

Si含量对铌稳定化奥氏体不锈钢微观组织和力学性能的影响

刘涌涛^{1,2}, 陈胜虎¹, 姜海昌¹, 戎利建¹

(1. 中国科学院金属研究所 中国科学院核用材料与安全评价重点实验室, 辽宁 沈阳 110016)

(2. 中国科学技术大学 材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110016)

摘要: 采用OM、SEM和TEM等方法研究了Si含量在0.076%~3.80% (质量分数) 范围内对固溶态铌稳定化奥氏体不锈钢微观组织、拉伸性能与冲击韧性的影响。结果表明, Si含量变化对晶粒尺寸和初生NbC的影响较小, 3.80% Si促进了 δ -铁素体的形成。3种钢的变形机制为位错平面滑移, 滑移带内较高的局部塑性应变诱发了马氏体相变, Si含量的增加促进了位错平面滑移, 滑移带内的局部塑性应变减小, 导致块状马氏体向细小板条状的转变。Si添加对抗拉强度的提升作用是由于位错平面滑移和形变诱发马氏体引起的二次应变硬化, 但初生NbC/奥氏体界面处形成二次裂纹的概率增大造成了延伸率的降低。Si含量的增加降低了冲击韧性, 滑移带间距减小可增加孔洞形核位置, 造成裂纹萌生功的降低, 与此同时, 马氏体/奥氏体界面数量的增加导致裂纹扩展功的降低。

关键词: 奥氏体不锈钢; 力学性能; 硅元素; 平面滑移; 形变诱发马氏体

中图分类号: TL341; TG142.71

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)07-1785-11

1 引言

与传统的轻水堆相比, 第4代核电反应堆的服役工况更加苛刻, 包括运行温度更高、辐照剂量更大、冷却介质的腐蚀性更强等, 导致现役堆型使用的结构材料无法满足先进堆型的要求^[1-3]。世界各国均在积极开展新型结构材料的研发, 以奥氏体不锈钢为例, 新型铌稳定化奥氏体钢如316Nb、PNC316、FV548、310HNB、NF709、15-15Ti等^[4-7], 具有优异的耐辐照性能和高温力学性能, 被视为第四代核电反应堆的候选材料。一方面, Nb与C较高的亲和力促进NbC形成, 抑制晶界 $M_{23}C_6$ 碳化物的析出, 与此同时, 持久蠕变过程中析出的细小弥散NbC可有效阻碍位错运动, 提高高温强度^[8]; 另一方面, 固溶在奥氏体中的Nb原子可捕获点缺陷, 并抑制辐照空洞长大, 降低奥氏体不锈钢的辐照肿胀^[9]。

近年来, 针对奥氏体不锈钢在耐液态金属中的腐蚀问题^[10-11], 尤其是奥氏体不锈钢在液态铅铋中较高的溶解腐蚀倾向, 吴欣强等^[12]提出Si元素添加可提高控氧条件下材料表面氧化膜的致密性, 显著改善了耐液态铅铋腐蚀性能。李骥等人^[13]研究表明550℃饱和氧液态铅铋腐蚀1500h后, 添加2wt%的Si元素可使316H表面形成氧化层的厚度由450 μm 减少至30 μm , 显著提升耐铅铋

腐蚀性能。对316L和Si添加316L钢在饱和氧液态铅铋中的对比研究表明^[14], Si添加316L钢表面形成了富Si的氧化层, 具有更低的氧化腐蚀速率。近期, Xie等人^[15]采用三维原子探针(APT)等先进表征手段证实了Si元素在Fe-15Cr-9Ni-2.5Si奥氏体钢表面氧化层形成过程中的微观机制, Si与O较低的结合能而形成Si氧化物, SiO_2 氧化物颗粒弥散分布于内氧化层中。

然而, Si添加会改变奥氏体不锈钢的微观组织, 进而影响力学性能。Si作为一种强铁素体形成元素^[16], 会增加 δ -铁素体的形成倾向, Si含量对15X18H12C4T奥氏体不锈钢微观组织影响的研究结果表明^[17], 随着Si含量由1.79wt%提高至4.09wt%, δ -铁素体的体积分数由5%增加至10%。前期研究^[18-19]表明, δ -铁素体在第4代核电反应堆运行温度服役过程中易分解为 $M_{23}C_6$ 、Laves、 σ 等脆性相, 损伤力学性能。此外, Si添加会影响奥氏体钢的变形机制。Yi^[20]和陆成旭^[21]等人对15-15Ti奥氏体不锈钢的冷变形研究表明, Si含量的增加促进冷变形过程中变形孪晶的发生。Si含量对301奥氏体不锈钢冷轧变形行为的研究结果^[22]表明, Si含量的增加促进了形变诱发马氏体的形核, 提高形变诱发马氏体的形成数量。对于新型铌稳定化奥氏体不锈钢来说, 铌添加会降低 $M_{23}C_6$ 碳化物的形成倾向, 并引入NbC碳化物, Si含量对新型含

收稿日期: 2024-10-01

基金项目: 国家自然科学基金(U23B2074); 中核集团领创项目; 吉林省与中国科学院科技合作高新技术产业化专项(2024SYHZ0004)

作者简介: 刘涌涛, 男, 2000年生, 硕士生, 中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016, E-mail: ytlou22s@imr.ac.cn

铌奥氏体不锈钢微观组织和变形机制的影响尚不清楚。

本工作以团队前期研发的一种铌稳定化奥氏体不锈钢 Fe-15Cr-9Ni-1.0Nb 为研究对象,制备了 3 中不同 Si 含量的奥氏体钢,研究了不同 Si 含量奥氏体不锈钢的微观组织和变形机制、以及对拉伸性能和冲击韧性的影响机制,为优化铌稳定化奥氏体不锈钢的 Si 含量提供理论基础。

2 实验

实验用奥氏体不锈钢采用 50 kg 真空感应炉冶炼制备,在 9Ni15Cr0.6Mn0.9Nb0.1C 基础上,制备了 3 种不同 Si 含量的铸锭, Si 含量分别为 0.076%、2.54% 和 3.8%,并标记为 ASS-0Si、ASS-2Si 和 ASS-4Si,其化学成分如表 1 所示。铸锭首先在 1240 °C 进行 12 h 的均质化处理,以调控初生 NbC 的数量和尺寸,随后轧制成 12 mm 厚的板材。在板材上切取样品,在 1100 °C 进行固溶处理 1 h,然后水淬。

室温拉伸在 RDL-50 拉伸试验机上进行,试样直径为 5 mm,标距长度为 25 mm,实验标准为 GB/T 228.1-2021。室温冲击在 HIT450P 型智能示波冲击试验机上进行,实验标准为 GB/T229-2020,冲击试样为夏比 V 型缺口冲击试样,试样尺寸为 10 mm×10 mm×55 mm。

表 1 3 种不同 Si 含量奥氏体不锈钢的合金成分

Table 1 Chemical composition of austenitic stainless steels with different Si contents (wt/%)

Steel	C	Si	Nb	Ni	Cr	Mn	P	S	Fe
ASS-0Si	0.11	0.076	0.92	9.66	15.1	0.65	0.007	0.0017	Bal.
ASS-2Si	0.12	2.54	0.94	9.12	15.2	0.61	0.006	0.0021	Bal.
ASS-4Si	0.11	3.80	0.95	9.66	15.1	0.62	0.007	0.0015	Bal.

显微组织观察样品经过以下步骤处理:先使用水砂纸进行机械研磨,然后用金刚石抛光膏进行抛光,之后采用 10% 草酸-水溶液进行电化学腐蚀,电压为 2.5 V,电流为 50 mA,腐蚀时间 10 s。在 GX51 型光学显微镜(OM)观察显微组织。在 SEM3100 扫描电子显微镜(SEM)观察固溶态样品中析出相的类型形貌和分布,通过配备能谱仪(EDS)确定析出相的元素组成。使用 Oxford Instruments AZtecCrystal 2.0 EBSD 软件处理 EBSD 结果。

采用电解双喷减薄制备透射电镜(TEM)样品,溶液采用 10% 高氯酸乙醇溶液,电解温度约为 -20 °C,电压为 40 V,通过 TalosF200TEM 对析出相进行观察和选区电子衍射(SAED)分析,结合能谱仪(EDS)对析出相进行化学成分分析。

3 实验结果

3.1 显微组织

3 种 Si 含量奥氏体不锈钢固溶态组织的 OM 照片如图 1a~1c 所示, Si 含量变化未对初生 NbC 的分布产生显著影响,均观察到一定数量的 NbC 颗粒,沿轧制方向呈条带状分布。随着 Si 含量的增加,在 Si 含量为 3.8wt% 的 ASS-4Si 钢中出现了呈不规则块状的 δ -铁素体(图 1c)。由图 1d~1f 的 SEM 照片可见, 3 种钢中初生 NbC 的形貌和尺寸差别不大,呈球状或椭球状形貌,尺寸均小于 5 μm ,也可观察到少量纳米尺寸的二次 NbC。在 ASS-4Si 钢中, δ -铁素体内部未观察到析出相,而 δ -铁素体/奥氏体界面处存在析出相(图 1f)。

由于 NbC 存在影响了化学腐刻过程中的晶界侵蚀效果,采用 EBSD 分析了显微组织。由图 2a~2c 的

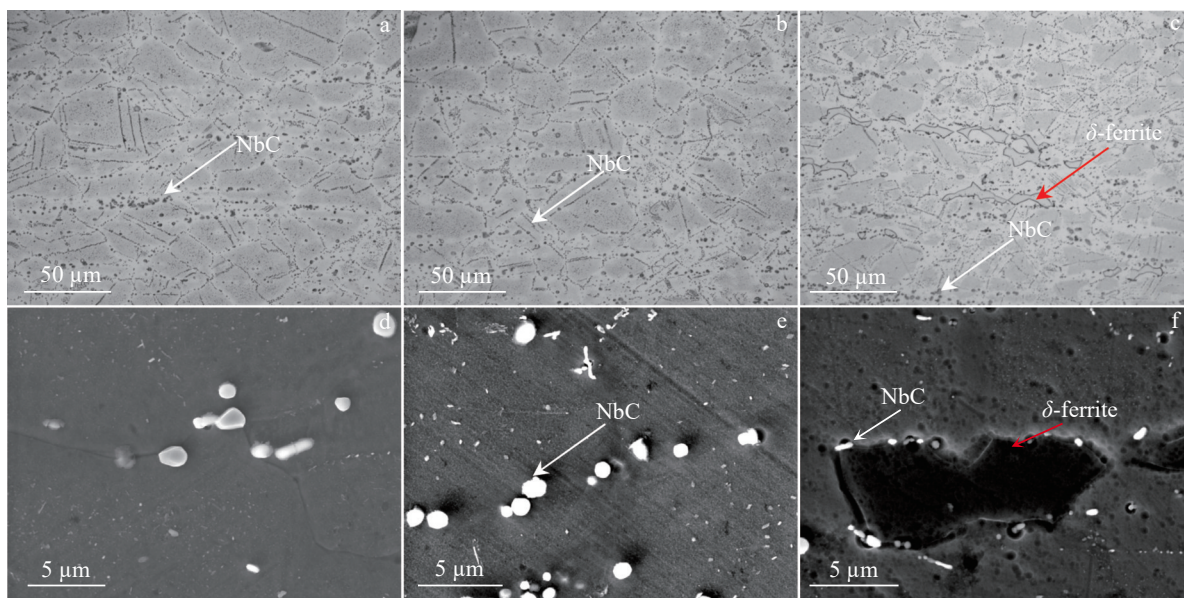


图 1 不同 Si 含量奥氏体不锈钢的固溶态显微组织

Fig.1 OM (a-c) and SEM (d-f) images of ASS-0Si (a, d), ASS-2Si (b, e), and ASS-4Si (c, f) austenitic stainless steels after solution treatment

相分布图可见,ASS-0Si 和 ASS-2Si 钢为单相奥氏体组织(图 2a 和 2b),而 ASS-4Si 中形成了 δ -铁素体,面积分数约为 3.8%(图 2c)。图 2d~2f 的晶粒取向图显示,3 种钢为均匀的等轴晶组织,晶粒内分布着许多退火

孪晶,平均晶粒尺寸统计结果表明,3 种钢的晶粒尺寸相近,分别为 37、29 和 25 μm 。
3 种 Si 含量奥氏体不锈钢固溶态组织的 TEM/HAADF 像如图 3 所示,晶界以及晶界附近区域均未观察

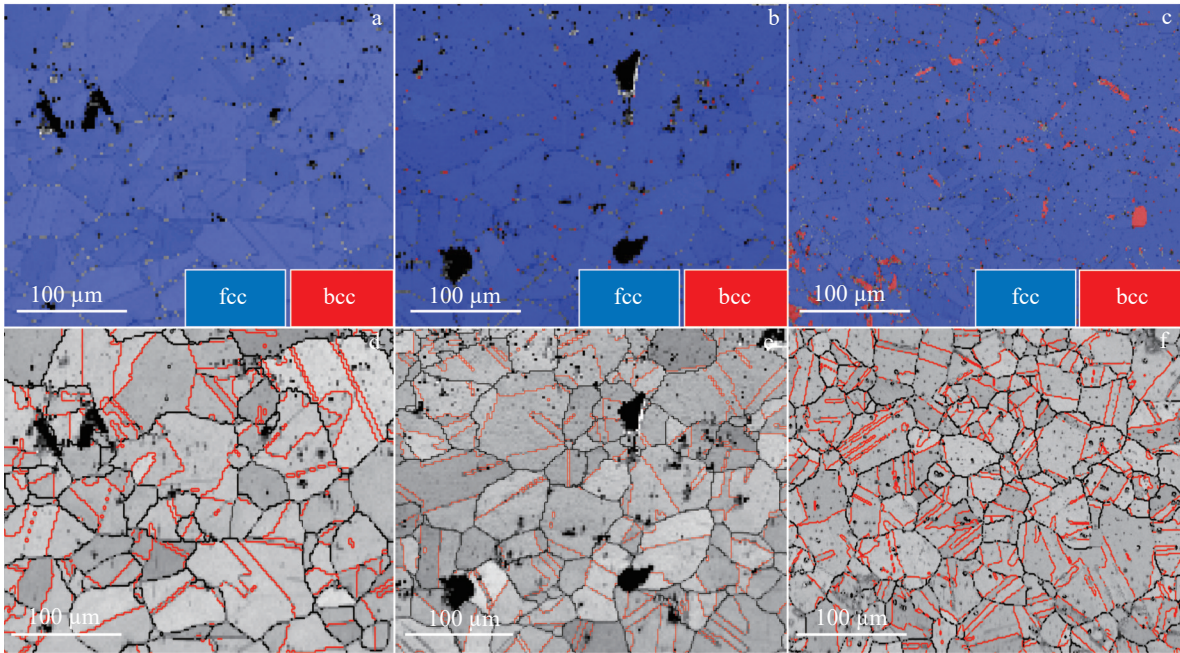


图2 不同Si含量奥氏体不锈钢的EBSD相分布和晶界特征图
Fig.2 EBSD phase distributions (a–c) and grain boundary maps (d–f) of ASS-0Si (a, d), ASS-2Si (b, e) and ASS-4Si (c, f) austenitic stainless steels after solution treatment (black lines show grain boundaries and red lines shows twin boundaries)

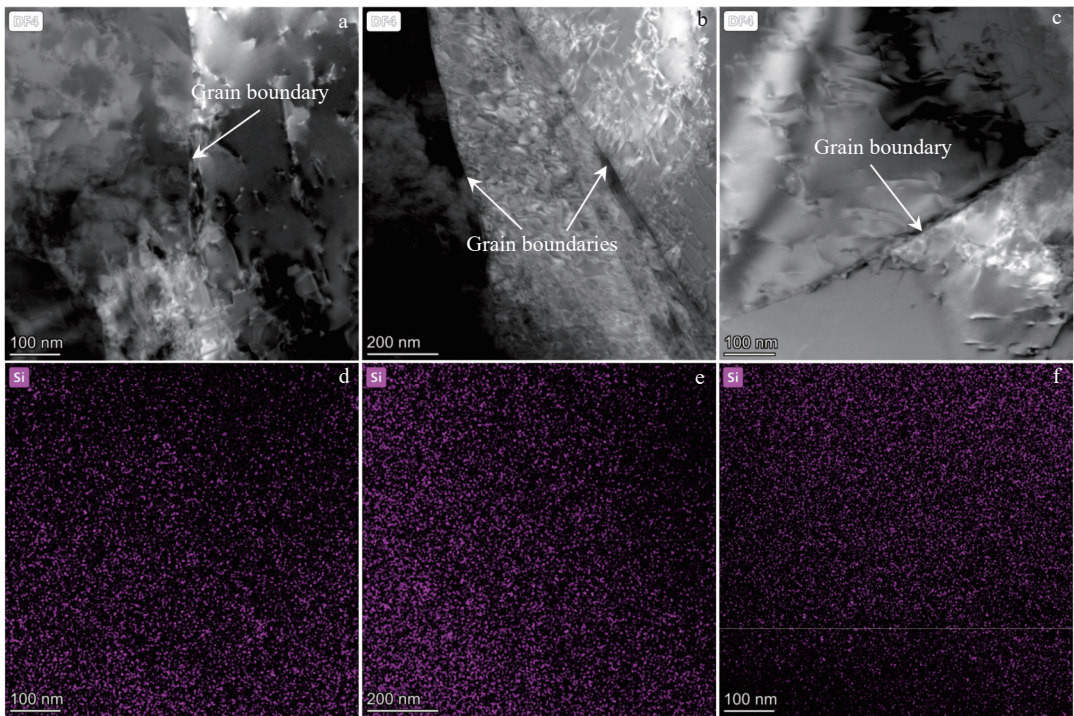


图3 不同Si含量奥氏体不锈钢晶界处的TEM-HAADF照片和Si元素EDS面分布
Fig.3 TEM-HAADF images (a–c) and STEM-EDS Si element mappings (d–f) of ASS-0Si (a, d), ASS-2Si (b, e), and ASS-4Si (c, f) austenitic stainless steels after solution treatment (white arrows show grain boundary)

到析出相(图 3a~3c), Si 元素的面分布图证实, Si 元素在奥氏体基体中呈均匀分布(图 3d~3f)。

3.2 室温力学性能

3.2.1 拉伸性能

表 2 为 3 种 Si 含量奥氏体不锈钢的室温屈服强度(YS)、抗拉强度(UTS)和延伸率(EL)。屈服强度随 Si 含量的增加而近乎线性增加, 由 222 MPa(ASS-0Si)提高至 272 MPa(ASS-2Si), 并进一步提高至 298 MPa(ASS-4Si)。ASS-0Si 钢的抗拉强度约为 716 MPa, ASS-2Si 钢抗拉强度显著增加, 提升幅度约 20%, 随着 Si 含量的进一步增加, 抗拉强度的提升幅度变小, ASS-4Si 钢的抗拉强度提升幅度为 10%。然而, 与抗拉强度的增加趋势不同, 随着 Si 含量的增加, 延伸率有所下降。延伸率由 54%(ASS-0Si 钢), 降低至 46%(ASS-2Si 钢), 并进一步降低至 42%(ASS-4Si 钢)。

3 种 Si 含量奥氏体不锈钢的拉伸应力-应变曲线如图 4a 所示, ASS-0Si 钢表现为典型奥氏体不锈钢的拉伸曲线特征, 相比之下, ASS-2Si 和 ASS-4Si 钢的应变量超过屈服点以后, 出现了显著的“二次应变硬化”现象。为了进一步确定 Si 含量对应变硬化行为的影响规律, 获得了 3 种 Si 含量奥氏体不锈钢的应变硬化曲线, 如图 4b 所示。ASS-0Si 钢的应变硬化率线性降低后趋于稳定, 与之不同的是, ASS-2Si 和 ASS-4Si 钢的加工硬化曲线呈 3 个阶段。第 1 阶段表现出与 ASS-0Si 钢相同的特征, 即应变硬化率的快速下降。第 2 阶段出现了应变硬化率随应变增加而不断增加的现象, ASS-2Si 与 ASS-4Si 第 2 阶段的起始真应变相近, 但 ASS-4Si 钢的峰值应变硬化率显著高于 ASS-2Si 钢。随后的第 3 阶段呈现出应变硬化率的线性下降。由此可见, Si 含量的增加显著改变了奥氏体不锈钢的加工硬化行为。

3.2.2 冲击韧性

图 5 为 3 种 Si 含量奥氏体不锈钢的冲击载荷曲线和冲击吸收功曲线, 随着 Si 含量的增加, 冲击功逐渐下降, 由 ASS-0Si 的 187 J 降低至 ASS-2Si 钢的 172 J, 并进一步降低至 ASS-4Si 的 130 J。将冲击功进一步细分为裂纹萌发吸收功(E_i)和裂纹扩展吸收功(E_p), F_m 为裂纹萌生点。裂纹萌发吸收功随 Si 含量的变化规律可见, ASS-0Si 钢的 E_i 在 (108 ± 7) J, ASS-2Si 钢的 E_i 并未出现显著变化, 为 (107 ± 5) J, 而 ASS-4Si 钢的 E_i 显著下降, 降低至 (75 ± 7) J。

表 2 不同 Si 含量奥氏体不锈钢的室温拉伸性能

Table 2 Room temperature tensile properties of austenitic stainless steels with different Si contents

Steel	YS/MPa	UTS/MPa	EL/%
ASS-0Si	222	716	54
ASS-2Si	272	884	46
ASS-4Si	298	998	42

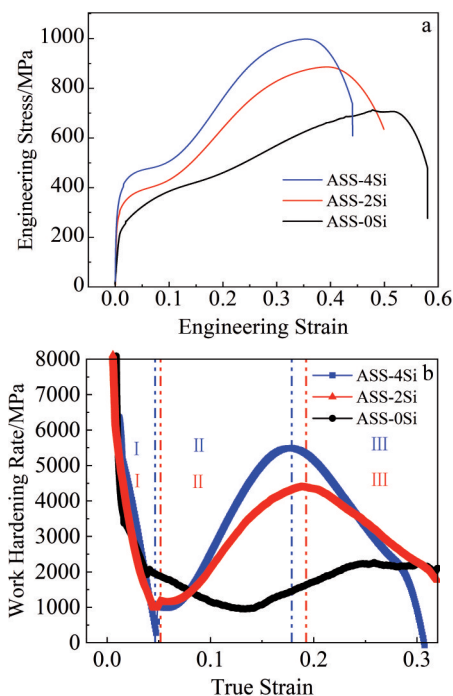


图 4 不同 Si 含量奥氏体不锈钢的应力-应变曲线和加工硬化曲线

Fig.4 Stress-strain curves (a) and work hardening curves (b) of austenitic stainless steels with different Si contents

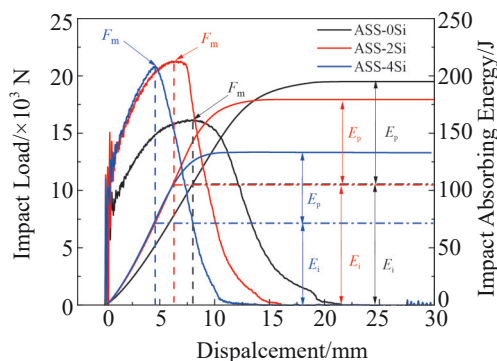


图 5 不同 Si 含量奥氏体不锈钢的室温冲击载荷曲线和冲击吸收功曲线

Fig.5 Room temperature impact load curve and impact absorbing energy curves of austenitic stainless steels with different Si contents

裂纹扩展吸收功则随 Si 含量的增加而逐渐下降, 由 ASS-0Si 钢的 (79 ± 3) J 降低至 ASS-2Si 钢的 (65 ± 12) J, 并进一步降低至 ASS-4Si 钢的近 (55 ± 7) J。

3.3 拉伸断口

图 6a~6c 分别为不同 Si 含量奥氏体不锈钢室温拉伸断口 SEM 形貌。可见, 3 种钢的断口表面均呈现韧窝形貌, 表现出典型的韧性断裂特征。随着 Si 含量的增加, 韧窝尺寸略有降低。由拉伸断口的 BSE 照片可见, 大尺

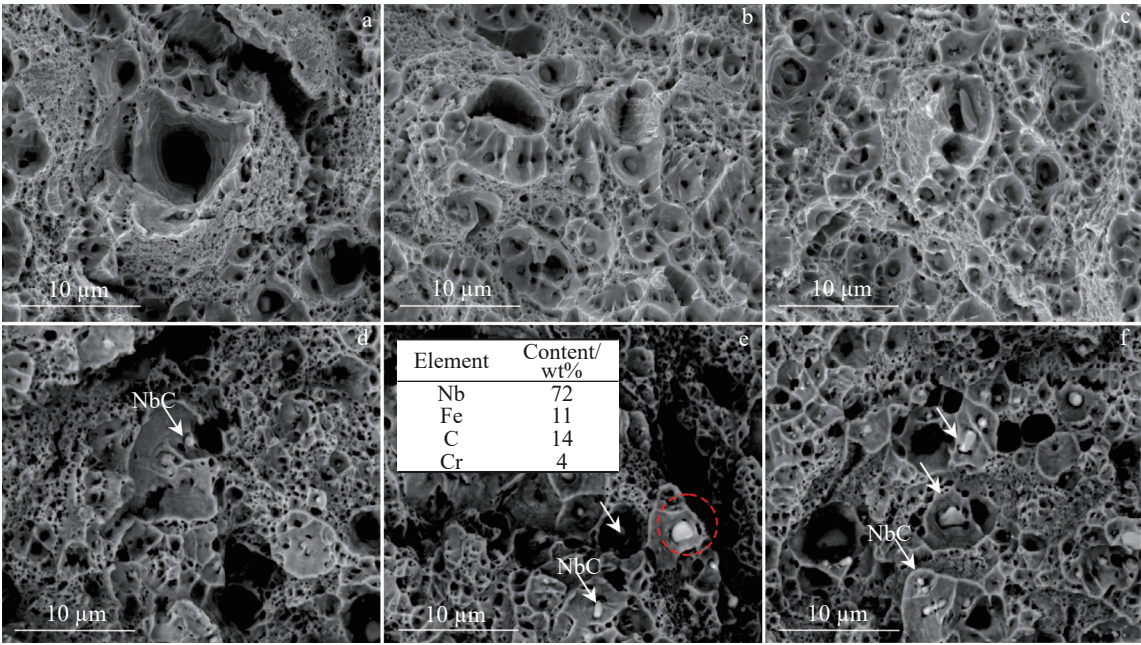


图6 不同Si含量奥氏体不锈钢的室温拉伸断口形貌

Fig.6 SEM (a–c) and BSE (d–f) images of room temperature tensile fracture surfaces of ASS-0Si (a, d), ASS-2Si (b, e), and ASS-4Si (c, f) austenitic stainless steels

寸韧窝底部存在比基体衬度更亮的颗粒,表明该颗粒的原子序数更大,EDS能谱分析结果证实颗粒为NbC。随着Si含量的增加,含有NbC颗粒的大尺寸韧窝数量显著增加。

为了进一步分析拉伸断口附近的微观组织,获得了拉伸断口纵剖面的SEM形貌,如图7所示。在ASS-0Si钢中,NbC与奥氏体基体结合良好,仅少数NbC颗粒周围观察到二次裂纹(图7a)。在ASS-2Si钢中,部分NbC颗粒周围形成了二次裂纹(图7b)。在Si含量最高的ASS-4Si钢中,绝大多数NbC颗粒周围出现二次裂纹,有些已发展为二次宏观裂纹(图7c),这与断口表面存在的大量NbC颗粒相吻合(图6f),ASS-4Si钢中存在的 δ -铁素体沿拉伸变形方向被拉长, δ -铁素体内部以及 δ -铁素体/奥氏体界面处未观察到二次裂纹,表明 δ -铁素体具有良好的塑性变形能力(图7c)。结合断口形貌和断口附近微观组织分析,随着Si含量的增加,NbC与奥氏体基体之间形成二次裂纹的概率增大。

3.4 冲击断口

图8a~8c为不同Si含量奥氏体不锈钢室温冲击断口的SEM形貌,3种钢的断口表面均呈现韧窝形貌,表现出典型的韧性断裂特征。对比可见,韧窝尺寸随着Si含量的增加而显著减小,ASS-0Si、ASS-2Si和ASS-4Si钢的韧窝平均直径分别为 (42 ± 6) 、 (33 ± 12) 和 (10 ± 3) μm 。通过图8d~8f分别对应的BSE像可见,大尺寸韧窝底部亦可观察到NbC颗粒。随着Si含量的增加,含有NbC颗粒的大

尺寸韧窝数量显著增加,这与拉伸断口表面的NbC颗粒分布规律一致。

为了进一步分析冲击断口附近的微观组织,获取了冲击断口纵剖面的EBSD照片。由图9a~9c的相分布图可见,3种钢在冲击变形过程中均发生了fcc相向bcc相的转变,转变位置主要位于滑移带处,3种钢中的bcc相面积分数相近,分别为6.2%、6.1%和6.3%。随着Si含量的增加,滑移带的间距显著减小,同时bcc相的尺寸也逐渐变小。ASS-0Si钢中存在尺寸较大的块状形貌bcc相,随着滑移带的间距减小,ASS-2Si和ASS-4Si在滑移带内部或滑移带交叉处形成的细小板条状bcc相数量也随之增加。

采用KAM分析了对应区域的应力分布情况,如图9d~9f所示。在ASS-0Si钢中,滑移带以及fcc/bcc相界面处的KAM值较高,为应力集中区域(图9c)。在ASS-2Si钢中,滑移带间距减小,滑移带内部形成的bcc相数量增加,应力分布不均匀程度增加(图9d)。在ASS-4Si钢中,滑移带间距显著减小,细小板条状bcc相数量也显著增加,滑移带和fcc相/bcc相界面处的KAM值显著升高,应力分布不均匀程度也显著增加(图9f)。由此可见,随着Si含量的增加,应力分布不均匀的程度加剧。

3.5 变形组织

为了进一步分析Si含量对变形行为的影响,对3种Si含量奥氏体不锈钢进行了10%应变量的拉伸变形试验。图10为不同Si含量奥氏体不锈钢经

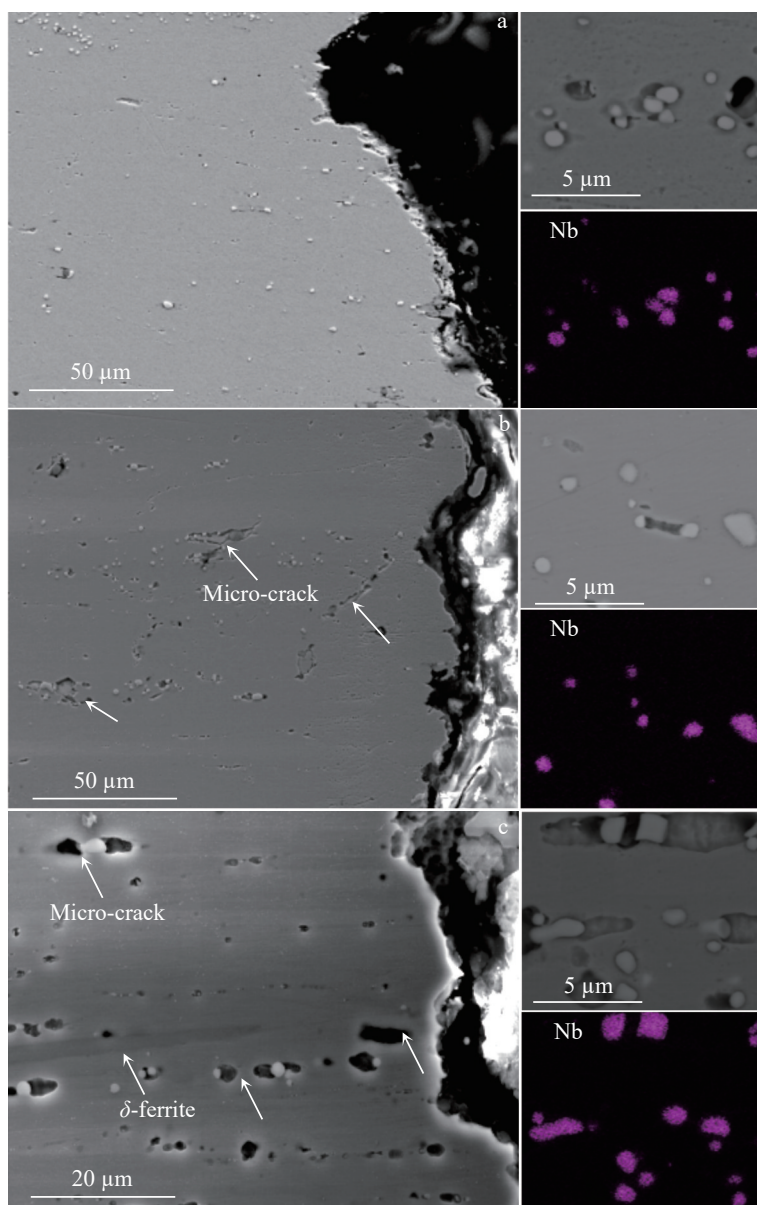


图7 不同Si含量奥氏体不锈钢室温拉伸断口纵剖面SEM形貌及EDS元素面分布

Fig.7 SEM morphologies and EDS element mappings of the longitudinal section near room temperature tensile fracture surface in ASS-0Si (a), ASS-2Si (b), and ASS-4Si (c) austenitic stainless steels

10%应变拉伸变形后的EBSD相分布图。可见,3种钢在拉伸变形过程中均发生了fcc向bcc的转变,随着Si含量的增加,形成的bcc相形貌发生显著变化。ASS-0Si钢中的bcc相主要为块状形貌,同时存在少量的细小板条状bcc相(图10a)。随着Si含量的增加,块状bcc相数量逐渐减少,而细小板条状BCC相数量逐渐增加。ASS-2Si钢中可观察到呈束状平行分布的细小板条状bcc相(图11b),而ASS-4Si钢中的大多数bcc相呈细小板条状,且呈束状平行分布(图10c)。

图11a~11c分别为不同Si含量奥氏体不锈钢经10%

应变拉伸变形后的TEM照片。3种钢的位错均呈现平面状滑移特征,形成了平面滑移带。平面滑移带间距随Si含量的增加而显著变小,平均间距由ASS-0Si钢的 (423 ± 42) nm,减小至ASS-2Si钢的 (237 ± 25) nm,并进一步减小至ASS-4Si钢的 (52 ± 21) nm。与此同时,随着Si含量的增加,平面滑移带的分布更为均匀。通过SAED分析,滑移带内有新相产生,证实其为bcc结构的马氏体,由此证实了形变诱发马氏体相变的发生。结合同一应变量拉伸变形后的EBSD和TEM组织分析,随着Si含量的增加,位错平面滑移带的间距显著减少,并引起形变诱发马氏体形貌的变化。

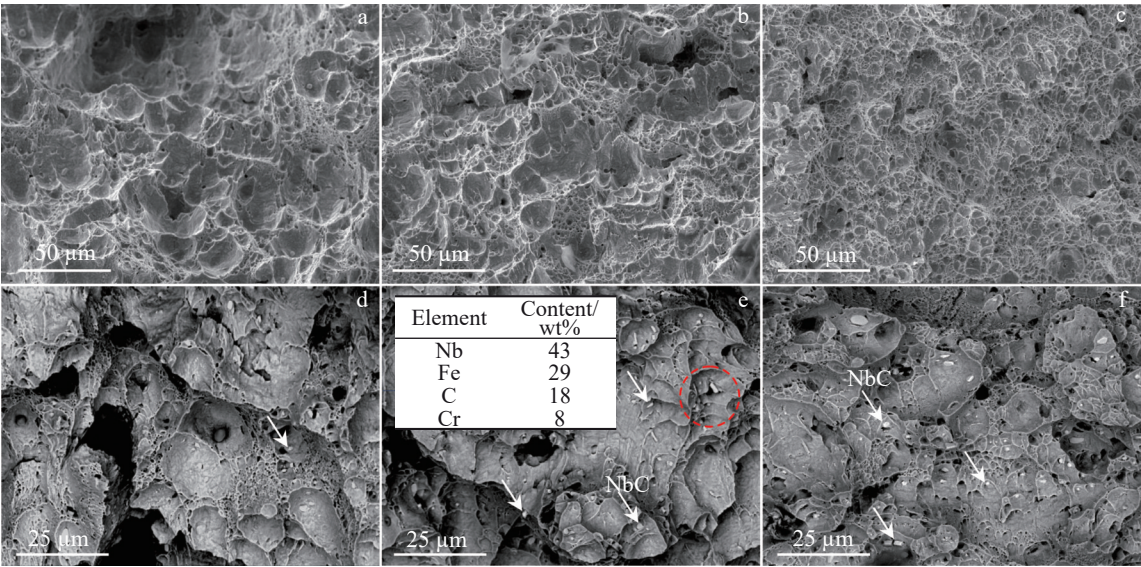


图8 不同Si 含量奥氏体不锈钢室温冲击断口形貌

Fig.8 SEM (a–c) images and BSE (d–f) images of room temperature impact fracture surfaces of ASS-0Si (a, d), ASS-2Si (b, e), and ASS-4Si (c, f) austenitic stainless steels

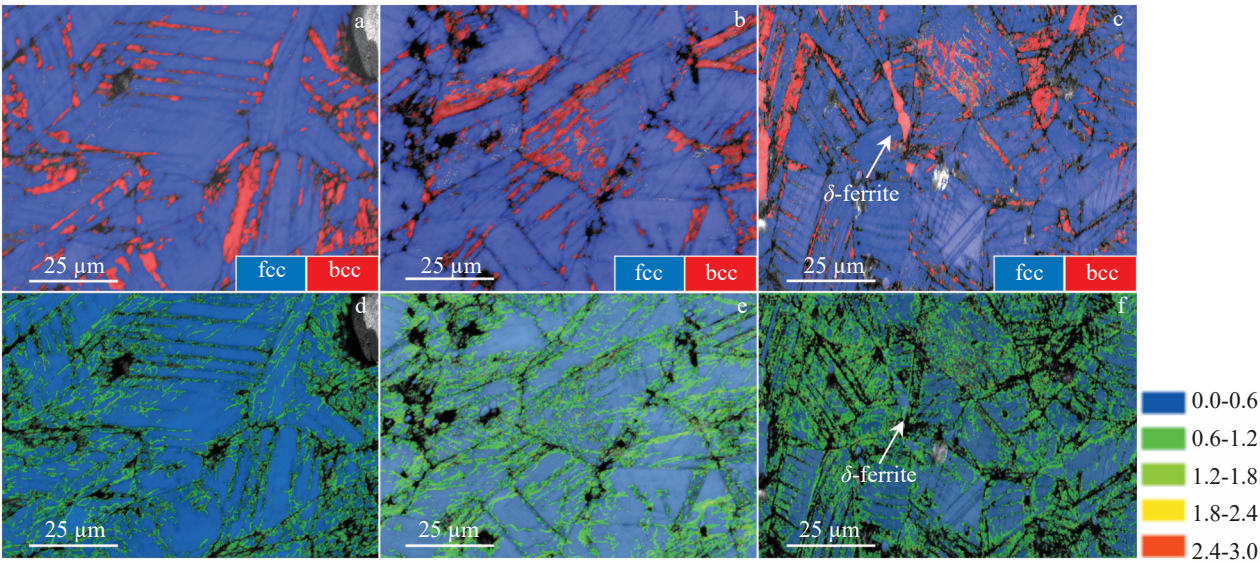


图9 不同Si 含量奥氏体不锈钢室温冲击断口纵剖面的EBSD相分布图及KAM图

Fig.9 Phase maps (a–c) and KAM maps (d–f) of the longitudinal section near room temperature impact fracture surface of ASS-0Si (a, d), ASS-2Si (b, e), and ASS-4Si (c, f) austenitic stainless steels

4 分析讨论

4.1 Si 含量对变形机制的影响

通常,奥氏体不锈钢的主要变形机制包括位错滑移、孪生以及形变诱发马氏体相变,这些变形机制受控于层错能的大小。奥氏体钢的层错能经验公式^[23]如下:

$$\gamma_{\text{SFE}} = 2.2 + 1.9[\text{Ni}] + 40[\text{C}] - 0.016[\text{Cr}] - 3.6[\text{N}] - 2.9[\text{Si}] + 0.5[\text{Mn}] + 0.77[\text{Mo}]$$

(1)

式中,[M]为元素M的质量分数。由式(1)可知,Si添加

可降低奥氏体钢的层错能,且随着Si含量的增加而线性降低。计算可得,ASS-0Si、ASS-2Si和ASS-4Si的层错能分别为24.3、17.9和14.9 mJ/m²。ASS-0Si钢的变形机制以平面滑移为主,形成了平面滑移型位错组态(图11a)。随着Si含量的增加,平面滑移带的间距逐渐减小,且更加均匀(图11b和11c),表明Si添加促进了平面滑移,这与Si添加降低层错能的理论计算结果相吻合。与此同时,3种Si含量奥氏体钢均发生了形变诱发马氏体相变。

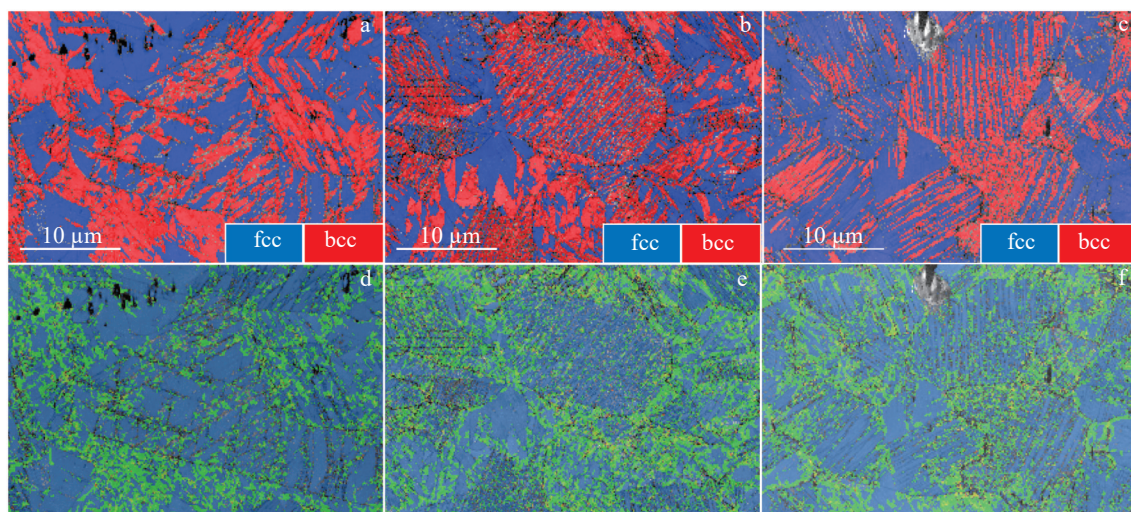


图 10 不同Si含量奥氏体不锈钢经 10%应变室温拉伸变形后的EBSD相分布图与KAM图

Fig.10 Phase maps (a–c) and KAM maps (d–f) of ASS-0Si (a, d), ASS-2Si (b, e) and ASS-4Si (c, f) austenitic stainless steels deformed to true strain of 10% at room temperature

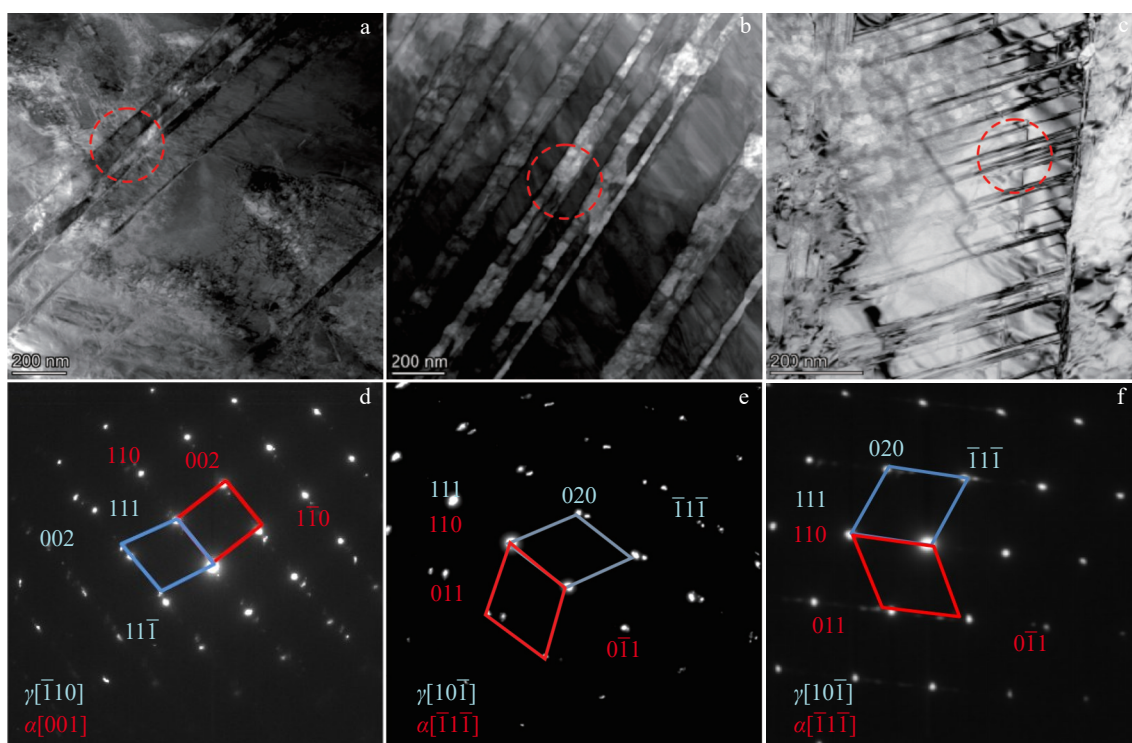


图 11 不同Si含量奥氏体不锈钢经 10%应变室温拉伸变形样品的TEM照片和SAED花样

Fig.11 TEM images (a–c) and SAED patterns (d–f) of ASS-0Si (a, d), ASS-2Si (b, e) and ASS-4Si (c, f) austenitic stainless steels deformed to the true strain of 10% at room temperature

然而,形变诱发马氏体的含量并没有随Si含量的增加而增加,同一10%应变的变形条件下,3种Si含量钢的形变诱发马氏体含量相当,分别为32%、34%和29%(图10)。但是马氏体的形貌却显著变化,ASS-0Si钢主要为块状形貌,随着Si含量的增加,块状马氏体数量逐渐减少,而

细小板条状马氏体数量逐渐增加。

基于Olson-Cohen马氏体形核模型,滑移带内部或交叉处的应力集中可降低奥氏体向马氏体转变的化学驱动力,有利于形变诱发马氏体的形核^[24]。3种Si含量钢的滑移带内部以及滑移带附近均观察到马氏体的产生

(图 11),证实了形变诱发马氏体的形核位置。随着 Si 含量的增加,滑移带的间距逐渐变小,形变诱发马氏体的形核位置也随之增加。此外,形变诱发马氏体的含量($f_{\alpha'}$)与应变量(ε)密切相关,公式^[24]如下:

$$f_{\alpha'} = 1 - \exp \{ -\beta [1 - \exp(-\alpha\varepsilon)]^n \} \quad (2)$$

式中,参数 α 和 β 是剪切带形成相关的参数,与温度有关, n 为常数,一般取 4.5。3 种 Si 含量钢的主要变形机制为位错平面滑移,塑性应变以滑移带的形式局部化。ASS-0Si 钢变形过程中的滑移带数量少且不均匀(图 11a),塑性变形主要集中在少量滑移带内,造成滑移带内较高的局部塑性应变,由式(2)可知,这有利于滑移带内形变诱发马氏体的形成,因此出现了块状形貌的马氏体(图 10a)。随着 Si 含量的增加,滑移带数量增加,变形趋于均匀化,使得滑移带内的局部塑性应变减小,由式(2)可知,降低了滑移带内形变诱发马氏体的数量,出现了细小板条状马氏体(图 10b 和 10c)。

4.2 Si 含量对拉伸性能的影响

TEM 组织分析表明,固溶态 ASS-4Si 钢中并未观察到含 Si 析出相的出现,说明 Si 元素主要固溶于奥氏体基体中。随着 Si 含量的增加,屈服强度线性增加, Si 含量与屈服强度的线性规律表明,每增加 1at% 的 Si 含量,屈服强度会提高约 9 MPa。根据固体与分子经验电子理论^[25],当 Si 原子以置换固溶的形式存在于奥氏体中时, Si 原子可提高周围 γ -Fe 晶格中 Fe 原子的费米能级,对位错运动有阻碍作用,使得屈服强度增加。

应力超过屈服点之后,随着应变的增加而表现出应变硬化现象,在屈服强度一定时,应变硬化率越大,抗拉强度越高。与 ASS-0Si 钢相比,ASS-2Si 和 ASS-4Si 出现的“二次应变硬化”是抗拉强度显著提高的主要原因。应变硬化行为与变形过程中位错结构演变有关,随着 Si 含量的增加,位错平面滑移程度增加,位错交滑移倾向性降低,可实现更高位错密度的存储,从而提高了应变硬化能力。随着应变的继续增加,滑移带内发生了形变诱发马氏体相变,马氏体具有更强的存储位错能力,进一步提高了应变硬化能力。ASS-4Si 钢中产生的形变诱发马氏体更加均匀(图 10c),表明其抵抗不均匀变形的能力更强,表现出更高的应变硬化能力(图 5b),因而 ASS-4Si 钢具有更高的抗拉强度。

根据 Considère 准则^[26],当应变硬化能力小于流变应力时,材料发生局部颈缩,公式如下:

$$d\sigma/d\varepsilon < \sigma \quad (3)$$

式中, $d\sigma/d\varepsilon$ 为应变硬化率; σ 为流变应力。由此可见,应变硬化率越高,材料的塑性变形能力越强。然而, Si 含量的增加虽然提高了应变硬化率,但降低了延伸率。变形组织分析表明, Si 含量的增加并未对形变诱发马氏体含量产生影响,而是导致形变诱发马氏体形貌由块状向细小板条状的

转变。10%应变变形后的 KAM 图(图 10d~10f)分析可见,与细小板条状马氏体相比,块状马氏体处存在应力集中,易于裂纹萌生。由此分析, Si 含量较高的 ASS-4Si 钢中的细小板条状马氏体对延伸率的影响程度更小。据此断定,形变诱发马氏体形貌变化不是 ASS-4Si 钢塑性降低的主要原因。拉伸断口及断口附近纵剖面组织分析表明,随着 Si 含量的增加,初生 NbC 与奥氏体基体之间形成二次裂纹的概率增大。为了揭示初生 NbC 与奥氏体基体之间的变形协调性,观察了 ASS-4Si 钢经 10%应变拉伸后初生 NbC 附近的变形组织(图 12),可见初生 NbC 未发生变形。前期的纳米压痕测试证实^[27],NbC 的硬度为 9.75 GPa,显著高于奥氏体基体(6.31 GPa),使得硬度较低的奥氏体基体优先发生塑性变形。与此同时,初生 NbC 可作为位错运动的障碍物,观察到初生 NbC 阻碍位错滑移带的现象,造成 NbC/奥氏体界面处的位错塞积。随着 Si 含量的增加,平面滑移带的间距逐渐减小,导致更多的滑移带被初生 NbC 所阻滞,界面处的位错塞积更严重。随着应变的增大,界面处的应力集中程度增加,易引起初生 NbC 与奥氏体界面处微裂纹的萌生。随着微裂纹不断扩展和合并,形成了断口上含有 NbC 颗粒的大尺寸韧窝。由于 Si 含量增加提高了初生 NbC 与奥氏体界面处二次裂纹形成的概率,降低了延伸率。

此外, ASS-4Si 钢拉伸断口附近纵剖面组织分析可见, δ -铁素体在拉伸变形过程中具有良好的塑性变形能力,呈拉长晶粒形貌(图 7c)。团队前期在 316H 奥氏体钢中的研究^[28]亦证实, δ -铁素体具有较好的塑性变形能力,对延伸率的影响较小。因此, ASS-4Si 钢中的 δ -铁素体对延伸率的影响程度较小。

4.3 Si 含量对冲击性能的影响

冲击断口附近的微观组织分析可见,冲击载荷作用下, 3 种 Si 含量奥氏体不锈钢的变形机制均为位错平面滑移,且都发生了形变诱发马氏体相变,发生位置为滑移

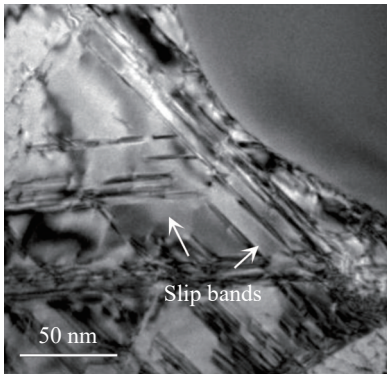


图 12 ASS-4Si 奥氏体不锈钢经 10% 应变的室温拉伸变形后 NbC 周围的 TEM 照片

Fig.12 TEM image of ASS-4Si austenitic stainless steels deformed to the true strain of 10% at room temperature

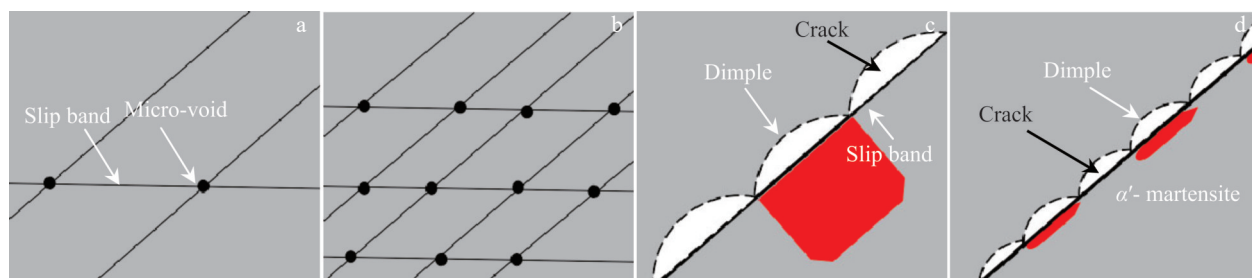


图 13 ASS-0Si 和 ASS-4Si 奥氏体不锈钢室温冲击过程中裂纹萌生和扩展的示意图

Fig.13 Schematic diagrams of crack initiation (a–b) and crack propagation (c–d) of ASS-0Si (a, c) and ASS-4Si (b, d) austenitic stainless steels during impact test

带内部和滑移带交叉处,这与拉伸变形过程中的形成机制相同。基于 KAM 图的应力分布图表明,滑移带和形变诱发马氏体处的 KAM 值较高,产生了较严重的应力集中(图 9)。冲击变形过程中形成的滑移带是应力集中的位点,成为孔洞的形核位置^[29],据此推断,滑移带间距是影响裂纹萌生功的主要原因。如图 13a 和 13b 所示,随着 Si 含量的增加,平面滑移带的间距逐渐减小,可增加孔洞形核位置,造成了裂纹萌生功的降低。与 ASS-0Si 和 ASS-2Si 钢相比,ASS-4Si 钢的平面滑移带间距显著减小,使得裂纹萌生功显著降低。

随着变形的进行,滑移带内部和滑移带交叉处产生了形变诱发马氏体。形变诱发马氏体处较高的 KAM 值证实变形过程中马氏体与奥氏体之间变形不协调,易于裂纹的扩展^[30],造成裂纹扩展功的降低。如图 13c 和 13d 所示,随着 Si 含量的增加,形变诱发马氏体的数量逐渐增加,表现为块状马氏体的减少、以及细小板条状马氏体的增加,增加了马氏体/奥氏体界面的数量,加快了裂纹扩展,引起裂纹扩展功的不断降低。随着细小板条状马氏体数量的增加,限制了孔洞的长大和相互连接,造成了初裂尺寸的减小(图 6 和图 8)。

5 结论

1) Si 含量在 0.076%~3.80%(质量分数)范围内,对晶粒尺寸和初生 NbC 的影响较小, Si 含量超过 3.80% 后,促进了 δ -铁素体的形成。

2) 奥氏体不锈钢的变形机制为位错平面滑移,滑移带内较高的局部塑性应变诱发了马氏体相变, Si 含量增加促进了位错平面滑移,滑移带内的局部塑性应变减小,导致块状马氏体向细小板条状的转变。

3) Si 含量增加虽然提高了抗拉强度,但降低了延伸率。Si 添加对抗拉强度的提升作用是由于位错平面滑移和形变诱发马氏体引起的二次应变硬化,但 NbC/奥氏体界面处形成二次裂纹的概率增大造成了

延伸率的降低。

4) Si 含量增加降低了冲击韧性,滑移带间距减小可增加孔洞形核位置,造成裂纹萌生功的降低,与此同时,马氏体/奥氏体界面数量的增加导致裂纹扩展功的降低。

参考文献 References

- [1] Murty K L, Charit I *et al.* *Journal of Nuclear Materials*[J], 2008, 383(1): 189
- [2] Xu Hailong(徐海龙), Huang Li(黄 丽), Zhang Wen(张 文) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(5): 1661
- [3] Chen S H, Xie A, Lv X L *et al.* *Crystals*[J], 2023, 13 (2): 268
- [4] Hermant A, Suzon E, Petit P *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions*[J], 2019, 50: 1625
- [5] Yasuhide Y, Tomoyuki U, Yano Y *et al.* *Journal of Nuclear Science and Technology*[J], 2024, 61(4): 521
- [6] Kim B K, Tan L, Xu C *et al.* *Journal of Nuclear Materials*[J], 2016, 470: 229
- [7] Qiao Yufei(乔羽飞), Chen Sihan(陈思含), Ren Yuanyuan(任媛媛) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(11): 4079
- [8] Xie Ang(谢 昂), Chen Shenghu(陈胜虎), Jiang Haichang(姜海昌) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica* (金属学报)[J], 2024, 60(2): 1
- [9] Kawanishi H, Nodaka M, Sekimura N *et al.* *Journal of Nuclear Materials*[J] 1984, 122(1–3): 284
- [10] Roy M, Martinelli L, Ginestar K *et al.* *Journal of Nuclear Materials*[J], 2016, 468: 153
- [11] Xing G, Short M P, Auger T *et al.* *Progress in Materials Science*[J], 2022, 126: 100920
- [12] Wu Xingqiang(吴欣强), Rong Lijian(戎利建), Tan Jibo(谭季波) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica* (金属学报)[J], 2023, 59(4): 502
- [13] Li Ji(李 骥), He Xikou(何西扣), Xiu Bin(许 斌) *et al.* *China Metallurgy* (中国冶金)[J], 2022, 32 (4): 54
- [14] Kurata Y. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2013, 437(1–3): 401
- [15] Xie A, Chen S H, Yin L C *et al.* *Corrosion Science*[J], 2024, 237: 112350

- [16] Zhang Y B, Li D J, Guan L T *et al. Steel Research International*[J], 2023, 95(2): 528
- [17] Prince S, Venkateswaran T *et al. Materials Science & Engineering A*[J] 2022, 829: 142141
- [18] Xie A, Chen S H, Chen S H *et al. Acta Materialia*[J] 2024, 272: 119948
- [19] Wang Qiyu, Chen Shenghu, Lv Xinliang *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2022, 114: 7
- [20] Yi H Y, Liang T, Wang M *et al. Acta Metallurgica Sinica*[J], 2020, 33(11): 1583
- [21] Lu Chengxu(陆成旭), Yi Haoyu(易昊钰), Liang Tian(梁田) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50 (1): 187
- [22] Li Yaji, Li Jun, Ma Jinyao *et al. Materials Today Communications*[J], 2022, 31: 103577
- [23] Bellefon D M G, Duysen V J, Sridharan K *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2017, 492: 227
- [24] Mohammad J S, Meysam N, Hamed M *et al. Archives of Civil and Mechanical Engineering* [J], 2020, 20(4): 124
- [25] Liu Yan, Liu Zhilin, Liu Weidong *et al. Progress in Natural Science*[J], 2003(1): 71
- [26] Yasnikov I, Vinogradov A, Estrin Y *et al. Scripta Materialia*[J], 2014, 76: 37
- [27] Xie Ang, Chen Shenghu, Wu Yang *et al. Materials Characterization*[J], 2022, 194, 112384
- [28] Wang Qiyu, Chen Shenghu, Rong Lijian *et al. Metallurgical and Materials Transactions*[J], 2020, 51(6): 2998
- [29] Zhou X W, Skelton R, Sills R B *et al. Scripta Materialia*[J], 2022, 220: 114925
- [30] Zheng Hongqing, Zuo Xunwei, Rong Yonghua *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 27: 7380

Effect of Si Content on Microstructure and Mechanical Properties of Niobium-Stabilized Austenitic Stainless Steel

Liu Yongtao^{1,2}, Chen Shenghu¹, Jiang Haichang¹, Rong Lijian¹

(1. CAS Key Laboratory of Nuclear Materials and Safety Assessment, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

(2. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology of China, Shenyang 110016, China)

Abstract: The microstructure, tensile properties, and impact toughness of niobium-stabilized austenitic stainless steel with Si content of 0.07wt%–3.80wt% were characterized by OM, SEM, and TEM. The results show that variations in Si content exert minimal influence on grain size and primary NbC, and the formation of δ -ferrite is promoted as the Si content reaches 3.80wt%. The planar slip of dislocation is the dominant deformation mechanism of the three steels, and deformation-induced martensitic transformation is induced by the high local plastic strain in the slip band. The increase in Si content promotes the planar slip of dislocation, and the local plastic strain in the slip band is decreased, resulting in the suppression of the deformation-induced martensitic transformation. As a consequence, the transformation from massive martensite to fine lath martensite is promoted with the increase in Si content. The enhancement effect of Si addition on the tensile strength is due to the secondary strain hardening, which is caused by dislocation plane slip and deformation induced martensitic transformation. However, the increased probability of secondary crack formation at the NbC/austenite interface leads to the decrease in elongation. The increase in Si content reduces impact toughness. The decrease in slip band spacing can increase the nucleation sites of void, resulting in a decrease in crack initiation energy. At the same time, the increase in the number of martensite/austenite interfaces leads to a decrease in crack propagation energy.

Key words: austenitic stainless steel; mechanical property; silicon element; planar slip; deformation induced martensite

Corresponding author: Chen Shenghu, Ph. D., Professor, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, P. R. China, Tel: 0086-24-23971981, E-mail: chensh@imr.ac.cn