doi:10.3969/j.issn.1001-4837.2026.03.002

试验研究

临氢爆破片用超高纯316L不锈钢材料洁净度研究

杨 超[1,2,3],骆 辉[1,2,3],周忠警[2,3],江一凡[2,3]

(1.中国特种设备检测研究院,北京 100029;2.嘉兴市长三角氢安全研究中心,浙江嘉兴 314200;
3.国家市场监督管理总局重点实验室(氢能储运装备安全),浙江嘉兴 314200)

摘 要:针对将扩展应用于高压储氢容器临氢爆破片安全泄放装置的超高纯(UHP)AISI 316L奥氏体不锈钢,其内部夹杂物作为氢陷阱和腐蚀萌生源,将直接影响材料的氢脆敏感性与爆破片的起爆精度及可靠性,而当前行业对其洁净度与夹杂物控制缺乏系统评价与比较的现状。本研究通过对比国内外不同厂商采用真空感应熔炼联合真空自耗重熔(A料),以及氩氧脱碳炉结合VAR工艺(B料)制备的材料,开展了系统性质量评估。创新性地综合运用金相显微镜、扫描电子显微镜与能谱分析等微观表征手段,并结合热力学计算软件模拟冷却过程中夹杂物的演变,揭示了不同工艺与来源材料的夹杂物特征与分布规律。研究结果表明,在参与评测的样品中,中国甲厂生产的B料具有最优异的洁净度,其夹杂物密度和面积分数均显著低于其他样品。该结果与热力学模拟预测高度一致,证实了所采用方法的可靠性。研究结果为超高纯316L不锈钢在关键临氢爆破片安全部件中的选用与工艺优化提供了重要依据,也为同类高洁净度材料的质量评价与控制提供了可参考的分析思路和方法支持。

关键词:超高纯316L不锈钢;临氢爆破片;非金属夹杂物;洁净度

中图分类号:TH49;TG171;TB41 **文献标志码:**A

Research on the cleanliness of ultra-high purity 316L stainless steel material for hydrogen pressure rupture discs

YANG Chao[1,2,3],LUO Hui[1,2,3],ZHOU Zhongjing[2,3],JIANG Yifan[2,3]

(1.China Special Equipment Inspection & Research Institute,Beijing 100029,China;2.Yangtze River Delta Hydrogen Safety Research Center,Jiaxing 314200,China;3.Key Laboratory of Safety of Hydrogen Energy Storage and Transportation Equipment for State Market Regulation,Jiaxing 314200,China)

Abstract: This study focuses on the application of expansion technology to rupture disc safety relief devices for high-pressure hydrogen storage vessels, using ultra-high purity (UHP) AISI 316L austenitic stainless steel. Internal inclusions act as hydrogen traps and corrosion initiation sites, directly influencing the material's susceptibility to hydrogen embrittlement as well as the triggering accuracy and reliability of the rupture disc. Currently, the industry lacks a systematic evaluation and comparison of cleanliness and inclusion control for such materials. In this study, a systematic quality assessment was carried out by comparing materials produced by different manufacturers using vacuum induction melting combined with vacuum arc remelting (Material A), as well as the argon-oxygen decarburization process followed by VAR (Material B). Innovatively, this study employed a combination of microscopic characterization techniques including metallographic microscopy, scanning electron microscopy, and energy-dispersive X-ray spectroscopy, coupled with thermodynamic calculations to simulate the evolution of inclusions during cooling. This approach revealed the characteristics and distribution patterns of inclusions resulting from different processes and sources. The results indicate that among the evaluated samples, Material B produced by China Factory A exhibited the best cleanliness, with both inclusion density and area fraction significantly lower than those of the other samples. This finding is in strong agreement with the thermodynamic simulation predictions, confirming the reliability of the adopted methodology. The results provide important guidance for the selection and process optimization of ultra-high purity 316L stainless steel used in critical hydrogen-containing rupture disc safety components,

收稿日期:2026-01-08 **修回日期:**2026-02-11

基金项目:国家重点研发计划(2021YFB4000803);国家市场监督管理总局科技计划项目(2024MK212)

and also offer a reference framework for the quality assessment and control of similar high-cleanliness materials.

Key words: ultra-high purity 316L stainless steel; hydrogen-resistant rupture disc; non-metallic inclusions; cleanliness level

0 引言

在化工与氢能装备领域，超高纯（ultra-high purity，UHP）AISI 316L奥氏体不锈钢因其卓越的耐腐蚀性、优异的电解抛光性能及力学稳定性，已成为关键设备制造的核心材料[1-4]。特别是在高压储氢容器、液氢输送管道等承压设备中，该材料被用于制造诸如内胆、阀门及安全泄放装置（如爆破片）等关键部件。其中，用于临氢环境的爆破片对材料的洁净度与可靠性要求尤为严苛，其性能直接决定了其临氢性能。随着氢气储运产业向高压化、规模化发展，设备材料的洁净度已成为制约装备安全与气体纯度的关键瓶颈[5]。在长期临氢服役条件下，材料若发生腐蚀，其产物将污染介质；更严重的是，材料内部的非金属夹杂物会破坏钝化膜完整性，成为点蚀诱发源（如MnS）或微裂纹起点（如Al_2O_3），显著加速局部腐蚀并可能成为氢脆裂纹的萌生核心，从而严重威胁承压设备的长周期安全运行[6-10]。因此，行业对应用于此类极端环境的不锈钢提出了近乎苛刻的洁净度标准，要求A，B，C类夹杂物级别为0，D类不超过0.5级[11-12]，这对冶炼过程中的夹杂物精准控制提出了极高挑战。

为满足这一需求，国内外研究聚焦于通过真空感应熔炼（VIM）、真空自耗重熔（VAR）及氩氧脱碳（AOD）等先进冶金技术协同，提升316L不锈钢的纯净度，并已在降低氧、硫含量及控制大型夹杂物方面取得显著进展[7-8,13-14]。国内企业也在双真空（VIM+VAR）等工艺上实现了技术突破，部分产品洁净度达到了国际先进水平。然而，现有研究仍存在明显不足：首先，针对高压储氢容器用超高纯316L不锈钢，特别是用于爆破片等安全关键部件的材料，缺乏系统性的国内外产品质量对比与评估；其次，对于不同冶炼工艺（如VIM+VAR与AOD+VAR）所制备材料的夹杂物类型、形貌及其对氢扩散行为与氢脆敏感性的影响机制，尚缺乏深入探讨；再者，国产材料在模拟临氢环境下的长期可靠性数据不足，其性能是否完全满足临氢爆破片的极端要求，尚未得到充分验证[15]，这直接影响了关键材料的自主可控与进口替代进程。

针对上述不足，本研究旨在系统评估与比较国内外不同厂商及工艺路线生产的超高纯316L不锈钢的质量。创新性地选取8种典型产品（包括国产与进口，涵盖VIM+VAR与AOD+VAR等主要工艺），系统研究其夹杂物的类型、二维/三维形貌、分布及数量密度。研究方案不仅综合运用金相显微镜、扫描电子显微镜及能谱仪进行精细表征，更结合热力学计算软件模拟冷却过程中夹杂物的演变规律，从而将试验结果与理论预测相互验证。通过量化分析不同材料的洁净度指标，并关联其对氢扩散潜在的影响，本研究致力于建立夹杂物特征与材料在临氢环境中失效敏感性的关联模型，以期为国产超高纯316L不锈钢在高压储氢容器爆破片等安全泄放装置上的应用提供关键的数据支撑、理论依据与工艺优化方向。

1 材料选取

试验材料选取了中国、日本和美国的不同超高纯316L不锈钢，分别为中国甲厂A，B料，中国乙厂A，B料，中国丙厂A料，日本A，B料，以及美国A料，其成分见表1。这8种超高纯316L不锈钢中A料采用真空感应熔炼加真空自耗重熔生产，B料采用氩氧精炼加真空自耗重熔生产。对获得的不同厂家的超高纯316L不锈钢棒料进行分析，在棒料直径1/4处，通过线切割切取尺寸为11 mm×10 mm×8 mm的金相样品，观察面选择棒料纵截面（10 mm×11 mm）。将金相试样进行磨抛处理后，置于金相显微镜下进行拍照，对试样中夹杂物的尺寸、分布进行分析，使用带能谱的扫描电子显微镜对夹杂物成分及类型进行分析并对5 mm^2区域内所有等效直径大于1 μm的夹杂物进行统计。对试样进行三维腐刻，之后在扫描电镜下观察，研究不同夹杂物的三维形貌。

A类试样采用真空感应熔炼联合真空自耗重熔双联工艺制备，B类试样则通过氩氧脱碳精炼耦合真空自耗重熔工艺生产。针对各厂家提供的超高纯316L不锈钢棒材，依据GB/T 10561—2005《钢中非金属夹杂物含量的测定 标准评级图显微检验法》标准要求，在棒材径向1/4处运用电火花线切割技术，制取尺寸为11 mm×10 mm×8 mm的

金相试样，选定纵截面（10 mm×11 mm）作为观测面。试样经粗磨、精磨、机械抛光及电解抛光（电解液配比为：高氯酸∶无水乙醇=1∶9，电压20 V，时间30 s）处理后，采用金相显微镜进行显微组织观察，结合图像分析系统，对夹杂物的尺寸分布进行定量表征。采用配备Oxford X-Max 80能谱仪的扫描电子显微镜，对夹杂物进行成分分析与物相鉴定，并对5 mm^2视场内等效直径≥1 μm的夹杂物进行统计计数。同时，通过10 %草酸溶液（电流密度1.5 A/cm^2，时间2 min）电解腐蚀制备三维样品，利用场发射扫描电子显微镜（FE-SEM）对夹杂物的三维形貌特征展开系统研究。

表1 各厂A，B料化学成分（质量分数）

Tab.1 Chemical composition of A，B material of each factory（mass fraction） %

不同厂商试样	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O
中国甲厂A料	0.005	0.076	0.008 0	0.005 0	0.000 5	0.007 0	0.002 3	0.000 9
中国乙厂A料	0.010	0.190	0.003 5	0.004 0	0.000 5	0.002 9	0.001 4	0.001 5
中国丙厂A料	0.003	0.120	0.003 6	0.005 3	0.001 6	0.026 0	0.010 0	0.002 3
日本A料	0.009	0.120	0.030 0	0.010 0	0.001 0	0.002 1	0.012 0	0.000 6
美国A料	0.012	0.530	1.240 0	0.007 4	0.002 8	0.000 6	0.042 0	0.002 0
中国甲厂B料	0.005	0.230	0.110 0	0.005 0	0.000 5	0.000 2	0.008 0	0.000 5
中国乙厂B料	0.002 3	0.090	0.001 2	0.005 0	0.000 4	0.000 5	0.001 5	0.006 2
日本B料	0.005	0.240	0.250 0	0.019 0	0.001 0	0.001 2	0.009 0	0.000 5

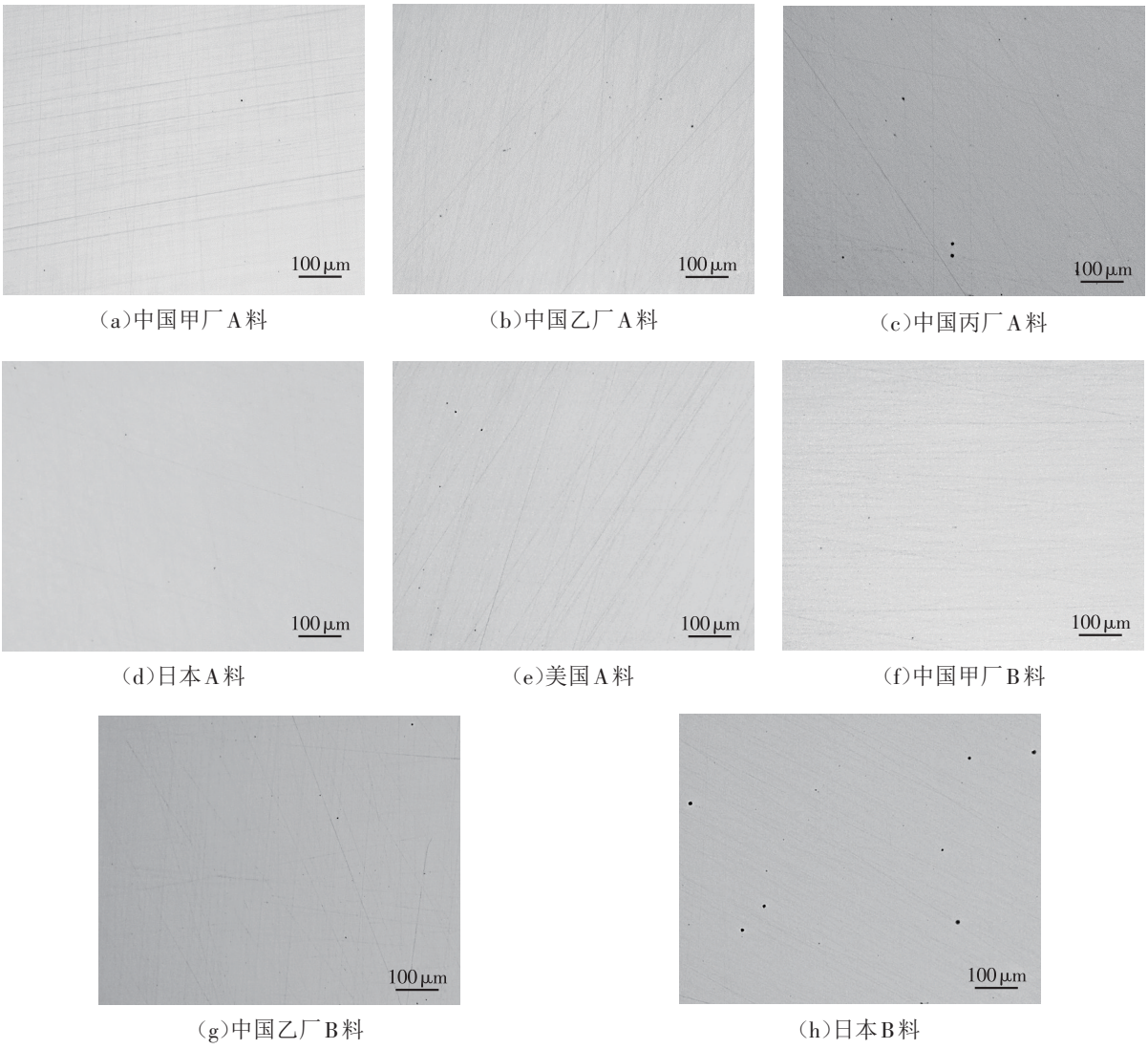
2 结果与分析

2.1 夹杂物尺寸及分布对比

在临氢工况下，夹杂物的特性对超高纯316L不锈钢的服役性能具有决定性影响，因此，对其密度、平均等效直径及面积分数开展定量统计分析尤为关键。典型金相显微图像如图1所示。

采用专业统计软件对金相照片进行精细化分析，A料的统计结果见图2。从A料的统计数据来看，夹杂物密度方面，中国甲厂与日本产品展现出优异的洁净度，夹杂物密度低至7个/mm^2；中国乙厂产品为8个/mm^2；中国丙厂产品则为12个/mm^2；而美国A料的夹杂物密度最大，达到17个/mm^2。在平均等效直径与面积分数指标上，中国甲厂产品优势显著，其夹杂物平均等效直径仅为2.225 μm，面积分数低至0.003 4%；日本产品次之；美国A料尽管夹杂物密度最高，但其平均等效直径处于次优水平。中国乙厂产品的夹杂物等效直径虽大于美国A料，但因较低的夹杂物密度，其面积分数反而小于美国A料。值得注意的是，中国丙厂A料的夹杂物平均等效直径和面积分数在A料中均为最大值，分别达到3.009 μm和0.012 3%。进一步分析夹杂物等效直径分布，由图2（b）可知，中国甲厂A料与美国A料的夹杂物等效直径主要集中在1~3 μm区间；中国乙厂、中国丙厂和日本A料则存在5~7 μm的中等尺寸夹杂物；其中，中国丙厂A料更出现了7 μm以上的大尺寸夹杂物，这类大尺寸夹杂物在临氢环境下可能成为氢致裂纹的萌生点，对安全泄放装置的安全性能构成潜在威胁。

基于前述定量统计分析，从夹杂物洁净度角度对A料各厂商产品进行深入对比：日本A料展现出卓越的洁净度水平，而中国甲厂通过Ce-Mg复合夹杂物改质技术，使产品洁净度达到与日本相当的水准，该技术通过调控夹杂物的形态、尺寸与分布，显著提升了材料的纯净度。中国乙厂采用Mg单元素改质策略，由于改质机制相对单一，其产品洁净度明显低于前两者。中国丙厂A料虽与日本A料在夹杂物成分体系上存在相似性，但Al和O元素含量显著偏高，这导致其夹杂物数量增多、尺寸增大，进而严重影响材料洁净度。过高的Al和O含量易形成高硬度、大尺寸的铝酸盐类夹杂物，这些夹杂物在临氢环境下会成为应力集中源，极大增加氢致开裂风险，对安全泄放装置的可靠性和安全性构成严峻挑战。美国A料在成分设计上与其他厂商形成显著差异，采用高锰高硫高氮低镍的独特成分体系。这种成分设计会改变材料的相结构与组织形态，进而影响其力学性能和耐氢性能。高锰和高氮可强化奥氏体相，提升材料强度，但高硫含量可能导致硫化物夹杂物增多，降低材料的韧性和抗疲劳性能；低镍含量则可能影响材料在临氢环境下的抗氢腐蚀能力。因此，美国A料在临氢安全泄放装置应用中展现出与其他厂商不同的服役性能表现。



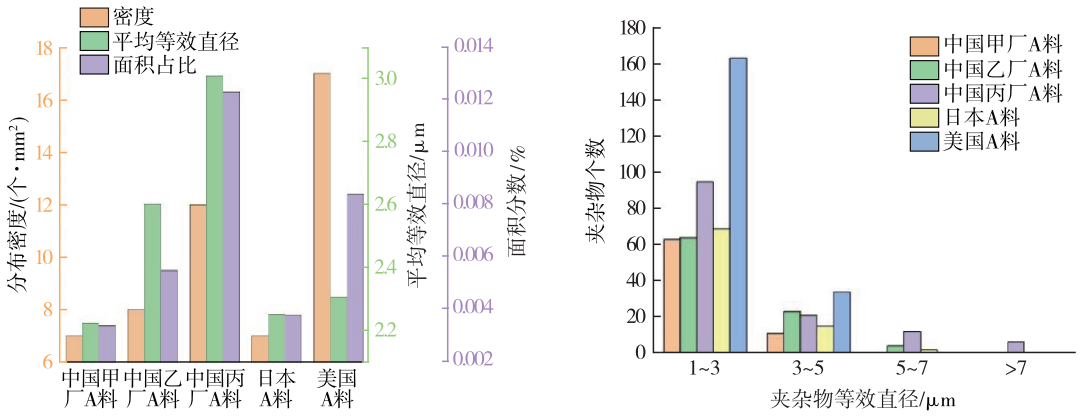
(a)中国甲厂A料 (b)中国乙厂A料 (c)中国丙厂A料

(d)日本A料 (e)美国A料 (f)中国甲厂B料

(g)中国乙厂B料 (h)日本B料

图1 不同厂家316L不锈钢典型夹杂物金相照片

Fig.1 Typical metallographic photos of inclusions in 316L stainless steel from different manufacturers



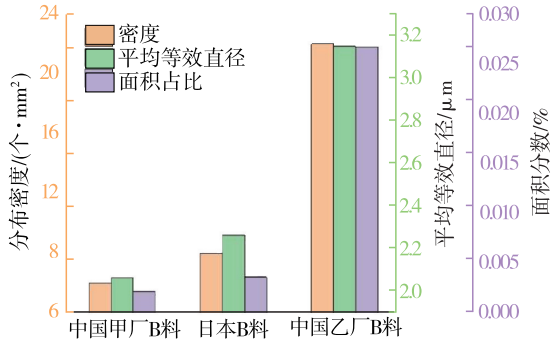
(a)夹杂物分布密度、平均等效直径和面积分数 (b)夹杂物等效直径分布

图2 A料夹杂物统计

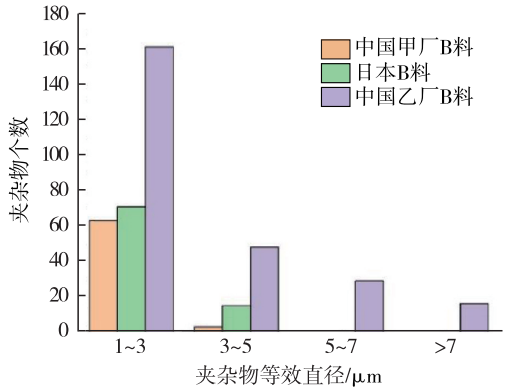
Fig.2 Statistics of inclusions in material A

B料的统计结果如图3所示。基于定量分析结果，在B料各厂商产品中，中国甲厂的超高纯316L不锈钢展现出优异的洁净度控制水平，其夹杂物密度、平均等效直径及面积分数均达到最低

值，分别为6个/mm²、2.065 μm及0.002 1%。与之形成鲜明对比的是，中国乙厂B料的夹杂物密度高达22个/mm²，平均等效直径为3.149 μm，面积分数达0.026 7%，在B料中处于最高水平，反映出其在夹杂物控制方面存在明显不足。



(a)夹杂物分布密度、平均等效直径和面积分数



(b)夹杂物等效直径分布

图3 B料夹杂物统计

Fig.3 Statistics of inclusions in material B

通过对图3(b)所示夹杂物等效直径分布的对比分析可知，中国甲厂B料与日本B料的夹杂物尺寸分布较为相似，大部分夹杂物等效直径集中在1~3 μm区间，该尺寸范围的夹杂物对材料力学性能的负面影响相对较小。而中国乙厂B料中存在大量大于7 μm的大尺寸夹杂物，这类夹杂物在临氢环境下极易成为氢原子聚集和扩散的通道，进而诱发氢致裂纹，显著降低安全泄放装置的安全性能和使用寿命。从夹杂物改质技术角度来看，中国甲厂通过稀土Ce改质工艺，有效细化了夹杂物尺寸并优化其分布形态，极大提升了材料的纯净度，在B料中洁净度表现最佳。日本B料则采用Mg改质技术，虽能在一定程度上改善夹杂物特性，但其综合洁净度仍稍逊于中国甲厂产品。值得关注的是，中国乙厂B料中O元素含量显著高于其他厂商产品，过量的O元素易与金属元素结合形成大尺寸氧化物夹杂物，这也是导致其洁净度较差的重要原因。在临氢安全泄放装置应用场景中，这种高氧含量带来的夹杂物缺陷，将显著增加材料发生氢脆失效的风险，严重威胁设备的安全运行。

依据行业对钢中夹杂物进行系统评级，具体结果见表2，在临氢用超高纯316L不锈钢的应用领域，鉴于服役过程中氢致失效的高风险，依据超纯氢输送系统对超高纯材料的要求，对夹杂物等级实施严格管控，明确限定D类细系夹杂物要求为0.5级，以此确保材料的抗腐蚀性能与力学稳定性。经全面评估，中国厂商中仅甲厂的A料与B料满足这一严苛要求，无论是采用Ce-Mg复合改质技术的A料，还是运用稀土Ce改质工艺的B料，均通过精细化的夹杂物成分调控与形态优化，有效抑制了高风险夹杂物的产生与聚集。

表2 超高纯316L不锈钢夹杂物评级对比

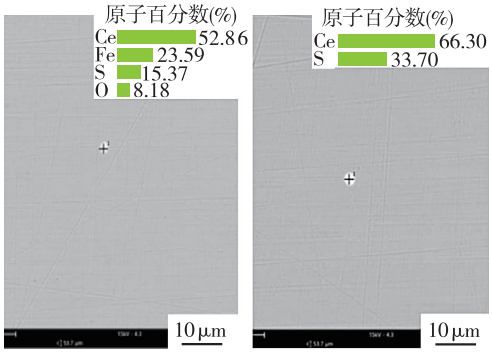
Tab.2 Evaluation comparison of inclusions in ultra-high purity 316L stainless steel

序号	试样	细系夹杂物	粗系夹杂物
1	中国甲厂A料	A0 B0 C0 D0.5 Ds0	A0 B0 C0 D0 Ds0
2	中国乙厂A料	A0 B0 C0 D1.0 Ds0	A0 B0 C0 D0 Ds0
3	中国丙厂A料	A0 B0 C0 D1.0 Ds0	A0 B0 C0 D0.5 Ds0
4	日本A料	A0 B0 C0 D0.5 Ds0	A0 B0 C0 D0 Ds0
5	美国A料	A0 B0 C0 D1.0 Ds0	A0 B0 C0 D0 Ds0
6	中国甲厂B料	A0 B0 C0 D0.5 Ds0	A0 B0 C0 D0 Ds0
7	中国乙厂B料	A0 B0 C0 D1.0 Ds0	A0 B0 C0 D0.5 Ds0
8	日本B料	A0 B0 C0 D0.5 Ds0	A0 B0 C0 D0 Ds0

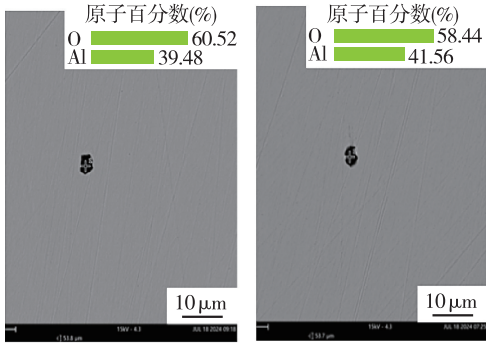
2.2 夹杂物形态及类型

对不同厂商生产的超高纯316L不锈钢夹杂物二维形貌展开系统分析，分别选取典型夹杂物的能谱表征图谱，其中，A料夹杂物特征见图4。在A料系列中，中国甲厂主要夹杂物类型为Ce_2O_2S和Ce_2S_3。该厂商A料的O，S元素含量显著低于国内同行水平，这种低氧硫环境有效抑制了氢原子的吸附位点形成，降低了氢致裂纹敏感性。中国乙厂A料采用Mg改质工艺，通过脱氧脱硫反应优化夹杂物形态，生成大量小尺寸$MgO·Al_2O_3$和Al_2O_3复合夹杂物。虽然Mg元素添加量有限，但细小弥散的夹杂物分布显著提升了材料洁净度，减少了氢原子在夹杂物-基体界面的聚集风险。相比之下，中国丙厂A料因冶炼过程中Al，O元素控制失当，形成大量大尺寸Al_2O_3

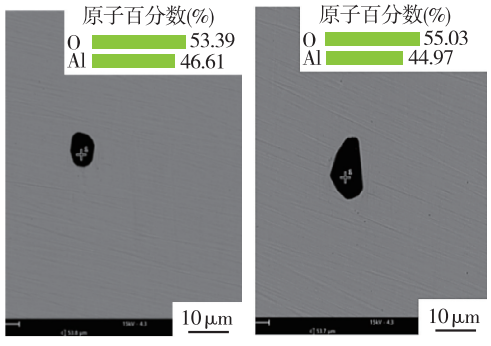
夹杂物，此类硬质相易产生应力集中，为氢原子扩散提供快速通道，显著增加氢脆失效隐患。日本A料凭借精准的O，S，Al，N元素控制技术，仅存在少量细小Al_2O_3夹杂物，有效降低了氢陷阱密度。



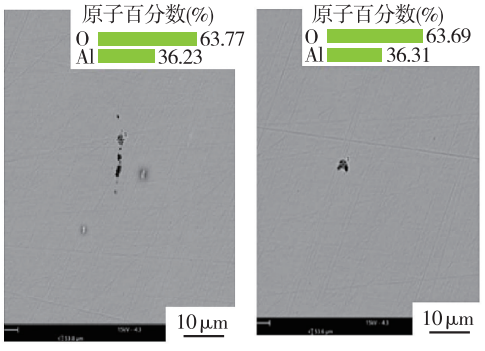
（a）中国甲厂A料



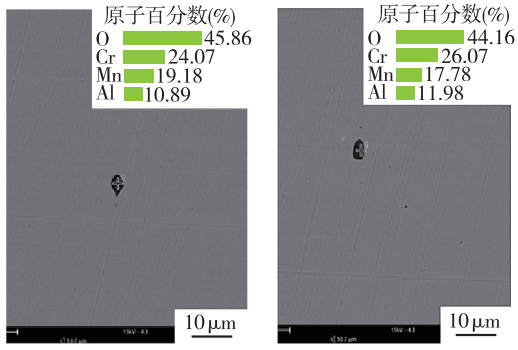
（b）中国乙厂A料



（c）中国丙厂A料



（d）日本A料



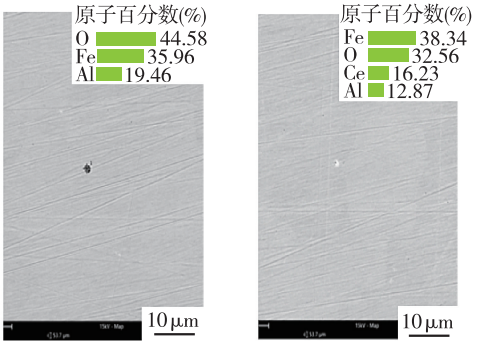
（e）美国A料

图4　不同厂家A料典型夹杂物

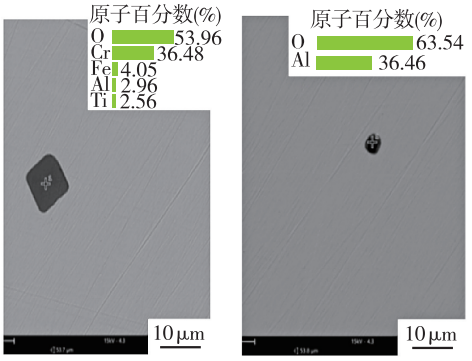
Fig.4　Typical inclusions of material A from different manufacturers

美国A料采用高锰高氮高硫低镍成分体系，生成细小MnS和$MnO·Al_2O_3$复合夹杂物，此类硫化物相在氢环境中具有较低的氢扩散系数，一定程度上缓解了氢脆风险。

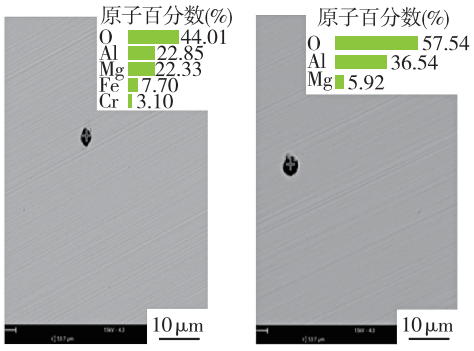
B料夹杂物分布见图5。在B料系列中，中国甲厂B料检测到$CeAlO_3$和Al_2O_3两类夹杂物，其中，$CeAlO_3$的存在可能影响氢原子在夹杂物表面的吸附行为。日本B料经Mg改质处理后，主要形成MgO，Al_2O_3及$MgO·Al_2O_3$复合夹杂物，这类塑性夹杂物在变形过程中可避免应力集中，对氢致开裂具有较好的抑制作用。



（a）中国甲厂B料



（b）中国乙厂B料



（c）日本B料

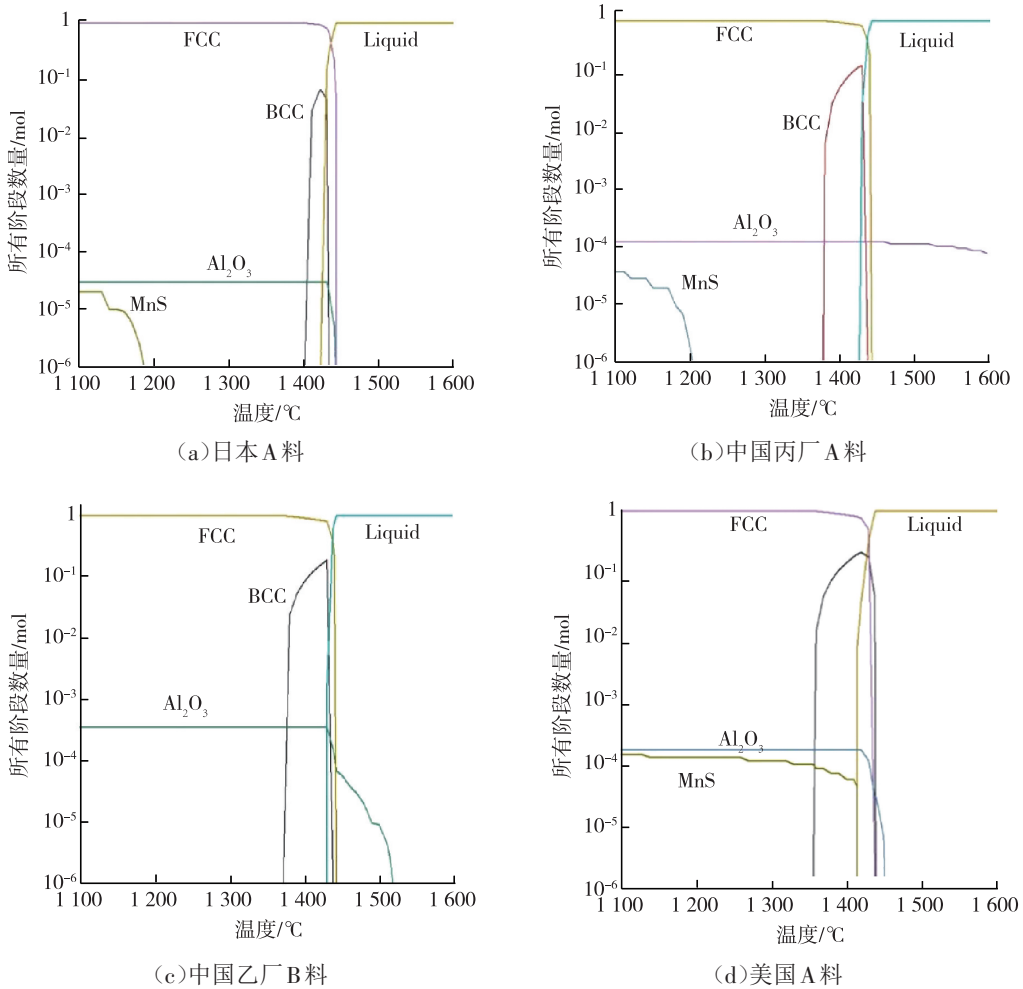
图5 不同厂家B料典型夹杂物

Fig.5 Typical inclusions of material B from different manufacturers

值得注意的是，中国乙厂B料呈现特殊的夹杂物组成，以Cr_2O_3，Al_2O_3及二者复合夹杂物为主。由于冶炼过程中氧含量失控，Cr元素氧化形成大尺寸氧化物夹杂，这些脆性相不仅破坏基体连续性，还可能成为氢原子的强捕获位点，显著提升材料在氢环境中的失效概率。

2.3 夹杂物热力学分析

基于Thermo-Calc 2020b软件的TCFE10数据库，系统开展了超高纯316L不锈钢在1 100~1 600 ℃温度区间的平衡相图热力学计算。图6示出了未使用改质元素处理的超高纯316L不锈钢平衡相图计算结果。



（a）日本A料　（b）中国丙厂A料

（c）中国乙厂B料　（d）美国A料

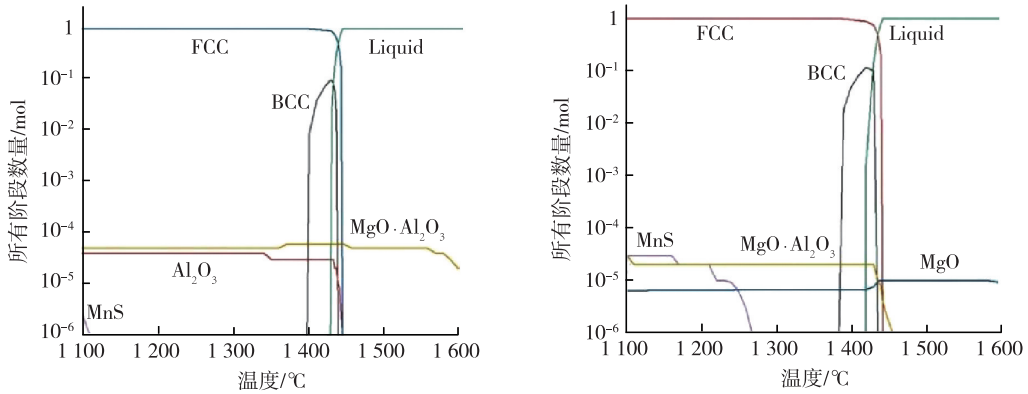
图6 未改质处理的夹杂物平衡相图

Fig.6 Equilibrium phase diagrams of inclusions without modification treatment

通过对比图6(a)与图6(b)的平衡相图可知，在热力学平衡条件下，二者均存在MnS夹杂物的析出倾向。然而，扫描电子显微镜(SEM)的实际检测结果却未发现MnS夹杂物，这一现象与理论计算存在显著差异。从材料凝固理论角度分析，实际冶炼过程中，钢液冷却速度极快，远高于平衡相图所基于的准静态冷却条件。快速冷却导致原子扩散速率受限，抑制了MnS夹杂物形核与长大所需的元素扩散与聚集过程，使得平衡反应难以充分进行，从而在凝固后的材料中未能形成可检

测到的MnS夹杂物，图6(c)示出中国乙厂B料的平衡相图，由于氧元素含量很高，Al_2O_3夹杂物含量也很高，实际观察到Cr_2O_3夹杂物是因钢中Cr元素被氧化。图6(d)示出美国A料的平衡相图，其Mn含量过高，S含量也高于其他厂商，在凝固过程中，首先析出$MnO·Al_2O_3$夹杂物，随后，MnS在凝固末期析出，因此，在钢中存在大量细小MnS以及$MnO·Al_2O_3$夹杂物。对于临氢安全泄放装置用材料而言，尽管未出现预期的MnS夹杂物，但实际凝固过程中可能产生其他非平衡态夹杂物，这些夹杂物的存在同样会影响材料的氢扩散行为与抗氢致开裂性能，因此，需结合动力学模拟与原位观测进一步研究其形成机制与演变规律。

图7(a)示出中国乙厂A料平衡相图，可以看出，微量Mg元素的引入触发了夹杂物的成分重构反应，促使部分高硬度、高脆性的Al_2O_3夹杂物转化为低熔点的$MgO·Al_2O_3$尖晶石相，并在高温阶段优先析出。由于$MgO·Al_2O_3$相的形核驱动力较弱且体系内相关元素含量较低，形成的夹杂物尺寸普遍细小，这在一定程度上缓解了夹杂物对材料基体的割裂作用，降低了氢致裂纹萌生风险。与之相比，日本B料〔见图7(b)〕因初始Al，O含量处于较低水平，在Mg元素添加后呈现出独特的夹杂物析出路径。



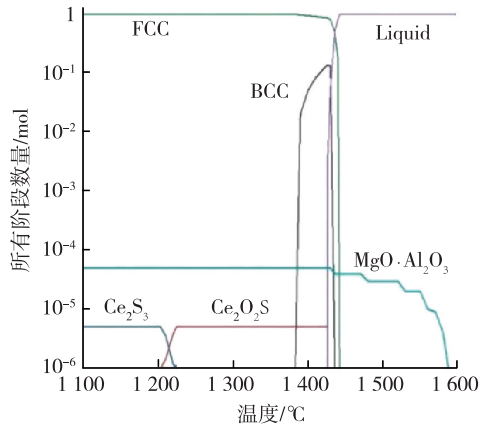
(a)中国乙厂A料　　(b)日本B料

图7　Mg改质后夹杂物平衡相图

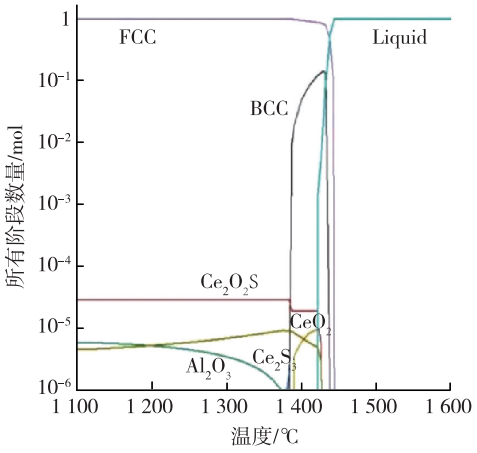
Fig.7　Equilibrium phase diagrams of Mg-modified inclusions

热力学计算结果显示，Mg元素优先与O结合，在高温区间形成MgO晶核；随着温度下降，在凝固前期MgO与Al_2O_3通过固相反应生成$MgO·Al_2O_3$复合夹杂物。实际SEM观测结果表明，材料中仍存在Al_2O_3夹杂物，该现象与平衡相图预测存在差异。从动力学角度分析，Mg元素在钢液中的扩散速率有限，且其在基体中分布不均匀，导致局部区域Mg含量不足，无法完全实现对Al_2O_3的改质。残留的Al_2O_3夹杂物在临氢环境下易成为氢原子的陷阱，加速氢的富集与扩散，显著降低材料的抗氢致开裂性能。因此，对于临氢安全泄放装置用材料，需进一步优化Mg元素的添加工艺与钢液搅拌制度，确保改质元素的均匀分布，以实现对夹杂物形态、尺寸及成分的精准控制。

图8(a)示出中国甲厂A料平衡相图，可以看出，钢液中Ce，Mg元素的协同作用显著改变了夹杂物的热力学行为。高温阶段，Mg元素优先与Al_2O_3发生化学反应，促使其转变为低熔点的$MgO·Al_2O_3$尖晶石相，有效降低了夹杂物对基体的割裂效应。随着温度降低至凝固起始点，Ce元素与O，S发生反应，优先析出Ce_2O_2S夹杂物；在后续冷却过程中，基于热力学稳定性的变化，Ce_2O_2S逐步转变为更稳定的Ce_2O_2S夹杂物。然而，实际SEM观测结果显示，存在Ce-Mg-P和CeS-Mg类夹杂物，这一现象与平衡相图预测存在差异。从动力学角度分析，由于Mg元素添加量有限且在钢液中存在浓度梯度，导致其扩散不均匀，局部区域Mg含量不足，无法完全按照热力学平衡路径完成夹杂物的改质过程，从而形成非理想状态的复合夹杂物。图8(b)示出中国甲厂B料平衡相图，可以看出，稀土元素在凝固过程中展现出独特的夹杂物调控机制。在凝固阶段，稀土氧化物与Al_2O_3发生原位化学反应，形成热力学稳定的$CeAlO_3$夹杂物。该类夹杂物具有良好的高温稳定性与界面相容性，相较于常规氧化物夹杂物，其对材料基体的力学性能影响较小。



（a）中国甲厂A料



（b）中国甲厂B料

图8　Ce-Mg复合改质及Ce改质后夹杂物平衡相图

Fig.8　Equilibrium phase diagrams of Ce-Mg composite-modified and Ce-modified inclusions

3　结论

（1）夹杂物类型主导氢脆风险差异。不同厂家生产的超高纯316L不锈钢的夹杂物类型显著影响氢脆敏感性。中国甲厂A料以Ce_2O_2S和Ce_2S_3为主，B料含$CeAlO_3$和Al_2O_3，通过低氧硫环境及稀土化合物抑制氢原子吸附；日本A，B料凭借细小Al_2O_3及$MgO·Al_2O_3$复合夹杂物降低氢陷阱密度。反之，中国丙厂A料和乙厂B料因高Al，O含量形成大量大尺寸Al_2O_3，Cr_2O_3等脆性夹杂物，成为氢原子扩散通道与富集位点，极大提升氢脆失效概率，证实夹杂物类型是决定材料氢脆风险的核心因素。

（2）夹杂物尺寸分布与氢脆敏感性强相关。研究表明，夹杂物的密度、尺寸及分布直接关联材料氢脆性能。中国甲厂A，B料在夹杂物密度（低至6~7个/mm²）、平均等效直径（2.065~2.225 μm）及面积分数（0.002 1%~0.003 4%）指标上表现优异，满足临氢安全泄放装置严苛评级标准，有效降低氢脆风险。而中国乙厂B料存在大量大于7 μm的大尺寸夹杂物，其高夹杂物密度（22个/mm²）与大尺寸特征，显著增加氢原子聚集与扩散路径，成为氢致裂纹萌生的关键诱因，凸显精准控制夹杂物尺寸分布对提升材料抗氢脆能力的重要性。

（3）改质技术是抑制氢脆的关键路径。夹杂物改质技术显著影响材料的氢脆性能。中国甲厂采用Ce-Mg复合改质（A料）及稀土Ce改质（B料）技术，通过调控夹杂物成分与形态，大幅降低氢脆敏感性；日本A，B料的Mg改质技术也在一定程度上改善抗氢脆性能。相比之下，中国乙厂单一Mg改质或氧含量失控导致改质效果有限，氢脆风险较高。研究证实，多元复合改质技术结合精确的元素控制，能够优化夹杂物特性，有效抑制氢脆，是提升材料在临氢环境下可靠性的核心技术方向。

（4）热力学-动力学差异加剧氢脆预测复杂性。基于Thermo-Calc的热力学计算与实际检测结果表明，钢液快速冷却导致的动力学限制，使夹杂物实际析出行为偏离热力学平衡预测，如MnS夹杂物在理论上有析出倾向但实际未检测到。此外，改质元素在钢液中的扩散不均匀性，导致夹杂物成分与预期不符，增加了氢脆风险评估的难度。这表明研究夹杂物与氢脆关系时，需综合考虑热力学稳定性与动力学扩散过程，结合原位观测与动力学模拟，才能准确揭示氢脆机制，为材料设计提供可靠依据。

参考文献：

[1] 高占江，翁建寅，骆辉，等. 半导体设备用超高纯316L不锈钢夹杂物控制水平解析[J]. 中国冶金，2025，35（2）：23-35.
GAO Z J，WENG J Y，LUO H，et al. Analysis of inclusion control levels in ultra-high purity 316L stainless steel for semiconductor equipment[J]. China Metallurgy，2025，35（2）：23-35.

[2] 杨宸旭，严宇，刘梓昱，等. 厚壁奥氏体不锈钢焊缝双晶纵波面阵探头矢量相干全聚焦成像研究[J]. 压力容器，2024，41（12）：60-66.
YANG C X，YAN Y，LIU Z Y，et al. Research on vector coherence factor-based total focusing imaging for thick-walled austenitic stainless steel welds via

dual matrix longitudinal wave array probe[J].Pressure Vessel Technology,2024,41(12):60-66.

[3] 汪钰,冯德兴,张东辉,等.奥氏体不锈钢压力容器封头开裂缺陷的探讨[J].压力容器,2017,34(6):74-80.
WANG Y,FENG D X,ZHANG D H,et al.Discussion on cracking defects of heads for austenitic stainlesssteel pressure vessels [J]. Pressure Vessel Technology,2017,34(6):74-80.

[4] ZHANG S C,LIN B H, LI H B,et al. An effective strategy for manufacturing ultra-high purity AISI 316L stainless steel by vacuum C deoxidization pretreatment plus Mg-Ca composite treatment [J]. Journal of Materials Research and Technology,2024,30:8959-8971.

[5] 曹军文,覃祥富,耿嘎,等.氢气储运技术的发展现状与展望[J].石油学报(石油加工),2021,37(6):1461-1478.
CAO J W,QIN X F,GENG G,et al.Current status and prospects of hydrogen storage and transportation technology [J]. Acta Petrolei Sinica (Petroleum Processing Section),2021,37(6):1461-1478.

[6] 张晨晖.化工园区危化气体污染物实时监测与预警系统的设计与实现[J].中国石油和化工标准与质量,2023,43(10):56-58.
ZHANG C H. Design and implementation of a real-time monitoring and early warning system for hazardous gas pollutants in chemical industrial parks [J]. China Petroleum and Chemical Standards and Quality,2023,43(10):56-58.

[7] 王爽,颜秉宇,王勇,等.Q460C钢板拉伸试样断口分层原因分析[J].压力容器,2019,36(2):60-64.
WANG S, YAN B Y, WANG Y, et al. Analysis of tensile specimens fracture delamination of Q460C steel [J].Pressure Vessel Technology,2019,36(2):60-64.

[8] 刘城城,张立峰,任英,等.非金属夹杂物对不锈钢耐点蚀性能影响的综述[J].钢铁研究学报,2021,33(10):1040-1051.
LIU C C,ZHANG L F,REN Y,et al.Review on effect of non-metallic inclusions on pitting corrosion resistance of stainless steel [J]. Journal of Iron and Steel Research,2021,33(10):1040-1051.

[9] FONSECA G S D,FERREIRA K H,OLIVEIRA S C D, et al. Influence of austenitizing, quenching, and tempering on the hardness and corrosion resistance in martensitic stainless steel EN 1.4116 [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2025, 36: 5396-5405.

[10] 肖强,张乐,张建军,等.大规模地下储氢用压缩机现状与发展趋势[J].流体机械,2024,52(2):75-82.
XIAO Q, ZHANG L, ZHANG J J, et al. Current situation and development trends in compressors for use in large-scale underground hydrogen storage [J]. Fluid Machinery,2024,52(2):75-82.

[11] 朱晓东,赵亚飞,李嘉雄,等.钢中夹杂物形成机理与调控技术研究进展[J].现代交通与冶金材料,2023,3(4):38-46.
ZHU X D,ZHAO Y F,LI J X,et al.Research progress on the formation mechanism and regulation technology of inclusions in steel [J]. Modern Transportation and Metallurgical Materials, 2023, 3(4):38-46.

[12] MAIER A, TANGERMANN-GERK K, NIKAS D, et al. Spatial control of microstructure and material hardness in functionally graded stainless steels by DED-LB/M and in-situ alloying [J]. Journal of Materials Processing Technology,2025,340:118867.

[13] LEI Y, HOSSEINI E, LIU L, et al. Internal polymeric coating materials for preventing pipeline hydrogen embrittlement and a theoretical model of hydrogen diffusion through coated steel[J].International Journal of Hydrogen Energy,2022,47(73):31409-31419.

[14] KIM Y S,KIM J G.Electroplating of reduced-graphene oxide on austenitic stainless steel to prevent hydrogen embrittlement [J]. International Journal of Hydrogen Energy,2017,42(44):27428-27437.

[15] 黄淞,薛广珂,惠虎,等.高压氢环境下储氢容器4130X钢力学性能的演化规律研究[J].压力容器,2024,41(12):8-15.
HUANG S, XUE G K, HUI H, et al. Mechanical property evolution of 4130X steel in high pressure hydrogen environment for hydrogen storage vessels[J]. Pressure Vessel Technology,2024,41(12):8-15.

作者简介:杨超(1988),男,工程师,主要从事压力容器结构完整性的技术研究,以及国家标准和安全技术的研究工作,通信地址:201601 上海市松江区泗泾镇泗祥路518弄37号1002室,E-mail:yangchao11yy@163.com。

本文引用格式:
杨超,骆辉,周忠警,等.临氢爆破片用超高纯316L不锈钢材料洁净度研究[J].压力容器,2026,43(3):15-24.
YANG Chao, LUO Hui, ZHOU Zhongjing, et al. Research on the cleanliness of ultra-high purity 316L stainless steel material for hydrogen pressure rupture discs[J].Pressure Vessel Technology,2026,43(3):15-24.