

DOI: 10.11973/jxgccl202202008

G115 钢的高温持久性能和抗蒸汽氧化性能

马云海,王延峰,赵双群,王苗苗

(上海发电设备成套设计研究院有限责任公司,上海 200240)

摘要: 在 625~700 °C 和不同应力下对 G115 钢进行高温持久试验,研究其高温持久性能,并采用 Larson-Miller(L-M)参数法外推获得该钢的 1×10^5 h 长时持久强度,另在 650 °C/27 MPa 蒸汽参数下对 G115 钢进行 2 000 h 的氧化试验,研究氧化膜的表面及横截面形貌、物相组成及微区成分,并与 T92 钢进行了对比。结果表明:在富铜相的强化作用下,G115 钢在 650 °C 下的长时持久强度为 82 MPa,明显高于 T92 钢的 53 MPa;G115 钢的抗蒸汽氧化性能优于 T92 钢,G115 钢表面氧化膜的厚度约为 102 μm ,小于 T92 钢表面氧化膜的厚度(约 110 μm);二者的氧化膜结构类似,外氧化层为粗大的柱状 Fe_3O_4 ,内氧化层为 Fe-Cr 细晶尖晶石和少量的 Fe_3O_4 ,且外氧化层含有较多孔洞,剥落倾向较大。

关键词: G115 耐热钢;高温持久;蒸汽氧化;富铜相

中图分类号: TG113.2

文献标志码: A

文章编号: 1000-3738(2022)02-0048-10

High Temperature Endurance Property and Steam Oxidation Resistance of G115 Steel

MA Yunhai, WANG Yanfeng, ZHAO Shuangqun, WANG Miaomiao

(Shanghai Power Equipment Research Institute Co., Ltd., Shanghai 200240, China)

Abstract: The high temperature endurance test of G115 steel was carried out under different stresses at 625—700 °C to study its high temperature endurance performance, and the 1×10^5 h long-term endurance strength of the steel was extrapolated by the Larson-Miller (LM) parameter method. The oxidation test of G115 steel was carried out at 650 °C/27 MPa steam parameter for 2 000 h, and the surface and cross-section morphology, phase composition and microarea composition of the oxide film were studied and compared with those of T92 steel. The results show that under the action of reinforcement of copper-rich phase, the long-term endurance strength of G115 steel at 650 °C was 82 MPa, which was significantly higher than 53 MPa of T92 steel. The steam oxidation resistance of G115 steel was better than that of T92 steel, and the thickness of oxide film on the surface of G115 steel was about 102 μm , which was smaller than about 110 μm of T92 steel. The oxide film structure of the two was similar. The outer oxide layer consisted of coarse columnar Fe_3O_4 , and the inner oxide layer consisted of fine Fe-Cr spinel and a small amount of Fe_3O_4 ; the outer oxide layer had many holes, and the tendency of spalling was relatively large.

Key words: G115 heat-resistant steel; high temperature endurance; steam oxidation; copper-rich phase

0 引言

提升发电效率和节能减排是燃煤发电的重要课题,在此背景下,超超临界技术迅猛发展,超超临界机组在技术的成熟性和大型化方面都有大幅提高,

已成为国际上燃煤火电机组发展的主导方向^[1]。目前,随着 600 °C 超超临界火电机组的大量商业化应用,国内外学者把研究目标转向了 600 °C 以上更高参数的机组。630~650 °C 参数机组所用材料已初步具备应用条件,建设 630~650 °C 参数机组已成为下一阶段燃煤火电机组的重要目标。

已经大量使用的马氏体耐热钢 T/P92 的使用温度上限是 600 °C,超过这一温度时 T/P92 钢将出现持久强度不足以及抗高温腐蚀性能不足的问题。

收稿日期:2021-01-06;修订日期:2021-12-24

基金项目:国家重点研发计划项目(2016YFC0801901,2017YFB0305205)

作者简介:马云海(1987—),男,陕西商洛人,高级工程师,硕士

题^[2]。世界各国都在加大研发力度以期开发出使用温度在 650 ℃ 的耐热钢。近年来,日本和中国等国家都设立了先进超超临界材料的开发项目^[3-4],其中 G115 钢是中国自主开发的一种应用于 650 ℃ 超超临界火电机组的马氏体耐热钢,其在 620~650 ℃ 温度下具有优异的组织稳定性和良好的抗蒸汽氧化性能^[2]。目前,已对 G115 钢的焊接性能^[5-11]、高温力学性能^[12-23]和抗蒸汽氧化性能^[24-25]进行了初步研究,但是尚未对该钢的持久性能和抗蒸汽氧化性能进行系统的研究。因此,作者在 625~700 ℃ 温度区间选取不同的应力水平,对 G115 钢进行高温持久试验,研究了其高温持久性能,并开展在模拟实际工况下的高温蒸汽氧化试验,研究了 G115 钢

的抗高温蒸汽氧化性能,并与 T92 钢的高温持久性能和抗蒸汽氧化性能进行对比,为 G115 钢的应用提供试验参考。

1 试样制备与试验方法

试验材料为规格 $\phi 60\text{ mm}\times 10\text{ mm}$ 的 G115 钢管,生产工艺为锻造→热挤压→1 080 ℃ 正火+空冷→775 ℃ $\times 3\text{ h}$ 回火+空冷;对比材料为 T92 钢,生产工艺为热轧→1 070 ℃ $\times 3\text{ h}$ 正火+空冷→760 ℃ $\times 3\text{ h}$ 回火+空冷。G115 钢和 T92 钢的化学成分如表 1 所示,显微组织如图 1 所示,可知 G115 钢和 T92 钢的显微组织均为马氏体,统计得到的平均晶粒尺寸分别为 22,16 μm 。

表 1 G115 钢和 T92 钢的化学成分

Table 1 Chemical composition of G115 steel and T92 steel

牌号	质量分数													
	C	Si	Mn	Ni	Cr	W	Co	Nb	V	Al	Zr	B	Cu	N
G115	0.08	0.19	0.5	0.02	8.90	2.8	3.0		0.19			0.014	1.0	0.008
T92	0.09	0.41	0.45	0.33	8.81	1.65		0.05	0.17	0.01	0.005	0.001		0.04

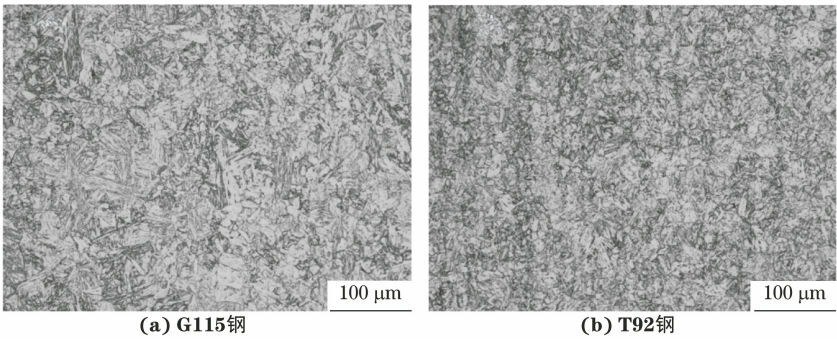


图 1 G115 钢和 T92 钢的显微组织

Fig. 1 Microstructures of G115 steel (a) and T92 steel (b)

以体积分数 10%高氯酸和 90%乙醇为电解液,在室温 20 V 电压下,采用 110 型双射流电解抛光装置制备透射试样,利用 QUANTAX 型电子背散射衍射仪(EBSD)和 JEOL JSM-2100 型透射电子显微镜(TEM)对试验钢的微观形貌进行观察。按照 GB/T 2039—2012 在试验钢上截取如图 2 所示的高温持久试样进行高温持久试验,具体试验参数如表 2 所示。根据持久断裂时间与应力的关系,采用 Larson-Miller(L-M)参数外推,获得 G115 钢和 T92 钢在各温度下的长时持久强度。

按照 GB/T 38804—2020,采用线切割方法在同一钢管上截取蒸汽氧化试样,取样位置与试样尺寸如图 3 所示,试样表面经磨床磨光、320[#]~600[#]

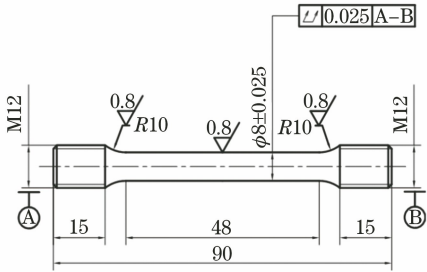


图 2 高温持久试样尺寸

Fig. 2 Size of high temperature endurance sample

金相砂纸打磨、超声波清洗、干燥后,采用精度 0.000 1 g 的电子天平称取试样的质量。在超超临界蒸汽腐蚀试验台上进行蒸汽氧化试验,设备在整个试验过程中温度偏差不超过 $\pm 3\text{ }^{\circ}\text{C}$,高压计量泵

表 2 高温持久试验参数

Table 2 High temperature endurance test parameters

试验钢	温度/℃	应力/MPa
G115 钢	625	190,210,230
	650	120,140,150,160,175,190
	675	100,120,140,160
	700	80,100, 120
T92 钢	620	135,145,155,170
	650	85,92,100,120,140
	700	45,53,65,73

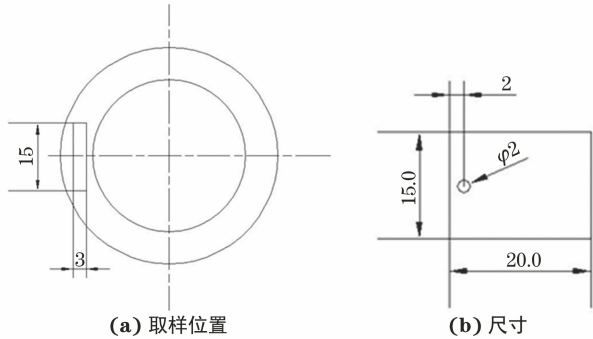


图 3 蒸汽氧化试样的取样位置及尺寸

Fig.3 Sampling position (a) and size (b) of steam oxidation sample

可控制系统水流量,实现强制循环,整个系统定压运行,压力波动不超过±0.5 MPa,温度和压力由控制系统自动显示和记录,具体装置如图 4 所示。试验用水为去离子高纯水,水流量为 2 L·h⁻¹。系统运行过程为:去离子水→预热气化→均温区(蒸汽氧化试验区)→冷凝。蒸汽参数为 650 ℃/27 MPa,氧化时间设置为 200,500,800,1 300,2 000 h,每一氧化时间下设置 3 个平行试样。蒸汽氧化性能的评价主要采用增重法测量试样的氧化速率,并结合厚度法作半定量评价。增重法是按照 GB/T 13301—1991 通过精密电子天平(精度 0.000 1 g)测量氧化前后试样的质量。厚度法是通过将试样对半切开、镶嵌后,对其横截面进行研磨、抛光,在扫描电镜(SEM)下观察横截面氧化膜厚度。采用扫描电镜观察氧化试样的表面形貌,采用扫描电镜附带的能谱仪(EDS)进行元素面扫描,并对氧化试样横截面进行元素线扫描;采用 D8 Advance 型 X 射线衍射仪(XRD)对氧化膜的物相组成进行分析,采用铜靶, K_α 射线,管电压为 35 kV,管电流为 35 mA,扫描范围 2θ 为 10°~90°。

2 试验结果与讨论

2.1 高温持久性能

由图 5 可以看出,不同温度下,随着应力 σ 的增

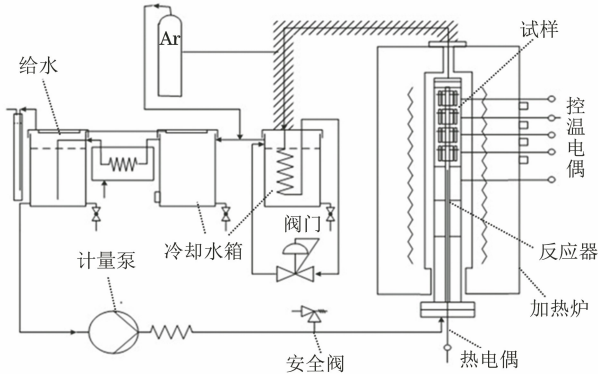


图 4 蒸汽氧化试验装置示意

Fig.4 Schematic of steam oxidation test device

加,G115 钢和 T92 钢的断裂时间 t 均快速下降。图 6 为 G115 钢和 T92 钢的 L-M 参数曲线,其中 T 为温度, C 为常数,分别取 34.5,26;采用 L-M 参数外推,得到 G115 钢和 T92 钢在 650 ℃下 1×10^5 h 的长时持久强度分别为 82,53 MPa,可知 G115 钢的持久强度高于 T92 钢,G115 钢具有较好的高温持久性能。

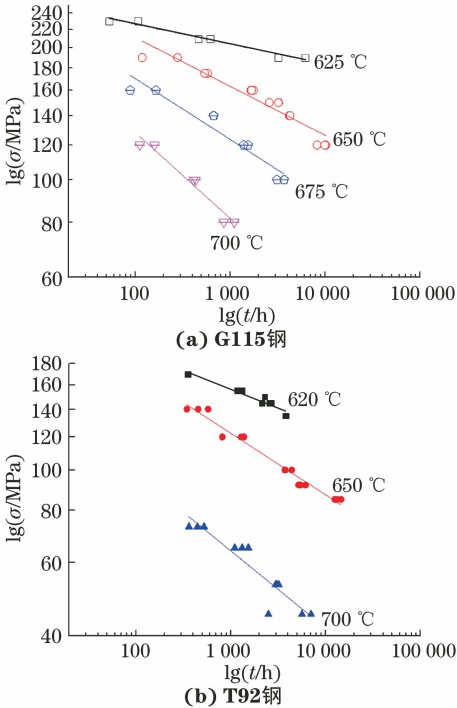


图 5 不同温度下 G115 钢和 T92 钢的应力与断裂时间的关系曲线

Fig.5 Curves of stress vs fracture time of G115 steel (a) and T92 steel (b) at different temperature

2.2 抗高温蒸汽氧化性能

2.2.1 氧化动力学关系

由图 7 可知,G115 钢和 T92 钢的氧化质量增量都随氧化时间的延长而增加。氧化质量增量 Δm 和氧化时间 t_1 的关系为

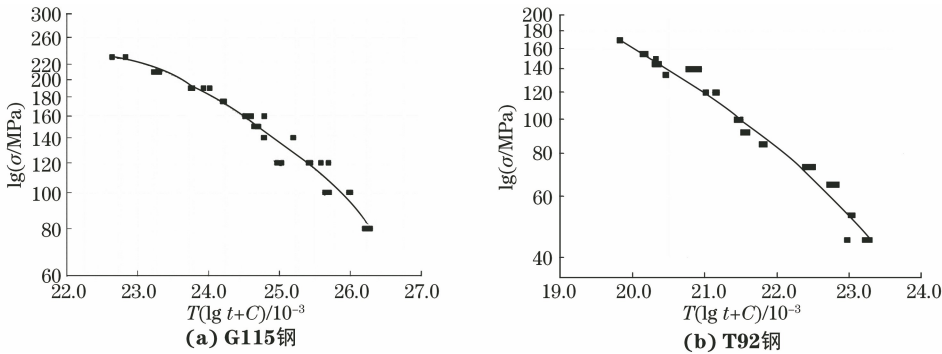


图 6 G115 钢和 T92 钢的 L-M 参数曲线

Fig.6 L-M parameter curves of G115 steel (a) and T92 steel (b)

$$\Delta m = k_p t_1^n \tag{1}$$
$$k_p = k_0 \exp(-Q/RT_k) \tag{2}$$

式中: Q 为激活能; k_p 为与温度相关的氧化速率常数; k_0 为材料自身的氧化速率常数; R 为热力学常数, $8.314\text{ J}\cdot\text{mol}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$; T_k 为蒸汽温度,K; n 为时间指数。

通过拟合可知,G115 钢和 T92 钢的时间指数分别为 0.16 和 0.21,与温度相关的氧化速率常数分别为 27.89 和 22.23。由时间指数可知,G115 钢的氧化速率小于 T92 钢,但二者差异并不显著。

2.2.2 氧化膜形貌

由图 8 可知:高温蒸汽氧化后 G115 钢和 T92 钢表面均形成了多角状的氧化物颗粒,而横截面上

由内部到表面依次为内氧化区、内氧化层和外氧化

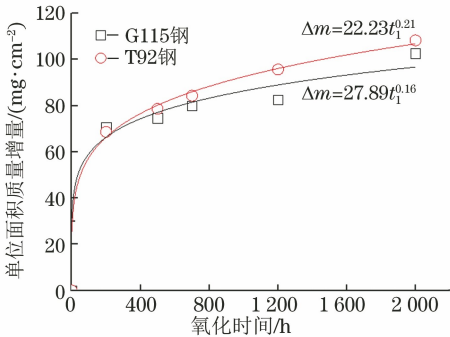


图 7 G115 钢和 T92 钢的单位面积氧化质量增量与氧化时间的关系曲线

Fig.7 Curves of oxidation mass gain per unit area vs oxidation time of G115 steel and T92 steel

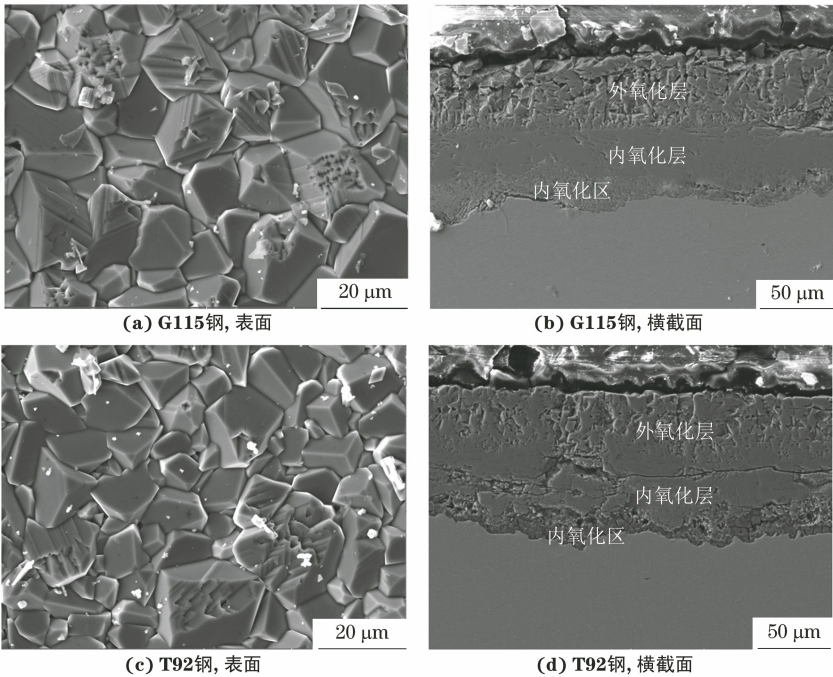


图 8 G115 钢和 T92 钢蒸汽氧化 2 000 h 后的氧化膜 SEM 形貌

Fig.8 SEM morphology of oxide film of G115 steel (a—b) and T92 steel (c—d) after steam oxidation for 2 000 h: (a, c) surface and (b, d) cross section

层,内氧化区为氧化的前沿,为氧化物和金属的混合区域^[24-27],随着氧化的进行,内氧化区也会转变为内氧化层;两种钢的内氧化层都比较致密,与基体之间的结合较好,未见明显的界面分离现象;外氧化层中的孔洞较多,且内层和外层出现分层现象,外氧化层出现剥落倾向;测量得到蒸汽氧化 2 000 h 时

G115 钢和 T92 钢氧化膜的厚度分别约为 102, 110 μm 。

2.2.3 氧化膜成分和物相组成

由图 9 和图 10 可知,两种钢的外氧化层都为富铁氧化物,内氧化层为富铬铁的氧化物,同时 G115 钢内氧化层和外氧化层界面局部富铜。由图 11 可

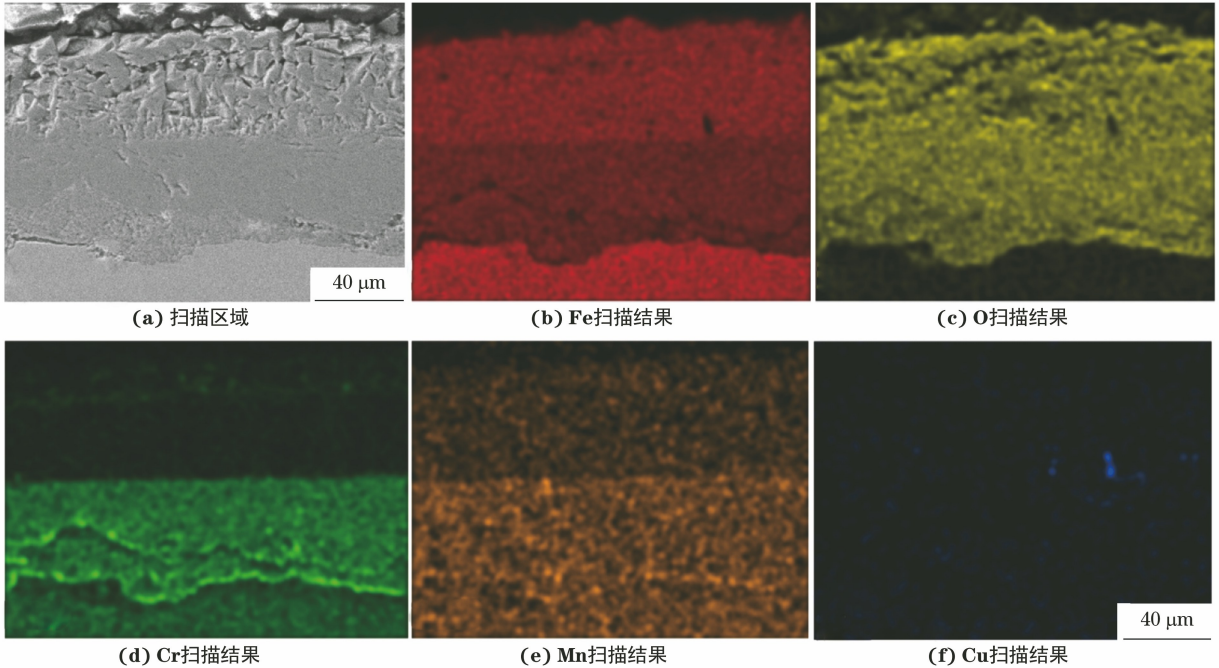


图 9 G115 钢蒸汽氧化 2 000 h 后氧化膜横截面元素面扫描区域及结果

Fig.9 Element surface scanning area (a) and results (b—f) of cross section of oxide film of G115 steel after steam oxidation for 2 000 h

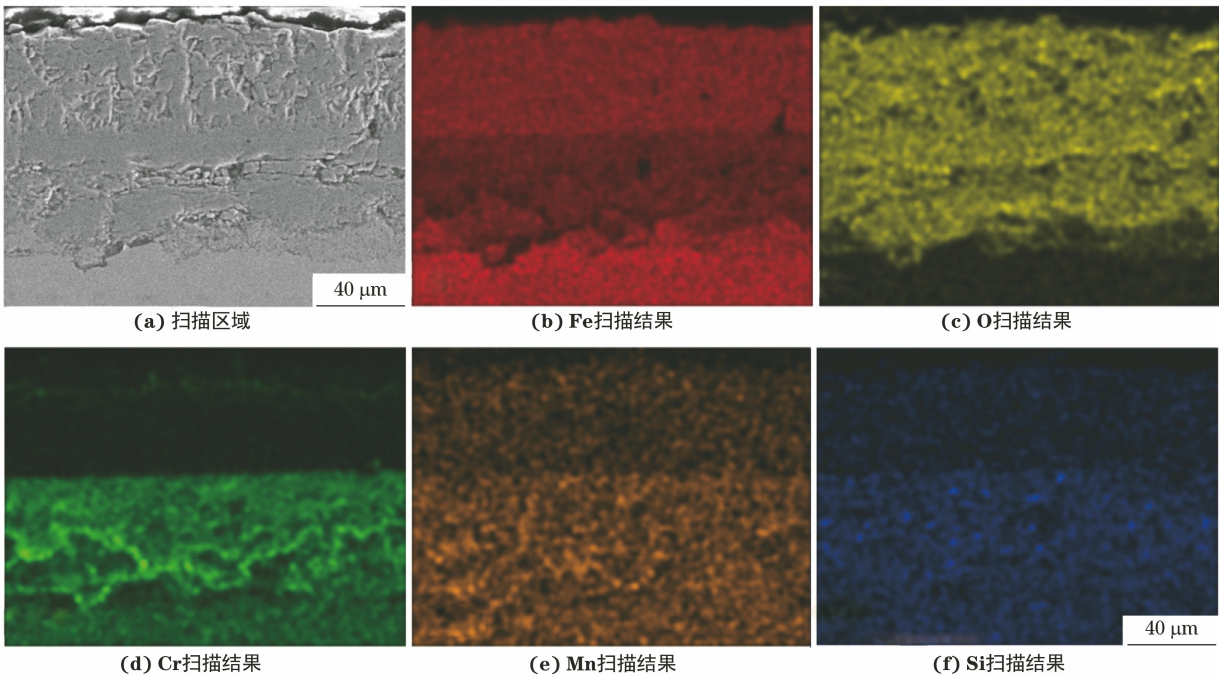


图 10 T92 钢蒸汽氧化 2 000 h 后氧化膜横截面元素面扫描区域及结果

Fig.10 Element surface scanning area (a) and results (b—f) of cross section of oxide film of T92 steel after steam oxidation for 2 000 h

以看出, G115 钢和 T92 钢表面氧化膜均由 Fe-Cr 尖晶石型氧化物 $(\text{Fe,Cr})_3\text{O}_4$ 和 Fe_3O_4 组成。结合氧化膜 EDS 结果可知, 两种钢的内氧化层主要为 $(\text{Fe,Cr})_3\text{O}_4$ 和 Fe_3O_4 相, 内氧化区的物相结构与内氧化层无明显差异, 一般也将其归于内氧化层, 外氧化层主要为 Fe_3O_4 相。

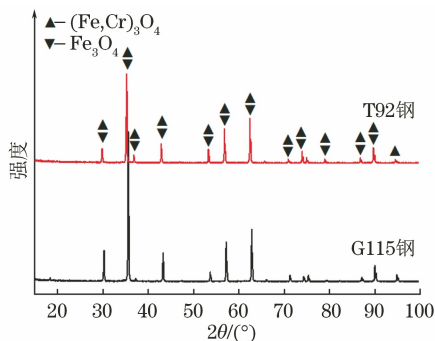


图 11 G115 钢和 T92 钢蒸汽氧化 2 000 h 后氧化膜的 XRD 谱
Fig. 11 XRD spectrum of oxide film of G115 steel and T92 steel after steam oxidation for 2 000 h

2.3 分析与讨论

2.3.1 高温持久强化机理

9Cr 马氏体耐热钢采用高合金化和正火+高温回火的热处理方式, 其强化方式主要包括马氏体基体强化、沉淀强化、晶界强化、位错强化等^[28-29], 各

种强化方式相互耦合、相互配合协同提升钢的高温持久性能。在以上强化基础上, 通过向钢中添加铜可进一步提高其高温持久强度^[30]。G115 钢中添加了质量分数 1.0% 的铜后, 其在 650 °C 运行 10^5 h 的持久强度高于 T92。铜为奥氏体形成元素, 可抑制高温铁素体的形成, 提高耐热钢组织的回火温度; 铜元素的添加可以引起铜粒子或者富铜相在马氏体板条晶界处析出, 钉扎晶界并抑制马氏体板条的回复和长大。铜元素对 G115 钢组织和性能的影响主要体现在对高温铁素体相的抑制作用, 以及在基体中析出富铜相的沉淀强化作用^[31]。由图 12 可以看出, G115 钢经正火和回火后的马氏体板条的形态及晶粒取向清晰可见, 马氏体板条束和板条中的晶粒比较细小, 板条取向随机分布。由图 13 可以看出, G115 钢中的富铜相沿马氏体板条界或在板条内分布, 且与 M_{23}C_6 相共生, 富铜相多呈球形或椭球形, 其等效直径在 540~760 nm 范围。G115 钢的高温强度很大程度取决于板条亚结构的强化作用, 细小的板条和晶粒有利于其强度的提高, 同时析出相通过钉扎板条界而起到强化作用。有报道^[32]认为, 随着铜含量的升高, G115 钢的抗拉强度和屈服强度缓慢升高, 这可能是由于铜的固溶强化所致, 断后伸长率及断面收缩率则随铜含

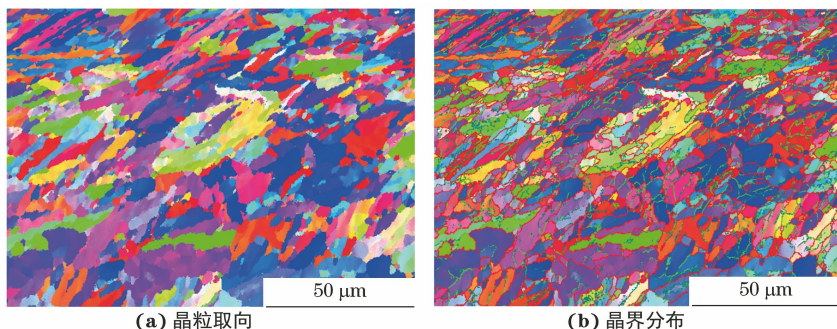


图 12 G115 钢经正火和回火后的 EBSD 形貌

Fig. 12 EBSD morphology of G115 steel after normalizing and tempering: (a) grain orientation and (b) grain boundary distribution

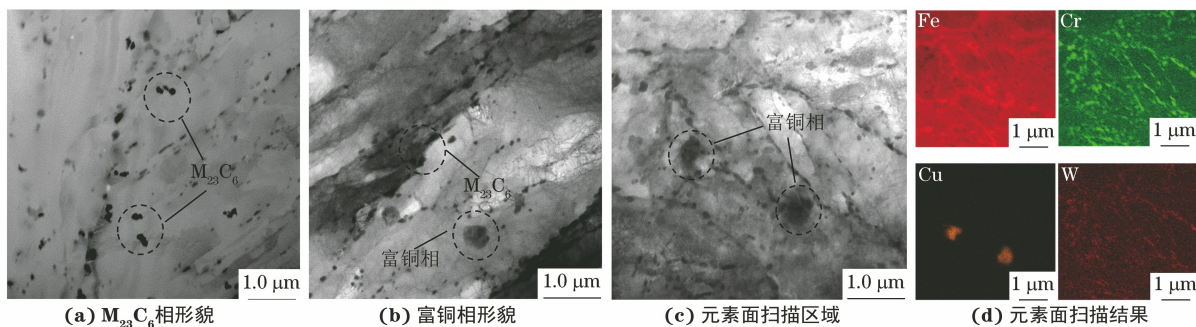


图 13 G115 钢经正火和回火后强化相的 TEM 形貌及元素面扫描区域和结果

Fig. 13 TEM morphology of strengthening phase (a—b) of G115 steel after normalizing and tempering and element surface scanning area (c) and results (d): (a) M_{23}C_6 phase and (b) copper-rich phase

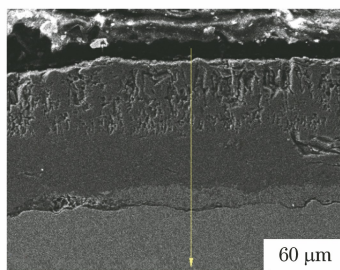
量的升高先降低后在铜质量分数为 1.04%~2.83% 范围内趋于稳定,且不同铜含量 G115 钢在 1 100 ℃正火和 760 ℃回火后均具有较好的热塑性。

2.3.2 抗蒸汽氧化机理

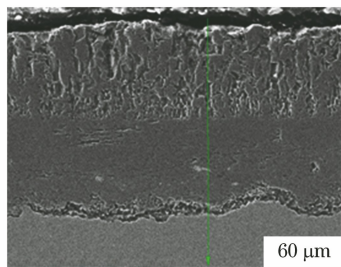
G115 钢和 T92 钢在高温蒸汽中氧化后生成的氧化膜为典型的双层结构,外氧化层主要为粗大的柱状 Fe_3O_4 ,内氧化层主要为 Fe-Cr 细晶尖晶石。有关 ^{18}O 同位素的研究结果^[33]表明,结构金属在高温蒸汽中氧化后外层的氧化物/气体界面和内层的金属/氧化物界面同时分别向外和向内生长,造成内外氧化层具有相近的厚度。在 WRIGHT 等^[32]提出的铁素体钢蒸汽氧化层的生长模型中,假设已形成初始双层结构,描述了后续氧化过程中氧化层形貌演变、物质运输以及发生的反应。该生长模型认为水蒸气在氧化层表面发生吸附反应,氧以 OH^- 方式运输。氧化层的生长通过以下 5 种可能的途径:(1)氧化层/蒸汽界面生成 Fe_3O_4 ,即铁离子向外扩散至氧化层/蒸汽界面与蒸汽分解产生的 OH^- 反应生成 Fe_3O_4 ;(2)内、外氧化层界面生成 Fe_3O_4 ,即氧化层/蒸汽界面上蒸汽分解产生的 OH^- 通过外层柱状晶界面向内扩散,在内、外氧化层界面上与从金属向外扩散的铁离子反应生成 Fe_3O_4 ;(3)金

属/氧化层界面生成 Cr_2O_3 颗粒和 Fe_3O_4 ,即 OH^- 通过晶界和短路扩散到达金属/氧化层界面,与铬反应生成分散的 Cr_2O_3 颗粒以及与铁反应生成 Fe_3O_4 ;(4) H_2O 分子穿过氧化膜传输,到达氧化物/金属界面形成铁和铬的氧化物,这个过程要求氧化膜具有互连的孔洞或缝隙;(5)内、外氧化层界面 Fe_3O_4 分解,释放的铁离子扩散到氧化层/蒸汽界面并生成新的 Fe_3O_4 ,释放的氧扩散到达金属/氧化物界面与铬反应生成 Cr_2O_3 沉淀粒子。随着氧化时间的延长,在氧化物基底上的 Cr_2O_3 粒子混合到内层氧化物中,并最终溶解形成 Fe-Cr 尖晶石,这对铁离子的扩散有阻碍作用。在内、外氧化层界面,外层氧化物持续分解,不断提供氧,但也导致孔洞的形成。

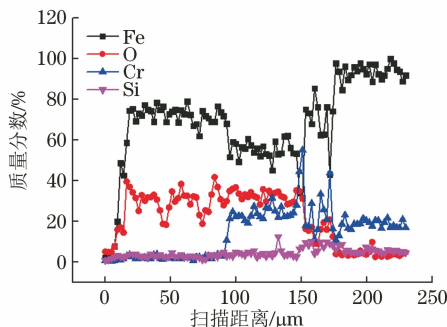
由图 14 可知,G115 钢和 T92 钢经蒸汽氧化 2 000 h 后氧化膜横截面元素线分布相似,但 G115 钢内氧化层铬元素的分布起伏较大,局部铬元素含量较高,其质量分数最高可达 55.1%,远高于 T92 钢的 36.9%,这在某种程度上也解释了二者抗蒸汽氧化性能的差异。G115 钢和 T92 钢在 650 ℃/27 MPa 蒸汽中的氧化过程可分为 5 个阶段^[34]。第一阶段:氧化膜快速生成。形成 $(\text{Fe,Cr})_2\text{O}_3$ 层和/或覆盖 Fe_2O_3 的富铬 $(\text{Fe,Cr})_3\text{O}_4$,这个阶段的时间



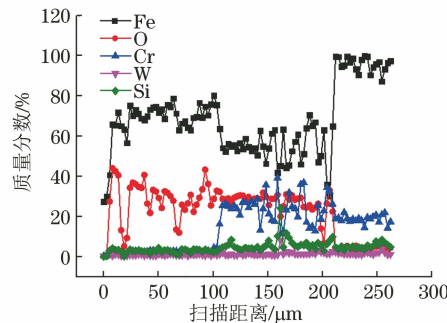
(a) G115 钢, 元素线扫描位置



(c) T92 钢, 元素线扫描位置



(b) G115 钢, 元素线扫描元素结果



(d) T92 钢, 元素线扫描结果

图 14 G115 与 T92 钢蒸汽氧化 2 000 h 后氧化膜横截面的元素线扫描位置及结果

Fig. 14 Element line scanning position (a, c) and results (b, d) of oxide film cross section of G115 steel (a—b) and T92 steel (c—d) after oxidation for 2 000 h

很短。第二阶段:氧化膜厚度增加。富铬保护层分解, Fe_3O_4 快速生长,同时形成 $\text{FeO} + \text{Cr}_2\text{O}_3$ 内层, Cr_2O_3 沉淀粒子形成于 FeO 中;氧化膜分别向外和向内生长,造成内、外氧化层具有相近的厚度,内、外氧化层界面对应原始合金表面,形成氧化膜的外层 Fe_3O_4 ,内层为 $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{O}_4$ 为主的富铬氧化物,此阶段涉及铬的挥发。第三阶段:氧化膜孔洞的形成。铬与扩散进入的氧化性物质 (H_2O 、 OH^-) 反应,在内氧化层和氧化膜/基体界面处生成 Cr_2O_3 沉淀, Cr_2O_3 沉淀也可与铁固溶生成 $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{O}_4$,生成的富铬氧化物对铁和铬的扩散有一定的抑制作用,在内、外氧化层界面,外层氧化物持续分解,不断提供氧,但也会导致孔洞的形成。第四阶段:氧化膜长时生长。此阶段取决于物质输运方式,即参与反应物质的扩散方式、扩散速率。第五阶段: Fe_2O_3 的形成阶段。随着氧化膜增厚以及孔洞的存在使铁向外扩散困难,氧化膜/气体界面上铁的活度下降,导致形成 Fe_2O_3 ;在这个阶段,因 G115 钢和 T92 钢的氧化物/金属界面铬含量足够高,形成了连续或半连续的 Cr_2O_3 氧化层^[34],这会进一步阻止铁离子扩散,导致外层 Fe_3O_4 向 Fe_2O_3 转变加速,这也是造成外氧化层剥落的主要原因。

2.3.3 氧化膜中孔洞的形成机制

随着氧化时间的延长, G115 钢和 T92 钢外氧化层中的孔洞增加,孔洞的增加会影响氧化膜的保护性,氧化膜中孔洞的形成涉及以下力学机制。DIECKMANN^[35] 提出氧化膜中形成的孔洞和微通道是在氧化物塑性变形和晶粒生长的共同作用下产生的。如果氧化物生长是通过金属离子向外扩散而在氧化物/气体界面形成的,则在氧化层中会产生平行于表面的压应力和垂直于表面的拉应力。如果氧化物的生长是通过氧化层中氧和金属离子的互扩散而生成的,则会在氧化层中产生较大的压应力。可知,在氧化物生长过程中均会在氧化膜中产生压应力。在此应力作用下,氧化层会发生扩散蠕变和晶界滑动,蠕变的发生导致晶界上出现微孔洞。同时,氧化层中还伴随氧化物晶粒长大,晶粒长大是由扩散控制的,晶粒生长越快的区域变形程度也越大。晶界上少量的杂质集聚可在很大程度上影响氧化层变形、力学机制和输运性质。

界面机制^[36]和扩散机制也是影响氧化膜中孔洞形成的重要因素。MARUYAMA 等^[37]通过对氧化层中金属和氧元素化学势分布和离子通量的理论

计算,认为:氧化时氧化层中形成孔洞的条件是离子通量发散,氧化物中的金属离子和氧离子从氧化层/金属界面到氧化层/气体界面其化学势发生变化,氧离子和金属离子穿过氧化层的扩散过程由化学势梯度驱动;在稳态氧化阶段,氧化动力学过程遵循抛物线生长规律,穿过氧化层的离子通量恒定。当金属离子扩散率远高于氧离子时,金属离子的化学势分布受到恒定金属离子通量的约束。由于二元金属氧化物中元素的化学势相互关联,氧离子的化学势分布由金属离子的化学势分布决定。氧离子的化学势梯度驱动氧离子的扩散,氧离子通量随位置不同而改变,取决于不同位置的化学势梯度和扩散率。通量发散的区域贫氧或富氧,分别对应孔洞和新的氧化物。

3 结 论

(1) 采用 L-M 参数外推得到 G115 钢在 650 °C 和 1×10^5 h 的持久强度为 82 MPa,明显高于 T92 钢的 53 MPa; G115 钢优异的高温持久性能与富铜相的强化作用有关。

(2) G115 钢在 650 °C/27 MPa 蒸汽参数下的抗蒸汽氧化性能优于 T92 钢,高温蒸汽氧化 2 000 h 后 G115 钢和 T92 钢表面氧化膜的厚度分别约为 102, 110 μm 。二者的氧化膜结构类似,均可分为内外两层,其中外氧化层为粗大的柱状 Fe_3O_4 ,内氧化层为 Fe-Cr 尖晶石型氧化物 $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{O}_4$ 和少量的 Fe_3O_4 ,且外氧化层含有孔洞,具有剥落倾向。

参考文献:

- [1] 李林平,梁军,赵雷,等. G115/T92 异种钢焊接接头的显微组织及力学性能[J]. 材料热处理学报, 2018, 39(9): 138-144.
LI L P, LIANG J, ZHAO L, et al. Microstructure and mechanical properties of G115/T92 dissimilar welded joints [J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2018, 39(9): 138-144.
- [2] 刘正东,包汉生,徐松乾,等. G115 耐热钢应用于超 600 °C 超超临界火电机组[N]. 世界金属导报, 2015-06-16.
LIU Z D, BAO H S, XU S Q, et al. G115 heat-resistant steel used in ultra-supercritical thermal power generating units exceeding 600 °C [N]. World Metal Guide, 2015-06-16.
- [3] FUKUDA M, SAITO E, SEMBA H, et al. Advanced USC technology de-velopment in Japan [C]//Proceedings of the 7th International Conference on Advances in Materials Technology for Fossil PowerPlants. Waikoloa, Hawaii, USA: ASM International, 2013.
- [4] SUN R, CUI Z, TAO Y. Progress of China 700 °C USC

- development program [C]// Proceedings of the 7th International Conference on Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants. Waikoloa, HI: ASM International, 2013.
- [5] 陈重毅,李永清,陈正宗,等. G115 钢焊接热影响区组织特征[J]. 内蒙古科技大学学报,2020,39(1):34-39.
- CHEN C Y, LI Y Q, CHEN Z Z, et al. Microstructural characterization in the experimentally simulated weld heat-affected zone of G115 steels[J]. Journal of Inner Mongolia University of Science and Technology, 2020, 39(1): 34-39.
- [6] 杨永钊,陶志岐. 630 °C 超超临界机组用新材料 G115 钢的性能介绍及其设备监理要点探讨[J]. 设备监理,2020(2):8-10.
- YANG Y Z, TAO Z Q. Performance introduction and key points of equipment supervision of new material—G115 steel for 630 °C ultra supercritical unit [J]. Plant Engineering Consultants, 2020(2): 8-10.
- [7] 齐向前. 基于 ASME 规范的 G115 钢焊条熔敷金属的焊接及热处理工艺[J]. 焊接技术,2019,48(12):49-51.
- QI X Q. Welding and heat treatment process of deposited metal with G115 steel electrode based on ASME specification[J]. Welding Technology, 2019, 48(12): 49-51.
- [8] 齐向前. 不同回火温度下 G115 钢熔敷金属的显微组织及硬度[J]. 中国金属通报,2019(11):114-114.
- QI X Q. Microstructure and hardness of deposited metal of G115 steel at different tempering temperatures[J]. China Metal Bulletin, 2019(11): 114-114.
- [9] 李林平,梁军,赵雷,等. 焊后热处理温度对 G115/T92 异种钢接头组织及力学性能的影响[J]. 金属热处理,2019,44(2):68-72.
- LI L P, LIANG J, ZHAO L, et al. Effect of PWHT temperature on microstructure and mechanical properties of G115/T92 dissimilar steel welded joint[J]. Heat Treatment of Metals, 2019, 44(2): 68-72.
- [10] 李林平,梁军,赵雷,等. 高、低匹配对 G115/T92 异种钢接头组织与力学性能的影响[J]. 机械工程材料,2018,42(10):51-57.
- LI L P, LIANG J, ZHAO L, et al. Effect of overmatching and undermatching on microstructure and mechanical properties of G115/T92 dissimilar steel joint [J]. Materials for Mechanical Engineering, 2018, 42(10): 51-57.
- [11] 张学星,蔡文河,伍小林. 高效超超临界机组面临挑战及新材料研究重点[N]. 世界金属导报,2018-08-28(B10).
- ZHANG X X, CAI W H, WU X L. Challenges faced by high efficiency ultra supercritical units and research focus on new materials [N]. World Metal Herald, 2018-08-28(B10).
- [12] 翟国丽. 新型马氏体耐热钢 G115 的蠕变性能研究[J]. 宝钢技术,2019(4):58-62.
- ZHAI G L. Creep property research of new martensite heat resistant steel G115[J]. Baosteel Technology, 2019(4): 58-62.
- [13] 徐松乾,赵海平. 应力对 G115 马氏体耐热钢晶界特性的影响[J]. 金属热处理,2019,44(2):58-62.
- XU S Q, ZHAO H P. Effect of stress on grain boundary characteristic of G115 martensitic heat-resistant steel[J]. Heat Treatment of Metals, 2019, 44(2): 58-62.
- [14] TANG Z X, JING H Y, XU L Y, et al. Creep-fatigue crack growth behavior of G115 steel under different hold time conditions[J]. International Journal of Fatigue, 2018, 116: 572-583.
- [15] TANG Z X, JING H Y, XU L Y, et al. Investigation of creep-fatigue crack growth of G115 steel using a novel damage model[J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2020, 183: 105827.
- [16] YU Y H, LIU Z D, ZHANG C, et al. Correlation of creep fracture lifetime with microstructure evolution and cavity behaviors in G115 martensitic heat-resistant steel [J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 788: 139468.
- [17] JIANG C C, DONG Z, SONG X L, et al. Long-term creep rupture strength prediction for a new grade of 9Cr martensitic creep resistant steel (G115)—An application of a new tensile creep rupture model[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2020, 9(3): 5542-5548.
- [18] 杨柯,梁焯,严伟,等. (9~12)%Cr 马氏体耐热钢中微量 B 元素的择优分布行为及其对微观组织与力学性能的影响[J]. 金属学报,2020,56(1):53-65.
- YANG K, LIANG Y, YAN W, et al. Preferential distribution of boron and its effect on microstructure and mechanical properties of (9-12)%Cr martensitic heat resistant steels[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2020, 56(1): 53-65.
- [19] TANG Z X, JING H Y, XU L Y, et al. Crack growth behavior, fracture mechanism, and microstructural evolution of G115 steel under creep-fatigue loading conditions [J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2019, 161/162: 105037.
- [20] 荣剑英. 残余应力对 G115 钢 650 °C 蠕变-疲劳裂纹扩展速率的作用[D]. 天津:天津大学,2018.
- RONG J Y. Effect of residual stress on creep fatigue-crack growth rate of G115 steel at 650 °C [D]. Tianjin: Tianjin University, 2018.
- [21] XIAO B, XU L Y, ZHAO L, et al. Deformation-mechanism-based creep model and damage mechanism of G115 steel over a wide stress range[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 743: 280-293.
- [22] XU L Y, RONG J Y, ZHAO L, et al. Creep-fatigue crack growth behavior of G115 steel at 650 °C [J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 726: 179-186.
- [23] XIAO B, XU L Y, ZHAO L, et al. Creep properties, creep deformation behavior, and microstructural evolution of 9Cr-3W-3Co-1CuVnB martensite ferritic steel [J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 711: 434-447.
- [24] 白银,陈正宗,刘正东,等. 蒸汽温度对 G115 钢氧化行为的影响[J]. 钢铁研究学报,2020,32(1):52-59.
- BAI Y, CHEN Z Z, LIU Z D, et al. Effect of temperature on steam oxidation behavior of G115 steel[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2020, 32(1): 52-59.

- [25] 白银,刘正东,谢建新,等. 预氧化处理对 G115 钢高温蒸气氧化行为的影响[J]. 金属学报,2018,54(6):895-904.
BAI Y, LIU Z D, XIE J X, et al. Effect of pre-oxidation treatment on the behavior of high temperature oxidation in steam of G115 steel[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2018, 54(6):895-904.
- [26] HANSSON A N, MONTGOMERY M, SOMERS M A J. Oxidation of X20 in water vapour: The effect of temperature and oxygen partial pressure[J]. Oxidation of Metals, 2009, 71(3/4):201-218.
- [27] OTHMAN N K, ZHANG J Q, YOUNG D J. Temperature and water vapour effects on the cyclic oxidation behaviour of Fe-Cr alloys[J]. Corrosion Science, 2010, 52(9):2827-2836.
- [28] ABE F. Bainitic and martensitic creep-resistant steels[J]. Current Opinion in Solid State and Materials Science, 2004, 8(3/4):305-311.
- [29] SAWARAGI Y, HIRANO S. The development of a new 18-8 austenitic stainless steel (0.1C-18Cr-9Ni-3Cu-Nb, N) with high elevated temperatures strength for fossil power boilers [M]//Mechanical Behaviour of Materials VI. Amsterdam: Elsevier, 1992:589-594.
- [30] 王树申. 12Cr-W-Mo-Co 马氏体耐热钢组织结构和性能研究 [D]. 北京:北京科技大学, 2015.
WANG S S. Studies on the microstructures and properties of 12Cr-W-Mo-Co martensitic heat resistant steels [D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2015.
- [31] 杨丽霞. 超超临界耐热钢 G115 中 Cu 的跨尺度表征及其成分-组织结构-性能相关性研究 [D]. 北京:钢铁研究总院, 2018.
YANG L X. Multi-scale characterization of Cu and correlation study on composition-structure-properties of ultra supercritical heat resistant steel G115 [D]. Beijing: Central Iron & Steel Research Institute, 2018.
- [32] WRIGHT I G, DOOLEY R B. A review of the oxidation behaviour of structural alloys in steam [J]. International Materials Reviews, 2010, 55(3):129-167.
- [33] QUADAKKERS W J, ENNIS P J, ZUREK J, et al. Steam oxidation of ferritic steels - laboratory test kinetic data[J]. Materials at High Temperatures, 2005, 22(1/2):47-60.
- [34] KOFSTAD P. On the formation of porosity and microchannels in growing scales [J]. Oxidation of Metals, 1985, 24(5/6):265-276.
- [35] DIECKMANN R. Solution and transport of water in oxides [J]. Materials at High Temperatures, 2005, 22(1/2):93-103.
- [36] MARUYAMA T, FUKAGAI N, UEDA M, et al. Chemical potential distribution and void formation in magnetite scale formed in oxidation of iron at 823 K [J]. Materials Science Forum, 2004, 461/462/463/464:807-814.

关于举办“2022 年全国喷丸强化技术培训班”的通知 (第一轮通知)

为了提高我国装备制造业相关企业喷丸强化技术水平,应广大企业及相关单位的要求,在之前成功举办培训班的基础上,中国机械工程学会材料分会和失效分析分会将联合举办“2022 年全国喷丸强化技术培训班”,培训班将由上海材料研究所期刊展览事业部、上海市工程材料应用与评价重点实验室共同承办,培训内容仍以常用的机械喷丸强化为主,激光喷丸、超声喷丸等作简要介绍,培训班将特邀全国知名高校从事喷丸研究的教授,国内一流喷丸设备制造及丸料生产厂家的技术专家进行授课,还将组织学员到相关生产企业参观培训。培训班拟定于 2022 年 6 月 21 日至 6 月 24 日在上海材料研究所举行。现热忱邀请全国各领域的生产制造企业及从事相关研究的高校科研单位的技术人员报名参加,经培训并考试合格者,将颁发学会的培训证书。

培训内容

喷丸概述(产生发展与应用);喷丸基本原理;喷丸工艺制定及优化;喷丸工艺相关规范标准;喷丸后的残余应力及测试;喷丸与金属疲劳性能和应力腐蚀性能的关系;喷丸机的分类及其基本工作原理;丸料分类及质量评价;喷丸在汽车、航空等领域的应用。

培训师资

特邀国内喷丸强化技术领域的上海交通大学姜传海教授、上海理工大学詹科教授等相关专家学者进行授课。

报名方式

在线报名:扫描下方二维码或登录网址 <https://jinshuju.net/f/oIjyU8> 进行报名;登陆“材料与测试网”(网址: www.mat-test.com) 下载“2022 年全国喷丸强化技术培训班”报名表(见附件),将填好的报名表 E-mail(huiyi@mat-test.com)或传真(021-55541232)至中国机械工程学会材料分会秘书处。



相关费用

培训费用:2 500 元/人(含交流费、资料费、培训费、考试费)。食宿自理,交流培训期间提供免费午餐。(优惠政策:6 月 1 日前完成报名并付款,或同一单位参会 3 人及以上,会务交流费优惠到 2 200 元/人。)

联系方式

联系人:贾立群(电话 021-55541232)

陈 韵(电话 021-65527634)

E-mail: huiyi@mat-test.com

传真:021-55541232