

同行专家业内评价意见书编号：20250856132

附件1

浙江工程师学院（浙江大学工程师学院） 同行专家业内评价意见书

姓名：程书豪

学号：22160206

申报工程师职称专业类别（领域）：材料与化工

浙江工程师学院（浙江大学工程师学院）制

2025年05月30日

填表说明

一、本报告中相关的技术或数据如涉及知识产权保护、军工项目保密等内容，请作脱密处理。

二、请用宋体小四字号撰写本报告，可另行附页或增加页数，A4纸双面打印。

三、表中所涉及的签名都必须用蓝、黑色墨水笔，亲笔签名或签字章，不可以打印代替。

四、同行专家业内评价意见书编号由工程师学院填写，编号规则为：年份4位+申报工程师职称专业类别(领域)4位+流水号3位，共11位。

一、个人申报

（一）基本情况【围绕《浙江工程师学院（浙江大学工程师学院）工程类专业学位研究生工程师职称评审参考指标》，结合该专业类别(领域)工程师职称评审相关标准，举例说明】

1. 对本专业基础理论知识和专业技术知识掌握情况(不少于200字)

研究生阶段主要修读了材料科学基础、材料力学、材料分析测试技术、材料制备技术、金属学原理与先进合金材料等材料学与金属学相关的课程，掌握了较为扎实的专业基础知识，能够把握材料的结构、工艺、性能等核心要素进行科学研究，将专业知识应用于实践，解决实际的工程问题。在专业实践的过程中也充分学习了合金材料制备研发的工艺流程，重点学习了分析方法，并能熟练运用于实际问题中，以完成工程的构思、设计实现和应用的全流程。同时在研究生阶段进行了多专业领域知识课程的学习，具有一定的多学科交叉能力。

2. 工程实践的经历(不少于200字)

研究生阶段作为材料工程师在浙江省科创新材料研究院进行工程实践实习，参与镍基高温合金的研发工作。在实践过程中掌握学习合金熔炼、变形加工、热处理、力学性能测试、微观组织表征等材料制备研发的工艺及流程，熟练掌握了真空感应熔炼炉、磨抛机、扫描电子显微镜、origin等设备以及数据分析软件的使用，运用所学专业知识尽力解决工程问题，承担了变形高温合金组织与性能分析工作，为该合金后续的改进提供了一定数据支持。作为团队成员参与协助了其他项目，培养了团队合作能力。

3. 在实际工作中综合运用所学知识解决复杂工程问题的案例（不少于1000字）

一、问题背景

至今为止，人们发电所用的燃料仍然主要是煤炭，我国煤炭发电占比远超世界各国平均值。但火力发电也面临很多挑战，主要在于如何提高燃煤效率降低煤耗、减少发电过程中CO₂、SO_x、NO_x等有害气体的排放。先进超超临界（Advanced ultra-supercritical, A-USC）发电机组可有效适配电力行业对规模化清洁燃煤发电系统的核心需求，目前世界各国主要聚焦于700

℃超超临界燃煤发电技术。其核心技术瓶颈集中体现在高温合金材料的研发突破上，而传统的铁素体耐热钢（以T91、T92为代表）和奥氏体耐热钢（以Super 304H、HR3C、TP347HFG等为代表）耐温能力已无法满足700

℃机组对材料的要求，因此镍基高温合金材料成了目前研究的主要方向。

高温高压的蒸汽服役环境要求镍基高温合金具有良好的长期组织稳定性、高强度和优异的蠕变性能，然而在镍基高温合金实际服役中，容易出现以下问题：

- 1、组织退化：长期服役中相粗化、晶界碳化物粗化，导致服役寿命衰减。
- 2、服役过程中，材料拉伸和蠕变性能等显著衰退，引发材料断裂。

因此针对上述问题，对一种新型镍基高温合金材料HT700T在初始、短时、长时服役状态下进行了系统的组织和性能分析。

二、知识综合与实验设计

基于相关文献调研，主要有以下综合知识运用：

（1）断裂力学：分析拉伸、冲击以及蠕变断裂过程中合金裂纹的萌生-拓展途径，系统解析断裂机制。

（2）位错理论：Orowan机制和位错剪切机制，分析解释拉伸和蠕变变形机制。

基于合金服役温度在700℃附近，确定拉伸和冲击温度为室温、650、700、750

℃，选取蠕变温度以及应力参数：750℃/250 MPa、750℃/200 MPa以及725℃/225 MPa开展相关实验。

三、实验结果

合金的长期组织稳定性良好，拟服役温度下服役500、11000h后，均未析出有害相，奥氏体晶粒与晶界/晶内碳化物基本保持稳定， γ' 相仍保持球状形貌均匀分布在基体中，服役11000h合金中 γ' 相大量析出提高了合金的显微硬度。

不同服役时间的实验合金从室温到650

℃高温的冲击韧性下降显著，主要断裂方式从穿晶断裂向混合断裂转变，高温条件下冲击功变化不大。服役11000

h后试样中晶界M₂₃C₆长大导致晶界薄弱引起室温和高温冲击韧性均大幅降低。

初始态和服役500

h的实验合金各拉伸性能相似，随着服役时间的增加，实验合金屈服强度有所提高；高温抗拉强度保持稳定或略有提高；在服役11000

h后合金仍具有较高的强度，伸长率始终保持在20%左右，晶界碳化物M₂₃C₆的粗化影响了合金的拉伸断裂方式。

在750℃/250 MPa、750℃/200 MPa以及725℃/225 MPa的蠕变条件中，725℃/225 MPa下合金蠕变寿命最高，约400

h。合金中主要断裂机制是沿晶断裂。合金组织晶界上均出现PFZ以及粗化的 γ' 相。PFZ的形成机理是不连续粗化反应，不连续粗化反应导致了 γ' 相的粗化。PFZ的出现对合金蠕变性能有不利影响。在750℃/250

MPa的蠕变条件下，初始态试样和服役500h的合金试样中成对位错切过 γ' 以及位错的攀移为主要蠕变变形机制，其他条件下合金中Orowan绕过和位错攀移是主要蠕变变形机制。

四、总结与期望

本案例通过多学科知识融合，对一种新型超超临界电站用变形高温合金HT700T在不同服役时间下的组织和力学性能进行了系统分析，为该合金的后续优化提供了一定的数据支持。主要创新点如下：

(1)考虑先进超超临界机组的服役温度区间，对初始态、短时服役态和长时服役态的实验合金开展了系统而详细的实验研究。

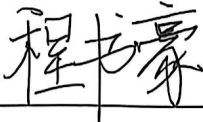
(2)通过对变形高温合金在不同温度/应力作用下微观组织结构及演化规律的深入分析，建立了合金“微观组织结构-变形机制-断裂机制-力学性能”的关系。

(二)取得的业绩(代表作)【限填3项,须提交证明原件(包括发表的论文、出版的著作、专利证书、获奖证书、科技项目立项文件或合同、企业证明等)供核实,并提供复印件一份】

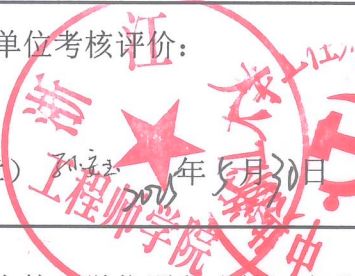
1. 公开成果代表作【论文发表、专利成果、软件著作权、标准规范与行业工法制定、著作编写、科技成果获奖、学位论文等】

成果名称	成果类别 [含论文、授权专利（含发明专利申请）、软件著作权、标准、工法、著作、获奖、学位论文等]	发表时间/ 授权或申请时间等	刊物名称/ 专利授权或申请号等	本人排名/ 总人数	备注
论文	权威期刊	2025年03月24日	材料热处理学报	1/7	EI期刊收录

2. 其他代表作【主持或参与的课题研究项目、科技成果应用转化推广、企业技术难题解决方案、自主研发设计的产品或样机、技术报告、设计图纸、软课题研究报告、可行性研究报告、规划设计方案、施工或调试报告、工程实验、技术培训教材、推动行业发展中发挥的作用及取得的经济社会效益等】

(三) 在校期间课程、专业实践训练及学位论文相关情况	
课程成绩情况	按课程学分核算的平均成绩： 85 分
专业实践训练时间及考核情况(具有三年及以上工作经历的不作要求)	累计时间： 1.5 年（要求1年及以上） 考核成绩： 86 分
本人承诺	
个人声明：本人上述所填资料均为真实有效，如有虚假，愿承担一切责任，特此声明！ 申报人签名：	

二、日常表现考核评价及申报材料审核公示结果

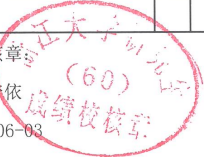
日常表现考核评价	非定向生由德育导师考核评价、定向生由所在工作单位考核评价： ☒优秀 ☐良好 ☐合格 ☐不合格 德育导师/定向生所在工作单位分管领导签字（公章）  2005年5月30日
申报材料审核公示	根据评审条件，工程师学院已对申报人员进行材料审核（学位课程成绩、专业实践训练时间及考核、学位论文、代表作等情况），并将符合要求的申报材料在学院网站公示不少于5个工作日，具体公示结果如下： ☐通过 ☐不通过（具体原因： 工程师学院教学管理办公室审核签字（公章）： 年 月 日

浙江大学研究生院
攻读硕士学位研究生成绩表

学号：22160206	姓名：程书豪	性别：男	学院：工程师学院	专业：材料与化工	学制：2.5年						
毕业时最低应获：24.0学分		已获得：28.0学分			入学年月：2021-09	毕业年月：					
学位证书号：				毕业证书号：		授予学位：					
学习时间	课程名称	备注	学分	成绩	课程性质	学习时间	课程名称	备注	学分	成绩	课程性质
2020-2021学年春季学期	研究生英语		2.0	免修	公共学位课	2021-2022学年春季学期	金属材料制造与评价实践		1.0	87	专业选修课
2021-2022学年秋季学期	数值计算方法		2.0	77	专业选修课	2021-2022学年春季学期	数学建模		2.0	80	专业选修课
2021-2022学年秋季学期	先进合金材料及工程研究		2.0	87	专业学位课	2021-2022学年春季学期	自然辩证法概论		1.0	77	公共学位课
2021-2022学年秋季学期	金属学原理与加工工艺学		2.0	85	专业学位课	2021-2022学年春季学期	人际沟通技巧与礼仪		2.0	90	公共选修课
2021-2022学年秋季学期	环境材料		2.0	82	专业选修课	2021-2022学年夏季学期	研究生英语基础技能		1.0	免修	公共学位课
2021-2022学年冬季学期	复合材料工程		2.0	84	专业选修课	2021-2022学年春夏学期	工程伦理		2.0	99	公共学位课
2021-2022学年秋冬学期	研究生论文写作指导		1.0	94	专业学位课	2021-2022学年夏季学期	材料现代研究方法与应用		2.0	90	专业学位课
2021-2022学年秋冬学期	中国特色社会主义理论与实践研究		2.0	88	公共学位课		硕士生读书报告		2.0	通过	

说明：1. 研究生课程按三种方法计分：百分制，两级制（通过、不通过），五级制（优、良、中、及格、不及格）。

2. 备注中“*”表示重修课程。

学院成绩校核章：

成绩校核人：张梦依

打印日期：2025-06-03

材料热处理学报录用通知

☆ 〰 〇 卅 〇 卅 〇 卅
2025-03-20 11:21:58

发件人: [回] "cncd@vip.163.com" <cncd@vip.163.com>

收件人: "chengshuhao" <chengshuhao@bjtu.edu.cn>

"yaojiaowang" <yaojiaowang@njtu.edu.cn>

"2329198910" <2329198910@qq.com>

"wct17630946517" <wct17630946517@163.com>

"lijwang" <lijwang@njtech.edu.cn> - [附件: 3个附件]

您好:

您的稿件拟录用, 预计安排在2025年的9、10或11月刊登, 刊登前两个月会发邮件通知交版面费, 若需要加急刊登请提前两个月发邮件告知我刊 (需要交加急费, 目前最早能加急到2025年5月刊登, 若需要加急到5月刊登, 请在3月24日前发邮件告知我刊)。

材料热处理学报编辑部

cncd@vip.163.com

<https://cncdxb.cbpt.cnki.net>

电话: 010-62914115, 82415080. 传真: 010-62914115

地址: 北京市海淀区学清路18号701房间 邮编: 100083

Address: No.18, Xueqing Road, Beijing 100083, China Tel: 86-10-62914115 Fax: 86-10-62914115

2025-03-20 11:10:39

Editorial Office of TRANSACTIONS OF MATERIALS AND HEAT TREATMENT

张峰

一种镍基高温合金在长期服役过程中的组织与性能演化规律

程书豪^{1,2}, 赵新宝¹, 谷月峰¹, 严靖博³, 袁勇³, 岳全召¹, 张泽¹

(1.浙江大学材料科学与工程学院高温合金研究所, 浙江 杭州, 310027; 2.浙江大学工程师学院, 浙江 杭州, 310027; 3.西安热工研究院有限公司, 陕西 西安, 710032)

摘要: 高性能的镍基变形高温合金是先进超超临界电站末级过/再热器的重要制备材料, 在长期的服役过程中组织和性能会发生老化和衰减, 本文对不同服役时间的 HT700T 过热器管的显微组织和力学性能进行了测试和分析。研究结果表明: 随服役时间的延长, HT700T 合金的晶粒略微长大, 晶界碳化物 $M_{23}C_6$ 发生粗化, 服役 11000 h 后晶内析出均匀分布的球形 γ' 相, γ' 相的沉淀强化增加了显微硬度; HT700T 合金试样在初始态和服役 500 h 后的室温和高温屈服强度变化较小, 抗拉强度随服役时间的延长有所降低; γ' 相的析出强化显著增强了服役 11000 h 后的试样屈服强度, 伸长率较低主要是晶界碳化物 $M_{23}C_6$ 的粗化导致。不同服役时间的实验合金室温和高温冲击吸收能量下降显著, 在长时服役后晶界碳化物 $M_{23}C_6$ 发生粗化造成晶界强度减弱, 导致服役 11000 h 后的合金试样冲击吸收能量均较低。

关键词: HT700T 合金; 700 °C 先进超超临界电站; 组织演变; 拉伸性能; 冲击韧性

中图分类号: TG132.3 文献标志码: A 文章编号:

Evolution of microstructure and mechanical properties of a Ni-based superalloy during long-term service

CHENG Shu-hao^{1,2}, ZHAO Xin-bao¹, GU Yue-feng¹, YAN Jing-Bo³, YUAN Yong³, YUE Quan-zhao¹, ZHANG Ze¹

(1. Institute of Superalloys Science and Technology, School of Materials Science and Engineering, Zhejiang University, Zhejiang 310027, China; 2. Polytechnic Institute, Zhejiang University, Zhejiang 310027, China; 3. Xi'an Thermal Power Research Institute Co Ltd, Xi'an 710032, China)

Abstract: High-performance Ni-based wrought superalloy are important materials for the super-heater/reheater tubes of advanced ultra-supercritical power plants where the microstructure and properties are subject to ageing and degradation during long-term service. The microstructure and mechanical properties of HT700T superheater tubes with different service durations were tested and analyzed in this paper. The results show that : with the extension of service durations, the grain size of HT700T alloy grows slightly and the grain boundary carbides $M_{23}C_6$ coarsen. After 11000 h of service, spherical γ' phase with uniform distribution is precipitated, and the precipitation strengthening of γ' phase increases the microhardness. The yield strength of HT700T alloy samples at room temperature and high temperature changes little in the initial state and 500 h after service, and the tensile strength decreases with the extension of service durations. The precipitation intensification of γ' phase significantly enhances the yield strength of the sample after 11000 h service, which is mainly caused by coarsening of grain boundary carbides $M_{23}C_6$ with low elongation. The impact energy absorption of the test alloys at room temperature

收稿日期:2024-09-01; 修订日期: 2024-11-20

基金项目:华能集团科技项目(HNKJ20-H41)

作者简介:程书豪(1999—), 男, 硕士研究生, 主要从事镍基高温合金组织和性能研究, 电话: 18079871662, E-mail: chengshuhao@zju.edu.cn。

通信作者: 赵新宝(1982—), 男, 研究员, 博士, 主要从事高温合金等金属材料研究, 发表论文 100 余篇, E-mail:superalloys@zju.edu.cn。

and high temperature decreases significantly at different service durations. The grain boundary carbides $M_{23}C_6$ coarsen after a long service duration led to weak grain boundaries, resulting in lower impact energy of the alloy samples after 11000 h service.

Key words: HT700T alloy; 700 °C advanced ultra supercritical power plants; microstructure evolution; tensile property; impact toughness

先进超超临界（A-USC）燃煤发电技术由于可有效提高发电效率并且降低 CO_2 、 SO_x 和 NO_x 等有害气体的排放，是火力发电的趋势^[1-3]。超超临界电站锅炉中末级过热器、再热器管服役环境最为苛刻，对合金管材的高温强度、组织稳定性、持久蠕变性能等提出了更高的要求^[4]。目前，600 °C 级超超临界机组末级锅炉管主要使用奥氏体耐热钢（以 Super304H、HR3C、TP347HFG 等为代表），其已无法满足 700 °C 机组对材料的要求。镍基和镍铁基高温合金具有良好的强度和抗氧化、耐蚀性能，是高参数超超临界电站重要的候选材料，目前国外主要代表合金材料有：Inconel 740H^[5-6]、Haynes 282^[7-8]、Inconel 617B^[9-10]、Nimonic 263^[11] 及 Haynes 230^[12] 等，国内主要代表合金材料为：GH2984G、HT700T 和 GH750^[13] 等。

该类变形高温合金经过长时间的热暴露或高温服役通常会导致其显微组织发生退化，特别是强化相 γ' 相和碳化物的粗化，进而会导致合金的各项强度下降^[14]。Wang 等^[15] 研究了 GH2984 在 700~800 °C 下热暴露 30000 h 时的显微组织和拉伸性能，其主要变化是 γ' 粗化和 $M_{23}C_6$ 碳化物的长大；在 700 °C 热暴露后 γ' 的粗化规律符合 Lifshitz-Slyozov-Wagner (LSW) 理论，但在更高温度热暴露时 γ' 相出现异常粗化，导致其粗化偏离 LSW 理论预测；在 700 °C 热暴露时，其屈服强度随热暴露时间的增加先增大后减少，但在 750 °C 热暴露时，其屈服强度不断降低。赵双群等^[16-17] 研究了 GH750 合金在 700、760 和 800 °C 高温长期时效至 10000 h 过程中显微组织和力学性能的变化， γ' 的生长速率随时效温度的升高变快，且在 800 °C 时效时 γ' 颗粒的形状随时效时间的增长由球形逐渐变为立方状。Sroka 等^[18] 研究了 Inconel 740H 合金在 700 和 750 °C 时效 10000 h 后的组织演变，随着时效时间和温度的增加，合金中 γ' 相由球形逐渐转为立方状， $M_{23}C_6$ 碳化物逐渐由粒状、短棒状向长棒状演变，并主要沿平行于晶界的方向长大^[19]。高温合金高温微观结构的稳定性和性能的演化对于其在高温下长期安全使用至关重要。

为满足高参数超超临界机组需求，华能西安热工研究院有限公司研发了高性能的 HT700T 合金，该合金是一种以 γ' 相 ($Ni_3(Al, Ti, Ta)$) 为主要强化相的新型镍基变形高温合金^[20]。研究表明该合金在 750 °C 时效 500、935 和 3000 h 后， γ' 相呈球形并发生粗化，体积分数减小；晶界 $M_{23}C_6$ 碳化物的含量增加并且发生粗化^[21]。在 800 °C 下时效 10033 h 后， γ' 的平均尺寸从 28.3 nm 增加到 274.1 nm，其粗化规律同样符合 LSW 模型，且粗化速率低于 Haynes 282 和 Inconel 740H，但 γ' 体积分数和组织形态几乎没有发生变化。

上述研究主要针对合金在高温无应力条件下的结构演化，电站锅炉运行工况下合金同时承受高温和应力作用，真实复杂环境中长时实验数据的积累对于 700 °C 机组的选材显得尤为重要。本文主要选取了 HT700T 在初始态、短时服役态以及长期服役态的合金试样，进行组织结构演化的表征分析、性能的衰退分析，从而为该合金在高参数超超临界机组的安全运维提供技术支持。

1 实验方法

本实验研究的 HT700T 锅炉管的化学成分如表 1 所示，与文献^[22]报道的一致。为保障合金管在电站锅炉中的焊接可靠性，合金试样管仅进行了固溶处理，工艺为在 1150 °C 下固溶处理 30 min 后进行水冷，定义为初始态（运行 0 h）。该锅炉管在相关 700 °C 平台服役运

行 500 和 11000 h 后进行取样，与初始固溶态试样进行对比分析，实验管材和取样位置如图 1 所示。

表 1 HT700T 的化学成分（质量分数，%）

Table 1 Chemical composition of Inconel HT700T (mass fraction, %)														
Cr	Co	Mo	W	Ti	Al	Nb	Fe	C	B	Mn	Si	Cu	Zr	Ni
19-25	≤3	≤2	≤2	1-2.5	0.5-2.5	≤2	20-30	≤0.05	≤0.01	≤1	≤0.5	≤0.5	≤0.03	Bal.

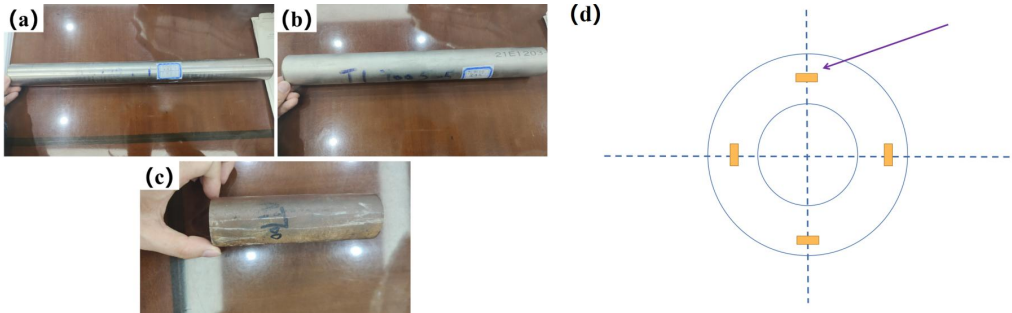


图 1 实验管材(a) 0 h; (b) 500 h; (c) 11000 h; (d) 取样位置

Fig.1 Experimental pipe (a) 0 h; (b) 500 h; (c) 11000 h; (d) sampling location

鉴于管材壁厚限制，性能测试样品均沿管材纵向选取加工，拉伸性能测试采用微型平板样品，拉伸试样标距和总长分别为 12.5 和 37.7 mm。使用 MTS 实验机进行拉伸实验，实验温度分别为室温（room temperature，后简称 RT）、650、700 和 750 °C，应变速率为 0.001 s⁻¹。冲击试样尺寸为 40 mm×5 mm×5 mm，为带 1.5 mm 凹口的夏比 V 型缺口样品，实验温度分别为室温、650、700 和 750 °C。拉伸和冲击性能测试 3 个平行样品后取平均值。

通过机械抛光制备样品，采用电解腐蚀和腐蚀剂进行腐蚀处理，腐蚀剂配比：1 g 氯化铜+10 mL 盐酸+10~15 mL 超纯水，电解液为磷酸。在光学显微镜(OM)和 FEI Quanta 650 型场发射扫描电镜（SEM）中观察显微组织，并使用 Energy dispersive spectrometer（EDS）进行能谱分析。维氏硬度压痕实验在维氏硬度计上进行，加载载荷为 300 g，试样加载时间为 15 s，保载时间为 10 s，每个样品测量 20 个以上数据后取平均值。

2 实验结果与分析

2.1 显微组织分析

HT700T 合金在初始态、服役 500 h 和 11000 h 时的显微组织如图 2 所示。3 种不同状态实验合金的晶粒平均尺寸分别约为 77、83 和 92 μm，随服役时间延长至 11000 h，合金的晶粒尺寸略有长大；合金中均存在一定数量的孪晶。

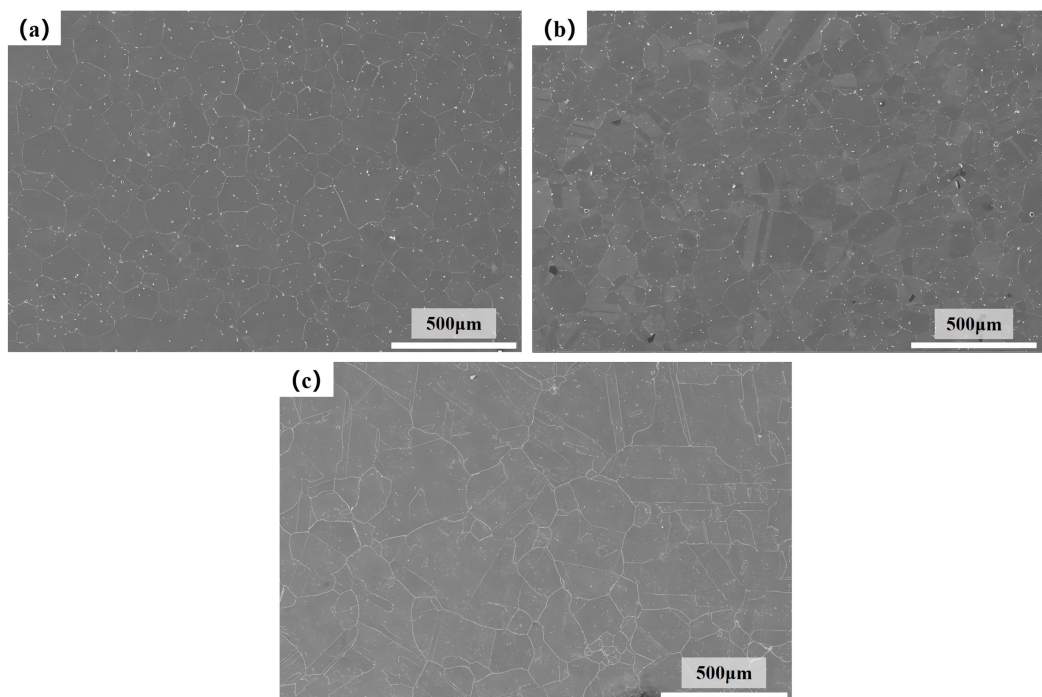


图 2 不同服役时间的 HT700T 合金的晶粒组织 (a) 0 h; (b) 500 h; (c) 11000 h

Fig.2 Grain structure of HT700T alloys with different service durations (a) 0 h; (b) 500 h; (c) 11000 h

图 3 为不同合金试样晶界及晶内微观组织形貌。从图 3 中可以看出沿晶界分布 $M_{23}C_6$ 碳化物以及离散分布的 MC 碳化物，没有发现其他有害相（如拓扑密排 TCP 相等）析出。初始态的实验合金中 $M_{23}C_6$ 碳化物在晶界呈现非连续分布，随服役时间的增加， $M_{23}C_6$ 碳化物有所长大但仍保持短棒状。对于服役 11000 h 的实验合金，晶界 $M_{23}C_6$ 碳化物依旧呈现断续状分布，但其宽度略有增长，发生粗化现象。MC 碳化物随服役时间的增加始终呈块状，在晶粒内部和晶界处随机分布，且 MC 碳化物大小未有明显变化并始终未分解，具有良好的热稳定性。

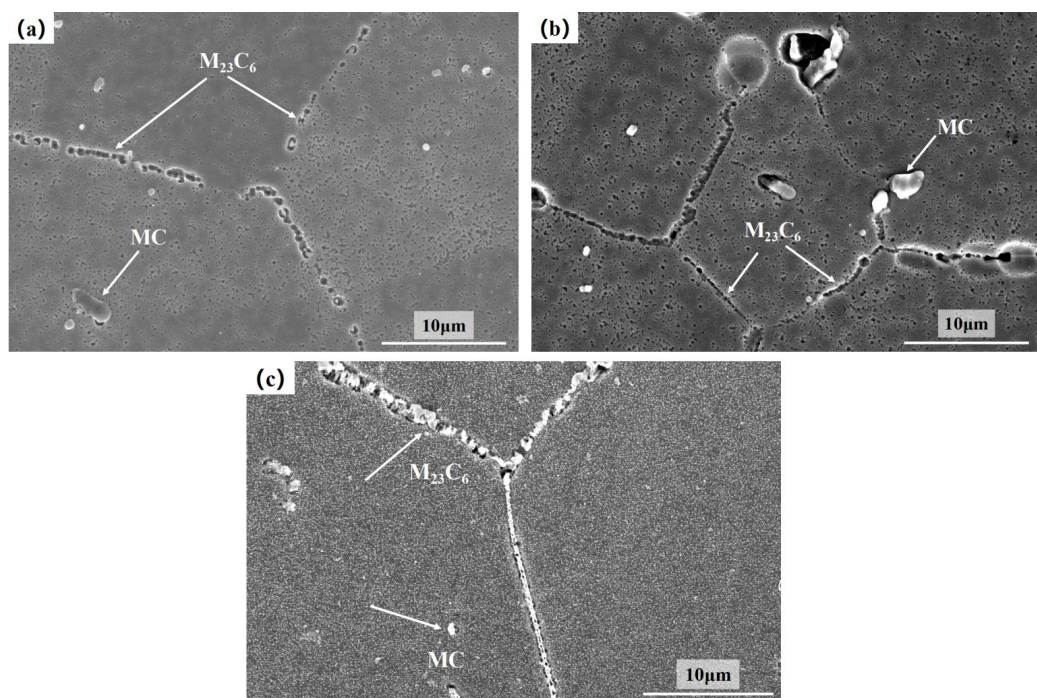


图 3 不同服役时间的 HT700T 合金碳化物形貌 (a)0 h; (b)500 h; (c)11000 h

Fig.3 Morphology of carbides of HT700T alloys with different service durations (a) 0 h; (b) 500 h; (c) 11000 h

由于初始态试样仅采用固溶处理工艺，因此显微组织中未观察到大尺寸 γ' 相；服役 500 h 的实验合金，由于电站锅炉的服役温度为 650~700 °C， γ' 相并未显著长大。图 4 展示了实验合金服役 11000 h 后 γ' 相的分布情况以及尺寸大小，可以看出基体内部均匀分布着呈球状的 γ' 相，颗粒大小在 40~120 nm 之间，平均尺寸约为 92 nm。一般来说，当 γ'/γ 错配度绝对值小于 0.2% 时， γ' 颗粒主要呈现球形；而当 γ'/γ 错配度绝对值处于 0.2%~0.5% 之间时， γ' 颗粒处于球状向立方状的转变中；当 γ'/γ 错配度绝对值在 0.5%~1.0% 之间时， γ' 颗粒主要呈现立方形^[15,23-24]。Zhang 等^[24]发现，若合金中 γ' 颗粒尺寸和晶格错配度相对较小，例如在 800 和 850 °C 热暴露时的错配度分别为 -0.225% 和 -0.222%，此时 γ' 的形态为球状。实验合金服役 11000 h 后， γ' 相颗粒呈现较为均匀的球形，表明 γ' 相颗粒与 γ 基体错配度较小，热稳定性较好， γ' 相颗粒可以起到有效阻碍位错、增强合金力学性能的作用^[25]。

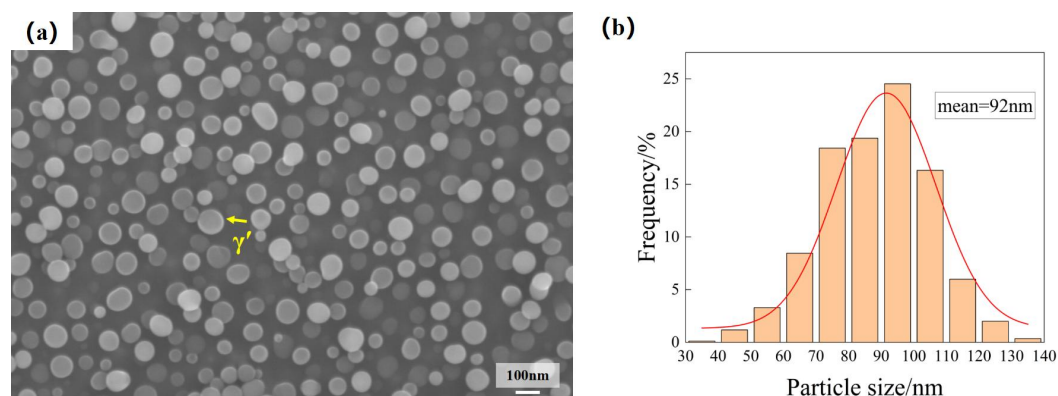


图 4 HT700T 合金服役 11000 h 后形貌 (a) γ' 分布; (b) γ' 尺寸大小

Fig.4 Morphology of HT700T alloys with 11000 h service (a) γ' distribution; (b) γ' size

2.2 力学性能

2.2.1 拉伸性能

不同服役时间下实验试样的室温、650、700 和 750 °C 拉伸实验结果如图 5 所示。初始态合金的屈服强度随温度的升高呈现小幅增加的趋势，而抗拉强度从室温升至 650 °C 时发生明显下降，之后随温度升高继续小幅下降。初始态合金的伸长率在室温时达到 61%，升至 650 °C 时发生明显下降，而在 700 °C 至 750 °C 间基本保持在 21%，没有出现中温低塑性。实验试样服役 500 h 后，在室温、650、700 和 750 °C 下的屈服强度均略有提高，但抗拉强度均略有降低。实验试样服役 11000 h 后，在室温、650、700 和 750 °C 下的屈服强度均有提高，特别是在 650 °C 时的屈服强度达到最大，远超过初始态和服役 500 h 样品；在 700 和 750 °C 时，抗拉强度基本没有衰减。与初始态合金的伸长率相比，实验合金服役 11000 h 后各个温度点的伸长率也在 18% 以上，长期服役后合金保持了良好的拉伸塑性。

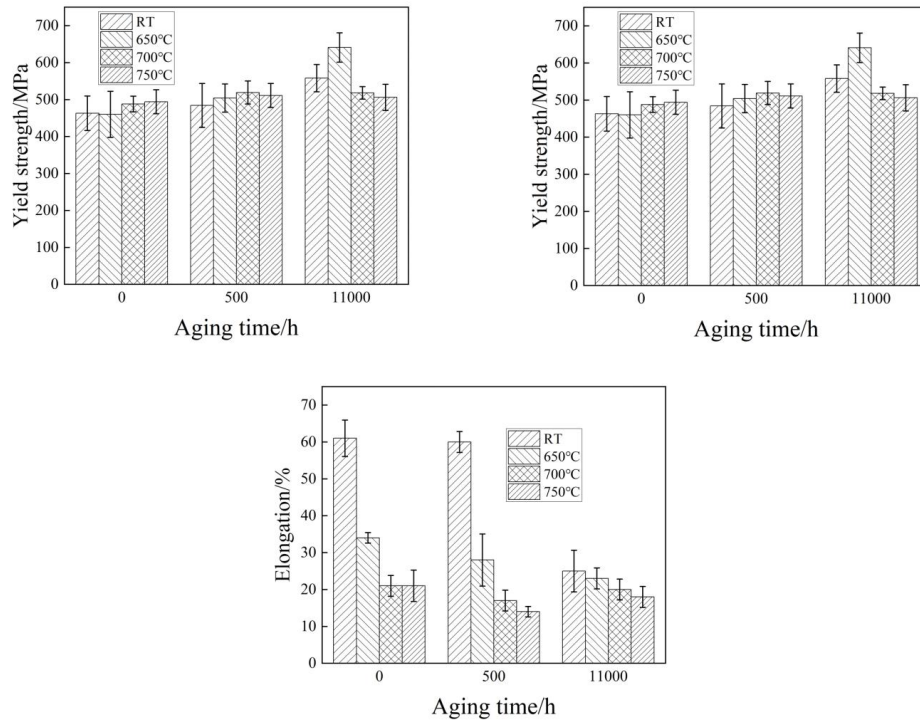


图 5 不同服役时间和温度下 HT700T 合金的拉伸性能 (a)屈服强度; (b)抗拉强度; (c)伸长率

Fig.5 Tensile properties of HT700T alloys with different service durations and temperatures (a) yield strength; (b) ultimate tensile strength; (c) elongation

屈服强度一般与合金的晶粒尺寸（细晶强化）、固溶强化及析出强化有关，而 HT700T 合金的主要强化机制为 γ' 相的析出强化，其颗粒尺寸、体积分数等将直接影响合金材料的力学性能。为保障锅炉管合金的焊接可靠性，实验所用 HT700T 合金管的初始态合金采用固溶处理工艺，合金中未析出大尺寸 γ' 相，因此合金的屈服强度相对较低，但强度仍可满足工程化使用需求。在服役 500 h 后，合金中的 γ' 相仍未充分长大，因此合金的屈服强度与初始状态接近。由图 3 结果可知，实验合金服役 11000 h 后，MC 碳化物并未发生明显变化，实验合金中 γ' 平均尺寸达到 92 nm，显微组织的主要变化是 γ' 的析出和晶界碳化物 $M_{23}C_6$ 的粗化。根据沉淀强化理论，存在一个临界 γ' 尺寸，变形过程中 γ' 相与位错之间主要存在剪切或者 Orowan 绕过两种基本的交互作用，可以充分发挥 γ' 的沉淀强化。已有文献报道 HT700T 合金中 γ' 的临界尺寸为 20~30 nm 左右^[21]，本研究在合金服役 11000 h 后 γ' 相尺寸已经超过临界尺寸，这将导致 γ' 强化相与基体间的错配度增加及共格强化效果降低，从而使强化效果减弱。Wang 等^[15]的研究表明 GH2984 合金在 700 °C 热暴露 10000 h 后 γ' 尺寸达到临界值，其屈服强度随 γ' 的粗化先增大后减小。

在伸长率方面，初始态合金和服役 500 h 的实验合金的室温伸长率远高于服役 11000 h 的实验合金，这主要是因为服役 11000 h 的实验合金中 γ' 的析出和晶界碳化物 $M_{23}C_6$ 的粗化。图 6 展示了不同服役时间下 HT700T 合金的室温和高温拉伸断口形貌。实验试样在初始态状态下，室温拉伸断口表面较为平整，可以观察到大量微孔以及浅而小的韧窝，为典型的韧窝断裂，表明试样拥有良好的塑性，与此时 60% 以上的伸长率数据相符。在室温时，初始态合金和服役 500 h 的实验合金中，晶界碳化物 $M_{23}C_6$ 起到了扎钉晶界的作用，从而使合金晶界强度大于晶内强度，从而穿晶断裂为主要断裂方式，因此合金伸长率较高。在 650 °C 高温下，可以观察到断口表面变得有些凹凸不平，有明显的沿晶断裂裂纹，同时韧窝变少，此时断裂方式变为沿晶断裂与穿晶断裂相结合的混合断裂，塑性开始严重下降。

随温度继续升高，断口表面凹凸加剧，韧窝继续减少，塑性进一步下降，此时沿晶断裂为主要断裂方式。

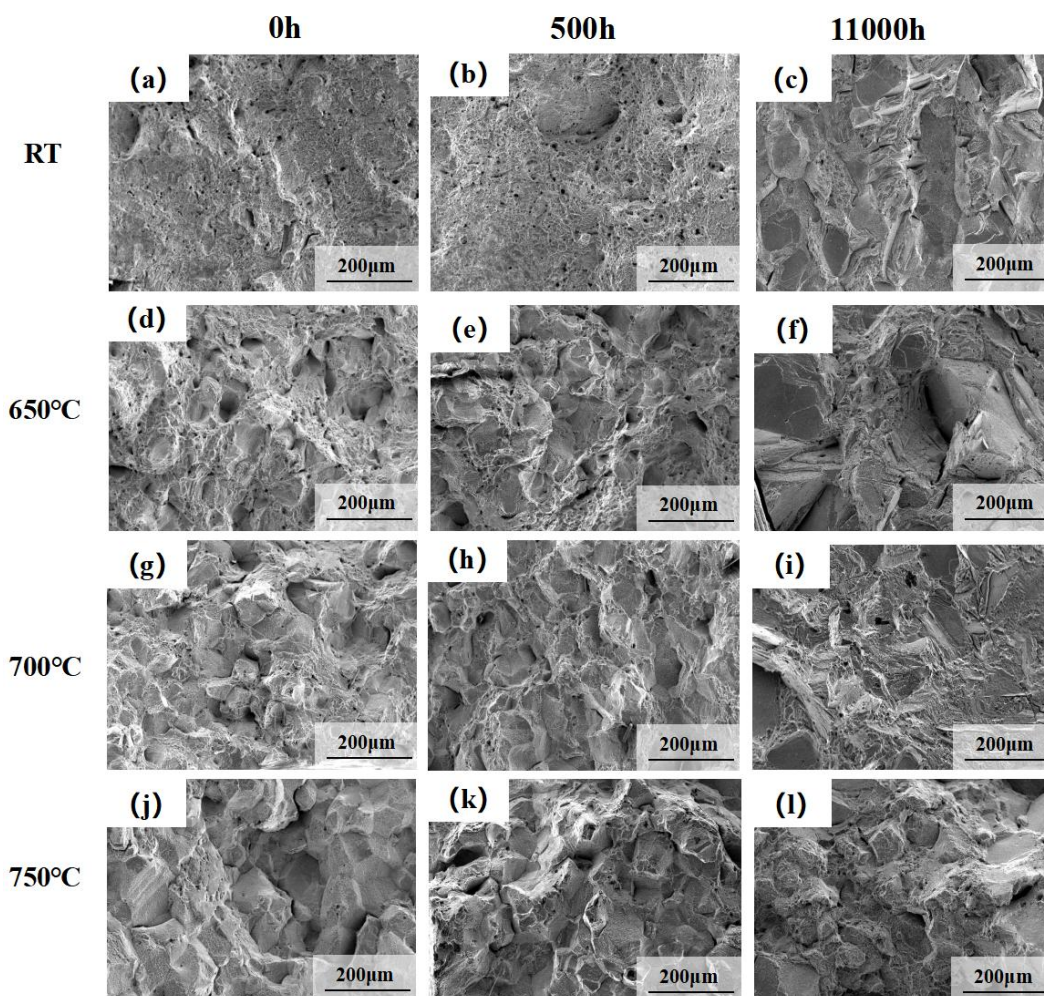


图 6 不同服役时间下 HT700T 合金的室温和高温拉伸断口形貌 (a) 0 h-RT; (b) 500 h-RT; (c) 11000 h-RT; (d) 0 h-650 °C; (e) 500 h-650 °C; (f) 11000 h-650 °C; (g) 0 h-700 °C; (h) 500 h-700 °C; (i) 11000 h-700 °C; (j) 0 h-750 °C; (k) 500 h-750 °C; (l) 11000 h-750 °C

Fig.6 Tensile fracture morphology of HT700T alloys at RT and high temperature under different service durations (a) 0 h-RT; (b) 500 h-RT; (c) 11000 h-RT ; (d) 0 h-650 °C ; (e) 500 h-650 °C ; (f) 11000 h-650 °C; (g) 0 h-700 °C ; (h) 500 h-700 °C ; (i) 11000 h-700 °C ; (j) 0 h-750 °C ; (k) 500 h-750 °C ; (l) 11000 h-750 °C

实验合金服役 500 h 后，断口形貌整体上呈现与初始态合金相同的变化趋势，断口韧窝数量对比初始态样品相对更少，塑性相对初始态样品有所下降。实验合金服役 11000 h 后，室温拉伸断口有少量微孔与韧窝，断裂方式为沿晶断裂和穿晶断裂相结合的混合断裂。随温度升高至 650 °C，断口表面的韧窝数量更少，此时断裂方式依旧为混合断裂，但沿晶断裂特征依旧更加明显。服役 11000 h 的实验合金的高温断裂，虽然断裂形式同样是混合断裂，但小而浅的韧窝数量进一步增加，此时沿晶断裂和穿晶断裂特征均十分明显，合金的塑性有所回升。 γ' 析出引起的沉淀强化和晶界碳化物 $M_{23}C_6$ 引起的晶界强化同时起作用，但此时沉淀强化占主要强化作用，因此合金晶内强度大于晶界强度，实验样品中沿晶断裂占主导，因而室温伸长率较低。Wang 等^[15]的研究表明 GH2984 伸长率增加的原因是由于 γ' 发生粗化导致晶内强度降低，晶界和晶内强度相匹配。伸长率的增加对应着断裂机制从沿晶断裂向穿晶断裂的变化，而合金的断裂机制与晶粒内部和晶界强度大小密切相关

关。

2.2.2 显微硬度

图 7 为合金在不同服役时间的硬度曲线，从图中可以看出，实验合金从初始态到服役 500 h 后，硬度从 232 HV0.3 增加至 239 HV0.3，略有上升。服役 11000 h 后，合金硬度在 309 HV0.3 左右，相对于初始态和服役 500 h 样品有较大提高，增加 30% 左右。

对于沉淀强化型高温合金， γ' 析出相的尺寸、体积分数和分布特征对于合金硬度有较为明显的影响。由于初始态样品仅采用固溶处理工艺导致组织内未析出 γ' 相以及服役 500 h 的实验合金中 γ' 相颗粒尺寸太小，均导致两种状态下 γ' 相对位错的阻碍作用过小，未能充分发挥沉淀强化作用，因此合金硬度表现出较低的趋势。服役 11000 h 的实验合金中， γ' 相大量析出且颗粒尺寸较大，因此位错可以通过剪切或绕过机制与 γ' 相发生交互作用，从而提高合金硬度。

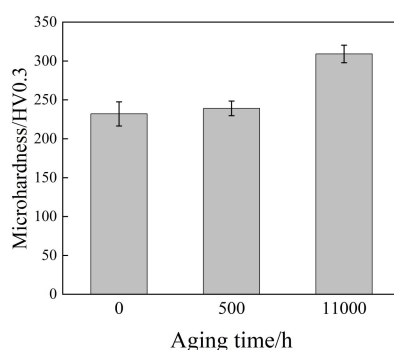


图 7 不同服役时间下 HT700T 合金的显微硬度

Fig.7 Microhardness of HT700T alloys under different service durations

2.2.3 冲击性能

图 8 为不同服役时间 HT700T 试样在不同服役状态下的冲击性能特征。初始态实验合金的室温、650、700 和 750 °C 冲击吸收能量分别为 119、25、17 和 18 J，实验合金服役 500 h 后的冲击吸收能量与初始状态相当。实验合金服役 11000 h 后的室温、650、700 和 750 °C 冲击吸收能量分别为 19、4、4 和 4 J。实验合金在初始态和服役 500 h 的状态下，室温冲击吸收能量均较高，但在高温下由于晶界强度的降低，冲击吸收能量均有所下降。

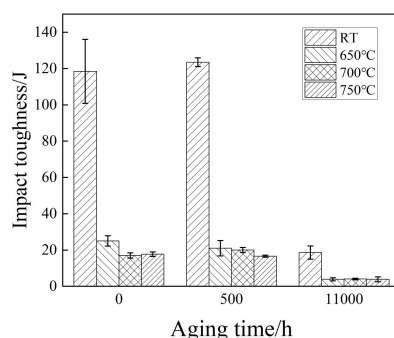


图 8 不同服役时间和温度下 HT700T 合金的冲击韧性

Fig.8 Impact toughness of HT700T alloys at different service durations and temperatures

目前很多研究认为合金冲击韧性大幅度降低的原因是析出了大量的第二相颗粒，例如唐丽英等^[26]对 Incoloy 800H 合金冲击韧性的研究表明，晶界、孪晶界以及晶内大量析出相沉淀导致材料塑性降低，进而合金强度下降。GH4151 合金在 1120 °C 固溶时效后晶界中析

出了 μ 相， μ 相在晶界析出时容易导致应力集中，从而使材料沿晶界开裂导致冲击韧性大幅下降^[27]；时效温度高于 1160 °C 时晶界上析出了连续分布的 $M_{23}C_6$ 碳化物可导致冲击韧性进一步降低。郭岩等^[28-29]发现晶界上分布的 $M_{23}C_6$ 碳化物是引起 IN 617 合金冲击韧性和塑性降低的原因。根据上述图 3 可知，初始态合金以及服役 500 h 样品中 $M_{23}C_6$ 非连续分布，室温冲击下起到了阻碍晶界滑动的作用，可产生较好的晶界强化，两种服役时间下的样品室温冲击性能较好。而服役 11000 h 后，由于合金晶界碳化物的粗化，促使合金的室温和高温的冲击吸收能量均大幅度降低。

图 9 为不同服役时间实验合金冲击断口形貌。初始态试样在室温冲击条件下，断口处可见大量韧窝，小部分区域可见沿晶断裂裂纹，此时韧窝断裂为主要断裂方式。随温度升至 650 °C 及以上，依旧可见大量抛物线状韧窝，但逐渐出现沿晶断裂裂纹，韧性下降。实验试样服役 500 h 后的样品断口变化规律和初始态样品相似，两者在高温下的断裂方式均为沿晶断裂和穿晶断裂结合的混合断裂。实验合金服役 11000 h 后，在室温冲击条件下合金断口仍为混晶断裂形态；随测试温度升高，虽然仍是沿晶断裂和穿晶断裂特征的混合断裂模式，但存在更多平坦刻面。进一步在更高倍数下表征了实验合金的室温冲击断口形貌，如图 10 所示，从图 10 中箭头处可以看到破碎的晶界碳化物 $M_{23}C_6$ ，且实验合金服役 11000 h 后，正是由于晶界碳化物 $M_{23}C_6$ 有所长大，导致晶界结合强度下降，在受到外力发生塑性变形时，使得晶界成为裂纹萌生的发起点，从而使得晶界强度小于晶内强度，试样发生沿晶断裂。

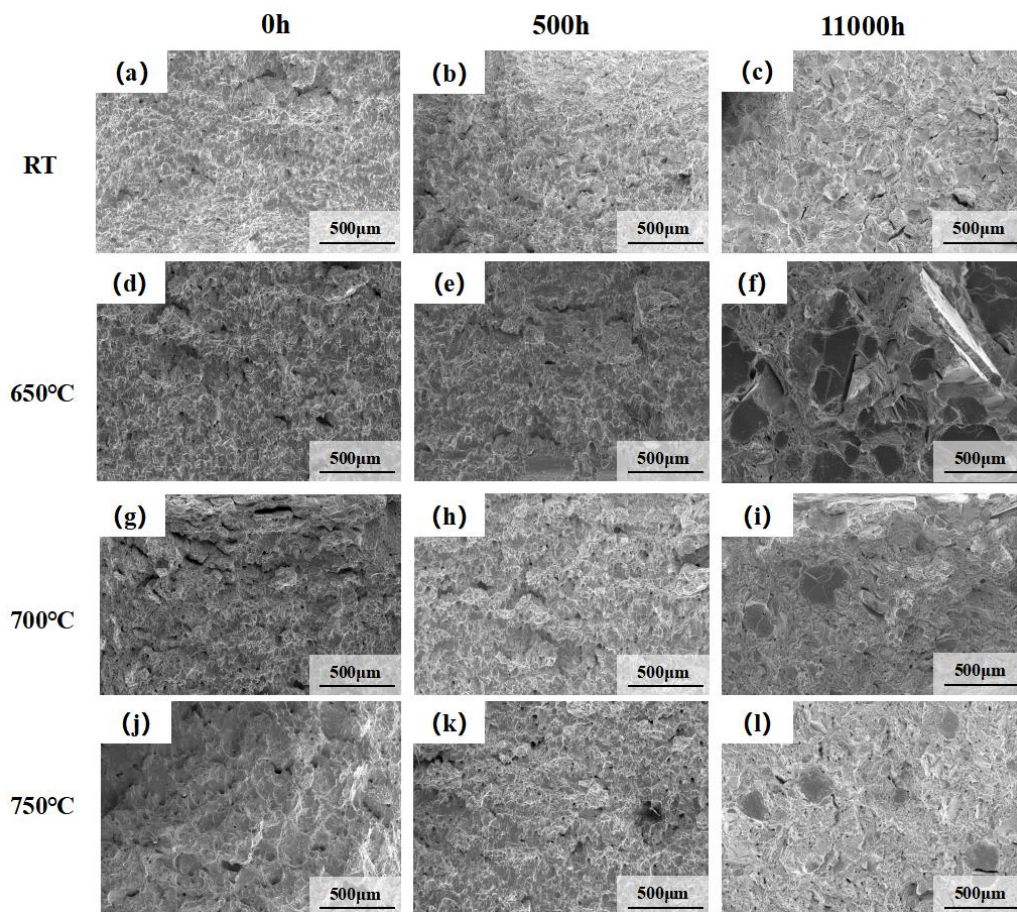


图 9 不同服役时间下 HT700T 合金的室温和高温冲击断口形貌 (a) 0 h-RT; (b) 500 h-RT; (c) 11000 h-RT; (d) 0 h-650 °C; (e) 500 h-650 °C; (f) 11000 h-650 °C; (g) 0 h-700 °C; (h) 500 h-700 °C; (i) 11000 h-700 °C; (j) 0 h-750 °C; (k) 500 h-750 °C; (l) 11000 h-750 °C

Fig.9 Impact fracture morphology of HT700T alloys at RT and high temperature under different service durations (a) 0 h-RT; (b) 500 h-RT; (c) 11000 h-RT ; (d) 0 h-650 °C ; (e) 500 h-650 °C ; (f) 11000 h-650 °C; (g) 0 h-700 °C ; (h) 500 h-700 °C ; (i) 11000 h-700 °C ; (j) 0 h-750 °C ; (k) 500 h-750 °C ; (l) 11000 h-750 °C

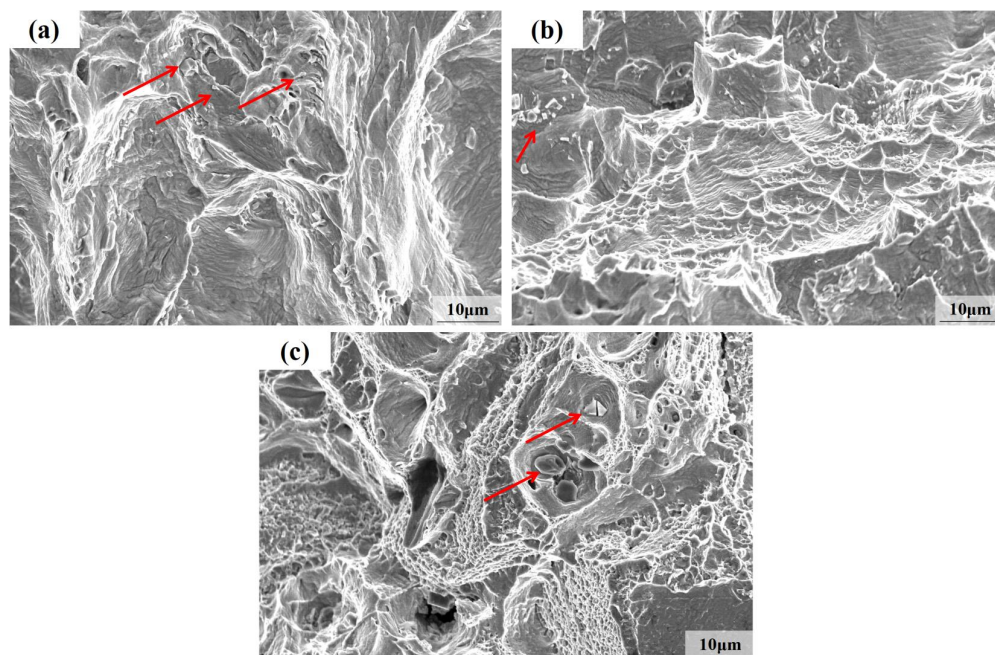


图 10 不同服役时间下 HT700T 合金的室温冲击断口形貌 (a) 0 h; (b) 500 h; (c) 11000 h

Fig.10 Impact fracture morphology of HT700T alloys at RT under different service durations (a) 0 h; (b) 500 h; (c) 11000 h

3.结论

1) 随服役时间的增加, 固溶态 HT700T 实验合金显微结构的变化主要表现为长期服役后晶界碳化物 $M_{23}C_6$ 的部分长大粗化和晶内球状 γ' 相的析出, γ' 相大量析出提高了合金的显微硬度;

2) 随着服役时间的增加, 实验合金在室温、650、700 和 750 °C 的屈服强度有所提高; 高温抗拉强度保持稳定或略有提高; 在服役 11000 h 后合金仍具有较高的强度, 伸长率始终保持在 20% 左右。长期服役过程中 γ' 相的析出强化提高了实验合金屈服强度, 晶界碳化物 $M_{23}C_6$ 的粗化影响了合金的拉伸断裂方式;

3) 不同服役时间的实验合金从室温到 650 °C 高温的冲击吸收能量下降显著, 主要断裂方式为穿晶断裂向混合断裂转变, 高温条件下冲击吸收能量变化不大。服役 11000 h 后试样中晶界碳化物 $M_{23}C_6$ 的长大导致晶界变得薄弱, 进而导致室温和高温冲击吸收能量均大幅降低。

参考文献

[1] 迟成宇, 于鸿垚, 谢锡善. 世界 700 °C 等级先进超超临界电站关键高温材料[J]. 世界钢铁, 2013, 13(2):42-59+63.

CHI Cheng-yu, YU Hong-yao, XIE Xi-shan. Critical high temperature materials for 700 °C A-USC power plants[J]. World Iron & Steel, 2013, 13(2): 42-59+63.

[2] 张燕平, 蔡小燕, 黄树红. 700 °C 超超临界燃煤发电机组材料研发现状[J]. 中国电力, 2012, 45(2):16-21.

ZHANG Yan-ping, CAI Xiao-yan, HUANG Shu-hong. Materials in 700 °C advanced ultra-supercritical coal-fired units[J]. Electric Power, 2012, 45(2): 16-21.

[3] 张俊峰, 王黎明. 超超临界压力锅炉高温部件材料简析[J]. 发电设备, 2009, 23(6): 461-463.

ZHANG Jun-feng, WANG Li-ming. Material analysis for high-temperature components of ultra-supercritical pressure boilers[J]. Power Equipment, 2009, 23(6): 461-463.

[4] 向同琼, 刘亚玲, 周黎明, 等. 电站锅炉超期服役现状及延寿评估标准体系探讨[J]. 西部特种设备, 2023, 6(6): 21-26+48.

XIANG Tong-qiong, LIU Ya-ling, ZHOU Li-ming, et al. Current situation of extended service and discussion on the evaluation standards system about life extension of power station boilers[J]. Western Special Equipment, 2023, 6(6): 21-26+48.

[5] Kim D M, Kim C, Yang C H, et al. Heat treatment design of Inconel 740H superalloy for microstructure stability and enhanced creep properties[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 946: 169341.

[6] Chong Y, Liu Z D, Andy G, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of Inconel 740H during aging at 750 °C[J]. Materials Science and Engineering A, 2014, 589: 153-164.

[7] Pike L M. Long term thermal exposure of Haynes 282 alloy[C]. 7th International Symposium on Superalloy 718 and Derivatives, Pittsburgh Pennsylvania USA, 2010, 718: 645-660.

[8] Joseph C, Persson C, Colliander M H. Influence of heat treatment on the microstructure and tensile properties of Ni-base superalloy Haynes 282[J]. Materials Science and Engineering A, 2017, 679: 520-530.

[9] Jiang H, Dong J X, Zhang M C. Manufacture process design of Inconel 617B superheater tubes for ultra-supercritical power plants[J]. Materials Research Innovations, 2014, 18(s4): 369-374.

[10] Jiang H, Dong J X, Zhang M C. Phase transformation of alloy 617B during 10000 h aging: An element redistribution related process[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 765: 586-594.

[11] Wang W Z, Hong H U, Kim I S, et al. Influence of γ' and grain boundary carbide on tensile fracture behaviors of Nimonic263[J]. Materials Science and Engineering A, 2009, 523(1-2): 242-245.

[12] Pataky G J, Sehitoglu H, Maier H J. Creep deformation and mechanisms in Haynes 230 at 800 °C and 900 °C[J]. Journal of Nuclear Materials, 2013, 443(1-3): 484-490.

[13] 党莹樱, 赵新宝, 尹宏飞, 等. A-USC 锅炉关键部件用候选合金金属间相特征[J]. 中国电机工程学报, 2014, 34(23): 3983-3989.

DANG Ying-ying, ZHAO Xin-bao, YING Hong-fei, et al. Microstructural characterization of candidate superalloy for key components of A-USC boilers[J]. Proceedings of the CSEE, 2014, 34(23): 3983-3989.

[14] 李季, 唐丽英, 李江, 等. Inconel 740H 在 700 °C 关键部件验证试验平台中的性能演变研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2021, 50(9): 3304-3312.

LI Ji, TANG Li-ying, LI Jiang, et al. Study on performance evolution of inconel 740H during operation on the key component test facility at 700 °C[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2021, 50(9): 3304-3312.

[15] Wang C S, Guo Y A, Guo J T, et al. Microstructural changes and their effect on tensile properties of a Ni-Fe based alloy during long-term thermal exposure[J]. Materials Science and Engineering A, 2016, 670: 178-187.

[16] 赵双群, 符锐, 林富生. 700 °C 先进超超临界锅炉过热器管用新型镍基高温合金 GH750 的组织 and 性能研究 [J]. 钢管, 2017, 46(6): 5-10.

ZHAO Shuang-qun, FU Rui, LIN Fu-sheng. Investigation on microstructure and properties of new type nickel base super-alloy GH750 for super-heater tube of 700 °C advanced ultra-supercritical boiler[J]. Steel Pipe, 2017, 46(6): 5-10.

[17] Lin F S, Zhao S Q, Fu R, et al. A newly designed Nickel-Based superalloy GH750 for 700 °C advanced ultra-supercritical power plants[C]. Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants, Proceedings from the Eighth International Conference, Albufeira Algarve Portugal, 2016: 190-201.

[18] Sroka M, Zieliński A, Liwa A, et al. The effect of long-term ageing on the degradation of the microstructure the Inconel 740H alloy[J]. Acta Physica Polonica: A, 2020, 137(3): 355-360.

[19] 党莹樱, 赵新宝, 杨征, 等. 两种 A-USC 电站用候选合金的微观组织及演变规律[J]. 中国电机工程学报, 2019,39(17): 5137-5143+5294.

DANG Ying-ying, ZHAO Xin-bao, YANG Zheng, et al. Microstructure and its evolution of two candidate alloys used for A-USC power plant[J]. Proceedings of the CSEE, 2019,39(17): 5137-5143+5294.

[20] 谷月峰, 范长信, 贾建民. 一种高强耐蚀镍铁铬基高温合金及其制备方法: 中国, 201210513438.0 [P]. 2012-12-04.

[21] Zhao X B, Dang Y Y, Yin H F, et al, Microstructural stability of long-term aged wrought Ni-Fe-based superalloys[J]. Materials Science and Technology, 2017, 33(10): 1252-1257.

[22] 袁勇, 党莹樱, 杨珍, 等. 700 °C 先进超超临界机组末级过热器用新型镍铁基高温合金的组织与性能[J]. 机械工程材料, 2020, 44(01):44-50.

YUAN Yong, DANG Ying-yin, YANG Zhen, et al. Microstructure and Properties of Ni-Fe-base Superalloy for 700 °C advanced ultra supercritical unit final superheater[J]. Materials For Mechanical Engineering, 2020, 44(01):44-50.

[23] 郭建亭. 高温合金材料学(上)[M]. 北京: 科学出版社, 2008.

[24] Zhang P, Yuan Y, Zhong L, et al, Microstructural stability and tensile properties of a new γ' -hardened Ni-Fe-base superalloy[J]. Materialia, 2021, 16: 101061.

[25] 刘强永, 刘正东, 甘国友, 等. 长期时效对 Haynes 282 耐热合金组织和力学性能的影响[J]. 金属热处理, 2016, 41(2): 49-53.

LIU Qiang-yong, LIU Zheng-dong, GAN Guo-you, et al. Effect of long term aging on microstructure and mechanical properties of heat-resistant Haynes 282 alloy[J]. Heat Treatment of Metals, 2016, 41(2): 49-53.

[26] 唐丽英, 李江, 詹英杰, 等. 试验温度及热老化对 Incoloy 800H 合金冲击性能的影响[J]. 热力发电, 2021, 50(3): 49-55.

TANG Li-ying, LI Jiang, ZHAN Ying-jie, et al. Effects of test temperature and thermal aging on impact performance of incoloy 800H[J]. Thermal Power Generation, 2021, 50(3): 49-55.

[27] 李育升, 宋珂阳, 于凯, 等. 热处理工艺对 GH4151 合金冲击性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2023, 44(4): 102-111.

LI Yu-sheng, SONG Ke-yang, YU Kai, et al. Effect of heat treatment process on impact properties of GH4151 alloy[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2023, 44(4): 102-111.

[28] 郭岩, 侯淑芳, 周荣灿. 晶界 $M_{23}C_6$ 碳化物对 IN 617 合金力学性能的影响[J]. 动力工程学报, 2010, 30(10): 804-808.

GUO Yan, HOU Shu-fang, ZHOU Rong-can. Effect of grain boundary $M_{23}C_6$ carbides on mechanical properties of inconel alloy 617[J]. Chinese Journal of Power Engineering, 2010, 30(10): 804-808.

[29] 郭岩, 周荣灿, 侯淑芳, 等. 617 合金 760 °C 时效组织结构及力学性能分析[J]. 中国电机工程学报, 2010, 30(26): 86-89.

GUO Yan, HOU Shu-fang, ZHOU Rong-can, et al. Analysis of microstructure and mechanical properties of alloy 617 aged at 760 °C[J]. Proceedings of the CSEE, 2010, 30(26): 86-89.