

固溶强化铁素体球墨铸铁

Larker Richard

(Indexator AB, Sweden)

摘要: 用球墨铸铁生产结构件具有生产成本低、力学性能稳定、加工性能优异等特点,在液压转节的生产中,理想的尺寸公差是 20 μm 。通常铁素体-珠光体球铁用于生产需要适中强度和延展性的铸件,这种球铁的硬度分散性很大,主要是由于珠光体量不同引起的,因此有效的补救方法是避免珠光体形成,代之以增加硅含量至 3.7%~3.8%,固溶强化铁素体基体以获得需要的力学性能。Indexator AB 公司生产的球铁件使用 JS/500-10,使铸件硬度减小了 75%,切削工具寿命增加了 30%,同时获得了稳定的力学性能。

关键词: 铁素体球铁;铁素体-珠光体球铁;固溶强化;液压转节

中图分类号: TG143.5 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4977 (2010) 06-

Solution Strengthened Ferritic Ductile Iron

Larker Richard

(Indexator AB, Sweden)

Abstract: Consistent mechanical and machining properties are essential in many applications where ductile iron offers the most cost-effective way to produce structural parts. In production of hydraulic rotators, dimensional tolerances are typically 20 μm to obtain designated performance. For castings where intermediate strength and ductility is required, it's common knowledge that conventional ferritic-pearlitic ductile irons show large hardness variations. These are mainly caused by the notoriously varying pearlite content, the obvious remedy is to avoid pearlite formation, and instead obtain the necessary mechanical properties by solution strengthening of the ferritic matrix by increased silicon content to 3.7%-3.8% Si. Indexator AB decided 2005 to specify JS/500-10 for all new ductile iron parts and to convert all existing parts. Improvements include reduction by 75% in hardness variations and increase by 30% in cutting tool life, combined with consistently better mechanical properties.

Key words: ferritic ductile iron; ferritic-pearlitic ductile irons; solution strengthened; hydraulic rotators

Morrogh 和 Millis 在 20 世纪 40 年代发明了球墨铸铁^[1],用球墨铸铁生产几何形状复杂的结构件,使生产成本大大降低。第一代球铁家族(20 世纪的后半个世纪发展起来的)提供了一种金属基复合材料,其基体具有从全铁素体(0.02%C)到全珠光体(0.8%C)各种钢的基体,球状石墨的弥散分布使力学性能主要决定于基体。

当 Fe-C-Si 三元合金系统相图按稳定态凝固,而不是析出渗碳体(Fe_3C)的亚稳态凝固时,2%~3%的硅促进石墨析出。因此球墨铸铁的力学性能可以从软铁素体提供的低强度与高延展性的结合,经过铁素体-珠光体共有的中间态,到硬珠光体主导的高强度与低延展性的结合。

收稿日期: 2010-04-13

作者简介: Richard Larker(1961-),男,博士,主要从事球墨铸件材料的研究工作。E-mail: Richard.Larker@indexator.se

1 铁素体-珠光体混合基体的缺点

所有第一代球墨铸铁的主要缺点,最显著的是 ISO1083 标准中的铁素体-珠光体型球墨铸铁牌号 500-7,该牌号具有中等的强度和中等延展性的结合,其铁素体和珠光体的比例对最初奥氏体基体局部冷却速度十分敏感,也随锰和铜这类珠光体稳定元素的含量而变化。在冷却过程中,通常是邻近石墨球的奥氏体最先转变成铁素体,因为铁素体含碳量比奥氏体低很多,迫使碳原子通过生长中的铁素体,扩散到石墨球,由于距离增加,扩散速度急剧减小。然而,一旦珠光体开始形核,生长非常快,因为珠光体的组分铁素体和渗碳体之间的碳扩散距离很短,接下来的转变

以珠光体形成为主。这样的转变结果常常导致“牛眼”结构的形成,即黑色的石墨球被白色的铁素体环包围,分布在灰色的连续珠光体基体上。

这种对冷却速度和成分的敏感性使硬度范围波动很容易达到 30~40 个布氏单位,相应地强度和延展性

也随之变化。这种性能波动不但产生于铸件的不同壁厚处,也产生于同批次不同铸件的相同部位,不同批次的铸件差异就更大。

ISO 1083:2004 标准中的第一代铁素体-奥氏体球墨铸铁牌号的显微组织和力学性能如图 1 所示。

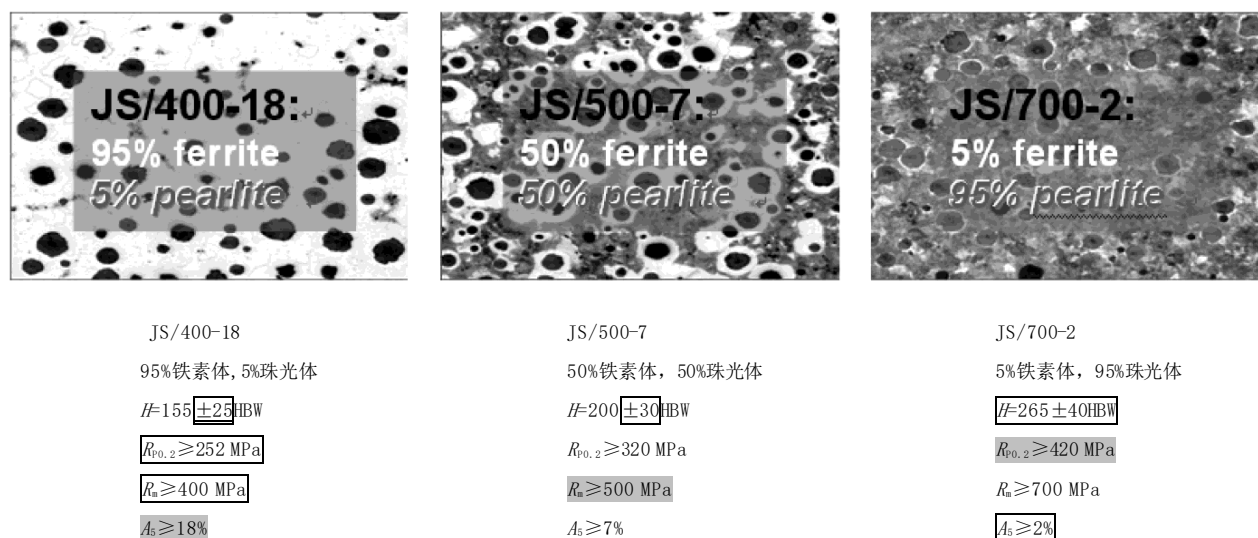


图 1 第一代铁素体-奥氏体球墨铸铁的显微组织和力学性能

Fig. 1 Microstructures and mechanical properties range for the 1st generation of ferritic-pearlitic ductile irons

ISO 1083 标准中的球铁牌号 500-7 的硬度允许范围是 170~230 HBW^[2], 相当于降低机械加工性能 50%。这不但导致减小加工参数设置, 增加刀具磨损, 还直接导致硬度高 (230HBW) 的材料比硬度低的 (170HBW) 的减小加工深度 10 μm 。这也使得优化加工工艺几乎成为不可能, 无法把公差严格限制在 20 μm 以内, 因为硬度变化消耗了公差留量, 更不要说加工中的刀具磨损、反跳和温度变化等。

由于没有利用后续热处理减小硬度变化的方法。一些铸造厂用更多的铜进行合金化, 产生几乎全珠光体组织, 然后利用有限的冷却空间, 进行铁素体化热处理。这种方法更会增加同一批次的工件的硬度差别, 因为同一冷却批次的外部工件 (特别是角落处的工件) 冷却快, 而内部工件冷却慢。总之, 珠光体-铁素体型球墨铸铁的内在硬度差异使其很难在机械加工工序中实现精益生产。

2 珠光体强化的替代方法

有一些研究者寻求常规珠光体组织强化的代替方法^[3-6]。最有希望的替代方法是用固溶强化获得具有中等强度和韧性的球铁。在铁素体基体铁的不同固溶强化元素中, 最显著的选择是在基本的三元 Fe-C-Si 系统基础上增加 Si 的含量, 以便把常规含 2.3%~2.7% Si 的全铁素体球铁的抗拉强度从 350~400 MPa 提高到 500 MPa。图 1 中用灰色表示的性能对于抗拉强度 500 MPa 的经优化的球铁来说是所希望的, 而不满意

的性能 (包括所有三个牌号) 用方框表示。所有三个牌号都有硬度变化, 而很低的 A_5 值主要与珠光体含量有关。而 ISO 1083/JS/500-10 牌号是用 3.7%~3.8% 的 Si 强化的全铁素体球铁, 具有所有适合的性能。

2.1 对 Si 固溶强化的误解

Si 对脆性和碎块石墨的影响使 Si 固溶强化这一途径一直被认为是有所问题的。这种错误观念最初主要来源于 Millis 等在 1949 获得的第一个球墨铸铁美国专利, 其中表述“增加 Si 的含量 (>2.5%) 明显降低力学性能, 特别是韧性、拉伸强度和 (或) 延展性...”。这常常被总结为“Si 使球铁变脆”。然而, 在其专利表 V-VI 中的所有含 Si 大于 2.5% 的铁合金 (54 种之中的 6 种) 中都含有 $\geq 0.8\% \text{Mn}$, 这使关于硅的结论成为疑问, 特别是专利还表述: “锰的含量最好不要超过 0.3%, 特别是在需要好的延展性和 (或) 冲击韧性的情况下”。在同一专利的表 XIV 显示的早期奥氏体等温处理实验中, 高锰含量 ($\geq 0.8\% \text{Mn}$) 很可能是等温淬火球铁 (ADI) 延展性低的原因。Leslie 的详尽研究表明, 硅固溶强化不影响缺口冲击转变温度, 不减小铁素体的冲击功^[7]。

事实上, 通常推测表现出很大局限性, 显然没有考虑到获得高强度的常规途径, 也就是增加基体中硬而脆的珠光体相的量, 自然降低缺口性能。已经发现, 对于相同抗拉强度 (500 MPa) 的球铁来说, 固溶强化铁素体基体和铁素体-珠光体基体显示出类似的夏比冲击特性和冲击功, 而具有低硅和低强度的铁素体球铁

表现出高的冲击功^[8]。

Babu 等深入研究表明,缺口冲击能量实验对于负荷结构的意义是有问题的,因为夏比缺口冲击试验(CVN)中平面应力条件下的弹性应变率 $\geq 540 \text{ s}^{-1}$,是土工设备平面应力条件下实际工作应变率的至少5000倍^[9]。他们推断,如果在非常高应变率条件下的冲击能量对于负荷结构有意义,微合金化钢锻件就不能做为淬火和时效钢的有成本效益的代替品而得到应用。这种局限关系对于大部分球铁件也是一样,特别是大断面球铁。用JIC表示的断裂韧性和夏比试验表明,Si固溶强化铁素体球铁比同等抗拉强度的铁素体-珠光体球铁稍强韧一些^[3,8]。最终,同强度条件下的延展性(断裂伸长 A_5)明显改善,见图5-图8。

第二个错误观念是高硅含量在大断面内部增加形成碎块石墨的危险。碎块石墨可以降低伸长率和断裂韧性达50%,降低抗拉强度和疲劳强度20%~25%,对屈服强度和硬度几乎没有影响。然而,厚断面铸件通常承受弯曲负荷,在那些碎块石墨可能形成的断面内部,应力水平低。另外,根据最近相关文献,碎块石墨形成的主要原因不在于硅含量高,而是凝固过程中熔体局部有效氧含量低所致^[10]。强氧化物形成元素,如Ce和其他稀土元素以及Al和Ca也导致碎块石墨形成。

要防止碎块石墨形成,就要提高石墨球数量,使用冷铁(增加硅含量减小白口倾向),避免使用大冒口(可以部分用比较便宜的冷铁代替),以及添加Ce+Sb元素。

2.2 Si固溶强化遇到的问题

(1) 由铸造工艺引起的,铸造车间保温炉很大,向保温炉添加合金液的熔炼炉小,这使得在不同批次间大幅度调整Si含量变得十分复杂。为了改进成分控

制,采用了现代大型熔炼炉,使不用保温炉成为可能。

(2) 是增加了对低合金炉料的需要,特别是Mn,以及其他珠光体稳定元素。可能要使用大量生铁,为了在高Si量情况下保持碳当量接近共晶点,可能需要大量亚共晶生铁和海绵铁。

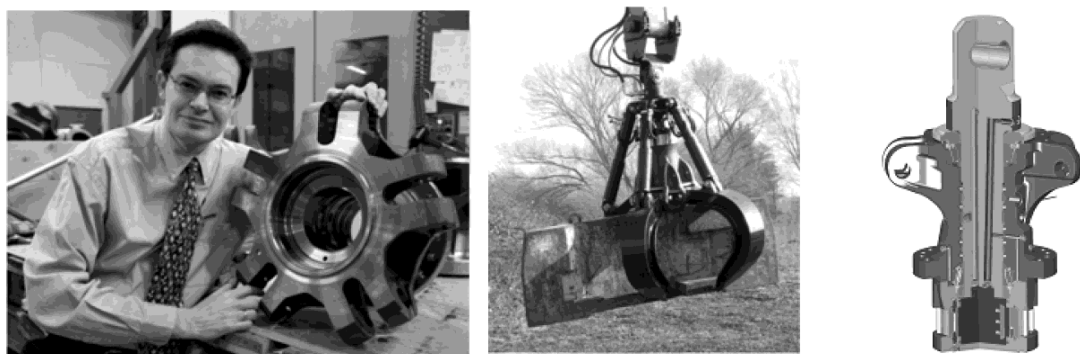
(3) 对铸件机械加工总成本缺乏通常的洞察能力。铸件加工成本由以下3项构成^[11]:①购买成本(模具成本+运行成本);②制造成本(主要决定于铸件经常性的硬度和机械加工性能);③不确定成本(加工间断、废品)。

(4) 制造成本常常是购买成本的数倍,当铸造材料显示不恒定特性时,不确定成本也占很大部分。

3 硅固溶强化铁素体球铁

随着固溶强化铁素体球铁的开发工作的进展以及1998年瑞典新制定的两种新的铁素体球铁牌号SS 140720(含3.2%Si, $R_m=450 \text{ MPa}$)和SS 140725(含3.7%Si, $R_m=500 \text{ MPa}$),我们开始评估,如果把硬度分散度减小到 $\pm 15 \text{ HBW}$,就能在车削中稳定地达到20 μm 的公差。不久的证据表明硬度分散度更低,可以减小到先前水平的25%。国际标准化组织在2004年ISO 1083/JS/标准中增加了含3.7%Si的500-10牌号使我们受到进一步的鼓舞。500 MPa级别的球铁一直是Indexator公司为原始设备制造商设计和制造转节机构使用的主要结构材料。Si固溶强化铁素体球铁质量的优越和稳定性促使我们加速实现转变。

用固溶强化JS/500-10球铁制造的第一个铸件是2005年生产的一个复杂转节的壳体,重138 kg,见图2。此铸件是原始设备制造商转节机构的主体,集成在负荷20 t的5爪回收抓斗上。从这个铸件开始,我们已经成功地生产了约2 000个此类型的转节。



(a) 转节壳体

(b) 上部有转节的回收抓斗

(c) 5个液压密封槽,相对轴有20 μm 径向公差。

图2 2005年用ISO 1083/JS/500-10制造的转节壳体,性能恒定能够保持20 μm 公差。

Fig. 2 Swivel housing cast in 2005 in ISO 1083/JS/500-10, enabling consistent properties and 20 μm tolerances

3.1 INDEXATOR公司铸件的典型性能

Si固溶强化铁素体球铁 ISO 1083/JS/500-10 铸

件的硬度水平和减小的分散度及力学性能($R_{p0.2}$ 、 R_m 、 A_5)见图3~图5。

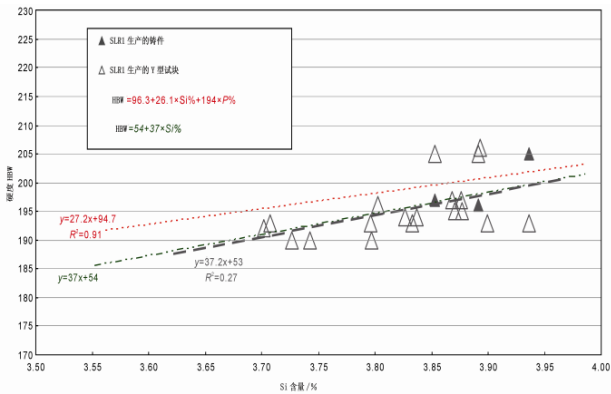


图3 一年生产的 ISO 1083/JS/500-10 球铁的硬度与含 Si 量的关系及文献数据对比

Fig. 3 Hardness for ISO 1083/JS/500-10 vs. Si content from one year production, compared with literature data

这些数据来自德国一个铸造厂在 15 日的约定期内生产的 933 个工件, 抗拉试验试棒由 Y 型试块加工, 3 个铸件的数据来自增补的铸件, 铸件上切取抗拉试棒处壁厚 55~65 mm。由这些数据可见, 连续生产的铸件 Si 含量在 3.71%~3.94% 之间, 而最初实验的第一组试样含 3.63%~3.95% Si。锰和碳的含量分别为 0.22%~0.35% Mn 和 3.39%~3.57% C。

正如预计的那样, 随固溶硬化硅量增加, 硬度稍有增加, 与 Björkegren 文献[12]中的硬度曲线斜率有很好的一致性, 与 Svensson 等人的文献[13]中的曲线斜率和硬度水平上也有很好的一致性。图中的纵坐标可以反映出 ISO 1083/JS/500-7 铁素体-珠光体球铁的整个允许硬度范围 170-230 HBW, 这样可以形象的看出, 尽管成分有一些变化, 但固溶强化铁素体球铁的硬度变化范围急剧减小; 当硅含量变化保持在 0.1% 以内时, 硬度变化范围通常在 5-10 个布氏单位, 不会超过 15 个布氏单位。

我们做了直径 250 mm 的圆筒型工件的圆周硬度范围减小的经验。用 ISO 1083/JS/500-7 铸造的圆筒铸件典型硬度范围 179-212 HBW (由于铁素体-珠光体对冷却速度敏感的特性), 在车削加工中振动, 尺寸分散。而用 ISO 1083/JS/500-10 铸造的圆筒铸件硬度为 187 HBW, 没有变化。

铁素体球铁的硅固溶强化对屈服强度和抗拉强度的影响见图 4, 数据取自一年生产的铸件和第一次试验样品。硅固溶强化对屈服强度的影响比对抗拉强度的影响大。也可以同 2.3%~2.7% Si 的 ISO 1083/JS/500-7 铁素体-珠光体球铁的最低屈服强度 320 MPa 和抗拉强度 500 MPa 对比。可以看到, 随硅量增加, 屈服强度增加比较大, 这使屈服比 $R_{p0.2}/R_m$ 由铁素体-珠光体球铁的 0.6 增加到 3.8%Si 固溶强化铁素体球铁的 0.8。两条线的斜率比 Björkegren 发表文献[12]的方程式要陡, 但他的方程式是在 3.0%~

3.4%Si (对应于抗拉强度 450 MPa) 的范围计算出的。尽管如此, 按方程式计算的屈服强度大概在同一水平, 抗拉强度比现有数据高约 30~40 MPa。

固溶强化球铁的某些强化作用可以归结为这样的事实, 为了保持碳当量接近共晶, 增加 1.2% Si, 相应要降低 0.3% C, 这使石墨球体积减少 1/10, 承担负荷的“钢”基体体积随之有所增加。

铁素体球铁的硅固溶强化对断裂伸长率的影响见图 5, 数据取自一年生产的铸件和第一次试验样品。从生产的 Y 型试块获得的伸长率平均值为 22%, 硅增加, 平均伸长率适度降低 (每增加 0.1% Si, 伸长率降 0.323%)。伸长率的这种变化幅度比抗拉强度增加的变化幅度小 (每增加 0.1% Si, 抗拉强度在平均值 540 MPa 处增加 9.29 MPa), 比屈服强度的变化幅度更小 (每增加 0.1% Si, 屈服强度在平均值 400 MPa 处增加 13.8 MPa)。

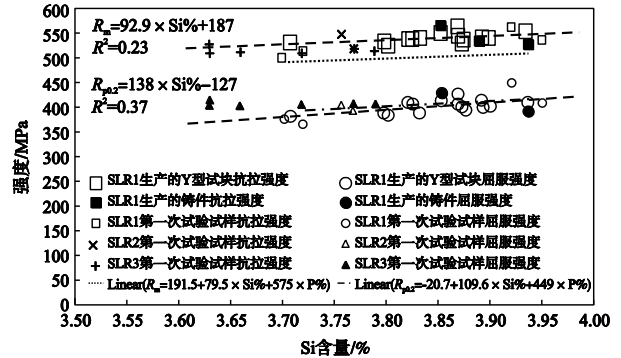


图4 ISO 1083/JS/500-10 的抗拉强度和屈服强度与 Si 量的关系

Fig. 4 Tensile & yield strengths for ISO 1083/JS/500-10 vs. Si content

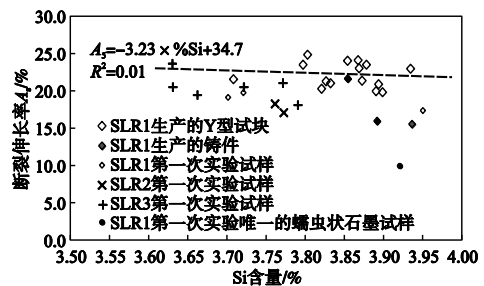


图5 ISO 1083/JS/500-10 的断裂伸长率与 Si 量的关系

Fig. 5 Fracture elongation for ISO 1083/JS/500-10 vs. Si content, from one year production & 1st samples

由于铸铁具有球状石墨结构, 伸长率水平一般很高, 通常为 20%~25%, 从不低于 15%。这意味着硅固溶强化球铁不但增加了屈服强度, 其断裂伸长率是同等抗拉强度的铁素体-珠光体球铁延展性的 2 倍。

锰含量变化的影响可以和硅的影响对比。发现每添加 0.1% Mn, 使屈服强度增加 7.4 MPa, 仅有 Si 作用 (+13.8 MPa) 的一半。增加锰几乎对抗拉强度没有影响 (下降 0.8 MPa)。然而, 增加锰使断裂伸长率下降的速度 (加 0.1% Mn, A_5 下降 1.83%) 是同量硅 (加

0.1%Si, A_5 下降0.323%)的6倍。这意味着在如此高硅量下,低水平的锰不会导致任何珠光体的析出,但锰在后凝固部分的晶间区域偏析还是会对延展性有害,尽管延展性在高水平。ISO 1083/JS/500-10 牌号推荐Mn的上限含量为0.3% (此上限实际上是Millis已经提到的^[1])。锰量的任何进一步降低,甚至低于0.2%Mn,可能对延展性更有利。

唯一例外是第一次试验中的一个试样,其断裂伸长率是10% (这对铁素体-珠光体球铁 JS/500-7 是典型伸长率),因为这个试样的石墨组织主要是蠕虫状石墨(CGI)。这表明蠕虫状石墨铸铁(CGI)也可能从硅固溶强化铁素体获得卓越力学性能方面获益,因为这个试样实际上强度很好,屈服强度451 MPa,抗拉强度565 MPa,硬度207 HBW,试样成分为:3.30%C、3.92%Si、0.21%Mn。

当需要高热传导性的条件下,通常石墨组织最受关注,尽管连续的“钢”基体对热传导的贡献也不能忽略。Sjögren 等人的研究^[14]表明“用铁素体基体代替珠光体基体,可以使蠕墨铸铁和球墨铸铁的热传导性能显著改进”。根据 Holmgren 等人的研究^[15],铁素体的含硅量从2.5%增加到3.7%,热导率下降20%,尽管如此3.7%Si的铁素体的热导率为20 W/(m·K),仍然稍高于2.5%Si的珠光体球铁。这意味着对于任何类型铸铁,用硅固溶强化铁素体基体代替珠光体基体,都可以改进力学性能和机械加工性能,而不牺牲热性能。

3.2 典型实例

一些人也试验了硅固溶强化铁素体球铁的性能。在这个领域至少 Kovacs^[4], Kehr^[5]和 Menk^[6]申报的专利已经授权。图6是常规铁素体-珠光体球铁 JS/500-7 和 Si 固溶强化铁素体球铁 JS/500-10 的力学性能比较,数据来自芬兰的一个铸造厂^[16],JS/500-7 试样408个(用没有充填的符号表示),JS/500-10 的试样116个(用灰色充填的符号表示)。很明显, Si 固溶强化铁素体球铁的延展性(伸长率10%~22%)高于常规铁素体-珠光体球铁(伸长率6%~18.5%),并且前者强度恒定,后者不是。Si 固溶强化铁素体球铁的延展性分散原因可能是球化率、石墨球尺寸和分布及缩松不同,这些影响因素对常规铁素体-珠光体球铁也存在,只是被铁素体-珠光体比例的大幅变化所掩盖。

图7是常规铁素体-珠光体球铁(灰色未充填菱形)和 Si 固溶强化铁素体球铁(黑色充填菱形)的断裂伸长率与屈服强度的关系。

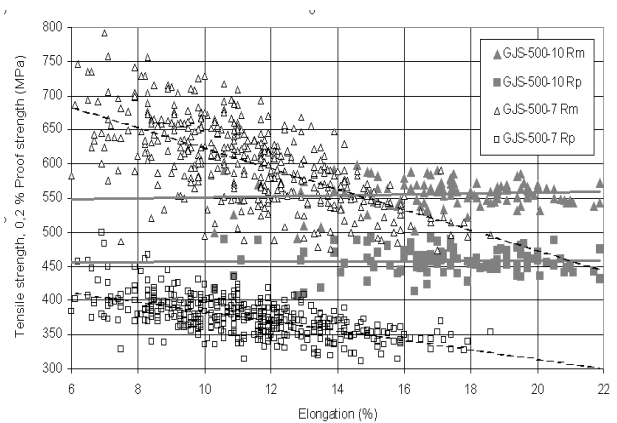


图6 ISO 1083/JS/500-7 试样和 ISO 1083/JS/500-10 试样的抗拉强度和屈服强度与断裂伸长率的关系。

Fig.6 Tensile strength and yield strength vs. fracture elongation for tensile testing samples of ISO 1083/JS/500-7 and for samples of ISO 1083/JS/500-10

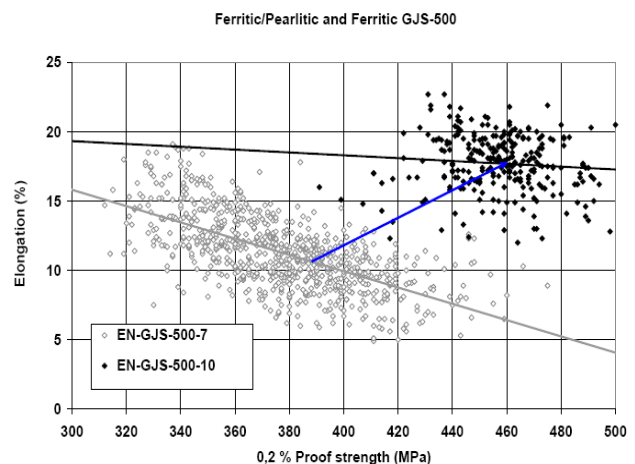


图7 ISO 1083/JS/500-7 和 ISO 1083/JS/500-10 的断裂伸长率与屈服强度的关系

Fig.7 Fracture elongation A_5 vs. yield strength $R_{p0.2}$ for ISO 1083/JS/500-7 and ISO 1083/JS/500-10

可见 Si 固溶强化铁素体球铁屈服强度和伸长率比常规铁素体-珠光体球铁优越性很明显。最后,ISO 1083/JS/500-7 和 ISO 1083/JS/500-10 的材料质量系数与屈服强度的关系见图8,其中材料质量系数(MQI)表达式为 $MQI = R_m^2 \times A_5 \times 10^{-5}$ 。再次证明了 Si 固溶强化铁素体球铁 ISO 1083/JS/500-10 的优越性能。

Hamberg 等人试验了疲劳性能,发现 Si 固溶强化铁素体球铁 ISO 1083/JS/500-10 的疲劳性能至少与铁素体-珠光体球铁一样好^[16]。

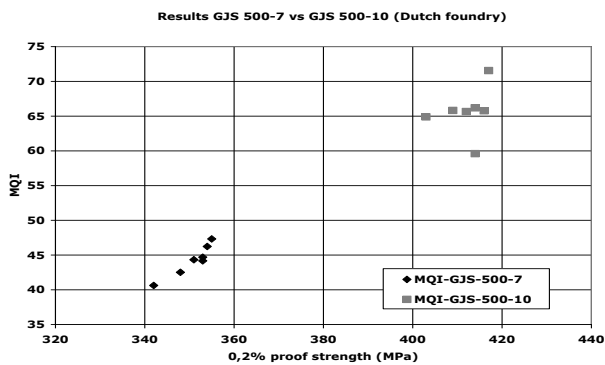


图8 ISO 1083/JS/500-7和ISO 1083/JS/500-10的材料质量系数与屈服强度的关系。

Fig.8 Material Quality Index vs. yield strength $R_{p0.2}$ for ISO 1083/JS/500-7 and for ISO 1083/JS/500-10

3.3 更高 Si 量铁素体球铁的性能

Kikkert 试验了更高硅固溶强化铁素体球铁的力学性能。发现硅含量达到 4.44%，屈服强度为 557 MPa，抗拉强度为 677 MPa，断裂伸长率是 12.2%。这种材料能够代替珠光体-铁素体球铁 ISO 1083/JS/600-3 ($R_{p0.2} \geq 370$ MPa)，再稍微高一点的硅有可能代替全珠光体球铁 ISO 1083/JS/700-2 ($R_{p0.2} \geq 480$ MPa)。

SiMo 铸铁是铁素体球铁，为排气管和涡轮增压器壳体等在高温条件下应用的工件开发的。Li 等人的研究^[17]评估了 3.7%~5.2% Si 和 0.6%~0.9%Mo 的铁素体球铁的力学性能，随硅量增加，屈服强度在 460~630 MPa 范围内增加，抗拉强度在 610~790 MPa 范围内增加，而伸长率在 16%~7% 范围内减小。这种材料的强度增加和延展性减小的部分原因可能是钼的碳化物的析出。然而可以说“通过控制熔体成分和孕育处理，4.95%Si 的试样的伸长率能够稳定的达到 10%。”

4 结束语

高 Si 量固溶强化全铁素体球铁具有优异的性能。对于抗拉强度 500 MPa 级别，Si 固溶强化铁素体球铁的延展性（用断裂伸长率 A_5 表示）是常规铁素体-珠光体球铁的 2 倍，同时屈服强度增加，屈服比 $R_{p0.2}/R_m$ 由 0.6 增加到 0.8，冲击性能与常规铁素体-珠光体球铁相同，而疲劳性能稍优于常规铁素体-珠光体球铁。这充分说明硅固溶强化铁素体球铁具有优异的力学性能与机械加工性能，应当称之为“第二代球铁”，这种球铁的开发与奥贝球铁的不断发 展共同形成向第二代球铁的范式转移，促进精益生产。

参考文献：

[1] Millis K D, Gagnebin A P, Pilling N B. Cast ferrous alloy. US, 2 485 760[P]. 1949.

- [2] ISO 1083: 2004, Spheroidal graphite cast irons[S] - Classification.
- [3] Björkegren L E, Hamberg K. Silicon alloyed ductile iron with excellent ductility and machinability[C]//2003 Keith Millis Symposium on Ductile Cast Iron, Hilton Head, SC, 2003(10):70-90.
- [4] Kovacs B V, Nowicki R M, Stickels C A. Method of making high strength ferritic ductile iron parts. US, 4 475 956[P]. 1984.
- [5] Kehrer, O. High-strength, high-ductility nodular iron, and transmission housing produced therefrom. PCT, WO 03/014407 A1 [P]. 2003.
- [6] Menk W. Nodular graphite iron alloy. US, 6 939 414 B2[P]. 2005.
- [7] Leslie, W. C. Iron and its dilute substitutional solid solutions [J]. Met. Trans., 1972, 3(1):5-26.
- [8] Hamberg, K. Unpublished results.
- [9] Babu P B, Gromer D R, Lingenfelter D J, et al. Design for fracture resistance in microalloyed steel components[C]//Conf. Proc. Fundamentals of Microalloyed Forging Steels, TMS, 1986:389-423.
- [10] Källbom R. Chunky graphite in heavy section ductile iron castings[J]. 2006, 17(5):1652-8891.
- [11] "Ordering castings", Chapter XI in Ductile Iron Data, DIS website, <http://www.ductile.org/didata/pdf/didatall.pdf>
- [12] Björkegren L E. Ferritic Ductile Iron with Increased Silicon Content[R]. Report 941024 from the Swedish Foundry Association, 1994.
- [13] Svensson I L, Wessén M, Gonzales A, Modelling of structure and hardness in nodular cast iron castings at different silicon contents[J]. TMS Conf. Proc. Modelling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes, 1993(3):21-36.
- [14] Sjögren T, Holmgren D, Rinwall M. Study of the mechanical and thermal properties of pearlitic and ferritic cast iron matrices[J]. Giessereiforschung, 2007, 59(3):14-21.
- [15] Holmgren D, Diószegi A, Svensson I L. Effects of transition from lamellar to compacted graphite on thermal conductivity of cast iron[J]. Int. J. Cast Metal Res., 2007, 19(6):303-313.
- [16] Hamberg K, Mörtzell M, Björkblad A, et al. Fatigue crack growth in ductile iron, in Competent Design by Castings[R]. Improvements in a Nordic Project, 2005, 237:287-310.
- [17] Li D, Perrin R, Burger G, et al. Solidification behavior, microstructure, mechanical properties, hot oxidation and thermal fatigue resistance of high silicon sime nodular cast irons[C/OL]. Paper 2004-01-0792, SAE 2004 World Congress & Exhibition [2004-03]. Detroit, MI, <http://www.wescast.com/files/PDF/2004-01-0792.pdf>

翻译：申泽骥

(编辑：刘冬梅, ldm@foundryworld.com)

(选自《铸造》2010年第6期)