

P 对铸造 S44660 超级铁素体不锈钢组织与力学性能的影响

刘子枫^{1,2}, 解志文¹, 宁礼奎², 肖传民³, 刘恩泽², 谭政², 佟健²,
李海英², 王增睿⁴, 徐忻垚⁵, 郑志²

(1. 辽宁科技大学 机械工程与自动化学院, 辽宁 鞍山 114051)
(2. 中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016)
(3. 空装驻沈阳地区第三军事代表室, 辽宁 沈阳 110016)
(4. 沈阳铸造研究所有限公司, 辽宁 沈阳 110016)
(5. 西北工业大学 伦敦玛丽女王工程学院, 陕西 西安 710072)

摘要: 为了研究 P 在超级铁素体不锈钢中的作用, 基于 S44660 钢成分, 调整了 P 的质量分数, 控制 P 含量分别为 0.004%、0.009%、0.033% 以及 0.055% 4 种试验钢, 研究 P 含量的变化对铸造 S44660 超级铁素体不锈钢组织与力学性能的影响。结果表明: 在 P 含量(质量分数)为 0.004%、0.009% 和 0.033% 时, P 含量增加可以扩大 S44660 超级铁素体不锈钢的结晶温度范围(ΔT), 减小晶粒尺寸并提升等轴晶率, 但当 P 含量为 0.055% 时, 晶粒尺寸反而增大, 等轴晶率下降; 适量的 P 可以提高材料的室温拉伸性能以及硬度; P 对材料冲击韧性具有双重作用, 一方面 P 对晶粒有细化作用, 进而提升材料的冲击吸收功; 另一方面, 过量的 P 会促使其在晶界处偏聚, 进而影响材料的韧性。

关键词: S44660 超级铁素体不锈钢; 铸造; 凝固; 力学性能

中图法分类号: TG142.71

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)09-2588-08

S44660 超级铁素体不锈钢具有较高的 Cr、Mo 含量, 又将 C、N 含量控制在极低的水平, 与普通的铁素体不锈钢相比添加了 Ni, 提高了其韧脆转变温度, 因此表现出极为优异的耐氯化物应力腐蚀开裂、耐全面和局部腐蚀性能, 且具有热膨胀系数小、热导率高、延展性好、加工性能好和成本低等特点, 可以取代应用于高耐蚀环境中的钛管、钢管、超级奥氏体不锈钢、超级双相不锈钢等耐蚀合金, 在氯碱行业、沿海基建、滨海电站等领域有着广阔的应用前景^[1-4]。然而 S44660 超级铁素体不锈钢在制造复杂结构构件如阀体的时候, 会由于其结晶温度范围(ΔT)窄, 导致在凝固过程中由于钢液的补缩能力不足而产生疏松、缩孔等缺陷; 并且通过铸造生产的铸件, 其晶粒粗大且通过热处理的方法细化晶粒较为困难, 上述问题严重限制了 S44660 超级铁素体不锈钢的生产及应用^[5-7]。

P 具有很强的固溶强化作用, 可以使钢的强度、硬度得到显著的提升; 而且 P 能够改善液态铁水、钢

液的流动性^[8], 又能使固、液相线温差增大, 扩大结晶温度范围(ΔT), 使铸件成型性能更好。但是 P 元素具有偏析和偏聚行为^[9-16], 易在晶界处富集, 在降低钢的塑、韧性的同时, 又严重影响材料的冲击性能, 导致其在钢铁材料中的应用受到限制^[17-20]。因此, 如何发挥其强化性能并抑制其有害作用具有很广阔的研究前景。

本研究针对 S44660 超级铁素体不锈钢在铸造过程中固、液相线温差小、钢液补缩能力差等问题, 调整 S44660 超级铁素体不锈钢中 P 含量, 研究了不同 P 含量对 S44660 超级铁素体不锈钢晶粒大小、夹杂物分布和力学性能的影响, 并对其作用机制进行分析。

1 实验

本实验所用的材料为不同 P 含量的 S44660 超级铁素体不锈钢, 其化学成分如表 1 所示, 将 S44660 钢钢锭在 VIM-F25 型真空感应炉中进行重熔, 采用熔

收稿日期: 2023-09-05

基金项目: 辽宁省科技攻关计划 (2019JH2/10100009)

作者简介: 刘子枫, 男, 1997 年生, 硕士, 辽宁科技大学机械工程与自动化学院, 辽宁 鞍山 114051, 电话: 024-23971729, E-mail: 2578923153@qq.com

表1 试验钢的化学成分

Table 1 Chemical composition of the tested steels ($\omega/\%$)

Sample No.	Cr	Mo	Ni	C	N	O	S	P	Al	Si	Fe
1#	26-28	2-4	2-4	0.0018	0.015	0.019	0.0032	0.004	0.003	0.11	Bal.
2#	26-28	2-4	2-4	0.0014	0.014	0.016	0.0033	0.009	0.003	0.13	Bal.
3#	26-28	2-4	2-4	0.001	0.014	0.015	0.0031	0.033	0.003	0.12	Bal.
4#	26-28	2-4	2-4	0.001	0.014	0.013	0.0034	0.055	0.003	0.13	Bal.

模铸造的方式, 将钢液注入预制好的型壳中, 获得不同 P 含量的成型试棒, 试棒的标距尺寸为 $\Phi 5\text{ mm} \times 25\text{ mm}$, 如图 1 所示。

用线切割将整体纵剖后的截面进行粗磨、细磨以及抛光后, 用 30 mL HCl+10 mL HNO₃+5 g FeCl₃ 溶液进行化学腐蚀, 使用体视显微镜对样品进行宏观组织观察, 并统计晶粒尺寸, 针对每个试样分别随机选取 10 个视场, 并统计其平均值。使用 FEI Inspect F50 型场发射电子显微镜 (SEM+EDS) 对夹杂物进行形貌观察及成分分析。使用 Image-Pro Plus6.0 软件对夹杂物平均面积分数、夹杂物尺寸进行统计分析。使用 STA449F3 超高温综合热分析仪在氩气气氛下, 按照 GB/T 1425-2021《贵金属及其合金熔化温度范围的测定》的检测标准进行 DSC 试验, 升降温速率为 10 °C/min, 测量样品的凝固特征温度。用 KB30SRFA 全自动显微维氏硬度计进行硬度测量, 载荷为 5 kg, 保载时间为 15 s, 每个样品随机打 10 个点后取平均值为测试值。采用 SANS-ZBC452-C 型冲击试验机按照 GB/T 229-2020《金属材料夏比摆锤冲击试验方法》在室温下进行冲击试验, 实验样品规格如图 2 所示; 使用 INSTRON 5982 万能试验机对不同 P 含量的拉伸试棒进行试验, 并使用扫描电镜 (SEM) 对拉伸和冲击断口形貌进行观察。利用 Origin 软件对所得数据进行统计分析和曲线拟合。

2 实验结果

2.1 铸态宏观组织

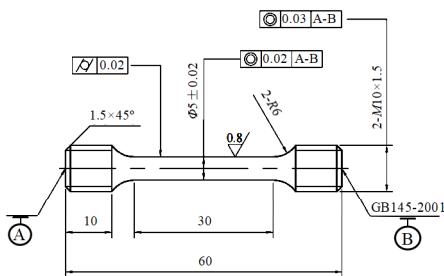


图1 室温拉伸试棒尺寸

Fig.1 Dimension of tensile test bar at room temperature

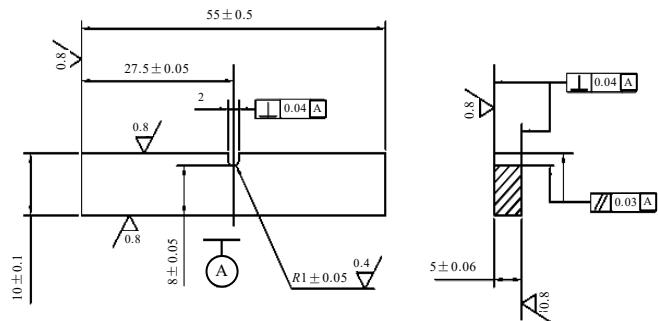


图2 U型冲击试样尺寸

Fig.2 Size of U-impact specimens

图 3 为不同 P 含量试验钢的整体纵剖后截面的宏观组织。可以看出, 1# 试样钢拉伸段的纵剖截面有大量的长条晶且晶粒尺寸较大, 均匀性较低, 平均晶粒尺寸约为 1.11 mm。2# 试验钢拉伸段中柱状晶消失, 组织均匀性提高, 晶粒尺寸也有所降低, 约为 0.89 mm; 3# 试验钢的平均晶粒尺寸略微增加, 达到 0.94 mm 左右, 拉伸段仍为较均匀的等轴晶; 4# 试验钢的平均尺寸约为 1.04 mm, 较 2#、3# 试验钢的尺寸均略有增加,

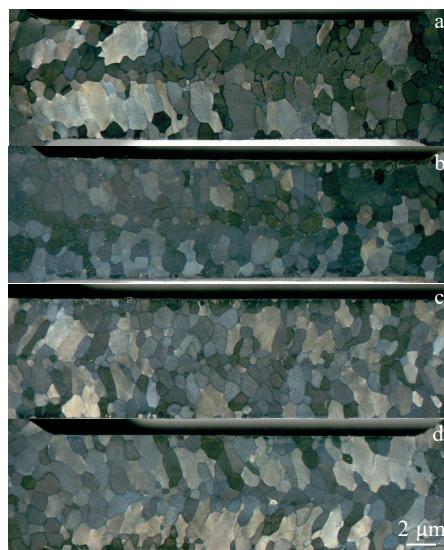


图3 不同 P 含量的试验钢的宏观组织

Fig.3 Macrostructures of test steels with different P contents:

(a) 1#, (b) 2#, (c) 3#, and (d) 4#

在拉伸段又出现了明显的柱状晶。结果表明, P 含量的微量增加, 可以消除试验钢铸态组织中的长条晶, 同时可以细化晶粒, 提升等轴晶率。

2.2 铸态组织中的析出物

本试验采用的 S44660 超级铁素体不锈钢中 C、N 含量较低, 因而未在其中发现碳氮化物, 第二相大多为氧化夹杂物。图 4、图 5 分别为 P 含量对试验钢中氧化夹杂物影响的面积比统计图和夹杂物分布的 SEM 照片。当 P 含量为 0.004% 时, 夹杂物含量约为 0.24%, 其中尺寸大于 5 μm 的大尺寸夹杂物含量为 0.17%, 随着 P 含量的增加, 2#、3#、4# 钢中夹杂物含量分别减少了 8.3%、29.17%、20.83%; 相比于 1# 试样, 大于 5 μm 的大尺寸夹杂在 2#、3#、4# 试样中均有降低, 分别下降了 5.9%、29.4% 和 23.5%。P 含量为 0.033% (质量分数) 时, 试验钢中夹杂物含量以及大于 5 μm 的夹杂含量均达到最低, 为 0.17% 和 0.12%。可见, 随着 4 种试验钢中 P 含量的不断提高, 不仅使试验钢中夹杂物的平均含量下降, 而且减小了夹杂物的尺寸。

试验钢中典型夹杂物形貌如图 6 所示, 4 种试验钢中的夹杂物主要为形状不规则、呈方形且带有棱角的富 Cr 氧化物, 其尺寸为 4~5 μm, 以及球形的富 Al、Si 氧化物, 其尺寸为 5 μm。

2.3 DSC 凝固特征温度

图 7 为不同 P 含量 S44660 钢的 DSC 曲线。图 7a~7h 分别为 1#~4# 钢的升降温曲线。根据 DSC 曲线可知, 试验所用的钢在整个升降温过程中只有 1 个特征

温度点, 即试验钢的熔化和凝固, 并未有相变的发生。4 种钢的固、液相线温度如图 8 所示, 随着 P 含量的增加, 结晶温度范围 (ΔT) 也由 20 °C 扩大到 28 °C。

2.4 力学性能

2.4.1 室温拉伸性能

图 9、图 10 分别为不同 P 含量试验钢的室温拉伸性能。1# 钢屈服强度 σ_s 约为 472 MPa, 抗拉强度 σ_b 达到 640 MPa 左右; 2# 钢屈服强度 σ_s 约为 467 MPa, 抗拉强度 σ_b 达到 661 MPa 左右; 3# 钢屈服强度 σ_s 约为 408 MPa, 抗拉强度 σ_b 达到 663 MPa; 4# 钢屈服强度 σ_s 约为 475 MPa, 抗拉强度 σ_b 达到 668 MPa 左右。可以看出, 随着 P 含量的增加, 试验钢的抗拉强度 σ_b 与屈服强度 σ_s 均增大, 只是 3# 钢的屈服强度 σ_s 有所降低。由图 10 可以看出, 2# 钢、3# 钢的延伸率相比 1# 钢均有所增加, 分别达到 24% 及 23%, 4# 钢的断后延伸率以及收缩率在 4 种试

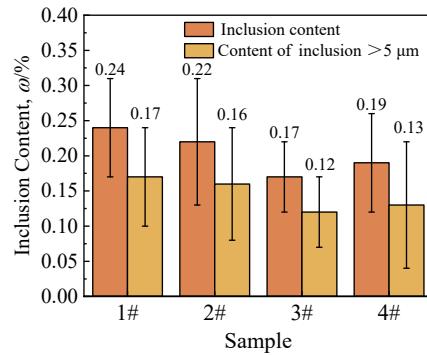


图 4 试验钢中夹杂物含量

Fig.4 Content of inclusions in test steels

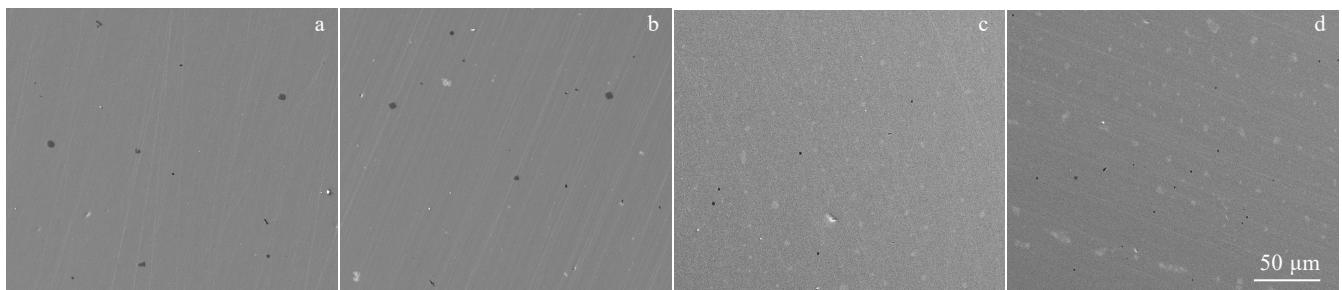


图 5 4 种试验钢中典型夹杂物分布的 SEM 照片

Fig.5 SEM images of typical inclusion distribution in four test steels: (a) 1#, (b) 2#, (c) 3#, and (d) 4#

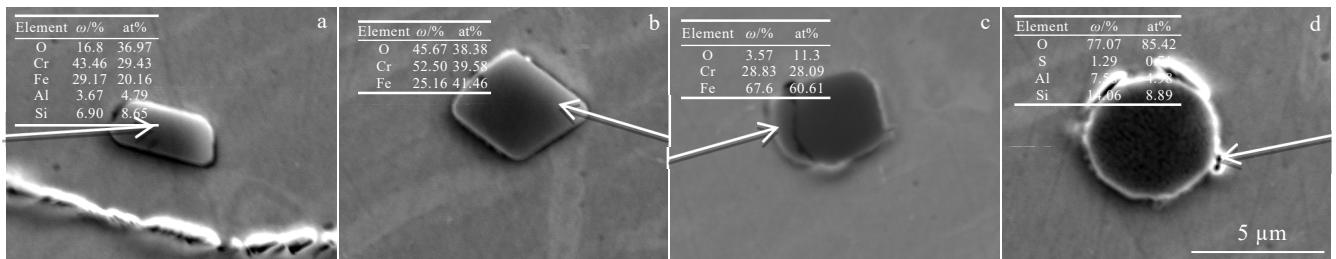


图 6 试验钢中典型夹杂物的 SEM 照片及相应箭头标注区域的 EDS 分析结果

Fig.6 SEM images and the corresponding EDS analysis results of arrow marked positions of typical inclusions of test steels: (a) 1#, (b) 2#, (c) 3#, and (d) 4#

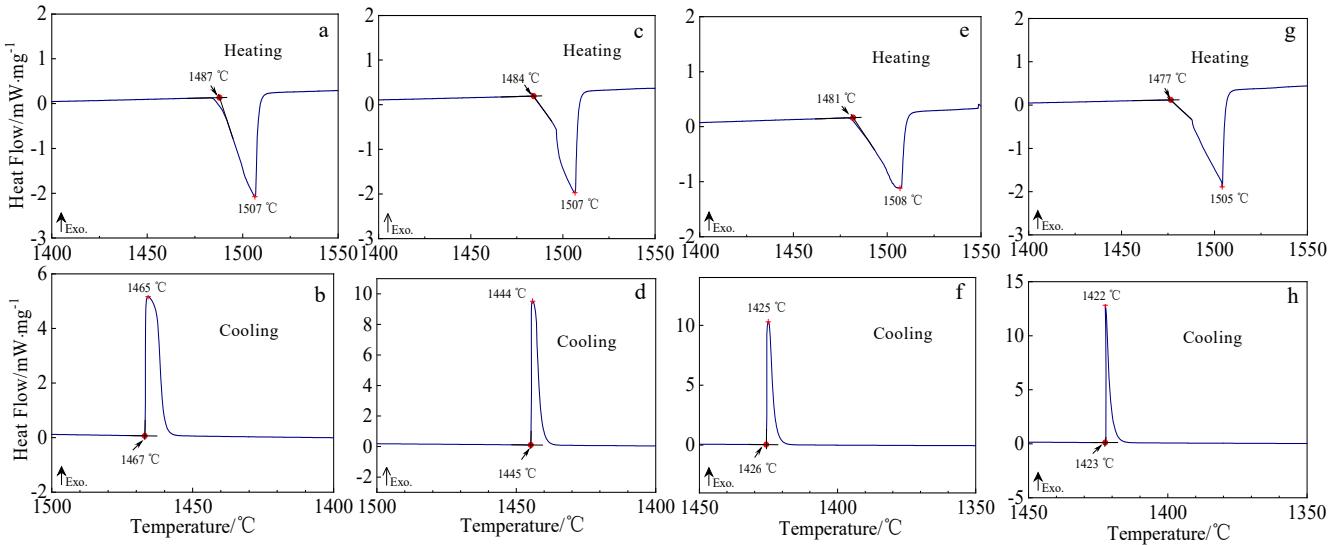


图 7 4 种试验钢的 DSC 曲线

Fig.7 DSC curves of four test steels: (a-b) 1#, (c-d) 2#, (e-f) 3#, and (g-h) 4#

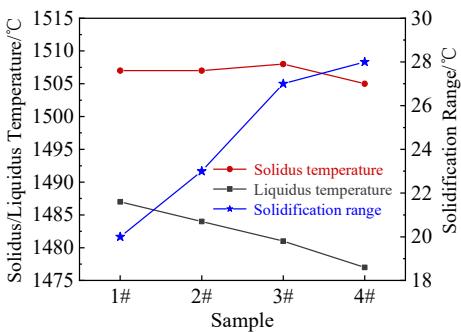


图 8 不同 P 含量试验钢的固液温度和温度区间

Fig.8 Solid/liquid temperature and temperature range of test steels with different P contents

验钢中均为最低，分别为 22% 和 51.5%。

图 11 为不同 P 含量的试验钢的拉伸断口形貌。当 P 含量为 0.004% 时，试验钢断口形貌由韧窝及舌状花样组成，但韧窝的直径较大，可判断其为混合型断裂（图 11a）；当 P 含量为 0.009% 时，断口形成的韧窝相比于 1# 断口更为密集且尺寸有所减小，但直径仍较大且深度较浅（图 11b）；P 含量为 0.033% 时，断口形貌为密集的等轴韧窝，且韧窝深度较浅，其断裂方式为微孔聚集型断裂（图 11c）；P 含量达到 0.055% 时，其韧窝密度大量减少，尺寸变大，深度也较浅（图 11d）。

2.4.2 硬度

硬度是材料抵抗另一种硬质材料压入的能力（材料抵抗局部变形，尤其塑性变形的能力）。通过硬度试验可以反映金属材料在不同化学成分、组织结构以

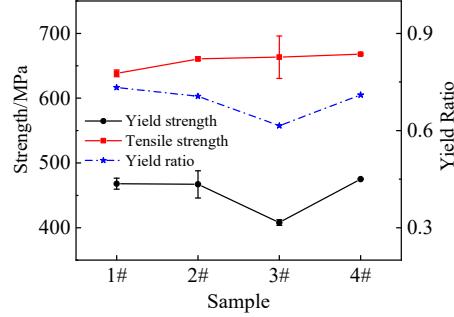
图 9 不同 P 含量的试验钢的屈服强度 σ_s 、抗拉强度 σ_b 和屈强比

Fig.9 Yield strength, tensile strength and yield ratio of test steels with different P contents

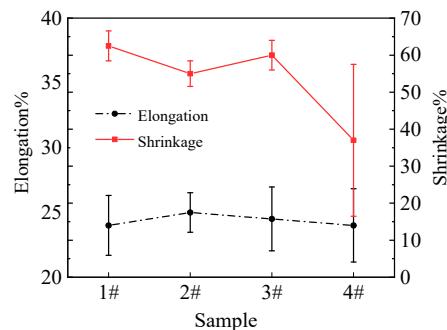


图 10 不同 P 含量的试验钢的断后延伸率和断面收缩率

Fig.10 Elongation and section shrinkage of the test steels with different P contents after fracture

及热处理工艺下性能的差异，材料的强度越高，塑性变形抗力越高。图 12 为不同 P 含量试验钢的硬度值，

在 P 含量为 0.004% 时, 硬度 (HV) 值约为 2461.76 MPa, 2#、3#、4# 钢的硬度 (HV) 值分别为 2695.98、2559.76、2635.22 MPa。可见 P 含量的增加, 使 S44660 钢的硬度均有增加, P 含量为 0.009% 时, 硬度值达到最高。

2.4.3 冲击性能

为了研究 P 含量对 S44660 钢室温韧脆性的影响, 对不同 P 含量的试验钢进行冲击试验, 图 13 为室温条件下不同 P 含量样品的冲击吸收功。由图可知, 在室温条件下, 1#、2#、3#、4# 的冲击吸收功分别为 17、22、13.6、9.05 J。可见 2# 试样比 1# 试样的冲击吸收功提高了 29.41%, 但 3#、4# 试样的冲击吸收功随着 P 含量的增加而下降。

图 14 为不同 P 含量的试验钢在室温条件下的冲击断口形貌。可以看出 4 种试样均存在韧窝以及解理台阶, 呈微孔聚集和穿晶解理共存的混合型断裂 (见图 14a-14d)。如图 14f 所示, 随着 P 含量提高到 0.009% 时, 相比于 1# 试样, 其冲击试样撕裂脊处韧窝数量增多, 且尺寸较小; 如图 14g、14h 所示, 随 P 含量增加到 0.033%、0.055% 时, 试样的撕裂脊高度逐渐减小, 韧窝面积减小。结合图 13 和图 14 的实验结果可得, 适量的提高 S44660 超级铁素体不锈钢中 P 含量可以提高材料的冲击吸收功, 而过量的 P 会恶化材料的韧性。

3 分析与讨论

对于多晶材料, 晶粒大小对材料性能有重要影响, 例如金属材料, 其强度、硬度、韧性以及冲击性能均会随晶粒细化得到提升。然而铸件材料的晶粒尺寸一般都比较大, 通常为了细化晶粒会采用以下方法: 增加过冷度、在材料中添加形核剂以及震动促进形核。而拓宽材料凝固过程中的结晶温度范围 (ΔT) 也可以对晶粒细化产生影响, 经 DSC 结果发现, 随 P 含量的增加, 2#、3#、4# 的结晶温度范围 (ΔT) 均有增大。

相关研究表明^[21], 在不考虑异质形核核心以及冷却速度等因素的影响时发现: 合金的晶粒尺寸会随着结晶温度范围 (ΔT) 的增大而减小。随着结晶温度范围 (ΔT) 变宽, 凝固过程中, 枝晶根部会变细, 其被温度起伏而溶解的几率会增大。另外, 结晶温度范围 (ΔT) 变宽, 枝晶尖端前方的过冷区加大, 熔断的枝晶便会在过冷区内成为新的形核核心。因此, 虽然 P 的加入没有出现高于液相线温度的析出相, 但它拓宽了试验钢的结晶温度范围 (ΔT)^[8], 因此会对材料晶粒细化产生影响^[22]。同时, 发现 2# 和 3# 钢的等轴晶比率也有相应提升。根据等轴晶比率增大机制, 柱状晶前沿出现等轴晶的条件为:

$$G < \eta n^{1/3} \left[1 - \left(\frac{\Delta T_N}{\Delta T_C} \right)^3 \right] \left[-8\Gamma m(1-k_0) \frac{C_0 v}{D} \right]^{1/2} \quad (1)$$

式中, G 为柱状晶生长前沿枝晶尖端的温度梯度 (K/m); η 为柱状晶向等轴晶转变系数; n 为单位体积中可供非均匀形核的衬底粒子数 (m^{-3}); ΔT_N 为非均匀形核的过冷度 (K); ΔT_C 为柱状晶前沿液相的过冷度 (K); v 为生长速度 (m/s); Γ 为 Gibbs-Thomson 系数 (m·K); C_0 为合金成分 (%) ; m 为液相线斜率; k_0 为溶质分配系数; D 为溶质扩散系数 (m^2/s)。

在单相合金中, 结晶温度范围 $\Delta T = -mC_0(1-k_0)/k_0$, 它代表在稳定生长条件下平坦的固液界面前沿的过冷度, 因此式 (1) 可写成:

$$G < \eta n^{1/3} \left[1 - \left(\frac{\Delta T_N}{\Delta T_C} \right)^3 \right] \left[\frac{8\Gamma k_0 \Delta T v}{D} \right]^{1/2} \quad (2)$$

由公式(1)可知, 随着 P 含量的增加, 结晶温度范围 (ΔT) 会增大, 根据成分过冷理论, ΔT 的增大会加深熔体的成分过冷, 使式 (2) 中右侧晶体的生长速度 v 增大, 促进中心等轴区形成。

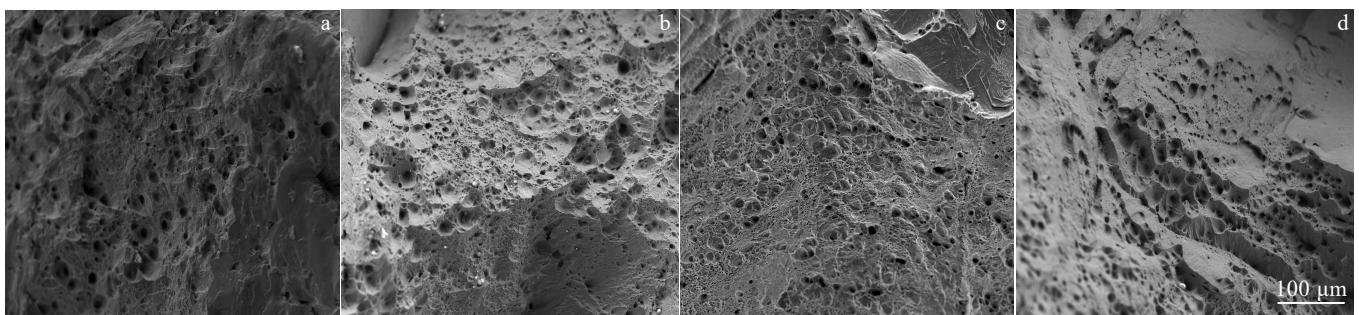


图 11 不同 P 含量试验钢室温拉伸后断口形貌

Fig.11 Tensile fracture morphologies of test steels with different P contents at room temperature: (a) 0.004%, (b) 0.009%, (c) 0.033%, and (d) 0.055%

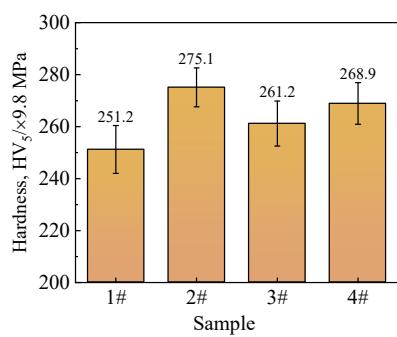


图 12 不同 P 含量试验钢的硬度值

Fig. 12 Hardness of test steels with different P contents

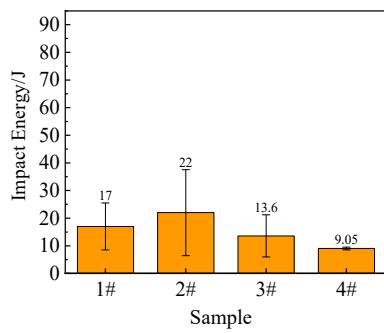


图 13 不同 P 含量试验钢室温条件下的冲击能

Fig.13 Impact energy of test steels with different P contents at room temperature

由位错理论可知，在多晶材料中，晶界数量以及第二相的形态、分布和含量均可以阻碍位错运动，从而对材料的力学性能产生影响^[23]。材料的屈服强度 σ_s 与平均晶粒尺寸 d 之间可用 Hall-Petch 公式^[24]来表示：

$$\sigma_s = \sigma_0 + Kd^{-1/2} \quad (3)$$

通过公式(3)可知，对于同种材料，随着晶粒尺寸 d 的减小，屈服强度 σ_s 也应逐渐增大，然而本实验中随着 P 含量的增加，2#、3#钢的屈服强度 σ_s 相比于 1#钢均有下降，由 472 MPa 下降至 467 和 408 MPa，出现与公式相反的情况。这种现象的产生主要与基体中第二相的变化相关。随着 P 含量增加，基体中带有棱角的方形或不规则形状的富 Cr 氧化物的数量和尺寸减少，而形状为规则圆形且与基体紧密结合的富 Al、Si 氧化物占大多数，这是由于 P 在钢液中不与其他元素发生反应，在凝固过程中会与液态钢水中的 O 结合生成 P_2O_5 ^[29-32]，使材料中 O 元素含量减少，并间接性使材料中的氧化物含量减少，而 Al 与 O 的结合力大于 P 与 O 的结合力，因此富 Al 氧化物的数量所受影响较小。在基体受外应力时，其中运动位错会遇到不可形变的脆硬粒子，位错线将绕其产生弯曲，随着外应力的增大，位错线产生的弯曲也会加剧，会使第二相周围产生的位错线相遇并产生抵消，其周围也会留下位错环，未抵消的部分会绕过第二相继续前进。以这种方式运动的位错，每留下一个位错环均会对位错源产生一个反向的应力，因而只有外应力更大才能克服此反向应力，因此会导致材料的屈服强度 σ_s 提高^[25-28]。由位错理论可知，迫使位错线弯曲到半径 R 所需切应力 τ 为：

$$\tau = \frac{Gb}{2R} \quad (4)$$

式中， G 为 S44660 钢的切变模量， b 为伯氏矢量。由公式(4)可知在基体中如果第二相粒子过多，粒子

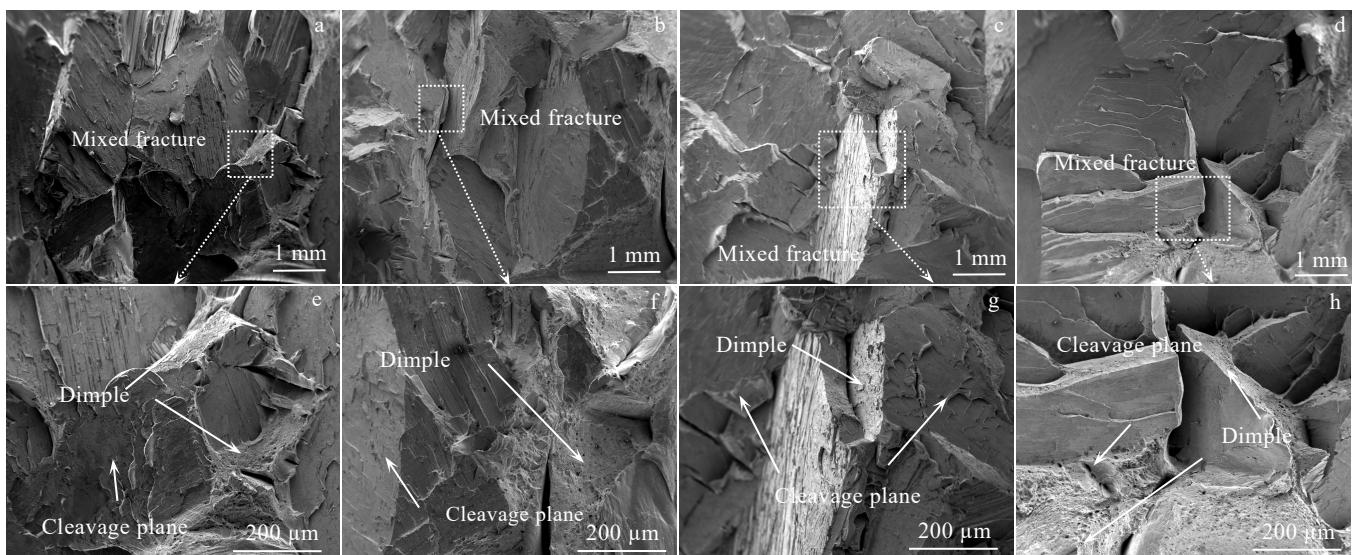


图 14 不同 P 含量试样在室温条件下的冲击断口形貌

Fig.14 Impact fracture morphologies of samples with different P contents at room temperature: (a, e) 1#, (b, f) 2#, (c, g) 3#, and (d, h) 4#

间距 $2R$ 则会变小，导致 τ 值增加，其产生的第二相强化效果更明显。同时第二相的形状也会对第二相强化作用产生影响，不规则的块状质点对位错运动的影响效果更明显，因而导致其屈服强度 σ_s 大于球状第二相的材料。由图 4 可知，3#钢的第二相含量在 4 种钢中含量最低，为 0.17%，因而其第二相强化效果照 1#、2#钢更小，导致其屈服强度 σ_s 低于 1#、2#钢。

对钢而言，P 元素能产生较强的固溶强化效果，进而可以提高钢的强度，但是随着 P 含量的增加，韧脆转变温度也会提高，并对钢的韧性造成影响。其主要原因是 P 元素会在在晶界偏聚并降低材料中的晶界结合力，增加钢的脆性^[16-19]。而偏聚元素对晶界的直接作用在于：晶界能、晶界扩散和晶界结合力^[33]。本实验结果表明：随着 P 含量的增加，室温冲击吸收功呈现先增高后降低的趋势，且冲击断口均呈穿晶解理断裂，证明 P 会增加材料的脆性。

4 结 论

1) P 能够扩大固、液相线温度区间，使结晶温度范围 (ΔT) 增大，适量的 P 可以细化铸态 S44660 超级铁素体不锈钢的晶粒。

2) 随着 P 含量的增加，S44660 钢中夹杂含量略有降低，P 含量为 0.033%（质量分数）时，试验钢中夹杂物含量以及大于 5 μm 的夹杂含量均达到最低，为 0.17% 和 0.12%。

3) 适量增加 S44660 超级铁素体不锈钢中 P 含量，可以提高基体的屈服强度 σ_s 、抗拉强度 σ_b 以及硬度。

4) P 对 S44660 超级铁素体不锈钢的室温冲击性能具有双重作用，一方面适量的 P 会细化晶粒并由于其具有固溶强化作用，使材料的韧性得到提升；另一方面，由于 P 易在晶界处偏聚，进而恶化材料的韧性，降低材料的冲击性能。

参考文献 References

- [1] Lu Shiyi(陆世英). *Super Stainless Steel and High Nickel Corrosion Resistant Alloy*(超级不锈钢和高镍耐蚀合金)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2012: 3
- [2] Zhu Yangyang(祝洋洋), Ning Likui(宁礼奎), Duan Chaohui (段超辉) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(5):1845
- [3] Wu Xiaofang(吴小芳), Zhang Wenqiang(张文强), Yu Bo(于波) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(6): 1556
- [4] Dowling N J E, Kim H, Kim J N et al. *Corrosion Science*[J], 1999, 55: 743
- [5] Li M, Hu S S, Shen J Q et al. *Materials Letters*[J], 2016, 184: 204
- [6] Wang Cong(王丛), Xu Mingyue(徐鸣悦), Liu Zhixin(刘志新) et al. *Foundry Technology*(铸造技术)[J], 2015, 36(11): 2619
- [7] Liu Zhihong(刘治宏). *Shanxi Metallurgy*(山西冶金)[J], 2022, 45(2): 27
- [8] Bo Xintao(薄鑫涛). *Heat Treatment*(热处理)[J], 2015, 30(5): 40
- [9] Hu Zhuangqi(胡壮麒), Sun Wenru(孙文儒), Guo Shouren(郭守仁) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2001, 11(6): 947
- [10] Gu Tie(顾铁), Hu Shaolin(胡绍鑫), Tao Jiawei(陶佳伟) et al. *Modern Metallurgy*(现代冶金)[J], 2018, 46(5): 1
- [11] Ding R, Islam A, Wu S et al. *Materials Science and Technology*[J], 2005, 21(4): 467
- [12] Kameda J, Nishiyama Y. *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(10-11): 3705
- [13] Ding R G, Rong T S, Knott J F et al. *Materials Science and Technology*[J], 2005, 21(1): 85
- [14] Xue X M, Jiang H G, Sui Z T et al. *Metallurgical and Materials Transactions*[J], 1996, 27: 71
- [15] Zhang Dongbin (张东彬), Wu Chengjian(吴承建), Yang Rang(杨让) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 1991, 27(2): 33
- [16] Erhart H, Grabke H J. *Metal Science*[J], 1981, 15(9): 401
- [17] Yang Xiaoyong(杨孝永). *Baosteel Technology*(宝钢技术)[J], 2016(6): 1
- [18] Phosphorus Segregation Research Group, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences(中国科学院金属研究所磷偏析研究组). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 1981, 17(2):124
- [19] Cao Jianchun(曹建春), Liu Chenglin(刘诚霖), Gao Peng(高鹏) et al. *Iron & Steel*(钢铁)[J], 2019, 54(6): 11
- [20] Fu Guiqin(付贵勤), Zhu Miaoyong(朱苗勇). *Angang Technology*(鞍钢技术)[J], 2006(3): 5
- [21] Xu H, Xu L D, Zhang S J et al. *Scripta Materialia*[J], 2006, 54(12): 2191
- [22] Shan Y T, Luo X H, Hu X Q et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2011, 27(4): 352
- [23] Duan Chaohui(段超辉), Ning Likui(宁礼奎), Zhu Yangyang (祝洋洋) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(9): 3288
- [24] Petch T. *Transactions of the British Mycological Society*[J], 1932, 16(4): 209
- [25] Kumagai T, Takahashi A, Takahashi K et al. *Computational*

- Materials Science*[J], 2020, 180: 109721
- [26] Shu Delin(束德林). *Mechanical Properties of Engineering Materials*(工程材料力学性能)[M]. Beijing: China Machine Press, 2004: 59
- [27] Jiang M, Monnet G, Devincre B et al. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*[J], 2020, 143: 104071
- [28] Zhao Jingshi(赵敬世). *Fundamentals of Dislocation Theory*(位错理论基础)[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 1989
- [29] Ma Dejiang(马得江). *Copper Engineering*(铜业工程)[J], 2015(4): 9
- [30] Tu Mu(土木). *MW Metal Forming*(金属加工)[J], 1957(10): 8
- [31] Liu Kun(刘锟), Liu Liu(刘浏), He Ping(何平) et al. *Iron & Steel*(钢铁)[J], 2012, 47(1): 34
- [32] Zhou Chaogang(周朝刚), Chen Qinggong(陈庆功), Ai Liqun(艾立群) et al. *Iron & Steel*(钢铁)[J], 2022, 57(11): 64
- [33] Lin Wensong(林文松). *Heat Treatment*(热处理)[J], 2004(2): 18

Effects of P on Microstructure and Mechanical Properties of Cast S44660 Super Ferritic Stainless Steel

Liu Zifeng^{1,2}, Xie Zhiwen¹, Ning Likui², Xiao Chuanmin³, Liu Enze², Tan Zheng², Tong Jian², Li Haiying², Wang Zengrui⁴, Xu Xinyao⁵, Zheng Zhi²

(1. School of Mechanical Engineering and Automation, University of Science and Technology Liaoning, Anshan 114051, China)

(2. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

(3. Third Military Representative Room in Shenyang Area Air Force Equipment, Shenyang 110016, China)

(4. Shenyang Foundry Research Institute Co., Ltd, Shenyang 110016, China)

(5. Queen Mary College of Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: In order to study the role of P in super ferritic stainless steel, based on the composition of S44660 steel, the mass fraction of P was adjusted, and the P content was controlled as 0.004wt%, 0.009wt%, 0.033wt% and 0.055wt%. The effect of P content change on the microstructure and mechanical properties of cast S44660 super ferritic stainless steel was studied. The results show that P can expand the crystallization temperature range (ΔT), reduce the grain size and increase the equiaxed crystal rate when the P content is 0.009wt% and 0.033wt%. But when the P content is 0.055wt%, the grain size increases and the equiaxed crystal rate decreases. The appropriate amount of P can improve the room temperature tensile properties and hardness of the material. P has a dual effect on the impact toughness of the material. On the one hand, P has a refinement effect on the grain, thereby improving the impact absorption work of the material; on the other hand, excess P will promote its deflection at grain boundaries, which in turn affects the toughness of the material.

Key words: S44660 super ferritic stainless steel; foundry; solidification; mechanical properties

Corresponding author: Ning Likui, Ph. D., Associate Professor, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, P. R. China, Tel: 0086-24-23971143, E-mail: lkning@imr.ac.cn