

钠冷快堆奥氏体包壳辐照诱导微观结构演变研究进展

朱骏雄 王华才

(中国原子能科学研究院 北京 102413)

摘要 钠冷快堆是闭式燃料循环和核能可持续发展的重要技术路线。奥氏体不锈钢因其优良的综合性能,成为快堆燃料元件包壳的关键结构材料。然而,其在服役过程中面临高温、强中子辐照等极端环境,导致辐照硬化、肿胀和脆化等效应,其中辐照肿胀是制约包壳寿命的最关键问题。这些宏观性能的退化源于辐照诱导的微观结构演化。本文系统综述了快堆奥氏体不锈钢包壳在中子辐照后微观结构的研究进展,重点阐述了位错环与位错网络的演变机制、孔洞(空洞与气泡)的形核生长及其导致的辐照肿胀行为,以及时效析出相与辐照诱导析出相(如 γ' 相、G相、磷化物)的形成条件、成分特征与演化规律。文章深入分析了辐照诱导偏析(RIS)作为微观成分重排的核心驱动力的作用,并讨论了上述微观结构演变对材料宏观性能的影响。最后,总结现有研究成果,指出现阶段研究中存在的关键挑战,如空位型位错环的精确表征、 γ' 相和G相的形成机制以及稳定磷化物的调控机理等,并对未来需重点开展的研究方向(如利用原位透射电镜、原子探针断层成像等先进表征技术揭示微观机理)进行了展望。本综述为深入理解快堆包壳材料的辐照损伤机制及新一代抗辐照材料的设计提供了重要参考。

关键词 钠冷快堆, 奥氏体不锈钢, 包壳材料, 辐照损伤, 微观结构演化, 析出相, 辐照肿胀, 辐照诱导偏析

中图分类号 TL341

DOI: 10.11889/j.1000-3436.2025-0084

CSTR: 32195.14.j.JRRRP.1000-3436.2025-0084

引用该文:

朱骏雄, 王华才. 钠冷快堆奥氏体包壳辐照诱导微观结构演变研究进展[J]. 辐射研究与辐射工艺学报, 2026, 44(4): 040101. DOI: 10.11889/j.1000-3436.2025-0084.

ZHU Junxiong, WANG Huacai. Research progress on irradiation-induced microstructure evolution of austenitic stainless steel cladding for sodium-cooled fast reactors[J]. Journal of Radiation Research and Radiation Processing, 2026, 44(4): 040101. DOI: 10.11889/j.1000-3436.2025-0084.



Research progress on irradiation-induced microstructure evolution of austenitic stainless steel cladding for sodium-cooled fast reactors

ZHU Junxiong WANG Huacai

(China Institute of Atomic Energy, Beijing 102413, China)

ABSTRACT Sodium-cooled fast reactors represent a critical technological pathway for closed nuclear fuel cycles and the sustainable nuclear energy development. Owing to their well-balanced comprehensive performance,

第一作者: 朱骏雄,男,2002年1月出生,2023年于南昌大学获学士学位,中国原子能科学研究院在读硕士研究生,核能科学与工程专业

通信作者: 王华才,博士,正高级工程师, E-mail: wanghuacai@cnnmail.cn

收稿日期: 初稿 2025-09-21; 修回 2025-12-07

First author: ZHU Junxiong (male) was born in January 2002, and obtained a bachelor's degree from Nanchang University in 2023. Now he is a graduate student at China Institute of Atomic Energy (CIAE), majoring in nuclear energy science and engineering

Corresponding author: WANG Huacai, doctoral degree, professor-level senior engineer, E-mail:wanghuacai@cnnmail.cn

Received 21 September 2025; accepted 07 December 2025

austenitic stainless steels have been adopted as key structural materials for fuel cladding in fast reactors. However, during service, they are subjected to extreme environments, such as high temperatures and intense neutron irradiation, which lead to irradiation-induced hardening, swelling, and embrittlement. Among these, irradiation swelling is recognized as the most critical issue limiting cladding lifetime. The degradation of macroscopic properties originates from the evolution of irradiation-induced microstructures. This article systematically reviews research progress on the microstructural changes in austenitic stainless steel claddings for fast reactors following neutron irradiation. It focused on elucidating the evolution mechanisms of dislocation loops and dislocation networks, the nucleation and growth of cavities (voids and bubbles) and the resulting irradiation swelling behavior; as well as the formation conditions, compositional characteristics, and evolution of thermal-aged precipitates and irradiation-induced precipitates (such as the γ' phase, G-phase, and phosphides). The role of radiation-induced segregation (RIS) as a central driver of microchemical redistribution was analyzed in depth. The influence of the aforementioned microstructural evolution on the macroscopic properties of the materials was also discussed. Finally, the review summarizes existing research achievements, points out key challenges in current studies, such as the precise characterization of vacancy-type dislocation loops, formation mechanisms of γ' and G-phases, and controlling mechanisms of stable phosphides—and suggested future research directions. These include employing advanced characterization techniques, such as *in-situ* transmission electron microscopy and atom probe tomography, to reveal underlying micro-mechanisms. This review provides an important reference for a deeper understanding of irradiation damage mechanisms in fast reactor cladding materials and for the design of a new generation of radiation-resistant materials.

KEYWORDS Sodium-cooled fast reactor, Austenitic stainless steel, Cladding material, Irradiation damage, Microstructure evolution, Precipitates, Irradiation swelling, Irradiation-induced segregation

CLC TL341

快中子增殖堆作为第四代核能系统的关键堆型, 具有燃料利用率高、长寿命放射性废物产量少等优势, 是推进核能可持续发展的重要技术路线。在快堆系统中, 结构材料尤其是燃料包壳材料, 直接面对高温、强中子辐照、液态金属腐蚀等极端服役环境, 其性能优劣直接影响反应堆的安全性及经济性。包壳材料需兼具优异的高温强度、良好的抗辐照损伤能力、与冷却剂和燃料芯块的化学相容性等一系列苛刻要求。在众多候选材料中, 铁素体马氏体钢(铁马钢)和氧化物弥散强化(Oxide dispersion-strengthened, ODS)钢的抗肿胀能力远胜于奥氏体不锈钢, 如图1所示。然而, 铁马钢为体心立方(Body-centered cubic, BCC)结构, 具备韧-脆转变现象, 其韧脆转变温度辐照后甚至可达100~200 °C, 使得该材料在堆内使用温度严重受限。为改善铁马钢堆内使用温度, 在铁马钢中添加极为细小且均匀分布的三氧化二钇(Y_2O_3)颗粒从而制成ODS钢, 使其不仅具备较好的抗辐照肿胀性能, 同时具有更好的使用温度范围。然而就目前生产技术而言, 该材料制备工艺复杂, 成本高昂, 距离实际生产应用还存在差距。奥氏体不锈钢(如316Ti、15-15Ti、D9、

PNC316、ChS-68等)因其良好的综合性能, 成为目前钠冷快堆包壳的首选材料。

在快堆运行过程中, 包壳材料遭受高能中子辐照, 引发一系列辐照效应, 包括辐照硬化、辐照脆化、辐照肿胀及辐照加速蠕变等。除了产生大量的空位和间隙原子等本征点缺陷外, 中子与材料中的某些元素发生(n, α)嬗变反应, 产生氦原子^[1]。镍原子是产生氦的一个主要来源, 这些嬗变氦(Transmutation-produced He)原子由于其惰性, 在晶格中具有极低的溶解度, 因此极易聚集成氦气泡(He bubbles)^[2]。小量的氦原子就能对材料力学性能产生显著影响, 氦气泡的形成则可直接影响抗辐照肿胀性能^[3]。辐照肿胀因其可能导致包壳尺寸不稳定、机械性能退化, 而被视为最关键的服役性能指标之一。奥氏体不锈钢的辐照损伤行为与其微观组织结构、辐照温度、吸收剂量及剂量率等因素密切相关。中子辐照会诱发点缺陷簇、位错环、孔洞(空洞与气泡)以及各类析出相的形成与演化, 这些微观结构变化直接决定了材料的宏观性能演变。

深入研究辐照条件下奥氏体不锈钢微观组织的演化规律, 不仅对揭示辐照损伤的物理本质具

有重要科学意义，也为新一代抗辐照材料的开发提供理论依据。国际上已围绕该主题开展了大量实验与模拟研究，但在若干关键机理问题上仍存在争议，如空位型缺陷的直接表征、辐照诱导析出相的形成机制等。本文综述国外在快堆奥氏体不锈钢包壳辐照后微观结构演化方面的研究进展，重点分析位错结构、孔洞肿胀与析出相行为及其影响机制，并指出当前研究中存在的关键问题与未来值得深入探索的方向。

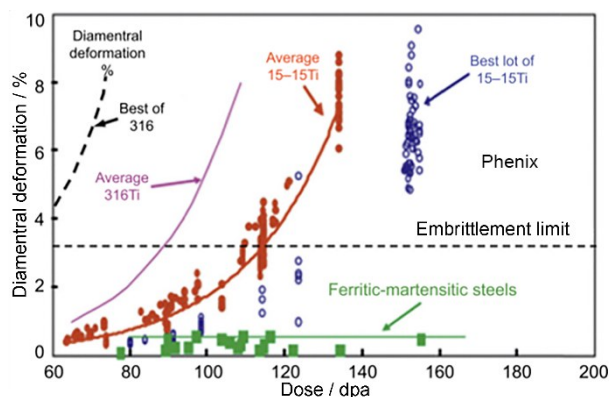


图1 Phenix堆内不同包壳和外套管线性变形变化^[4]
Fig.1 Linear deformation of different cladding and wrapper tubes in Phenix reactor^[4]

1 快堆奥氏体包壳的微观结构及辐照演化

钠冷快堆内奥氏体不锈钢包壳需在400~700℃条件下长时间服役，经受剂量最高可达200 dpa的快中子轰击。同时冷却剂为液态金属钠，其入口温度约370℃，出口温度约550℃。这种复杂工况使奥氏体不锈钢包壳的微观结构演变过程高度耦合且复杂。辐照产生的点缺陷（空位与间隙原子）不仅是位错环、孔洞等缺陷的形成根源，也通过扩散、聚集与相互作用，驱动微观成分再分布，进而影响析出相的形成与演化。各类微观结构之间的演变存在密切的交互作用：例如，位错网络可作为点缺陷的有效尾闾，影响空位过饱和度，进而调控空洞的形核与生长；同时，位错环与位错线也为析出相（如 γ' 、G相）提供了形核位点。而析出相的存在又会反过来影响点缺陷的迁移与聚集，如TiC等碳化物可作为空位阱抑制肿胀，而G相则可能促进空洞的形成。因此，深入理解位错结构演变、孔洞分布行为与析出相形成之间的内在联系，对于揭示辐照损伤的微观机制、预测材料服役性能具有至关重要的意义。本节将系统阐述辐照条件下奥氏体不锈钢中的位错环和位错网、

孔洞（Cavity）（空洞（Void）与气泡（Bubble））以及析出相的演化规律，并重点分析三者之间的相互作用机制。

1.1 位错环与位错网

在未辐照状态下，奥氏体不锈钢中的位错网络通常由伯氏矢量 $\mathbf{b} = (a_0/2) \langle 110 \rangle$ 的位错组成，位错网密度显著依赖于材料的加工处理方式：固溶退火（SA）材料中密度通常低于 10^{12} m^{-2} ，而冷加工（CW）材料中位错密度可达 $(0.5 \sim 1) \times 10^{16} \text{ m}^{-2}$ 。经中子辐照后，辐照产生的过量点缺陷会扩散到位错线上。空位被位错线吸收后，导致位错发生攀移，使得原本被钉扎、缠结的位错能够重新排列和湮灭，致使初始位错密度显著下降。同时，材料中的自间隙原子聚集，形成位错环。吸收剂量达到约0.6 dpa时，弗兰克环演变为主要微观结构，随着剂量的继续增加，位错环密度在1 dpa左右趋于饱和。在此阶段，温度成为主导位错环形态及密度后续变化的主要因素。在较低温度下，观察到的位错缺陷主要包括可直接分辨的位错环和部分“黑点”（Black dot）。当温度升高时，弗兰克环发生长大，并在持续辐照下解错（Unfaulting），转变为 $\mathbf{b} = (a_0/2) \langle 110 \rangle$ 的棱柱型位错环，这些棱柱环在后续辐照过程中通过滑移缠结，重新形成位错网^[5]。

1992年，辐射损伤累积时间依赖性国际研讨会上发表的一系列论文研究探讨了点缺陷的演变过程^[6]。随后，Zinkle等^[7]对这些数据进行了统计比较，他们以吸收剂量约为10 dpa的300系列不锈钢为研究对象，利用TEM观察所产生的点缺陷形貌并统计其密度。根据材料内位错结构的变化情况，他们将辐照温度划分为三个阶段：低温（50~300℃）、高温（300~700℃）和极高温（>700℃）。研究表明，在低温环境下，辐照后材料的微观组织主要由尺寸较小的弗兰克环和“黑点”构成。现已证实，这些黑点实为直径约2~3 nm的弗兰克环。此外，高温辐照下形成的弗兰克环已被确认为间隙型位错环。然而，对于低温环境下的小尺寸位错环和“黑点”是否属于间隙型位错环，目前尚未得到充分表征。

关于“黑点”及低温弗兰克环的本质，目前存在三种主要观点：1) Maziasz^[5]在其综述中推测，“黑点”是在级联过程中形成的小空位团簇；2) Lee^[8]在关于辐照奥氏体不锈钢变形微观结构

和机制的研究中指出,所有在奥氏体不锈钢中观察到的弗兰克环均属间隙型位错环,其依据是空位型位错环在生长过程中会自发解错,因而难以达到可观察尺寸。尽管此观点获得大多数学者认同,但缺乏直接实验证据,主要基于高温辐照结果的外推。3) Edwards^[9]则认为,弗兰克环可能直接从级联中产生,且应同时存在空位型和间隙型位错环。

相较而言,第三种观点更具合理性。辐照过程中空位和间隙原子是同时产生且数量基本相等的。在300℃及约1 dpa的条件下,空洞与气泡尚未形成,此时空位相对稳定。同时,材料内缺乏强大的尾闾(Sink)来有效捕获空位。因此,在此条件下存在空位型弗兰克环的可能性较高。Edwards在研究中观察到的空位型缺陷,如SFT(空位四面体)及其类似物,可为空位型位错环的存在提供间接证据。然而,如何精确表征并定量分析空位型弗兰克环,仍需进一步研究。

1.2 孔洞与肿胀

孔洞主要分为两类:空洞和气泡。在快堆包壳中,气泡通常指氦泡(He bubble)。空洞指内部不含外来原子的孔洞,由空位(Vacancy)聚合形成;气泡则指含有气体原子的孔洞,其中气体原子产生的内压可平衡孔洞的表面张力,从而使其稳定存在。与位错类似,孔洞的形成也受到辐照温度的限制。孔洞通常仅在300~700℃的中温范围内形成。在较低温度下(<300℃),材料中存在高密度的与热稳定团簇相关的尾闾,这些尾闾处点缺陷的复合显著增加,有效抑制空位过饱和,进而抑制孔洞的形核与生长;在较高温度下(>700℃),孔洞胚胎中的热空位不断逃逸,限制了孔洞的成核。同时,较低的尾闾密度导致基体中的点缺陷复合率降低,同样不利于孔洞形核生长^[10-13]。在400~650℃范围内,孔洞生长最为显著,此时空洞和气泡往往同时存在。Maziasz等^[7]综合文献分析指出,这种由空洞与气泡构成的孔洞双峰分布,在中子辐照奥氏体钢中具有普遍性。此外,两者共存的精确温度范围显著受He/dpa比、损伤率(Damage rate)和合金成分等实验参数影响^[14-15]。(例如:在中子辐照的Fe-16Cr-17Ni-0.1P中,于600℃下可观察到基体中存在发育良好的空洞,同时在基体与磷化物边界上分布着微小氦泡,即双峰分布的典型例证^[16])当温度高于400℃

时,气泡和空洞的密度通常随温度升高而下降,但其尺寸增大^[17]。孔洞尺寸的持续增长最终将引起材料肿胀。孔洞的这一生长阶段被称为肿胀孕育期^[7, 18-20]。度过孕育期后,在400~600℃快堆辐照条件下,奥氏体不锈钢的肿胀速度通常处于0.4%~1% / dpa范围内^[4]。

大量研究已证实,孔洞的形核与分布与晶界存在显著关联,这主要源于晶界作为一种高效的尾闾,对空位具有较强的吸收能力。如前所述,冷加工引入的变形可有效增加晶界(包括变形孪晶)密度,进而显著影响材料的抗辐照肿胀性能。Wakai等^[21]利用橡树岭研究堆(ORR)开展了相关研究,探讨了冷加工和杂质元素对奥氏体不锈钢在400℃下辐照肿胀行为的影响。其研究结果表明,冷加工处理使奥氏体不锈钢的肿胀程度降至未变形状态的1/4,对于低碳奥氏体不锈钢,其肿胀程度甚至可降低至未变形状态的1/27。Jiang等^[22]对辐照后316L不锈钢的空洞肿胀行为研究同样表明,10%的冷加工量可显著降低肿胀率。国内在对Ti改性奥氏体不锈钢加工工艺的探索中发现,15%~20%冷加工比例是抗辐照肿胀的“最佳窗口”。重离子辐照15-15Ti中,30 dpa前几乎无显著体积变化;过低冷加工无法有效提供位错陷阱,而过高比例则会导致过早的空洞成核^[23]。因此,针对国产快堆包壳材料的研发与应用,有必要深入探究辐照后材料中晶界及孪晶界等微观结构对空洞分布的调控机制。基于此类微观规律的深刻理解,可进一步探索提升材料抗辐照肿胀性能的有效途径。

1.3 析出相

1.3.1 热时效析出相

在无辐照条件下的热时效过程中,300系列奥氏体不锈钢产生的析出物主要包括两类:碳化物($M_{23}C_6$ 、 M_6C)和金属间化合物(Laves, σ , χ)^[24]。这些析出物通常在550~900℃的温度区间内形成,其形成源于溶解在基体中的合金元素(如Cr、Mo、Si、C)达到过饱和状态,随后互相结合而析出^[5]。此外,通过添加特定合金元素可诱导形成其他类型析出物,包括某些在基础成分钢中通常需辐照才能产生的相。例如:加入高于痕量水平的Ti或者Nb,会析出MC碳化物;改变合金元素使Si过高且C含量较低,则会析出G相($M_6Ni_{16}Si_7$)硅化物;添加Ti并结合少量P,在

700~800 °C的热时效过程中会形成FeTiP 磷化物针状相。这些析出物各自具有独特的组成特征，并对材料性能产生不同的影响^[5]。以 15-15Ti 为例，其在热时效过程中形成的析出物总结于表 1 中。

表 1 奥氏体钢中常见析出物化学成分及晶体结构^[25]
Table 1 Chemical composition and crystal structure of common precipitates in austenitic steel^[25]

相	类型	化学式	晶体结构	温度 / °C
Phase	Type	Formula	Structure	Temperature
TiC	MC	TiC	FCC	<1 000
TiN	MN	TiN	FCC	<1 200
Cr ₂₃ C ₆	M ₂₃ C ₆	(Cr,Fe, Mo) ₂₃ C ₆	FCC	600~950
Cr ₆ C	M ₆ C	(Cr, Fe, Mo, Nb) ₆ C	FCC	700~950
σ	AB	(Cr, Fe, Mo, Ni)	Tetragonal	550~1 050
χ	A ₄₈ B ₁₀	Fe ₃₆ Cr ₁₂ Mo ₁₀	BCC	600~900
Laves	A ₂ B	(Fe, Cr) ₂ (Mo, Nb, Ti, Si)	HCP	550~900

在这些热稳定相中，TiC（MC 型碳化物）是一种对合金性能有显著益处的析出物。弥散分布于合金中的细小 TiC 颗粒可作为空位阱（Vacancy sink），从而在辐照过程中有效抑制合金肿胀。此外，足够细小的 TiC 析出相能够钉扎位错，有效阻碍其攀移和滑移，进而提升材料高温强度。同时，TiC 可优先消耗 C 原子，抑制 Cr₂₃C₆ 在晶界的析出，有助于稳定基体中的 Cr 元素，从而提高合金的耐腐蚀能力^[25]。与之相反，σ 相是奥氏体不锈钢中危害显著的析出相。作为一种金属间化合物，σ 相具有硬度高和脆性大的特征，其大量析出会消耗基体中 Cr 和 Mo 元素，严重脆化材料，显著劣化材料力学性能并降低其耐腐蚀能力^[26]。当合金中缺乏稳定元素（Nb、Ti）或其含量较低时，在热处理过程中，M₂₃C₆ 碳化物会更易在晶界析出，导致晶界结合强度降低，材料的塑性和韧性下降，从而脆化材料^[24]。类似地，此类析出物也会消耗基体中的 Cr 元素，削弱材料的耐腐蚀能力。如果晶界处析出 M₆C，其对材料性能的影响与 M₂₃C₆ 相仿。总体而言，Laves，σ，χ 等金属间化合物对材料性能的负面影响均与 M₂₃C₆ 类似。这是由于它们本身具有高硬度和高脆性，会损害材料韧性；同时，它们消耗基体中的 Cr/Mo 元素，也会导致材料耐腐蚀能力下降。

1.3.2 辐照诱导析出相

在辐照环境下，材料内部的析出物相较于于无

辐照但处于相同温度下形成的析出物，往往存在显著差异，这些差异主要源于材料内部成分发生的辐照诱导偏析（Radiation induced segregation, RIS）效应。在材料辐照过程中，不同溶质原子与点缺陷（空位和间隙原子）的相互作用强度是决定其偏析行为的关键。例如，Si 元素通常与空位具有较强的结合能，形成稳定的 Si-空位复合体。这些复合体在空位浓度梯度驱动下向缺陷汇（如晶界、位错）迁移，导致 Si 在缺陷汇处富集。这种现象被称为“空位拖曳效应”或“逆 Kirkendall 效应”。与之相反，Cr 元素与点缺陷的结合能相对较弱，或其在点缺陷流中的扩散行为导致其在缺陷汇处贫化。Ni 元素则在某些情况下，由于其与间隙原子或空位的复杂相互作用，也会在缺陷汇处富集。通过第一性原理计算得到奥氏体内各溶质元素^[27-29] 典型 1NN（第一近邻）空位结合能值^[30-31] 如表 2 所示。由 RIS 引起的这种成分再分配会诱导材料中析出物的形成发生显著变化，与单一热时效过程中观察到的现象截然不同^[24, 32-34]。

基于中子辐照对奥氏体不锈钢析出物行为的不同影响，以往研究将析出物划分为三大类，如表 3 所示。

表 2 第一性原理计算得到的典型 1NN 溶质-空位结合能^[27-31]

Table 2 Typical 1NN solute-vacancy binding energies obtained by first-principles calculations

溶质元素	典型 1NN 溶质-空位结合能 / eV
Solute elements	Typical 1NN solute-vacancy binding energy
Ni	+0.10
Cr	0~弱负 0~Slightly negative
Si	+0.12~+0.19
P	+0.30~+0.42
Mo	0

表 3 300 系列奥氏体不锈钢辐照析出相分类^[7]
Table 3 Classification of precipitates in 300 series austenitic stainless steels after irradiation^[7]

辐照增强/迟滞相	辐照改性相	辐照诱导相
Radiation-enhanced/re-tarded phases	Radiation-mod-ified phases	Radiation-in-duced phases
M ₆ C, Laves, M ₂₃ C ₆ , MC,	M ₆ C, Laves,	M ₆ Ni ₁₆ Si ₇ (G),
σ, χ	M ₂ P	Ni ₃ Si(γ'),
		MP, M ₂ P, M ₃ P

第一类是辐射增强或辐射延迟相。该类相在中子辐照下的析出行为与热时效过程相比存在差异：其析出速率更快、数量更多且析出温度更低（即增强）；或析出量减少（甚至完全抑制）且析出温度升高（即延迟）^[35]。对于此类相，辐照主要改变其析出的温度窗口与数量，而相的结构和组成通常保持不变。该类别中最典型的析出相包括 $M_{23}C_6$ 、 M_6C 碳化物和 σ 、 χ 等金属间化合物。第二类相为辐照改性相，这类相在热时效和辐照过程中均能形成，但其化学成分（尤其是某些关键元素的含量）存在差异。此类相包括 M_6C 、Laves 和 FeTiP，以 Laves 相为例，对比 650 °C 下经 10 000 h 热老化的 SA316 不锈钢中的 Laves 相与在 530~550 °C、47 dpa HFIR 辐照下的同种钢中的 Laves 相，可发现辐照后的 Laves 相成分发生显著变化：Mo 含量由约 40% 降至 20% 以下，而 Ni 含量则从不足 10% 增至近 45%。第三类相为辐照诱导相。该类相仅在特定成分的钢中，经过特定预处理，并在一定温度和辐照剂量下才能形成。在相同钢种的纯热时效过程中，此类相不会产生。该类相中主要包含 G 相（ $M_6Ni_{16}Si_7$ ）、 γ' 相以及针状磷化物（MP、 M_2P 、 M_3P 等）。由于辐照诱导相无法在纯热时效条件下形成，且对性能影响显著，因此本文将重点论述此类相。

γ' 相。在 400~550 °C 温度区间内，经快中子辐照后，大部分 SA 或 CW316 不锈钢及 Ti 改性 316 不锈钢中均会形成 γ' 相。显微结构分析表明， γ' 相通常呈现为细小弥散的颗粒（尺寸约 5~50 nm）^[35] 或与位错网/位错环相关联的团簇，如图 2（a）所示。图 2（a）中展示了 SA316 不锈钢在 HFIR 中于 425~450 °C 辐照至 9.2 dpa 及 380 appm（Atomic parts per million）He 后的显微组织，其中可观察到 γ' 相颗粒及其周围的氦泡。 γ' 相通常形成于位错环之间，该相具有 L12 有序晶体结构，并与奥氏体基体通常存在特定的取向关系（如平行于基体 $\langle 100 \rangle$ 晶向），如图 2（b）所示。 γ' 相的形成通常无需过高的 dpa 值。在快堆辐照条件下，其通常在约 5 dpa 时开始析出，且析出量随着 dpa 升高而增加。然而，在大多数奥氏体不锈钢中，当温度超过 550 °C 时，该相会逐渐溶解。 γ' 相的形成与温度及剂量的关系如图 3 所示。

值得注意的是， γ' 相的形成与孔洞的形核相对独立，即在孔洞附近通常未观察到 γ' 相^[7, 35-36]。此现象与 RIS 密切相关。根据 Garner 的观点，Ni 元

素通过逆 Kirkendall 效应在位错等缺陷汇处富集，而 Si 则倾向于与间隙原子结合。由于孔洞处空位通量显著高于间隙通量，Si 原子难以在孔洞富集，故 γ' 相主要在位错和位错环附近形成。然而，部分研究报道在低温条件下于孔洞处观察到 Si 的偏聚现象。因此，仅以 Si 元素偏聚不足以解释 γ' 相的形成机制，同样也无法解释 γ' 相与基体存在的特定取向关系。所以 γ' 相的形成机制依旧有待研究，由于低温低剂量下离子辐照可以较好地模拟中子辐照，通过原位透射电镜和 APT 等技术手段可以更好地观察并理解 γ' 相的形成过程及形成机制。

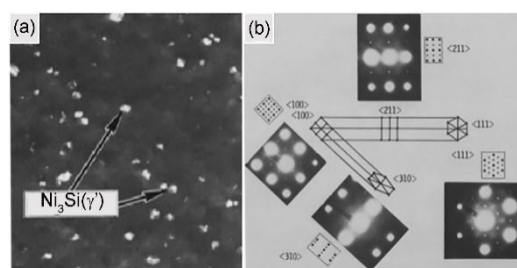


图2 (a)奥氏体钢辐照后 γ' 相透射电镜图^[36]；(b) γ' 相与基体典型取向关系示意图^[37]

Fig.2 (a) Transmission electron microscopy micrograph of the gamma prime (γ') in irradiated 300-series austenitic stainless steel^[36]; (b) schematic diagram of the typical orientation relationship between the gamma prime (γ') phase and the matrix^[37]

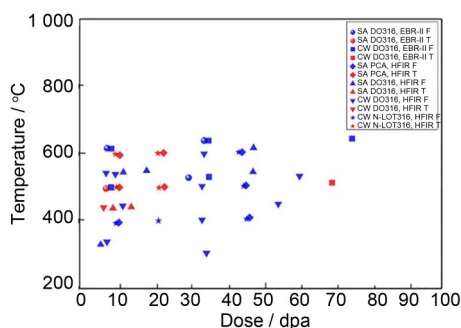


图3 奥氏体不锈钢中 γ' 相的形成与温度和剂量关系图(该表数据来源于多个实验)^[18,35-36](彩色见网络版)

Fig.3 Formation map of gamma prime phase in austenitic stainless steel with temperature and dose^[18,35-36] (color online)

G 相。G 相具有较大的颗粒尺寸（20~250 nm）^[17]，在奥氏体钢中，G 相通常在各类缺陷上析出，比如晶界、位错或者是相界，如图 4 所示。同时，在同类钢中 G 相的形成相较于 γ' 相而言需要更高的温度和剂量，G 相通常在 500~600 °C 形成，在 Ti 或 Nb 改性不锈钢中，这个温度范围扩展到 400~650 °C^[14]，如图 5 所示。

G 相析出量大，在高剂量下比 γ' 相更稳定。随

着APT技术的发展，G相的形成条件与位置也被研究得更为透彻。在对重离子辐照后15-15Ti的研究中发现，G相颗粒有两种较为常见的形成方式，一种是直接生长在TiC颗粒（碳化物颗粒）上，即Ni和Si对TiC颗粒进行渗透并将其转化为G相颗粒；另一种是不与碳化物颗粒通过任何方式附接或者缔合，仅通过Ni和Si在位错上的不断聚集形成核并生长，如图6所示，图6（a）中黑圈是不与任何碳化物接触的G相，图6（b）红圈是在TiC颗粒界面形成的G相^[38]。中国原子能科学研究院冯伟等^[23]通过重离子辐照15-15Ti，发现G相主要形成于冷加工位错密集区，适度Ti添加（质量分数0.3%~0.6%）有助于控制G相的尺寸与分布，同时在15%~25%冷加工样品中，G相析出相较未变形样品推迟约40%。然而，实际中子辐照过程中G相的形成机理还未研究透彻，目前能确定的是G相可以促进大孔洞的生成，从而导致辐照肿胀，所以被认为是较为典型的有害相。它对材料力学性能的影响分为两个方面，一方面是自身较小的尺寸及较为弥散的分布为材料带来硬度上的提升，另一方面是各种界面上的析出（尤其是晶界）以及辐照过程中不断地粗化、耗尽基体的Si、Ni元素，都使其对材料的韧性造成一定损伤^[39]。

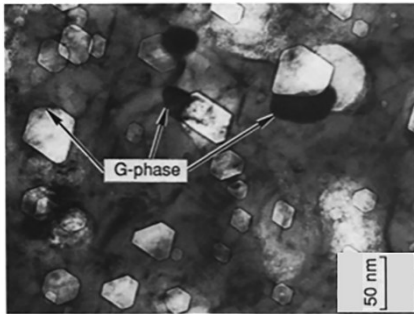


图4 附着于大空洞的G相颗粒的透射电镜图像^[36]
Fig.4 Transmission electron micrograph showing G-phase particles attached to a large void formed under irradiation^[36]

磷化物。磷化物针状析出相（有时称为“棒状析出物”或是“针状析出物”）是在奥氏体不锈钢中最早观察到的辐照诱导析出物之一，其典型形貌如图7所示。磷化物种类较多，按其晶体结构主要可分为三种，体心正方结构的 M_3P ，六方结构的 M_2P 以及正交结构的MP。这种磷化物相通常由Fe、Cr或Ti与P结合形成，例如 Cr_3P 、 Fe_2P 、

$FeTiP$ 和 FeP 等。这些针状磷化物通常在400~650℃温度区间，5~30 dpa剂量范围内的快堆辐照固溶退火（SA）316不锈钢中出现，其形成温度与剂量如图8所示。此类析出相稳定性相对较低。研究表明，在500~550℃下，当辐照剂量达到约30 dpa，316钢中的磷化物开始部分溶解，温度达到600℃，磷化物则完全溶解^[7, 35]。

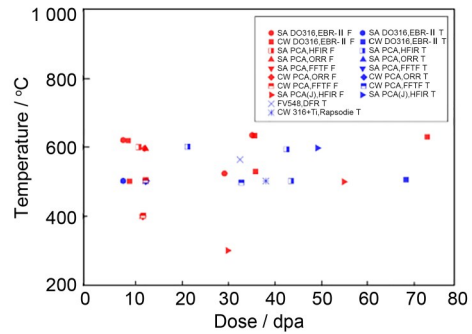


图5 奥氏体不锈钢中G相形成与温度和剂量关系图^[36~37]
(彩色见网络版)

Fig.5 Formation map of G phase in austenitic stainless steel with temperature and dose^[36~37] (color online)

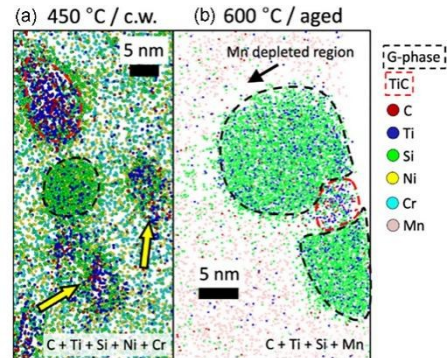


图6 不同方式形成的G相颗粒^[38]
Fig.6 Schematic of the different formation pathways for G-phase^[38]

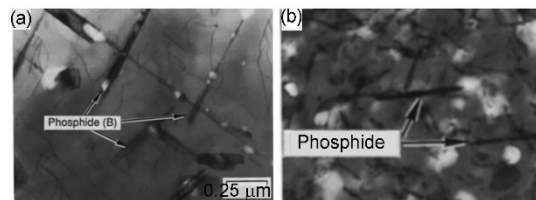


图7 辐照过程中形成的针状或带状磷化物^[36]
Fig.7 Transmission electron micrograph showing acicular or banded phosphides formed during irradiation^[36]

通常情况下，磷化物在Ti改性不锈钢（如D9合金）中并不析出，然而，当Ti改性不锈钢中添

加约0.04%的P时,在400~625 °C温度范围内,无论材料经过CW还是SA,均会诱发磷化物针状相的大量析出。Shuro等^[39]和Shibahara等^[40]对快堆辐照后的PNC316研究中指出,磷化物析出具有显著的强化作用。在PNC316不锈钢中,由于含有强磷化物元素Ti和Si,其磷化物相表现出远高于其他钢种的稳定性,直至约70 dpa才开始溶解。值得注意的是,磷化物的溶解过程与材料肿胀的起始密切相关。如图9所示,对比肿胀起始前(图9(a):806 K,43 dpa)与肿胀发生后(图9(b):838 K,85 dpa)的微观组织可见,当吸收剂量增加导致磷化物完全溶解时,材料内部形成大量空洞。Shibahara等^[40]认为,稳定的磷化物能够捕获氦气泡,并通过促进氦分散有效延缓气泡向空洞的转变,从而显著提升材料的抗辐照肿胀性能。事实上,磷化物抑制辐照肿胀的机制是多方面的,不仅限于捕获气泡,更深层次的微观本质涉及其与点缺陷及氦原子的复杂相互作用。首先,稳定的磷化物相,特别是针状磷化物,可以作为氦气泡的优先形核位点。磷化物与基体之间的界面可能提供能量有利的缺陷位点,促进扩散而来的氦原子在此聚集并形成大量细小、弥散的氦气泡^[41-43]。这些氦气泡在磷化物界面处被有效锚定,限制其生长,从而避免形成导致肿胀的大尺寸空洞。这种界面效应和可能的结合能差异是磷化物有效抑制肿胀的关键^[44]。其次,磷化物本身也可以作为有效的点缺陷汇,特别是空位陷阱。通过捕获辐照产生的过饱和空位,磷化物能够降低基体中的空位浓度,从而抑制空洞的形核和长大。这种对点缺陷的调控作用,削弱了肿胀驱动力。此外,磷元素的析出形成磷化物,也间接影响了基体中其他元素的辐照诱导偏析行为,进而调控整体微观结构的演化^[45]。在普通316不锈钢中添加磷元素同样能稳定磷化物相。然而,在此情况下生成的磷化物通常不被归类为辐照诱导相。由于添加过量磷元素的316不锈钢在热时效过程中即可形成磷化物,因此将其归为辐照增强相或辐照改性相更为准确。稳定的磷化物针状相可有效延长不锈钢包壳肿胀孕育期。然而,添加过量的P元素会恶化钢的抗应力腐蚀裂纹敏感性和抗焊接腐蚀裂纹性。因此,研究辐照诱导析出磷化物针的形成机制,有利于在添加少量P元素的合金辐照过程中形成稳定的磷化物针状相,从而提升合金的抗辐照肿胀性能,同时保持合金的持久性能。

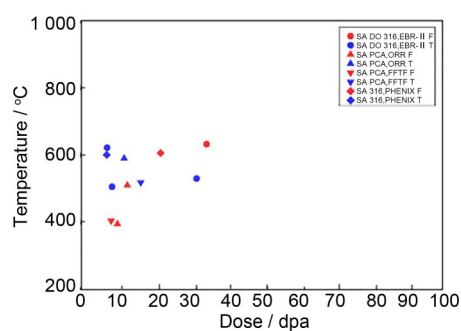


图8 奥氏体不锈钢磷化物相形成与温度和剂量关系图^[36,39-40](彩色见网络版)

Fig.8 Formation map of phosphides in austenitic stainless steel with temperature and dose^[36,39-40] (color online)

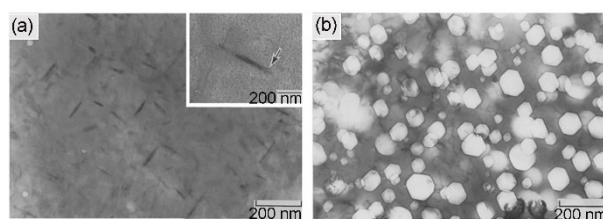


图9 PNC316不锈钢辐照后微观结构:(a)806 K,43 dpa肿胀开始前的磷化物;(b)838 K,85 dpa产生空洞^[40]

Fig.9 Microstructure of PNC316 stainless steel after irradiation: (a) phosphide formation prior to the onset of swelling (Irradiation conditions: 806 K, 43 dpa), (b) formation of voids after swelling (irradiation conditions: 838 K, 85 dpa)^[40]

2 分析讨论

前述各节分别从位错结构,孔洞行为以及析出相演化等方面系统综述了快堆奥氏体不锈钢包壳在中子辐照条件下的微观组织变化。然而,在实际辐照服役过程中,这些微观结构并非孤立演化,而是在点缺陷持续产生与迁移的背景下,通过辐照诱导偏析(RIS)这一核心驱动力相互耦合,协同演变,其综合作用最终决定了材料的辐照肿胀行为及力学性能退化规律。因此,有必要从整体角度对各类微观结构之间的内在联系进行分析与讨论。

2.1 点缺陷通量与缺陷汇的竞争

在快中子辐照条件下,材料内部持续产生大量空位和自间隙原子,其后续演化取决于不同缺陷汇(位错、晶界、析出相界面、孔洞等)对点缺陷的竞争吸收能力。位错环和位错网络作为最早形成且分布最广泛的缺陷结构,在辐照初期主导了点缺陷的吸收与再分布。一方面,位错通过吸收空位发生攀

移并重新排列,降低了初始加工引入的位错密度;另一方面,自间隙原子聚集形成的位错环在一定剂量范围内大量存在,为后续析出相提供了优先形核位点。随着吸收剂量和温度的进一步提高,位错作为缺陷汇的“有效性”逐渐被削弱,空位过饱和度上升,为孔洞的形核和长大创造条件。此时,不同类型缺陷汇之间的竞争关系发生转变:若材料中存在高密度稳定析出相(如TiC或磷化物),其界面可持续吸收空位并截留氢原子,从而延缓孔洞形成;反之,当有效缺陷汇不足或发生溶解时,空位更易在基体中聚集,导致空洞快速长大并引发显著辐照肿胀。

2.2 辐照诱导偏析在析出相演化中的关键调控作用

辐照诱导偏析是连接点缺陷演化与析出相行为的关键桥梁。不同溶质元素与点缺陷之间结合能的差异,导致其在空位或间隙原子通量驱动下发生定向迁移,从而在位错、晶界及析出相界面处形成显著的成分富集或贫化。这种非平衡成分重排,使得辐照条件下析出相的类型、成分及稳定性显著不同于纯热时效过程。 γ' 相和G相的形成正是RIS主导下的典型例证。Ni和Si在位错等缺陷汇处的富集,为 γ' 相和G相的形核提供了必要的成分条件,但两者在形成温度、剂量窗口及空间分布上的差异,反映了其对点缺陷环境的不同敏感性。 γ' 相倾向于在位错环和位错网络附近形成,且与孔洞分布关联较弱,表明其形成主要受位错主导的RIS控制;而G相往往与碳化物界面或高位错密度区相关,其形成和粗化会显著改变局部缺陷汇结构,进而反过来促进大尺寸孔洞的形成。

2.3 析出相 - 孔洞相互作用对辐照肿胀的双重影响

析出相对辐照肿胀的影响具有明显的“双刃剑”特征。一方面,细小弥散的MC型碳化物、 γ' 相及稳定磷化物能够作为有效的空位和氢陷阱,降低基体中的空位过饱和度,延长肿胀孕育期;另一方面,某些辐照诱导析出相(如G相,粗化的M₆C)在消耗基体合金元素的同时,其界面可能成为空洞的优先形核位置,促进孔洞长大并加速肿胀。尤其值得注意的是磷化物在肿胀抑制中的特殊作用。稳定存在的针状磷化物不仅能够捕获并分散氢气泡,还可

作为长期有效的点缺陷汇。当辐照温度或剂量升高导致磷化物溶解时,原本被其“锁定”的氢原子和空位重新释放,往往与肿胀的快速起始相对应。这一现象表明,析出相的稳定性本身就是影响肿胀行为的重要隐含变量。

2.4 包壳材料设计启示

综合上述分析可以看出,快堆奥氏体不锈钢包壳的辐照行为并非由单一微观因素控制,而是点缺陷产生—迁移—吸收,RIS驱动成分再分布以及析出相与孔洞协同演化共同作用的结果。因此,单纯通过提高位错密度或引入某一种析出相来抑制肿胀往往难以在高剂量服役条件下长期奏效。从材料设计角度看,更为有效的策略应着眼于构建多层级,长期稳定的缺陷汇体系:通过成分设计与加工工艺调控,在辐照全寿期内维持适度的位错结构,同时引入热稳定且辐照稳定的析出相,以持续调控点缺陷通量和氢分布行为。

3 结论

通过对国内外研究进展的综述可以看出,快堆奥氏体不锈钢包壳在辐照环境下的微观结构演化规律已取得较为系统的认识,尤其是在辐照诱导析出相(如 γ' 相、G相、磷化物等)的鉴定、成分表征及其对力学性能和肿胀行为影响方面积累了大量数据。研究表明,辐照肿胀与析出相类型密切相关;MC型碳化物、 γ' 相及部分磷化物有助于抑制肿胀,而G相、M₆C等则易促进肿胀发展;RIS作为微观成分重排的重要机制,在很大程度上决定了析出相的形成与空间分布。

与国际领先水平相比,我国在该领域仍存在一定差距:一是高剂量中子辐照条件下成套、标准化辐照后的检验(Post irradiation examination, PIE)数据体系尚不健全,高dpa条件下微观组织与性能演化规律仍有待系统梳理;二是放射性材料表征重大设施的开放共享机制有待完善,高端PIE能力的连续利用和协同创新水平有待提升;三是在从实验观测到多尺度模拟预测并反向指导材料设计的“设计-验证-应用”闭环体系方面仍处于发展阶段。

基于上述问题,未来工作宜由“经验摸索”逐步转向“机理驱动”。在短期内(1~2 a),可重点开展辐照缺陷动态演化的原位表征,利用原位辐照透射电镜在300~400 °C、低剂量(<1 dpa)条

件下观察位错环的形核、生长与演化,并结合正电子湮灭谱等块材表征手段,对缺陷类型与分布进行交叉验证。需要注意的是,原位透射电镜通常采用极薄箔样品,高温辐照条件下自由表面作为强缺陷和气体汇,会显著影响点缺陷、位错环及He气泡的迁移和演化,高温原位观察到的行为未必完全代表块体材料内部的真实过程,相应机理解读需充分考虑薄箔表面效应^[46-50]。中期内(3~5 a),应围绕析出相形核机制与成分调控规律,重点研究 γ' 相和G相的早期形核行为及其与辐照缺陷、溶质偏聚的耦合关系,可通过离子辐照模拟与原子探针断层成像等技术结合,解析关键元素在缺陷处的偏聚动力学。针对快堆环境中嬗变氢与位移损伤协同作用,仅依赖薄箔原位实验难以反映块体真实响应,宜在块材样品上开展重离子+He离子双束同时辐照等一系列等效实验,以获取更接近快堆中子辐照条件的损伤场和氢浓度场^[51-53]。从长期看(5 a及以上),有必要在前述实验工作的基础上,构建涵盖“合金成分-辐照参数-微观结构-宏观性能”的多尺度耦合预测模型,区分并校正薄箔与块材条件下缺陷和气泡演化的差异,实现复杂服役条件下微观结构演化与性能退化的定量预测,为新一代快堆包壳材料的设计优化和安全评估提供数据支撑和理论依据。

通过上述分阶段、多技术融合且兼顾原位与块材效应的研究路径,系统阐明辐照诱导微观结构的形成与演化机制,有望弥补我国在系统性数据库、开放设施与闭环设计体系方面的不足,为高抗辐照肿胀奥氏体不锈钢的材料设计与工程应用奠定坚实的理论与数据基础。

作者贡献声明 朱骏雄负责论文数据的收集及论文撰写;王华才负责论文思路设计及论文整体修改。所有作者均已阅读并认可该论文最终版的所有内容。

参考文献

- Klimenkov M, Vladimirov P, Jäntschi U, *et al.* New insights into microstructure of irradiated beryllium based on experiments and computer simulations[J]. *Scientific Reports*, 2020, **10**: 8042. DOI: 10.1038/s41598-020-64654-5.
- Sills R B, Zhou X W, Foster M E. Void and helium bubble interactions with dislocations in an FCC stainless steel alloy: anomalous hardening and cavity cross-slip locking[J]. *Materialia*, 2024, **36**: 102184. DOI: 10.1016/j.mtla.2024.102184.
- Jeles A. Molecular dynamics modeling of helium bubbles in austenitic steels[J]. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms*, 2018, **425**: 50-54. DOI: 10.1016/j.nimb.2018.04.008.
- Yvon P, Le Flem M, Cabot C, *et al.* Structural materials for next generation nuclear systems: challenges and the path forward[J]. *Nuclear Engineering and Design*, 2015, **294**: 161-169. DOI: 10.1016/j.nucengdes.2015.09.015.
- Maziasz P J. Overview of microstructural evolution in neutron-irradiated austenitic stainless steels[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 1993, **205**: 118-145. DOI: 10.1016/0022-3115(93)90077-c.
- Bacon D J, Gavillet D, Horsewell A, *et al.* Summary of Montreux Workshop on “time dependence of radiation damage accumulation and its impact on materials properties”[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 1993, **206**(2/3): 368-371. DOI: 10.1016/0022-3115(93)90137-n.
- Zinkle S J, Maziasz P J, Stoller R E. Dose dependence of the microstructural evolution in neutron-irradiated austenitic stainless steel[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 1993, **206**(2/3): 266-286. DOI: 10.1016/0022-3115(93)90128-1.
- Lee E H, Mansur L K. Fe-15Ni-13Cr austenitic stainless steels for fission and fusion reactor applications. III. Phase stability during heavy ion irradiation[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2000, **278**(1): 20-29. DOI: 10.1016/S0022-3115(99)00236-6.
- Edwards D J, Simonen E P, Bruemmer S M. Evolution of fine-scale defects in stainless steels neutron-irradiated at 275 °C[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2003, **317**(1): 13-31. DOI: 10.1016/S0022-3115(03)00002-3.
- 郝予琛, 赵美玲, 罗来马. 核反应堆用奥氏体不锈钢辐照损伤的研究进展[J]. *机械工程材料*, 2018, **42**(7): 1-5. DOI: 10.11973/jxgccl201807001.
- HAO Yuchen, ZHAO Meiling, LUO Laima. Research progress on irradiation damage of austenitic stainless steel for nuclear reactor[J]. *Materials for Mechanical Engineering*, 2018, **42**(7): 1-5. DOI: 10.11973/jxgccl201807001.
- Tanaka M P, Hamada S, Hishinuma A, *et al.* Microstructural development of austenitic stainless steels irradiated in HFIR[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 1988, **155/156/157**: 801-805. DOI: 10.1016/0022-3115(88)

- 90419-9.
- 12 Maziasz P J. Void swelling resistance of phosphorus-modified austenitic stainless steels during HFIR irradiation at 300–500 °C to 57 dpa[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 1993, **200**(1): 90-107. DOI: 10.1016/0022-3115(93)90013-o.
 - 13 Porollo S I, Konobeev Y V, Garner F A . Swelling and microstructure of austenitic stainless steel ChS-68 CW after high dose neutron irradiation[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2009, **393**(1): 61-66. DOI: 10.1016/j.jnucmat.2009.05.005.
 - 14 Garner F A, Brager H R, Puigh R J. Swelling behavior of titanium-modified alloys in EBR-II[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 1985, **133/134**: 535-539. DOI: 10.1016/0022-3115(85)90205-3.
 - 15 Balachov I I, Shcherbakov E N, Kozlov A V, *et al.* Influence of radiation-induced voids and bubbles on physical properties of austenitic structural alloys[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2004, **329/330/331/332/333**: 617-620. DOI: 10.1016/j.jnucmat.2004.04.343.
 - 16 Pedraza D F, Maziasz P J. Void-precipitate association during neutron irradiation of austenitic stainless steel[C]// *Radiation-Induced Changes in Microstructure: 13th International Symposium (Part I)*. West Conshohocken: ASTM International, 1987: 161-194. DOI: 10.1520/stp33816s.
 - 17 Karthik V, Murugan S, Parameswaran P, *et al.* Austenitic stainless steels for fast reactors-irradiation experiments, property evaluation and microstructural studies[J]. *Energy Procedia*, 2011, **7**: 257-263. DOI: 10.1016/j.egypro.2011.06.033.
 - 18 Chen T Y, He L F, Cullison M H, *et al.* The correlation between microstructure and nanoindentation property of neutron-irradiated austenitic alloy D9[J]. *Acta Materialia*, 2020, **195**: 433-445. DOI: 10.1016/j.actamat.2020.05.020.
 - 19 Klimenkov M, Materna-Morris E, Möslang A. Characterization of radiation induced defects in EUROFER 97 after neutron irradiation[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2011, **417**(1/2/3): 124-126. DOI: 10.1016/j.jnucmat.2010.12.261.
 - 20 Gong Y H, Jin S X, Lu E Y, *et al.* Helium irradiation-induced defects in deformed 316L stainless steel[J]. *Philosophical Magazine*, 2018, **98**(2): 95-106. DOI: 10.1080/14786435.2017.1396377.
 - 21 Jiang L, Song M, Yang L Q, *et al.* A comparison study of void swelling in additively manufactured and cold-worked 316L stainless steels under ion irradiation[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2021, **551**: 152946. DOI: 10.1016/j.jnucmat.2021.152946.
 - 22 Wakai E, Hashimoto N, Robertson J P, *et al.* Swelling of cold-worked austenitic stainless steels irradiated in HFIR under spectrally tailored conditions[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2002, **307/308/309/310/311**(1): 352-356.
 - 23 Feng W, Fan P, Ma H L, *et al.* Radiation swelling of Ti-stabilized 15Cr-15Ni austenitic stainless steels with cold work levels of 15% – 25%[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2026, **618**: 156227. DOI: 10.1016/j.jnucmat.2025.156227.
 - 24 Kesternich W, Nandedkar R V. Coprecipitation of $M_{23}C_6$ and MC type carbide under the influence of irradiation[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 1991, **179/180/181**: 1015-1018. DOI: 10.1016/0022-3115(91)90263-7.
 - 25 Ohkawa A, Hasiguti R R, Yumoto H. Void formation at TiC-316 stainless steel interface by diffusion annealing [J]. *Journal of Nuclear Materials*, 1984, **123**(1/2/3): 1276-1280. DOI: 10.1016/0022-3115(84)90254-x.
 - 26 刘宝胜, 李国栋, 卫英慧, 等. 奥氏体不锈钢中 σ 相析出及其对性能影响的研究进展[J]. *钢铁研究学报*, 2014, **26**(1): 1-6.
LIU Baosheng, LI Guodong, WEI Yinghui, *et al.* Review of σ phase precipitation and its influence on performance in austenitic stainless steel[J]. *Journal of Iron and Steel Research*, 2014, **26**(1): 1-6.
 - 27 Klaver T P C, Hepburn D J, Ackland G J. Defect and solute properties in dilute Fe-Cr-Ni austenitic alloys from first principles[J]. *Physical Review B*, 2012, **85**(17): 174111. DOI: 10.1103/physrevb.85.174111.
 - 28 Hepburn D J, MacLeod E, Ackland G J. Transition metal solute interactions with point defects in FCC iron from first principles[J]. *Physical Review B*, 2015, **92**: 014110. DOI: 10.1103/physrevb.92.014110.
 - 29 Cao J L, Wu S, Zhu H Y, *et al.* The trapping effects of silicon and phosphorus on point defects in γ -Fe[J]. *Computational Materials Science*, 2022, **210**: 111488. DOI: 10.1016/j.commatsci.2022.111488.
 - 30 Piochaud J B, Klaver T P C, Adjanor G, *et al.* First-principles study of point defects in an FCC Fe-10Ni-20Cr model alloy[J]. *Physical Review B*, 2014, **89**(2): 024101. DOI: 10.1103/physrevb.89.024101.
 - 31 Shousha S, Kadambi S B, Beeler B, *et al.* Vacancy-mediated transport and segregation tendencies of solutes

- in FCC nickel under diffusional creep: a density functional theory study[J]. *Physical Review Materials*, 2024, **8**(8): 083605. DOI: 10.1103/physrevmaterials.8.083605.
- 32 Etienne A, Radiguet B, Cunningham N J, *et al.* Atomic scale investigation of radiation-induced segregation in austenitic stainless steels[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2010, **406**(2): 244-250. DOI: 10.1016/j.jnucmat.2010.08.043.
- 33 Allen T R, Cole J I, Gan J, *et al.* Swelling and radiation-induced segregation in austenitic alloys[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2005, **342**(1/2/3): 90-100. DOI: 10.1016/j.jnucmat.2005.02.008.
- 34 Watanabe S, Sakaguchi N, Kurome K, *et al.* On the mechanism of radiation-induced segregation[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 1997, **240**(3): 251-253. DOI: 10.1016/s0022-3115(96)00710-6.
- 35 Garner F A, Brager H R, Hamilton M L, *et al.* New developments in irradiation-induced microstructural evolution of austenitic alloys and their consequences on mechanical properties[J]. *Radiation Effects*, 1987, **101**(1/2/3/4): 37-53. DOI: 10.1080/00337578708224735.
- 36 Maziasz P J. Formation and stability of radiation-induced phases in neutron-irradiated austenitic and ferritic steels [J]. *Journal of Nuclear Materials*, 1989, **169**: 95-115. DOI: 10.1016/0022-3115(89)90525-4.
- 37 Cawthorne C, Brown C. The occurrence of an ordered FCC phase in neutron irradiated M316 stainless steel[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 1977, **66**(1/2): 201-202. DOI: 10.1016/0022-3115(77)90149-0.
- 38 Cautaerts N, Delville R, Stergar E, *et al.* The role of Ti and TiC nanoprecipitates in radiation resistant austenitic steel: a nanoscale study[J]. *Acta Materialia*, 2020, **197**: 184-197. DOI: 10.1016/j.actamat.2020.07.022.
- 39 Shuro I, Kuo H H, Sasaki T, *et al.* G-phase precipitation in austenitic stainless steel deformed by high pressure torsion[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, **552**: 194-198. DOI: 10.1016/j.msea.2012.05.030.
- 40 Shibahara I, Ukai S, Onose S, *et al.* Irradiation performance of modified 316 stainless steel for Monju fuel[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 1993, **204**: 131-140. DOI: 10.1016/0022-3115(93)90209-h.
- 41 Dubuisson P, Maillard A, Delalande C, *et al.* The effect of phosphorus on the radiation-induced microstructure of stabilized austenitic stainless steels[C]//Effects of Radiation on Materials: 15th International Symposium, West Conshohocken: ASTM International, 1992: 995-1014.
- 42 Watanabe H, Muroga T, Yoshida N. The effect of phosphorus on the microstructure of an Fe16Cr17Ni austenitic ternary induced by fast neutron irradiations[C]//Effects of Radiation on Materials: 16th International Symposium. West Conshohocken: ASTM International, 1994: 951963.
- 43 Lee E H, Packan N H. Swelling suppression in phosphorus-modified Fe-Cr-Ni alloys during neutron irradiation[C]//Effects of Radiation on Materials: 14th International Symposium (Volume I). West Conshohocken: ASTM International, 1990: 133-146.
- 44 Shibahara I, Akasaka N, Onose S. Effects of metallurgical variables on swelling of modified 316 and higher Ni austenitic stainless steels[C]//Effects of Radiation on Materials: 17th International Symposium. West Conshohocken: ASTM International, 1996: 858-873.
- 45 Rao K, Liu Z R, He X F, *et al.* First-principles study on the solute-induced low diffusion and self-trapping of helium in FCC iron[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2022, **563**: 153613. DOI: 10.1016/j.jnucmat.2022.153613.
- 46 Aliaga M J, Schäublin R, Löffler J F, *et al.* Surface-induced vacancy loops and damage dispersion in irradiated Fe thin films[J]. *Acta Materialia*, 2015, **101**: 22-30. DOI: 10.1016/j.actamat.2015.08.063.
- 47 Li Y P, Wang L, Ran G, *et al.* *In-situ* TEM investigation of 30 keV He⁺ irradiated tungsten: effects of temperature, fluence, and sample thickness on dislocation loop evolution[J]. *Acta Materialia*, 2021, **206**: 116618. DOI: 10.1016/j.actamat.2020.116618.
- 48 Fan C C, Li C Y, Parish C M, *et al.* Helium effects on the surface and subsurface evolutions in single-crystalline tungsten[J]. *Acta Materialia*, 2021, **203**: 116420. DOI: 10.1016/j.actamat.2020.10.039.
- 49 Baba T, Iwakiri H, Sugano R, *et al.* Surface modification and correlated internal damage in tungsten irradiated with low energy helium ions at 1273 K[J]. *Materials Transactions*, 2005, **46**(3): 565-567. DOI: 10.2320/matertrans.46.565.
- 50 Harrison R W, Peng N, Webb R P, *et al.* Characterisation of helium ion irradiated bulk tungsten: a comparison with the *in-situ* TEM technique[J]. *Fusion Engineering and Design*, 2019, **138**: 210-216. DOI: 10.1016/j.fusengdes.2018.11.024.
- 51 Taylor C, Bufford D, Muntifer B, *et al.* *In situ* TEM

- multi-beam ion irradiation as a technique for elucidating synergistic radiation effects[J]. *Materials*, 2017, **10**(10): 1148. DOI: 10.3390/ma10101148.
- 52 Cao Z Q, Ran G, Wang Z, *et al.* *In-situ* TEM study on the evolution of dislocation loops and bubbles in CeO₂ during Kr⁺ single-beam and Kr⁺-H₂⁺ dual-beam synergetic irradiation[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2022, **123**: 49-59. DOI: 10.1016/j.jmst.2022.01.021.
- 53 Li Y P, Ran G, Liu X Y, *et al.* *In-situ* TEM investigation of dislocation loop reaction and irradiation hardening in H₂⁺-He⁺ dual-beam irradiated Mo[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2022, **107**: 14-25. DOI: 10.1016/j.jmst.2021.07.040.