

650 °C 时效 SP2215 奥氏体耐热钢管的微观组织 和力学性能

靳晓坤^{1,2}, 张世超², 杜晋峰¹, 梁军¹, 宋建新³, 张峰²

(1. 国家能源集团新能源技术研究院有限公司, 北京 102209)

(2. 北京航空航天大学, 北京 100191)

(3. 江苏武进不锈钢股份有限公司, 江苏 常州 213111)

摘要: 通过 OM、SEM、TEM 和显微硬度、室温冲击以及高温拉伸试验, 研究了 650 °C 时效不同时间后 SP2215 奥氏体耐热钢管的微观组织、力学性能及断裂机理。结果表明, 固溶态 SP2215 钢微观组织由奥氏体, 少量孪晶及未溶 NbN 和 Z 相组成; 650 °C 时效时 Cr₂₃C₆ 优先在奥氏体晶界析出, 且随时效时间延长逐渐增多、粗化并形成连续网状; 球形富 Cu 相在奥氏体晶内析出且尺寸稳定, 时效 2012 h 约为 15 nm; SP2215 钢晶内室温显微硬度在时效 50 h 时基本达到最大值, 之后趋于稳定, 这与稳定富 Cu 相的析出强化作用有关; SP2215 钢具有明显的高温时效脆化倾向, 时效 2012 h 室温冲击吸收功较固溶态降低约 78.5%, 室温冲击断裂随时效时间延长由韧性断裂向沿晶脆性断裂转变, 这是由 Cr₂₃C₆ 在奥氏体晶界析出并逐渐聚集、粗化导致的。SP2215 钢在 650 °C, 2.5 × 10⁻⁴ s⁻¹ 应变速率下拉伸时出现锯齿流变 (Portevin-Le Chatelier, PLC) 现象, 锯齿类型为 Type (A+B), 随时效时间延长 PLC 逐渐“减弱”, 但锯齿类型不变; 随时效时间延长 SP2215 钢高温拉伸屈服强度基本保持稳定, 抗拉强度和断面收缩率逐渐降低, 高温拉伸断裂由韧性断裂向准解理脆性断裂转变。

关键词: SP2215 奥氏体耐热钢; 时效; 微观组织; 力学性能

中图法分类号: TG142.25

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)02-0501-08

我国电力供应长期以燃煤火电为主, 为了降低煤耗和污染物的排放, 发展高参数超超临界火电机组成为燃煤火电机组的主导方向, 目前我国已有 300 多台 600 °C 等级的超超临界机组成功运行, 我国自主设计和建设的 623 °C 超超临界二次再热燃煤电站也于 2015 年成功投运, 近年来国内外均在着手开发更高蒸汽参数的超超临界机组^[1]。燃煤火电机组锅炉用耐热材料, 特别是锅炉末级过热器和高温再热器材料是制约蒸汽温度进一步提高的技术瓶颈^[1], 传统的 600~620 °C 机组锅炉过热器、再热器所用最高等级钢种为 HR3C 和 Super304H 奥氏体耐热钢^[2], 蒸汽温度提高后 HR3C(25Cr-20Ni) 将出现强度不足问题, Super304H (18Cr-8Ni) 则存在抗腐蚀和抗氧化能力差问题, 不能很好的满足更高参数机组设计和长期安全运行的要求^[2-3]。为此, 各国新开发了可用于更高蒸汽参数机组锅炉过热器、耐热器的材料, 如瑞典 Sandvik 公司开发的 Sanicro25 (24Cr-25Ni) 奥氏体不锈钢, 日本新

日铁开发的 NF709 (20Cr-25Ni) 奥氏体耐热钢, 以及我国北京科技大学研发的 SP2215 奥氏体耐热钢等^[3]。SP2215 钢的开发集合了 HR3C 和 Super304H 钢的优点, 是在 Fe-22Cr-15Ni 基体中加入 Cu、Nb、N 元素, 形成富 Cu 相+MX 相+NbCrN 相的复合强化作用, 使其同时具有较高的持久强度和良好的抗腐蚀/氧化性能^[3]。SP2215 钢 650 °C, 10⁵ h 的持久强度 (130 MPa) 高于 HR3C (109 MPa) 和 Super304H (122 MPa) 钢, 与 NF709 钢 (130 MPa) 基本相同, 低于 Sanicro25 钢 (165 MPa), 但其 Cr+Ni 含量却远低于 Sanicro25 和 NF709 钢, 因此 SP2215 钢还兼具一定的经济性, 有望在 630~650 °C 超超临界机组锅炉过热器和再热器中应用^[2-3]。

目前对 SP2215 钢的相关研究主要集中在焊接性能^[3-4]、高温持久性能^[2]、冷变形行为^[5]和微观组织^[2-3]等方面, 鉴于 SP2215 钢尚处于推广应用阶段^[5], 仍需对其在长时间高温环境下的组织和力

学性能演变进行研究。因此本实验以 SP2215 钢管为研究对象, 研究 650 °C 时效不同时间(0, 50, 114, 500, 1026, 2012 h)后 SP2215 钢的析出相等微观组织和晶内室温显微硬度、室温冲击及高温拉伸性能, 并对不同时效时间下 SP2215 钢室温冲击及高温拉伸断口进行分析, 这将为 SP2215 钢在 630~650 °C 超超临界机组锅炉中的应用提供一定的数据支撑, 具有重要的工程意义。

1 实验

来料为 $\Phi 51 \text{ mm} \times 9.5 \text{ mm}$ 钢管, 其化学成分如表 1 所示, 热处理状态为固溶态, 固溶温度 1190~1250 °C, 保温时间 30 min, 冷却方式水冷。金相样经研磨、抛光后采用三氯化铁盐酸水溶液(5 g Fe_3Cl_2 +15 mL HCl +80 mL H_2O)进行腐蚀, 采用蔡司 Axio Observer 光学显微镜(optical microscope, OM)和蔡司 AVO-18 型扫描电子显微镜(scanning electron microscope, SEM)进行微观组织观察, SEM 加速电压 20 kV。采用透射电子显微镜(transmission electron microscope, TEM)对析出相进行形貌观察, 选区电子衍射(selected area electron diffraction, SAED)及能谱分析, TEM 薄膜样品经机械研磨至 50 μm 以下后, 采用 MTP-1A 型电解双喷减薄仪进行减薄, 电解液为 8% 的高氯酸乙醇溶液。采用岛津 HMV-G 维氏硬度计进行晶内室温显微硬度测试, 执行 GB/T 4340.1-2009 标准, 为保证试验准确度每个状态测试 10 个点并取平均值。按照 GB/T 229-2020 标准, 采用 ZBC2302-B 型冲击试验机进行冲击试验, 试样尺寸为 5 mm×10 mm×55 mm, V 型缺口深度 2 mm, 取样位置和开口方向如图 1 所示, 为保证试验准确性, 每种制度测试 3 个试样并取平均值。在岛津 AG-X plus ODM 试验机上进行 650 °C 高温拉伸试验, 试验标准 GB/T 228.1-2010, 拉伸试样平行

段与管子轴向一致, 平行段尺寸为 $\Phi 5 \text{ mm} \times 30 \text{ mm}$, 位移加载速率为 0.45 mm/min, 采用 Epsilon 引伸计测定屈服强度。将室温冲击和高温拉伸断口在无水乙醇中用超声波清洗干净, 吹干后采用 SEM (JEOL, JSM 6010) 进行断口分析, 加速电压 20 kV。

2 结果与讨论

2.1 微观组织

图 2 为固溶态 SP2215 钢管微观组织, OM 像显示固溶态 SP2215 钢管微观组织由奥氏体和部分李晶组成, 奥氏体晶界无明显连续析出相, 如图 2a 所示, 截线法统计得到奥氏体晶粒尺寸在 31~59 μm ; SEM 背散射电子(backscattered electron, BSE)像同样显示固溶态 SP2215 奥氏体晶界无明显连续析出相, 但在晶界和晶内分散着衬度较高且形状和尺寸不一的未溶一次析出相, 如图 2b 所示; TEM 分析结果表明这些未溶一次析出相为 Z 相 (NbCrN) 和 NbN 相, Z 相为棒状, 长轴约 1.2 μm , 短轴约 0.7 μm , 而 NbN 相为椭球形, 长轴约 0.7 μm , 短轴约 0.4 μm , 如图 2c 中 TEM 像所示, Z 相和 NbN 相的衍射斑分别如图 2d 和图 2e 所示。Z 相和 NbN 均为富 Nb 相, Nb 的原子序数高于 Fe 的原子序数, 因此 BSE 像中 2 种析出相衬度均高于基体衬度(明亮)。

经 650 °C 不同时间时效后 SP2215 钢管的 SEM 照片如图 3 所示, 由图 3a、3b 可见时效 50~114 h 时奥氏体晶界上出现薄膜状析出相, 晶界清晰可见, 时效 500~1026 h 时晶界上析出相明显增多、粗化, 并逐渐形成连续网状, 奥氏体晶界也随之发生宽化, 如图 3c、3d 所示, 随着时效时间进一步延长至 2012 h, 晶界析出相进一步增多粗化, 奥氏体晶界进一步宽化, 如图 3e 所示。王等^[6]在 22Cr-25Ni 奥氏体耐热钢中也发现类似现象。

表 1 SP2215 钢管的主要化学成分

Table 1 Chemical composition of SP2215 tube (ω/%)

C	Si	Mn	Cr	Ni	Nb	Cu	Ti	Mo	Co	W	N	Fe
0.07	0.38	0.64	22.6	15.7	0.53	3.5	0.006	0.12	0.06	0.008	0.34	Bal.

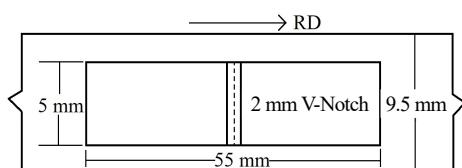


图 1 冲击试样取样位置示意图

Fig.1 Schematic diagram of sampling position of impact sample

选取时效 2012 h 试样进行 TEM 分析, 结果表明奥氏体晶界上的连续网状析出相为 Cr_{23}C_6 , 其 TEM 像如图 4a 所示, 选区电子衍射花样如图 4b 所示。同时时效 2012 h 试样在晶内析出高密度球形析出相, 尺寸约为 15 nm, EDS 分析结果表明这些高密度球形析出相为富 Cu 相, 如图 4c 所示。富 Cu 相的高分辨 TEM 像如图 4d 所示, 由于纯 Cu 与奥氏体 Fe 基体具有相同的面心立方结构

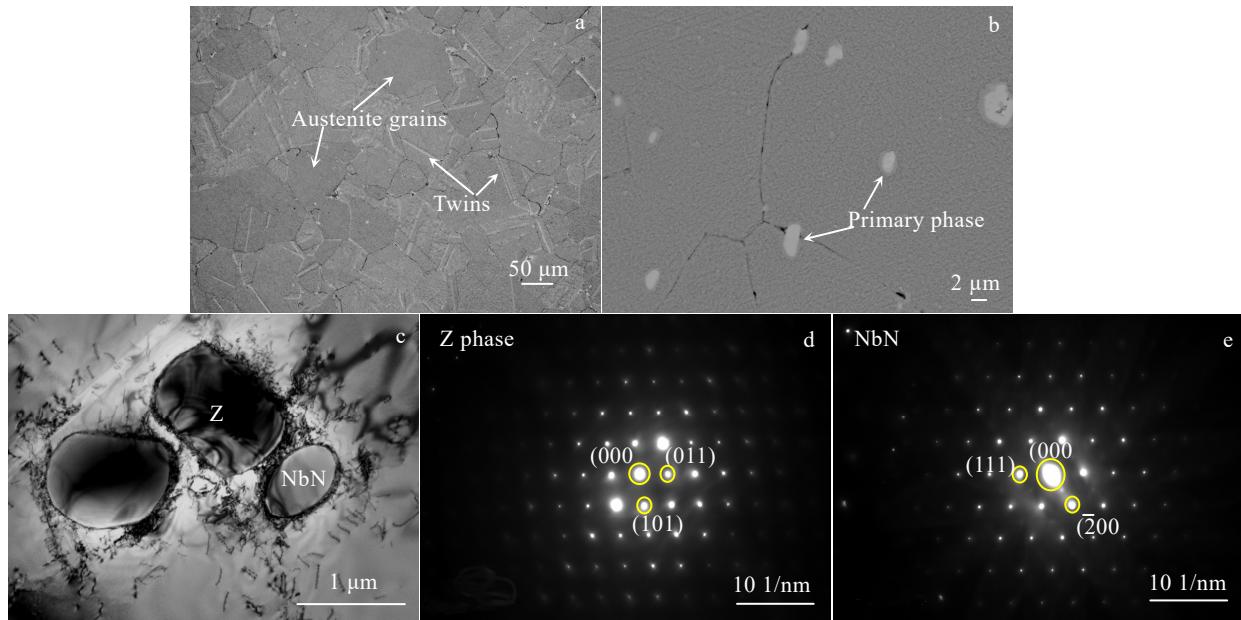


图2 固溶态SP2215钢管微观组织

Fig.2 Microstructures of solid solution treated SP2215 tube: (a) OM image, (b) SEM-BSE image, (c) TEM image of Z phase and NbN, (d) SAED pattern of Z phase, and (e) SAED pattern of NbN

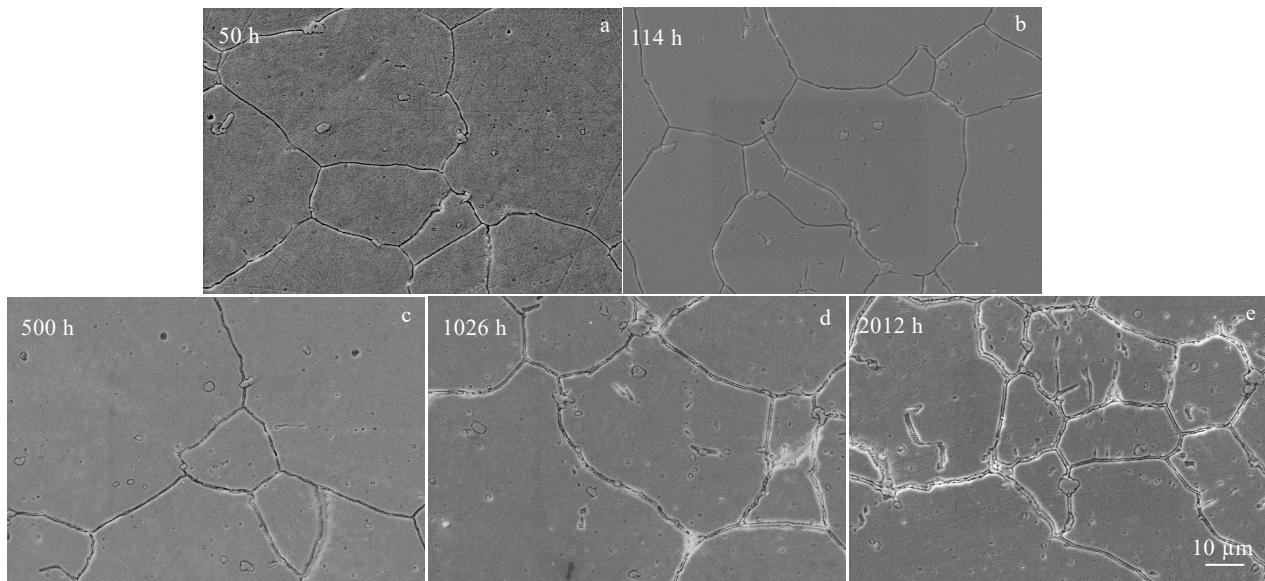


图3 650 °C时效不同时间后SP2215钢管的SEM照片

Fig.3 SEM images of SP2215 tube after aging at 650 °C for different time: (a) 50 h, (b) 114 h, (c) 500 h, (d) 1026 h, and (e) 2012 h

和非常接近的晶格常数 ($a_{\text{Cu}}=0.36153 \text{ nm}$, $a_{\gamma(\text{Fe})}=0.35698 \text{ nm}$)^[7], 因此很难从衍射斑区分富 Cu 相和奥氏体 Fe 基体, 如图 4d 所示, 这与 Chi 等的研究结果一致^[7]。

2.2 晶内室温显微硬度

图 5 为 SP2215 钢晶内室温显微硬度随时效时间

的变化曲线, 由图 5 可知, 时效初期 (0~50 h), 奥氏体晶内室温显微硬度便迅速升高, 由固溶态的 1813 MPa 上升到时效 50 h 时的 2028.6 MPa; 随时效时间进一步延长, 晶内室温显微硬度仅略有升高, 并保持在约 2077.6 MPa (时效 2012 h), 显然这与析出相的时效强化有关。迟等^[8]在研究 Super304H 奥氏体耐热钢 650 °C 不同时

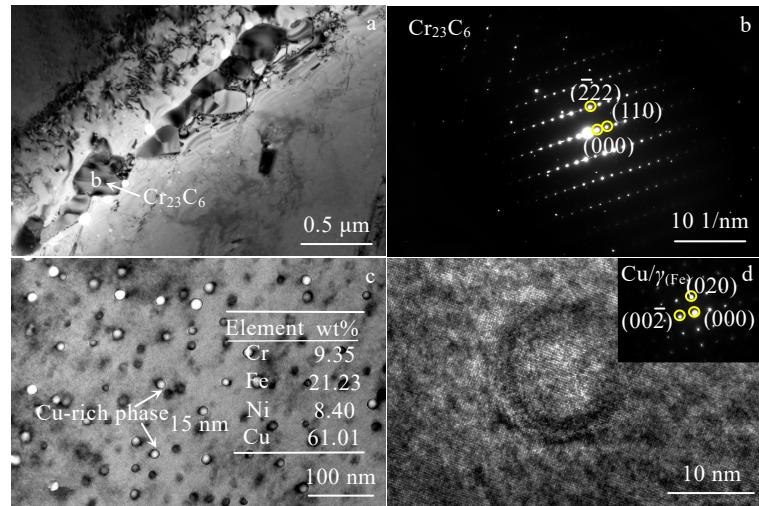


图 4 时效 2012 h 试样微观组织 TEM 分析

Fig.4 TEM analysis of samples aged for 2012 h: (a) TEM image of Cr_{23}C_6 at grain boundary, (b) SAED pattern of Cr_{23}C_6 , (c) TEM image of Cu-rich phase, and (d) HR-TEM image of Cu-rich phase

时效时间的析出与强化行为时发现:富 Cu 相的析出速率很快,时效 5 h 富 Cu 相就明显析出,时效初期 Super304H 钢晶内室温显微硬度和屈服强度迅速升高,并在时效 1000 h 达到稳定,同时发现 650 °C 长时(0~10000 h)时效过程中富 Cu 相尺寸稳定,且其体积分数迅速增加到较高值,而 MX 相(未溶一次相+时效析出相)的体积分数则较低并且随时效时间延长基本保持不变(仅略有增加),因此迟等认为 Super304H 钢的这种析出强化行为是富 Cu 相的析出导致的。本研究 SP2215 钢与 Super304H 钢成分接近,且由图 4c 的 TEM 像可知 SP2215 钢时效 2012 h 试样中并未发现大量 MX 相,却存在高密度且尺寸细小稳定(15 nm)的富 Cu 相,推断这些富 Cu 相在 650 °C 时效 50 h 时就已大量析出,导致 SP2215 钢在时效初期硬度迅速升高,并且在时效 2012 h 时仍能保持良好的析出强化效果,如图 5 所示,这与 Super304H 钢的析出和强化行为相似。

2.3 室温冲击性能

图 6 为 SP2215 钢不同时效时间(0、50、500、2012 h)试样的室温冲击吸收功随时效时间的变化曲线。

由图 6 可知,在 650 °C 时效初期(0~50 h)SP2215 钢的室温冲击吸收功便迅速下降,由固溶态的 65.9 J 下降到时效 50 h 时的 41.7 J,下降约 36.7%,并且随时效时间的延长室温冲击吸收功持续降低,时效 2012 h 时下降到 14.2 J,下降约 78.5%,这表明 SP2215 钢在高温时效过程中具有较明显的时效脆性倾向,这与其它同类型钢种相似,如 HR3C^[9] 和 22Cr-25Ni^[6] 奥氏体耐热钢同样具有明显的时效脆性。

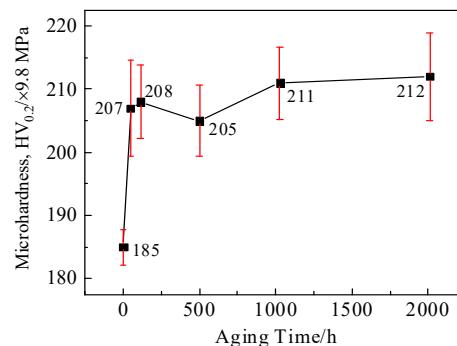


图 5 SP2215 钢晶内室温显微硬度随时效时间的变化曲线

Fig.5 Curve of room temperature microhardness in grains vs aging time for SP2215 steel

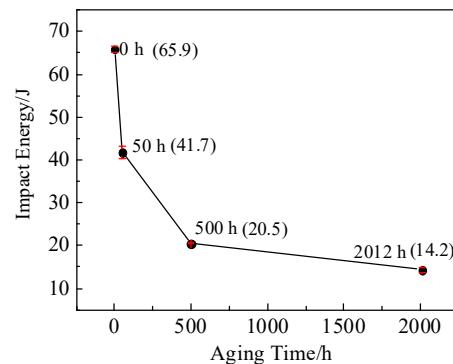


图 6 SP2215 钢室温冲击功随时效时间的变化曲线

Fig.6 Curve of room temperature impact energy vs aging time for SP2215 steel

图7为图6中SP2215钢不同时效时间试样的室温冲击断口形貌,由图7a可知,固溶态SP2215钢室温冲击断口主要由撕裂棱、韧窝和微孔组成,表明固溶态SP2215室温冲击时以韧性方式断裂;时效50 h时室温冲击断口开始出现部分沿晶断裂面和沿晶二次裂纹,如图7b所示,表明SP2215钢时效50 h后室温冲击断裂方式由韧性断裂向脆性断裂转变;而时效500 h和2012 h时SP2215钢的室温冲击断口则主要由沿晶断面和沿晶二次裂纹组成,分别如图7c和图7d所示,表明SP2215钢在650 °C时效500 h或更长时间后其室温冲击断裂方式完全转变为沿晶脆性断裂。由图3和图4可知SP2215钢在650 °C时效过程中 Cr_{23}C_6 优先在奥氏体晶界析出,在时效500 h明显粗化,并且随时效时间延长进一步粗化,而富Cu相主要在晶内析出,并且尺寸细小稳定,因此可见SP2215钢室温冲击韧性随时效时间延长不断降低,断裂方式随时效时间延长由韧性断裂向沿晶脆性断裂转变的原因主要与 Cr_{23}C_6 沿奥氏体晶界的析出和随时效时间延长不断粗化有关。国内外学者在其它同类型奥氏体耐热钢中也得到了相同结论,如王兆民等^[6]人认为晶界上较硬的 M_{23}C_6 使22Cr-25Ni钢在冲击载荷下易产生沿晶脆性断裂;Zieliński等^[9]发现晶界上连续网状析出的 M_{23}C_6 是HR3C钢韧性降低的决定性因素。

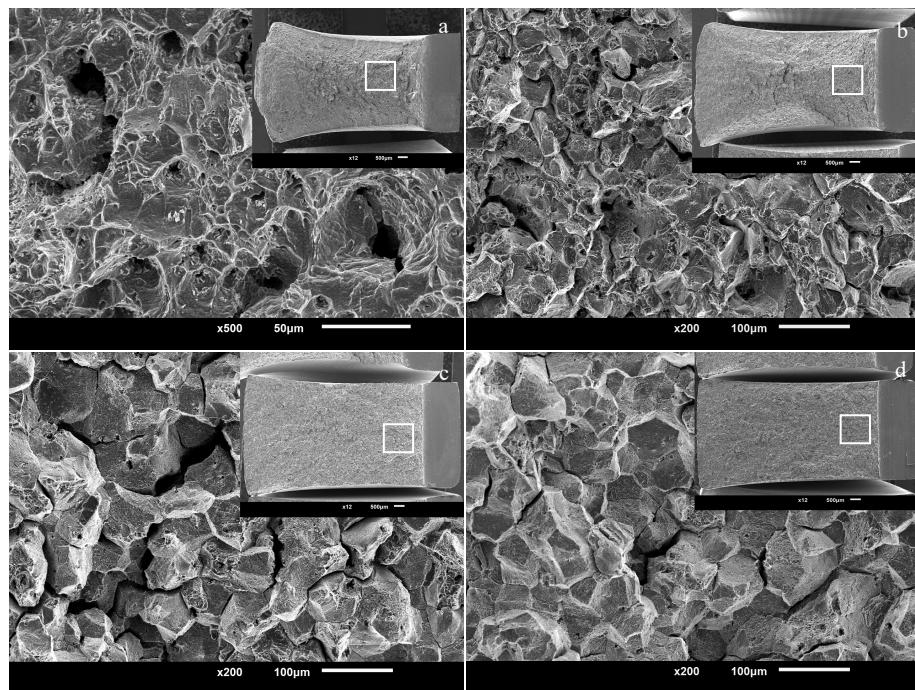


图7 SP2215钢650 °C时效不同时间后室温冲击断口形貌

Fig.7 Room temperature impact fracture morphologies of SP2215 steel aged at 650 °C for different time: (a) 0 h, (b) 50 h, (c) 500 h, and (d) 2012 h

2.4 高温拉伸性能

图8a为SP2215钢不同时效时间试样650 °C高温拉伸真应力-真应变曲线,图8b为图8a的局部放大图,由图8b可知,时效0~2012 h试样真应力-真应变曲线均发生了锯齿流变(Portevin-Le Chatelier, PLC)现象,并且这种锯齿流变现象随时效时间的延长而“减弱”,但锯齿类型并未发生变化。按照Prasad等^[10]对锯齿形状的分类,可以确定SP2215钢不同时效时间试样的真应力-真应变曲线上的锯齿类型均为Type (A+B)型,A型锯齿的特征是应力突然跃升然后很快降低到平均应力水平,B型锯齿的特征则是在平均应力附近快速连续震荡^[11],B型锯齿很少单独发生,常伴随A型锯齿一起发生^[12]。关于PLC现象的微观机制被广泛接受的是扩散溶质原子与可动位错之间的动态交互作用,故PLC也被称为动态应变时效(dynamic strain aging, DSA)^[13]。由2.1节和2.2节对微观组织及晶内室温显微硬度随时效时间的变化分析可知,SP2215钢650 °C时效过程中的主要析出相为 Cr_{23}C_6 和富Cu相,因此时效过程中涉及到的溶质原子变化主要为Cr、C和Cu。Cu原子在时效50 h后大量析出形成富Cu相,导致基体中固溶的Cu原子大幅减少,假设SP2215钢的DSA是由固溶Cu原子与位错的交互作用导致的,那么时效50 h后,因固溶Cu原子量的大幅减少必会导致锯齿流变现象明显“减弱”,而由图8b可知时效

50~500 h 试样锯齿流变现象较固溶态试样的锯齿流变现象并未明显“减弱”，因此，SP2215 钢在 650 °C， 2.5×10^{-4} s⁻¹ 应变速率下的 DSA 并不是由固溶 Cu 原子造成的，此外，奥氏体钢中的间隙 C 原子主要对 400 °C 以下发生的 DSA 起主要作用^[12,14]，因此，综上所述可以推断 Cr 置换原子向位错核芯扩散并对位错产生钉扎作用是 SP2215 钢在 650 °C， 2.5×10^{-4} s⁻¹ 应变速率下产生 DSA 的主要原因。由图 3 和图 4 可知，Cr₂₃Cr₆ 主要在奥氏体晶界析出，并随时效时间延长逐渐增多，且在时效 500~1026 h 时明显增多，导致时效 500~1026 h 试样中固溶的 Cr 原子量明显减少，因此导致时效 500~1026 h 试样真应力-真应变曲线的锯齿流变现象明显“减弱”，如图 8b 所示。Calmunger^[15]、Choudhary^[16]、韩^[12]、孟^[11]等也先后报道了 Sanicro 25、316L、AL6XN 等奥氏体不锈钢的 PLC 现象，并通过计算锯齿形成的激活能推断这些奥氏体不锈钢高温下的 DSA 是由 Cr 等置换原子与位错的交互作用引起的。

图 8c 为 SP2215 钢不同时效时间试样屈服强度和抗拉强度随时效时间的变化曲线，由图 8c 可知，不同时效时间试样的屈服强度随时效时间的延长基本保持稳定，约为 210 MPa，而抗拉强度则随时效时间的延长持续降低，由固溶态的 495 MPa 降低到时效 2012 h 时的 450 MPa，降低约 9%。陈文哲等^[17]在研究 18Cr-8Ni 奥氏体不锈钢 DSA

对静拉伸强度的影响时发现本应是材料极限强度随温度升高而连续下降的过程，却在发生 DSA 的温度区间内出现“流变应力平台”，作者发现 DSA 的发生使得位错不断增殖，形成高密度的、复杂而稳定的位错网络结构，进而产生了均匀强化作用，即 DSA 提高了材料强度，DSA 的这种强化作用在镍基合金中也有所报道^[18]。同时，由于位错的增殖和发展，DSA 也能够提高材料的塑韧性，使得 18Cr-8Ni 奥氏体不锈钢在 DSA 区间仍具有较高的断面收缩率。SP2215 钢的抗拉强度随时效时间延长逐渐降低可能同样与 DSA 有关，由图 8b 可知，SP2215 钢 DSA 随时效时间的延长逐渐“减弱”，根据陈等的报道，DSA 的强化程度随时效时间延长而下降，因此导致抗拉强度随时效时间延长而下降。同时 SP2215 钢 650 °C 高温拉伸的断面收缩率随时效时间的延长显著持续降低，由固溶态的 35% 降低到时效 2012 h 时的 23%，降低约 34%，如图 8d 所示，高温拉伸断裂方式也由固溶态时的韧性断裂（韧窝+撕裂棱）向时效 2012 h 时的脆性断裂（准解理）转变，如图 9a、9b 所示，表明 SP2215 钢 650 °C 下的高温塑、韧性同样随时效时间的延长而降低，这可能同样与随时效时间延长 DSA 逐渐减弱，导致 DSA 对塑韧性的提高作用随时效时间减弱有关，同时 Cr₂₃C₆ 析出相随时效时间延长逐渐增多也是 SP2215 钢断面收缩率随时效时间延长而降低的一个重要原因。

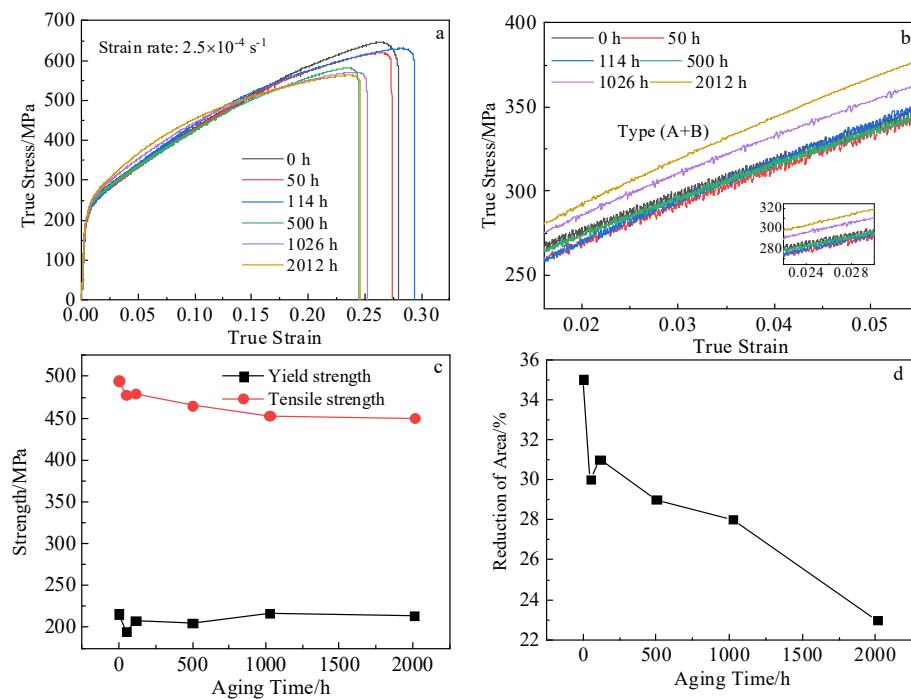


图 8 不同时效时间试样 650 °C 高温拉伸真应力-真应变曲线及局部放大图；高温屈服强度和抗拉强度及断面收缩率随时效时间的变化

Fig.8 High temperature tensile true stress-strain curves of samples aged for different time (a) and its local amplification (b); change in high temperature yield strength and tensile strength with aging time (c) and change in reduction of area with aging time (d)

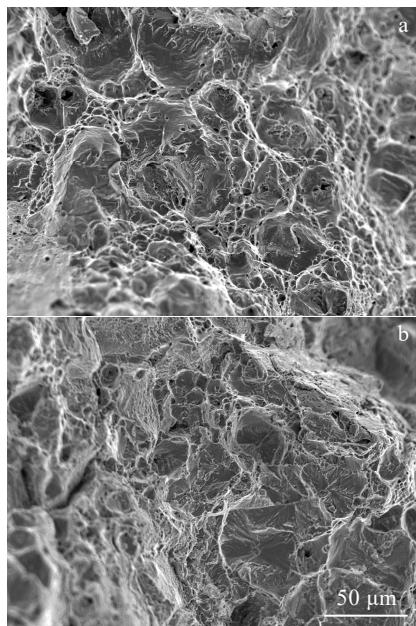


图9 SP2215钢管典型高温拉伸断口形貌

Fig.9 Typical high temperature tensile fracture morphologies of SP2215 tube: (a) solid-solution treated and (b) aged for 2012 h

3 结 论

1) 固溶态SP2215钢微观组织由奥氏体, 少量孪晶和未溶NbN及Z相组成; 650 °C时效时Cr₂₃C₆优先在奥氏体晶界析出, 并在时效500 h后明显增多、粗化形成连续网状; 球形富Cu相在奥氏体晶内析出且尺寸稳定, 时效2012 h约为15 nm。

2) SP2215钢晶内室温显微硬度在时效50 h时就迅速升高, 并在50~2012 h之间基本保持稳定, 这与稳定富Cu相的析出强化作用有关; SP2215钢具有明显的高温时效脆化倾向, 室温冲击吸收功随时效时间延长逐渐降低, 时效2012 h降低约78.5%, 室温冲击断裂机制随时效时间延长由韧性断裂向沿晶脆性断裂转变, 这是由Cr₂₃C₆随时效时间延长在奥氏体晶界析出并逐渐聚集、粗化导致的。

3) SP2215钢在650 °C, 2.5×10⁻⁴ s⁻¹应变速率下拉伸时出现PLC, 真应力-真应变曲线上锯齿类型为Type (A+B), 随时效时间延长锯齿类型不变, PLC在时效500 h后明显“减弱”; 随时效时间延长SP2215钢高温拉伸屈服强度基本保持稳定(约为210 MPa), 抗拉强度逐渐降低, 由固溶态的495 MPa降低到时效2012 h时的450 MPa, 降低约9%, 断面收缩率逐渐降低, 由固溶态的35%降低到时效2012 h的23%, 降低

约34%。高温拉伸断裂机制由韧性断裂向准解理脆性断裂转变。

参 考 文 献 References

- [1] Liu Zhengdong(刘正东), Chen Zhengzong(陈正宗), He Xikou(何西扣) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2020, 56(4): 539
- [2] Gao Hong(高虹), Chen Zemin(陈泽民), He Zhousuqin(何周苏秦) et al. *Modern Metallurgy*(现代冶金)[J], 2020, 48(4): 4
- [3] Xie Xishan(谢锡善), Ai Zhaoqun(艾卓群), Chi Chengyu(迟成宇) et al. *Steel Pipe*(钢管)[J], 2018, 47(1): 23
- [4] Jin Xiaokun(靳晓坤), Zhang Shichao(张世超), Diao Wangzhan(刁旺战) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(9): 3250
- [5] Song Li(宋利). *Materials for Mechanical Engineering*(机械工程材料)[J], 2022, 46(7): 64
- [6] Wang Zhaomin(王兆民), Wang Shuo(王硕), Shen Lei(申雷) et al. *Heat Treatment of Metal*(金属热处理)[J], 2020, 45(3): 46
- [7] Chi Chengyu, Yu Hongyao, Dong Jianxin et al. *Progress in Natural Science: Materials International*[J], 2012, 22(3): 175
- [8] Chi Chengyu(迟成宇), Dong Jianxin(董建新), Liu Wenqing(刘文庆) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2010, 46(9): 1141
- [9] Zieliński A, Golański G, Sroka M. *Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 796: 139944
- [10] Prasad K, Varma V K. *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 486(1-2): 158
- [11] Meng Lijun(孟丽君), Pang Ganwen(庞淦文), Xing Hui(邢辉) et al. *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2010, 31(4): 50
- [12] Han Pengcheng(韩鹏程), Tian Rong(田荣), Shen Yinzhen(沈寅忠) et al. *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2012, 41(16): 1
- [13] Pu Enxiang(浦恩祥). *Research on the Hot Processing and Intermediate and Low Temperature Mechanical Behavior of C-276 Alloy Used in the Nuclear Power Systems*(核电用C-276合金的热加工及中低温力学行为研究)[D]. Beijing: Tsinghua University, 2018
- [14] Lin Jian(林健). *Fujian Agricultural Machinery*(福建农机)[J], 1994(S1): 49
- [15] Calmunger M, Chai G, Eriksson R et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2017, 48(10): 4525
- [16] Choudhary B K. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2014, 45: 302

[17] Chen Wenzhe(陈文哲), Qian Kuangwu(钱匡武). *Metal Science & Technology*(金属科学与工艺)[J], 1989, 8(3-4): 1

[18] Jin Dan(金丹), Long Haoyue(龙浩跃), Han Gaofeng(韩高枫) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(8): 3013

Microstructure and Mechanical Properties of SP2215 Austenitic Heat-Resistant Steel Tube After Aging at 650 °C

Jin Xiaokun^{1,2}, Zhang Shichao², Du Jinfeng¹, Liang Jun¹, Song Jianxin³, Zhang Zheng²

(1. CHN Energy New Energy Technology Research Institute Co., Ltd, Beijing 102209, China)

(2. Beihang University, Beijing 100191, China)

(3. Jiangsu Wujin Stainless Steel Pipe Group Co., Ltd, Changzhou 213111, China)

Abstract: The microstructure, mechanical properties and fracture mechanism of SP2215 austenitic heat-resistant steel tube after aging at 650 °C for different time were studied by OM, SEM, TEM, and tests of microhardness, room temperature impact and high temperature tension. The results show that the microstructure of solid solution treated SP2215 steel is composed of austenite, a small amount of twins and undissolved NbN and Z phases. Cr₂₃C₆ preferentially precipitates at austenite grain boundaries during aging at 650 °C, and gradually increases in amount, coarsens and forms a continuous network with the extension of aging time. The spherical Cu-rich phase is precipitated in the austenite grains; when the aging time reaching 2012 h, its size is about 15 nm. The room temperature microhardness in grains of SP2215 steel reaches the maximum value after aging for 50 h, and then tends to be stable, which is related to the precipitation strengthening effect of stable Cu-rich phase. SP2215 steel has an obvious tendency of high temperature aging embrittlement. The room temperature impact absorption energy of sample aged for 2012 h is about 78.5% lower than that of solid solution treated sample. The impact fracture mechanism at room temperature changes from ductile fracture to intergranular brittle fracture with the increase in aging time, which is caused by the precipitation, aggregation and coarsening of Cr₂₃C₆ at austenite grain boundary. Portevin-Le Chatelier (PLC) appears when SP2215 steel was stretched with the strain rate of 2.5×10^{-4} s⁻¹ at 650 °C, and the serrated type is Type (A + B). With the increase in aging time, the PLC gradually “weakens”, but the serrated type remains unchanged. With increasing the aging time, the high temperature tensile yield strength of SP2215 steel remains basically stable, the tensile strength and reduction of area gradually decrease, and the high temperature tensile fracture mechanism changes from ductile fracture to quasi-cleavage brittle fracture.

Key words: SP2215 austenitic heat-resistant steel; aging; microstructure; mechanical properties

Corresponding author: Jin Xiaokun, Ph. D., CHN Energy New Energy Technology Research Institute Co., Ltd, Beijing 102209, P. R. China, Tel: 0086-10-56978610, E-mail: 20061182@ceic.com