对循环软化的影响较大,一般地,频率越低,软化程度则越大。然而,当塑性应变幅高于 0.5% 时,频率对循环应力响应行为的影响程度则较弱。实验温度影响循环软化的程度,在循环初期的应力下降阶段中,应力降低的程度随试验温度的升高而增大,在循环稳定阶段中,所对应的循环周次则随试验温度的升高而减少。以错配位错网络的形成为依据,Hwang 等^[17]指出合金发生循环软化的根本原因是由次生 γ' 相析出相粒子的切割和部分溶解所引发的初生 γ' 相析出相粒子的共格性的丧失造成。初生 γ' 粒子是通过与位错间的交互作用丧失其共格性而非自身粗化。由于 γ' 相析出相粒子丧失共格性的过程需要热激活,因此循环软化程度呈现明显的温度依赖性。镍基变形高温合金优异的性能主要来自于析出相 γ' 的沉淀强化作用,因此 γ' 相的成分、尺寸、形貌及分布状态对合金的性能有重要影响^[18-29]。

本工作主要研究了 Inconel 625 镍基合金焊接接头在 25 和 760 °C 的低周疲劳性能,在此基础上对其循环应力响应行为、应变-疲劳寿命关系以及循环应力-应变关系进行分析,以期为该焊接接头的抗疲劳设计提供可靠的理论依据。

1 实验材料及方法

实验用 Inconel 625 镍基高温合金的化学成分(质量分数,%)为: C 0.1, Cr 23, Co 1.0, Si 0.5, Mo 10.0, Mn 0.5, Ni 58, Al 0.4, Nb 4.15, Fe 5, Ti 0.4。疲劳样品由直径为 8 mm 的铸造圆棒经机加工制备而成,总长度为 110 mm,标距长度 15 mm。试样表面用 1200 号 SiC 砂纸细磨,以排除表面加工缺陷的干扰。低周疲劳实验均在 PLD-50 型疲劳试验机上完成,采用轴向拉-压全反向总应变幅控制模式。在 25 °C 疲劳时,名义总应变幅在 0.4%~1.2% 范围之间;在 760 °C 疲劳时,名义总应变幅在 0.2%~0.5% 范围之间。采用的应变比 $R=-1$,循环频率为 0.5 Hz。所有疲劳实验均进行至循环应力幅下降到整个疲劳变形过程中所达到的应力幅峰值的 80% 时停止,并将此时的循环周次定义为疲劳寿命。

利用 S-3400N 型扫描电镜(SEM)对疲劳断口形貌进行观察。利用 JEM-2100 型透射电镜(TEM)对疲劳形变后试样的微观结构进行观察。透射电镜样品的具体制备过程为:在距离断口表面约 1 mm 处用 SYJ-150A 低速金刚石切割机沿与加载轴垂直方向切取厚度约为 0.5 mm 的薄片,然后分别用 1000, 1500 和 2000 号的砂纸研磨至 50 μm 左右,以 10% HClO_4 +90% $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ (体积分数)混合溶液作为电解液用 TenuPol-5 双喷减薄仪进行最终减薄,温度为 -20 °C,电压为 30 V。

2 实验结果

2.1 循环应力响应行为

图 1 为 Inconel 625 镍基合金焊接接头在 25 和 750 °C 下的循环应力响应曲线。可以看出,在 25 °C,外加总应变幅为 0.4% 时,Inconel 625 镍基合金焊接接头首先发生循环应变硬化,其后则呈现循环稳定,直至最终由于裂纹萌生和扩展而导致应力快速下降。当外加总应变幅 ($\Delta\epsilon_f/2$) 分别为 0.6%, 0.8%, 1.0% 和 1.2% 时,在疲劳变形初期呈现循环稳定,后期则发生循环应变软化,直至最终应力快速下降。在 760 °C,外加总应变幅为 0.2% 时,Inconel 625 镍基合金焊接接头在整个疲劳变形过程中基本表现出稳定的循环应力响应行为;当外加总应变幅为 0.25% 时,首先发生循环应变硬化,在疲劳变形的中后期则呈现循环稳定,直至应力快速下降;当外加总应变幅分别为 0.3%, 0.4% 和 0.5% 时,Inconel 625 镍基合金焊接接头在整个疲劳变形期间均呈现循环应变硬化现象,直至裂纹的萌生和扩展而导致应力快速下降。

2.2 低周疲劳寿命行为

Inconel 625 合金焊接接头在 25 和 760 °C 下的应变幅-疲劳寿命关系曲线如图 2 所示。由图可见,在 0.3%~0.5% 的外加总应变幅范围内,760 °C 低周疲劳后的焊接接头的疲劳寿命均明显低于 25 °C 疲劳后的焊接接头。由此可见,高温低周疲劳会使 Inconel 625 镍基合金焊接接头的疲劳寿命降低。

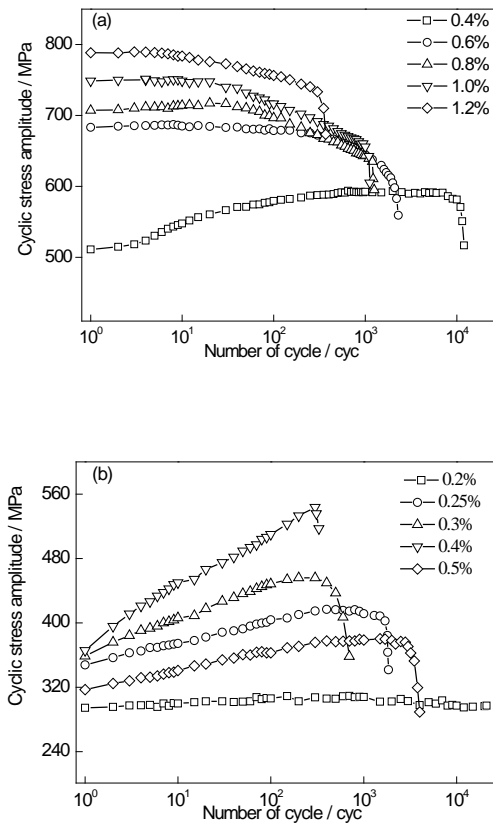


图 1 Inconel 625 合金焊接接头在不同温度和不同外加应变幅下进行低周疲劳时的循环应力响应曲线

Fig.1 Cyclic stress response curves of Inconel 625 alloy welding joint under different strain amplitudes at 25 °C (a) and 760 °C (b)

图 3 为 Inconel 625 合金焊接接头在 25 和 760 °C 下分别进行低周疲劳时的应变幅与断裂时载荷反向

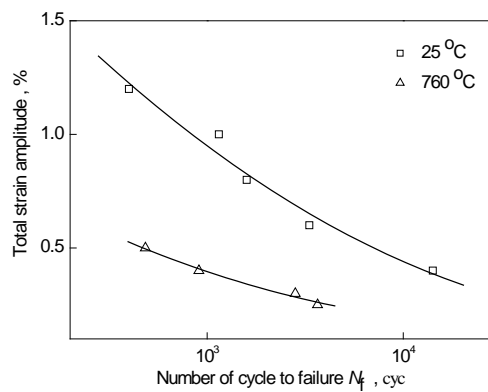


图 2 Inconel 625 合金焊接接头在不同温度下进行低周疲劳时的总应变幅-疲劳寿命曲线

Fig. 2 Total stain amplitude versus fatigue life curves of Inconel 625 alloy welding joint at different temperatures

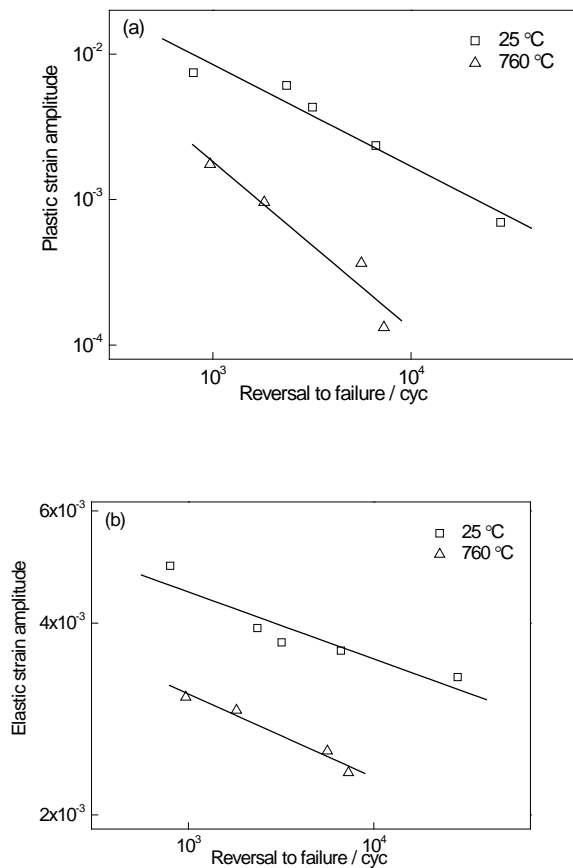


图 3 Inconel 625 合金焊接接头在不同温度下的应变幅-载荷反向周次关系曲线

Fig. 3 Plastic (a) and elastic (b) strain amplitudes versus reversals to failure curves for Inconel 625 alloy welding joint at 25 and 760 °C

周次 $2N_f$ 之间的关系曲线. 由图可见, 2 种温度下 Inconel 625 合金焊接接头的塑性应变幅 $\Delta\varepsilon_p/2$ 与 $2N_f$ 之间均呈线性关系, 可以用 Coffin-Manson 公式^[30]来描述, 即:

$$\Delta\varepsilon_p / 2 = \varepsilon'_f (2N_f)^c \tag{1}$$

式中, ε'_f 为疲劳延性系数, c 为疲劳延性指数.

同样, 2 种温度下 Inconel 625 合金焊接接头的弹性应变幅 $\Delta\varepsilon_e/2$ 与断裂时载荷反向周次 $2N_f$ 之间的线性关系可以用修正的 Basquin 公式来描述, 即:

$$\Delta\varepsilon_e / 2 = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b \tag{2}$$

式中, σ'_f 为疲劳强度系数, b 为疲劳强度指数, E 为 Young's 模量.

利用图 3 中的数据, 采用线性回归分析方法, 可以确定出 2 种温度下 Inconel 625 镍基合金焊接接头的各个应变疲劳参数的数值, 具体计算结果如表 1 所示. 可以看出, 在高温下合金焊接接头的 ε'_f , b 和 c 值较高, 而其 σ'_f 值较低.

表 1 Inconel 625 合金焊接接头在不同温度下的应变疲劳参数

Table 1 Strain fatigue parameters of Inconel 625 alloy welding joint at different temperatures

Temperature / °C	ϵ'_f / %	c	σ'_f / MPa	b	K' / MPa	n'
25	105.2	-0.699	1891.1	-1.148	8124.6	0.487
760	505.6	-0.105	1332.6	-0.143	972.6	0.106

Note: ϵ'_f —fatigue ductility coefficient, c —fatigue ductility exponent, σ'_f —fatigue strength coefficient, b —fatigue strength exponent, K' —cyclic strength coefficient, n' —cyclic strain hardening exponent

2.3 循环应力-应变行为

循环应力-应变曲线反映了材料在低周疲劳加载条件下的真实应力-应变特性, 其关系可用下式来表示 [30].

$$\Delta\sigma / 2 = K'(\Delta\epsilon_p / 2)^{n'} \tag{3}$$

式中, $\Delta\sigma/2$ 为循环应力幅, K' 为循环强度系数, n' 为循环应变硬化指数.

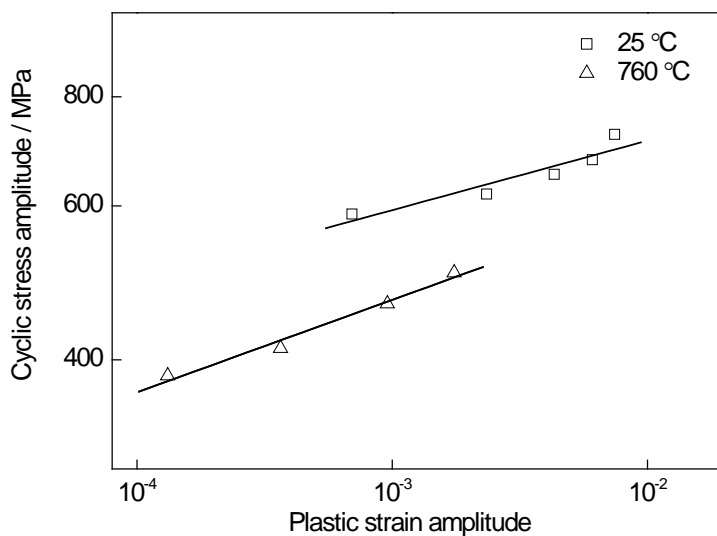


图 4 Inconel 625 合金焊接接头的循环应力-应变关系曲线

Fig.4 Cyclic stress-strain curves for Inconel 625 welding joint

图 4 为 Inconel 625 合金焊接接头在 25 和 760 °C 分别进行低周疲劳时的循环应力-应变关系曲线. 其中, 循环应力幅 $\Delta\sigma/2$ 和塑性应变幅 $\Delta\epsilon_p/2$ 均是由不同应变幅下半寿命时的循环滞后回线求得的. 由图可见, 2 种温度下 Inconel 625 镍基合金焊接接头的 $\Delta\sigma/2$ 和 $\Delta\epsilon_p/2$ 之间大致呈线性关系. 利用图 4 中的数据, 采用线性回归分析方法, 即可确定出 Inconel 625 镍基合金焊接接头的应变疲劳参数, 具体数值如表 1 所示. 可以看出, 在 760 °C 疲劳时, Inconel 625 合金焊接接头的应变疲劳参数 K' 和 n' 值较室温疲劳时有所降低.

2.4 低周疲劳断裂行为

图 5 为 Inconel 625 合金焊接接头在 25 °C, 外加应变幅为 0.8% 时的低周疲劳断口形貌. 可见, 在 25 °C 下, 低周疲劳裂纹主要以穿晶方式萌生于疲劳试样的自由表面, 如图 5a 所示. 而在疲劳裂纹扩展区, 可见到非常清晰的疲劳条带 (见图 5b), 说明在 25 °C 下对 Inconel 625 合金焊接接头进行低周疲劳变形时, 疲劳裂纹是以穿晶方式扩展的.

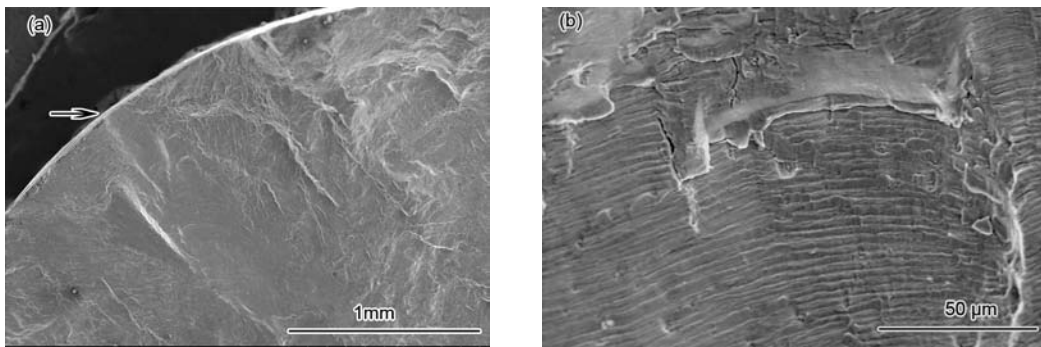


图 5 Inconel 625 合金焊接接头在 25 °C 下的低周疲劳裂纹萌生和扩展区的形貌

Fig.5 Micrographs of fatigue fracture surfaces at 25 °C for Inconel 625 alloy welding joint (The arrow indicates the surface of specimen)

(a) crack initiation site

(b) crack growth region

图6为Inconel 625合金焊接接头在760 °C，不同外加总应变幅下的低周疲劳断口形貌. 可以看出，裂纹均是以穿晶方式萌生于疲劳试样的自由表面，疲劳裂纹扩展区比较粗糙. 当外加总应变幅为0.25%时，疲劳裂纹以穿晶和沿晶混合方式扩展的，且断口表面上可观察到二次裂纹(图6c)，而当外加总应变幅为0.4%时，

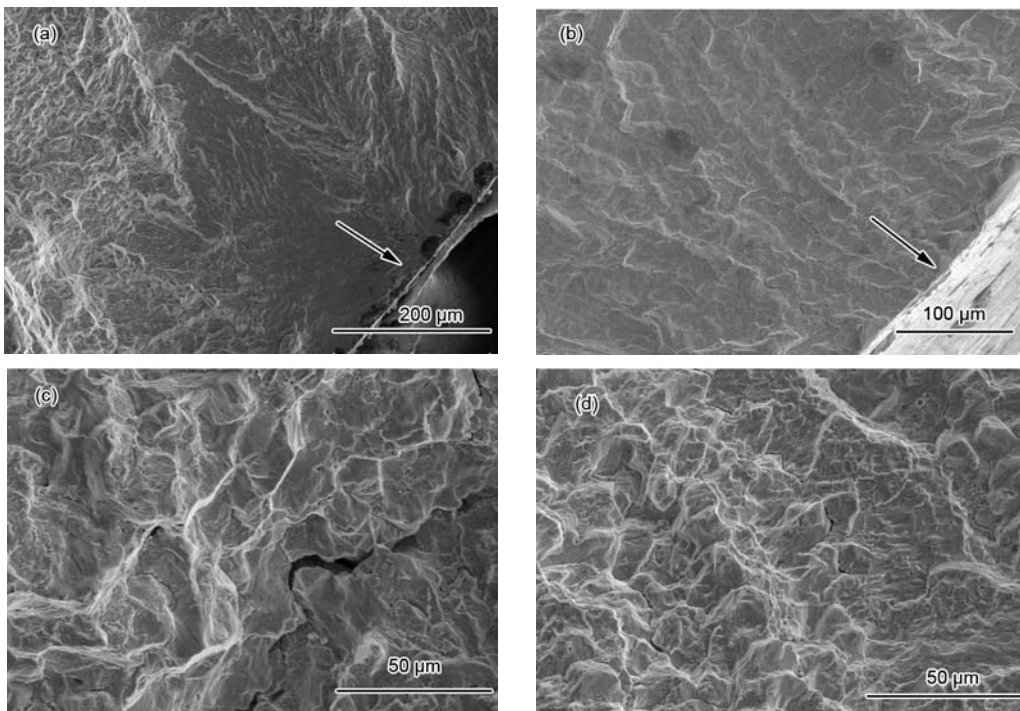


图 6 Inconel 625 合金焊接接头在 760 °C 下的低周疲劳裂纹萌生和扩展区的微观形貌

Fig.6 Micrographs of fatigue fracture surfaces at 760 °C for Inconel 625 alloy welding joint (The arrows indicate the surfaces)

(a) crack initiation site, $\Delta\epsilon_t/2 = 0.25\%$

(b) crack initiation site, $\Delta\epsilon_t/2 = 0.4\%$

(c) crack growth region, $\Delta\epsilon_t/2 = 0.25\%$

(d) crack growth region, $\Delta\epsilon_t/2 = 0.4\%$

疲劳裂纹也是以穿晶和沿晶混合方式扩展，但未见明显的二次裂纹(图6d). 在高温下疲劳变形时，沿晶断裂的发生是由于晶界为氧的渗入以及氧化的有利部位所致，也正是高温下的氧化损伤作用，致使Inconel 625合金焊接接头在在760 °C 下的低周疲劳寿命较25 °C 下的明显缩短.

3 分析讨论

如前所述, 在 25 °C 下的循环形变过程中, Inconel 625 镍基合金焊接接头的循环应力幅随着循环周次的增加逐渐降低, 呈现为循环软化, 而在 760 °C 疲劳变形时, 则呈现为循环硬化. 位错的运动是材料塑性变形的主要起因, 材料的形变行为主要受位错运动状态的影响, 故可基于形变过程中位错与位错以及位错与孪晶界之间的相互作用来解释上述循环应力响应行为.

TEM 观察结果表明, 在 25 °C, 外加总应变幅为 0.4% 的循环形变过程中, 位错与孪晶界之间发生强烈的交互作用, 孪晶界有效地阻碍位错的运动, 使大量位错塞积于孪晶界处, 如图 7a 所示. 孪晶界的引入使系统的总界面能降低, 位错可在孪晶界面上进行滑移, 孪晶界面储存了大量的可动位错. 此外, 位错之间可发生强烈的交互作用, 形成位错缠结和位错锁等, 阻碍了后续位错的运动, 使形变受到阻碍. 因此, Inconel 625 镍基合金焊接接头在疲劳变形时呈现循环硬化现象. 而随着总应变幅的增加, 位错均匀分布(图 7b), 位错之间未发生缠结, 且位错重构使得位错组态较为简单, 减小了位错运动时的阻力, 故焊接接头在疲劳变形时发生循环软化.

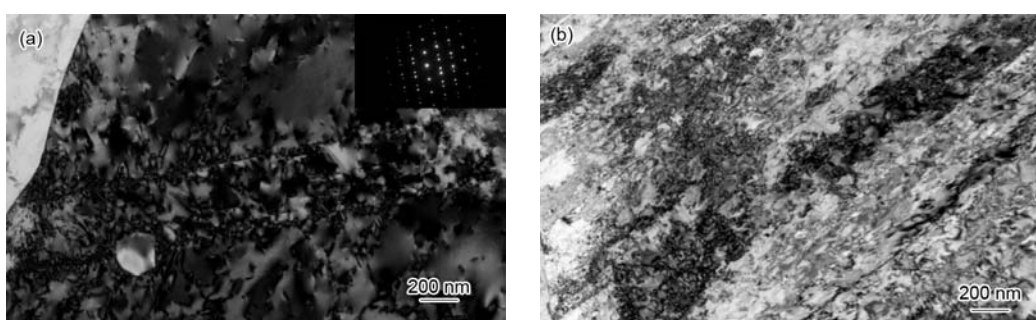


图 7 Inconel 625 合金焊接接头在 25 °C 和不同应变幅下低周疲劳变形后的微观结构

Fig.7 Microstructures of Inconel 625 alloy welding joint after low cycle fatigue deformation under strain amplitudes of 0.4% (a) and 1.0% (b) at 25 °C (The inset in Fig.7a show the corresponding SAED pattern)

在 760 °C, 外加总应变幅为 0.25% 的循环形变过程中, 位错以绕过方式通过析出相(图 8a), 确保了可动位错的数量, 故在疲劳变形的中后期呈现循环稳定. 而随着外加总应变幅的增大, 位错之间发生交互作用, 形成位错缠结, 同时位错与孪晶界之间发生强烈的交互作用(图 8b), 降低了位错的可动性, 故 Inconel 625 镍基合金焊接接头在疲劳变形时发生循环硬化.

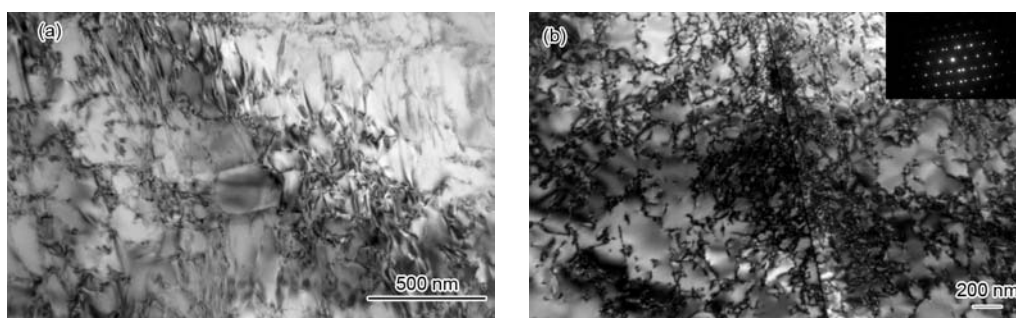


图 8 Inconel 625 合金焊接接头在 760 °C 和不同应变幅下低周疲劳变形后的微观结构

Fig.8 Microstructures of Inconel 625 alloy welding joint after low cycle fatigue deformation under strain amplitudes of 0.25% (a) and 0.4% (b) at 760 °C (The inset in Fig.8b show the corresponding SAED pattern)

对比图7和8可知, 温度和应变幅的变化对析出相的尺寸及数量均无较大的影响. 显然, 沉淀硬化不是 Inconel 625 合金的主要硬化机制. 而位错塞积在孪晶界处, 孪晶界有效地阻碍了位错的运动, 提高了合金的硬化能力, 故孪晶界强化为合金的主要硬化机制.

4 结论

(1) Inconel 625 合金焊接接头在 25 °C 下低周疲劳变形时主要发生循环软化, 在 760 °C 下低周疲劳变形

时则发生循环硬化。

(2) 焊接接头在 760 °C 的低周疲劳寿命相对于室温明显缩短, 且其弹性应变幅和塑性应变幅与断裂时的载荷反向周次之间均呈线性关系, 并可分别用 Basquin 和 Coffin-Manson 公式来描述。

(3) 合金焊接接头在低周疲劳变形时发生的循环硬化主要与位错之间以及位错与孪晶界之间的相互作用有关, 而发生的循环软化则主要由位错重构所致。

(4) 低周疲劳裂纹以穿晶方式萌生于疲劳试样的自由表面, 在 25 °C 疲劳裂纹以穿晶晶方式扩展, 而在 760 °C 疲劳裂纹以穿晶和沿晶混合方式扩展。

参考文献

[1] Yang S C, Cheng M, Zhang S H, Zhang H Y, Zhang W H, Zhang L W. *Chin J Mater Res*, 2010; 24: 239

(闫士彩, 程明, 张士宏, 张海燕, 张伟红, 张立文. 材料研究学报, 2010; 24: 239)

[2] Mathew M, Parameswaran P. *Mater Charact*, 2008; 59: 5

[3] Thomas C, Tait P. *Int J Pressure Vessels Piping*, 1994; 59: 1

[4] Wang H Y, An Y Q, Li C Y, Cao B, Ni Y, Liu G B, Li P. *Mater Rev*, 2011; 25: 482

(王会阳, 安云岐, 李承宇, 晁兵, 倪雅, 刘国彬, 李萍. 材料导报, 2011; 25: 482)

[5] Zhang B, Xiao D M. *Mech Res Appl*, 2010; 19: 19

(张彬, 肖德明. 机械研究与应用, 2011; 19: 19)

[6] Guo Y, Hou S F, Zhou R C. *J Chin Soc Power Eng*, 2010; 30: 966

(郭岩, 侯淑芳, 周荣灿. 动力工程学报, 2010; 30: 966)

[7] Li W Y, Liu H F, Wang T, Zhao S Q. *Mater Mech Eng*, 2008; 32: 46

(李维银, 刘红飞, 王婷, 赵双群. 机械工程材料, 2008; 32: 46)

[8] Huang Z W, Yuan F H, Wang Z H, Zhu S J, Wang F G. *Acta Metall Sin*, 2007; 43: 678

(黄志伟, 袁福河, 王中光, 朱世杰, 王富岗. 金属学报, 2007; 43: 678)

[9] Chen L J, Wu W, Liaw P K. *Acta Metall Sin*, 2006; 42: 952.

(陈立佳, 吴巍, Liaw P K. 金属学报, 2006; 42: 952)

[10] Chen L J, Wang Z H, Yao G, Tian J F. *Acta Metall Sin*, 1999; 35: 1144

(陈立佳, 王中光, 姚戈, 田继丰. 金属学报, 1999; 35: 1144)

[11] Lord D C, Coffin L F. *Metall Trans*, 1973; 4: 1647

[12] Antolovich S D, Liu S, Baur R. *Metall Trans*, 1981; 12A: 473

[13] Reuchet J, Remy L. *Mater Sci Eng*, 1983; A58: 19

[14] Rao K B S, Schiffers H, Schuster H, Nickel H. *Metall Trans*, 1988; 19A: 359

[15] Valsan M, Shastry D H, Rao K B, Mannan S L. *Metall Trans*, 1994; 25A: 159

[16] Li S X, Smith D J. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 1995; 18: 631

[17] S. K. Hwang, H. N. Lee and B. H. Yoon, *Metall. Trans*, 1989; 20: 2793.

[18] Liu Y, Chen L J, Wang Z G. *Acta Metall Sin*, 1999; 35: 955

(刘毅, 陈立佳, 王中光. 金属学报, 1999; 35: 955)

[19] Hwang S K, Lee H N, Yoon B H. *Metall Trans*, 1989; 20: 2793

- [20] Worithem D W, Robertson I M, Leckie F A, Socie D F, Altstetter C J. *Metall Trans*, 1990; 21: 3215
- [21] Leverant G R, Kear B H. *Metall Trans*, 1970; 1: 491
- [22] Kim T K, Yu Y, Jeon T Y. *Metall Trans*, 1992; 23: 2581
- [23] Link T, Feller-Kniepmeier M. *Metall Trans*, 1992; 23: 99
- [24] Carry C S, Strudel J L. *Acta Metall Sin*, 1977; 25: 767
- [25] Carry C S, Strudel J L. *Acta Metall Sin*, 1978; 26: 859
- [26] Portella P D, Bertram A, Fahlbusch E, Frenz H, Kinder J. *Fatigue*, 1996: 795
- [27] Henderson P J, Lindblom J. *Scr Mater*, 1997; 37: 491
- [28] Zhang J H, Hu Z Q, Xu Y B, Wang Z G. *Metall Trans*, 1992; 23: 1253
- [29] Monier C, Bertrand J P, Trichet M F, Cornet M. *Mater Sci Eng*, 1994; 188: 133
- [30] Mason S S. *Expt Mech*, 1965; 5: 193