

# Mg对S44660超级铁素体不锈钢铸造组织及力学性能的影响

范文杰<sup>1,2</sup>, 宁礼奎<sup>2</sup>, 常东旭<sup>1</sup>, 丁冬<sup>3</sup>, 李广龙<sup>1</sup>, 刘恩泽<sup>2</sup>, 谭政<sup>2</sup>,  
佟健<sup>2</sup>, 李海英<sup>2</sup>, 郑志<sup>2</sup>

(1. 沈阳工业大学材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110870)

(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)

**摘要:** 为研究Mg对超级铁素体不锈钢的作用, 调整S44660钢Mg含量, 制备未添加Mg及Mg质量分数为0.0002%、0.0004%、0.0010%的4种成分试验钢, 探究Mg对S44660超级铁素体不锈钢铸造组织与力学性能影响。结果表明, 0.0002% Mg S44660超级铁素体不锈钢平均晶粒尺寸由1.14 mm减小至约0.83 mm, 随着Mg含量进一步提高至0.0004%和0.0010%, 平均晶粒尺寸减小至0.62、0.59 mm左右, Mg对S44660钢晶粒有细化作用; S44660超级铁素体不锈钢典型夹杂物类型为Ti-O-N复合包裹型夹杂物, 加入Mg后转变为Ti-O-Al-Mg-N复合包裹型夹杂物, 夹杂物含量降低, 同时尺寸减小; 添加Mg后S44660超级铁素体不锈钢屈服强度和抗拉强度提高; Mg可以提高S44660超级铁素体不锈钢冲击吸收功及硬度。

**关键词:** Mg; S44660超级铁素体不锈钢; 铸造组织; 力学性能

中图分类号: TG142.71

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)03-0747-08

## 1 引言

S44660是一种超级铁素体不锈钢, 且有较高的Cr (25%~30%)、Mo (>2%)含量, 较高的Cr、Mo可以提高材料本身钝化能力, 耐点蚀常数PREN接近或大于35, 最高可达40以上, 具备极优异的耐氯化物点蚀、应力腐蚀及缝隙腐蚀等性能, 被广泛应用于滨海电站冷凝器、海水淡化管以及氯碱工业等恶劣腐蚀环境中。此外, 该类材料具有线膨胀系数小、热导率高、生产成本低廉等诸多优点, 在很多领域能够替代超级奥氏体不锈钢、钛合金和哈氏合金等昂贵材料, 具有广阔的发展空间和巨大的商业价值<sup>[1-3]</sup>。

然而, 由于超级铁素体不锈钢较高的Cr含量, 且该类材料在凝固过程中无固态相变, 基体液态转变为固态过程中始终保持体心立方(bcc)结构<sup>[4-6]</sup>, 材料的铸态组织无法通过热处理相变进行强化。因此, 细小的铸态组织与高比例的等轴晶组织是较为理想的材料。Mg与O具有极强的亲和力, 可以实现钢液的深脱氧, 同时, Mg脱氧后的夹杂物弥散分布, 夹杂物粒径有不同程度的减小, 钢液变得纯净, 钢液中细小、弥散的含Mg析出物可以作为凝固过程中理想的异质形核核心, 显著促进铁素体不锈钢晶粒细化<sup>[7-12]</sup>。Xu等<sup>[13]</sup>研究表明, 在409L铁素

体不锈钢中添加微量Mg后, 等轴晶比例由10.8%提升至84%, 等轴晶比例大幅提高, 夹杂物尺寸减小但密度上升。张采薇等<sup>[14]</sup>研究发现, 经Mg处理后的铁素体不锈钢, 等轴晶比例上升, 柱状晶比例下降, 相同Ti含量条件下, 经Mg处理后等轴晶比例由38%上升到54%, 且晶粒尺寸减小了40%, Mg处理提高等轴晶比例, 细化凝固组织, 经Mg处理的夹杂物平均尺寸约由5 μm下降至2 μm, 有利避免大尺寸夹杂物对铸坯表面的不良影响。Ito等<sup>[15]</sup>研究发现在Ti/Mg脱氧条件下, 其铸态组织等轴晶率显著提高, 等轴晶晶粒非常细小, 同时钢中形成了复合包裹型夹杂物, 并且数量适中、分布均匀。然而, Mg对铁素体不锈钢的研究大部分围绕低铬和中铬铁素体不锈钢, 有关Mg对超级铁素体不锈钢显微组织及力学性能的影响鲜有报道。

因此, 本工作开展Mg对S44660超级铁素体不锈钢铸造组织及力学性能的研究, 分析Mg对超级铁素体不锈钢晶粒尺寸、夹杂物、力学性能的作用及其影响机制。

## 2 实验

本实验采取熔模铸造方式制备实验试棒, 将S44660

收稿日期: 2024-03-14

基金项目: 国家重点研发计划(2021YFC2202402)

作者简介: 范文杰, 男, 1999年生, 硕士, 沈阳工业大学材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110870, 电话: 024-23971729, E-mail: 1357152944@qq.com

超级铁素体不锈钢钢锭在 VIM-F25 型真空冶炼炉进行重熔,通过调控不同 Mg 含量,保温一段时间后将钢液浇铸在预制好的砂型模壳中,将其加工成标准室温拉伸及冲击试样(图 1a、1b),其成分如表 1 所示。

利用线切割将试棒切割成  $\Phi 17\text{ mm}\times 10\text{ mm}$  的试样,经水磨砂纸粗磨、细磨后机械研磨抛光,对抛光面采用 30 mL HCl+10 mL HNO<sub>3</sub>+5 g FeCl<sub>3</sub> 腐蚀液进行化学腐蚀、10% 草酸溶液(10 g H<sub>2</sub>C<sub>2</sub>O<sub>4</sub>+90 mL H<sub>2</sub>O)电解腐蚀;利用体式金相显微镜观察试验钢铸态宏观组织,通过 Photoshop 和 Image-Pro Plus 6.0 软件统计平均晶粒尺寸;利用 FEI Inspect F50 型场发射扫描电子显微镜(SEM)观察夹杂物分布;利用 JXA-8530F 型场发射电子探针(EPMA)对试验钢典型夹杂物进行半定量分析及面扫描;根据 GB/T228.1-2021《金属材料 拉伸试验第 1 部分: 室温试验方法》标准在 INSTRON5582 万能试验机上进行室温拉伸试验,每组取 3 个试验钢,取其平均值为实验

结果;根据 GB/T229-2020《金属材料夏比摆锤冲击试验方法》标准在 SANS-ZBC2452-C 型冲击试验机进行夏比 U 口室温冲击试验,每组取 3 个平行试样,取平均值为实验结果。并利用扫描电子显微镜对拉伸和冲击断口形貌进行观察和分析,同时利用 FEI Talos 200F 型透射电子显微镜(TEM)对拉伸试验钢进行位错组态观察。根据 GB/T4340.1-2009《金属材料维氏硬度试验第 1 部分》标准在 KB30SRFA 型显微维氏硬度计上测量硬度,载荷为 5 kg,保载时间为 15 s,在每个试验钢上打 20 个点取其平均值为试验结果。

### 3 实验结果

#### 3.1 铸态宏观组织观察

4 种试验钢的宏观组织如图 2 所示。可以看出, S44660 超级铁素体不锈钢中不管是否加入 Mg,试验钢的边缘区域都因钢液与模壁有较大过冷度生成非常细小

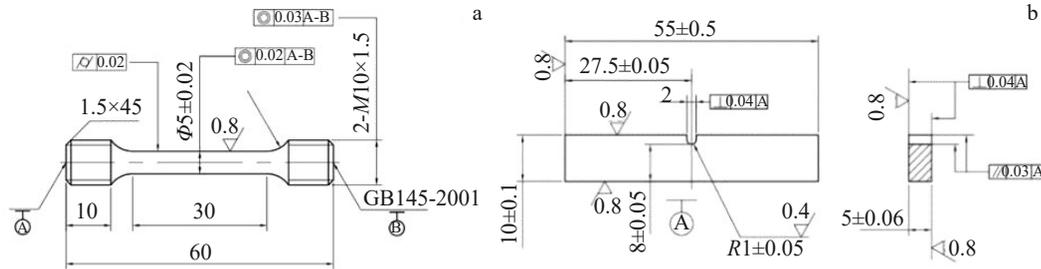


图1 试验钢室温拉伸及冲击试样尺寸

Fig.1 Sample size of test steels at room temperature: (a) tensile sample and (b) impact sample

表 1 试验钢化学成分

Table 1 Chemical composition of test steels (wt%)

No.	Cr	Mo	Ni	Ti	Nb	N	O	C	Mg	Fe
1	25-28	3-4	1-3.5	0.14	0.21	0.014	0.0044	<0.002	-	Bal.
2	25-28	3-4	1-3.5	0.16	0.21	0.015	0.0034	<0.002	0.0002	Bal.
3	25-28	3-4	1-3.5	0.15	0.19	0.012	0.0029	0.0023	0.0004	Bal.
4	25-28	3-4	1-3.5	0.19	0.20	0.013	0.0023	0.0022	0.0010	Bal.

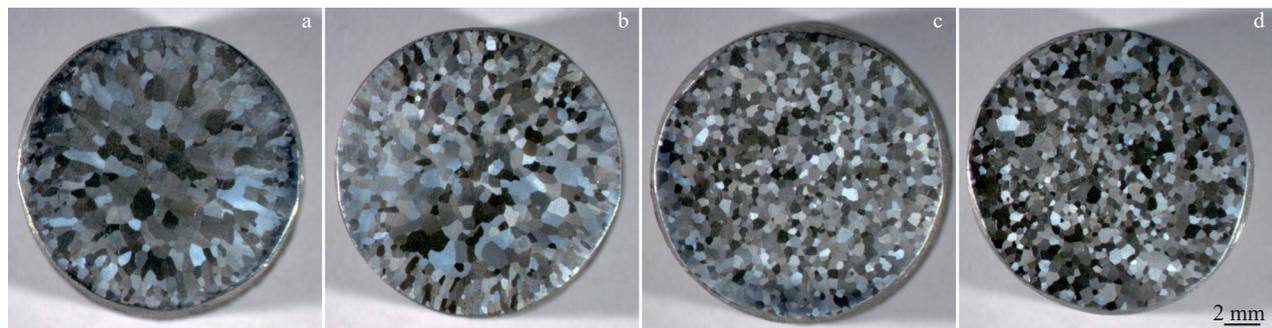


图2 不同 Mg 含量试验钢宏观组织

Fig.2 Macrostructures of test steels with different Mg contents: (a) without Mg, (b) 0.0002%, (c) 0.0004%, and (d) 0.0010%

的等轴晶组织。试验钢1内部为柱状晶和等轴晶混晶组织,平均晶粒尺寸约1.14 mm;试验钢2等轴晶组织取代柱状晶组织,但中心区域与外沿区域晶粒尺寸相差较大,组织均匀性较差,平均晶粒尺寸约0.83 mm;试验钢3、4中心区域与外沿区域晶粒尺寸无明显差别,组织均匀性好,平均晶粒尺寸分别约为0.62和0.59 mm。上述结果表明,Mg含量的提高可以促进S44660超级铁素体不锈钢由柱状晶向等轴晶转变,提高等轴晶率,使S44660超级铁素体不锈钢组织均匀细小。

### 3.2 典型析出物观察

图3、图4为4种试验钢夹杂物含量及分布。通过统计可知,试验钢1基体中的夹杂物含量约为0.32%,平均尺寸约为2.3 μm;试验钢2、3、4夹杂物平均尺寸约为2.21、2.08、2.27 μm,且夹杂物含量与试验钢1相比减少31%、34%和21%,同时随着Mg含量的提高,大于5 μm夹杂物含量降低。上述结果表明,在S44660超级铁素体

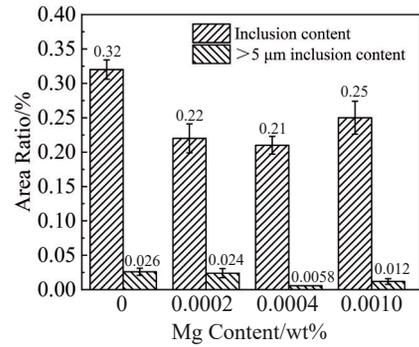


图3 试验钢夹杂物含量

Fig.3 Contents of inclusions of test steels

不锈钢中添加Mg可以降低夹杂物含量,同时减小夹杂物尺寸。

图5、图6为4种试验钢典型夹杂物成分及形貌照片。试验钢典型夹杂物心部与边缘区域衍射衬度不同,

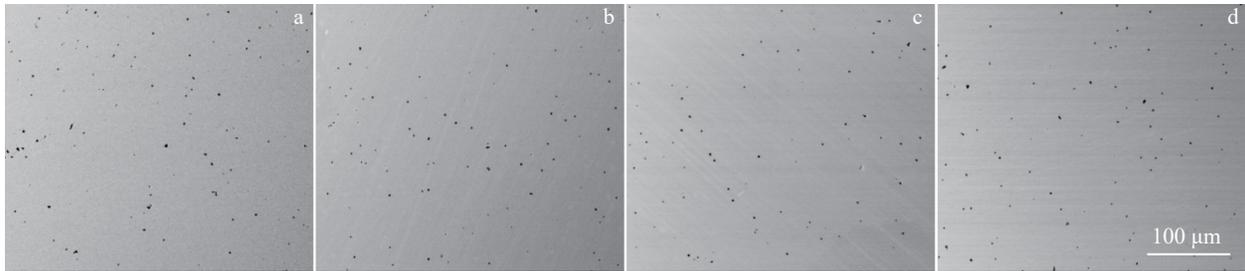


图4 不同Mg含量试验钢夹杂物分布

Fig.4 Inclusion distributions of test steels with different Mg contents: (a) without Mg, (b) 0.0002%, (c) 0.0004%, and (d) 0.001%

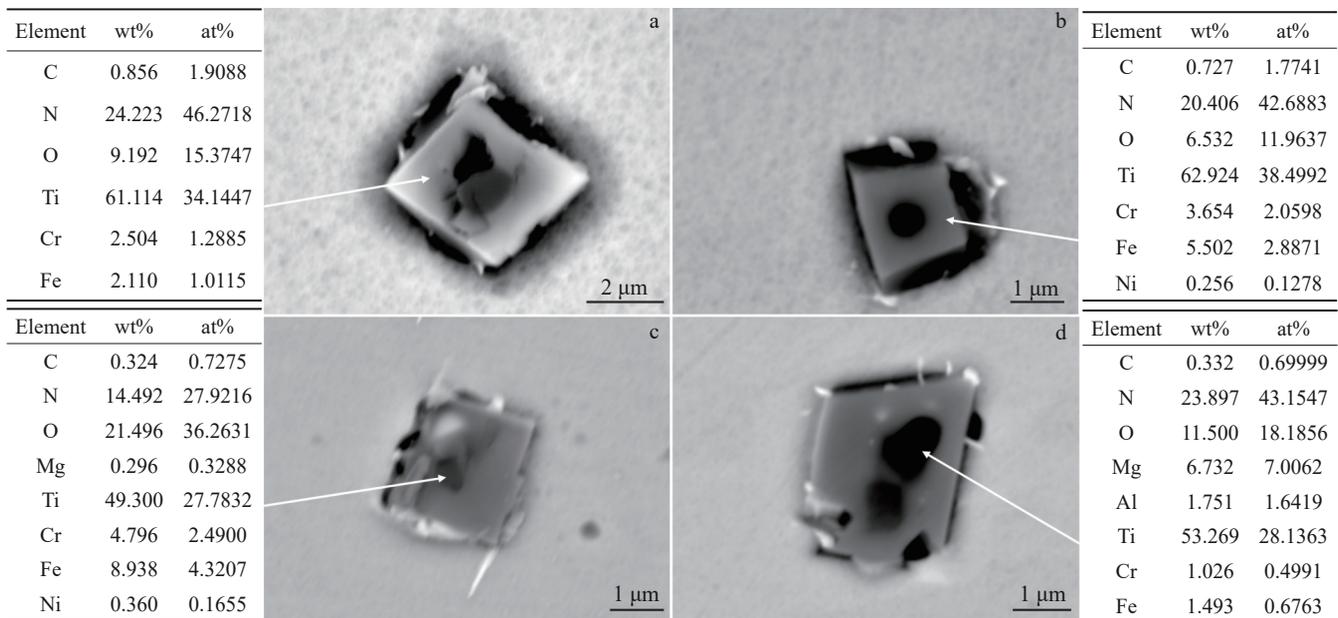


图5 不同Mg含量试验钢中典型夹杂物的EPMA照片及相应区域的EDS成分分析

Fig.5 EPMA images and the corresponding EDS analysis results of typical inclusions of test steels with different Mg contents: (a) without Mg, (b) 0.0002%, (c) 0.0004%, and (d) 0.0010%

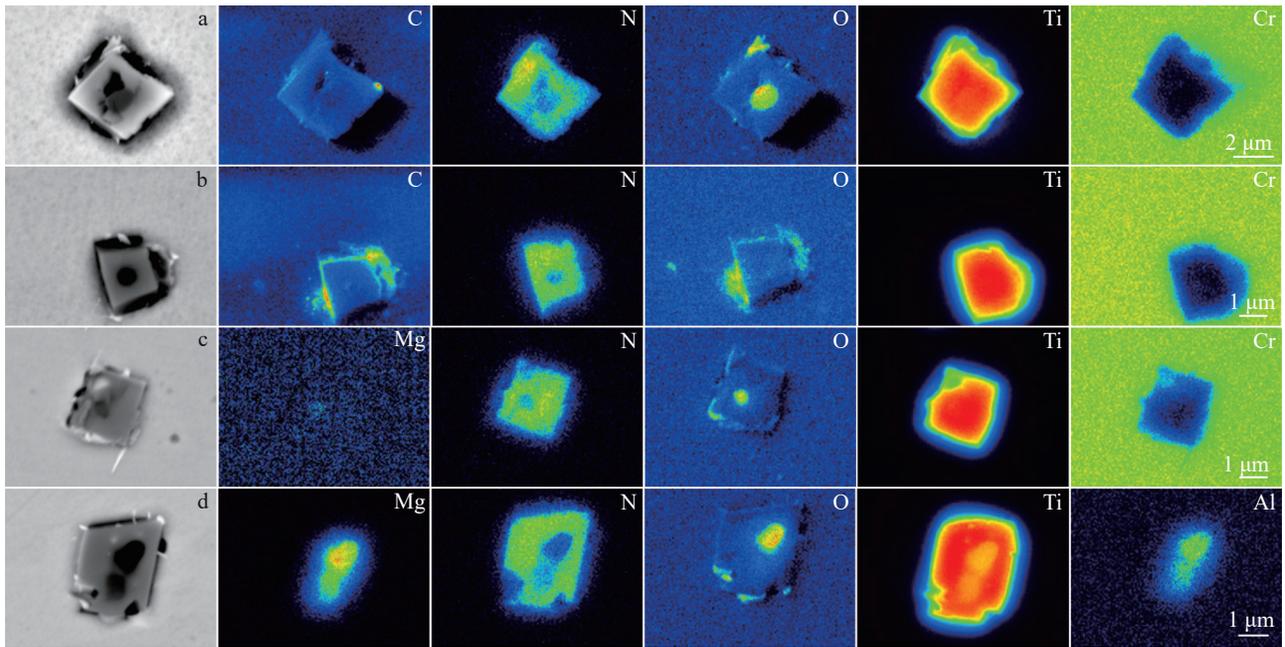


图6 不同Mg含量试验钢中典型夹杂物的EPMA照片和EDS元素面扫描

Fig.6 EPMA images and EDS element mappings of typical inclusions of test steels with different Mg contents: (a) without Mg, (b) 0.0002%, (c) 0.0004%, and (d) 0.0010%

为复合包裹型夹杂物(图5)。试验钢1、2夹杂物心部明显富集O元素,Ti元素分布在整个夹杂物,N元素分布在夹杂物外沿区域(图6a、6b);试验钢3、4夹杂物心部富集元素与试验钢1、2出现区别,试验钢3夹杂物心部富集Mg、O,试验钢4夹杂物心部富集Mg、Al、O,边缘区域富集Ti、N元素(图6c、6d)。S44660超级铁素体不锈钢典型夹杂物类型为Ti-O-N复合包裹型夹杂物,加入Mg后转变为Ti-O-Al-Mg-N复合包裹型夹杂物,Hou等<sup>[16]</sup>研究表明,当不锈钢中加入Ti后,材料中易形成Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiN包裹型夹杂物;同时,Zhou等<sup>[17]</sup>研究发现,当中铬铁素体不锈钢中加入Mg会形成MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>或MgO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiO<sub>x</sub>为心部的复合包裹夹杂物。结合EPMA定量分析及面扫描确定心部含Mg氧化物为MgO、MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>,外沿氮化物为TiN。

### 3.3 力学性能

图7、图8为4种试验钢室温拉伸性能。试验钢1的屈服强度和抗拉强度分别为427和638 MPa,断后伸长率及断面收缩率为25%及64%;试验钢2的屈服强度与抗拉强度为494和663 MPa,断后伸长率及断面收缩率为27%、67%;试验钢3的屈服强度及抗拉强度为511、673 MPa,断后延伸率及断面收缩率为26%、63%;试验钢4屈服强度及抗拉强度为498、669 MPa,断后伸长率及断面收缩率为24%、62%;上述结果可以看出,随着Mg含量的增加,S44660超级铁素体不锈钢屈服强度及抗拉强度提高,试验钢2断后延伸率达到最大值。

4种试验钢拉伸断口形貌如图9所示,断口均由细小韧窝构成(图9a~9d),韧窝较深,在韧窝底部存在细小夹杂

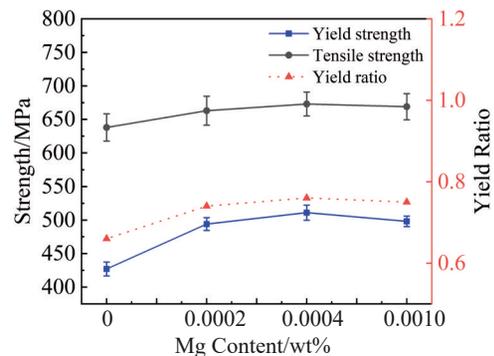


图7 不同Mg含量试验钢的屈服强度、抗拉强度、屈强比

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

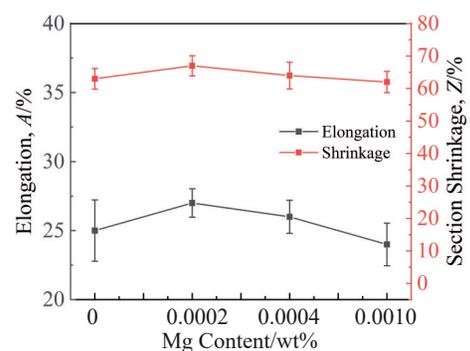


图8 不同Mg含量试验钢的断后伸长率、断面收缩率

Fig.8 Elongation and section shrinkage of the test steels with different Mg contents

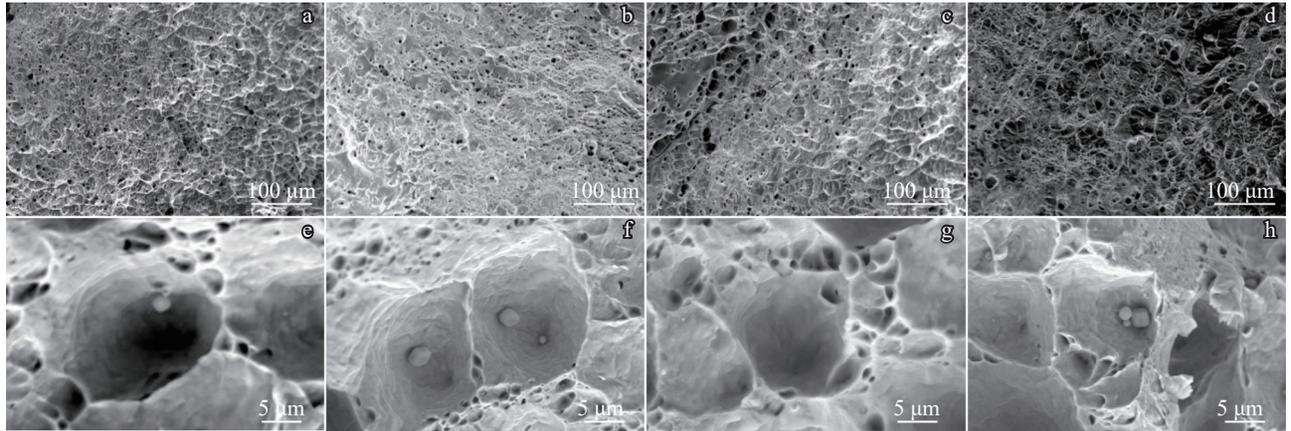


图9 不同Mg含量试验钢室温拉伸断口形貌

Fig.9 Tensile fracture morphologies of test steels with different Mg contents at room temperature: (a, e) without Mg, (b, f) 0.0002%, (c, g) 0.0004%, and (d, h) 0.0010%

杂物(图9e~9h),为典型微孔聚集型断裂。

图10为4种试验钢拉伸断裂试样位错组态。4种试验钢位错形貌基本相同呈现波浪状,位错在变形过程中形成位错网,同时随着Mg含量的提高基体中位错密度提高。

4种试验钢室温冲击吸收功如图11所示。试验钢1的冲击吸收功为12 J,试验钢2冲击吸收功为16 J,试验钢3、4冲击吸收功升至26~29 J。可以看出,随着Mg含量的提高,S44660超级铁素体不锈钢室温冲击吸收功呈上升趋势。

图12为4种试验钢室温冲击断口形貌。试验钢的室温冲击断口均由韧窝和解理台阶构成,呈现典型混合断裂

裂模式(微孔聚集型断裂与穿晶解理断裂共存)。试验钢1、2具有较多解理台阶;试验钢3、4韧窝面积提高。

图13为4种试验钢维氏硬度。试验钢1维氏硬度为208 HV,试验钢2、3、4较试验钢1维氏硬度提高12.01%、9.13%及11.1%。可见,添加Mg可以提高S44660超级铁素体不锈钢硬度,Mg含量为0.0002%时,硬度达到最高值。

#### 4 分析与讨论

多晶金属材料的晶粒大小对材料的强度及韧性起着至关重要的作用,晶粒越细小,材料的强韧性越好。工业上细化晶粒最经济高效手段是在钢液中添加异质形核

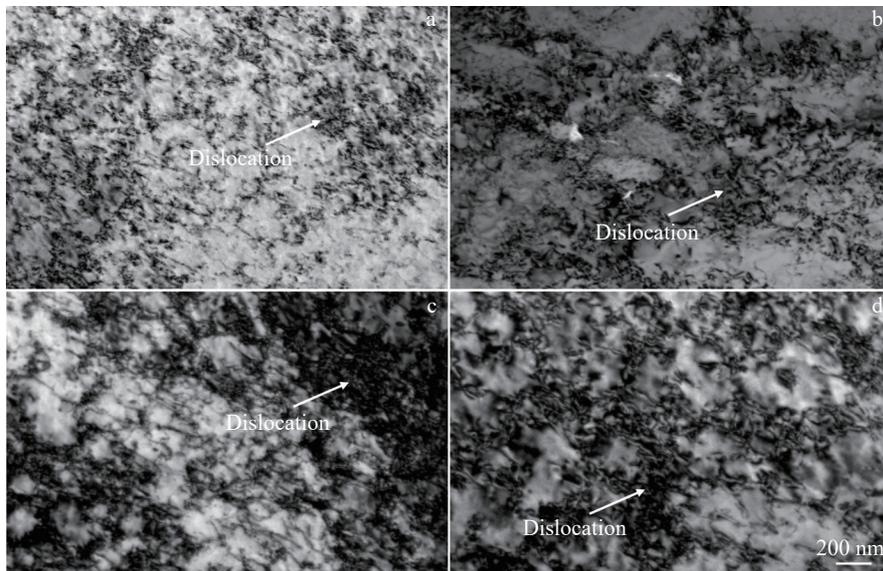


图10 不同Mg含量试验钢拉伸断裂位错组态

Fig.10 Dislocation configurations of tensile fracture of test steels with different Mg contents: (a) without Mg, (b) 0.0002%, (c) 0.0004% and (d) 0.0010%

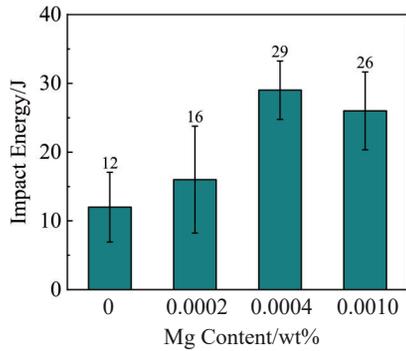


图 11 不同 Mg 含量试验钢室温冲击吸收功

Fig.11 Impact energy of the test steels with different Mg contents

剂,晶核与异质形核剂有良好的匹配关系,使得晶核依附于异质形核剂生成及长大,有效促进晶核的生成。根据界面共格理论,当非均匀形核相与基体的晶格结构相似,且非均匀形核相与基体之间界面具有较低表面自由能时,非均匀形核相可以有效地促进基体形核。为了衡量异质形核剂的有效性,Bramfitt 提出了晶格错配概念来衡量异质形核剂与基体的错配度<sup>[18]</sup>。公式如下:

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

式中,  $(hkl)_s$  为基体 1 个低指数晶面,  $(hkl)_n$  为非均匀形核相一个低指数晶面,  $[uvw]_s$  为  $(hkl)_s$  晶面 1 个低指数晶向,  $[uvw]_n$  为  $(hkl)_n$  晶面上 1 个低指数晶向,  $d_{[uvw]_s}$  为沿  $[uvw]_s$  晶向的原子间距,  $d_{[uvw]_n}$  为沿  $[uvw]_n$  晶向的原子间距,  $\theta$  为  $[uvw]_s$  与  $[uvw]_n$  晶向之间的夹角。当错配度小于 16% 时,非均匀形核相可有效地促进基体的形核。从表 2 (错配度计算) 可以看出,  $(100)\text{MgO} // (100)\text{TiN}$ 、 $(100)\text{MgAl}_2\text{O}_4 // (100)\text{TiN}$  晶面错配度均小于 16%。因此,  $\text{MgO}$ 、 $\text{MgAl}_2\text{O}_4$  在凝固过程中可促进生成更多 TiN 粒子。

根据成分过冷理论,固液界面前沿存在溶质富集层,柱状晶在形核温度低于钢液温度时会不断生长,柱状晶的形成会使温度梯度逐渐减小,成分过冷区逐渐扩大,从而使钢液大部分处于过冷区。形核温度点存在于距固液界面某一距离处,该点是生成新晶核的临界点。当温度继续降低,大量晶核生成,发生 CET 转变(合金组织由柱状晶向等轴晶转变),生成等轴晶的本质是在固液界面有足够多的晶核以阻碍柱状晶向前生长,公式(2)可以判断 CET 转变是否发生<sup>[19-20]</sup>:

$$G < 0.017N_0^{1/3} \left[ 1 - \left( \frac{\Delta T_N}{\Delta T_C} \right)^3 \right] \Delta T_C \quad (2)$$

式中,  $G$  为固液界面前沿温度梯度,  $\text{K} \cdot \text{mm}^{-1}$ ;  $N_0$  为非均匀形核核心密度,  $\text{m}^{-3}$ ;  $\Delta T_N$  为非均匀形核的过冷度,  $\text{K}$ ;  $\Delta T_C$  为枝晶前沿过冷度,  $\text{K}$ 。根据公式(2)可知,  $G$  越小,柱状晶向等轴晶转变越容易实现,晶粒越细小;同时,在凝固过程中增大  $N_0$  或减小  $\Delta T_N$  也可使柱状晶向等轴晶转变易于发生。将 Mg 添加到 S44660 超级铁素体不锈钢中,由于 Mg 元素金属性较 Ti 强,所以在钢液中生成  $\text{MgO}$ 、 $\text{MgAl}_2\text{O}_4$ 。由表 2 可知,  $\text{MgO}$ 、 $\text{MgAl}_2\text{O}_4$  在特定位相关系下与 TiN 有较好的匹配关系,所以 Mg 元素的引入可以促进 TiN 形核, TiN 是  $\delta\text{-Fe}$  良好异质形核剂,从而促进  $\delta\text{-Fe}$  柱状晶组织向等轴晶组织转变,提高等轴晶率。

多晶金属材料在变形过程中位错运动必须克服晶界阻力,这是由于晶界两侧位错取向不同,所以在某一晶粒内,滑移的位错不能直接穿越晶界进入相邻晶粒,只有在晶界处塞积大量位错引起应力集中才能引发相邻晶粒中已有位错的滑移<sup>[21]</sup>。所以材料晶粒尺寸越细小,其强度越高。多晶材料的屈服强度与晶粒尺寸的关系可用 Hall-Petch 公式<sup>[22]</sup>表明:

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

式中,  $\sigma_s$  表示材料屈服强度,  $\sigma_0$  表示材料单个位错克服的

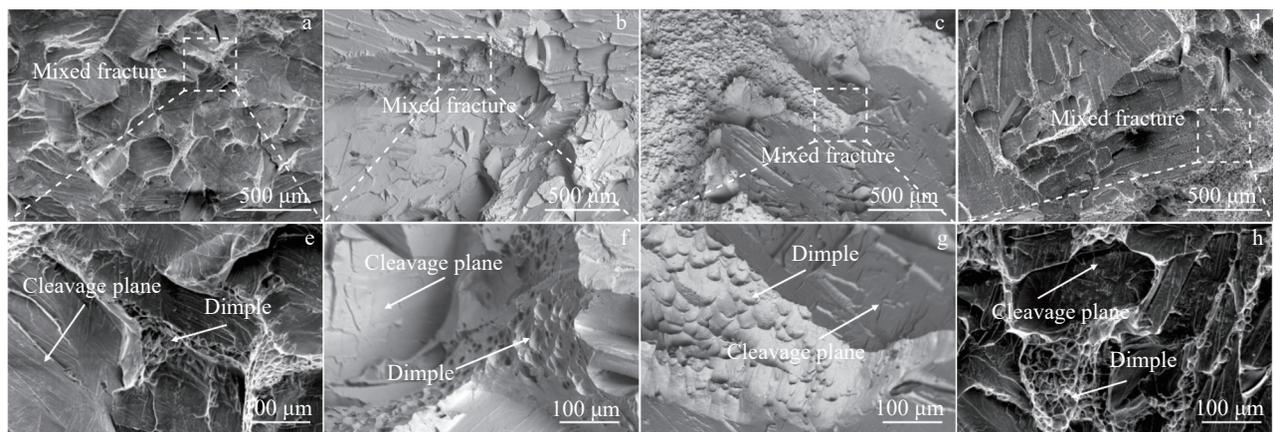


图 12 不同 Mg 含量试验钢室温冲击断口形貌

Fig.12 Impact fracture morphologies of test steels with different Mg contents at room temperature: (a, e) without Mg, (b, f) 0.0002%, (c, g) 0.0004%, and (d, h) 0.0010%

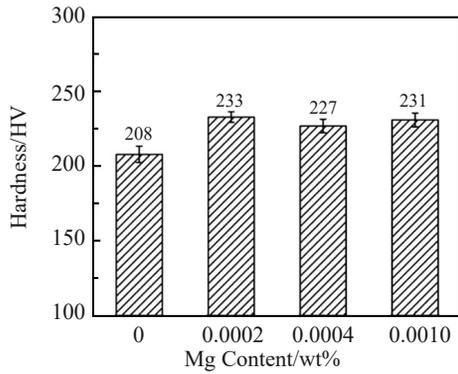


图13 不同Mg含量试验钢维氏硬度

Fig.13 Hardness of test steel with different Mg contents

表2 TiN/ $\delta$ -Fe、MgO/TiN、MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>/TiN 匹配晶向及晶面错配度

Table 2 Misfit of directions and planes in TiN/ $\delta$ -Fe, MgO/TiN, and MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>/TiN system

Case	$[hkl]_s$	$[hkl]_n$	$d_{[hkl]_s}/nm$	$d_{[hkl]_n}/nm$	$\theta/^\circ$	$d_{[hkl]_n}\cos\theta/nm$	$\delta/^\circ$
(100)TiN//((110) $\delta$ -Fe)	[001]	$\bar{1}11$	4.31	4.16	45	3.05	
	[011]	[001]	3.04	2.94	45	2.15	4.41
	[010]	$\bar{1}10$	4.31	4.16	0	4.16	
(100)MgO//((100)TiN)	[001]	[001]	4.30	4.31	0	4.30	
	[011]	[011]	3.04	3.04	0	3.04	0.06
	[010]	[010]	4.30	4.31	0	4.30	
(100)MgAl <sub>2</sub> O <sub>4</sub> //((100)TiN)	[001]	[001]	4.09	4.31	0	4.09	
	[011]	[011]	2.89	3.04	0	2.89	5.02
	[010]	[010]	4.09	4.31	0	4.09	

见S44660超级铁素体不锈钢断后延伸率及断面收缩率对晶粒尺寸并不敏感。

试验钢2、3、4较试验钢1晶粒尺寸减小24%、45%、48%，单位面积内存在更多晶界，因此Mg可以提高S44660超级铁素体不锈钢冲击吸收功。试验钢4相比试验钢3冲击吸收功下降是因为夹杂物含量提高，变形过程中夹杂物与基体变形不同步，导致冲击吸收功降低。

加入Mg后，S44660超级铁素体不锈钢晶粒尺寸减小，使得晶粒表面积与体积之比增大，从而增加晶粒表面张力。这种晶粒表面张力的提高会造成晶界畸变和扭曲，而该现象会沿相邻晶粒传递，晶界畸变与扭曲将导致晶界能提高，使得位错滑移通过晶界处时会有更大阻力，即晶界处成为难变形区<sup>[24]</sup>。加入Mg后S44660超级铁素体不锈钢晶粒变细小，难变形区增多，位错滑移克服能量越大，S44660超级铁素体不锈钢硬度提高。

## 5 结论

1) Mg可以细化S44660超级铁素体不锈钢晶粒，且铸态组织中的柱状晶完全转变为等轴晶。当S44660超级铁素体不锈钢中添加0.0002%Mg时，S44660超级铁素体不锈钢晶粒尺寸由1.14 mm减小至约0.83 mm，Mg含量提高至0.0004%、0.0010%，晶粒尺寸约为

晶格阻力， $K$ 为与材料种类性质有关的常数， $d$ 是平均晶粒尺寸，由公式(3)可知， $\sigma_s$ 与 $d$ 成反比关系。S44660超级铁素体不锈钢随着Mg含量的提高晶粒尺寸减小，单位面积内含有更多的晶界，晶界在变形过程中阻碍位错运动和裂纹扩展，从而提高试验钢的屈服强度。当试验钢Mg含量为0.0010%时，在凝固过程中生成大量的Ti-O-Mg-Al-N粒子促进基体形核，同时也增大粒子聚集体长大倾向性，使试验钢4相比试验钢3夹杂物含量及尺寸增加，钢材变形过程中易在夹杂物处产生微裂纹<sup>[23]</sup>，因此屈服强度降低。

随着Mg含量的提高，S44660超级铁素体不锈钢晶粒尺寸减小，断后延伸率及断面收缩率未见明显变化，可

0.62、0.59 mm。

2) Mg可以改变S44660超级铁素体不锈钢中夹杂物含量、类型。加入Mg使S44660钢夹杂物含量降低，同时杂质类型由Ti-O-N复合包裹型夹杂物转变为Ti-O-Al-Mg-N复合包裹型夹杂物。

3) 添加Mg细化试验钢晶粒，单位面积存在更多晶界阻碍裂纹扩展，S44660超级铁素体不锈钢的屈服强度及抗拉强度提高。

4) Mg使得试验钢晶粒尺寸减小，单位面积存在更多晶界且组织均匀性提高，因此Mg可以提高S44660超级铁素体不锈钢室温冲击吸收功及硬度。

## 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] 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

[3] Zheng Shihao(郑世豪), Xie Zhiwen(解志文), Ning Likui(宁礼奎) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(8): 2935

- [4] Liu Jing(刘 静), Luo Xinghong(罗兴宏), Hu Xiaoqiang(胡小强) *et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2011, 47(6): 686
- [5] 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
- [6] 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
- [7] Park J H, Todoroki H. *ISIJ international*[J], 2010, 50(10): 1333
- [8] Tian Xiangsheng(田祥省), Zhu Feilong(祝龙飞), Lin Hao(林浩) *et al. Journal of Materials Science and Engineering(材料科学与工程学报)*[J], 2017, 35(3): 489
- [9] Qu T P, Wang D Y, Wang M H *et al. Journal of Central South University*[J], 2020, 27(12): 3637
- [10] Gong Maotao(公茂涛), Chen Zhaoping(陈兆平), Xu Yingtie(徐迎铁) *et al. Special Steel(特殊钢)*[J], 2013, 34(2): 48
- [11] Park S J, Park H J. *Steel Research International*[J], 2014, 85(8): 1303
- [12] Kimura K, Fukumoto S, Shigesato G *et al. ISIJ International*[J], 2013, 53(12): 2167
- [13] Xu Y T, Chen Z P, Gong M T *et al. Journal of Iron and Steel Research*[J], 2014, 21(6): 583
- [14] Zhang Caiwei(张采薇), Qu Tianpeng(屈天鹏), Wang Deyong(王德永) *et al. Journal of Iron and Steel Research(钢铁研究学报)*[J], 2019, 31(7): 661
- [15] Ito A, Suito H, Inoue R. *ISIJ International*[J], 2021, 52(7): 1196
- [16] Hou Y Y, Cheng G G, Kota K *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 912: 165221
- [17] Zhou Y, Yang S, Li J *et al. Materials*[J], 2018, 11(9): 1707
- [18] Liu E K, Wang Q, Guo Z H *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 24: 6968
- [19] Hunt J D. *Materials science and engineering*[J], 1984, 65(1): 75
- [20] Hou Yuan(侯 渊), Ren Zhongming(任忠鸣), Wang Jiang(王江). *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2018, 54(5): 801
- [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: 128
- [22] Wang Y, Wang Y T, Li R D *et al. Journal of Central South University*[J], 2021, 28(4): 1043
- [23] Yu Yanchong(于彦冲), Kang Jian(康 健), Ou Guojie(欧国洁) *et al. Hot Working Technology(热加工工艺)*[J], 2023, 52(13): 67
- [24] Pei Lixia(裴利霞), Zhang Jinshan(张金山), Gao Yibin(高义斌) *et al. Foundry Equipment & Technology(铸造设备与工艺)*[J], 2005(1): 20

## Effect of Mg on Cast Microstructure and Mechanical Properties of S44660 Super Ferritic Stainless Steel

Fan Wenjie<sup>1,2</sup>, Ning Likui<sup>2</sup>, Chang Dongxu<sup>1</sup>, Ding Dong<sup>3</sup>, Li Guanglong<sup>1</sup>, Liu Enze<sup>2</sup>, Tan Zheng<sup>2</sup>,  
Tong Jian<sup>2</sup>, Li Haiying<sup>2</sup>, Zheng Zhi<sup>2</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, China)

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

(3. The Third Military Representative Office of Air Equipment in Shenyang, Shenyang 110016, China)

**Abstract:** To study the effect of Mg on super ferritic stainless steel, the content of Mg in S44660 super ferritic stainless steel was adjusted, and four kinds of test steels without Mg and with Mg additions of 0.0002%, 0.0004% and 0.0010% (mass fraction) were prepared. The effects of Mg on the cast microstructure and mechanical properties of S44660 super ferritic stainless steel were studied. The results show that the average grain size of the steel decreases from 1.14 mm to about 0.83 mm after 0.0002% Mg is added, and with the further increase in Mg content to 0.0004% and 0.0010%, the average grain size decreases to about 0.62 and 0.59 mm. It is confirmed that Mg can refine the grain of S44660 steel. Typical inclusion type of the S44660 steel is Ti-O-N composite inclusion, while it changes into Ti-O-Al-Mg-N composite inclusion after adding Mg, and the inclusion content and size decrease at the same time. The yield strength and tensile strength of the steel increase after adding Mg. Therefore, Mg can improve the impact absorption energy and hardness of S44660 super ferritic stainless steel.

**Key words:** Mg; S44660 super ferritic stainless steel; cast structure; mechanical property

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