

晶粒尺寸对 316H 奥氏体不锈钢 550 ~ 650 °C 360 ~ 165 MPa 持久性能的影响

邓帅帅^{1,2} 尹 崑^{1,2} 张 威^{1,2}

(1 太原钢铁(集团)有限公司 先进不锈钢材料国家重点实验室,太原 030003;

2 山西太钢不锈钢股份有限公司技术中心,太原 030003)

摘 要 研究了 316H 奥氏体不锈钢 28 mm 板晶粒尺寸对 550 ~ 650 °C 360 ~ 165 MPa 持久性能的影响,分析了断裂机理。在温度 550 °C、应力 360 MPa 和 335 MPa 条件下,小晶粒尺寸(44.5 μm)钢板的持久断裂时间仅为大晶粒尺寸(89.6 μm)钢板的 48.92% 和 51.98%,持久断裂由晶界处楔形裂纹引起,晶粒尺寸对持久性能影响较大,较高的应力会使得晶粒尺寸对持久性能的影响进一步加大;而在温度 650 °C,应力 165 MPa 条件下,44.5 μm 小晶粒钢板的持久断裂时间达到 89.6 μm 大晶粒钢板的 91.35%,持久断裂则由晶界空洞的形成长大相互连接引起,晶粒尺寸对持久性能影响较小。

关键词 316H 奥氏体不锈钢 持久性能 晶粒尺寸

Influence of Grain Size on 550 ~ 650 °C 360 ~ 165 MPa Stress Rupture Property of 316H Austenitic Stainless Steel

DENG Shuai-shuai^{1,2}, YIN Wei^{1,2}, ZHANG Wei^{1,2}

(1 State Key Laboratory of Advanced Stainless Steel Materials, Taiyuan Iron & Steel(Group) Co Ltd, Taiyuan 030003;

2 Technology Center, Shanxi Taiyuan Stainless Steel Co Ltd, Taiyuan 030003)

Abstract The effect of grain size on 550 ~ 650 °C 360 ~ 165 MPa stress rupture property of 316H austenitic stainless steel 28 mm plate is studied and its rupture mode is analyzed. At 550 °C and by 360 MPa or 335 MPa stress, the stress rupture life of the fine grain (44.5 μm) plate only reaches 48.92% or 51.98% of the coarse grain (89.6 μm) plate. Wedge crack on the grain boundaries led to the rupture. The grain size has more influence on the stress rupture property, and higher stress makes the effect increase furtherly. However, at 650 °C and by 165 MPa, the stress rupture life of the fine grain (44.5 μm) plate reaches 91.35% of the coarse grain (89.6 μm) plate. In this case, the grain size has a less influence on the stress rupture property, and microscopic damage occurring during stress-rupture is caused by the growth and coalescence of cavities on grain boundaries.

Material Index 316H Austenitic Stainless Steel, Stress Rupture Property, Grain Size

316H 不锈钢具有较高的高温强度、较好的室温和力学性能、加工性能及耐腐蚀性能等,被广泛应用于石油、化工及核电等行业的高温部件^[1-2]。采用外推方法,可用较短时间的高温持久试验对材料的高温持久强度和寿命进行预测^[3-6]。本文主要研究了在不同温度和应力水平下晶粒尺寸对 316H 不锈钢持久强度和寿命的影响,并对持久断裂试样的组织及断裂机理进行了分析。

1 实验材料与方法

实验材料为太钢生产的 316H 热轧板材(S1、S2),板材规格为 28 mm,材料主要化学成分见表 1。冶炼工艺为:180 t EAF + AOD + LF + CC,连铸坯尺寸为:200 mm(厚) × 2 000 mm(宽) × (长);热轧抢温快轧,保高终轧温度;固溶温度为(1 120 ±

10 °C),出炉水冷,固溶处理 30 min 得到 S1 热轧板材,固溶处理 60 min 得到 S2 热轧板材。固溶态试样经磨抛、腐蚀(腐蚀液:5 g FeCl₃ + 100 ml HCl + 200 ml H₂O)利用 AX10 光学显微镜(OM)进行金相组织评价,采用直线截点法测定平均晶粒尺寸。在 550 °C/360 MPa, 550 °C/335 MPa 和 650 °C/165 MPa 条件下,进行了持久强度试验,持久试验在 GWT-200 持久试验机上进行,试样采用圆形比例试样,圆形横截面直径 d = 10 mm, k = 5.65。试样断裂后,采用 LEO434 型场发射扫描电子显微镜(SEM)观察断口形貌,再将断口沿轴向剖开、剖面进行磨抛、腐蚀(腐蚀液:5 g FeCl₃ + 100 ml HCl + 200 ml H₂O)利用 AX10 光学显微镜(OM)进行金相组织观察,从断口的另一侧用线切割取 0.5 mm 厚的纵向薄片,制备透射电镜样品,采用 JEM-2010F 型透射电

表 1 316H 钢化学成分/%
Table 1 Chemical composition of 316H steel / %

板材	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	N	Mo	Cu
S1	0.04	0.39	1.65	0.016	0.001	17.48	12.44	0.062	2.65	0.03
S2	0.04	0.45	1.6	0.014	0.001	17.64	12.26	0.060	2.59	0.03

表 2 316H 钢 S1 和 S2 板非金属夹杂物、铁素体和晶粒尺寸
Table 2 Rating of oxide inclusions, ferrite and grain size of 316H steel S1 and S2 plate

板材	夹杂物/级							铁素体含量/%	平均晶粒尺寸/ μm
	A _细	B _细	C _细	D _细	Ds	A _细 + B _细 + C _细 + D _细 + Ds	A _粗 + B _粗 + C _粗 + D _粗		
S1	0	0	0	1.0	0.5	1.5	0	0	44.5
S2	0	0.5	0.5	0.5	0	1.5	0	0	89.6

表 3 316H 钢的持久性能
Table 3 Stress rupture life of 316H steel

温度/ $^{\circ}\text{C}$	应力/ MPa	持久性能/h		
		S1	S2	S1/S2
550	360	840	1 717	0.489 2
550	335	1 822	3 505	0.519 8
650	165	2 449	2 681	0.913 5

子显微镜(TEM)对微观组织进行分析。

2 结果与分析

2.1 固溶态试样的成分及组织评价

316H 钢的持久性能与夹杂物水平、化学成分、晶粒尺寸等有关^[7],铁素体在奥氏体不锈钢高温持久过程中发挥了重要作用^[8-10]。从表 1 可以看出,S1 和 S2 试样的化学成分无明显区别。从表 2 可以看出 S1 试样与 S2 试样的夹杂物水平相当,固溶组织中均未发现铁素体,仅晶粒尺寸有较大的差异,S1 的平均晶粒尺寸为 44.5 μm ,S2 的平均晶粒尺寸为 89.6 μm 。

2.2 高温持久性能

表 3 为 316H 钢热轧板材高温持久强度的实际断裂时间,可以看出,在低温(550 $^{\circ}\text{C}$)高应力(360 MPa /335 MPa)条件下,S1 断裂时间分别为 S2 的 48.92% 和 51.98%,且

在更高的应力条件(360 MPa)下,S1 与 S2 的持久断裂时间的差距进一步增大;在高温(650 $^{\circ}\text{C}$)低应力(165 MPa)条件下,S1 与 S2 的持久断裂时间相差不多,S1 持久断裂时间为 S2 的 91.35%。

2.3 持久断口组织分析

由图 1 和图 2 可以看出,在温度 550 $^{\circ}\text{C}$,应力 335 MPa 和 360 MPa 条件下 S1 试样持久断裂呈典型的沿晶断裂特征,裂纹源于晶界三叉点处,均为沿晶裂纹,垂直于应力轴向的横向晶界,可见裂纹的相互连接扩展,裂纹沿晶界分布,裂纹处及晶界上无夹

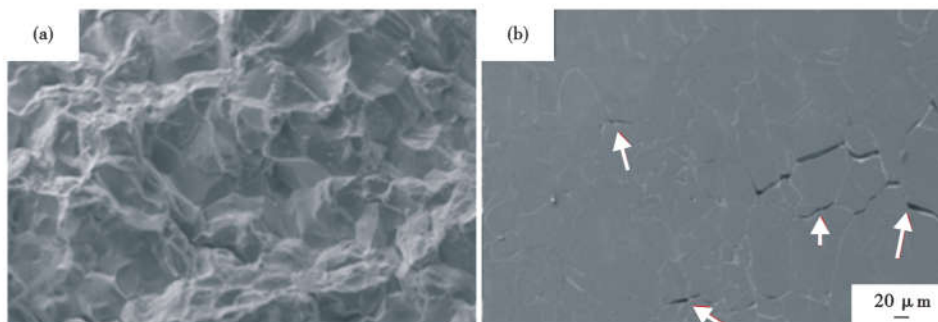


图 1 温度 550 $^{\circ}\text{C}$ 、应力 335 MPa 下持久断裂后 316H 钢 S1 试样靠近断口纵断面形貌
Fig. 1 Micromorphology of longitudinal section close to fracture of 316H steel S1 specimen after stress rupture at 550 $^{\circ}\text{C}$ and 335 MPa

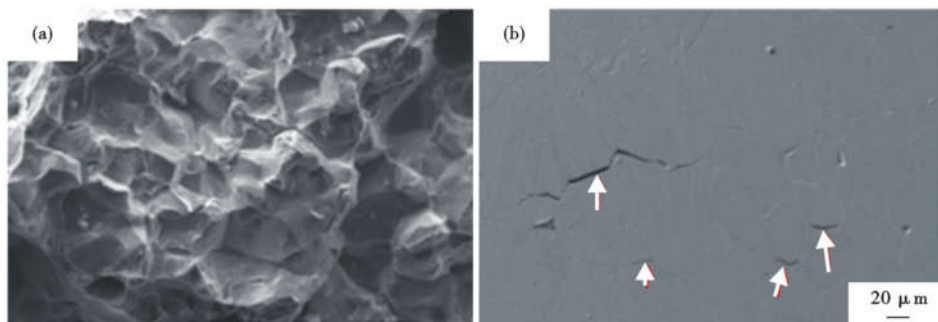


图 2 温度 550 $^{\circ}\text{C}$ 、应力 360 MPa 下持久断裂后 316H 钢 S1 试样靠近断口纵断面形貌
Fig. 2 Micromorphology of longitudinal section close to fracture of 316H steel S1 specimen after stress rupture at 550 $^{\circ}\text{C}$ and 360 MPa

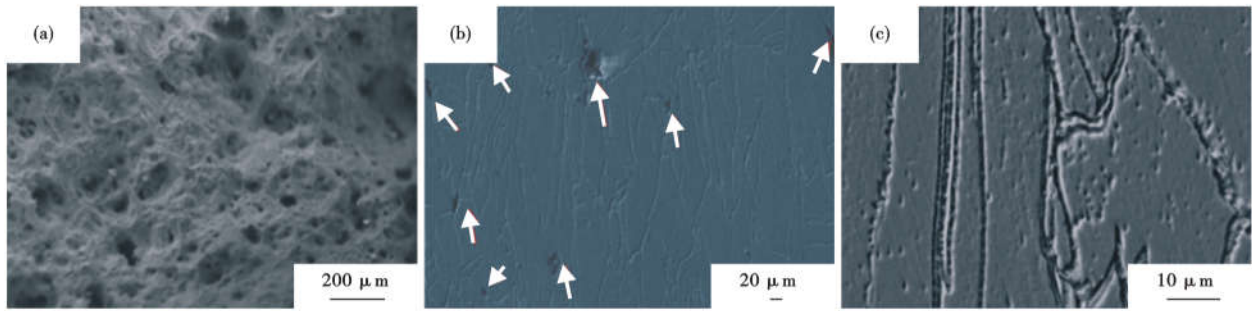


图3 温度650℃,应力165 MPa下持久断裂后316H钢S1试样靠近断口纵断面形貌:(a)空洞形貌,(b)位于晶界处空洞,(c)晶界析出相

Fig.3 Micromorphology of longitudinal section close to fracture of 316H steel S1 specimen after stress rupture at 650 °C and 165 MPa: (a) morphology of cavities; (b) cavities on grain boundary; (c) precipitated phase on grain boundary

杂物或析出相。S2试样在温度550℃、应力335 MPa和360 MPa条件下的持久断裂组织特征与S1试样一致。

在温度650℃、应力165 MPa条件下,晶粒变形沿应力方向变形明显,且断口有大量的类似韧窝的椭圆形空洞(图3a),从图3(b)中可以看出,这些蠕变空洞的形成于晶界上,并且部分蠕变空洞在应力作用下已长大变形,且在晶界上存在较多的析出相(图3c)。316H不锈钢在650℃长时间时效会析出面心立方晶体结构为基的 $M_{23}C_6$ 碳化物^[11],可以确定晶界上的析出相为 $M_{23}C_6$ 碳化物。S2试样在温度650℃、应力165 MPa条件下的持久断裂组织特征与S1试样一致。

3 结果分析与讨论

在不同温度下晶粒尺寸对316H不锈钢热轧板材的高温持久寿命的影响是不一致的,在550℃时,晶粒尺寸对持久断裂时间的影响较大,且随着应力的增大对持久断裂时间的影响进一步增加,而在650℃时,细晶试样虽断裂时间仍低于粗晶试样,但相差不大,显然在不同温度条件下,316H的高温持久断裂机理存在差异。

持久断裂有穿晶断裂和沿晶断裂两种,穿晶断裂出现于较低温度和较大应力情况,塑性变形速率很快,断裂前发生相当大的塑性伸长,蠕变断裂类似于常温下的韧性断裂,蠕变损伤表现为晶内夹杂物或第二相颗粒处形成空洞,空洞长大、连接而断裂。沿晶断裂在高温低应力下较普遍,蠕变断裂前塑性变形较小,蠕变损伤为沿晶裂纹的产生与扩展。沿晶裂纹有两种不同的机制:一种为楔形裂纹,即在晶界三叉节点处发生微裂纹,这种裂纹是由于蠕变过程中晶界滑动引起的晶界三叉节点处应力集中造成的;另一种为晶

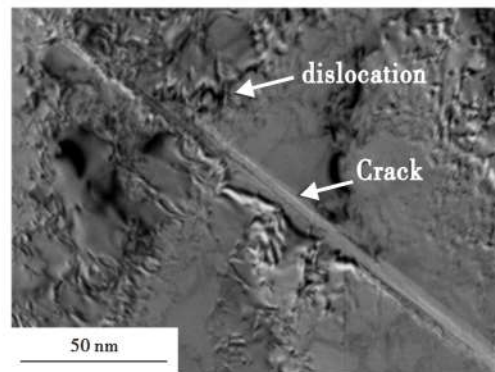


图4 温度550℃、应力335 MPa下持久断裂后316H钢S1试样的断口附近组织的TEM形貌

Fig.4 TEM of longitudinal section close to fracture of 316H steel S1 specimen after stress rupture at 550 °C and 335 MPa

界空洞,产生在晶界的台阶、第二相等不连续处^[12-14]。

在温度550℃、应力335 MPa和360 MPa条件下的断裂组织为典型的沿晶断裂组织(图1、图2),在此条件下的高温持久过程中,位错无法通过滑移或攀移的方式通过晶界,导致大量的位错在晶界处塞积,应力集中较大,当位错塞积导致晶界处的应力峰值增大到一定程度时,就会产生晶界滑动使应力松弛,进而使得晶界三叉点处应力集中,形成楔形裂纹(见图4),随着蠕变过程进行,裂纹连接和扩展,使试样有效截面减小,承受的应力增加,导致断裂,属于楔形裂纹机制。

在温度550℃、应力360 MPa和335 MPa条件下,细晶试样持久寿命分别为粗晶试样的48.92%和51.98%,在此条件下,持久断裂为楔形裂纹机制,晶粒尺寸减小,晶界面积增大,位错在晶界的塞积就会加剧,更容易产生应力集中,裂纹沿晶界扩展的通道也增加了,从而明显降低了其高温持久寿命。随着应力的增加,位错在晶界的塞积更严重,即在高应力

下,晶粒尺寸对持久寿命的影响更明显。

在温度 650 ℃、应力 165 MPa 条件下的断裂断口有大量的类似韧窝的椭圆形空洞(图 3),蠕变空洞不在晶内夹杂物或第二相颗粒处形成,而是在晶界上形核并长大(图 3b)。在此条件下的高温持久过程中,晶界附近会有多个滑移系开动,位错通过滑移或攀移的方式绕过晶界继续滑移,同时晶界滑动,位错在滑移过程中就会在碳化物(图 3c)与基体界面处产生应力集中,形成蠕变空洞核心(图 3b),当空洞超过临界尺寸时可稳定存在,在应力的持续作用下,空洞逐渐长大连接发生断裂,属于晶界空洞机制。

在温度 650 ℃、应力 165 MPa 条件下,细晶试样的持久寿命分别为粗晶试样的 91.35%,即晶粒度对持久寿命的影响相对要小很多,在此条件下,断裂机理为晶界空洞机制,较高的高温和较低的应力使得晶界对位错的阻碍作用易被恢复,晶界区的塞积位错容易与缺陷交互作用而消失并产生晶界滑动与迁移,使位错不易在晶界塞积,晶界滑动和晶内塑性变形更容易,所以晶粒尺寸对持久寿命的影响相对更小,然而导致持久断裂的空洞仍在晶界上萌生并逐渐长大连接,使得晶粒较小的钢板持久性能整体仍相对较差。

4 结论

(1) 在低温(550 ℃)高应力(360 MPa/

335 MPa)条件下,细晶试样的持久断裂时间分别为粗晶试样的 48.92% 和 51.98%,且更高的应力条件(360 MPa)下,细晶试样与粗晶试样的持久断裂时间的差距进一步增大。此时 316H 钢高温持久断裂机理为楔形裂纹机制,随着晶粒尺寸的减小,晶界面面积增大,位错在晶界的塞积就会加剧,更易产生应力集中,从而显著降低了其高温持久寿命,随着应力的增加,位错在晶界的塞积更严重,晶粒尺寸对持久寿命的影响更明显。

(2) 在温度 650 ℃ 条件下,细晶试样持久断裂时间为粗晶试样的 91.35%,晶粒尺寸对高温持久性能的影响较小。此时 316H 钢高温持久断裂机理为晶界空洞机制,较高的温度和较低的应力使得晶界对位错的阻碍作用易被恢复,晶界区的塞积位错容易与缺陷交互作用而消失并产生晶界滑动与迁移,使位错不易在晶界塞积,晶界滑动和晶内塑性变形更容易,所以晶粒尺寸对持久寿命的影响相对更小,然而导致持久断裂的空洞仍在晶界上萌生并逐渐长大连接,使得晶粒较小的钢板持久性能整体仍相对较差。

山西省科技重大专项项目(20191102006)

参考文献

- [1] 陈年金,高增梁,雷月葆. 316L 钢高温疲劳蠕变规律研究[J]. 压力容器,2006,23(6):6-9.
- [2] 尹 崑,梁 伟. 热处理工艺对 316H 不锈钢中厚板力学性能影响研究[J]. 特殊钢,2019,40(1):60-62.
- [3] 王晓军,崇凤,呼 群,等. TP304H 服役炉管的组织变化研究及寿命预测[J]. 热加工工艺,2012,41(18):45-48.
- [4] 李东明,赵 杰,方园园,等. 18Cr-12Ni-Mo 钢持久寿命可靠性分析及预测[J]. 金属热处理,2007,32(z1):473-475.
- [5] 赵彩丽,刘新宝,郝巧娥,等. 高温金属构件蠕变寿命预测的研究进展[J]. 材料导报,2014,28(12):55-59.
- [6] 韦 康,张 勇,王 涛,等. GH4169 合金晶粒尺寸与持久性能的关联性[J]. 航空材料学报,2020,40(1):93-99.
- [7] 孙方道. 影响金属高温力学性能的因素[J]. 辽宁师专学报,2006,8(3):14,35.
- [8] Warren A D, Griffiths I J, Harniman R L, et al. The Role of Ferrite in Type 316H Austenitic Stainless Steels on Thesusceptibility to Creep Cavitation [J]. Materials Science & Engineering A, 2015, 635:59-69.
- [9] He S, Shang H, Fernández-Caballero A, et al. The Role of Grain Boundary Ferrite Evolution and Thermal Aging on Creep Cavitation of Type 316H Austenitic Stainless Steel [J]. Materials Science & Engineering A, 2021, 807:1-18.
- [10] 臧华勋,罗 林,徐 刚,等. 氮对 TP347H 耐热奥氏体不锈钢室温拉伸和高温持久性能的影响[J]. 钢铁,2009,44(8):81-84.
- [11] 刘小萍,田文怀,杨 峰,等. 时效处理 SUS316L 不锈钢中析出相的晶体结构和化学成分[J]. 材料热处理学报,2006,27(3):81-85.
- [12] 郭建亭,袁 超,侯介山. 高温合金的蠕变及疲劳—蠕变—环境交互作用规律和机理[J]. 中国有色金属学报,2011,21(3):487-504.
- [13] Vöse Markus, Fedelich Bernard, Owen Jack. A Simplified Model for Creep Induced Grain Boundary Cavitation Validated by Multiple Cavity Growth Simulations [J]. Computational Materials Science, 2012,58:201-213.
- [14] Yardley V A, Fahimi S, Payton E J. Classification of Creep Crack and Cavitation Sites in Tempered Martensite Ferritic Steel Microstructures Using MTEX Toolbox for EBSD [J]. Materials Science and Technology, 2015,31:547-553.

邓帅帅(1986-),男,硕士(2012年浙江大学),工程师,2009年燕山大学(本科)毕业,不锈钢性能及加工工艺研究。
E-mail:dengss@tisco.com.cn

收稿日期:2021-12-26