

学校编码：10384

分类号____密级____

学号：32420141152230

UDC____

厦 门 大 学

硕 士 学 位 论 文

**SA-240 304 钢和 SA-738 Gr.B 钢的离子辐照
行为研究**

**Investigation of Irradiation Behaviors of SA-240 304 and
SA-738 Gr.B Steels**

马永正

指导老师姓名：冉广副教授

专业名称：核工程与材料

论文提交日期：2017年04月

论文答辩时间：2017年05月

学位授予日期：2017年 月

答辩委员会主席：_____

评 阅 人：_____

2017年05月

厦门大学学位论文原创性声明

本人呈交的学位论文是本人在导师指导下，独立完成的研究成果。本人在论文写作中参考其他个人或集体已经发表的研究成果，均在文中以适当方式明确标明，并符合法律规范和《厦门大学研究生学术活动规范(试行)》。

另外，该学位论文为(冉广老师)课题的研究成果，获得(中国工程物理研究院，NPL, CAEP, 2015AB001)课题经费的资助，在(辐射效应与纳米材料)实验室完成。

声明人(签名):

年 月 日

厦门大学学位论文著作权使用声明

本人同意厦门大学根据《中华人民共和国学位条例暂行实施办法》等规定保留和使用此学位论文，并向主管部门或其指定机构送交学位论文(包括纸质版和电子版)，允许学位论文进入厦门大学图书馆及其数据库被查阅、借阅。本人同意厦门大学将学位论文加入全国博士、硕士学位论文共建单位数据库进行检索，将学位论文的标题和摘要汇编出版，采用影印、缩印或者其它方式合理复制学位论文。

本学位论文属于：

()1.经厦门大学保密委员会审查核定的保密学位论文，于
年 月 日解密，解密后适用上述授权。

()2.不保密，适用上述授权。

(请在以上相应括号内打“√”或填上相应内容。保密学位论文应是已经厦门大学保密委员会审定过的学位论文，未经厦门大学保密委员会审定的学位论文均为公开学位论文。此声明栏不填写的，默认为公开学位论文，均适用上述授权。)

声明人(签名)：

年 月 日

摘要

核应用材料的性能决定了核电站的安全程度，本论文以 SA-240 304 钢、SA-738 Gr.B(QT)钢和 SA-738 Gr.B(SR)钢为对象，采用金相显微镜、透射电子显微镜和正电子湮没技术深入研究了三种核能用钢在离子辐照前后的微观组织、抗辐照性能以及辐照缺陷的退火演化行为等，并探讨了相关机理。

未辐照 SA-240 304 钢的组织为奥氏体相，晶粒度约为 5 级，基体中网状位错和直线状的形变孪晶带相互交织，分布不均匀，在基体中未观察到尺寸较大的碳化物颗粒析出相。两种 SA-738 Gr.B 钢的组织为板条状和球状贝氏体与少量中温铁素体的混合体，而 SA-738 Gr.B(SR)钢的板条状贝氏体更长，贝氏体数量更多。两种 SA-738 Gr.B 钢的尺寸较大的析出相为立方晶系的碳化物，含 C、Mn、Fe 和 Ni，以及尺寸较小含 Al 相。

两种 SA-738 Gr.B 钢在经过 400 keV 不同剂量的 H⁺离子辐照后，分别采用 FIB 和涂镀-电解双喷法制备截面 TEM 样品，可以得知相同辐照剂量下 FIB 制备的样品表面位错环明显多于后者，表明 FIB 会引入额外的缺陷。在涂镀-电解双喷制备的两种辐照钢中都发现有一定数量的辐照空洞，统计发现空洞的数密度与辐照剂量呈正相关关系，且相同剂量下 SA-738 Gr.B(SR)钢的空洞缺陷数密度要小一些，表明这种钢的抗辐照损伤能力更优。正电子湮没测试结果表明，两种钢的长寿命值在 150-210 ps 之间，这是由于辐照产生小尺寸缺陷而致。SA-738 Gr.B(SR)钢的 τ_2 值随辐照损伤剂量的增加基本保持不变，表明辐照空位团未聚集生长，一方面是由于没有足够的动力学条件进行迁移、聚集和长大，另一方面是空位型缺陷内部氢气压较大，长大需要克服表面能，导致聚集长大的阻力较大。SA-738 Gr.B(QT)钢的 τ_2 值随辐照剂量先降低后缓慢增长。两种辐照钢 τ_2 值变化的差异源于两者生产过程中原始空位缺陷的数量不同导致的。两种钢的相对密度 I_2 随辐照剂量的增加而增长，归因于两种 SA-738 Gr.B 钢基体中空位团形核的条件不同。辐照样品的 S-W 参数分析结果表明这两种钢经氢离子辐照后产生的缺陷类型相似。

掠射小角度 XRD 测试结果表明 SA-240 304 钢经 Fe⁺离子辐照后有少量奥氏体相转变为铁素体相。分别采用 Fe⁺和 He⁺辐照研究 SA-240 304 钢的辐照缺陷退火演化行为, 结果表明在 He⁺离子辐照样品中发现有高密度的小尺寸氦泡, 之后经过 10 小时的 450 °C、500 °C、550 °C 与 600 °C 退火后, 样品中辐照缺陷的数量会随着退火温度增加而明显减少, 而有效直径则增大, 并且氦泡趋于多边形形状。通过计算氦泡的表观激活能值, 得知退火温度在 450 °C~600 °C 内, 氦泡的成长机制是迁移聚合机制。在 Fe⁺离子 SA-240 304 钢中未发现明显尺寸的空位团或位错环等缺陷, 对其进行 10 小时的 450 °C、550 °C 和 650 °C 钢退火, TEM 结果可知在 450 °C 开始出现少量的空洞, 但数密度仍然很低; 在 550 °C 和 650 °C 钢退火后, 空洞尺寸明显增大, 数量显著降低。

关键词: 核能用钢; 辐照行为; 微观组织。

Abstract

The safety of nuclear power depends on the performance of nuclear materials. This work makes the SA-240 304, SA-738 Gr.B(QT) and SA-738 Gr.B(SR) steels as study objects. Using microscope, transmission electron microscope and positron annihilation spectroscopy researches the microstructure and radiation resistance of three kinds of nuclear steels, and then explores annealing evolution behavior of irradiated defects and relevant mechanism.

The microstructure of unirradiated SA-240 304 steel is of austenite phase, and the micro-grain size number is 5. Network dislocations and twin bands are intertwined in the matrix and uneven distributed. Large size carbide particles are not observed. The morphology of SA-738 Gr.B(QT) steel and SA-738 Gr.B(SR) steels is a mixture of lath-shaped and equiaxial bainite with a small amount of medium temperature ferrites and the latter steel has longer lath bainite. The precipitates of both steels are large carbides with cubic crystal structure, including C, Mn, Fe and Ni, and small Al-rich phase.

After 400keV H^+ ion irradiated with different influence, the TEM samples are prepared by FIB and electroplating and then twin-jet electropolishing. The dislocation loops of sample prepared by FIB are more than that prepared by latter. It means additional defects would be introduced by FIB. Some voids with about several nanometers are observed in TEM samples of both steels prepared by electroplating and twin-jet electropolishing. Statistical analysis shows positive correlation between the density of voids and irradiation fluence. The voids density of SA-738 Gr.B(SR) steel is smaller than SA-738 Gr.B(QT) steel, indicating the SA-738Gr.B(SR) steel has higher irradiation resistance ability than SA-738Gr.B (QT) steel. The PAS results show that all the mean life values of both steels are larger than that of annealed iron and the long life values are between 150-210 ps which means irradiation produces

small size defects. The τ_2 of SA-738 Gr.B(SR) steel do not change greatly with dose showing that vacancy clusters do not aggregate or grow. On the one hand, there are not enough kinetic conditions for migration and growth. On the other hand, the internal pressure of vacancies is large, the growth of which needs to overcome the surface energy. The τ_2 of SA-738 Gr.B(QT) steel first decrease and then grow slowly. The difference of τ_2 values change from the number of original vacancy defects introduced in the production process. The relative intensities I_2 of both steels increase with the increase of irradiation fluence as the vacancy nucleation conditions are different. The S-W curve of the irradiated steels show that only small defects are produced in steels.

Grazing incidence small angle XRD indicates that small amount of austenite phases of SA-240 304 steel change into ferrite phases after Fe^+ ion irradiation. Using H^+ and Fe^+ ion irradiation to accelerate simulated neutron radiation, the annealing evolution behavior of radiation defects are studied and the result indicates that fine and dense helium bubbles are observed in the matrices of cross-sectional samples irradiated by He^+ . The number density of irradiated defects decreases while the effective diameter increases with the increase of annealing temperature and the helium bubbles tend to polygonal shape. By calculating the apparent activation energy of helium bubbles, we find the mechanism of helium bubble growth is migration-polymerization mechanism in the annealing temperature of 450 °C ~600 °C. No vacancy clusters or dislocation loops are found in SA-240 304 steel irradiated by Fe^+ ion. After annealing at 450 °C, a small number of voids begin to appear, the number density of which is still low. The size of voids increases while the number density decreases after annealed at 550 °C and 650 °C.

Key words: Nuclear application steels; Irradiation behaviors; Microstructure.

目 录

摘 要.....	I
Abstract.....	III
目 录.....	V
Contents.....	VII
第一章 绪论.....	1
1.1 研究背景.....	1
1.2 SA-240 304 钢和 SA-738 Gr.B 钢的性能要求.....	3
1.3 核能用钢辐照效应研究进展.....	5
1.4 本文研究内容和技术路线.....	7
1.4.1 研究内容.....	7
1.4.2 技术路线.....	8
第二章 实验材料与实验方法.....	10
2.1 实验材料.....	10
2.2 金相实验.....	10
2.3 未辐照钢的 TEM 样品的制备.....	11
2.4 离子辐照实验.....	12
2.4.1 离子辐照实验用样品制备.....	12
2.4.2 离子辐照实验方案和辐照损伤模拟.....	13
2.4.3 离子辐照实验仪器.....	17
2.4.4 辐照后透射电镜样品的制备.....	18
2.5 辐照后微观组织分析.....	18
2.5.1 掠射小角度 XRD.....	20
2.5.2 TEM 分析.....	20
2.5.3 正电子湮没谱.....	21
2.6 辐照样品的退火实验.....	20

第三章 未辐照 SA-240 304 钢和 SA-738 Gr.B 钢的微观组织分析	24
3.1 前言	24
3.2 金相实验结果	24
3.3 TEM 观察、分析与结果讨论	26
3.3.1 SA-240 304 钢	26
3.3.2 SA-738 Gr.B 钢	28
3.4 本章小结	31
第四章 SA-738 Gr.B 钢的辐照行为研究	32
4.1 前言	32
4.2 掠射小角度 XRD 实验结果及分析	32
4.3 TEM 实验结果及分析	33
4.3.1 FIB 技术制备 SA-738 Gr.B 钢 TEM 结果分析	33
4.3.2 电解双喷制备 SA-738 Gr.B 钢 TEM 结果分析	37
4.4 正电子湮没谱	42
4.5 本章小结	44
第五章 SA-240 304 钢辐照退火行为研究	46
5.1 前言	46
5.2 掠射小角度 XRD 实验结果及分析	46
5.3 SA-240 304 钢 He ⁺ 辐照退火分析	47
5.4 SA-240 304 钢 Fe ⁺ 辐照退火分析	54
5.5 本章小结	62
第六章 本文结论	64
参考文献	66
科研成果	66
致谢	71

Contents

Abstract in Chinese	I
Abstract in English	III
Chapter 1 Preface	1
1.1 Background	1
1.2 The Performance Requirement of SA-240 304 and SA-738 Gr.B Steel	3
1.3 Research Progress on Irradiation Effect of Nuclear Application Steel	5
1.4 Content and Route of This Dissertation	7
1.4.1 Research Content	7
1.4.2 Research Route	8
Chapter 2 Materials and Experiments	10
2.1 Experimental Materials	10
2.2 Metallographic Experiment	10
2.3 Preparation of TEM Sample for Unirradiated Steel	11
2.4 Ion Irradiation Experiments	12
2.4.1 Sample Preparation for Ion Irradiation Experiment	12
2.4.2 Ion Irradiation Experiment and Radiation Damage Simulation	13
2.4.3 Ion Irradiation Experiment Instrument	17
2.4.4 Preparation of TEM Samples After Irradiation	18
2.5 The Analysis Method of Microstructure After Irradiation	18
2.5.1 Grazing Angle XRD	20
2.5.2 TEM Analysis	20
2.5.3 Positron Annihilation Spectroscopy	21
2.6 Annealing of Irradiated Samples	20
Chapter 3 Microstructure Analysis of Unirradiated SA-240 304 and SA-738 Gr.B Steels	24
3.1 Preface	24

3.2 Metallography results	24
3.3 Observation, Analysis and Discussion of TEM Result	26
3.3.1 SA-240 304 Steel.....	26
3.3.2 SA-738 Gr.B Steel	28
3.4 Summary	31
Chapter 4 Irradiation Behavior of SA-738 Gr.B Steel	32
4.1 Preface	32
4.2 Grazing angle XRD Results and Analysis	32
4.3 Results and Analysis of TEM Experiments	33
4.3.1 TEM analysis of SA-738 Gr.B steels prepared by FIB	33
4.3.2 TEM analysis of SA-738 Gr.B steels prepared by twin-jet electropolishing.....	37
4.4 Results and Analysis of Positron Annihilation Experiments	42
4.5 Summary	44
Chapter 5 Irradiation Behavior of SA-240 304 Steel	46
5.1 Preface	46
5.2 Grazing angle XRD Results and Analysis	46
5.3 The Annealing Analysis of SA-240 304 Steel After He⁺ Irradiation	47
5.4 The Annealing Analysis of SA-240 304 Steel After Fe⁺ Irradiation	54
5.5 Summary	62
Chapter 6 Conclusions	64
References	66
Scientific achievements	66
Acknowledgements	71

第一章 绪论

1.1 研究背景

随着世界经济的发展,环境与生态问题越演愈烈,对化石燃料为主导的能源供应体系产生了巨大压力。为了应对全球气候变暖问题,减少碳排放成为各国能源发展的目标。同时中国作为世界最大的能源消费国和最大的碳排放国,根据中美达成的温室气体减排协议,中国碳排放量需要在 2030 年左右封顶,并争取到 2030 年将非化石能源在一次能源中的比重提升到 20%,发展水电、风电、核电以及太阳能等低碳能源是解决这一问题的主要途径,而核电优势更加显著。核电在运营过程中几乎不产生 CO₂ 等温室气体,可以大幅减少碳排放量,联合国政府间气候变化专门委员会(IPCC)2007 年发布的第 4 份系列报告强调了核能在降低温室气体排放的作用。中国政府也制订了宏伟的核电发展计划,根据国务院新批准的《核安全与放射性污染防治“十三五”规划及 2025 年远景目标》,到“十三五”末,我国在运核电装机容量将达到 5800 万千瓦,在建机组达到 3000 万千瓦以上,机组总数达到世界第二,来进一步达成中美碳排放协议中的目标^[1,3]。国际原子能机构预测,到 2050 年全世界核电装机容量将从目前 350 GW_e 提高到 5000 GW_e(中值为 1500 GW_e),也就是说,从 2020 年起,核电的增长速度是 50~150 GW_e/年

核电安全问题一直困扰着核电的发展,国内由于核电建设导致的地方环境冲突事件越来越多,给政府和企业造成了很大的压力,特别是日本福岛核事故最终处置困境更加重了群众对核电的疑虑。另外,以风电和光伏为代表的清洁能源也在不断增加效率和降低成本,对核能的发展也是一个重大冲击,所以开发和建设具备更加安全和更低成本的新一代核电成为能源需求大国发展的重点^[2,7]。目前世界各国商业运行的核技术主要属于第二代和二代加,为了应对二代核电机组老化问题和提高核电安全系数,关注的重点逐渐转向第三代(Gen III)的工程建设和三代加以上(Gen III+)研发。我国运用和建设的第三代(加)核电技术主要包括

AP1000、CAP1400、华龙一号和法国核电技术(EPR)等。

AP1000 核电技术是美国西屋公司(Westinghouse)开发的,于 2004 年 9 月 13 日正式获得美国核管会(NRC)的设计批准书(FDA),是第 4 个获得 NRCFDA 的反应堆设计。作为 AP1000 最有力竞争对手的 EPR 核电技术,在提高核电机组安全裕量所采用的办法是“纵深防御”设计,即增加安全冗余度,然而过分冗余设计导致了 EPR 造价昂贵和建设期长。而 AP1000 技术采取非能动安全设计以及模块化降低成本的思路,采取比 EPR 堆型结构更精简的非能动自然循环系统,其双环路、屏蔽泵、模块化建设和系统简化设计既减少了核电厂的冗余,又提高了核电机组固有安全性^[4,5,7]。

2006 年 12 月中美两国政府签署《关于在中国合作建设先进压水堆核电项目及相关技术转让的谅解备忘录》,首期在浙江三门一期、山东海阳一期各建 2 台 AP1000 机组,作为实现第三代核电自主化的依托,这是世界首批计划建设的 AP1000 核电机组。中国将对 AP1000 核反应堆技术进行充分消化、吸收和再创新,并在此基础上研发具有自主知识产权的 CAP1400 和 CAP1700 大型先进压水堆^[8]。

由于 AP1000 等第三代核电更高的设计参数和对安全性能的要求,对关键核电用钢构件的综合性能提出了更高的要求,包括强度、韧性、尺寸精度和成分等提高,而且第三代堆型所用构件尺寸规格大,属于超宽、超重和超厚型构件,制造难度也大大增加,对国内制造企业设备承受极限也提出了挑战。

2010 年以来,国内钢企加大研发力度,比如太原钢铁、武汉钢铁、济钢以及宝钢等国内钢厂不断攻破第三代核电用钢技术壁垒,取得一系列自主研发成果。2010 年武汉钢铁集团成功试制出第三代核电(AP1000)承压设备用钢。2014 年太原钢铁集团研发的国内首套 AP1000 核电站堆内构件用不锈钢正式投入生产,打破了国内核电领域关键材料长期依赖进口的局面。由于核电用关键钢构件的研制起步较晚,对核电用钢的相关研究和技术投入还需要深入^[2],特别是对于核电关键构件的综合评价还需要深入和完善,以保证钢构件在核电中的长期安全服役。

1.2 SA-240 304 钢和 SA-738 Gr.B 钢的性能要求

核电用钢包括用于核电站的核岛、常规岛和电站辅助设备等钢构件，压水堆核电站的核岛和常规岛中大部分构件采用钢铁材料，少部分为非钢铁材料，如用于核燃料包壳、控制棒驱动机构和蒸汽发生器传热管的锆合金和镍基合金等。图 1.1(a)是典型的压水堆核电站的组件和用钢情况。按照成本估算，压水堆核电站中采用钢铁材料制造的部件成本占整套核电机组总成本的 83%。在这些钢制部件中，制造难度最大的是压力容器，其成本占比最高为 14%，其次是主管道占 12%，再次是蒸汽发生器占 10%，核级阀占 7%，主冷却泵占 5%，堆内构件占 4%，稳压器占 1%；二回路中的泵、阀、管道和冷凝器等合计占 16%，汽轮机占 9%，汽水分离再热器占 5%^[6]。

与传统的压水堆预应力混凝土安全壳设计不同，AP1000 反应堆安全壳为全焊透焊接的承压钢制容器以及钢筋混凝土屏蔽构筑物双层结构^[10]，如图 1.1(b)所示，AP1000 反应堆安全壳的设计温度和压强分别为 0.407 MPa 和 300 °F(约 150 °C)^[11,12]。反应堆安全壳用钢的安全等级属于核安全 2 级，是防止核泄漏的最后一道防护，主要作用是阻止压力容器内的放射性物质释放到外部环境中。同时，在发生反应堆严重事故工况下可以阻止放射性物质的外泄并且作为非能动系统的一部分持续给反应堆降温，将反应堆中的余热排出，保持堆芯不发生熔毁。由于 AP1000 核电技术对安全壳尺寸和性能的特殊要求，安全壳用钢需要具有优良的韧性和加工性，通常采用优质碳素钢和低合金高强度钢，同时也要制定出合理的轧制和热处理工艺，保证材料组织的均匀性和强韧性。目前，在三代核电安全壳用钢中，法国 ERP 压水堆采用的是 P265GH 钢(RCC-M 标准)，而美国 AP1000 系列采用的是 SA-738 Gr.B 钢(ASME 标准)。我国自引进 AP1000 堆型后才开始研制 SA-738 Gr.B 钢。近几年，武钢、宝钢和济钢集团分别研制出第三代安全壳外围用钢，性能接近国外同类钢，并已经成功应用于三门核电站和福清核电站。

核承压设备用钢是核反应堆中执行核安全功能的承压设备及其支撑件的钢材，这些设备包括反应堆压力容器、蒸汽发生器、稳压器、管道、阀门以及堆内构件等。这些设备主要采用低合金高强度钢，如 SA508-3、SA533B 钢等^[13]。在核电堆芯内用构件的服役环境苛刻，一些构件需要在高温水腐蚀环境中服役，这

种情况下主要使用不锈钢，如 304 和 306 系列不锈钢。堆内构件是指压力容器内除燃料组件及相关部件外的全部结构部件，其部件繁多、结构复杂、精度要求高，位于反应堆压力容器内，要长期承受冷却剂的冲刷，还需要承受高中子剂量的辐照和冷却剂的腐蚀，并且要在高温和负载工况下保持足够高的强度，服役条件十分苛刻^[2]。因此，反应堆内构件材料需要具有优异的综合性能，包括：强度适当高、塑韧性好、抗冲击和抗疲劳性能优异，中子俘获截面以及感生放射性小，抗辐照、耐腐蚀并与冷却剂相容性好，热膨胀系数小，焊接和机加工工艺性能好等特点。

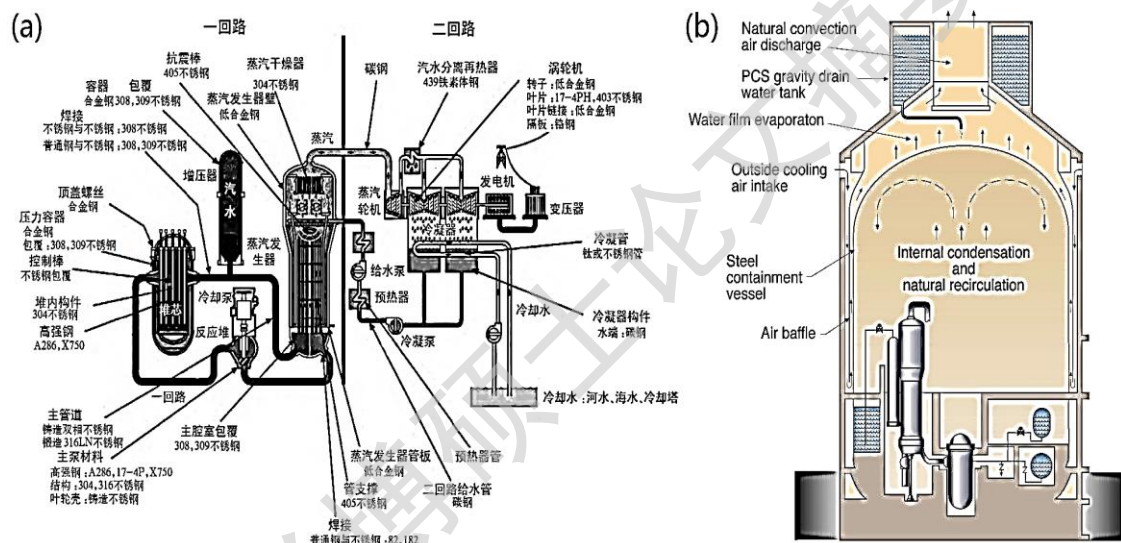


图 1.1 压水堆核电站的主要组件(a)和 AP1000 安全壳示意图(b)^[6,9]

Fig.1.1 Schematic of PWR components (a) and Sketch of AP1000 containment (b)

目前国内运行的二代加改进型压水堆堆内构件主体材料采用的是 18-8 型奥氏体不锈钢，而 AP1000 系列堆内构件则采用 ASME 系列牌号不锈钢。标准 304 奥氏体不锈钢主要用于制造反应堆上部支承裙筒、堆芯罩和吊篮筒体。304H 钢主要用于制造堆芯下支承板、堆芯上板、上支承板、吊篮法兰、吊篮筒体接管和径向支承键^[14]。316 系列奥氏体不锈钢则用作压力边界材料。316L 奥氏体不锈钢是在标准 316 奥氏体不锈钢基础上降低碳含量并加入 2%的钼(Mo)发展而来，获得了优异的耐晶间腐蚀、焊接性能和加工性能，在 AP1000 反应堆中用作一回路的辅助管道弯头。316Ti 钢是在 316 钢基础上添加 Ti 来改善抗晶间腐蚀性能，主要用于主管道材料。316LN 奥氏体不锈钢属于超低碳控氮奥氏体不锈钢，是在

316L 的基础上加入氮元素发展而来,既提高了材料的强度,同时又保持较高的塑韧性水平,主要在 AP1000 核电站中作为一回路主管道材料。目前我国上述部分钢种国产化率仍然不高,还未能完全满足日益增长的核电发展需求^[13]。

核反应堆用钢作为一种特种钢材,其特殊性体现在其服役期限内会一直遭受反应堆内部放射性物质(如中子)的辐照损伤和辐照效应。压水堆 40 年服役期限内,堆内构件遭受的辐照总剂量约为 $8 \times 10^{23} \text{ n/cm}^2$ ($E > 1 \text{ MeV}$)^[9]。堆芯材料在中子辐照过程中,其晶格阵点上的原子将不断被中子打离原子晶体节点位置,造成远超平衡态的大量空位和间隙原子缺陷。原子位移引起的辐照损伤将导致复杂的微观结构和微观化学变化,包括空位团形成、自间隙原子集聚和沉淀相析出等,从而引起材料的性能改变。原子位移损伤将与嬗变产物氢、氦以及其它衰变产物发生复杂的相互作用,引起性能和性质的下降,包括:辐照硬化和脆化,晶间贫铬,促进应力腐蚀开裂,断裂韧性的严重降低(脆化),拉伸应变延性的几乎丧失,空位肿胀等。因此,研究核电堆芯构件用钢的辐照行为是非常重要的。这些由辐照引起的性能退化程度强烈依赖于材料的微观结构、化学成分以及加工工艺等^[15]。辐照所产生的危害受到反应堆设计、制造和运行人员的重点关注。

1.3 核能用钢辐照效应研究进展

对于核应用材料,建立准确可信的辐照损伤预测模型,以精准地预测核应用材料的性能与其服役时间的关联性是核材料领域的一个重大挑战。采用中子直接进行材料的实验研究的数据可靠性较高,可以直接应用于反应堆的设计,但受制于中子源、中子源强度和中子辐照材料放射性等方面的限制,难以满足新型核应用材料的研发需求。目前世界范围内的实验快中子堆、旋转靶的中子源(RTNS-II)和高通量同位素反应堆(HFIR)的数量屈指可数,而且这些设施使用和维护成本比较高昂,辐照通量比较低(约 $10^{11} \sim 10^{13} \text{ 中子/cm}^2 \cdot \text{s}$),而且辐照后的样品含有放射性,需要热室和其他设施进行实验测试,这些问题导致采用中子辐照研究和筛选核能应用材料不是很合适。

通过研究中子辐照损伤引起缺陷结构的演化,研究宏观性质的变化与注量及微观缺陷之间的关系,并对比研究中子和带点粒子辐照损伤引起的缺陷结构及其

Degree papers are in the "[Xiamen University Electronic Theses and Dissertations Database](#)". Full texts are available in the following ways:

1. If your library is a CALIS member libraries, please log on <http://etd.calis.edu.cn/> and submit requests online, or consult the interlibrary loan department in your library.
2. For users of non-CALIS member libraries, please mail to etd@xmu.edu.cn for delivery details.

厦门大学博硕士论文摘要库