

稀土 Ce 对铸造 Cr30Mo2 超级铁素体不锈钢组织与力学性能的影响

段超辉^{1,2}, 宁礼奎¹, 祝洋洋^{1,2}, 谭政¹, 刘恩泽¹, 佟健¹, 李海英¹, 王增睿³, 郑志¹

(1. 中国科学院金属研究所, 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)

(3. 沈阳铸造研究所有限公司, 辽宁 沈阳 110016)

摘要: 研究了不同 Ce 含量对铸造 Cr30Mo2 超级铁素体不锈钢组织与力学性能的影响。结果表明, Cr30Mo2 超级铁素体不锈钢中夹杂类型主要为富 Cr 氧化物和 Al-Si 复合氧化物, 且形状不规则, 加入 Ce 后转变为 Ce₂O₃ 和心部富 Al、Si, 外层富 Al、Ce 的圆球状复合夹杂, 尺寸较小, 形状圆润, 夹杂含量显著降低; Ce₂O₃ 可以作为异质形核核心, 增加铸件形核率, 减小晶粒尺寸, 但 Ce 含量过高, 晶粒尺寸反常增大; Ce 可显著改善 Cr30Mo2 超级铁素体不锈钢的室温塑性, 添加质量分数 0.07%Ce 能将 Cr30Mo2 超级铁素体不锈钢铸件的断后延伸率由 1.5%提高至 20%左右。

关键词: Cr30Mo2 超级铁素体不锈钢; 铸造; Ce; 晶粒尺寸; 氧化物夹杂; 力学性能

中图分类号: TG142.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)09-3288-07

Cr30Mo2 超级铁素体不锈钢具有较高的 Cr、Mo 和极低的 C、N 含量, 因此表现出优异的耐全面腐蚀、抗晶间腐蚀、耐氯化物苛性碱应力腐蚀和抗氧化性能等, 可用于含 Cl⁻ 的水介质 (如海水等) 做冷却剂的换热设备、隔膜制碱法中的蒸发器、耐醋酸和尿素等的装置和构件等^[1-3]。铸造 Cr30Mo2 超级铁素体不锈钢能够制备成形状复杂的零件, 具有极高的成形性和综合经济性, 而且 Cr30Mo2 超级铁素体不锈钢不含 Ni, 进一步提高了其经济价值。不锈钢的耐腐蚀性能与 C、N 含量有直接关系, 富铬碳氮化物的沿晶析出, 将会在其周围产生贫铬区, 进而导致耐蚀性下降。随着精炼技术的发展, 采用 AOD 和 VOD 可以使基体 C、N 含量降到一个极低的水平, 从而避免了富铬碳氮化物的沿晶析出, 因而对于超低碳不锈钢可以不加 Ti 元素进行稳定化处理, 同时可避免由于添加 Ti 而引入的氧化物夹杂和碳氮化物夹杂^[4]。然而, 由于铸造 Cr30Mo2 超级铁素体不锈钢晶粒粗大, 且无法通过热处理细化组织, 铸件在室温条件下表现为脆断, 严重限制了 Cr30Mo2 超级铁素体不锈钢铸件的应用。

稀土由于其 4f 轨道及外层电子结构, 具有特殊的物理化学性质, 在钢中常被用来净化钢液、变质夹杂和微合金化^[5]。Ce 与 O 的亲合力远强于 Cr 和 Al 等,

可用于不锈钢的深脱氧, 减少由于基体内生成铬的氧化物对 Cr 元素的损耗。研究表明^[6], Ce 可以提高 00Cr17 钢的室温塑性, 变质 MnS 夹杂, 细化不锈钢凝固组织。Yang 等^[7]研究发现, 适量的 Ce 能够提高 IF 钢的强度、断后延伸率和硬度等。Song 等^[8]研究发现, Ce 可以显著降低反应堆压力容器用钢焊接热影响区的韧脆转变温度。由此可见, 稀土在改善钢材性能上有着广阔的研究前景。

针对 Cr30Mo2 超级铁素体不锈钢铸件室温脆断问题, 本研究选择添加稀土 Ce 对材料进行微合金化, 研究了不同 Ce 含量对铸造 Cr30Mo2 超级铁素体不锈钢的晶粒尺寸、夹杂和力学性能的影响, 并分析其作用机理。

1 实验

本实验采用熔模铸造, 将 Cr30Mo2 钢钢锭在 VIM-F25 型真空感应炉中重熔后, 通过调整不同的 Ce 添加量, 将钢液浇注入预制好的型壳中, 获得不同 Ce 质量分数的成形试棒, 其成分见表 1。本试验采用单铸试棒模具, 直接获得成形拉伸试棒 (图 1), 试棒标距尺寸为 $\phi 5 \text{ mm} \times 25 \text{ mm}$, 按照 GB/T228.1-2010 金属材料拉伸试验方法在万能试验机上进行力学性能测

收稿日期: 2020-09-15

基金项目: 辽宁省科技攻关计划课题 (2019JH2/10100009)

作者简介: 段超辉, 男, 1994 年生, 硕士生, 中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016, 电话: 024-23971729, E-mail: 574737092@qq.com

表 1 试棒的化学成分

Table 1 Chemical compositions of the test bars (wt%)

Samples	C	N	S	P	Al	Si	Cr	Mo	Ce	Fe
1#	0.0017	0.0031	0.002	0.008	0.0091	0.11	30.9	2.11	-	Bal.
2#	0.0020	0.0026	0.002	0.007	0.0050	0.22	31.2	2.01	0.05	Bal.
3#	0.0020	0.0027	0.002	0.009	0.0027	0.23	31.5	2.00	0.07	Bal.
4#	0.0021	0.0017	0.002	0.008	0.0013	0.22	31.3	1.98	0.1	Bal.

试, 利用 INSPECT F50 型场发射扫描电子显微镜 (SEM) 对拉伸断口进行观察。

取拉伸试棒夹持端 $\Phi 12 \text{ mm} \times 5 \text{ mm}$ 横截面进行研磨抛光, 采用 30 mL HCl+10 mL HNO₃+5 g FeCl₃ 溶液进行低倍组织腐蚀。通过线切割截取拉伸试棒夹持端 $\Phi 12 \text{ mm} \times 5 \text{ mm}$ 的圆柱试样研磨、抛光, 使用 SEM 观察 5 个视场, 采用 Image-Pro Plus6.0 软件统计夹杂含量及尺寸平均值, 通过 SEM 自带的 EDS 判断夹杂物的类型, 每种试样至少取样 5 个。取拉伸试棒工作段制备透射样品, 使用 10% 高氯酸乙醇溶液对样品进行双喷减薄, 采用 JEM-2100F 场发射透射电镜 (TEM) 对样品夹杂进行观察。

2 结果与讨论

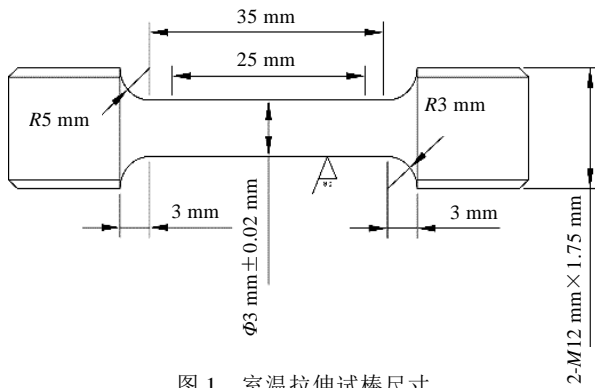


图 1 室温拉伸试棒尺寸

Fig.1 Dimensions of tensile test bar at room temperature

2.1 铸态宏观组织观察

图 2 为不同 Ce 含量 Cr30Mo2 钢的宏观组织。可以看出, 添加 Ce 显著影响 Cr30Mo2 钢的晶粒尺寸。未添加 Ce 的 Cr30Mo2 钢中有大量长条晶, 晶粒均匀性较差, 平均晶粒尺寸约为 2.7 mm (图 2a); Ce 添加量为 0.05% 时, Cr30Mo2 钢中长条晶消失, 组织均匀性明显提高, 平均晶粒尺寸约 1.3 mm (图 2b); 添加 0.07% Ce 时, Cr30Mo2 钢的晶粒尺寸最小, 组织均匀, 平均晶粒尺寸约为 0.45 mm (图 2c); 当 Cr30Mo2 钢中 Ce 添加量为 0.1% 时, 平均晶粒尺寸约为 0.51 mm (图 2d), 相比于添加 0.07% Ce 时, 晶粒尺寸略有增加。结果表明, 微量 Ce 的添加能够消除 Cr30Mo2 钢铸态组织中的长条晶, 同时细化晶粒。

2.2 典型夹杂物观察

由于 Cr30Mo2 钢中 C、N 含量较低, 因此未在其中发现碳氮化物, 第二相主要为氧化物夹杂。图 3、图 4 分别为 Ce 对 Cr30Mo2 钢中氧化物夹杂的影响。随着 Ce 含量的增加, 其夹杂含量不断降低, 当 Ce 含量为 0.1% 时, 夹杂含量约为 0.048%, 相比于未添加 Ce 的 Cr30Mo2 钢中约 0.28% 的夹杂含量, 减少了 83%, 且大尺寸夹杂含量也减少了 88% 以上, 但是大于 5 μm 的夹杂在 Ce 达到 0.1% 时有少量的增加。不同 Ce 含量夹杂物形貌变化如图 5 所示, 未添加 Ce 的 Cr30Mo2 钢中主要以富 Cr 氧化物为主, 其尺寸较大, 平均尺寸约为 5 μm , 形状不规则, 带有棱角; 加 0.05% Ce 后, 夹杂棱角减少, 平均尺寸约为 3 μm ;

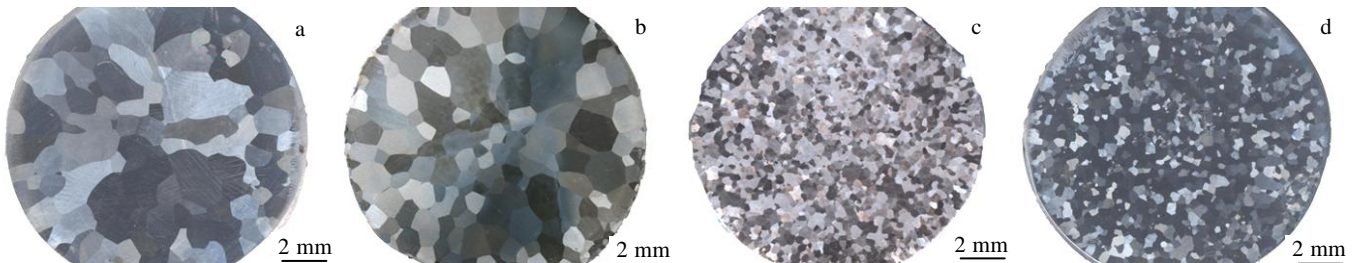


图 2 不同 Ce 添加量的试验钢的宏观组织

Fig.2 Macrostructures of test steels with different Ce contents: (a) without Ce, (b) 0.05%, (c) 0.07%, and (d) 0.10%

Ce 添加量为 0.07% 和 0.10% 的 Cr30Mo2 钢基体中未发现 Cr₂O₃ 夹杂, 全部转变为 Ce-Al-Si 复合氧化物和富 Ce 氧化物。本试验中钢材 S 含量在 0.002% 左右(表 1), 李阳^[9]等研究表明, 当钢中 S 含量 < 0.032% 时, Ce 最易形成 Ce₂O₃ 氧化物夹杂, 结合 EDS 分析初步确定富 Ce 氧化物为 Ce₂O₃ (图 5e)。利用 TEM 像和 EDS 面扫描对 Cr30Mo2 钢中典型夹杂物进行形貌和成分分析。TEM 明场像表明, Ce-Al-Si 复合氧化物夹杂形状为规则球形, 进一步对其进行 EDS 分析发现, 球形心部富 Al、Si, 外缘富 Al、Ce, 如图 5c、5d 和图 6b 所示。

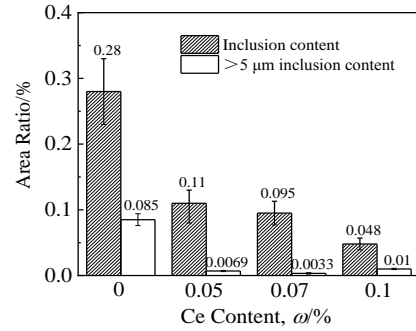


图 3 试验钢中夹杂物含量

Fig.3 Content of inclusions in test steels

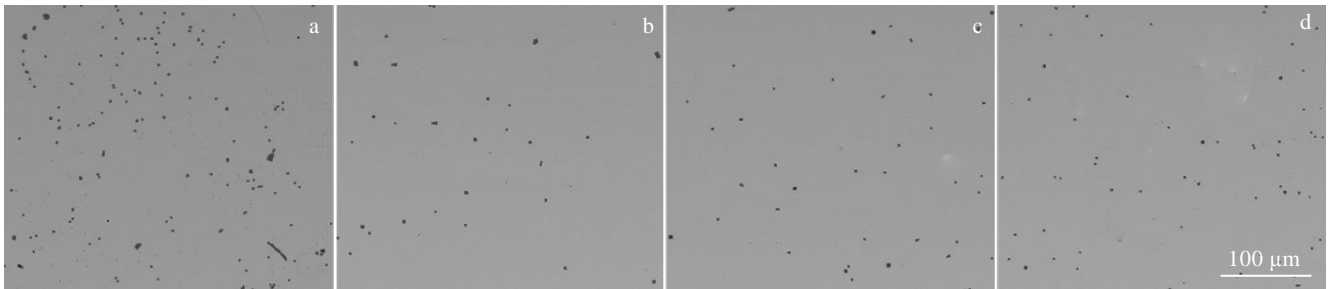


图 4 不同 Ce 含量的试验钢中典型夹杂物分布的 SEM 照片

Fig.4 SEM images of typical inclusion distribution in test steels with different Ce contents: (a) without Ce, (b) 0.05%, (c) 0.07%, and (d) 0.10%

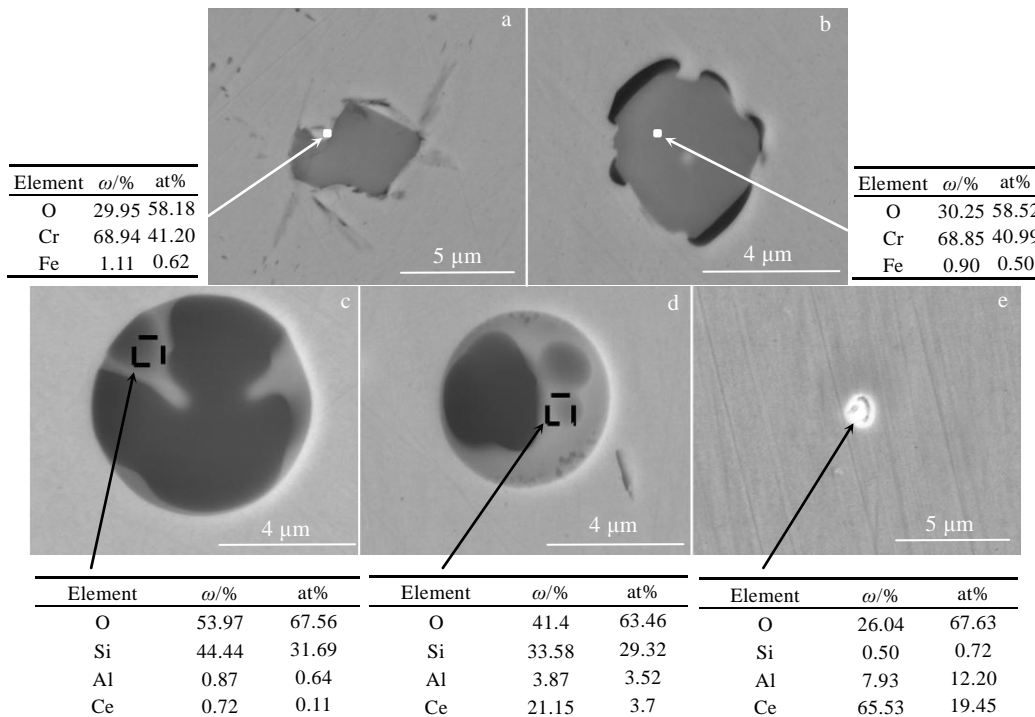


图 5 不同 Ce 含量试验钢中典型夹杂物的 SEM 照片及相应区域的 EDS 成分分析

Fig.5 SEM images and the corresponding EDS analysis results of typical inclusions of test steels with different Ce contents: (a) without Ce, (b) 0.05%, (c) 0.07%, and (d) 0.10%

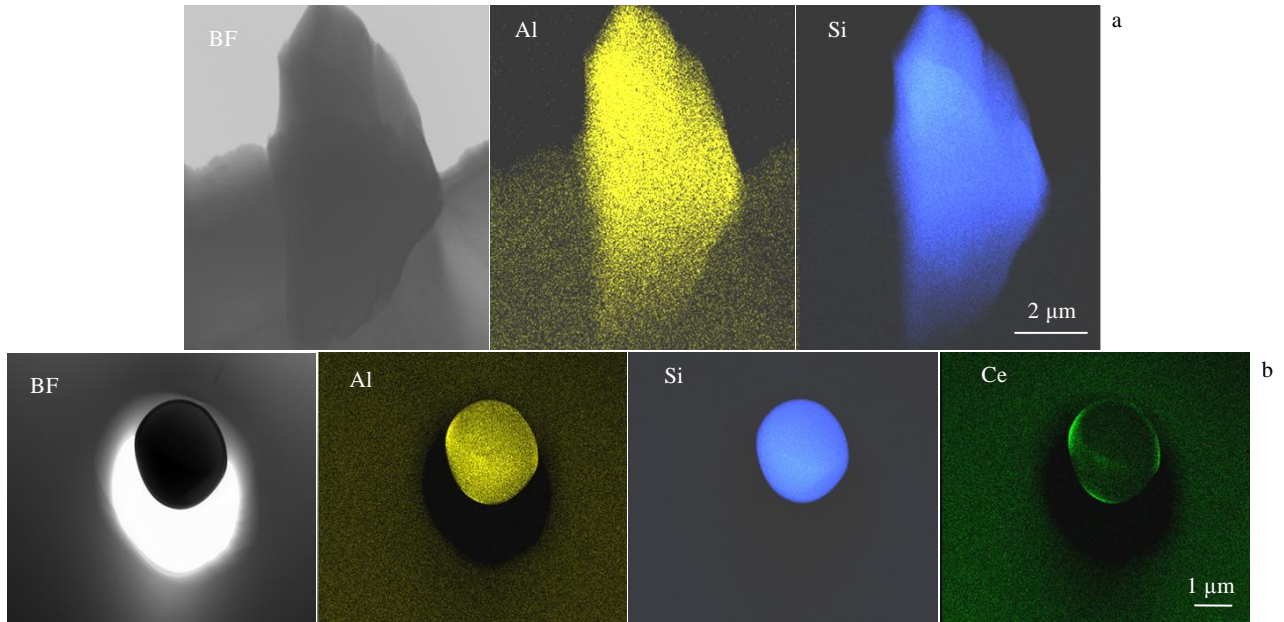


图 6 试验钢中典型夹杂物形貌的 TEM 照片和 EDS 元素面扫描

Fig.6 TEM images and EDS element mapping of typical inclusions of test steels without Ce (a) and with Ce content of 0.07% (b)

2.3 力学性能测试

图 7、图 8 分别为不同 Ce 含量 Cr30Mo2 钢的室温拉伸性能。未添加 Ce 时, Cr30Mo2 钢塑性较差, 断后延伸率约为 1.5%, 屈服强度 σ_s 为 422 MPa 左右; 添加 0.05%Ce 时, 屈服强度 σ_s 约为 355 MPa; 添加 0.07%Ce 时, 屈服强度 σ_s 约为 367 MPa; 添加 0.10%Ce 时屈服强度 σ_s 约为 373 MPa; 未加 Ce 时材料屈强比约为 0.94, 当 Ce 含量为 0.05%~0.1%时, 屈强比约为 0.67 (图 7)。加入 Ce 后 Cr30Mo2 钢由室温脆断转变为塑性断裂, 断后延伸率 A 最大可达到 20% (图 8)。当 Ce 含量为 0.07%时, 断后延伸率出现平台, 抗拉强度达到最高值, 从强度和塑性综合考虑, 0.07%Ce 为最佳添加量。

图 9 为不同 Ce 含量 Cr30Mo2 钢的拉伸断口形貌。未添加 Ce 时 Cr30Mo2 钢断口形貌为河流花样和舌状花样, 是典型的穿晶解理断裂 (图 9a); 添加 0.05%Ce 时, 断口形貌出现韧窝, 但直径较大, 深度浅 (图 9b); 添加 0.07%Ce 时, 断口形貌为密集的等轴韧窝, 且韧窝深度较深, 底部有细小圆球氧化物夹杂 (图 9c 和 9d), 断裂方式为微孔聚集型断裂; 添加 0.1% Ce 时, 断口形貌与 0.07% Ce 断口形貌相似, 但韧窝密度减小, 深度较浅 (图 9e 和 9f)。

2.4 分析与讨论

金属材料的晶粒大小对材料性能有重要影响, 通常晶粒越细, 其塑、韧性越好。为了细化铸件晶粒, 可采

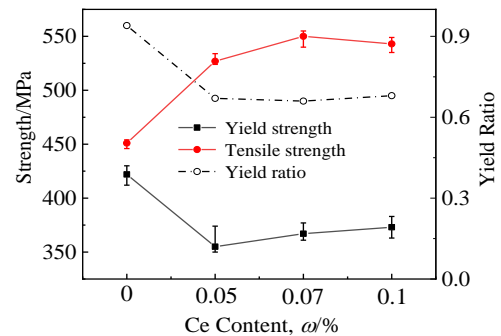


图 7 不同 Ce 含量的试验钢的屈服强度 σ_s 、抗拉强度 σ_b 和屈强比

Fig.7 Yield strength, tensile strength and yield ratio of test steels with different Ce contents

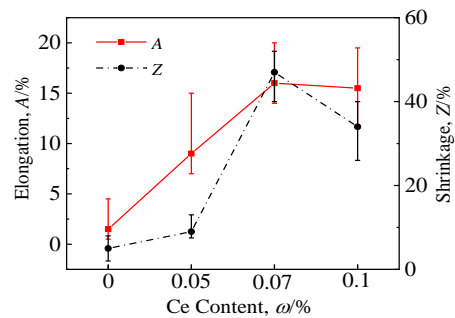


图 8 不同 Ce 含量的试验钢的断后延伸率和断面收缩率

Fig.8 Elongation and section shrinkage of the test steels with different Ce contents after fracture

用增加过冷度、加入形核剂和振动促进形核等方法，其中以加入形核剂细化晶粒最易实现。作为非均匀形核的有效形核剂，通常至少需要满足 2 个条件，首先形核剂的熔点要高于基体的液相线，其次形核剂与基体具有较小的晶格错配度 ($\delta < 15\%$)。

研究表明， Ce_2O_3 在钢液中的形成温度在 $1650\text{ }^\circ\text{C}$ 以上^[9]，远高于 Cr30Mo2 钢的熔点 (约 $1506\text{ }^\circ\text{C}$)。根据 Bramfitt 所构建的二维错配度理论，可计算 Ce_2O_3 夹杂与 $\delta\text{-Fe}$ 在低指数面上的错配度，其定义公式为^[10]：

$$\delta_{(hkl)_s}^{(hkl)_n} = \sum_{i=1}^3 \frac{|d[uvw]_s^i \cos \theta - d[uvw]_n^i|}{3} \times 100\% \quad (1)$$

其中： $(hkl)_s$ 指基体 $\delta\text{-Fe}$ 相的一个低指数晶面， $(hkl)_n$ 指形核相 Ce_2O_3 的一个低指数晶面， $[uvw]_s$ 指晶面 $(hkl)_s$ 上的一个低指数方向， $[uvw]_n$ 指晶面 $(hkl)_n$ 上的一个低指数方向， $d[uvw]_s$ 为沿 $[uvw]_s$ 方向上的原子间距， $d[uvw]_n$ 为沿 $[uvw]_n$ 方向上的原子间距， θ 为 $[uvw]_s$ 与 $[uvw]_n$ 之间的夹角。

Ce_2O_3 氧化物夹杂与 $\delta\text{-Fe}$ 在低指数面上的错配度计算结果如表 2 所示。由计算结果可知 Ce_2O_3 的 (0001) 面与 $\delta\text{-Fe}$ 的 (111) 面错配度为 6.1%，小于 15%，因而能够作为异质形核核心提高等轴晶的形核率。Li^[11]、Zhang^[12] 和 Thewlis^[13] 等研究表明，Ce 对不同种类的不锈钢组织均有较好的晶粒细化作用。本试验过程中，浇铸温度、模具、模具保温温度、浇注速率和降温速率等条件保持不变，因此同一批次的铸件晶粒长大速率可以近似为常数。根据公式^[14]：

$$d = \sqrt[4]{v/I} \quad (2)$$

式中， d 为 Cr30Mo2 钢铸件的平均晶粒尺寸， v 指晶粒长大速率， I 为形核率。可知，当 v 为常数时， I 越大，平均晶粒尺寸 d 越小，因此微量 Ce 的添加可以提高铸件组织的形核率，从而细化铸件晶粒。

由位错理论可知，对于多晶金属材料，晶界的数量和第二相的形态、分布与含量等都可以通过阻碍位错运动从而对材料的力学性能产生影响。多晶体的屈服强度 σ_s 与晶粒平均尺寸 d 之间的关系可用 Hall-Petch 公式来表示^[15]：

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

式中， σ_0 反映了 Cr30Mo2 钢晶内对变形的阻力，相当于该材料单晶的屈服强度； K 反映晶界对变形的影响系数，与 Cr30Mo2 钢晶界结构有关。

由公式 (3) 可知，对于同一种材料，晶粒平均尺寸 d 越小其屈服强度 σ_s 越大。然而，加 Ce 晶粒细化后的 Cr30Mo2 钢屈服强度由 422 MPa 左右下降至 $360\sim 390\text{ MPa}$ ，与公式不符。这种反常现象的出现主要是基体中第

二相发生变化。通过 Ce 微合金化后，Cr30Mo2 钢中不规则夹杂物数量和尺寸减少，形状变为规则圆润的球形复合夹杂物，且与基体结合紧密。当运动位错遇到不可变形粒子时，位错线将会绕着它发生弯曲，随着外应力的增大，位错线弯曲程度加剧，导致围绕第二相的位错线左右相遇并彼此相互抵消，在第二相周围留下位错环，其余部分则绕过第二相继续前进。位错如果按照这种方式运动，受到的阻力很大，每留下一个位错环均会对位错源产生一个反向应力，故而需要更大的应力以克服此反向应力，从而使材料的屈服强度 σ_s 提高^[16-20]。由位错理论^[21]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 Cr30Mo2 钢的切变模量， b 为位错的伯氏矢量。因此，第二相粒子数量越多，粒子间距 $2R$ 越小，第二相强化作用越强。而且第二相强化作用还与其形状以及第二相与基体的晶体学错配度有关，在第二相体积比相同的情况下，长形质点显著影响位错运动，因而有这种组织的金属其屈服强度 σ_s 要高于球状第二相的金属^[22]。因此，通过 Ce 微合金化后，Cr30Mo2 钢基体中不规则夹杂转变为球状夹杂后，其第二相强化作用明显减弱，使 Cr30Mo2 钢的屈服强度 σ_s 降低。由图 3 可知，未加 Ce 时，第二相含量达到了 0.28%，第二相强化作用最强，因而其屈服强度 σ_s 最大，加入 Ce 后夹杂含量减少，第二相强化作用减弱，导致屈服强度 σ_s 降低。

材料是否脆断，取决于材料的屈服强度 σ_s 与抗拉强度 σ_b 两者的相对大小，即屈强比。当材料的屈强比接近 1 时，表现为脆性断裂，反之为韧性断裂。由图 5a 和 5b 可知， Cr_2O_3 夹杂与 Cr30Mo2 钢基体之间存在缝隙，在变形过程中容易成为裂纹源引发断裂，导致 Cr30Mo2 钢抗拉强度 σ_b 下降。未添加 Ce 的 Cr30Mo2 钢中，大量不规则氧化物夹杂的弥散强化作用使材料的屈服强度 σ_s 提高，接近抗拉强度 σ_b (图 7)，屈强比为 0.94，位错开动少，最终 Cr30Mo2 钢表现为室温脆断，如图 9a 断口形貌所示，为穿晶解理断裂，断后延伸率仅为 1.5% 左右。由图 5c 和 5d 可知，添加适量 Ce 进行微合金化后，Cr30Mo2 钢中不规则夹杂变质为规则圆球状，且氧化物夹杂与基体之间没有缝隙，夹杂数量也明显减少，基体有效受力面积增多，使得 Cr30Mo2 钢抗拉强度 σ_b 提高，同时第二相强化作用减弱，添加 Ce 的 Cr30Mo2 钢屈服强度 σ_s 在 $360\sim 390\text{ MPa}$ 之间，远小于其抗拉强度 $520\sim 550\text{ MPa}$ ，屈强比降低至 0.67 左右，位错充分开动，有利于材料的塑性变形，如图 9d 和 9e 所示，断裂方式为微孔聚集型断裂，最终使其室温塑性显著提高。

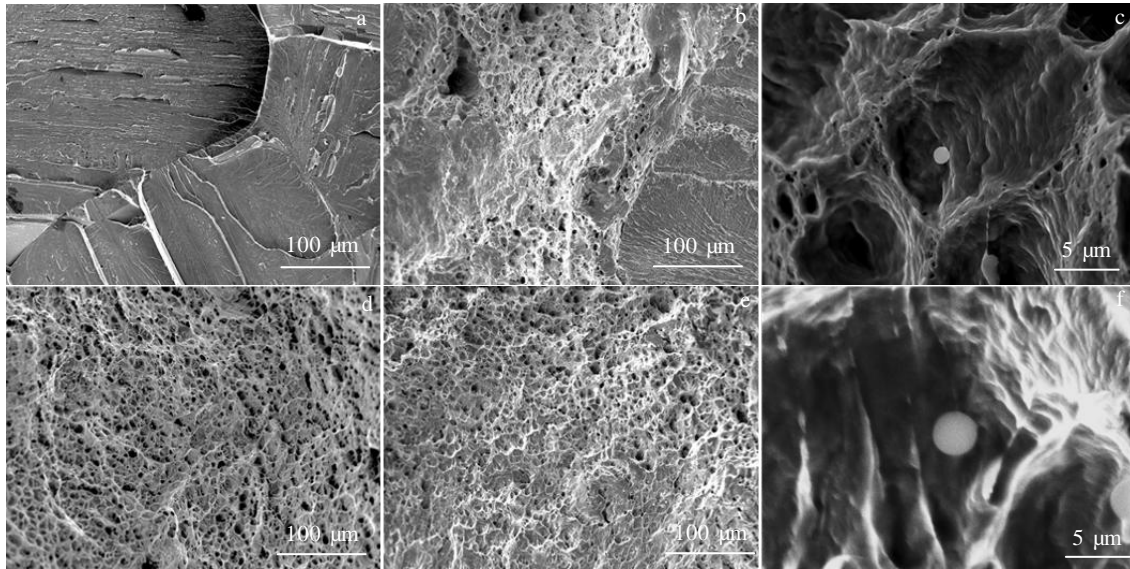


图 9 不同 Ce 含量试验钢室温拉伸后的断口形貌

Fig.9 Tensile fracture morphologies of test steels with different Ce contents at room temperature: (a) without Ce, (b) 0.05%, (c, d) 0.07%, and (e, f) 0.10%

表 2 Ce₂O₃/δ-Fe 匹配晶向及晶面错配度

Table 2 Misfit of directions and planes in Ce₂O₃/δ-Fe system

Case	$[hkl]_s$	$[hkl]_n$	$d_{[hkl]_s}/nm$	$d_{[hkl]_n}/nm$	$\theta/(^\circ)$	$d[hkl]_s \cos\theta/nm$	$\delta/\%$
(0001) Ce ₂ O ₃ (110) δ-Fe	[1210] Ce ₂ O ₃	[001] δ-Fe	0.3891	0.29315	0	0.3891	49.3
	[2110] Ce ₂ O ₃	[111] δ-Fe	0.3891	0.25396	5.26	0.3875	
	[1010] Ce ₂ O ₃	[110] δ-Fe	0.6739	0.41457	0	0.6739	
(0001) Ce ₂ O ₃ (100) δ-Fe	[1210] Ce ₂ O ₃	[010] δ-Fe	0.3891	0.29315	0	0.3891	57.3
	[2110] Ce ₂ O ₃	[011] δ-Fe	0.3891	0.41457	15	0.3758	
	[1010] Ce ₂ O ₃	[001] δ-Fe	0.6739	0.29315	0	0.6739	
(0001) Ce ₂ O ₃ (111) δ-Fe	[1210] Ce ₂ O ₃	[110] δ-Fe	0.3891	0.41457	0	0.3891	6.1
	[1100] Ce ₂ O ₃	[121] δ-Fe	0.6739	0.71804	0	0.6739	
	[2110] Ce ₂ O ₃	[011] δ-Fe	0.3891	0.41457	0	0.3891	

3 结 论

1) Ce 可以细化 Cr30Mo2 钢的铸件晶粒, 当 Ce 含量达到 0.07% 时, Cr30Mo2 钢平均晶粒尺寸约为 0.45 mm, 继续提高 Ce 含量至 0.1%, 晶粒尺寸略有增加, 约为 0.51 mm。

2) 随着 Ce 含量的增加 Cr30Mo2 钢中夹杂含量不断降低, 当 Ce 添加量为 0.1% 时夹杂含量降低至 0.048%, 但尺寸大于 5 μm 的夹杂含量相较于 0.07% Ce 略有增加。

3) Ce 能够变质氧化物夹杂, 添加 Ce 微合金化后, Cr30Mo2 钢中夹杂变质为心部富 Al、Si, 外层富 Al、Ce 的规则圆球状复合夹杂和少量 Ce₂O₃, 与基体结合紧

密, 尺寸小, 在基体中分布均匀。

4) 微量 Ce 能够显著提升 Cr30Mo2 钢铸件室温塑性, 未添加 Ce 时, Cr30Mo2 钢铸件断后延伸率仅为 1.5% 左右, 屈强比约为 0.94, 断裂方式为穿晶解理断裂, 添加 0.07% Ce 后, 断后延伸率最高可达 20%, 屈强比约为 0.67, 断裂方式转变为微孔聚集型断裂。

参考文献 References

[1] Lu Shiyong(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] Lu H H, Guo H K, Liang W *et al. Materials & Design*[J], 2020,

- 188: 108 477
- [3] Han Guirong(韩桂荣). *Nuclear Power Engineering*(核动力工程)[J], 1986, 7(1): 79
- [4] Duan Hanqiao(段汉桥), Wei Bokang(魏伯康), Lin Hantong(林汉同). *Foundry* (铸造)[J], 2002(5): 268
- [5] Yu Zongsen(余宗森). *Application of Rare Earth in Iron and Steel*(稀土在钢铁中的应用)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1987: 14
- [6] Li X, Shu J, Chen L *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*[J], 2014, 27(3): 501
- [7] Yang J C, Yang C Q, Zhou L *et al.* *Foundry Equipment & Technology*[J], 2014, 35(5): 25
- [8] Song Shenhua, Sun Huajun, Wang Meng. *Journal of Rare Earths*[J], 2015, 33(11): 1204
- [9] Li Yang(李 阳), Yang Guang(杨 光), Jiang Zhouhua(姜周华) *et al.* *Journal of the Chinese Society of Rare Earths*(中国稀土学报)[J], 2019, 37(1): 57
- [10] Bramfitt B L. *Metallurgical Transactions*[J], 1970, 1(7): 1987
- [11] Li H Z, Liu H T, Wang X L *et al.* *Materials Letters*[J], 2016, 165(15): 5
- [12] Zhang S, Yanchong Y U, Wang S *et al.* *Journal of Rare Earths*[J], 2017, 35(5): 518
- [13] Thewlis G. *Materials ence and Technology*[J], 2006, 22(2): 153
- [14] Hunt J D. *Materials Science & Engineering*[J], 1984, 65(1): 75
- [15] Petch T. *Trans Br Mycol Soc*[J], 1932, 16(1): 55
- [16] Kumagai T, Takahashi A, Takahashi K *et al.* *Computational Materials Science*[J], 2020, 180: 109 721
- [17] He L Z, Jia P F, Zhang L *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2016, 26(2): 319
- [18] Zhao Jingshi(赵敬世). *Fundamentals of Dislocation Theory*(位错理论基础)[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 1989
- [19] Starkey K, Winther G, El-Azab A. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*[J], 2020, 139: 103 926
- [20] B M J A, A G M, B B D. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*[J], 2020, 143: 104 071
- [21] Hu Gengxiang(胡赓祥), Cai Xun(蔡 珣), Rong Yonghua(戎咏华). *Fundamentals of Materials Science*(材料科学基础)[M]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University Press, 2010: 167
- [22] 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

Effects of Cerium Addition on Solidification Structure and Mechanical Properties of Cr30Mo2 Super Ferritic Stainless Steel

Duan Chaohui^{1,2}, Ning Likui¹, Zhu Yangyang^{1,2}, Tan Zheng¹, Liu Enze¹, Tong Jian¹, Li Haiying¹, Wang Zengrui³, Zheng Zhi¹

(1. 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)

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

Abstract: The effect of different Ce contents on the microstructure and mechanical properties of Cr30Mo2 super ferrite stainless steel was studied. The results show that the types of inclusion in the Cr30Mo2 super ferrite stainless steel are mainly Cr-rich oxides and Al-Si composite oxides with irregular shapes, which are converted into Ce₂O₃ after Ce addition and spherical composite inclusions rich in Al and Si in the core and Al and Ce in the outer layer, with small size, round shape and the significantly reduced inclusion content. Ce₂O₃ can be used as heterogeneous nucleation core, which can increase casting nucleation rate and reduce grain size. However, excessive Ce content results in abnormal increase of grain size. Trace Ce can significantly improve the plasticity of Cr30Mo2 stainless steel at room temperature. Adding 0.07wt% Ce can increase the elongation after fracture of Cr30Mo2 super ferritic stainless steel castings from 1.5% to about 20%.

Key words: Cr30Mo2 super ferrite stainless steel; casting; Ce; grain size; oxide inclusion; mechanical properties

Corresponding author: Ning Likui, 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