

DOI:10.13228/j.boyuan.issn1001-0963.20220288

## 超级奥氏体不锈钢发展及第二相调控研究现状

刘文强<sup>1</sup>, 王丽君<sup>1</sup>, 张福成<sup>2</sup>, 赵爱民<sup>1</sup>, 李建民<sup>3</sup>

(1. 北京科技大学钢铁共性技术协同创新中心, 北京 100083; 2. 燕山大学亚稳材料制备技术与科学国家重点实验室, 河北 秦皇岛 066004; 3. 太原钢铁(集团)有限公司, 山西 太原 030003)

**摘要:** 超级奥氏体不锈钢作为高端装备制造业的关键材料,在海水淡化、海洋油气工程、烟气处理等领域得到广泛应用。但超级奥氏体不锈钢中 Cr、Mo 等合金元素的含量较高,在热轧、焊接等热加工过程中,在焊接热影响区极易发生因合金元素偏析导致的第二相(如  $\sigma$  相、Laves 相等)析出,严重影响其耐蚀性能、力学性能。简述了超级奥氏体不锈钢自诞生以来的发展,综述了抑制超级奥氏体不锈钢凝固过程中第二相析出的方式,首先增加 N 含量可以有效细化钢的凝固组织,并且 N 含量与  $\sigma$  相析出量呈负相关;其次稀土微合金化也为调控钢中第二相析出提供了新的方向;最后是冷却速度的提高能有效改善结晶动力学,实现凝固组织细化,从而抑制第二相析出。对时效过程第二相析出的研究表明 Mo 含量越高, $\sigma$  相偏析越严重,并且不同金属间相还会存在转化。因此,对目前超级奥氏体不锈钢的凝固偏析行为、时效过程中第二相析出行为以及均匀化制度进行了总结。

**关键词:** 超级奥氏体不锈钢; 耐腐蚀; 时效处理; 第二相; 偏析

**中图分类号:** TG142.71 **文献标志码:** A **文章编号:** 1001-0963(2023)08-0907-21

## Review on development and second phase regulation of super austenitic stainless steel

LIU Wenqiang<sup>1</sup>, WANG Lijun<sup>1</sup>, ZHANG Fucheng<sup>2</sup>, ZHAO Aimin<sup>1</sup>, LI Jianmin<sup>3</sup>

(1. Collaborative Innovation Center of Steel Technology, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China; 2. State Key Laboratory of Metastable Materials Science and Technology, Yanshan University, Qinhuangdao 066004, Hebei, China; 3. Research Center, Taiyuan Iron and Steel (Group) Co., Ltd., Taiyuan 030003, Shanxi, China)

**Abstract:** As the key material of the high-end equipment manufacturing industry, super austenitic stainless steel has been widely used in seawater desalination, offshore oil and gas engineering, flue gas treatment, and other fields. However, the content of Cr, Mo, and other alloy elements in super austenitic stainless steel is relatively high. In the process of hot rolling, welding, and other hot processing, the precipitation of the second phase (such as  $\sigma$  phase and Laves equality) commonly caused by the segregation of alloy elements in the welding heat-affected zone seriously affects the corrosion resistance and mechanical properties of the steel. The development of super austenitic stainless steel since its birth was briefly described and the ways to inhibit the second phase precipitation in the solidification process of super austenitic stainless steel were reviewed. Firstly, increasing the content of N can effectively fine the solidification structure of steel, and the content of N is negatively correlated with the amount of  $\sigma$  precipitation. Secondly, rare earth microalloying provides a new direction for regulating the second phase precipitation in steel. Finally, the increase in cooling rate can effectively improve the crystallization kinetics, realize solidification microstructure refinement, and inhibit the second phase precipitation. The study on the precipitation of the second phase in the aging process shows that the higher the content of Mo element is, the more serious segregation of the  $\sigma$  phase is, and there will be a transformation between different metal phases. Therefore, the current super austenitic stainless steel solidification segregation behavior, the second phase

**基金项目:** 国家自然科学基金资助项目(51922003, U1810207); 中央高校基本科研业务费资助项目(FRF-TP-19-004C1)

**作者简介:** 刘文强(1995—), 男, 博士; **E-mail:** d202110616@xs.ustb.edu.cn; **收稿日期:** 2022-08-29

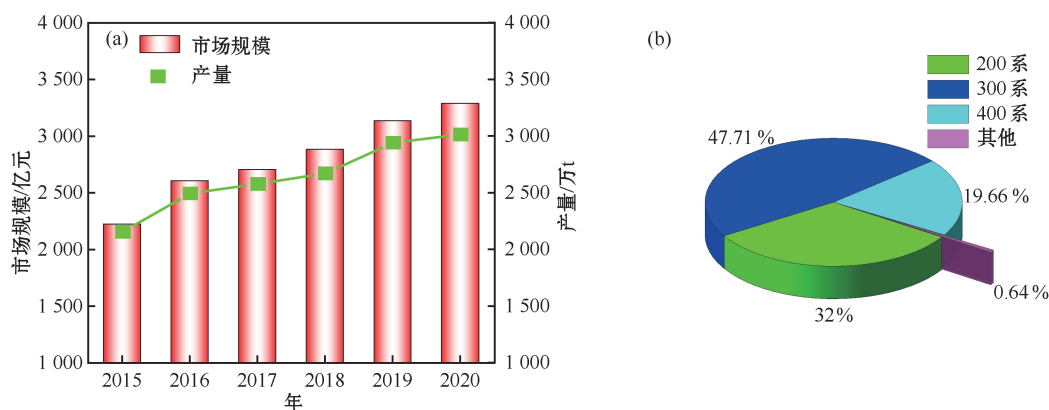
**通讯作者:** 王丽君(1979—), 女, 博士, 研究员; **E-mail:** lijunwang@ustb.edu.cn

precipitation in the process of aging behavior, and the homogenization system are summarized.

**Key words:** super austenitic stainless steel; corrosion resistance; aging treatment; second phase; segregation

随着国民经济快速发展,近些年中国不锈钢产量和不锈钢市场规模都呈逐年递增的趋势,2020年不锈钢粗钢产量约3000万t,如图1(a)所示。从品种角度看,目前产品仍然是以300系为主,生产占比达到了47.71%,200系和400系综合占比约50%,而高端系列仅占0.64%,如图1(b)所示。随着中国高端装备制造业的发展,常规奥氏体不锈钢304、316L等难以满足耐蚀性能和力学性能要求<sup>[1-4]</sup>,特别是在深海作业、海水淡化等环境腐蚀性较高的领域所用关键材料,终端制品包括海洋石油管道、海水

淡化蒸发器壳体等。AOD、VOD等先进冶炼技术的应用,研究人员开发了一类具有超低碳、高合金含量和综合性能优异的超级奥氏体不锈钢(super austenitic stainless steel, SASS),如904L、S31254、AL6XN、S32654等,并且凭借其优异的耐腐蚀性能、优良的综合力学性能和相对较低的成本,SASS已成为高端装备制造业最为经济适用的关键材料之一。但目前高性能不锈钢产量约为30万t,而中国产量仅有1万t,品种、品质与国外先进钢厂存在较大的差距,远远无法满足中国需求。



(a) 中国不锈钢市场规模及不锈钢产量; (b) 2020年不锈钢生产占比。

(数据来源:中国特钢企业协会)

图 1 中国不锈钢行业发展情况

Fig. 1 Development of stainless steel industry in China

## 1 SASS 发展现状及特点

### 1.1 SASS 发展现状

SASS 诞生之初是为了满足奥氏体不锈钢在硫酸、磷酸工业中服役的耐蚀要求。图 2 概述了 SASS 发展历程,主要包括 3 个阶段,第 1 阶段:通过提高常规牌号奥氏体不锈钢中耐蚀元素 Cr、Mo 的含量,法国、瑞典研究人员开发出 904L(20%Cr-25%Ni-4.5%Mo-1.5%Cu),标志着第 1 种 SASS 的诞生。在此基础上,美国研究人员将合金含量进一步提高,研制出 20 号合金(20%Cr-30%Ni-2.5%Mo-3.5%Cu),具有良好的耐硫酸类化学物和良好的耐氯化物腐蚀性能。第 2 阶段:瑞典 Avesta 公司继续提高 Mo 元素含量,并开始探究氮作为合金元素的积极作用,开发出 6Mo SASS(16%Cr-30%Ni-6%Mo, 254SMO 的雏形),并在

20 世纪 80 年代实现工业化生产。美国 ATI 公司推出了第 1 个完全耐海水腐蚀的 6Mo SASS 牌号 AL-6X,但由于金属间析出问题严重,只可用于生产焊接薄板和管材。后续通过氮合金化,改进生产了 AL-6XN。第 3 阶段: Avesta 公司在 254SMO 的基础上通过提高 Cr、Mo 及 N 元素,并加入适量 Mn 元素提高 N 元素溶解度,开发了 7Mo SASS 654SMO(24%Cr-22%Ni-7%Mo-3%Mn-0.5%Cu-0.5%N),在许多介质中可以替代 Fe-Ni 基甚至是 Ni 基合金,填补了不锈钢和高 Ni 耐蚀合金之间没有高耐点蚀、高耐缝腐蚀不锈钢的空白,7Mo SASS 也被称为“第 2 代耐海水腐蚀超级奥氏体不锈钢”。

中国 SASS 研究起步较晚,从 20 世纪 90 年代到 2007 年,对 SASS 的研究停留在实验室研究及合金设计阶段<sup>[5-6]</sup>,太钢在 2007 年成功试制 904L

SASS 并且在 2009 年首次实现国内工业化连铸生产,2012 年,由太钢不锈钢管公司自主研发的 S31254 不锈钢管材完成首批供货,产品全部验收合

格,打破了国外技术垄断,填补了国内空白。近些年中国诸多特钢企业也实现了 904L、S31254 的工业化生产,并且达到国际先进水平。

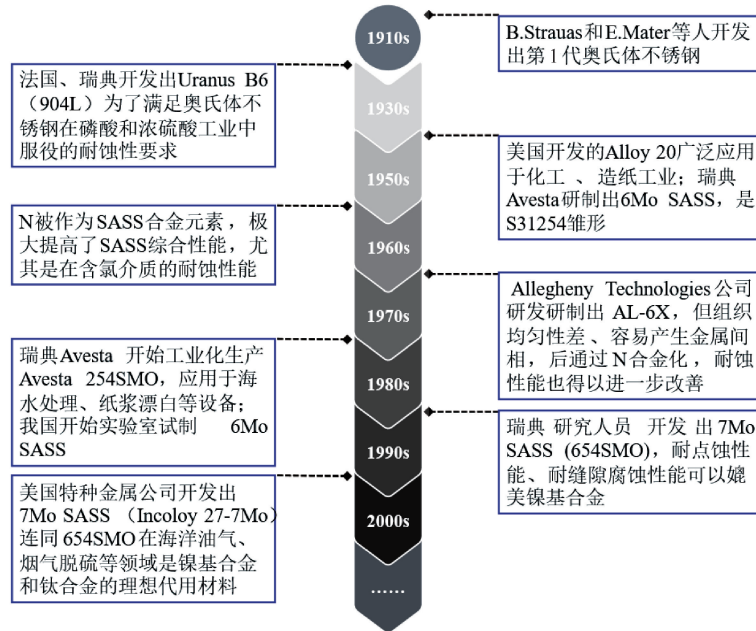


图 2 SASS 发展历程<sup>[7-8]</sup>

Fig. 2 Development of SASS<sup>[7-8]</sup>

## 1.2 SASS 主要特点

SASS 典型特点是合金含量高(合金质量分数不小于 50%),特别是 Cr、Mo、N 含量显著高于常规不锈钢。Cr 是使 SASS 钝化、再钝化并且保持钝态最重要的元素<sup>[7]</sup>,904L 和 S31254 中 Cr 质量分数约为 20%,S32654 中 Cr 质量分数约为 25%,是 SASS 具有优异耐蚀性能的基础。Guenbour 等<sup>[9]</sup>、Pardo 等<sup>[10]</sup>研究表明:Mo 元素一方面能促进不锈钢表面钝化膜  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  的形成,  $\text{Mo}^{6+}$  离子增加了钝化膜的厚度和稳定性,另一方面 Mo 元素也可以通过改变有害离子在表面的吸附状态,形成 Mo 的化合物(如氯化钼<sup>[11]</sup>等)与钝化膜中其他氧化物协同作用,形成 Mo 的氧化物或氢氧化物<sup>[10]</sup>等方式消除表面活性位点,从而延缓腐蚀进程。N 可以提高钢的耐局部腐蚀性能,研究表明<sup>[12-15]</sup>点蚀初期固溶的 N 与  $\text{H}^+$  反应形成  $\text{NH}^+$ ,消耗了  $\text{H}^+$ ,提高了蚀坑的 pH 值,促进点蚀表面再钝化。图 3 为常规奥氏体不锈钢、双相不锈钢、SASS 和镍基合金耐点蚀指数 (PREN; pitting resistance equivalent number) 对比,绿色区域为常规奥氏体不锈钢,橙色区域为双相不锈钢,黄色区域为 SASS,紫色区域为镍基合金部分,根据  $\text{PREN}(16) = w(\text{Cr}) + 3.3 \times w(\text{Mo}) + 16 \times$

$w(\text{N})$ <sup>[16]</sup>,常规奥氏体不锈钢如 304、316L 等,其耐腐蚀性能主要是受 Cr-Ni 影响,而在合金含量更高的 SASS 中 Mo、N 对耐点蚀性能的影响显著。Cr、Mo 与 N 协同作用,SASS 耐点蚀性能显著提升。

SASS 钢中高质量分数的 Cr、Mo、N 等元素的固溶强化作用显著提升了钢的强度,大量的 Ni 元素又保证该类钢具有较高的塑性。随着合金质量分数的提高,SASS 表现出了明显优于传统不锈钢的力学性能,其强韧性和屈服强度比普通奥氏体不锈钢高 50%~100%。高合金 S32654 的力学性能甚至优于镍基合金 Inconel625 和 C-276(图 4)<sup>[34-35]</sup>。

SASS 虽然具有良好的耐蚀性能和力学性能,但在工业化生产中存在诸多问题,譬如凝固组织粗大,中心偏析严重,有害第二相析出等,严重恶化铸态组织和成分均匀性,使其热加工温度区间变窄、热塑性降低,在锻造和轧制等过程中极易开裂。SASS 典型宏观凝固组织如图 5 所示,SASS 的凝固组织粗大,表层为细晶区,向中心发展逐渐到柱状晶区, CET(柱状晶向等轴晶转变)区,再到心部为粗大的等轴晶区。由图 5 中金相组织照片可以看出,SASS 表层主要是发达的一次枝晶,且具有明显的方向性;

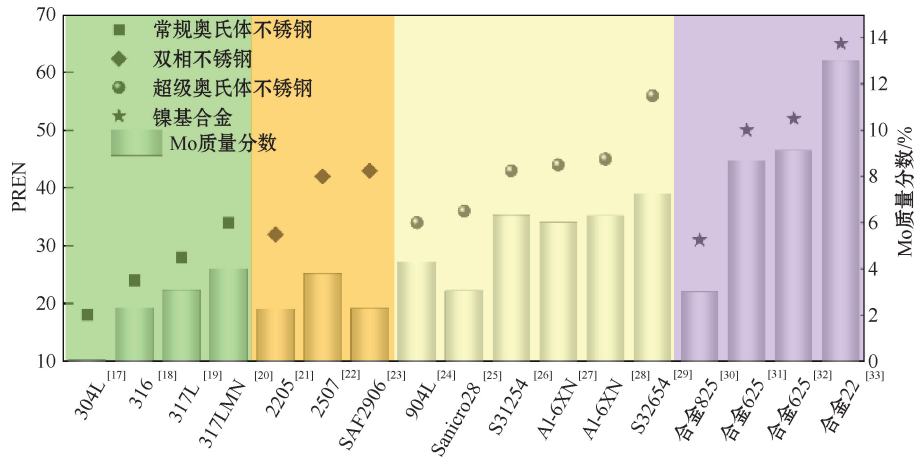


图 3 不同牌号不锈钢 Mo 含量、PREN 与镍基合金的对比<sup>[17-33]</sup>

Fig. 3 Mo content and PREN comparison of nickel-based alloy and different grades of stainless steel<sup>[17-33]</sup>

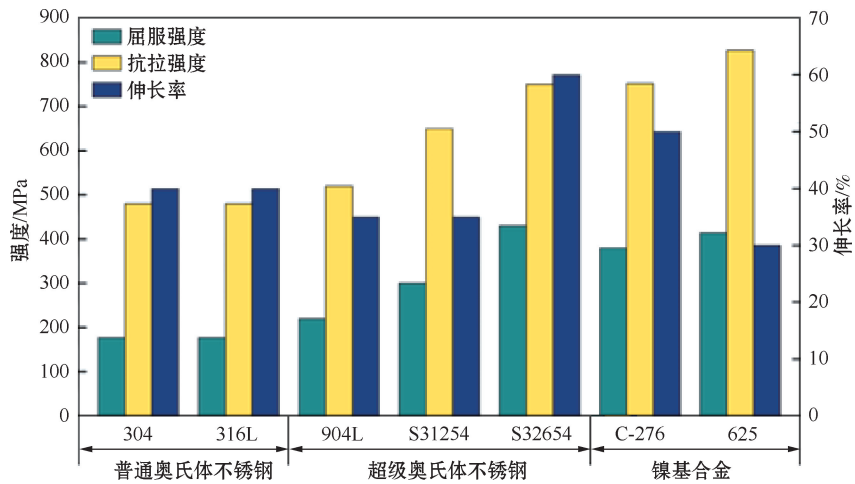


图 4 奥氏体不锈钢及镍基合金力学性能对比<sup>[34-35]</sup>

Fig. 4 Mechanical properties comparison of several austenitic stainless steels and nickel-based alloys<sup>[34-35]</sup>

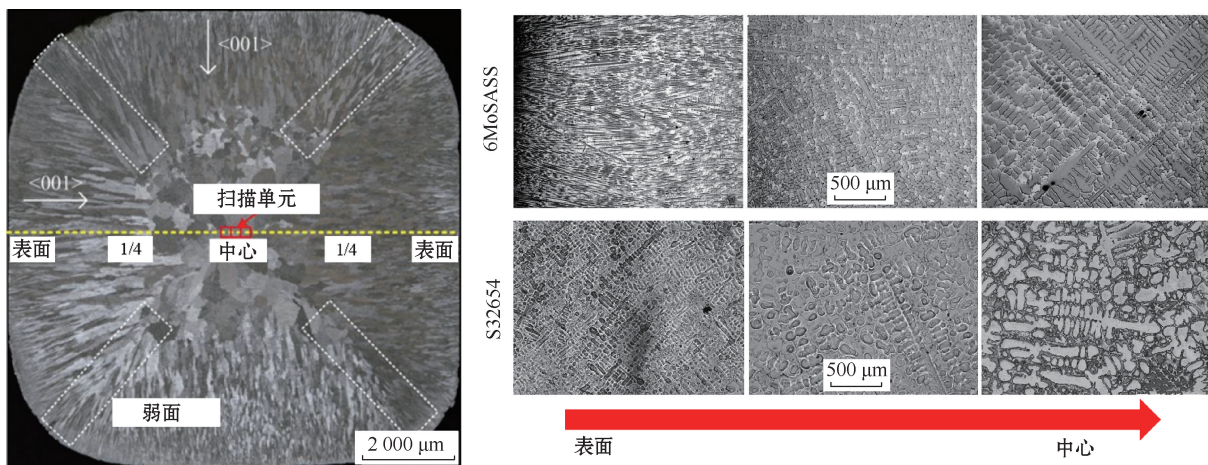


图 5 SASS 铸锭宏观凝固组织<sup>[36-37]</sup>

Fig. 5 SASS ingot macro-solidification organization<sup>[36-37]</sup>

而向中心发展过程中, 冷却强度降低, 一次枝晶和二次枝晶都逐渐粗化; 而心部枝晶组织则更加发达, 并且析出相有明显的富集的现象<sup>[36-37]</sup>。

## 2 SASS 第二相析出研究

SASS 第二相析出行为主要包括两方面, 一方面是金属铸造或焊接的凝固过程中, 溶质原子不可避免地会发生再分配现象, 在固-液界面前沿表现出不同程度的富集或贫化, 必然引起微观偏析。Dupont 等<sup>[38]</sup>研究 SASS 焊缝凝固组织时指出, 由于 Mo 元素在凝固过程中的溶质再分配, 使先析出的固相为贫 Mo 区, 后凝固的液相区为富 Mo 区, 而由于低的扩散速度使 Mo 元素在溶质梯度作用下在二者之间的反扩散变得困难。Koseki 等<sup>[39]</sup>研究 Cr-Ni-Fe-Mo 合金的焊缝组织时指出凝固过程的枝晶偏析严重, 凝固组织枝晶间的 Mo 偏析比可达到 1.6, 严重影响凝固组织的力学性能。Mo 元素在凝固过程中体现出强烈的偏析倾向, 会严重富集于枝晶间区域, 形成脆性相— $\sigma$  相。 $\sigma$  具有硬度高和析出量大的特点, 在载荷峰值为 500  $\mu\text{N}$  时其硬度高达 17 GPa。另一方面是时效处理过程, 与常规奥氏体不锈钢相比, SASS 的时效析出行为复杂、析出相种类繁多, 其中最易析出的金属间化合物为  $\sigma$  相、 $\chi$  相、Laves 相和 R 相等, 常析出的氮化物为  $\pi$  相和  $\text{Cr}_2\text{N}$ , 而常见的碳化物为  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  和  $\text{M}_6\text{C}$ 。此外, SASS 在等温时效过程中还有可能析出  $\mu$  相、 $\text{M}_7\text{C}_3$  和  $\text{M}_3\text{C}$  等不常见的析出相, 图 6 为奥氏体不锈钢常见析出相析出温度范围<sup>[40]</sup>。

### 2.1 凝固过程第二相析出研究

奥氏体不锈钢凝固过程中  $\sigma$  相析出机制主要有两方面的报道, 一是凝固阶段 Mo 在残余液相中的

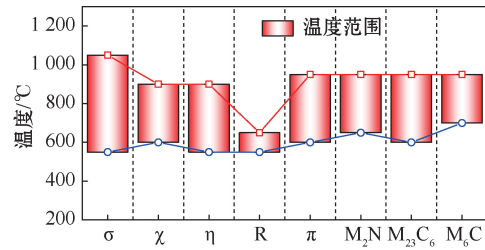


图 6 奥氏体不锈钢常见析出相温度范围<sup>[40]</sup>

Fig. 6 Temperature range of common precipitates in austenitic stainless steel<sup>[40]</sup>

偏析,  $\sigma$  相通过共晶反应形成, 即  $L \rightarrow \gamma + \sigma$ <sup>[41-42]</sup>; 二是由铁素体固态相变产生,  $\delta \rightarrow \gamma_2 + \sigma$ <sup>[43]</sup>。不锈钢凝固特点与铬当量  $\text{Cr}_{\text{eq}}$  和镍当量  $\text{Ni}_{\text{eq}}$  有着密切的关系, 与之对应有 4 种凝固模式:

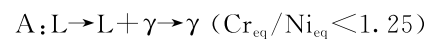
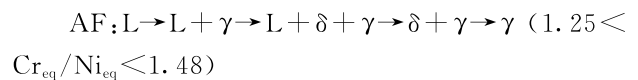
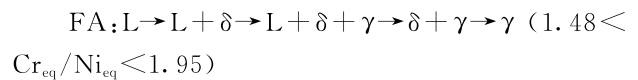
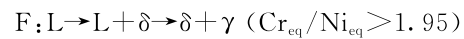


表 1<sup>[44-54]</sup>展示了部分奥氏体不锈钢以及 SASS 的  $\text{Cr}_{\text{eq}}/\text{Ni}_{\text{eq}}$  值。常规奥氏体不锈钢  $\text{Cr}_{\text{eq}}/\text{Ni}_{\text{eq}}$  约 1.6~1.7, 凝固模式为 FA 模式, 凝固过程中会产生中间相  $\delta$  相, 这与报道称金属间相由铁素体固态相变所产生相洽,  $\delta/\gamma$  界面为  $\sigma$  相成核提供了有利位置; 而 SASS 的  $\text{Cr}_{\text{eq}}/\text{Ni}_{\text{eq}} < 1.25$ , 凝固模式为 A 模式, 故第二相主要是由于凝固末期共晶反应所形成。如图 7<sup>[36]</sup>所示, SASS 中随着凝固过程的进行, 由于固相溶质元素的溶解度比液相溶解度小, 导致固相在固液界面的共存液相中排斥多余的溶质元素, 残余液相中的溶质元素逐渐富集, 形成严重的中心偏

表 1 部分常规奥氏体不锈钢和 SASS 典型成分及  $\text{Cr}_{\text{eq}}/\text{Ni}_{\text{eq}}$

Table 1 Some austenitic stainless steels and SASS components and  $\text{Cr}_{\text{eq}}/\text{Ni}_{\text{eq}}$

钢种	质量分数/%										$\text{Cr}_{\text{eq}}/\text{Ni}_{\text{eq}}$	参考文献
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	N	Nb	$\text{Cr}_{\text{eq}}$	$\text{Ni}_{\text{eq}}$		
304L	0.017	0.72	1.3	18.85	10.06	—	0.08	—	22.33	13.62	1.64	[44]
316	0.028	0.55	1.55	17	10.40	2	—	0.02	19.82	12.02	1.65	[45]
316L	0.013	0.59	1.17	17.09	10.61	2.38	0.09	—	23.05	14.28	1.61	[46]
317L	0.024	0.47	1.34	18.13	11.41	3.02	—	—	21.85	12.80	1.70	[47]
904L	0.009	0.42	1.50	20.1	25.59	4.49	0.06	—	27.02	28.41	0.95	[48]
904L	0.020	0.92	1.11	17.75	23.70	4.82	—	—	23.95	24.85	0.96	[49]
S31254	0.010	0.61	0.43	20.18	18.00	6.00	0.193	—	32.88	24.30	1.35	[50]
AL-6XN	0.030	0.35	0.45	19.40	22.40	6.65	0.215	—	33.02	29.97	1.10	[51]
S32654	0.015	0.40	3.16	24.78	22.39	7.61	0.50	—	47.99	39.42	1.22	[52]
S32654	0.013	0.38	2.95	24.48	22.51	7.32	0.50	—	47.37	39.37	1.20	[53]
Sanicro 28	0.019	0.21	0.98	25.89	28.99	3.77	—	0.014	29.97	30.05	1.00	[54]

析,严重影响 SASS 的力学性能和耐腐蚀性能<sup>[55-57]</sup>。而在连铸坯 CET 转变前沿同样发现有大量析出相富集,由边缘向心部愈发严重,通过 SEM-EDS 研究表明,析出相主要为富(Cr, Mo)相,后续通过 TEM 鉴定此析出相为  $\sigma$  相<sup>[36-37]</sup>。

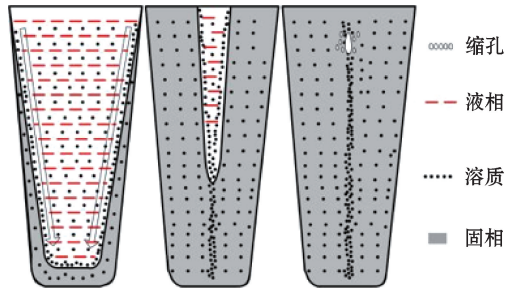


图 7 SASS 元素偏析示意图<sup>[36]</sup>

Fig. 7 Schematic diagram of SASS element segregation<sup>[36]</sup>

诸多学者通过热力学计算<sup>[36-37,52,58-59]</sup>,研究了 SASS 凝固过程的相变,如表 2 所示。结果表明在凝固末期  $\sigma$  相是主要的金属间相,并且随着合金含量的增加 S31254 和 S32654 在凝固路径上均体现出了差异性。在 S31254 钢中,凝固过程会出现  $\delta$  相局部产生  $\gamma/\delta$  界面对 Mo 的偏析有着重要的影响,而陈婉婉<sup>[58]</sup>与 Marin 等<sup>[59]</sup>分别研究了 904L 与 S31254 定向凝固过程中的凝固路径,如表 3 所示。与 Thermo-Calc 计算结果相对比,904L 保持了较好的一致性,而 S31254 在定向凝固过程中产生了固相转变,部分  $\delta$  相转变为  $\sigma+\gamma_2$ ,并且后续  $\delta$  相完全转变为  $\sigma+\gamma_2$ ,如图 8<sup>[59]</sup>所示。

表 2 不同 SASS 凝固路径的热力学分析

Table 2 Thermodynamic analysis of different SASS solidification paths

钢种	凝固路径	参考文献
904L	$L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + \sigma$	[58]
S31254	$L \rightarrow L_1 + \gamma \rightarrow L_2 + \gamma + \delta \rightarrow \gamma + \delta + \sigma$	[37]
S31254	$L \rightarrow L_1 + \gamma \rightarrow L_2 + \gamma + \delta \rightarrow \gamma + \sigma \rightarrow \gamma + \delta + \sigma$	[59]
S32654	$L \rightarrow L_1 + \gamma + Cr_2N \rightarrow \gamma + Cr_2N + \sigma \rightarrow \gamma + \sigma + Cr_2N + M_{23}C_6$	[52]

表 3 不同 SASS 凝固路径的定向凝固实验分析

Table 3 Experimental analysis of directional solidification of different SASS solidification paths

钢种	凝固路径	参考文献
904L	$L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + \sigma \rightarrow \gamma + \sigma$	[58]
S31254	$L \rightarrow L_1 + \gamma \rightarrow L_2 + \gamma + \delta \rightarrow \gamma + \delta \rightarrow \gamma + \delta + (\sigma + \gamma_2) \rightarrow \gamma + (\sigma + \gamma_2)$	[59]

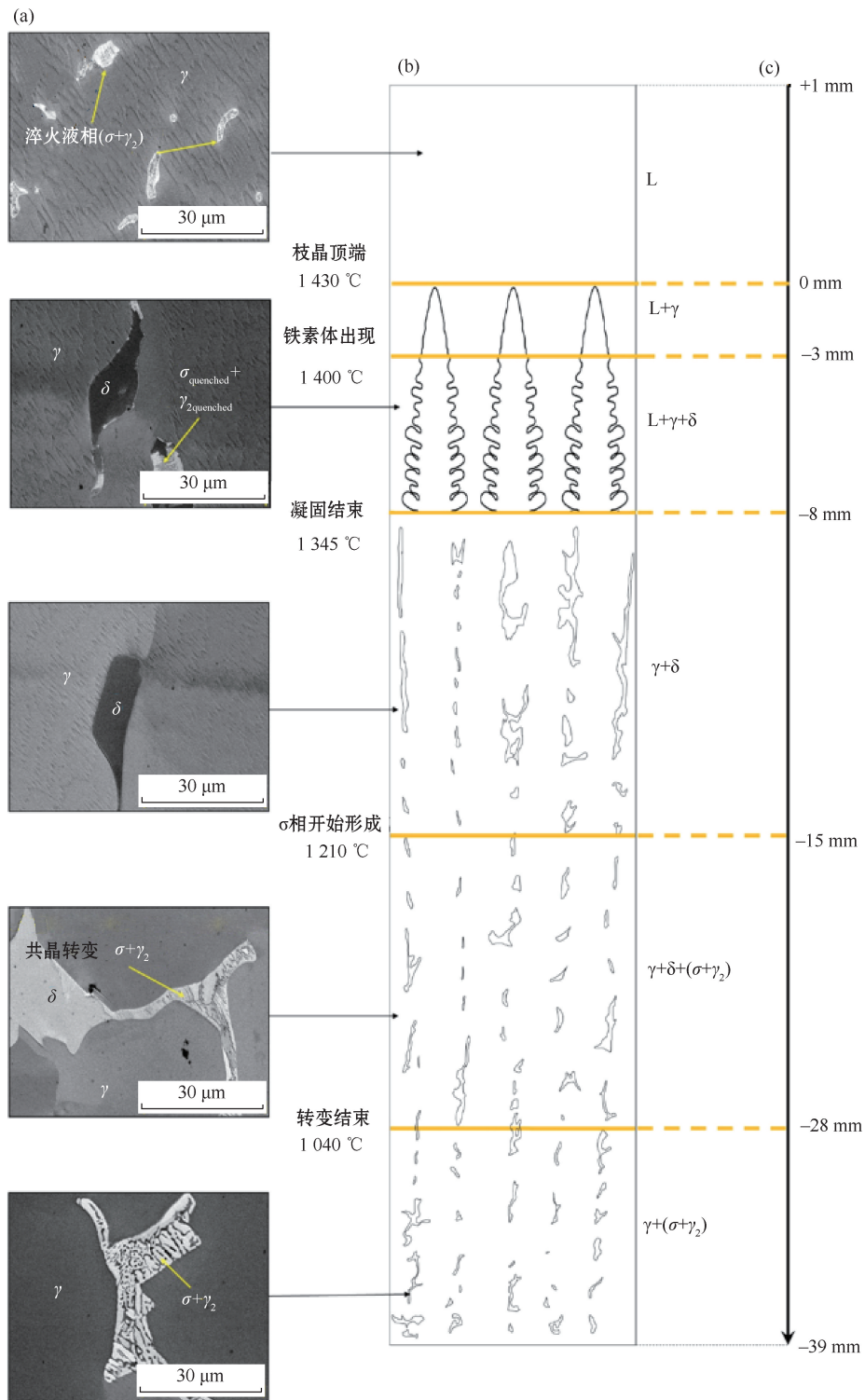
Fukumoto 等<sup>[60]</sup>等通过相位计算研究了 Fe-25.3%Cr-16.4%Ni-2.5%Mo-N 合金中  $\sigma$  相的形成过程,发现  $\sigma$  相的数量与计算的  $\delta$ -Fe 值存在一定关系。如图 9(a)所示,初生相为单一  $\gamma$  相;随着凝固过程进行,Mo 元素在残余液相中偏聚,为  $\delta$  相形核生长创造条件,在局部会产生  $\gamma/\delta$  相界面,而高边界能的地方为  $\sigma$  相析出提供了有利位置与 Marin 等<sup>[59]</sup>所观察到的现象类似, $\sigma$  相通过  $\delta$  相共析反应在晶界析出。

## 2.2 时效过程第二相析出研究

SASS 时效过程第二相析出行为复杂,在 Mo 含量较低的 904L 中,C 含量较高,碳化铬在较低温度下首先析出,随后  $\sigma$  相析出,后续形成部分  $\chi$  相;19Cr-20Ni-7.5Mo 在较低温度下先形成  $\chi$  相,随时效温度提高后转变为  $\sigma$  相;同样,254SMO 在 900 °C 下不同时效时间析出相变化,随合金成分及 N 的提高,其二次相复杂度升高。时效过程中 SASS 第二相析出种类大致呈现出合金含量越高,第二相析出种类越复杂;Mo 元素含量越高, $\sigma$  相偏析越严重,并且在一定条件下,金属间相有转化的趋势,图 10 统计了部分 SASS 在不同时效过程的析出相。

在时效处理过程中,904L 第二相析出敏感温度为 900 °C, S31254 第二相析出敏感温度为 950 °C, S32654 第二相析出敏感温度为 950~1 000 °C。图 11 分别为 904L 时效处理 12 h、S31254 时效处理 12、24 h 金相图,904L 的第二相主要产生在晶界,呈连续链状分布,并且有向晶内发展的趋势;而 S31254 不仅在晶界观察到了第二相,晶内同样出现了第二相,时效处理 24 h 后,第二相在晶界聚集,会严重影响 S31254 的性能,并且晶内出现胞状析出相。对比图 11(b)、(c),析出相对时效时间的敏感度同样较高,在 900 °C 时效处理 24 h 后,晶界析出相粗化,并且晶内析出相的平均尺寸也达到了 4.78  $\mu\text{m}$ 。

学者们对 SASS 的时效析出行为和析出机制进行了研究。Barbosa 等<sup>[61]</sup>、Lee 等<sup>[62]</sup>、Anburaj 等<sup>[63]</sup>、Heino 等<sup>[64]</sup>针对 SASS 在时效处理过程中各种析出相的鉴定及不同时效条件对 SASS 析出行为的影响,可以发现在时效处理过程中,SASS 析出相种类繁多、形态、析出顺序和析出位置等均存在显著差异。Song 等<sup>[65]</sup>在研究 S32654 时效析出过程中检测到了高达八种第二相,包括  $\sigma$  相、 $\mu$  相、 $\chi$  相、Laves 相、 $Cr_2N$ 、 $M_{23}C_6$ 、 $M_6C$  和  $M_3C$ ;然而这并不是全部,早在 1998 年,Heino 等<sup>[64]</sup>还发现了 R 相,其



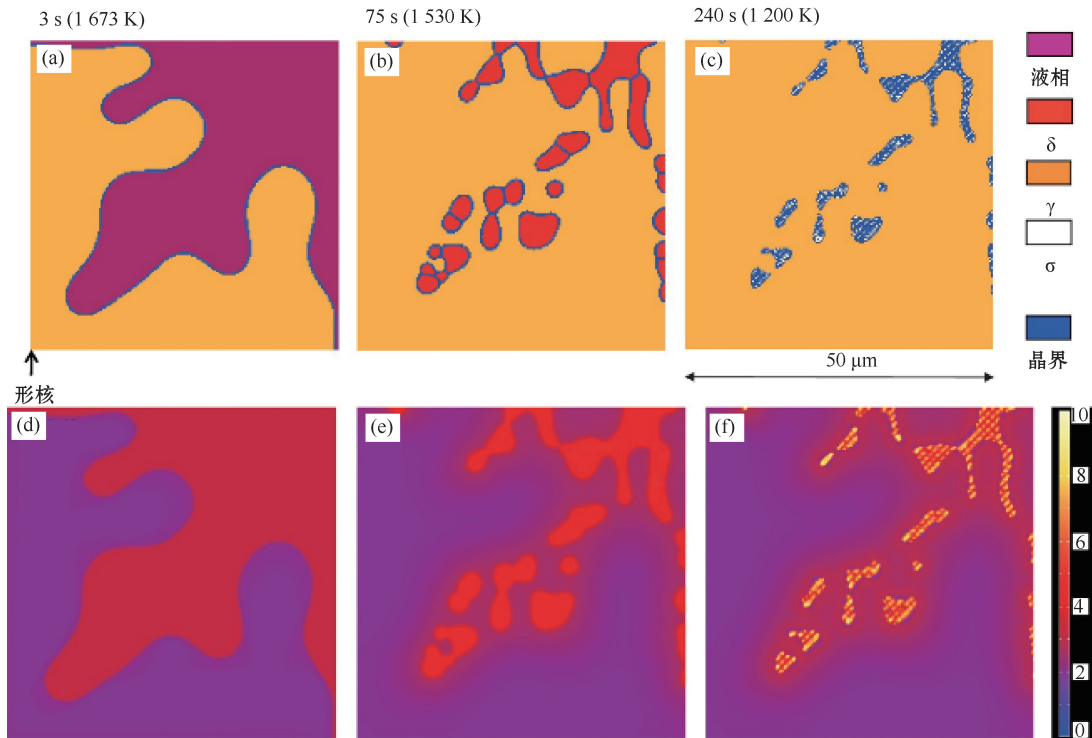
(a) SEM 照片; (b) 显微结构示意图; (c) 垂直比例尺。

图 8 扫描电子显微镜观察 QDS 样品的不同位置<sup>[59]</sup>

Fig. 8 SEM observations at different locations of QDS sample<sup>[59]</sup>

形貌及成分与  $\sigma$  相相似, 并且后续对 S32654 在 1050 °C 时效 5 min 后的第二相形貌进行了研究, 分别呈现出多边形的  $\sigma$  相和  $\chi$  相以及圆棒状的 Laves 相和 R 相<sup>[64]</sup>。而 Koutsoukis 等<sup>[66-67]</sup> 分别研究了冷

轧态和热轧态 S31254、S32654 在 650~950 °C 的时效析出行为, 与前相似的发现是 S32654 相较于 S31254 的析出敏感性更强, 增加冷变形量 2 种钢的析出相都有提前形核的趋势, 主要为  $\sigma$  相, 并且伴随



(a)~(c) 凝固过程  $\sigma$  相形成过程模拟； (d)~(f) 对应时刻 Mo 元素偏析情况。

图 9 Fe-25.3%Cr-16.4%Ni-2.5%Mo-0.24%N 合金中  $\sigma$  相形成过程模拟及 Mo 元素偏析情况<sup>[60]</sup>

Fig. 9 Simulation of  $\sigma$  phase formation and microsegregation of Mo calculated by multiphase-field model in Fe-25.3%Cr-16.4%Ni-2.5%Mo-0.24%N alloy<sup>[60]</sup>

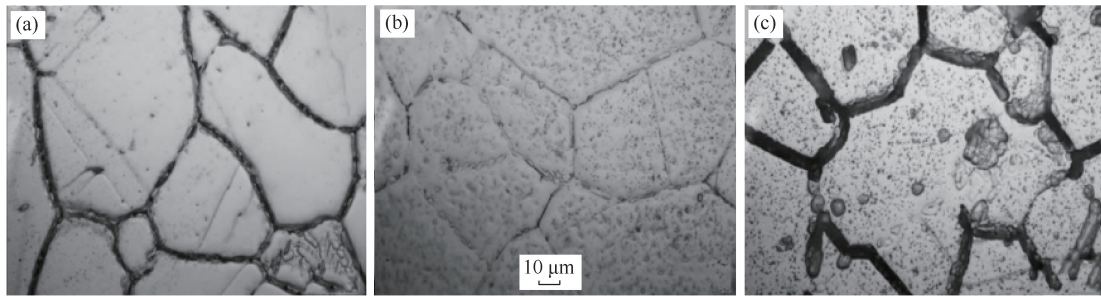
904L <sup>[61]</sup>	650 °C, 24 h 650 °C, 100 h 750 °C, 100 h	◇ △ △□	△ $\sigma$ □ $\chi$ ◇ $M_{23}C_6$ ⊗ $M_6C$ ▽ AlN ★ Laves ⊕ R ○ $Cr_2N$
Fe-22Cr-21Ni-6Mo-N <sup>[62]</sup>	900 °C, 3 h 900 °C, 8 h 900 °C, 24 h 900 °C, 168 h	△◇⊗ △◇⊗□ △◇⊗□○ △◇⊗□○▽	
19Cr-20Ni-7.5Mo-N <sup>[63]</sup>	800 °C, 1 h 900 °C, 1 h	□ △	
S32654 <sup>[64]</sup>	1 050 °C, 5 min	△□★⊕	

图 10 不同超级奥氏体不锈钢时效过程第二相析出种类对比

Fig. 10 Precipitation behavior of second phase during aging

有少量的  $\chi$  相。而热轧态 2 种钢的主要析出相为  $\sigma$  相、 $\chi$  相、Laves 相及  $\beta$ - $Cr_2N$ ，如图 12<sup>[67]</sup> 所示，值得注意的是，硬质的  $\sigma$  相诱变产生了孪晶组织。析出物形成的时效温度和时间的严格取决于钢的元素成分。即使这些钢的元素组成稍有变化，也常常是同一钢种的不同研究结果略有不同的原因<sup>[62]</sup>。 $w(Mo)(\pm 1\%)$ <sup>[68]</sup> 和  $w(N)(\pm 0.1\%)$ <sup>[69-70]</sup> 的微小变化足以促进或延缓在相同时效时间和温度下不同

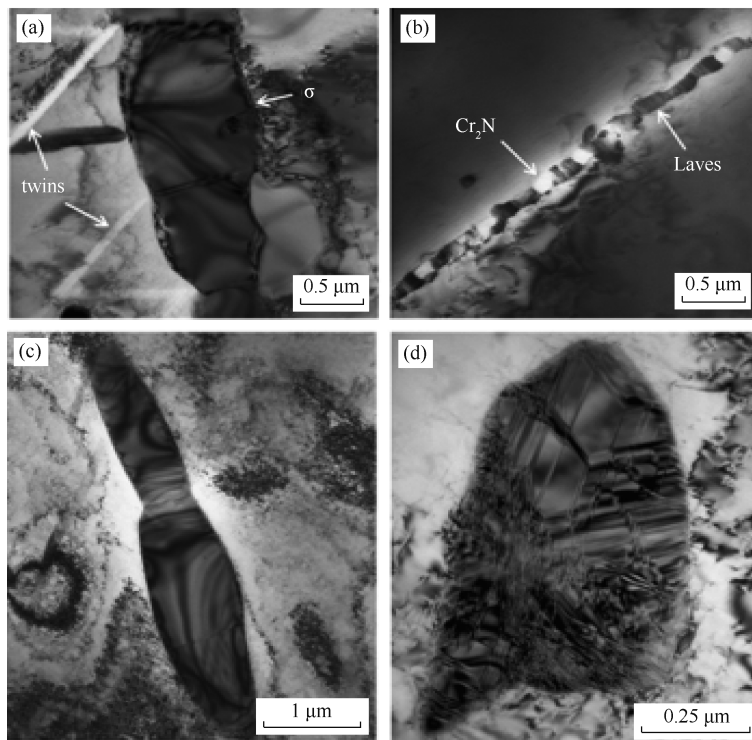
第二相的形成，或在不同时效时间和温度下形成相似的第二相。如图 13<sup>[67]</sup> 所示，与 S31254 相比，S32654 合金中  $\sigma$  相的析出时间较短。就时效时间而言，在 650 或 750 °C 时效时，2 种钢中先形成的是 Laves 相，而在 950 °C 时，2 种钢中的 Laves 相和  $\sigma$  相几乎同时形核，这与 Heino<sup>[68]</sup>、Milan 等<sup>[71]</sup> 的研究一致。然而，由于 Laves 相是亚稳态相，在 950 °C 时效 240 h 后，观察到很少的 Laves 相析出。同时， $\sigma$



(a) 904L 时效处理 12 h; (b) S31254 时效处理 12 h; (c) S31254 时效处理 24 h。

图 11 904L<sup>[58]</sup> 和 S31254<sup>[37]</sup> 900 °C 时效处理后的金相图

Fig. 11 Metallographic diagram of 904L<sup>[58]</sup> and S31254<sup>[37]</sup> aged at 900 °C



(a) 晶内  $\sigma$  相(2000 h, 750 °C); (b) Laves 相、 $\beta$ - $\text{Cr}_2\text{N}$  相(240 h, 750 °C);

(c)  $\chi$  相(48 h, 950 °C); (d) Laves 相(24 h, 850 °C)。

图 12 S31254 的亮场 TEM 图<sup>[67]</sup>

Fig. 12 Bright field TEM micrograph of S31254 showing<sup>[67]</sup>

相的体积分数增加, 形成更粗大的颗粒, 这意味着 Laves 相向  $\sigma$  相转变, 或者 Laves 相溶解到奥氏体基中, 然后形成  $\sigma$  相, 甚至两者兼而有之。沉淀动力学在 850、750 °C 时更为迟缓, 在 650 °C 时更为缓慢。一旦形成 Laves 相, 预计在这些温度下也会发生相同的相变, 但时效时间较长。由于六方晶系(Laves 相)的某些晶向和晶面与奥氏体面心立方晶系的关系比四方  $\sigma$  相和奥氏体面心立方晶系的关系更强, 因此认为 Laves 相最有可能发生溶解。

李兵兵等<sup>[72]</sup> 通过 TEM 表征了 6Mo SASS 分

别在 700、900 °C, 时效处理 2 h 试样  $\sigma$  相在 700、900 °C, 呈现出粗化、增多的趋势(图 14)。 $\chi$  相在 700 °C 呈梭状, 而在 900 °C 时效下呈长针状, 长度约 2.4  $\mu\text{m}$ ; Laves 相呈棒状分布在晶内。张亚彬等<sup>[73]</sup> 研究了 S31254 在 900~1200 °C, 时效处理 1 h 的第二相析出行为, 发现  $\sigma$  相开始析出温度约为 1150 °C, 并且通过热力学结合 XRD 分析发现在 900~800 °C 温度区间存在  $\sigma$  相向  $\chi$  相转变。而析出位置和形貌同样有较大的差别, 晶界析出主要是  $\sigma$  相、 $\chi$  相和 Laves 相, 而晶内主要是呈针状和梭状

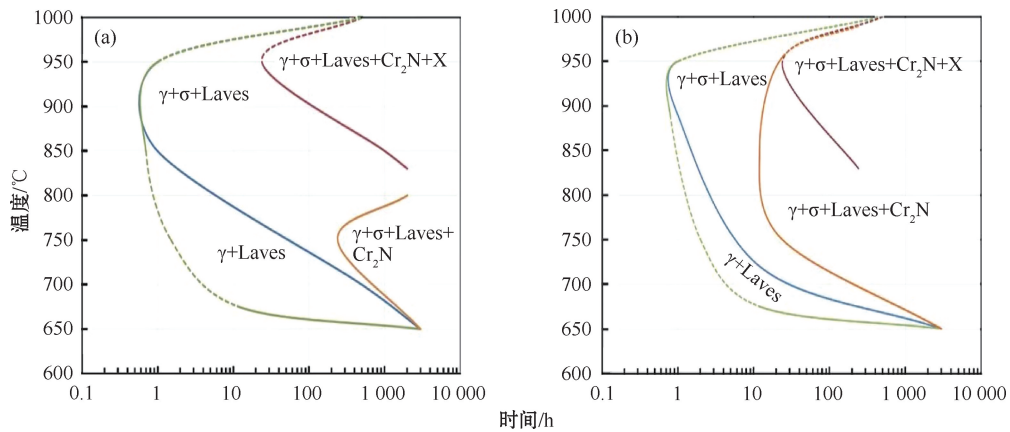
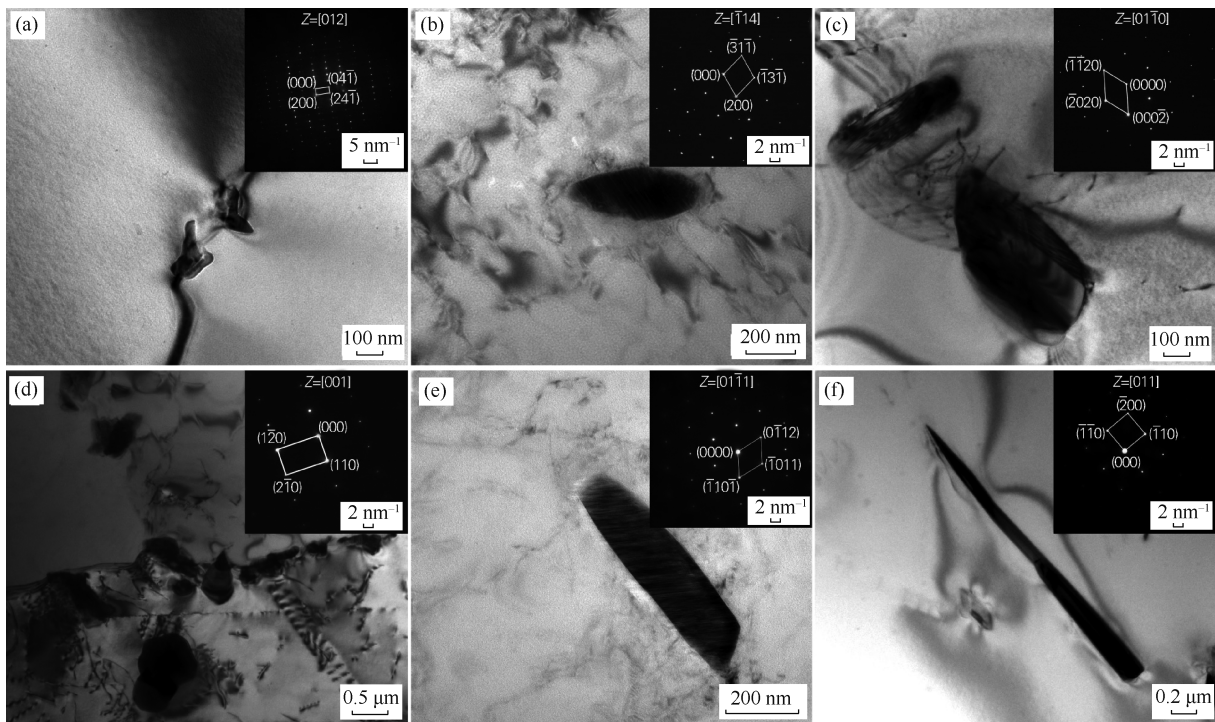


图 13 S31254(a)和 S32654(b)的 TTP 示意图<sup>[67]</sup>

Fig. 13 TTP diagrams for S31254(a) and S32654(b)<sup>[67]</sup>



(a) 700 °C, 晶界; (b)、(c) 700 °C, 晶内; (d) 900 °C, 晶界; (e)、(f) 900 °C, 晶内。

图 14 不同时效温度下 6Mo SASS 晶界和晶内析出相 TEM 形貌图<sup>[72]</sup>

Fig. 14 TEM morphologies of 6Mo SASS grain boundary and ingrain precipitates at different aging temperatures<sup>[72]</sup>

的  $\chi$  相和呈条状、圆棒状的  $Cr_2N$  相。

### 3 控制第二相析出的影响研究进展

#### 3.1 增加 N 含量

N 元素是强烈的奥氏体形成元素,可以稳定、扩大奥氏体相区<sup>[74-75]</sup>。有学者指出<sup>[76-78]</sup>,增加 N 含量可以促进奥氏体不锈钢中  $\delta \rightarrow \gamma$  相变,抑制  $\gamma \rightarrow \delta$  相变。然而,N 钢液中的溶解度较小,其溶解度会受合金成分影响,Takahashi 等<sup>[79]</sup>的研究也证明了

这一点。如图 15<sup>[80]</sup>所示,N 在钢液中的溶解度,随 Cr、Mo、Mn 含量增加而增加,随 Ni 含量的增加而降低,同样 N 的溶解度也会随温度的升高而降低。Kobayashi 等<sup>[80-81]</sup>在研究了在 1 atm(1.013 kPa)下  $N_2$  在 Fe-Cr-Ni-Mo 合金在钢液中的溶解度,结果表明 Fe-Cr 系合金在多数情况下是符合 Sievert 定律的,实验测得的临界点为 0.52%~0.58%,即在设计 [N] 质量分数超过 0.58%则需要考虑 N 原子之间的相互作用。

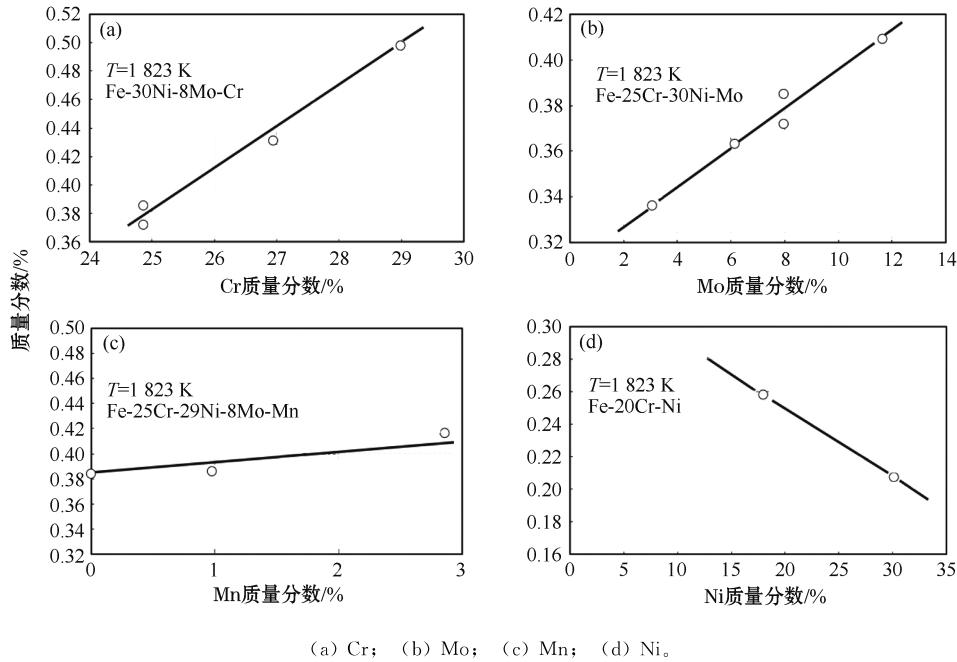


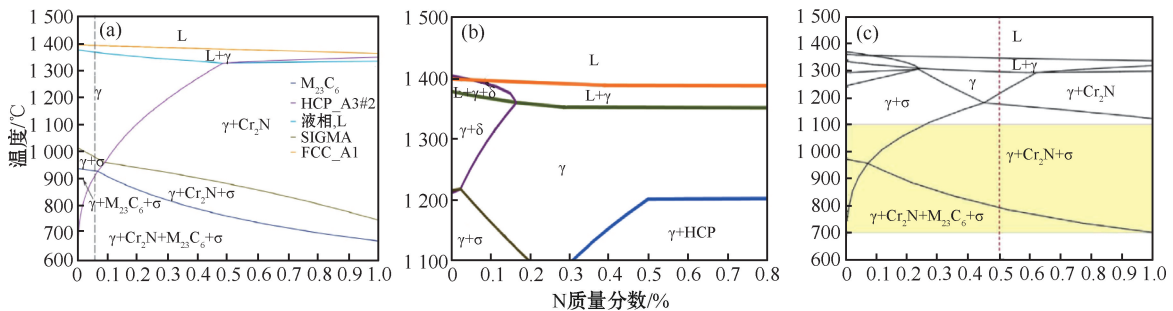
图 15 合金成分对 N 在 1823 K 溶解度的影响<sup>[80]</sup>

Fig. 15 Effects of Cr, Mo, Mn and Ni on solubility of nitrogen at 1823 K<sup>[80]</sup>

陈婉婉<sup>[58]</sup>、王旗<sup>[37]</sup>、张树才等<sup>[82]</sup>分别研究了 904L、S31254、S32654 SASS 中 N 含量对 SASS 平衡凝固相图的影响。结合表 2 与图 15、图 16, 在 904L(20.1Cr-25.59Ni-4.49Mo-1.5Mn)中, N 质量分数超过 0.1% 后, 第二相 Cr<sub>2</sub>N、σ 相区扩大, 并且 Ni 含量高, Mo 含量低, N 溶解度低, 故在实际生产中 904L 中一般不添加 N。而 S31254 (20.76Cr-18.22Ni-6.1Mo-0.73Mn)、S32654 (24.48Cr-22.51Ni-7.32Mo-2.95Mn) 奥氏体相区呈扩大的趋势, 由图 16 (b) 可以发现适宜的 N 质量分数范围为 0.162%~0.3%, 并且随着 N 含量增加奥氏体相区逐渐扩大; 图 16 (c) 展示了 S32654 的 N 的伪二元相图, 在 N 质量分数在 0.46% 时, 奥氏体相区最大, 并

且小于 0.46% 时会析出 σ 相, 而大于 0.46% 时会析出 Cr<sub>2</sub>N 相。

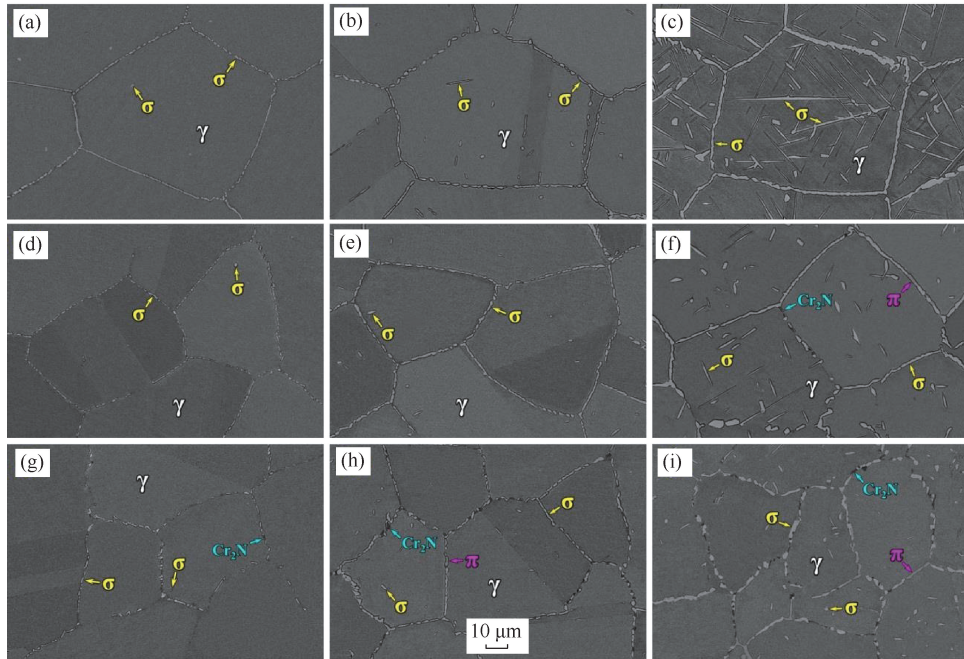
张树才等<sup>[82]</sup>在更高 Mo 含量的 S32654 时发现, 增加 N 含量为晶间 σ 相、Cr<sub>2</sub>N 和 π 相的形成提供了更有利的位置, 显著抑制晶内 σ 相的析出 (图 17)。因此, 随着 N 含量的增加, 总析出物的面积分数先减小后增大。并且 σ 相和 Cr 活性的驱动力降低, 抑制晶内 σ 相的形成。由图 18<sup>[82]</sup>中 Thermo-Calc 软件计算结果可知, 随着 N 含量的增加, Cr<sub>2</sub>N 和 Mo 的活性驱动力呈线性增加, 分别促进了 Cr<sub>2</sub>N 和 π 相的晶间析出, 这也与图 16 (c) 的相图契合, 不同的是相图中并没有体现出 π 相, 可能是发生了相转变。



(a) 904L<sup>[58]</sup>; (b) S31254<sup>[37]</sup>; (c) S32654<sup>[82]</sup>。

图 16 不同 SASS Thermo-Calc 计算 N 伪二元相图

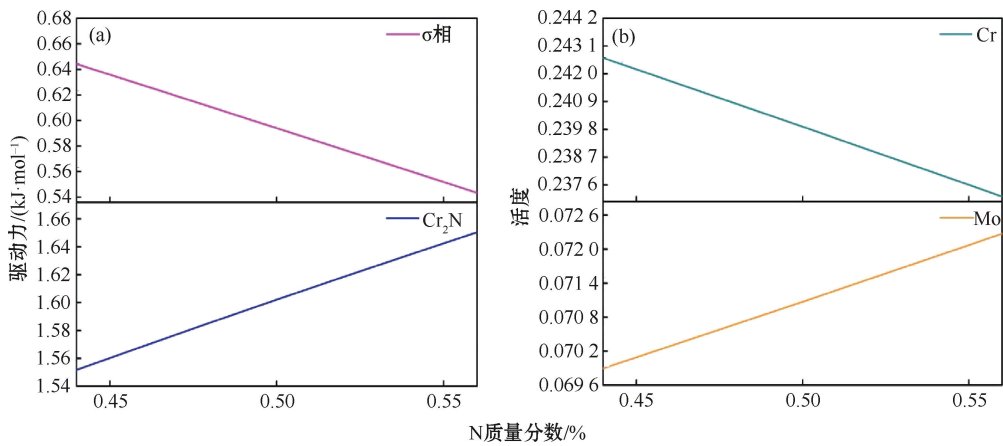
Fig. 16 Binary phase diagram of SASS with N content



0.45 N: (a) 30 min; (b) 2 h; (c) 6 h; 0.5 N: (d) 30 min; (e) 2 h; (f) 6 h;  
0.54 N: (g) 30 min; (h) 2 h; (i) 6 h.

图 17 S32654 样品在 1000 °C 时效不同时间的显微结构<sup>[82]</sup>

Fig. 17 Microstructures of S32654 samples aged at 1000 °C for various time<sup>[82]</sup>



(a) 驱动力; (b) 元素活度。

图 18 N 含量对 S32654 在 1000 °C 时效处理 Cr<sub>2</sub>N、σ 相驱动力和 Cr、Mo 活度的影响<sup>[82]</sup>

Fig. 18 Effects of N content on driving force and element activity in S32654 steel aged at 1000 °C<sup>[82]</sup>

综合以上研究成果, SASS 从成分(质量分数)上看: Cr 20%~25%, Mo 4%~8%, Mn<4%, Ni 17%~28%, 一方面 N 的加入有利于节约 Ni 资源, 降低成本; 另一方面, N 对第二相析出位置及 Cr、Mo 驱动力影响显著, 由图 17 也可以看出, 随着 N 的增加, 奥氏体晶粒明显细化, 可以为析出相提供更多形核位置, 并且与形核数目呈正相关。晶界 σ 相数量增多, 但明显细化, 并且晶内二次相明显减少。

而随着 N 含量进一步增加, Cr<sub>2</sub>N 和 π 相也会增加, 恶化 SASS 性能。

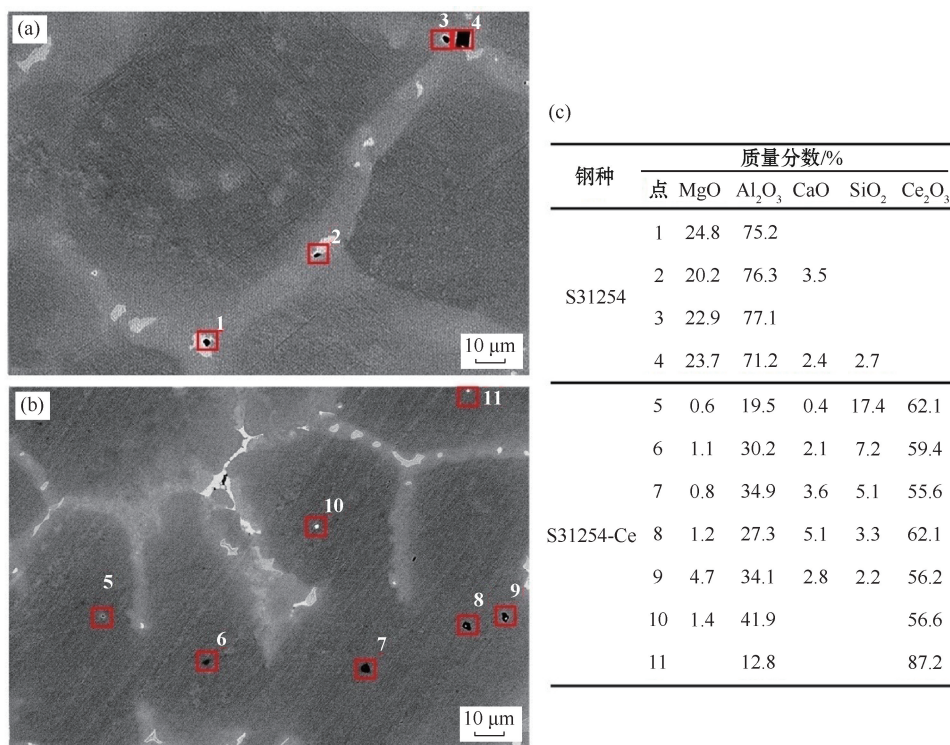
### 3.2 添加稀土成分

稀土在凝固组织控制方面有很多报道, 早在 1982 年 Nuri 等<sup>[83]</sup>就发现 Ce 具有的变质细化作用, 可以提供有效的异质形核核心<sup>[84]</sup>, 改善铸态组织和抑制晶粒的长大。稀土在高碳钢<sup>[85]</sup>、耐候钢<sup>[86-87]</sup>、双相不锈钢<sup>[88-90]</sup>、奥氏体不锈钢<sup>[91-92]</sup>、无取向电工

钢<sup>[93]</sup>等的广泛研究表明稀土不但可以净化钢水, 有助于脱氧、脱硫, 防止氢、磷、砷、铅等造成的危害<sup>[94-95]</sup>; 而且可以细化铸锭和连铸坯组织, 主要是由于稀土可以改变夹杂物的性质、分布和形状<sup>[96]</sup>。稀土 Ce 的加入对 316L TIG 焊接区的双相结构影响较大, 随着 Ce 含量的增加,  $\delta$  相减少, 枝晶组织细化并且 Ce 对于碳化铬的形成有抑制作用, 从而防止 Cr 的贫化<sup>[97]</sup>。在 316L 中添加质量分数为 0.01% 的 La 可以有效提高在模拟血浆和 Hank's 溶液中的耐蚀性能<sup>[91]</sup>。

近些年, 也有许多学者就稀土在 SASS 中的作用

进行了探索性实验。王旗等<sup>[37]</sup>研究表明 Ce 在 S31254 中的作用主要有两方面, 一方面是含 Ce 夹杂物可以作为奥氏体异质形核核心对凝固组织的细化作用<sup>[97]</sup>, 通常用 Bramfitt<sup>[98]</sup>所提出的二位错配度计算模型评价某一夹杂物是否具有异质形核作用。Ce<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、CeAlO<sub>3</sub>、Ce<sub>2</sub>O<sub>2</sub>S 分别与奥氏体间的错配度是 5.4%、3.82%、10.3%。在非均质形核过程中, 错配度小于 6 的形核最有效, 在 6%~12% 之间的形核中等有效, 大于 12% 的形核无效, 结合图 19<sup>[99]</sup>可知, 可以作为奥氏体异质形核核心的稀土夹杂物主要存在于晶粒内部, 反之, 其余 MgO、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 等主要存在于晶界。



(a) S31254; (b) S31254-Ce; (c) 夹杂物成分。

图 19 SEM-BSED 图和夹杂物能谱成分<sup>[99]</sup>

Fig. 19 SEM-BSED diagram and inclusion composition<sup>[99]</sup>

另一方面 Ce 作为一种强偏析元素, 易在固/液界面前方富集, 显著提高残余液相中的成分过冷, 溶质元素的供给速率和界面迁移的有效能量都会降低, 从而抑制枝晶的生长限制枝晶生长; 过冷度的增加也增强了二次枝晶的枝晶倾向, 促使二次枝晶在一次枝晶上生长<sup>[100-101]</sup>。此外, 过冷度的提高可能会激活残余液相中的潜在形核位置。在溶质 Ce 和含 Ce 夹杂物共同作用下有效细化组织, 如图 20<sup>[101]</sup>所示。Ce 含量提高有利于提高凝固末期  $\delta$  相的热稳定性, Mo、Cr 是  $\delta$  相形成元素, 通过稳定  $\delta$  相, 减

少残余液相中 Mo 元素含量, 从而减少  $\sigma$  相析出, 有利于后期均匀化处理。在 S31254 中添加质量分数为 0.016% 的 Ce, Mo 元素偏析比由 4.11 降低至 2.71, 在 S32654 中 Mo 元素的偏析比由 Ce-0% (质量分数, 下同) 的 1.88 降低至 Ce-0.035% 的 1.60, Ce-0.089% 的 1.36。

北京科技大学王丽君教授课题组<sup>[37, 99-100]</sup>和赵爱民教授课题组<sup>[102]</sup>分别研究了 S31254 和 S32654 两种 SASS 的  $\sigma$  相形貌(图 21)。在 S31254 和 S31254-Ce 的 OM、SEM-BSED、EBSD 相分布图中可以看出, 在

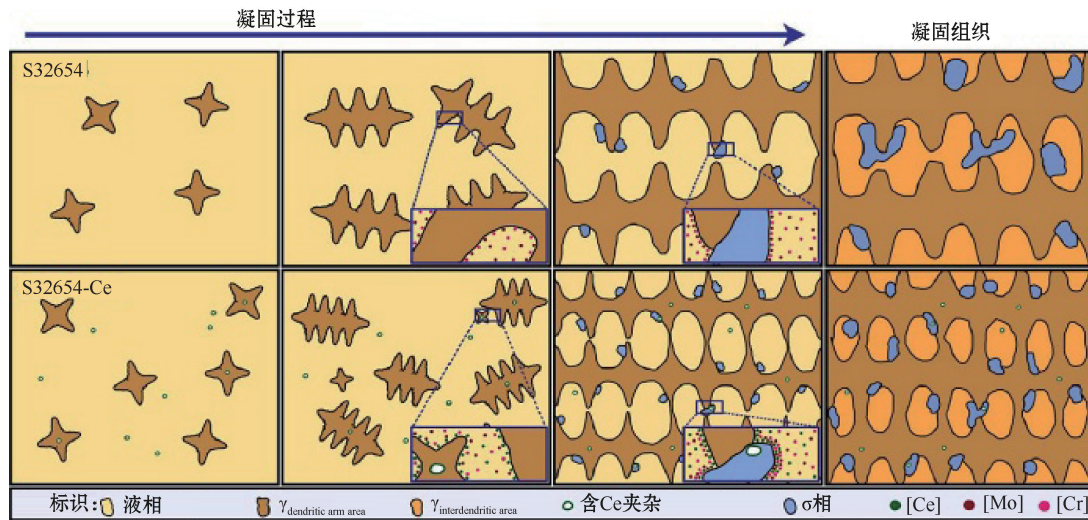


图 20 S32654 中添加 Ce 对凝固组织和  $\sigma$  相的细化机制示意图<sup>[101]</sup>

Fig. 20 Schematic diagram of refinement mechanism of Ce addition on solidification structure and  $\sigma$  phase in S32654<sup>[101]</sup>

添加 Ce 之后,  $\sigma$  相明显细化, 在相同尺度下, OM 图中未观察到第二相; 在 EBSD 下, 含 Ce 第二相主要为  $\delta$  相, 而原始状态下主要是  $\sigma$  相。在 EBSD 下观察

S32654 中  $\sigma$  相的形貌发现, 随着 Mo 含量的进一步增加,  $\sigma$  相呈珊瑚状,  $\sigma$  相与  $\gamma$  相存在明显的相界面,  $\sigma$  相更容易聚集, 严重影响 SASS 耐腐蚀性能。

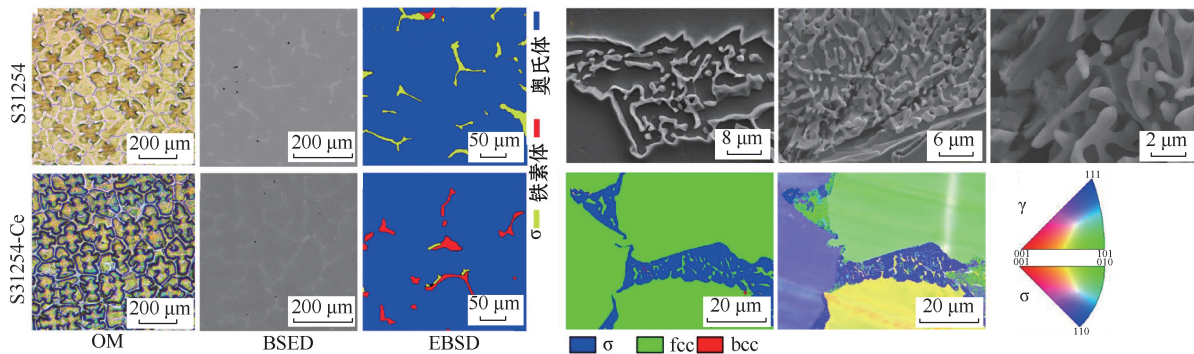


图 21 S31254<sup>[100]</sup> 和 S32654<sup>[102]</sup> 中  $\sigma$  相形貌

Fig. 21 Morphology of  $\sigma$  phase in S31254<sup>[100]</sup> and S32654<sup>[102]</sup>

### 3.3 提高冷却速度

在 SASS 凝固过程中, 溶质 Mo 由于在奥氏体基体中的溶解度较低, 凝固末期会在枝晶间区域富集, 促进  $\sigma$  相析出。并且有研究表明<sup>[37, 41, 60]</sup>, Ni-Cr-Mo 和 Fe-Cr-Ni-Mo 合金的凝固路径, 也受到 Mo 元素偏析的影响。郝燕森等<sup>[103]</sup> 通过高温共聚焦扫描激光显微镜法研究了冷却速度为 0.1~90 °C/s 主要合金元素 Cr、Ni、Mo 在 6Mo SASS 凝固过程的偏析情况。由图 22<sup>[103]</sup> 不难看出, Mo、Cr 为正偏析元素, Ni 为负偏析元素, 且 Mo 的偏析更加严重。随着冷却速度的增加, Mo 偏析情况得到改善由此所导致的  $\sigma$  相偏析减弱。冷却速度由 0.1 °C/s 增加

至 90 °C/s, Mo 的偏析比由 3.17 降至 2.74, 下降了 13.56%。结合图 23<sup>[103]</sup> 可以看出, 随着冷速的提高, SASS 枝晶组织显著细化, 并且所产生的共晶组织得到细化, 这也是 Mo 偏析减弱的原因。同样有学者<sup>[37, 58]</sup> 报道了冷却速度对 904L 和 S31254 凝固偏析行为的影响与郝燕森结论基本一致。而不同的是在 904L 和 S31254 凝固形核过程中均体现出相应的时间滞后性, 即随着冷却速度的增加, 液相线温度有所降低, 其原因主要是提高冷却速率能有效改善凝固形核生长动力学, 实现凝固组织细化。王旗<sup>[37]</sup> 还发现稀土 Ce 与高冷速相耦合更有利于组织细化, 抑制  $\sigma$  相的析出。

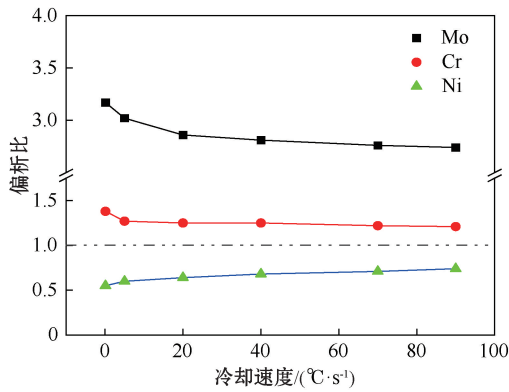


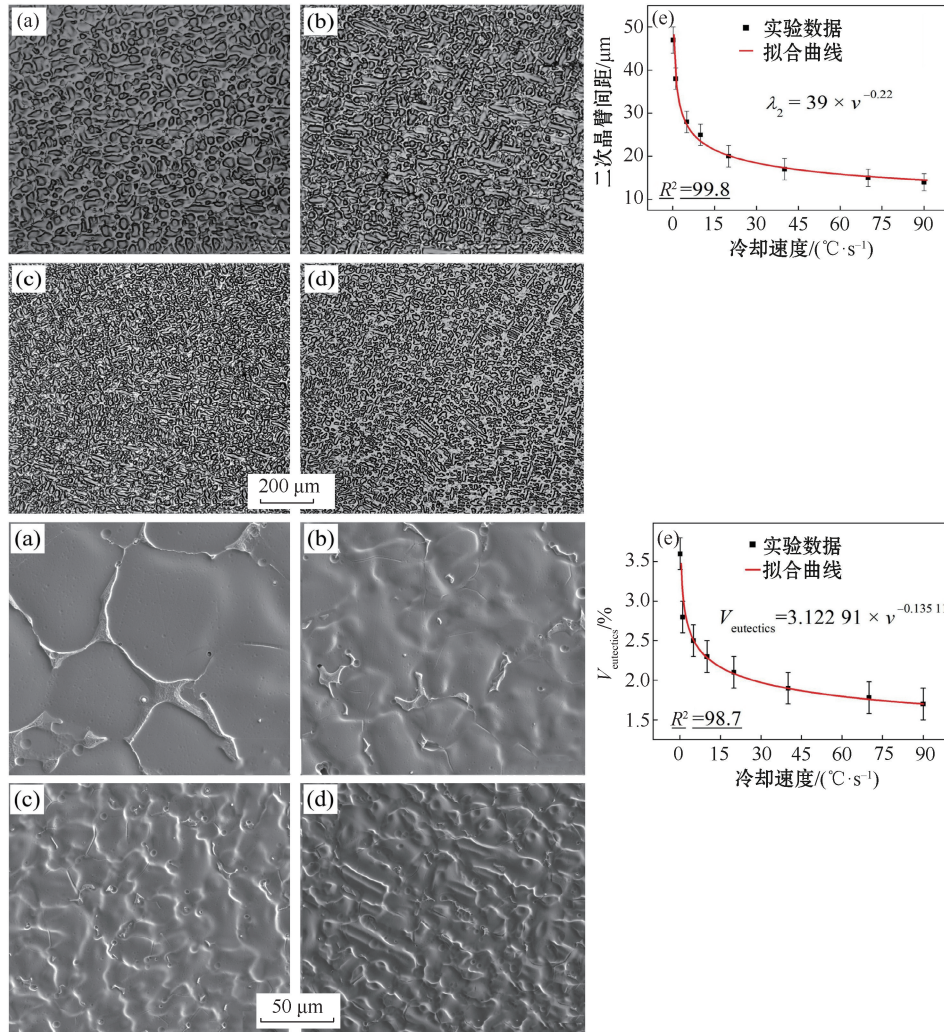
图 22 凝固速率对元素偏析的影响<sup>[103]</sup>

Fig. 22 Effect of solidification rate on element segregation<sup>[103]</sup>

### 3.4 均匀化处理

SASS 均匀化制度受成分影响较大, 并且 SASS 高温氧化严重, 合理的均匀化制度是众多学者的研究热点。偏析系数  $K$  (枝晶间元素质量分数与枝晶干元素质量分数的比值)、残余偏析系数  $\delta$  (均匀化处理后最高/低浓度差值与原始浓度最高/低差值的比值) 表征均匀化处理效果。文献<sup>[104]</sup>指出, 当  $K_{Mo}$  降低至 1.2 以下时, 凝固组织较为均匀, 无明显的元素偏析带, 满足工业生产要求。而在工业生产中, 一般认为当  $\delta=0.2$  时, 该元素达到均匀分布, 且  $\delta$  越接近于 0, 均匀化程度越高。

诸多学者<sup>[36-37, 58, 105-106]</sup> 分别就 904L、S31254、S32654 等 SASS 均匀化制度做了相关研究。如



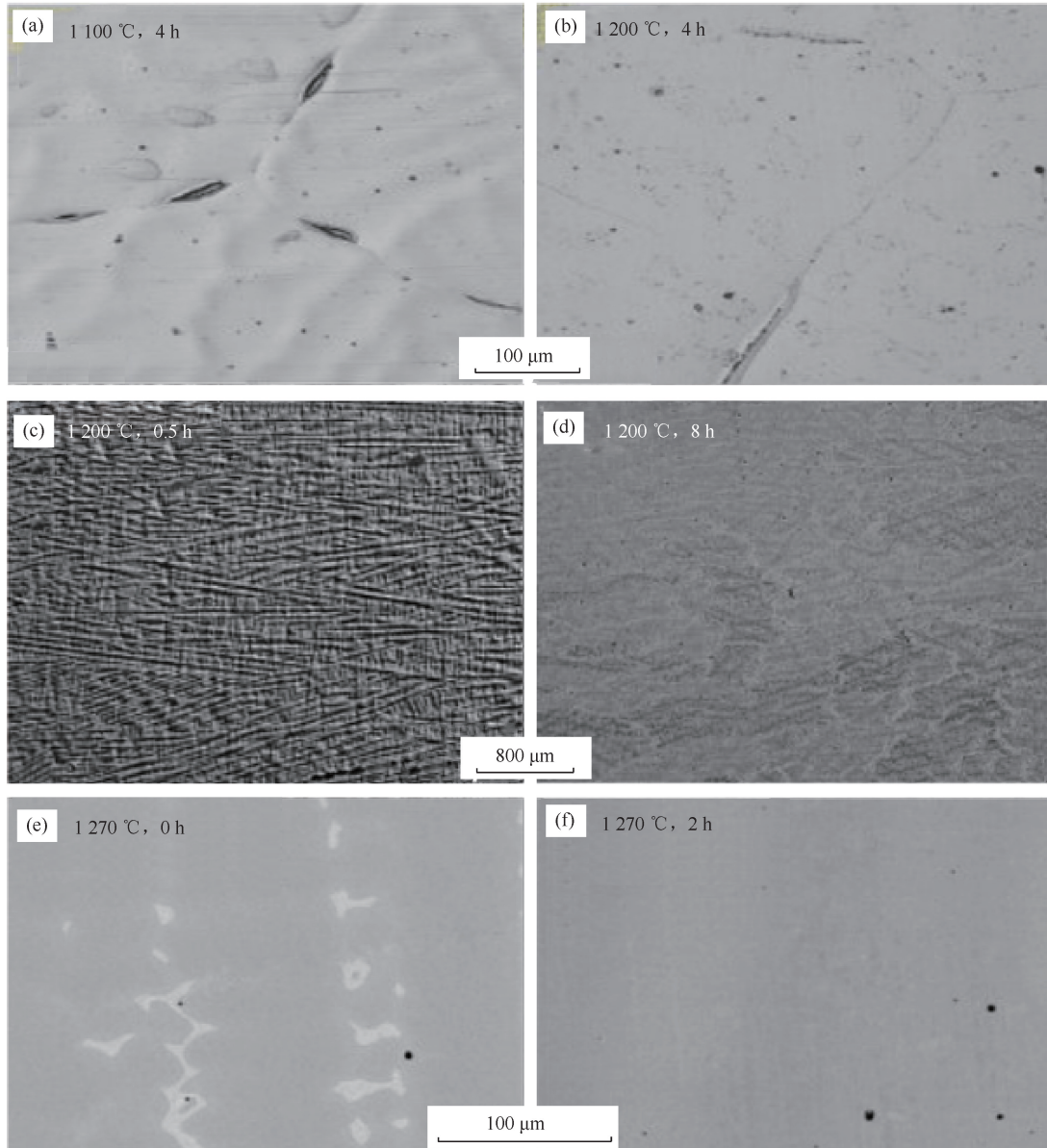
(a) 0.1 °C/s; (b) 5 °C/s; (c) 20 °C/s; (d) 90 °C/s; (e) 二次枝晶臂间距(左)和共晶组织体积分数(右)。

图 23 冷却速率对 SASS 凝固组织(左)及共晶组织体积分数的影响(右)<sup>[103]</sup>

Fig. 23 OM solidification microstructures (left) and eutectics evolution (right) of studied SASS by CLSM at different cooling rates<sup>[103]</sup>

图 24 所示,904L 在 1200℃ 均匀化 6 h,可使第二相全部回溶;随着 Mo 含量的增加,第二相量显著增加,均匀化处理困难。郝燕森<sup>[36]</sup>对 6Mo SASS 均匀化制度做了相关研究,发现 1200℃ 处理 8 h 才可全部回溶;

王旗<sup>[37]</sup>将温度提高至 1270℃,均匀化时间显著缩短仅需要 2 h 即可使  $\sigma$  相全部回溶,在添加少量的 Ce(0.016%)后,1270℃ 均匀化 1.5 h 即可完成均匀化。对比不难发现,均匀化温度对回溶速度影响更大。



(a)、(b) 904L<sup>[58]</sup>; (c)、(d) 6MoSASS<sup>[36]</sup>; (e)、(f) S31254<sup>[37]</sup>。

图 24 904L 和 S31254 不同均匀化制度处理形貌图

Fig. 24 Topography of 904L and S31254 treated by different homogenization systems

张彬彬<sup>[106]</sup>对铸态 S32654 均匀化制度进行了系统的研究,发现 S32654 在 1200℃ 均匀化 16 h 后, $R/2$  处基本消除了枝晶,而心部主干晶和二次枝晶的尺寸明显增加;在 1250℃ 均匀化 16 h 后, $R/2$  处枝晶消除,并且心部枝晶也基本消除;均匀化温度升至 1280℃,均匀化处理 8 h 后,心部枝晶基本消失。通过对偏析系数( $K$ )、残余偏析系数( $\delta$ )计算表明,在 1200℃,

均匀化处理 12 h 后,铸锭各部  $K_{Mo}$  均小于 1.2, $\delta$  小于 0.2;在 1250℃,均匀化处理 8 h 后,铸锭各部  $K_{Mo}$  均小于 1.2, $\delta$  小于 0.2;在 1280℃,均匀化处理 4 h 后,铸锭各部  $K_{Mo}$  均小于 1.2, $\delta$  小于 0.2。同样,高建兵等<sup>[105]</sup>做了更高 Mo 含量 S32654 均匀化研究,发现 1280℃ 均匀化 16 h 才可将  $\sigma$  相全部回溶。部分 SASS Mo 含量与均匀化热处理参数的关系如表 4 所示。

表 4 Mo 含量与均匀化热处理参数的关系

Table 4 Relationship between Mo content and homogenized heat treatment systems

钢种	Mo 质量分数/%	均匀化温度/℃	均匀化时间/h	参考文献
904L	4.49	1150/1200	6/4	[58]
6MoSASS	6.00	1200	8	[36]
S31254	6.00	1270	2	[37]
S31254-Ce(0.016%)	6.00	1270	1.5	[37]
S32654	7.63	1280	16	[105]
S32654	7.46	1250/1280	8/4	[106]

## 4 结论与展望

(1) SASS 主要是通过提高 Cr、Mo、N 等耐蚀元素, 提高耐腐蚀性能, 以满足更加严苛的工况条件, 特别是深海作业、海水淡化等环境腐蚀性较高的领域。其相对低廉的成本、优异的耐腐蚀性能在某些方面可以代替昂贵的镍基合金。但生产过程中仍然存在中心偏析严重、热处理工艺要求高、析出行为敏感等问题, 需要对第二相偏析行为深入研究, 探索调控方法是未来的研究方向。

(2) 通过合金成分设计改善凝固条件, 细化 SASS 晶粒可以有效减少  $\sigma$  相偏析。 $w(\text{Mo})$  ( $\pm 1\%$ )、 $w(\text{N})$  ( $\pm 0.1\%$ ) 的微小变化对第二相形成具有显著影响。通过提高 Cr、Mn 含量, 提高 N 的溶解度, 不仅有利于节约 Ni, 降低成本而且有利于抑制  $\sigma$  相偏析, 但三者之间的联系仍需深入研究。

(3) SASS 均匀化处理难度大, 不同种类 SASS 需要的均匀化处理工艺不同, 且同一种类但不同状态下 SASS 的均匀化处理工艺也不相同。建立合金成分与时效时间、时效温度之间的关系尤为重要。并且需要关注 SASS 高温氧化行为, 以提高均匀化效率, 提高成材率, 建立 SASS 低耗能高效的均匀化制度, 是未来研究的重点。

### 参考文献:

- [1] Lodhi M J K, Deen K M, Haider W. Corrosion behavior of additively manufactured 316L stainless steel in acidic media [J]. *Materialia*, 2018, 2: 111.
- [2] Zhang S, Li H, Jiang Z, et al. Chloride- and sulphate-induced hot corrosion mechanism of super austenitic stainless steel S31254 under dry gas environment [J]. *Corrosion Science*, 2020, 163: 108295.
- [3] Pradhan S K, Bhuyan P, Mandal S. Influence of the individual microstructural features on pitting corrosion in type 304 austenitic stainless steel [J]. *Corrosion Science*, 2019, 158: 108091.
- [4] Dai J, Feng H, Li H B, et al. Nitrogen significantly enhances corrosion resistance of 316L stainless steel in thiosulfate-chloride solution [J]. *Corrosion Science*, 2020, 174: 108792.
- [5] 罗永赞. 近代超级不锈钢的发展 [J]. *特殊钢*, 2000, 21(4): 5. (Luo Y Z. Advance on modern super stainless steel [J]. *Special Steel*, 2000, 21(4): 5.)
- [6] 郎宇平, 康喜范. 超级高氮奥氏体不锈钢的耐腐蚀性能及氮的影响 [J]. *钢铁研究学报*, 2001, 13(1): 30. (Lang Y P, Kang X F. Corrosion resistance of high nitrogen superaustenitic stainless steel and influence of nitrogen [J]. *Journal of Iron and Steel Research*, 2001, 13(1): 30.)
- [7] 陆世英. 不锈钢概论 [M]. 北京: 化学工业出版社, 2013. (Lu S Y. Introduction to Stainless Steel [M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2013.)
- [8] 孙长庆. 超级奥氏体不锈钢的发展, 性能与应用 (上) [J]. *化工设备设计*, 1999, 36(6): 38. (Sun C Q. Development, application and characteristic of super austenitic stainless steel [J]. *Process Equipment & Piping*, 1999, 36(6): 38.)
- [9] Guenbour A, Essahli M, Benbachir A, et al. On the role of tungsten or molybdenum in improved passivation to austenitic stainless steel in phosphoric acid polluted by sulfides [J]. *Acta Chimica Slovenica*, 2003, 50: 287.
- [10] Pardo A, Merino M C, Coy A E, et al. Pitting corrosion behaviour of austenitic stainless steels - combining effects of Mn and Mo additions [J]. *Corrosion Science*, 2008, 50(6): 1796.
- [11] Vignal V, Olive J M, Desjardins D. Effect of molybdenum on passivity of stainless steels in chloride media using *ex situ* near field microscopy observations [J]. *Corrosion Science*, 1999, 41(5): 869.
- [12] Baba H, Kodama T, Katada Y. Role of nitrogen on the corrosion behavior of austenitic stainless steels [J]. *Corrosion Science*, 2002, 44(10): 2393.
- [13] Sagara M, Katada Y, Kodama T. Localized corrosion behavior of high nitrogen-bearing austenitic stainless steels in seawater environment [J]. *ISIJ International*, 2003, 43(5): 714.
- [14] Zhu X M, Lei M K. Pitting corrosion resistance of high nitrogen f. c. c. phase in plasma source ion nitrided austenitic stainless steel [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2000, 131(1/2/3): 400.
- [15] Jargelius-Pettersson R F A, Flyg J, Wessman S. The influence of nitrogen alloying on the pitting and crevice corrosion of austenitic and duplex stainless steels [J]. *Materials Science*

- Forum,1999,318-320:489.
- [16] Sedriks A J. Plenary lecture—1986: Effects of alloy composition and microstructure on the passivity of stainless steels[J]. Corrosion,1986,42(7):376.
- [17] Abbasi Aghuy A, Zakeri M, Moayed M H, et al. Effect of grain size on pitting corrosion of 304L austenitic stainless steel[J]. Corrosion Science,2015,94:368.
- [18] Lodhi M J K, Deen K M, Greenlee-Wacker M C, et al. Additively manufactured 316L stainless steel with improved corrosion resistance and biological response for biomedical applications[J]. Additive Manufacturing,2019,27:8.
- [19] Tavares S S M, Feijó G F, Farneze H N, et al. Influence of microstructure on the corrosion resistance of AISI 317L (UNS S31703) [J]. Materials Research, 2017, 20 (suppl 2):108.
- [20] Dearnley P A, Oestgaard M, Betts A J, et al. Corrosion response of fusion coated austenitic stainless steel[J]. British Corrosion Journal,1996,31(3):235.
- [21] Badji R, Bacroix B, Bouabdallah M. Texture, microstructure and anisotropic properties in annealed 2205 duplex stainless steel welds[J]. Materials Characterization,2011,62(9):833.
- [22] Pettersson N, Pettersson R F A, Wessman S. Precipitation of chromium nitrides in the super duplex stainless steel 2507 [J]. Metallurgical and Materials Transactions, 2015, 46A (3):1062.
- [23] Liu X, Zhang C, Li J, et al. Effect of solution annealing on microstructure evolution and pitting corrosion resistance of SAF2906 super duplex stainless steel [J]. Steel Research International,2017,88(11):1700023.
- [24] Wang J, Shi W, Xiang S, et al. Study of the corrosion behaviour of sensitized 904L austenitic stainless steel in  $\text{Cl}^-$  solution[J]. Corrosion Science,2021,181:109234.
- [25] Mirzaei A, Zarei-Hanzaki A, Haghdadi N, et al. Constitutive description of high temperature flow behavior of Sanicro-28 super-austenitic stainless steel [J]. Materials Science and Engineering,2014,589A:76.
- [26] Pu E, Zheng W, Xiang J, et al. Hot working characteristic of superaustenitic stainless steel 254SMO[J]. Acta Metallurgica Sinica(English Letters),2014,27(2):313.
- [27] Adams K D, DuPont J N, Marder A R. The influence of centerline sigma ( $\sigma$ ) phase on the through-thickness toughness and tensile properties of alloy AL-6XN[J]. Journal of Materials Engineering and Performance,2007,16(1):123.
- [28] Qian M, DuPont J N. Microsegregation-related pitting corrosion characteristics of AL-6XN superaustenitic stainless steel laser welds[J]. Corrosion Science,2010,52(10):3548.
- [29] Pu E X, Zheng W J, Song Z G, et al. Optimization of hot workability in superaustenitic stainless steel 654SMO [J]. Journal of Iron and Steel Research International, 2014, 21 (10):975.
- [30] Bai Q, Zhao Q, Xia S, et al. Evolution of grain boundary character distributions in alloy 825 tubes during high temperature annealing: Is grain boundary engineering achieved through recrystallization or grain growth? [J]. Materials Characterization,2017,123:178.
- [31] Suave L M, Cormier J, Villechaise P, et al. Microstructural evolutions during thermal aging of alloy 625; Impact of temperature and forming process [J]. Metallurgical and Materials Transactions,2014,45A(7):2963.
- [32] Silva C C, de Miranda H C, Motta M F, et al. New insight on the solidification path of an alloy 625 weld overlay[J]. Journal of Materials Research and Technology,2013,2(3):228.
- [33] Jakupi P, Wang F, Noël J J, et al. Corrosion product analysis on crevice corroded Alloy-22 specimens [J]. Corrosion Science,2011,53(5):1670.
- [34] 孙彬涵. 高钼高氮超级奥氏体不锈钢时效析出行为和耐腐蚀性能研究[D]//沈阳:东北大学,2013.  
(Sun B H. Research on Aging Precipitation Behavior and Corrosion Property of Super Austenitic Stainless Steel with High Mo and N [D]//Shenyang: Northeastern University,2013.)
- [35] 张树才. 超级奥氏体不锈钢 S32654 的制备及组织与性能研究 [D]//沈阳:东北大学,2019.  
(Zhang S C. Manufacture, Microstructure and Properties of Super Austenitic Stainless Steel S32654 [D]//Shenyang: Northeastern University,2019.)
- [36] 郝燕森. 超级奥氏体不锈钢合金元素偏析行为与显微组织演变规律研究[D]//沈阳:东北大学,2019.  
(Hao Y S. Research on Alloying Element Segregation Behavior and Microstructure Evolution of Super Austenitic Stainless Steel [D]//Shenyang: Northeastern University, 2019.)
- [37] 王旗. 含 Ce 超级奥氏体不锈钢凝固特性及第二相控制基础研究[D]//北京:北京科技大学,2020.  
(Wang Q. Fundamental Study on Solidification Characteristics and Second Phase Precipitation for Ce Containing Super Austenitic Stainless Steel[D]//Beijing: University of Science and Technology Beijing,2020.)
- [38] DuPont J N, Farren J D. Influence of heat treatment time and temperature on the microstructure and corrosion resistance of cast superaustenitic stainless steels[J]. Corrosion, 2011, 67 (5):55002.
- [39] Koseki T, Ogawa T. An investigation of weld solidification in Cr-Ni-Fe-Mo alloys [J]. Welding International, 1992, 6 (7):516.
- [40] 陆世英. 超级不锈钢和高镍耐蚀合金[M]. 北京:化学工业出版社,2012.  
(Lu S Y. Super Stainless Steel and High Nickel Corrosion Resistant Alloy[M]. Beijing: Chemical Industry Press,2012.)
- [41] Perricone M J, Dupont J N. Effect of composition on the solidification behavior of several Ni-Cr-Mo and Fe-Ni-Cr-Mo alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions, 2006, 37A(4):1267.
- [42] Banovic S W, Dupont J N, Marder A R. Dilution and

- microsegregation in dissimilar metal welds between super austenitic stainless steel and nickel base alloys[J]. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2002, 7(6): 374.
- [43] Hsieh C C, Lin D Y, Chang T C. Microstructural evolution during the  $\delta/\sigma/\gamma$  phase transformation of the SUS 309LSi stainless steel after aging under various nitrogen atmospheric ratios[J]. *Materials Science and Engineering*, 2008, 475A(1/2): 128.
- [44] Ghayoor M, Lee K, He Y J, et al. Selective laser melting of 304L stainless steel: Role of volumetric energy density on the microstructure, texture and mechanical properties [J]. *Additive Manufacturing*, 2020, 32: 101011.
- [45] Naghizadeh M, Mirzadeh H. Microstructural evolutions during reversion annealing of cold-rolled AISI 316 austenitic stainless steel[J]. *Metallurgical and Materials Transactions*, 2018, 49A(6): 2248.
- [46] Sandim M J R, Mauro V, Tavares S S M, et al. Magnetic properties and microstructural characterization of cold-rolled and annealed 317L austenitic stainless steel[J]. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2021, 539: 168336.
- [47] Kurzynowski T, Gruber K, Stopyra W, et al. Correlation between process parameters, microstructure and properties of 316L stainless steel processed by selective laser melting[J]. *Materials Science and Engineering*, 2018, 718A: 64.
- [48] Li Y N, Zou D N, Chen W W, et al. Effect of cooling rate on solidification and segregation characteristics of 904L super austenitic stainless steel [J]. *Metals and Materials International*, 2022, 28(8): 1907.
- [49] Çetin M, Günen A, Kalkandelen M, et al. Microstructural, wear and corrosion characteristics of boronized AISI 904L superaustenitic stainless steel [J]. *Vacuum*, 2021, 187: 110145.
- [50] Wang J A, Cui Y S, Bai J G, et al. The mechanism on the B addition to regulate phase precipitation and improve intergranular corrosion resistance in UNS S31254 superaustenitic stainless steels [J]. *Journal of the Electrochemical Society*, 2019, 166(15): C600.
- [51] Hao Y S, Liu W C, Li J, et al. Microstructural bandings evolution behavior and their effects on microstructure and mechanical property of super-austenitic stainless steel[J]. *Materials Science and Engineering*, 2018, 736A: 258.
- [52] Zhang S C, Jiang Z H, Li H B, et al. Precipitation behavior and phase transformation mechanism of super austenitic stainless steel S32654 during isothermal aging [J]. *Materials Characterization*, 2018, 137: 244.
- [53] Yu J T, Zhang S C, Li H B, et al. Influence mechanism of boron segregation on the microstructure evolution and hot ductility of super austenitic stainless steel S32654[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2022, 112: 184.
- [54] Eftekhari N, Muhammad W, Haftlang F, et al. Microstructural evolution and corrosion behavior of Sanicro 28 during thermomechanical processing[J]. *Materials Today Communications*, 2020, 24: 101228.
- [55] Park C J, Ahn M K, Kwon H S. Influences of Mo substitution by W on the precipitation kinetics of secondary phases and the associated localized corrosion and embrittlement in 29% Cr ferritic stainless steels[J]. *Materials Science and Engineering*, 2006, 418A(1/2): 211.
- [56] Lo K H, Kwok C T, Chan W K. Characterisation of duplex stainless steel subjected to long-term annealing in the sigma phase formation temperature range by the DLEPR test[J]. *Corrosion Science*, 2011, 53(11): 3697.
- [57] Deng B, Jiang Y M, Gao J, et al. Effect of annealing treatment on microstructure evolution and the associated corrosion behavior of a super-duplex stainless steel [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2010, 493(1/2): 461.
- [58] 陈婉婉. 含 Mo 奥氏体不锈钢凝固偏析行为及偏析机理研究 [D]//西安: 西安建筑科技大学, 2020.  
(Chen W W. Study on Solidification Segregation Behavior and Segregation Mechanism of Mo-Austenitic Stainless Steel [D]//Xi'an: Xi'an University of Architecture and Technology, 2020.)
- [59] Marin R, Combeau H, Zollinger J, et al.  $\sigma$ -phase formation in super austenitic stainless steel during directional solidification and subsequent phase transformations[J]. *Metallurgical and Materials Transactions*, 2020, 51A(7): 3526.
- [60] Fukumoto S, Oikawa Y, Tsuge S, et al. Prediction of  $\sigma$  phase formation in Fe-Cr-Ni-Mo-N alloys [J]. *ISIJ International*, 2010, 50(3): 445.
- [61] Barbosa B A R S, Tavares S S M, Cobuci A, et al. Influence of microstructure on pitting corrosion resistance of alloy 904L superaustenitic stainless steel [J]. *Corrosion*, 2012, 68(8): 739.
- [62] Lee T H, Kim S J, Jung Y C. Crystallographic details of precipitates in Fe-22Cr-21Ni-6Mo-(N) superaustenitic stainless steels aged at 900 °C[J]. *Metallurgical and Materials Transactions*, 2000, 31A(7): 1713.
- [63] Anburaj J, Mohamed Nazirudeen S S, Narayanan R, et al. Ageing of forged superaustenitic stainless steel: Precipitate phases and mechanical properties[J]. *Materials Science and Engineering*, 2012, 535A: 99.
- [64] Heino S, Knutson-Wedel M, Karlsson B. Precipitation in a high nitrogen superaustenitic stainless steel [J]. *Materials Science Forum*, 1999, 318-320: 143.
- [65] Song Z G, Pu E X. Precipitated phases of superaustenitic stainless steel 654SMO[J]. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2017, 24(7): 743.
- [66] Koutsoukis T, Papadopoulou E G, Zormalia S, et al. Precipitation sequences in cold deformed superaustenitic stainless steels[J]. *Materials Science and Technology*, 2010, 26(9): 1041.
- [67] Koutsoukis T, Redjaimia A, Fourlaris G. Phase transformations and mechanical properties in heat treated superaustenitic stainless steels [J]. *Materials Science and*

- Engineering, 2013, 561A: 477.
- [68] Heino S. Role of Mo and W during sensitization of superaustenitic stainless steel—Crystallography and composition of precipitates [J]. Metallurgical and Materials Transactions, 2000, 31A(8): 1893.
- [69] Woo I, Kikuchi Y. Weldability of high nitrogen stainless steel [J]. ISIJ International, 2002, 42(12): 1334.
- [70] Simmons J W. Overview: High-nitrogen alloying of stainless steels [J]. Materials Science and Engineering, 1996, 207A(2): 159.
- [71] Milan S, Aleš K, Jiří S, et al. Phase changes in superaustenitic steels after long-term annealing [J]. International Journal of Materials Research, 2022, 95(11): 1025.
- [72] 李兵兵, 陈海涛, 郎宇平, 等. 含铜超级奥氏体不锈钢的固溶行为 [J]. 金属热处理, 2020, 45(11): 68.  
(Li B B, Chen H T, Lang Y P, et al. Solution behavior of copper-containing super austenitic stainless steel [J]. Heat Treatment of Metals, 2020, 45(11): 68.)
- [73] 张亚彬, 任建斌, 王锦永, 等. S31254 超级奥氏体不锈钢析出相演变及微观表征 [J]. 中国冶金, 2021, 31(12): 61.  
(Zhang Y B, Ren J B, Wang J Y, et al. Evolution and microstructure characterization of precipitate phases in S31254 super austenitic stainless steel [J]. China Metallurgy, 2021, 31(12): 61.)
- [74] Behjati P, Kermanpur A, Najafizadeh A. Influence of nitrogen alloying on properties of Fe318Cr312Mn3XN austenitic stainless steels [J]. Materials Science and Engineering, 2013, 588A: 43.
- [75] López D, Alonso Falleiros N, Paulo Tschiptschin A. Effect of nitrogen on the corrosion-erosion synergism in an austenitic stainless steel [J]. Tribology International, 2011, 44(5): 610.
- [76] Tsuge H, Tarutani Y, Kudo T. The effect of nitrogen on the localized corrosion resistance of duplex stainless steel simulated weldments [J]. Corrosion, 1988, 44(5): 305.
- [77] Kop T A, Sietsma J, van der Zwaag S. The influence of nitrogen on the austenite/ferrite interface mobility in Fe-1at. %Si [J]. Materials Science and Engineering, 2002, 323A(1/2): 403.
- [78] Na Y S, Park N K, Reed R C. Sigma morphology and precipitation mechanism in Udimet 720Li [J]. Scripta Materialia, 2000, 43(7): 585.
- [79] Takahashi F, Momoi Y, Kajikawa K, et al. Nitrogen solubility and rate of nitrogen absorption and desorption in high Cr steel under pressurized atmosphere [J]. Tetsu-to-Hagane, 2011, 97(10): 525.
- [80] Kobayashi Y, Todoroki H, Shiga N, et al. Solubility of nitrogen in Fe-Cr-Ni-Mo stainless steel under a 1 atm N<sub>2</sub> gas atmosphere [J]. ISIJ International, 2012, 52(9): 1601.
- [81] Kobayashi Y, Todoroki H, Shiga N. Behaviour of nitrogen dissolution in Fe-Cr-Ni-Mo system stainless steels [J]. Ironmaking & Steelmaking, 2014, 41(6): 459.
- [82] Zhang S C, Li H B, Jiang Z H, et al. Influence of N on precipitation behavior, associated corrosion and mechanical properties of super austenitic stainless steel S32654 [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2020, 42: 143.
- [83] Nuri Y, Ohashi T, Hiromoto T, et al. Solidification microstructure of ingots and continuously cast slabs treated with rare earth metal [J]. Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, 1982, 22(6): 399.
- [84] 庞富祥, 尹树春, 李佳军, 等. LZ50 钢液中微量稀土脱氧及夹杂物生成机理研究 [J]. 太原理工大学学报, 2011, 42(6): 646.  
(Pang F X, Yin S C, Li J J, et al. Study on deoxidization thermodynamics of trace rare earth element and formation mechanism of inclusions in LZ50 molten steel [J]. Journal of Taiyuan University of Technology, 2011, 42(6): 646.)
- [85] Hao F F, Liao B, Li D, et al. Effects of rare earth oxide on hardfacing metal microstructure of medium carbon steel and its refinement mechanism [J]. Journal of Rare Earths, 2011, 29(6): 609.
- [86] Liu C, Revilla R I, Liu Z Y, et al. Effect of inclusions modified by rare earth elements (Ce, La) on localized marine corrosion in Q460NH weathering steel [J]. Corrosion Science, 2017, 129: 82.
- [87] Yue L J, Wang L M, Han J S. Effects of rare earth on inclusions and corrosion resistance of 10PCuRE weathering steel [J]. Journal of Rare Earths, 2010, 28(6): 952.
- [88] Yoo Y H, Choi Y S, Kim J G, et al. Effects of Ce, La and Ba addition on the electrochemical behavior of super duplex stainless steels [J]. Corrosion Science, 2010, 52(4): 1123.
- [89] Jeon S H, Kim S T, Choi M S, et al. Effects of cerium on the compositional variations in and around inclusions and the initiation and propagation of pitting corrosion in hyperduplex stainless steels [J]. Corrosion Science, 2013, 75: 367.
- [90] Kim S T, Jeon S H, Lee I S, et al. Effects of rare earth metals addition on the resistance to pitting corrosion of super duplex stainless steel -Part 1 [J]. Corrosion Science, 2010, 52(6): 1897.
- [91] Yang H J, Yang K, Zhang B C. Pitting corrosion resistance of La added 316L stainless steel in simulated body fluids [J]. Materials Letters, 2007, 61(4/5): 1154.
- [92] Lu Y C, Ives M B. Chemical treatment with cerium to improve the crevice corrosion resistance of austenitic stainless steels [J]. Corrosion Science, 1995, 37(1): 145.
- [93] Li N, Wang Y Q, Qiu S T, et al. Effect of Ce on the evolution of recrystallization texture in a 1.2%Si-0.4%Al non-oriented electrical steel [J]. ISIJ International, 2016, 56(7): 1256.
- [94] Lee J L. Evaluation of the nucleation potential of intragranular acicular ferrite in steel weldments [J]. Acta Metallurgica et Materialia, 1994, 42(10): 3291.
- [95] Zhang Z, Farrar R A. Role of non-metallic inclusions in formation of acicular ferrite in low alloy weld metals [J]. Materials Science and Technology, 1996, 12(3): 237.
- [96] Liu X A, Bo Y. Effect of rare earth on the inclusions and pitting resistance of austenitic stainless steel [J]. Advanced

- Materials Research, 2013, 718-720; 29.
- [97] Samanta S K, Mitra S K, Pal T K. Effect of rare earth elements on microstructure and oxidation behaviour in TIG weldments of AISI 316L stainless steel[J]. Materials Science and Engineering, 2006, 430A(1/2): 242.
- [98] Bramfitt B L. The effect of carbide and nitride additions on the heterogeneous nucleation behavior of liquid iron [J]. Metallurgical Transactions, 1970, 1(7): 1987.
- [99] Wang Q, Wang L J, Zhang W, et al. Effect of cerium on the austenitic nucleation and growth of high-Mo austenitic stainless steel[J]. Metallurgical and Materials Transactions, 2020, 51B(4): 1773.
- [100] Wang Q, Wang L J, Sun Y H, et al. The influence of Ce micro-alloying on the precipitation of intermetallic sigma phase during solidification of super-austenitic stainless steels [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 815: 152418.
- [101] Zhang S C, Yu J T, Li H B, et al. Refinement mechanism of cerium addition on solidification structure and sigma phase of super austenitic stainless steel S32654 [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2022, 102: 105.
- [102] Zhang Y, Xiao J, Liang J H, et al. Effect of rare earth elements on the segregation behavior and microstructure of super austenitic stainless steel [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2022, 19: 20.
- [103] Hao Y S, Li J, Li X, et al. Influences of cooling rates on solidification and segregation characteristics of Fe-Cr-Ni-Mo-N super austenitic stainless steel [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2020, 275: 116326.
- [104] Semiatin S L, Kramb R C, Turner R E, et al. Analysis of the homogenization of a nickel-base superalloy [J]. Scripta Materialia, 2004, 51(6): 491.
- [105] 高建兵, 范思鹏, 张树才, 等. 新型超级奥氏体不锈钢 654SMO 偏析行为及均匀化工艺[J]. 钢铁, 2018, 53(8): 83. (Gao J B, Fan S P, Zhang S C, et al. Segregation behavior and homogenizing treatment of a new type super austenitic stainless steel 654SMO [J]. Iron & Steel, 2018, 53(8): 83.)
- [106] 张彬彬. 超级奥氏体不锈钢 S32654 高温氧化机制及均匀化工艺研究[D]//沈阳: 东北大学, 2015. (Zhang B B. Research on High Temperature Oxidation Mechanism and Homogenization Treatment of Super Austenitic Stainless Steel S32654 [D]//Shenyang: Northeastern University, 2015.)