铝合金化对硅固溶强化铁素体球墨铸铁的影响研究进展

连　旭，王　嵩，张　棒，习　杰，王腾超，李云鹏
（新兴河北工程技术有限公司，河北邯郸 056107）

摘要：硅固溶强化铁素体球墨铸铁（Silicon Solution-strengthened Ferritic Ductile Iron，SSFDI）作为第二代新型球墨铸铁，凭借高强、高塑、低成本及优异高温性能，广泛应用于汽车、风电和高端铸管等工业领域，但其高硅含量诱发的晶格有序相析出、硅元素偏析问题，导致材料低温韧性不足、冲击性能较差，严重限制了其工况适用范围。合金化改性是改善SSFDI脆性缺陷、平衡力学性能的核心技术手段，相较于钴、镍等贵金属合金化，铝合金化兼具成本低廉、改性效果显著与轻量化优势突出等特点，成为当前SSFDI改性研究热点。本文系统梳理了SSFDI的发展历程、标准演进、成分特性与力学性能规律，剖析了高硅SSFDI的脆化机理，明确B2、DO3脆性有序相生成及硅微观偏析是材料韧性劣化的根本原因。重点综述铝合金化对SSFDI硅偏析行为、金相组织、力学性能的调控机制，分析了铝添加量对石墨形态、基体组织、强度塑性及冲击韧性的影响规律，探讨了铝合金化改性在工业应用中面临的石墨劣化、铝吸收率偏低、铸造工艺性下降、热处理工艺要求提升等关键问题。最后，从成分优化、机理研究、工业应用三个维度展望了铝合金化改性SSFDI的发展方向，提出低铝适配高硅的复合成分体系、区分酸溶铝与不溶铝的改性机理、稀土辅助协同改性、铸造工艺适配优化等研究重点，旨在为高性能、低成本SSFDI的合金化设计与工业化规模化应用提供理论参考与技术支撑。

关键词：硅固溶强化；铁素体球墨铸铁；铝合金化；硅偏析；有序相；力学性能；铸造工艺性
中图分类号：TG143.5；TG255　**文献标识码：**A　**文章编号：**1001-4977（2026）09-0953-11
DOI：10.27014/j.cnki.zhuzao.2026.0122

Research Development on the Effects of Aluminum Alloying on Silicon Solution-Strengthened Ferritic Ductile Iron

LIAN Xu, WANG Song, ZHANG Bang, XI Jie, WANG Teng-chao, LI Yun-peng
(Xinxing Hebei Engineering & Research Inc., Ltd., Handan 056107, Hebei, China)

Abstract: Silicon solution-strengthened ferritic ductile iron (SSFDI), as a new second-generation ductile iron, is widely used in automobiles, wind power, high-end cast pipes and other industrial fields due to its high strength, high plasticity, low cost and excellent high-temperature performance. However, the precipitation of lattice ordered phases and silicon element segregation induced by high silicon content lead to insufficient low-temperature toughness and poor impact performance, which seriously restrict its service conditions. Alloying modification is the core technical means to improve the brittleness defects and balance the mechanical properties of the SSFDI. Compared with precious metal alloying such as cobalt and nickel, the aluminum alloying has the characteristics of low cost, remarkable modification effect and outstanding lightweight advantages, and has become a hotspot in the present SSFDI modification researches. This paper systematically reviews the development history, standard evolution, composition characteristics and mechanical property laws of SSFDI, analyzes the embrittlement mechanism of high-silicon SSFDI, and clarifies that the formation of B2 and DO3 brittle ordered phases and silicon micro-segregation are the fundamental reasons for the deterioration of material toughness. It mainly summarizes the regulation mechanism of aluminum alloying on the silicon segregation behavior, the microstructure and mechanical properties of the SSFDI, analyzes the influence of aluminum addition amount on the graphite morphology, the matrix structure, the strength, the plasticity and the impact toughness, and discusses the key problems faced by the industrial application of aluminum alloying modification, including the graphite deterioration, the low aluminum absorption rate, the reduced castability and more demanding of heat treatment process. Finally, the development directions of aluminum alloying modified SSFDI are prospected from three dimensions of composition

基金项目：国有资本金资助新一代高强高塑资源节约型球墨铸铁管产品开发。
收稿日期：2026–03–31 收到初稿，2026–05–07 收到修订稿。
作者简介：连旭（1997–），男，助理工程师，学士，主要研究方向为球墨铸铁管生产工艺研发。E-mail：1241820602@qq.com
引用格式：连旭，王嵩，张棒，等 . 铝合金化对硅固溶强化铁素体球墨铸铁的影响研究进展 [J]. 铸造，2026，75（9）：953–963.
Lian Xu，Wang Song，Zhang Bang，et al. Research development on the effects of aluminum alloying on silicon solution-strengthened ferritic ductile iron [J]. Foundry，2026，75（9）：953–963.

optimization, mechanism research and industrial application, proposing the key research points such as the composite composition system of low aluminum adapted to high silicon, the modification mechanism distinguishing acid-soluble aluminum and insoluble aluminum, the rare earth assisted synergistic modification, the casting process adaptation optimization and so on, and aiming to provide theoretical reference and technical support for the alloying design and large-scale industrial application of high-performance and low-cost SSFDI.
Key words: silicon solution strengthening; ferritic ductile iron; aluminum alloying; silicon segregation; ordered phase; mechanical property; castability

球墨铸铁是一种具有较高强度和较高韧性的材料，其含有球状石墨，这种石墨赋予了球墨铸铁优异的延展性。由于其优异的力学性能，它在制造业中被广泛应用。硅固溶强化铁素体球墨铸铁作为21世纪之后的新兴材料，与等温淬火球墨铸铁并称为“第二代球墨铸铁”。

1 Si固溶强化铁素体球墨铸铁的发展历史

1.1 球墨铸铁

1943年，Keith D. Millis在国际镍业公司以Cu-Mg合金的形式在灰铸铁中添加了Mg，发现片状石墨被球状石墨取代，自此发现了球墨铸铁[1]。

1947年，Keith D. Millis等人提交了一项专利[2]，提出应将球墨铸铁中的Si含量控制在3.5wt.%、3wt.%乃至2.5wt.%以下；若Si含量超出该范围，会显著降低球墨铸铁的力学性能，尤其是韧性、抗拉强度和延展性。在此后的半个世纪里，欧美球墨铸铁行业也长期认为Si含量不应超过2.5wt.%。

1.2 高 Si 球墨铸铁与 Si 固溶强化

Si固溶强化铁素体球墨铸铁（有时也称为高Si铁素体球墨铸铁）是球墨铸铁领域一项相对较新的发展成果。典型SSFDI的Si含量在3wt.%以上，最高可达5.5wt.%，属于高Si球墨铸铁。

主流观点认为高Si球铁源于欧美20世纪80年代至90年代的研究与应用[3-5]，但在1948年球墨铸铁的发现被公开后，苏联就开始将耐热灰铸铁合金化工艺移植到球墨铸铁的生产中。1949年Э.М. Бланк等人提交了一项专利（SU 109546）[6]，提出对Сиал（一种Si含量在5wt.%~6wt.%的高Si铸铁）进行Mg处理（Mg添加量0.4wt.%~0.6wt.%），以获得球状石墨。其核心目标是通过石墨球化克服高Si基体的脆性，使其能够替代昂贵的合金钢。这一研究距K.D. Millis于1943年在实验室发现球铁仅6年[1]，距其技术公开仅1年[2]，是全球范围内高Si球墨铸铁最原始的理论雏形与实践记录之一。

高Si球铁在我国20世纪80年代就有应用，1988年录入GB 9437—88《耐热铸铁件》中的一些牌号，例如RQTSi4、RQTSi5、RQTSi4Mo等即属于Si含量3.5wt.%至5.5wt.%的高Si球墨铸铁，由于其高强度、高温耐氧化性，以及因为全铁素体避免了珠光体在高温下的生长性，所以被应用于炉窑、烟道等构件[7]。由于在当时并未对Si固溶强化的机理有深入了解，所以高Si球墨铸铁多为生产实践的经验应用。

尽管早期高Si球铁侧重于利用其抗氧化性，但现代SSFDI研究的重心已转移到利用Si在铁素体中的固溶强化效应，以实现强度与塑性的平衡。球墨铸铁的Si固溶强化概念于20世纪90年代被提出[5]，在2000年后逐渐成为球墨铸铁的一大主流研究方向，作为一种新型球墨铸铁，SSFDI旨在提高强度的情况下而不牺牲延展性。这种新材料不仅具有较高的抗拉强度（通常为500 MPa以上），而且被发现具有更高的断裂伸长率（10%以上），在工业应用中，SSFDI也是一种成本较低的实现高强高延展性的球墨铸铁工艺路线。

2004年，高Si球墨铸铁就被纳入国际标准ISO 1083[8]。对于壁厚小于30 mm的铸件，规定了最小抗拉强度500 MPa，屈服强度至少为360 MPa，断裂伸长率至少10%，标准中建议这种铸铁中的Si含量为3.7wt.%。

2011年，SSFDI被纳入到欧洲标准EN 1563中[9]。同年出台了专门的高Si耐热球墨铸铁标准EN 16124:2011[10]（相较中国的GB 9437—88晚了23年）。在此之前，欧洲企业通常使用企业标准（如2003年Georg Fischer的SiMo1000[11]）或套用普通的 EN 1563。在2019年，SSFDI被纳入到中国国家标准GB/T 1348—2019中[12]。如今SSFDI已经在汽车、风电、机床、泵体、阀门和压力管件等领域大量应用。

然而SSFDI由于高Si引发的脆性限制了其在低温或高冲击工况下的应用。近年来，通过添加其他合金元素调节凝固过程中的溶质分配，成为改善Si偏析、提升韧性的关键研究方向。

2 Si固溶强化铁素体球墨铸铁的成分及力学性能

2.1 成分

相关标准主要对Si含量提供了指导值（Si含量为

3.2wt.%~4.3wt.%）[9，12]，但在实际生产中，不同生产商的成分差异很大，主要源于产品需求以及原料成分存在差异。复杂铸件的碳当量一般控制在共晶点附近，以获得最佳的充型能力；而简单结构件有时会采用过共晶成分，以保证石墨数量充足、减少缩孔缺陷。其他非主要元素的含量差异也十分明显，例如在制造发动机排气歧管时，会在SSFDI中掺入Ni或Mo，从而提升材料的高温使用性能[10-11]。

2.2 力学性能

SSFDI相比同强度的普通球墨铸铁，其基本不含有珠光体，这就意味着SSFDI在拥有同等强度的同时，具备更优异的断裂伸长率，且硬度更低——这有利于工业生产中铸件的机械加工。Gert Gassner等人的研究指出[13]，由于实现完全铁素体化，SSFDI的硬度对铸件壁厚不敏感，更易满足壁厚变化较大工况下的严苛硬度要求。

通常SSFDI的Si含量在3wt.%以上、4.3wt.%以下。随着Si含量的增加，SSFDI的抗拉强度与屈服强度不断上升，屈强比也不断上升，如图1、2所示[14-20]。相比ISO 1083中的普通球墨铸铁，SSFDI的屈强比整体偏高；当Si含量达到4.5wt.%~5wt.%时，抗拉强度与屈服强度达到峰值[5，15-16，19-20]。

由图1可见[14-20]，在高Si区域（>4.0wt.%），试验数据点呈现出明显的离散性，这反映了高Si基体对冶金质量及工艺参数具有较高敏感性。冷却速率的差异、微量元素的偏析以及有序相的析出动力学，共同导致不同研究者在相近Si含量条件下得到了差异显著的抗拉强度结果。这表明，高Si球铁的工业化应用不仅取决于成分设计，更依赖于对铸造工艺全流程的精准把控。

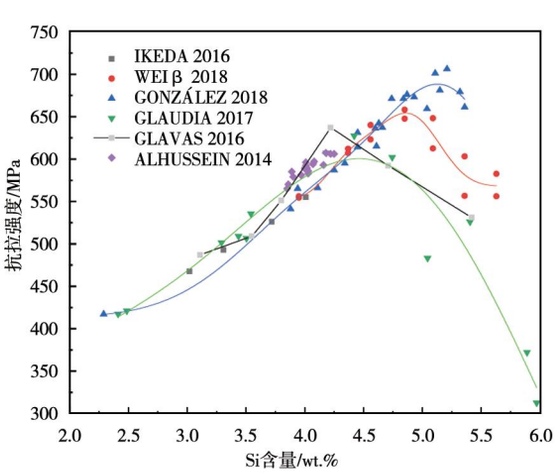


图1 Si含量对高Si球墨铸铁抗拉强度的影响

Fig. 1 Effects of Si contents on the tensile strengths of high-silicon ductile irons

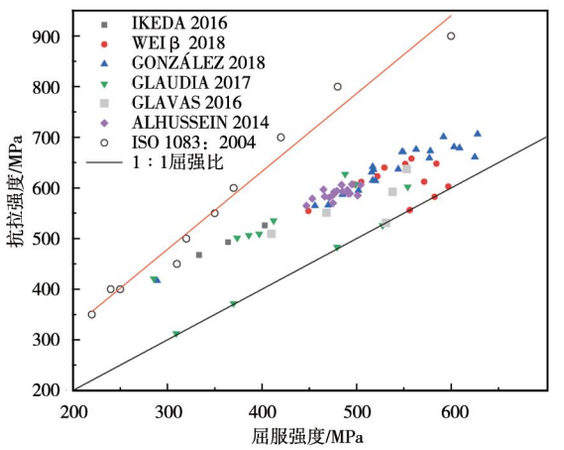


图2 Si含量对高Si球墨铸铁屈服-抗拉强度的影响

Fig. 2 Effects of Si contents on the yield and tensile strengths of high-silicon ductile irons

断裂伸长率的表现与抗拉强度、屈服强度不同，如图3所示，其在Si含量达到约4.3wt.%以上时就会迅速下降[5，13，15-17，19-20]。当Si接近5wt.%时，断裂伸长率几乎降至0[5，13，16，18-20]。在Z. Glavas的研究中[16]，伸长率在Si含量为5.42wt.%时无法测量，此时抗拉强度和屈服强度的数值重合，这是由铁素体过度脆化导致的。除此之外，Si含量的增加还会造成冲击韧性降低、韧脆转变温度升高[5，12，16，18，21-23]，如图4所示[22-23]。另外，当Si含量增至4wt.%以上时，球墨铸铁中的碎块状石墨含量会随Si含量升高而大幅增加[19，24]。而硬度受Si含量的影响较小，主要取决于球墨铸铁的基体组织[5]。据Björkegren等人的研究[22]，高硅球墨铸铁的硬度分布比传统球墨铸铁更为均匀，可显著提升其切削加工性能。

高Si含量还会显著提升球墨铸铁的奥氏体转变温

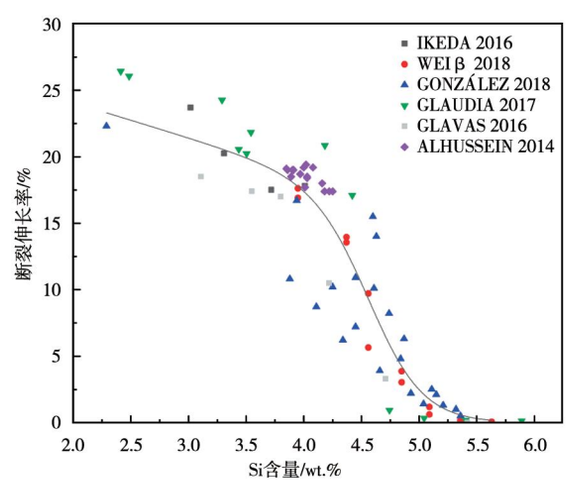
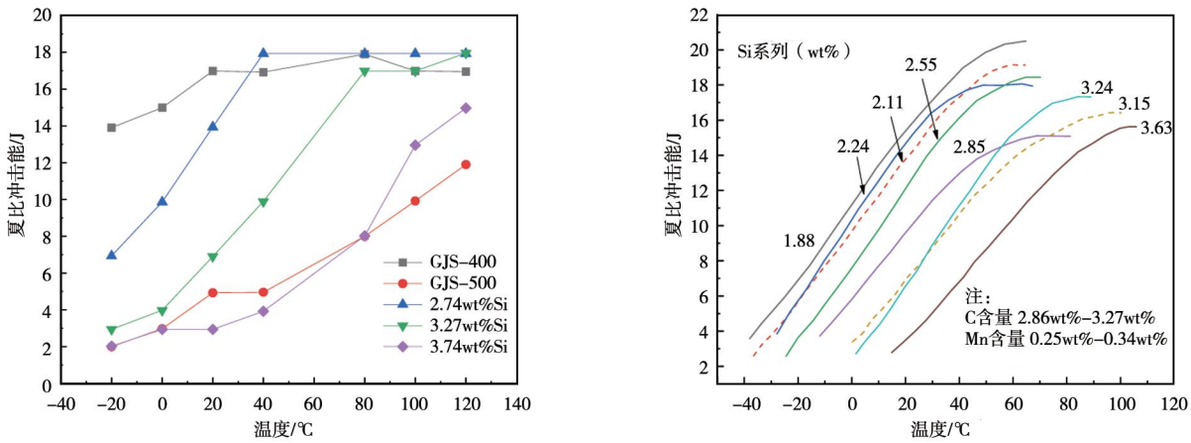


图3 Si含量对高Si球墨铸铁断裂伸长率的影响

Fig. 3 Effects of Si contents on the elongations of high-silicon ductile irons



（a）1999年，L. E. Bjorkegren等人　　（b）1954年，W.S. Pellini等人

图4　不同Si含量的夏比V型缺口冲击能随温度的变化，依据L. E. Bjorkegren等人、W.S. Pellini等人的研究进行重绘

Fig. 4 Charpy V-notch impact energy vs. temperature for various Si contents，redrawn based on the studies by L. E. Bjorkegren et al. and W. S. Pellini et al

度（A_{c1}温度），Si含量由4%提高至5%时，A_{c1}温度由815 ℃提高至870 ℃，这也意味着只要使用温度低于A_{c1}温度，基体组织就主要保持铁素体结构。另外Si含量提升也会提高球墨铸铁的高温抗氧化性[10]，加之在高温下也能保持较高的力学性能，这些因素意味着SSFDI也适合用于高温工况。

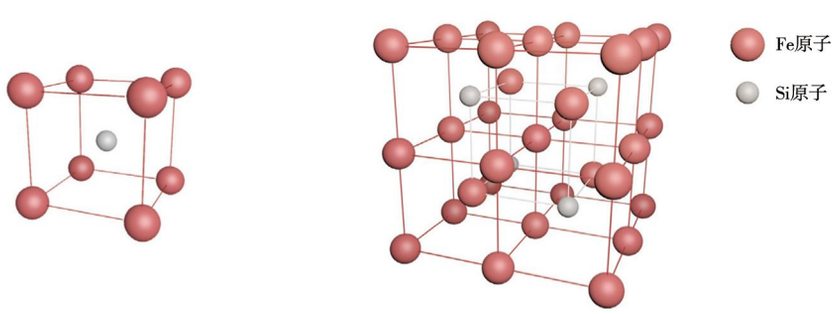
2.3　脆性原因

在普通球墨铸铁中，石墨球的形状与尺寸被认为是影响球墨铸铁韧性的因素之一，但在SSFDI中，石墨状态对其脆性无显著影响[20]。

SSFDI的脆性被认为是由Si与Fe原子形成的脆性晶体结构所造成，该脆性结构会随着Si含量的升高而逐渐增多，如图5所示。根据相关研究[20-21，25]，高含量Si会在球墨铸铁铁素体晶格中形成脆性结构，主要为B2和DO3有序相。

B2和DO3有序相会在球墨铸铁发生形变时阻碍位错运动。Si含量低于4wt.%的球铁中产生的滑移迹呈波浪状，表明存在位错交叉滑移；而Si含量高于4wt.%的球铁中滑移迹几乎完全呈直线，即平面滑移[25-26]。这种有序相的形成是Si含量升高材料发生脆化的根本原因。

Philipp Weiβ等人的研究表明[15]，Si含量为5.36wt.%的样品在透射电子显微镜下显示出明显的B2和DO3超结构反射。在Si含量为3.95wt.%的样品中也能检测到B2超晶格结构的反射。因此即使Si含量低于4.3wt.%，材料也会出现脆化效应。这是因为Si的偏析作用，Si在SSFDI中的偏析主要表现为富集在石墨球周围或原奥氏体晶粒的芯部附近[5，18，27-28]。在铸铁所处的温度与环境条件下（Fe-C-*X*体系），Si与Al在奥氏体中的分配系数（k_γ）均大于1[29-30]，这意味着在凝固过程中，这些元素会倾向于富集在先析出的固相（如奥氏体）中，而非残余液相。当Si和Al等负偏析元素在凝固的奥氏体晶格中不断富集时，Mn、Cr等元素会在固液界面受到排斥，进而在最后凝固区域聚集，并倾向于形成稳定碳化物[28]。



（a）B2　　（b）DO3

图5　B2（a）和DO3（b）有序相示意图

Fig. 5 Schematic diagram of the B2（a） and DO3（b） ordered phases

3 Si固溶强化铁素体球墨铸铁的韧性与合金化

为使高Si含量的SSFDI在具备高强度的同时，拥有较高的断裂伸长率和冲击韧性，可采用热处理[31]、孕育处理[24]或合金化[5，27-28，32]工艺。

由于SSFDI的脆性主要源于Si的偏析，因此提升其韧性的最优途径是改善Si的偏析行为、抑制Si局部富集，进而减少B2或DO3脆性晶体结构的生成。适当的热处理虽能实现偏析组织均匀化，但仍难以显著优化Si的偏析分布规律[27-28]。在相关研究及实际生产应用中，常通过添加合金化元素直接提升韧性，或借助合金化调控Si偏析以弱化脆性。目前已知可用于改善SSFDI脆性的合金化元素主要包括Co、Ni、Al等。

3.1 Co 合金化

Co是奥氏体稳定化和铁素体促进元素，在球墨铸铁中掺入0.5wt.%Co时，可以形成完全铁素体基体，Co也可以提高石墨球数量。Co的性质与Si相似，也可以产生固溶强化作用[33]。Co在凝固过程中具有比Si更好的抗断裂性能，并能正向偏析到晶界，这一特性被应用于等温淬火球墨铸铁中，以加速奥氏体化第一阶段反应，从而缩短等温淬火时间，并允许制备更大壁厚的截面构件[5，32]。

在普通球墨铸铁中添加Co可以提升延展性，但Co需要添加足够的用量才能显著改变材料的力学性能[5，33]。在Rilwan Okunnu的研究中[5]，于SSFDI牌号GJS-600-10的基础上，分别添加2wt.%和4wt.%的Co后，材料断裂伸长率提升了1.2%和1.7%，抗拉强度提升了36.46 MPa和73.54 MPa。相较于抗拉强度，断裂伸长率的提升幅度并不显著，尤其是对应如此高的添加量。根据Alejandra I. Almanza的研究[34]，在SSFDI中添加1wt.%至4wt.%的Co，室温冲击韧性反而出现下降。由于Co价格昂贵[35]，上述案例中的添加量应用于大批量生产的球墨铸铁件时，所带来的成本涨幅难以被生产企业及下游市场所接受。

3.2 Ni 合金化

Ni是珠光体促进化元素，Ni会减少球墨铸铁的石墨球数量，Cheng-Hsun Hsu等人的研究中，Ni使球墨铸铁的硬度大幅上升，同时断裂伸长率大幅下降，主要原因是珠光体含量较高[33]。

与Co类似，Ni也有固溶强化作用，但是效果比Si弱得多。尽管如此，由于在同等强化幅度下，Ni提升韧脆转变温度的幅度小于Si，因此Ni仍被用作低温球墨铸铁的固溶强化元素，可用来替代部分Si[33]。В.Б.Бубликов等人的研究表明[36]，在SSFDI中，采用少量Ni（0.5wt.%或1wt.%）部分替代Si进行固溶强化，能够在保持同等抗拉强度的前提下，获得高于纯Si强化的断裂伸长率。Philipp Weiβ的试验证实，采用Ni替代部分Si并添加少量Al，在提升强度的同时，还可使其室温冲击韧性优于纯Si强化体系[37]。

由于Ni含量较高时会影响SSFDI的铁素体占比，因此可辅以铁素体促进元素（如Al），使得SSFDI对Ni含量的容忍度更高，从而进一步提升力学性能[32，37]。

尽管Ni的价格低于Co[38]，但0.5wt.%至1wt.%的添加量仍会造成原料成本明显上升，因此该方式在汽车零部件等高附加值球墨铸铁领域有着大量应用，而在球墨铸铁管这类低附加值领域则基本不适用。

4 Al合金化及存在的问题

4.1 Al 铸铁与球墨铸铁 Al 合金化的历史

Al在铸铁中的表现和Si类似[39]，Al也会提升铸铁的A_{c1}温度[40]，两者均为促进铁素体化元素，会降低奥氏体的稳定性[41-42]，还可以降低C在铁液中的溶解度，从而提升石墨含量[43-44]，高温抗氧化性也会随着Al含量的增加得到明显提升[45]。与在普通铸铁中添加Al的效果一致，在球墨铸铁中添加Al同样可以改善其高温耐氧化性能，主要原因是Al能在金属表面形成一层致密氧化膜[39-40]。由于Al的密度更低，且Al原子半径大于Fe原子半径，这两个因素共同促成了含Al铸铁具备低密度特性[46]。

含Al铸铁的相关研究最早可追溯至1890年[46]。二十世纪初的数十年间，凭借优异的高温性能，这类材料得到了广泛研究与工程应用。苏联与英国的相关研究催生了多项早期专利，例如1938年公布的GB489936，其规定Al含量范围为0.9wt.%~9wt.%。

通常将Al含量达到3wt.%以上的铸铁定义为铝铸铁，其中ЧЮ30这类耐热铝铸铁的Al含量甚至可达30wt.%[47]。得益于含Al铸铁优良的高温使用性能，在高Si球墨铸铁中添加Al并非近年才兴起的研究与应用方向。早在1982年，苏联标准ГОСТ 7769-82《特殊性能合金铸铁》就已将含Al高Si球墨铸铁纳入标准体系，典型牌号包括ЧС5Ш与ЧГ6С3Ш[47]，其具体成分如表1所示。我国GB 9437—88标准中也收录了两种含Al高Si球墨铸铁牌号，即RQTAl4Si4和RQTAl5Si5[7]，该系列牌号在2009版标准中更名为QTRAl4Si4和QTRAl5Si5。

2012—2014年，M.S.Soiński等人研究了Al对高Si铸

表1 相关牌号的成分

Tab. 1 Compositions of relevant grades

w_B/%

牌号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al	Mo
Ч С5Ш	2.7~3.3	4.5~5.5	≤0.8	≤0.10	≤0.03	0.0~0.2	0.1~0.3	-
Ч Г 6С 3Ш	2.2~3.0	2.0~3.5	4.0~7.0	≤0.06	≤0.03	0.0~0.15	0.5~1.5	0.5~1.0
RQTAl4Si4	2.5~3.0	3.5~4.5	≤0.5	≤0.10	≤0.02	-	4.0~5.0	-
RQTAl5Si5	2.3~2.8	>4.5~5.2	≤0.5	≤0.10	≤0.02	-	>5.0~5.8	-

铁石墨化的影响[48-50]。因采用0.11%的Ce混合物进行处理，且Mn含量较低（0.1wt.%），试验样品为球墨铸铁或蠕墨铸铁。文献中表明，低含量的Al（2.79wt.%及以下）不仅可以促进石墨化，还能提升球化率。其研究成果为2020年后深入探究Al对高Si球墨铸铁影响的机理性研究奠定了基础。

4.2 Al 对高 Si 球墨铸铁的影响

4.2.1 Al对Si偏析的影响

近年有研究认为，在SSFDI中添加Al可以改善甚至逆转Si的偏析分布，从而提升其断裂伸长率以及冲击韧性[28，32，51]。如前文所述，由于Al在铸铁中的奥氏体分配系数k_γ大于1，Al也会富集在石墨球附近[28，43-44]。

在D.M. Stefanescu的研究中[29]，2.5wt.%Si体系中Al的k_γ达到了2.3，而Si的k_γ仅有1.14，这表明Si的存在并没有抑制Al进入固相，反而可能促使Al更容易进入奥氏体晶格，使得Al有优先析出的倾向。

在金属热力学中，活度（Activity，α）是为了修正理想溶液模型而引入的一个概念。在理想溶液中，组元的表现只取决于它的浓度（摩尔分数x）。但实际熔融金属中，原子之间会存在吸引或排斥作用力，导致其效能并不等于自身浓度，α与x的关系如公式（1）所示。

$$\alpha=\gamma \cdot x \quad (1)$$

式中：γ为活度系数；如果γ=1，代表体系为理想溶液；若γ<1，说明原子间吸引力较强，组元更倾向于留存于溶液中；若γ>1，则说明原子间斥力较强，组元状态变得不稳定且活性增强。由图6可见[52]，在铁液中，Al的γ远小于1（纵坐标与横坐标的比值），说明Al与Fe基环境的亲和力极强。但随着Si含量升高，相同Al含量条件下Al的活度系数有所增大，说明Si与Al之间存在竞争与排斥关系。

较低含量的Al在Fe-Al合金中为随机置换固溶（A2相）。当Al含量较高时，其会在铸铁基体晶格中形成类似Si的B2和DO3有序相[46]。由于Si同样属于置换固溶元素，低含量的Al也会与Si竞争置换固溶位点，尤其会争夺高Si含量条件下B2和DO3有序相中的固溶位置，

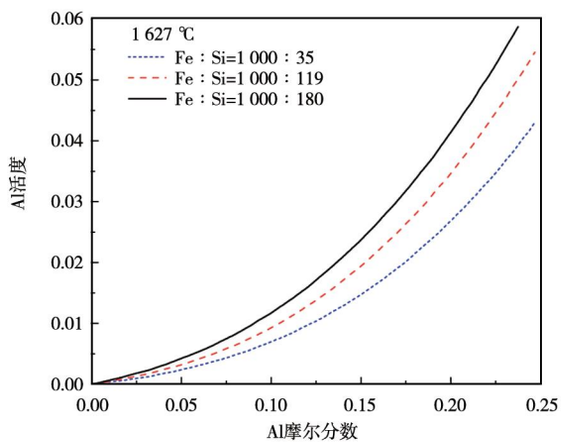


图6 通过计算得到的在1 627 ℃的熔融Fe-Al-Si合金体系中，Al活度与Al含量的关系（重绘自Jyrki Miettinen等人的研究）

Fig. 6 Calculated correlations of Al activities with Al contents in the liquid Fe-Al-Si based alloys at 1 627 ℃ (adapted from Jyrki Miettinen et al.)

Al的存在会破坏这类物相的长程有序性。

在SSFDI中添加Al对Si偏析的影响如图7所示[27，51]。图中归一化距离x=0与x=1分别为EDS取样直线上两个石墨球的边缘位置，x=0.5为两石墨球之间的中心位置。

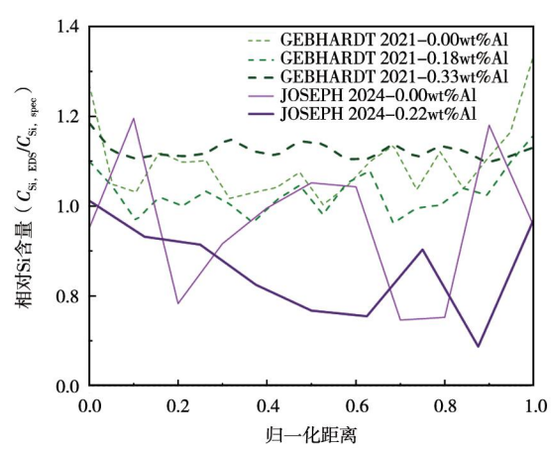


图7 Al含量对SSFDI中相邻石墨球间单轴路径上Si元素偏析影响的对比（数据按光谱均值归一化）

Fig. 7 Comparison of Al content effects on the Si segregations along a linear path between adjacent graphite nodules in SSFDI (Data normalized by spectroscopic mean)

$C_{Si,\ EDS}$为样品两石墨球之间通过能量色散X射线光谱（EDS）线扫描测得的Si含量，$C_{Si,\ spec}$为电火花成分分析得到的平均Si含量。两项研究的基础Si含量差异显著（Gebhardt研究中约为4.36wt.%，Joseph研究中约为3.28wt.%），为直观体现Al元素的作用规律，纵坐标采用相对Si含量（即$C_{Si,\ EDS}$与$C_{Si,\ spec}$的比值）。由于EDS检测与电火花检测测得的Si含量存在系统误差，相对Si含量曲线会不可避免地偏离y=1等值线，但仍可清晰反映Si元素的偏析变化趋势。由图可见，在SSFDI中添加Al后，含量曲线波动趋于平缓，横坐标两端与中间区域的Si含量差值明显减小，表明Si的偏析程度得到改善。此外，B.D.Joseph等人的研究证实[27]，添加Al对优化Si在SSFDI中偏析分布的效果，优于热处理的成分均匀化作用。

D. Franzen的研究表明[28]，添加1.2wt.%的Al即可使Si的微观偏析发生反转，从而在石墨球之间的最后凝固区域发生Si富集。S.N.Lekakh等人使用THERMO-CALC软件进行了热力学模拟，印证了添加1.8wt.%以上的Al即可迫使Si偏析由负偏析转变为正偏析[40]。

张华磊等人的研究表明[41]，在铁素体晶格中固溶相同原子分数的Si或Al，Si对弹性常数C44的提升效果比Al更高。在BCC晶格中，螺位错的移动与交滑移是决定材料塑性的主导因素[53]，由于C44的提升会使螺位错移动能垒升高，因此Si带来的较高C44通常对应材料韧性较差。此外，为改善Si偏析所添加的Al含量较少，不足以诱发Al形成B2和DO3有序相[46]，因此添加Al不会显著降低材料基体的韧性。

4.2.2 Al对金相组织的影响

前文已经提到Al可以增加铸铁的石墨含量，除此之外，多篇研究指出Al还会增加石墨球数量[43-44]，但在B.D.Joseph的研究中，添加Al的试样出现了石墨球数量减少的现象[27]。M.S.Soiński等人的研究认为，适量的Al可以促进灰铸铁中的石墨球化或蠕化[48-49]。在另一项研究中，当Al含量达到3wt.%及以上时，无法制得铸态下仅由球状石墨构成的过共晶铸铁，M.S.Soiński认为Al对球化的阻碍作用与其对共晶温度的影响有关[50]。另有其他研究表明，在球墨铸铁中添加Al会导致球化率下降、异形石墨数量增多[27-28，40，43-44，54]。

当Al含量在3wt.%以下时，会促进铁素体生成；而含量达到4wt.%及以上时，则会提高珠光体含量[44，49]。若Al添加量较高（8wt.%以上），Al还会与C结合生成Fe_3AlC_x脆性相[49]。前文提到，依靠Al合金化缓解Si偏析仅需Al含量控制在1.8wt.%以下，在此含量范围内，Al不会造成珠光体含量升高，也不会生成Fe_3AlC_x脆性相，因此不会对SSFDI的基体组织产生不利影响。

4.2.3 Al对力学性能影响

（1）抗拉强度与屈服强度、断裂伸长率：Al可以产生固溶强化，并且可在SSFDI高Si强化的基础上进一步提升抗拉强度和屈服强度[28]。

断裂伸长率会因Al对石墨形态的负面作用而降低[27-28]，但可通过热处理进行改善。在普通球墨铸铁中（Si含量为2.4wt.%），当Al含量达到2wt.%以上时，断裂伸长率会上升，至4wt.%时则再次急剧下降[44]。

（2）抗压强度与断裂应变：目前尚无针对Al对高硅球墨铸铁抗压强度影响的相关研究，但H. Sazegaran等人探究了Al对Si含量为2.06wt.%球墨铸铁抗压强度的影响[55]。研究表明，Al能够显著提升球墨铸铁的抗压强度与压缩断裂应变，其强化效果远优于Cu。这说明Al合金化可明显改善球墨铸铁的塑性与韧性，使材料在失效前能够承受更大的变形量。

（3）冲击韧性：铸态下，向球墨铸铁中添加Al可提升其冲击韧性，Al含量为2.29wt.%时冲击韧性达到峰值[56]。根据实际生产经验，将球墨铸铁在A_{c1}相变点以上进行热处理，可进一步提升冲击韧性。现阶段关于合金化改性后SSFDI冲击韧性的研究仍较为有限，现有研究结果表明，Al不会降低其冲击韧性[37]。

（4）硬度：球墨铸铁的硬度会随Al含量增加而提高[56]。由于SSFDI基体以铁素体为主，因此在Al添加量未达到促进珠光体析出前，其硬度不会出现大幅提升。而在Ł.Dyrlaga的研究中，于高硅球墨铸铁中同时添加Al与Mo后，材料在保持铁素体基体的前提下，硬度与耐磨性均出现显著提升[54]。

4.3 面临的问题

4.3.1 Al对石墨的影响

Al会影响SSFDI的石墨形态，H.M.Muhmond的研究指出[57]，单纯添加Mg与降低S并不能消除Al对石墨的负面影响。相关研究资料表明，Ce可以抑制由Al引起的石墨变形[49]，0.01wt.%的Ce能够中和0.5wt.% Al带来的影响[58]。Ce属于球化促进元素，但过量添加Ce同样会造成石墨畸形，还会加剧白口化趋势[49]。

4.3.2 Al的吸收率

众所周知，Al在钢铁中有两种存在形式，酸溶Al和不溶Al（简称Als与Alo），两者之和被称为全Al（Alt）。区分这两种Al主要依据样品经酸化但不加热时是否产生沉淀物。Als主要固溶于铸铁中或以氮化物形式存在，酸溶过程中不会产生沉淀物，可完全溶解在酸液中；不溶Al主要以氧化物形态存在，少量Al结合在矿物颗粒内部，在铸铁中主要以夹杂物形式存在，因酸处理条件温和无法分解这类颗粒，进而产生

沉淀物。

林国荣等人的研究指出，掺Al球墨铸铁的石墨球中心含有Al，且与N的峰位一致[59]。D.M. Stefanescu的研究也证实AlN会存在于石墨中[29]，这也是Al能够促进石墨形核的原因。

在前文所述内容的各项相关研究中，均未指出其试验中改善Si偏析影响的是Als、Alo还是Alt。根据材料学常识，Al在晶格层面产生的影响来源于Al的固溶作用，因此大概率是非氮化物形式的Als改善了Si的偏析，而Alo则起到夹杂强化的作用。

尽管Al与Mg的熔点相近，但由于Al的沸点更高，在铁液中添加Al并不会像Mg那样容易因沸腾蒸发而造成损耗。Al在铁液中的主要损耗形式为氧化烧损，会使一部分Al转化为Alo存在于铁液中，其中还有部分会在后续工序（如扒渣作业）中被除渣剂吸附并随炉渣排出。

M.S.Soiński等人的研究指出，Al的损失率与其在铁液中的添加浓度相关。该试验中Al的添加量为0.63wt.%~8.02wt.%，Al损失率均在10%以上，最高可达25%以上[49]，这与传统高Al耐热铸铁熔炼过程中的Al损失率水平相当[60]。

因此，若要将Al合金化应用于SSFDI的工业化生产，需配套适配的熔炼与浇注工艺以降低Al的损耗，尽可能提高Als的占比，同时该工艺不能与对铁液温度、静置时间要求严苛的球化工艺产生冲突。

4.3.3 Al对可铸性的影响

球墨铸铁加入Al后会出现两种影响可铸性的关键变化：一是表面张力降低可能引发针孔缺陷，二是表面氧化膜会影响流动性，进而削弱其充型能力。

在球墨铸铁中，Al含量在0.035wt.%~0.18wt.%范围内易产生氢针孔，会增大新生氢生成并溶解于铁液中的反应发生概率。但添加Al并非总会诱发针孔，当Al添加量超过0.20wt.%时，反而能够消除球墨铸铁中的针孔。这是因为Al会显著改变铁液的表面张力，进而影响气体在铁液中的吸收与析出表面能。如图8所示[61]，随着Al含量增加，铁液表面张力显著降低，直至Al含量达到约0.10wt.%；Al含量继续升高后，铁液表面张力转而上升。低Al含量条件下表面张力降低，源于Al的表面活性作用；当Al含量高于0.1wt.%时，表面张力回升则是随着Al含量增加，铁液中氧含量降低所致。此外，J.V.Dawson提出（转引自R.V.Naik[61]），后期添加Al（如在孕育剂中添加）会使氢吸收量增加，从而加剧针孔缺陷问题。

虽然表面张力较高时不易产生针孔缺陷，但是在薄壁铸件的生产中，表面张力较高不利于铁液的充

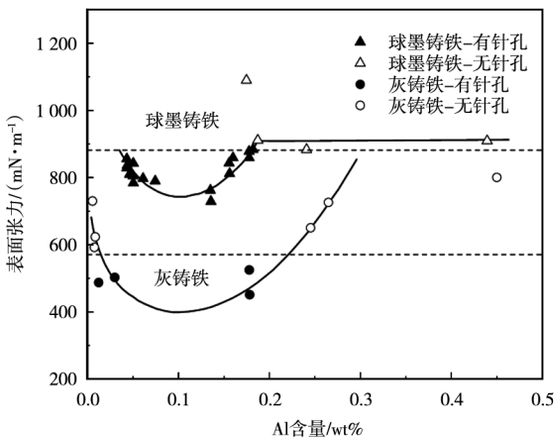


图8 Al含量对1 440 ℃的灰铸铁与球墨铸铁铁液表面张力的影响（重绘自R.V.Naik等人的研究）

Fig. 8 Effect of Al content on the surface tension of molten gray iron and ductile iron at 1 440 ℃ (adapted from R.V.Naik et al.)

型[62]。含Al的铁液会在表面形成氧化膜，这层膜可避免铁液被进一步氧化，但也会限制铁液的流动[46, 62]；此外，氧化膜会在前缘弯液面上产生额外的压力差，这会导致流动性进一步下降，同时粘性摩擦损耗本身也会造成流动性降低。S. N. Lekakh等人的计算结果与A.H.Fazeli等人的试验结果均表明，含Al的球墨铸铁铁液表面会生成Al_2O_3膜，且表层存在脱碳现象[40, 62]。

由于充型能力是衡量可铸性最关键的指标，该工艺若投入实际生产应用，需结合制造工艺以及铸件的壁厚与形貌确定适宜的Al含量，同时对浇注系统的设计也有更高要求；也可参照普通球墨铸铁的方式，通过适当提高浇注温度来提升流动性[63]。

4.3.4 Al对热处理性能的影响

前文中提到Al会显著提升球墨铸铁的A_{c1}温度，若在实际生产中需要对工件进行退火处理，添加Al会大幅提高炉温等工艺要求，进而导致能耗上升。

4.3.5 Al对铝液耐蚀性的影响

近年来已有学者探究了含Al球墨铸铁在铝液中的耐蚀性[64-65]，浅野和典等人的研究表明，在球墨铸铁中掺入约1wt.%的Al，并在900 ℃炉中保温10 h以形成表面氧化膜，经该工艺处理后可获得优于普通灰铸铁及同等添加1wt.%Al灰铸铁的抗铝液侵蚀性能。

5 研究展望

硅固溶强化球墨铸铁的发展空间巨大，近年来铝合金化缓解硅偏析的相关研究众多，证明业界越来越关注SSFDI的脆性机理，并寻求突破其脆性的工艺方法。

（1）成分范围。通过对相关文献的研究总

结，笔者认为硅含量3.2wt.%~3.8wt.%、铝含量0.18wt.%~0.5wt.%范围的球墨铸铁成分具备理论与应用研究潜力。该成分区间既能避免高铝造成的铁液粘度升高与石墨严重劣化问题，又能充分发挥铝对硅偏析的缓解作用，进而提升高硅球墨铸铁的韧性。

（2）理论方面。近年相关文献主要围绕铝对高硅球墨铸铁金相组织、力学性能展开研究，所采用的试验铸件多为Y2或Y4型试块，缺少铝对铁液铸造性能影响的相关研究，尤其在复杂薄壳体的充型能力及针孔缺陷方面研究较为匮乏。此外，铝在高硅球墨铸铁中是否会造成铁液流动性下降，以及铝相较于镁、铈的氧活性顺序等相关机理，仍有待后续研究进一步验证与厘清。

国内外现有相关研究尚未区分Als与Alo在SSFDI中的作用，因此仍需深入探究二者对SSFDI硅偏析改善、辅助强化及脆性加剧等方面的影响，同时亟需制定适用于 SSFDI 的铝吸收率判定标准。另外，铈在改善铝引发的石墨劣化问题上具备一定潜力，仍有待后续研究加以证实。

（3）应用方面。高硅球墨铸铁相较普通球墨铸铁自身质量更轻，采用铝合金化处理可进一步实现减重，在轻量化设计应用层面具备一定潜力。铝是目前除铁、铅之外价格最低的金属之一，铝合金化相较于其他贵金属合金化成本优势显著，在球墨铸铁管、球墨铸铁井盖等附加值偏低的球墨铸铁制造行业中具备明显成本优势；同时在生产企业的原料库存管理上，铝的储存难度也低于各类贵金属。此外，添加铝能够提升球墨铸铁的耐铝液侵蚀性能，因此铝合金化高硅球墨铸铁在压铸领域拥有一定的应用前景。

球墨铸铁管采用离心铸造工艺，生产过程离心力大、组织致密、激冷程度高，对铝引发的石墨劣化及针孔缺陷并不敏感。因此在球墨铸铁管生产中推广该工艺时，最需关注铝元素导致的铁液流动性变差问题，该问题易造成生产过程中铁液粘附浇包、浇道等现象，会大幅限制其在生产节拍紧凑的小型管材生产中的应用。

铝的吸收率偏低也是制约该工艺推广应用的潜在因素，后续工业生产中可尝试多种添加方式（例如电炉启熔时添加、铁液调质时添加、球化包底冲入、随流孕育等），并研究不同添加方式对铝吸收率产生的影响。

参考文献：

[1] Millis K D. The invention of ductile iron...in Millis′ own words [J]. Modern Casting，1998，88（10）：41–45.

[2] Millis K D，Gagnebin A P，Pilling N B. Cast ferrous alloy：US2485760A [P]. 1949.

[3] 耿国锋，未永斌. 硅固溶强化铁素体基球墨铸铁性能研究进展 [J]. 河北工业科技，2023，40（1）：67–74.

[4] 张建振，吴晓涛，刘兆英，等. 浅析硅固溶强化球墨铸铁及其应用前景 [J]. 汽车工艺与材料，2014（3）：58–63.

[5] Okunnu R. High strength solution-strengthened ferritic ductile cast iron [D]. Espoo：Aalto University，2015.

[6] Бланк Э М，Писаренко Г А. Высокожаростойкий кремнистый чугун типа Силал с глобулрным графитом：SU109546 [P]. 1956-11-30.

[7] GB 9437—88 耐热铸铁件 [S].

[8] ISO1083：2004 Spheroidal graphite cast irons [S].

[9] DIN EN 1563：2012-03 Gusseisen mit kugelgraphit [S].

[10] EN 16124：2011 Founding - Low-alloyed ferritic spheroidal graphite cast irons for elevated temperature applications [S].

[11] Werner M. Cast iron：EP1386976A1 [P]. 2003-03-12.

[12] GB/T 1348—2019 球墨铸铁件 [S].

[13] Gassner G，Bauer W，Schumacher P，et al. Werkstoff- und fertigungstechnische grundlagen der herstellung und anwendung von hoch siliciumhaltigem gusseisen mit kugelgraphit [J]. Giesserei，2012，99：20–22.

[14] Ikeda T，Umetani T，Kai N，et al. Influence of silicon content，strain rate and temperature on toughness and strength of solid solution strengthened ferritic ductile cast iron [J]. Materials Transactions，2016，57（12）：2132–2138.

[15] Weiss P，Tekavčič A，Bührig-polaczek A. Mechanistic approach to new design concepts for high silicon ductile iron [J/OL]. Materials Science and Engineering A，2018，713：67–74.

[16] Glavas Z，Strkalj A，Stojakovic A. The properties of silicon alloyed ferritic ductile irons [J]. Metalurgija，2016，55（3）：293–296.

[17] Dommaschkk C. Chances and limits of high silicon ductile iron [C]// Metal Casting Conference. South Africa，2017.

[18] Alhussein A，Risbet M，Bastien A，et al. Influence of silicon and addition elements on the mechanical behavior of ferritic ductile cast iron [J]. Materials Science and Engineering A，2014，605：222–228.

[19] González-martínez R，De La Torre U，Lacaze J，et al. Effects of high silicon contents on graphite morphology and room temperature mechanical properties of as-cast ferritic ductile cast irons. Part Ⅰ-microstructure [J]. Materials Science and Engineering A，2018，712：794–802.

[20] González-martínez R，De La Torre U，Ebel A，et al. Effects of high silicon contents on graphite morphology and room temperature mechanical properties of as-cast ferritic ductile cast irons. Part Ⅱ-mechanical properties [J]. Materials Science and Engineering A，2018，712：803–811.

[21] Franzen D. Zähigkeit von gusseisen mit kugelgraphit unter dem einfluss werkstoff-intrinsischer und extrinsischer faktoren [D]. Aachen：RWTH Aachen University，2023.

[22] Björkegren L E，Hamberg K，Johannesson B. Mechanische eigenschaften von silicium verfestigten ferritischen guβeisen mit

kugelgraphit [J]. Gieβerei-Praxis，1999（1）：11–17.
[23] Pellini W S，Sandoz G，Bishop H F. Notch ductility of nodular iron [J]. Transactions of American Society for Metals，1954，46：418–445.
[24] Hartung C，Logan R，Plowman A，et al. Research on solution strengthened ferritic ductile Iron（SSFDI）structure and properties using different treatment and inoculation materials [J]. International Journal of Metalcasting，2020，14（4）：1195–1209.
[25] Wittig J E，Frommeyer G. Deformation and fracture behavior of rapidly solidified and annealed iron-silicon alloys [J]. Metallurgical and Materials Transactions A，2008，39（2）：252–265.
[26] Horbach L，Gebhardt C，Zhang J，et al. The effect of silicon microsegregation on the mechanical properties of high silicon alloyed ductile cast iron under monotonous loading [J]. Heliyon，2024，10（1）：e23904.
[27] David Joseph B，Alkhozaae H，Pustal B，et al. Impact of quenching and aluminium on Si-segregation and B2 superstructure formation in solid solution strengthened ferritic ductile cast iron [J]. International Journal of Metalcasting，2024，18（3）：1957–1967.
[28] Franzen D，Weiss P，Pustal B，et al. Modification of silicon microsegregation in solid-solution-strengthened ductile iron by alloying with aluminum [J]. International Journal of Metalcasting，2020，14（4）：1105–1114.
[29] Stefanescu D M，Lacaze J. Thermodynamics principles as applied to cast iron [M]// ASM Handbook：Vol. 1A. 2017：31–45.
[30] Kagawa A，Okamoto T. Partition of alloying elements on eutectic solidification of cast iron [J]. MRS Proceedings，1984，34：201–210.
[31] Ertürk S Ö，Özel A. Heat treatment studies for improving solution strengthened ferritic ductile iron cast material EN GJS 500–14 [J]. Bayburt Üniversitesi Fen Bilimleri Dergisi，2020，3（2）：106–109.
[32] Weiss P. Metallurgische optimierung von mischkristallverfestigtem gusseisen mit kugelgraphit [D]. Aachen：RWTH Aachen University，2019.
[33] Hsu C H，Chen M L，Hu C J. Microstructure and mechanical properties of 4% cobalt and nickel alloyed ductile irons [J/OL]. Materials Science and Engineering A，2007，444（1–2）：339–346.
[34] Almanza A I. Effect of cobalt in thin wall ductile iron and solid solution strengthened ferritic ductile iron [D]. Houghton，Michigan：Michigan Technological University，2020.
[35] 上海有色网电解钴价格 [EB/OL]. [2026-03-17]. https：//hq.smm.cn/new-energy/category/201102250375.
[36] Бубликов В Б，Наріївський А В，Бачинський Ю Д，et al. Високоміцний чавун зі зміцненим кремнієм та нікелем α-твердим розчином [J]. Метал та лиття України，2020，28（3）：63–67.
[37] Weiss P，Riebisch M，Bührig-Polaczek A. Mechanical properties and impact toughness of nickel and aluminum alloyed high silicon ductile iron [J]. Materials Science Forum，2018，925：304–310.
[38] 上海有色网长江现货镍价格 [EB/OL]. [2026-03-20]. https：//cj.smm.cn/category/201102250115.
[39] Mostafavi Kashani S M，Boutorabi S M A. As-cast acicular ductile aluminum cast iron [J]. Journal of Iron and Steel Research International，2009，16（6）：23–32.
[40] Lekakh S N，Johnson C，Godlewski L，et al. Control of high-temperature static and transient thermomechanical behavior of SiMo ductile iron by Al alloying [J]. International Journal of Metalcasting，2022，17（1）：22–38.
[41] Zhang H，Punkkinen M P J，Johansson B，et al. Elastic parameters of paramagnetic iron-based alloys from first-principles calculations [J]. Physical Review B，2012，85（5）：054107.
[42] Zhang Y，Cheng L，Pan A，et al. Phase transformation temperature prediction in steels via machine learning [J]. Materials，2024，17（5）：1117.
[43] Shayesteh-zeraati A，Naser-zoshki H，Kiani-rashid A R，et al. The effect of aluminium content on morphology，size，volume fraction，and number of graphite nodules in ductile cast iron [J]. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers，Part L：Journal of Materials：Design and Applications，2010，224（3）：117–122.
[44] Sandikoglu A，Gecu R. Microstructural，mechanical and tribological characterization of aluminum-alloyed ductile cast irons based on aluminum content [J/OL]. Journal of Alloys and Compounds，2021，879：160428.
[45] Takamori S，Osawa Y，Halada K. Aluminum-alloyed cast iron as a versatile alloy [J]. Materials Transactions，2002，43（3）：311–314.
[46] Palm M，Stein F，Dehm G. Iron Aluminides [J]. Annual Review of Materials Research，2019，49（1）：297–326.
[47] ГОСТ 7769-82 Чугун легированный для отливок со специальными свойствами [S].
[48] Soiński M S，Jakubus A，Stradomski G. The influence of aluminium on the spheroidization of cast iron assessed on the basis of wedge test [J]. Archives of Foundry Engineering，2013，13（2）：163–168.
[49] Soiński M S，Jakubus A，Kordas P，et al. The effect of aluminium on graphitization of cast iron treated with cerium mixture [J]. Archives of Foundry Engineering，2014，14（2）：95–100.
[50] Soiński M S. The influence of small amounts of aluminium on the spheroidization of cast iron with cerium mischmetal [J]. Archives of Foundry Engineering，2012，12（2）：117–122.
[51] Gebhardt C，Nellessen J，Bührig-polaczek A，et al. Influence of aluminum on fatigue strength of solution-strengthened nodular cast iron [J]. Metals，2021，11（2）：311–324.
[52] Miettinen J，Visuri V V，Fabritius T. Thermodynamic description of the Fe-Al-Mn-Si-C system for modelling solidification of steels [M]. Oulu，Finland：Acta Universitatis Ouluensis，2019：89-116.
[53] Weinberger C R，Boyce B L，Battaile C C. Slip planes in bcc transition metals [J]. International Materials Reviews，2013，58（5）：296–314.
[54] Dyrlaga Ł，Zapała r，Morgiel k，et al. Evaluation of

microstructure and abrasive wear-resistance of medium alloy SiMo ductile cast Iron [J]. Materials，2024，17（5）：1223.

[55] Sazegaran H，Teimoori F，Rastegarian H，et al. Effects of aluminum and copper on the graphite morphology，microstructure，and compressive properties of ductile iron [J]. Journal of Mining and Metallurgy，Section B：Metallurgy，2021，57（1）：145–154.

[56] Adebayo A O，Ajibola O O，Falodun O E，et al. Effects of aluminium addition and austempering temperatures on al-alloyed ductile iron microstructure and mechanical properties [J]. Acta Metallurgica Slovaca，2022，28（4）：181–187.

[57] Muhmond H M. On the inoculation and graphite morphologies of cast iron [D]. Stockholm：KTH Royal Institute of Technology，2014.

[58] 卢彦富. 薄壁球状石墨铸铁之研发 [D]. 中国台湾：国立台湾师范大学，2003.

[59] 林国荣，聂金辉，陈东. 铝对含砷锡铅钛铸铁石墨球化影响的探讨 [J]. 现代铸铁，1998（1）：22–25.

[60] 张修海，苏广才，庞祖高，等. 含铝耐热铸铁熔制新工艺的可行性探讨 [J]. 材料开发与应用，2004，19（4）：1–3.

[61] Naik R V，Wallace J F. Surface tension - nucleation relations in cast iron pinhole formation [J]. AFS Transactions，1980，88：367–388.

[62] Fazeli A H，Saghafian H，Boutorabi S M A，et al. The fluidity of aluminium ductile irons [J]. International Journal of Metalcasting，2022，16（1）：143–152.

[63] Coşar M，Şüküroğlu E E，Güngör K，et al. Experimental and modeling study of fluidity in ductile iron（GGG40） [J/OL]. International Journal of Metalcasting，2026. DOI：10.1007/s40962-026-01917-3.

[64] 大田優，梶尚生，淺野和典. 球状黒鉛鋳鉄の組織と耐溶損性に及ぼすアルミニウム添加の影響 [C]// 公益社団法人 日本鋳造工学会，2023.

[65] 淺野和典，大田優，梶尚生. 加熱処理したアルミニウム球状黒鉛鋳鉄の耐溶損性 [C]// 公益社団法人 日本鋳造工学会，2024.

（编辑：潘继勇，pjy@foundryworld.com）