

奥氏体不锈钢焊缝金属 σ 相析出及其对性能影响

张学刚¹, 郭旭超^{1,2}, 焦帅杰¹, 王猛¹, 陈燕¹, 孙婷婷¹, 胡鹏亮¹

(1. 哈尔滨威尔焊接有限责任公司, 哈尔滨, 150060; 2. 中国机械总院集团哈尔滨焊接研究有限公司, 哈尔滨, 150028)

摘要: 低温工况使用的奥氏体不锈钢结构要求焊接接头具有高韧性, 对所研制焊条施焊后, 焊缝金属低温冲击韧性出现急剧降低的现象, 针对此问题, 通过选用组织相似焊条对焊缝金属组织与性能进行了对比研究。结果表明, 施焊后焊缝金属中较高的 Mo 含量造成枝晶间部分 δ -铁素体冷却过程中发生共析分解: $\delta \rightarrow \gamma' + \sigma$, 枝晶间形成 δ -铁素体、 σ 相以及 γ' 相混合组织, 导致在低温冲击载荷作用下, 冲击断面表现出完全脆性断裂。 σ 相的大量析出使枝晶间在变形过程中成为优先开裂的部位, 缩短了裂纹扩展路径, 降低基体塑性变形能力, 最终导致 -196°C 平均吸收能量仅为 6.33 J, 相较低 Mo 焊缝金属的 -196°C 冲击性能降低超 85%。少量 δ -铁素体并没有降低焊缝金属的低温韧性, 而 σ 相的析出会使焊缝韧性严重恶化。

创新点: (1) 解释了奥氏体不锈钢焊态焊缝金属中 σ 相析出过程。

(2) 解释了 σ 相析出对奥氏体不锈钢焊缝金属低温冲击韧性降低作用。

关键词: 奥氏体不锈钢; 低温韧性; 微观组织; 共析分解; σ 相

中图分类号: TG 422.1 文献标识码: A doi: 10.12073/j.hjxb.20240401002

σ -phase precipitation in weld metal of austenitic stainless steels and its effect on properties

ZHANG Xuegang¹, GUO Xuchao^{1,2}, JIAO Shuaijie¹, WANG Meng¹, CHEN Yan¹,
SUN Tingting¹, HU Pengliang¹

(1. Harbin Well Welding Co., Ltd., Harbin, 150060, China; 2. Harbin Welding Institute Limited Company, Harbin, 150028, China)

Abstract: Low-temperature conditions necessitate high toughness in the welded joints of austenitic stainless steel structures. However, the impact toughness of the weld metal decreases significantly when using electrodes developed for SMAW under such conditions. To address this issue, a comparative study was conducted on the structure and properties of the weld metal by selecting welding electrodes with similar structures. The results indicate that the high Mo content in the weld metals post-welding triggers the eutectic decomposition of some δ -ferrite between the interdendrites during the cooling process: $\delta \rightarrow \gamma' + \sigma$. This leads to the formation of a mixed structure comprising δ -ferrite, σ -phase, and γ' between the interdendrites. Consequently, this results in a complete brittle fracture of the impact section when subjected to impact loading at low temperatures. The precipitation of a large number of σ -phase between the interdendritic regions during the deformation process makes it the preferential site for cracking. This shortens the crack propagation path, diminishes the plastic deformation ability of the base material, and ultimately results in an average absorbed energy of only 6.33 J at -196°C . This is more than an 85% reduction compared to the low Mo weld metal impact value at -196°C . A small amount of δ -ferrite did not reduce the low-temperature toughness of the weld metal; however, precipitation of the σ -phase can seriously deteriorate the weld toughness.

Highlights: (1) Explanation of the process of σ -phase precipitation in the weld metal of austenitic stainless steel weld states.

(2) Explaining the role of σ -phase precipitation in the reduction of low-temperature impact toughness in austenitic stainless steel weld metals.

Key words: austenitic stainless steel; low-temperature toughness; microstructure; eutectic decomposition; σ -phase

0 序言

奥氏体不锈钢在低温环境中具有优异的强度与韧性组合,使其成为低温工况常用的结构材料之一,目前已用于液氢储运容器结构材料以及国际热核反应堆等低温设施^[1-3]。但奥氏体不锈钢焊接接头力学性能通常略逊于母材,尤其冲击韧性随温度降低下降较大,因此,低温冲击韧性成为奥氏体不锈钢焊接接头能否安全应用的关键性能之一。

奥氏体不锈钢在焊接以及后续热处理过程中,焊缝金属易形成 σ 相、 χ 相、laves 相以及碳化物、氮化物等硬脆的析出相和金属间化合物,造成焊接接头低温韧性急剧降低,严重影响低温结构的安全性^[4-8]。以往对焊缝金属中析出物的研究多集中于热处理过程中的析出行为以及对力学性能的影响,而缺乏用于低温工况的焊态焊缝金属中析出物对焊接接头韧性降低作用的研究^[9-11]。焊接接头组织和性能取决于熔焊过程焊缝金属的化学成分和凝固速度,因此,通过合理调整焊材成分可减轻或避免析出物对性能的不利影响。

在对所研制低温奥氏体不锈钢焊条的性能试验中,焊态焊缝金属性能出现了急剧降低现象,此现象将严重影响低温焊接结构的安全服役。因此使用可获得成分及组织相似的焊条,并采用 SMAW 方法获得焊缝金属,进而进行对比研究焊态焊缝金属性能变化。通过光学显微镜 (optical microscope, OM)、扫描电子显微镜 (scanning electron microscope, SEM) 和 电子背散射衍射 (electron back scatter diffraction, EBSD) 等方法分析了焊缝金属微观组织和析出物特征。同时对焊缝金属的力学性能进行

了系统的研究,并探讨了其显微组织对断裂行为的影响。

1 试验方法

试验采用直径 4.0 mm E316LMn-15 焊条进行施焊,焊条采用同种焊芯,仅焊条药皮成分存在微小差异。母材和垫板采用 Q235,并在焊前使用同类型焊条堆焊过渡层以抑制元素扩散和焊缝开裂,母材尺寸为 300 mm \times 300 mm \times 20 mm,对接焊缝坡口配置,如图 1 所示。制备的焊条在经过 350 °C/1 h 烘干后进行施焊,采用低热输入以避免奥氏体不锈钢焊缝过热而可能发生的裂纹等缺陷,并严格控制道间温度在 100 °C 以下,详细焊接参数见表 1。试验所得 4 组焊缝金属化学成分见表 2,其中 S1 和 S4 的 Mo 含量较低,而 S2 和 S3 的 Mo 含量高达 3.5%。

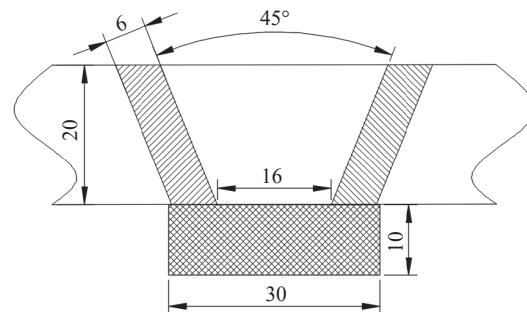


图 1 焊接坡口示意图 (mm)
Fig. 1 Schematic diagram of welding groove

表 1 焊接工艺参数
Table 1 Welding process parameters

电流类型	焊接电流 I / A	电弧电压 U / V	焊接速度 $v / (mm \cdot min^{-1})$	道间温度 $T / ^\circ C$
DCEP	140 ~ 150	24 ~ 30	≥ 150	≤ 100

表 2 焊缝金属化学成分 (质量分数, %)
Table 2 Chemical compositions of weld metals

编号	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	Fe
S1	0.030	0.55	6.20	0.0088	0.018	18.60	14.51	2.87	余量
S2	0.033	0.64	6.60	0.0069	0.012	19.02	14.60	3.44	余量
S3	0.039	0.63	5.98	0.0063	0.012	18.99	15.23	3.57	余量
S4	0.031	0.46	5.98	0.0041	0.015	19.41	15.34	2.16	余量

拉伸试样在焊缝中心平行于焊接方向制取,平行段长度 60 mm, 直径 10 mm, 试验按照国家标准 GB/T 228.1—2021《金属材料 拉伸试验第 1 部分:

室温试验方法》使用 WAW-300 微机控制电液伺服万能试验机在室温下进行,位移控制为 0.036 mm/s。冲击试样沿焊接接头横截面切割,试样尺寸

为 $55 \text{ mm} \times 10 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$, V 形缺口加工在焊缝金属中心, 冲击试样取样, 如图 2 所示。根据国家标准 GB/T 229—2020《金属材料 夏比摆锤冲击试验方法》要求, 试样在液氮中充分冷却至 -196°C 后, 在 5 s 内转移至 PTM2302 摆锤式冲击试验机上并完成冲击试验, 对每个焊缝金属进行 3 次夏比冲击试验。

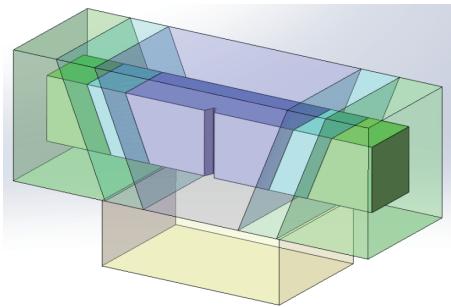


图 2 冲击试样示意图

Fig. 2 Schematic diagram of impact specimen

焊缝金属中铁素体含量使用 FICHER FMP30 铁素体仪进行检测, 金相试样自焊缝金属横截面进行切割, 经机械研磨和抛光后, 在 10% 铬酸溶液中进行电化学腐蚀并采用 OLYMPUS GX53 光学显微镜、ZEISS EVO18 扫描电子显微镜对焊缝金属微观组织和冲击断面微观形貌进行观察, 并通过 EBSD 进一步研究了焊缝金属及断面附近组织, EBSD 断面试样垂直于冲击试验断后试样中心取样, 采集步长为 $0.16 \mu\text{m}$ 。

2 试验结果与分析

2.1 焊缝金属室温拉伸及低温冲击性能

S1 ~ S4 焊缝金属室温拉伸试验结果和 -196°C 平均冲击吸收能量, 如图 3 所示。室温拉伸试验中 S1 ~ S4 焊缝金属强度与塑性均良好, 但 S2 和 S3 抗拉强度和屈服强度明显高于 S1 和 S4, 其中 S2 和 S4 屈服强度相差 95 MPa, 抗拉强度相差达 120 MPa, 而 S2 和 S3 抗拉强度和屈服强度仅分别相差 25 MPa 和 30 MPa。性能差异同样也表现在 -196°C 冲击试验结果中, S1 和 S4 低温平均冲击吸收能量分别为 51 J 和 51.33 J, S2 和 S3 平均冲击吸收能量降低超 85%, 平均值均降至 6.33 J。强度的升高以及低温韧性下降可能是焊接过程中析出物的出现所导致的性能变化^[12-13]。

2.2 焊缝金属微观组织

奥氏体不锈钢焊缝金属组织一般由 γ -奥氏体

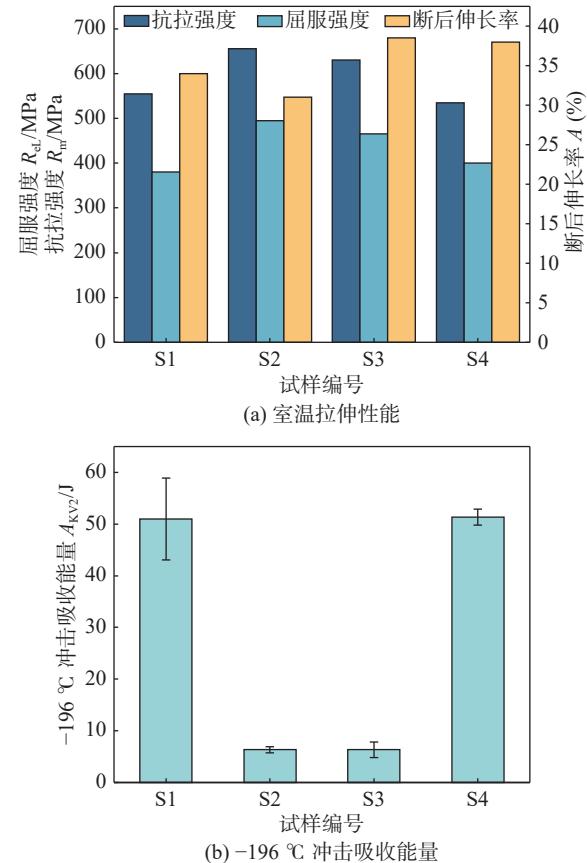


图 3 力学性能试验结果

Fig. 3 Mechanical properties test results. (a) tensile properties at room temperature; (b) -196°C impact toughness

和一定量 δ -铁素体组成, 但 δ -铁素体在 -100°C 以上就已发生韧—脆转变, 造成焊接接头低温韧性劣化, 因此, 少量或不含 δ -铁素体的焊接接头的低温韧性较好。E316LMn-15 焊条可获得低铁素体的高韧性焊缝金属, 铁素体仪测量 S1 ~ S4 中铁素体含量分别为 0.6, 0.9, 0, 0.4 和 S1 ~ S4 典型光学显微组织, 如图 4 所示, 虽然 S3 试样中未检测出铁素体, 但在图 4(c) 中仍观察到枝晶间 δ -铁素体。S1 ~ S4 凝固行为均符合奥氏体—铁素体 (AF) 凝固模式, 在凝固过程中首先形成 γ -奥氏体, 而富含 δ -铁素体形成元素的剩余液相在枝晶间形成 δ -铁素体, 显微组织由 γ -奥氏体枝晶以及随机分布于枝晶间的 δ -铁素体组成。此外, 在图 4(b) 和图 4(c) 中可明显观察到 γ -奥氏体枝晶间和晶界处 (见椭圆标记处) 存在区别于 δ -铁素体的连续条状或岛状金属间化合物, 且图 4(c) 中金属间化合物分布密度小于图 4(b)。

为进一步观察焊缝金属中金属间化合物, 对 S2 和 S3 进行 SEM 表征, 如图 5 所示, 图 5(a)、图 5(b) 为 S2 中条状金属间化合物在枝晶间区域的

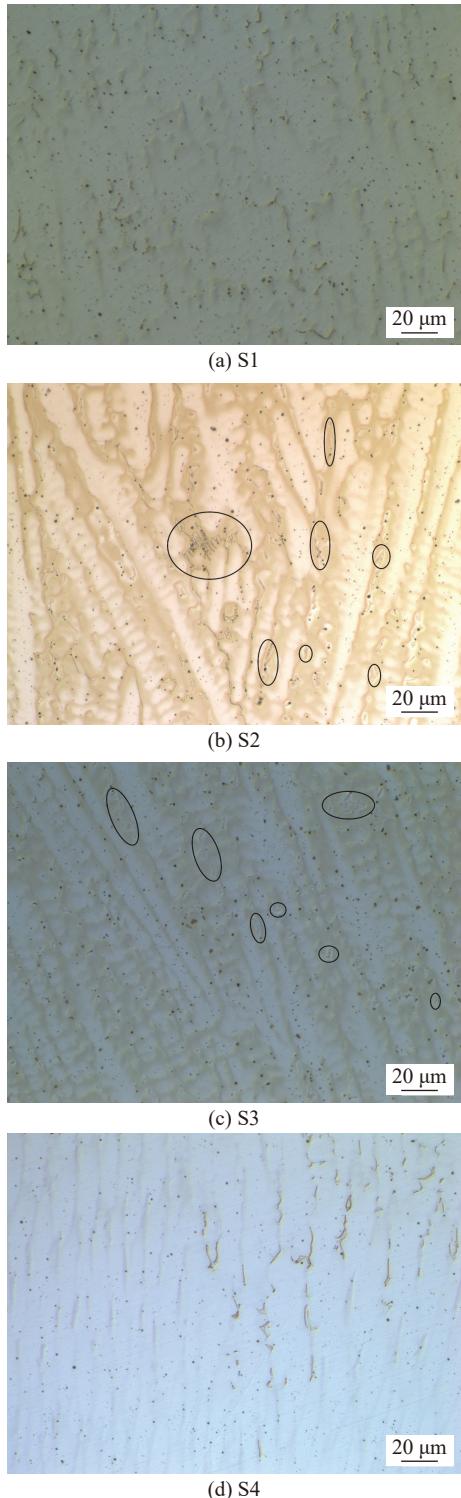


图 4 焊缝金属微观组织

Fig. 4 Microstructure of the weld metals. (a) S1; (b) S2; (c) S3; (d) S4

分布和形貌. 图 5(c) 和图 5(d) 为 S3 金属间化合物

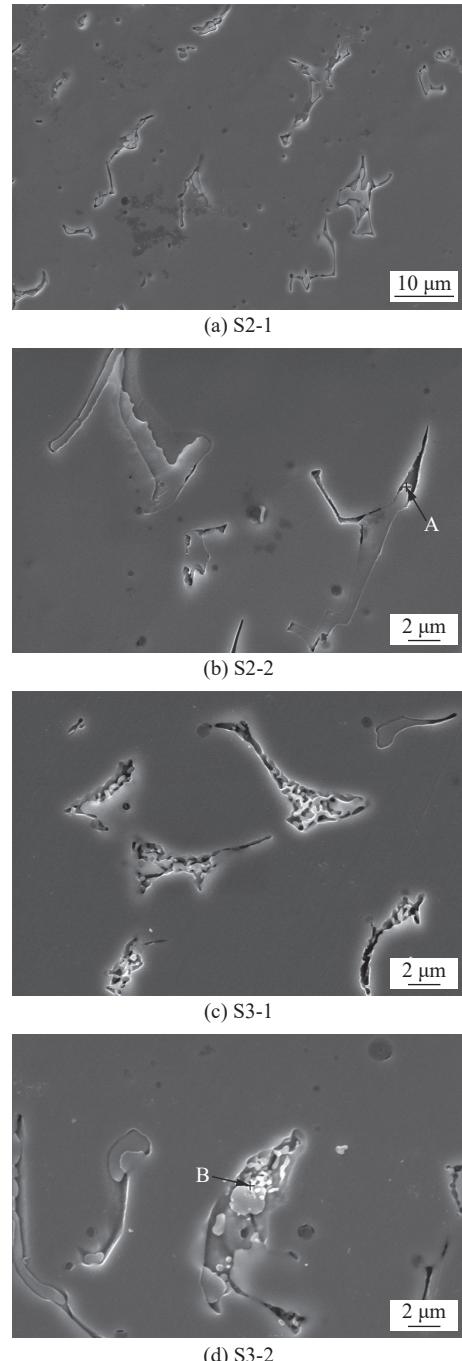


图 5 S2 和 S3 焊缝金属枝晶间形貌

Fig. 5 Interdendritic morphology of the weld metals of S2 and S3. (a) S2-1; (b) S2-2; (c) S3-1; (d) S3-2

形貌, 枝晶间金属间化合物呈现片层状结构.

图 5(b)、图 5(d) 中标记点的 EDS 分析结果见表 3, 与奥氏体基体相比, 金属间化合物存在高 Cr、高 Mo 而 Ni 含量较低区域, 根据其成分及形貌推断枝

表 3 图 5 中标记点 EDS 分析结果 (质量分数, %)
Table 3 EDS analyses of the points marked in Fig. 5

标记点	C	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo
A	1.32	0.72	23.60	7.54	49.34	11.42	6.06
B	1.53	0.69	26.24	6.60	47.97	9.00	7.97

晶间存在多种结构的混合相,包括 σ 相和 δ -铁素体。

2.3 S2 和 S3 断面形貌

S2 和 S3 低温冲击断面形貌与冲击韧性变化具有极强相关性,如图 6 所示,图 6(a) 和图 6(d) 中宏观断面平直明亮且几乎无变形,表明 S2 和 S3 焊缝金属脆性断裂特征。在较高应变速率的冲击载荷作用下,相较于韧性 γ -奥氏体,由于枝晶间析出相的

出现,脆硬的析出相与基体界面更容易产生裂纹,冲击试样微观断面图 6(b)、图 6(e) 均呈现枝晶间脆性断裂特征,断面沿析出相发生,表明枝晶间区域是冲击载荷作用下的薄弱部位,可以推断枝晶间析出的 σ 相是裂纹源。对断面进一步放大可更加清晰地发现图 6(c)、图 6(f) 中断面底部分布着大量微裂纹,枝晶间区域的 σ 相与基体界面成为裂纹形核与扩展的场所,最终在冲击载荷下发生脆性断裂。

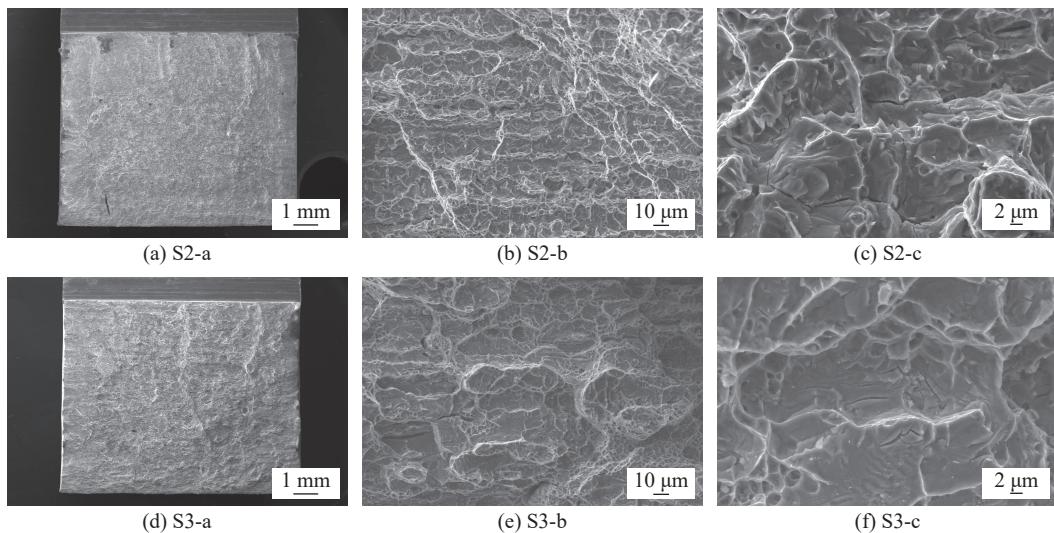


图 6 S2 和 S3 冲击断面形貌

Fig. 6 Impact fracture morphologies of the weld metals of S2 and S3. (a) S2-a; (b) S2-b; (c) S2-c; (d) S3-a; (e) S3-b; (f) S3-c

2.4 σ 相析出机理分析

奥氏体不锈钢焊缝金属 AF 凝固模式以 γ -奥氏体作为初生相,凝固顺序为: $L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + \delta \rightarrow \gamma + \delta$ 。凝固组织为 γ -奥氏体基体以及随机分布在枝晶间不同数量 δ -铁素体。S1 和 S4 组织完全符合这种凝固模式,而 S2 和 S3 组织中存在的析出相说明 σ 相形成还存在其他原因。

使用 JMatPro 计算了 S2 和 S3 在 100 °C/s 冷却速率下的凝固路径,如图 7 所示。S2 和 S3 中先凝固相 γ -奥氏体的凝固温度分别为 1386.1 °C 和 1388.63 °C,接着分别在 1274.2 °C 和 1277.83 °C 通过共晶反应形成 σ 相,最终形成 γ -奥氏体及 σ 相组织,S2 和 S3 的计算凝固路径可归结为: $L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + \sigma \rightarrow \gamma + \sigma$,但在 γ -奥氏体形成之后的冷却过程中,组织中并无 δ -铁素体形成,计算结果与金相组织观察不符,说明在 S2 和 S3 凝固过程中 σ 相存在其他形成机制。

σ 相在奥氏体不锈钢凝固过程中形成方式有两种:第一种是在凝固后期,由于 Mo 在液相中的高

度偏析,通过共晶反应形成;另一种是在 δ -铁素体共析分解过程中通过固态相变形成^[14]。奥氏体不锈钢焊缝金属凝固过程液相中溶质偏析非常严重,S2 和 S3 中 Mo 含量较高,而 Mo 在凝固过程中的再分配已被证明是这类材料性能和微观组织变化的主要原因^[15-16]。初生 γ -奥氏体中 Mo 的偏析会导致枝晶核处 Mo 的贫化以及枝晶间的富集,较高浓度的 Mo 会在凝固结束时促进富 Mo 金属间化合物 σ 相的形成从而降低力学性能,并通过延长凝固温度范围来促进热裂。区别于共晶反应以及时效过程中在奥氏体中直接析出的 σ 相,图 8 中枝晶间存在多种相混合结构,包括 σ 相、 δ 相以及未识别的白色区域, σ 相与部分未分解的 δ -铁素体,证实了 S2 和 S3 中 σ 相是由 δ -铁素体在焊接过程中通过共析分解而形成的。这一结果与 MARIN 等人^[14]通过定向凝固试验证实的 δ -铁素体在 1210 °C 共析分解为 σ 相和 γ' 相一致。

焊接过程中,强铁素体形成元素可导致 δ -铁素体快速形成,这意味着当 Si, Cr, Mo 在 δ -铁素体中

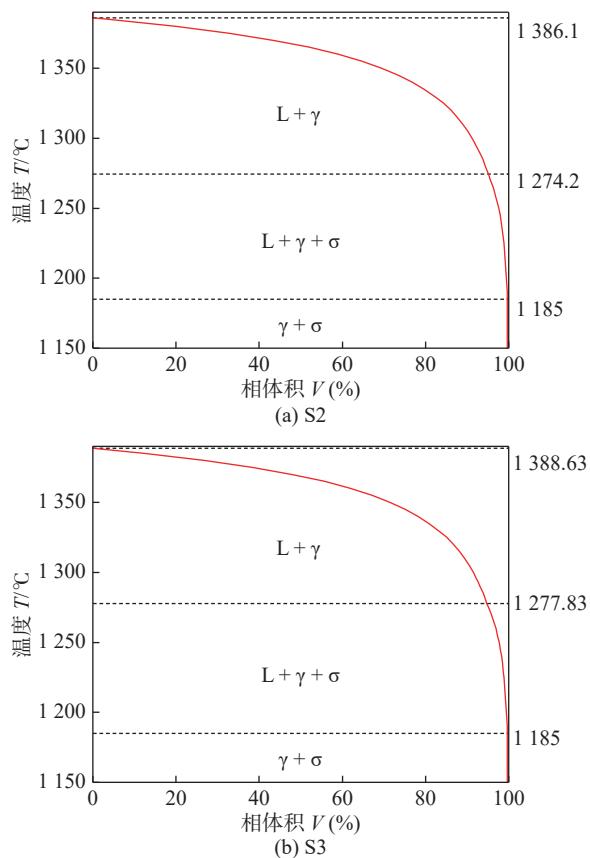


图 7 S2 和 S3 凝固路径计算

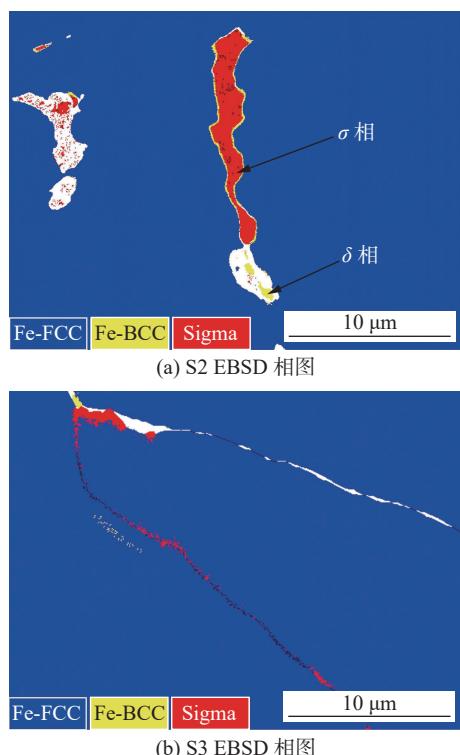
Fig. 7 Solidification path calculated results of S2 and S3.
(a) S2; (b) S3

图 8 S2 和 S3 EBSD 相图

Fig. 8 EBSD phase maps of S2 and S3. (a) EBSD phase map of S2; (b) EBSD phase map of S3

有效扩散时, 可以加速 δ -铁素体向 σ 相共析分解的发生。在 LEE 等人^[17]的研究中 Si 的添加显著增加了焊缝中 σ 相的体积分数和平均尺寸, 而在此 4 组焊态焊缝金属成分中 Si 含量变化较小, Mo 含量的增加成为 σ 相共析形成的主要原因。同样的现象也出现在 PERRICONE 等人^[18]的研究中, 超过 2.5% 的 Mo 含量以 A 和 AF 模式凝固的焊缝金属枝晶间出现了 σ 相。凝固过程中, σ 相形成元素 Mo 在 AF 模式凝固的焊缝金属中随凝固过程的进行产生强烈偏析, γ -奥氏体形成后, 由于 δ -铁素体中 Mo 的溶解度更高, 并且具有较高的扩散率, 枝晶间富 Mo 液相凝固成为亚稳 δ -铁素体, 在较低的温度下共析分解为 σ 相以及具有与初生 γ -奥氏体相不同成分的二次 γ' 相: $\delta \rightarrow \gamma' + \sigma$ 。 δ -铁素体的分解取决于其成分和冷却速率, 低的冷却速率有利于 γ'/σ 共析结构的形核和生长, 焊接厚板时, 焊接热循环同样会促进高 Mo 亚稳 δ -铁素体分解, 而诸如激光焊接等高冷却速率的焊接工艺在一定程度上可以避免共析分解的发生, 导致亚稳 δ -铁素体相冷却后的保留^[18]。亚稳 δ -铁素体共析分解的早期阶段 σ 相一般沿着 γ/δ 界面形成, 导致 δ -铁素体中 Mo 在边界处局部损耗, 这促进了 γ' 的形核, 然后 σ 相以某种形式与 γ' 相耦合生长^[19]。而 δ -铁素体不完全固态转变结构在枝晶间仍然保留, 这使得 S2 和 S3 的凝固顺序表现为包含共析分解的凝固模式: $L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + \delta \rightarrow \gamma + \delta \rightarrow \gamma + \delta + \sigma + \gamma'$ 。相较于图 4(b) 和图 4(c) 展示存在于枝晶间的多种相混合结构, 具有较低 Mo 含量的 S1 和 S4, 在焊接过程中并未发生 δ -铁素体向 σ 和 γ' 相的共析转变, 微观组织仅显示 γ -奥氏体和极少量 δ -铁素体, 从而表现出较高的低温冲击韧性。

2.5 S2 和 S3 焊缝金属断裂机理

研究冲击过程中 σ 相析出对焊缝金属断裂过程的影响, 对断裂试样靠近断面的纵向进行切割并通过 EBSD 进行观察, 如图 9 所示。根据 IPF 图显示, 试样存在大量孔洞多集中在枝晶间和晶界, 相图中显示混合相与基体间的界面几乎全部发生断裂, 孔洞周围仍保留的一定数量碎裂的 δ -铁素体也证实了冲击试验前 σ 相的存在以及 σ 相在断裂过程中的作用。图 9(c) 和图 9(f) 的 KAM 图被用于分析表征冲击断面附近的位错密度变化以及应变分布, S2 和 S3 中位错高度集中于枝晶间混合相引起的裂纹和孔洞上且周边沿线的位错密度较高, 而 γ -奥氏体内的塑性应变较小。焊缝金属本就存在的 δ -

铁素体以及通过共析分解形成的 σ 相, 在低温冲击载荷下, 脆硬的 σ 相以及 δ -铁素体相使得局部应力更容易集中于混合相所在的位置, σ 相导致不同界

面位错缠结并阻碍位错运动, 导致界面剥落和开裂, σ 相周围出现裂纹, 最终导致韧性的急剧降低, 出现脆性断裂的结果.

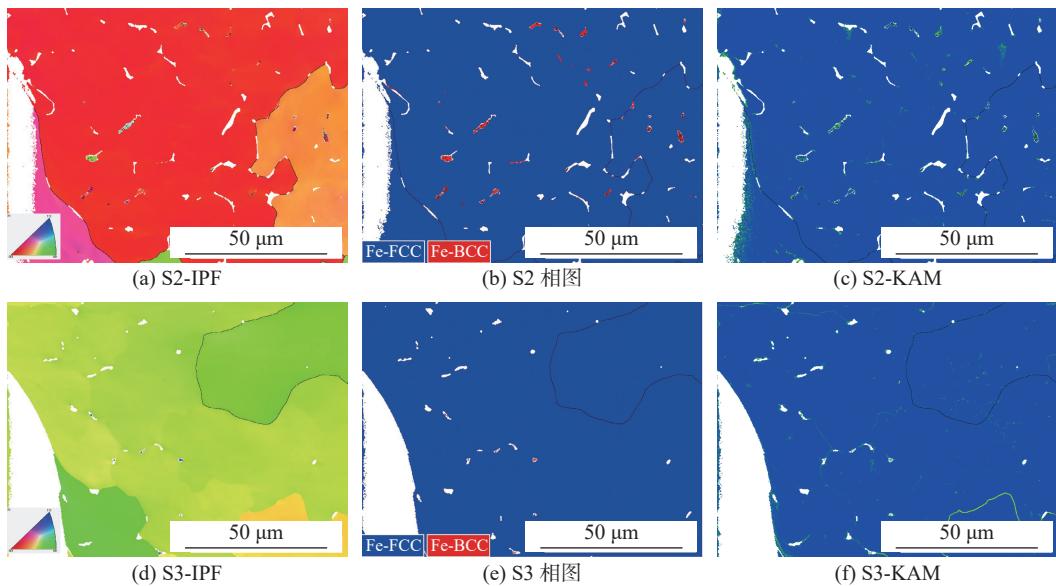


图 9 S2 和 S3 EBSD 表征

Fig. 9 EBSD maps of S2 and S3. (a) IPF of S2; (b) phase map of S2; (c) KAM image of S2; (d) IPF of S3; (e) phase map of S3; (f) KAM image of S3

裂纹的扩展与裂纹尖端的塑性应变有关. 在冲击载荷作用下, σ 相的钉扎作用导致位错缠结和裂纹萌生, 裂纹首先在 σ 相晶粒内形核. σ 相在冲击过程中碎裂以及与 δ -铁素体界面形成裂纹, 为裂纹的扩展提供了优先位置, 裂纹产生后向 γ -奥氏体扩展, 被 γ -奥氏体阻断或被转至 σ 相边界, 由于广泛分布的析出相位点使得裂纹扩展较短, 微裂纹容易连接而导致断裂. 在此过程中, 基体的塑性变形能力下降, 导致冲击韧性急剧下降, 最终表现为 S2 和 S3 光亮平直的宏观冲击断面形貌.

S2 和 S3 中的 σ 相由 δ -铁素体共析分解形成, σ 相数量与 δ -铁素体计算值相关. 而 S3 的 C_{eq}/N_{eq} 大于 S2, 可以认为 S3 中 σ 相含量相较 S2 少, 图 9(b) 和图 9(e) 中孔洞的密度也证实了 S3 中 σ 相较小的含量, 而 S2 和 S3 平均冲击吸收能量均为 6.33 J, 这一结果说明即使焊缝金属中 σ 相的含量少, 仍然会对低温冲击韧性造成极大破坏. 虽然在 -196°C 下, δ -铁素体已发生了韧一脆转变, 但从 S1 和 S4 超过 50 J 的平均冲击吸收能量来看, 以 AF 模式凝固的焊缝金属中少量的铁素体相并未对冲击韧性造成过大的降低作用, 其韧性仍保持在较高的水平.

3 结论

(1) 以 AF 模式凝固的高 Mo 含量焊缝金属, Mo 元素在凝固后期易富集于枝晶间而形成亚稳 δ -铁素体, 在低速率冷却过程中发生共析分解而形成 σ 相和 γ' 相, 并与未分解的 δ -铁素体在枝晶间组成混合相.

(2) 枝晶间 δ -铁素体共析分解形成的 σ 相在低温冲击载荷作用下碎裂, σ 相枝晶间较高的分布密度削弱奥氏体基体协调变形能力, 裂纹容易连接, 从而造成焊缝金属低温冲击韧性急剧降低, 与仅含有 δ -铁素体未发生共析分解的试样对比, σ 相造成焊缝金属低温冲击韧性下降超 85%.

(3) 低 Mo 含量含少量铁素体组织在 -196°C 下仍能保持较高冲击韧性, 通过降低焊缝金属中的 Mo 含量以避免枝晶间 δ -铁素体共析分解形成 σ 相, 可提高焊缝金属的低温韧性.

参考文献

- [1] ANOOP C R, SINGH R K, KUMAR R R, et al. A review on steels for cryogenic applications[J]. *Materials Performance and Characterization*, 2021, 10(2): 16–88.

- [2] QIU Y, YANG H, TONG L, *et al*. Research progress of cryogenic materials for storage and transportation of liquid hydrogen[J]. *Metals*, 2021, 11(7): 1101.
- [3] SANTILLANA I A, PISON P F, LANGESLAG S A E, *et al*. Secondary phases quantification and fracture toughness at cryogenic temperature of austenitic stainless steel welds for high-field superconducting magnets[J]. *IEEE Transactions on Applied Superconductivity*, 2018, 28(4): 1 – 4.
- [4] KOUTSOUKIS T, REDJAI MIA A, FOURLARIS G. Phase transformations and mechanical properties in heat treated superaustenitic stainless steels[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, 561: 477 – 485.
- [5] TÜMER M, YILMAZ R. Characterization of microstructure, chemical composition, and toughness of a multipass welded joint of austenitic stainless steel AISI316L[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2016, 87: 2567 – 2579.
- [6] 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 A*, 2006, 37: 1267 – 1280.
- [7] OSTOVAN F, SHAFIEI E, TOOZANDEHJANI M, *et al*. On the role of molybdenum on the microstructural, mechanical and corrosion properties of the GTAW AISI 316 stainless steel welds[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2021, 13: 2115 – 2125.
- [8] 武靖伟, 王有银, 厚喜荣, 等. N06200 镍基合金与 S32168 不锈钢界面金属间化合物的生长行为 [J]. *焊接学报*, 2024, 45(2): 121 – 128.
WU Jingwei, WANG Youyin, HOU Xirong, *et al*. Growth behavior of inter metallic compounds at N06200 nickel alloy and S32168 stainless steel[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2024, 45(2): 121 – 128.
- [9] TIAN W, DONG W, LU S. Microstructure evolution and mechanical properties of 16Cr-25Ni superaustenitic stainless steel weld metal during 600 °C aging[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 22: 461 – 472.
- [10] TIAN W, WU D, LI Y, *et al*. Precipitation behavior and mechanical properties of a 16Cr-25Ni superaustenitic stainless steel weld metal during post-weld heat treatment[J]. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2022, 35(4): 577 – 590.
- [11] GUAN K, XU X, XU H, *et al*. Effect of aging at 700 °C on precipitation and toughness of AISI 321 and AISI 347 austenitic stainless steel welds[J]. *Nuclear Engineering and Design*, 2005, 235(23): 2485 – 2494.
- [12] DING H, WU Y, LU Q, *et al*. Tensile properties and impact toughness of S30408 stainless steel and its welded joints at cryogenic temperatures[J]. *Cryogenics*, 2018, 92: 50 – 59.
- [13] KUMAR S, SHAHI A S. Studies on metallurgical and impact toughness behavior of variably sensitized weld metal and heat affected zone of AISI 304L welds[J]. *Materials & Design*, 2016, 89: 399 – 412.
- [14] MARIN R, COMBEAU H, ZOLLINGER J, *et al*. σ -phase formation in super austenitic stainless steel during directional solidification and subsequent phase transformations[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2020, 51: 3526 – 3534.
- [15] LEE C, LEE Y, LEE C, *et al*. Precipitation behavior of the sigma phase with Ni and Mn content variations in superaustenitic stainless steel weld metal[J]. *Materials Characterization*, 2018, 144: 148 – 154.
- [16] 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 – 383.
- [17] LEE C, ROH S, LEE C, *et al*. Influence of Si on sigma phase precipitation and pitting corrosion in superaustenitic stainless steel weld metal[J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2018, 207: 91 – 97.
- [18] PERRICONE M J, ANDERSON T D, ROBINO C V, *et al*. Effect of composition on the formation of sigma during single-pass welding of Mo-bearing stainless steels[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2007, 38: 1976 – 1990.
- [19] FUKUMOTO S, OIKAWA Y, TSUGE S, *et al*. Prediction of σ phase formation in Fe-Cr-Ni-Mo-N alloys[J]. *ISIJ International*, 2010, 50(3): 445 – 449.

第一作者: 张学刚, 学士, 正高级工程师; 主要研究方向为焊接材料及焊接工艺; Email: zxgstone@163.com.

(编辑: 刘启明)