

# 奥氏体系合金激光焊接凝固裂纹敏感性研究

王 丹<sup>1</sup>, 门井浩太<sup>2</sup>, 山本元道<sup>3</sup>, 篠崎贤二<sup>4</sup>

(1. 江苏大学, 江苏 镇江 212013)

(2. 大阪大学, 日本 大阪府 567-0047)

(3. 广岛大学, 日本 东广岛 739-8527)

(4. 国立技术研究所吴校区, 日本 吴市 737-8506)

**摘 要:** 基于舍弗勒相图系统研究了奥氏体系合金激光焊接凝固裂纹敏感性。利用激光热丝焊工艺制备了含不同化学成分镍基焊丝的焊接接头, 借助横向可调拘束实验和温度测量获得了脆性温度区间(BTR), 对凝固裂纹敏感性进行定量评估。结果表明, 当铬镍当量之比( $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ )从 0.1 增加到 1.2 时, 脆性温度区间呈现出先增加后减小的趋势, 说明凝固裂纹敏感性随着  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  值的增加先升高再降低。在舍弗勒相图单相奥氏体区域内, 中间区域敏感性相对较高, 周边区域敏感性相对较低。这是因为焊缝中 P + S、Nb 和 Si 等合金元素含量增加, 可促使在晶界和亚晶界形成低熔点共晶化合物-偏析液膜, 导致凝固裂纹敏感性升高。另外, 在一定条件下, Nb 对凝固裂纹敏感性的影响要远大于 P + S 等的影响。

**关键词:** 激光焊接; 凝固裂纹敏感性; 脆性温度区间; 铬镍当量之比; 合金元素

中图分类号: TG457.19; TG456.7

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)07-2435-12

奥氏体系合金如镍基合金和不锈钢等具有良好的抗腐蚀性, 因而在石油、化工、发电等领域中得到广泛应用<sup>[1-3]</sup>。在这些领域中, 为实现大型结构件的连接并满足各部位对耐高温耐腐蚀性能的不同要求, 必然会应用到异种材料焊接技术。例如, 石化行业冲洗水加热器壳程主体 Incoloy 825 与 SUS 304 之间的焊接<sup>[4]</sup>, 核电站核主泵 Hastelloy C-276 定子屏蔽套端部与 SUS 316L 不锈钢端盖及法兰的连接<sup>[5]</sup>, 发动机束式喷管延伸段 Inconel 690 方管 and SUS 321 不锈钢加强环之间的焊接<sup>[6]</sup>, 以及火箭发动机中 Inconel 600 与 SUS 347 之间的焊接<sup>[7]</sup>等等。然而, 在异材焊接过程中, 由于稀释率的改变而引起的焊接接头化学成分的变化会使得焊缝组织和性能随之改变, 还可能导致凝固裂纹的发生或恶化, 严重情况下会造成焊接结构承载后断裂, 导致产品报废, 甚至会引起安全事故。特别是对于单相奥氏体系合金, 由于焊缝呈全奥氏体凝固(A 模式凝固), 因而焊接过程中更易产生凝固裂纹<sup>[4]</sup>, 严重制约着此类金属的广泛应用。

目前, 镍基合金与不锈钢异种金属之间的连接主要为电弧焊。Banovic 等人<sup>[8]</sup>对 Inconel 625、Inconel 622、C-22 与 AL-6XN 超级奥氏体不锈钢进行了电弧

异材焊, 建立了异种金属填丝焊接稀释率计算模型, 指出随着焊缝内偏析相的增加, 凝固裂纹敏感性升高。Naffakh 等人<sup>[9]</sup>研究了不同焊丝对 Inconel 657 与 SUS 310 不锈钢之间凝固裂纹敏感性的影响, 采用 Inconel A 焊丝时由于焊缝无析出相, 热裂敏感性最低。同时, 一些学者也利用电子束焊<sup>[10,11]</sup>和钎焊<sup>[6,12]</sup>等实现了镍基合金与不锈钢的焊接。然而, 由于电弧焊热输入相对较大、冷却速率相对较低易导致焊缝及热影响区晶粒粗大, 且会引起较大的焊接应力; 电子束焊则对设备和焊接环境要求较高, 需要在真空下进行焊接, 且受空间限制较难焊接大型结构件; 钎焊的接合强度有待进一步提高。近年来, 具有焊接速度快, 能量密度高, 引起的变形小等众多优点的激光焊接方法在工业应用上崭露头角。在激光异材焊时, 镍基合金和不锈钢焊接接头可获得相对细小的微观组织、较小的热影响区、及优良的力学性能, 可用于航空航天发动机、原子能工业及地面涡轮等领域。但是, 该焊接技术为实现金属连接工业化和自动化进程提供新途径的同时, 也对焊接接头凝固裂纹敏感性产生了新的挑战和影响。Wen 等人<sup>[7]</sup>研究了稀释率对 Inconel 600 和 SUS 347 激光焊接凝固裂纹的影响, 当稀释率为 40% (SUS

收稿日期: 2020-08-01

基金项目: 国家自然科学基金(51705219); 江苏大学高级人才科研启动基金(17JDG039)

作者简介: 王 丹, 男, 1985 年生, 博士, 副教授, 江苏大学材料科学与工程学院, 江苏 镇江 212013, 电话: 0511-88797783, E-mail: wdd\_wan@163.com

347 作为母材) 时可产生较长的残余液膜, 导致裂纹敏感性较高。Zhou 等人<sup>[13]</sup>利用脉冲激光搭焊 C-276 和 SUS304 不锈钢时, 认为过多的金属间相可以引起凝固裂纹的产生。因此, 凝固裂纹问题仍是奥氏体系合金在激光异材焊接过程中的一大瓶颈。

众所周知, 舍弗勒相图可以利用合金钢焊接过程中焊接接头的化学成分来预测组织, 即利用已知的母材和焊丝(如有)化学成分, 再结合焊缝稀释率, 可计算出焊缝中的铬当量  $Cr_{eq}$  ( $Cr_{eq} = Cr + Mo + 1.5 \times Si + 0.5 \times Nb, \%$ ) 和镍当量  $Ni_{eq}$  ( $Ni_{eq} = Ni + 30 \times C + 0.5 \times Mn, \%$ ), 并在舍弗勒相图上定量预测焊缝组织中的相及其含量<sup>[14]</sup>。目前, 大量研究显示, 当焊缝中有奥氏体和铁素体两相存在时, 其凝固裂纹敏感性要低于仅有单相奥氏体时的, 且在一定范围内, 凝固裂纹的敏感性随着铁素体含量的增加而降低<sup>[15-17]</sup>。但是, 现有的研究结果仅仅指出当焊接接头为单相奥氏体时凝固裂纹敏感性较高, 而对于舍弗勒相图中“广阔的”单相奥氏体区域内凝固裂纹敏感性的分布特点却未有探明, 该区域内不同化学成分(如  $Cr_{eq}$  和  $Ni_{eq}$  等)对凝固裂纹敏感性有怎样的影响仍不清楚。特别是在激光焊接条件下, 对该单相奥氏体区域内进行凝固裂纹敏感性的定量评估并系统的阐明化学成分对凝固裂纹敏感性的影响等研究较少。

因此, 本研究以 SUS 304L 不锈钢作为母材, 采用激光焊热丝焊添加不同化学成分镍基合金焊丝制备含不同化学成分的焊接接头, 利用基于激光热源的横向可调拘束实验系统地定量地分析化学成分对凝固裂纹敏感性的影响。期望该研究结果可为推动奥氏体系合金异材焊在工业中的应用提供一定的理论支撑。

## 1 实 验

### 1.1 实验材料

实验所用基材为 SUS 304L 和 SUS 310S 不锈钢。其中, SUS304L 作为母材分别与 Invar 36 ( $\phi$  1.2 mm, 日本 Aichi Industry 提供)、ERNi-1 ( $\phi$  1.2 mm, 日本 TASETO 提供)、ERNiCr-3 ( $\phi$  1.2 mm, 日本 Nikko Youzai Industry 提供)、ERNiCrFe-7 ( $\phi$  1.1 mm, 日本 Special Metals 提供) 和 ERNiCrMo-10 ( $\phi$  1.2 mm, 日本 Japanese Welding Rod 提供) 等 5 种镍基焊丝一起制备含不同化学成分焊接接头以定量评估凝固裂纹敏感性, SUS 310S 不锈钢则直接用来评估凝固裂纹敏感性。具体化学成分如表 1 和表 2 所示。

通过计算  $Cr_{eq}$  和  $Ni_{eq}$ , 将基材和焊丝标定在舍弗勒相图对应位置中, 由于焊丝的  $Ni_{eq}$  都大于 36%, 因此焊丝位置均标定在图 1 相图之外。另外, 舍弗勒相图中单相奥氏体区域较广, 本实验仅研究  $Ni_{eq} < 35\%$  时单相奥氏体区域内化学成分对凝固裂纹敏感性的影响, 如图 1 所示红色区域。

### 1.2 制备含不同化学成分焊接接头实验

在尺寸为 145 mm × 110 mm × 5 mm 的 SUS 304L 不锈钢母材上加工 U 型槽, 采用光纤激光器(YLR-3000S 型, 波长 1070 nm) 和半导体激光器(LDF6000-40 型, 波长 910, 940, 980, 1030 nm 等 4 种) 进行热丝焊制备含不同化学成分焊接接头。通过改变 U 型槽尺寸, 并调节焊接工艺参数, 获得满足实验需求的稀释率。其中, U 型槽宽度分别加工成 2, 3 和 6 mm。为保证所制备焊接接头化学成分分布于图 1 所示舍弗勒相图红色区域内, 针对不同 U 型槽尺寸及焊丝成分, 通过大量实验优化激光功率和离焦量、送丝速度和焊丝加热电流等参数进行焊接, 主要焊接参数如表 3 所示。其中当光纤激光光斑直径分别为 3 和 6 mm 时, 对应的离焦量分别为+52 和+112 mm; 半导体激光的离焦量一直为 0。送丝过程中, 送丝角度为 60°, 加热距离为 65 mm, 正面和背面的 Ar 保护

表 1 基材化学成分

Table 1 Chemical composition of base metal ( $\omega/\%$ )

Base metal	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Co	Fe
SUS 304L	0.006	0.69	1.42	0.034	0.0002	10.1	18.1	0.18	Bal.
SUS 310S	0.040	0.43	0.96	0.019	0.001	20.1	25.2	0.18	Bal.

表 2 焊丝化学成分

Table 2 Chemical composition of filler wire ( $\omega/\%$ )

Filler wire	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Co	Fe	Mo	Nb	Cu	W	Al	V	Ti
Invar 36	0.020	0.15	0.35	0.005	0.001	36.0	0.03	-	Bal.	0.01	-	0.02	-	0.003	-	-
ERNi-1	0.007	0.14	0.34	0.003	0.0006	Bal.	-	-	0.015	-	-	-	-	0.57	-	2.37
ERNiCr-3	0.005	0.01	2.98	0.002	0.002	Bal.	20.45	-	0.97	-	2.84	0.01	-	-	-	0.54
ERNiCrFe-7	0.025	0.13	0.24	0.002	0.001	Bal.	29.23	0.004	9.99	0.04	0.01	0.02	-	0.65	-	0.55
ERNiCrMo-10	0.003	0.04	0.15	0.010	-	Bal.	21.2	1.0	4.6	13.4	-	0.05	3.0	-	0.05	-

气流量分别为 20 和 15 L/min。焊缝的一半约 70 mm 用于进行激光横向可调拘束实验，获得凝固裂纹分布；另一半则用于测量焊缝温度曲线，并进行组织观察。

1.3 激光横向可调拘束实验

图 2 所示为基于光纤激光热源的横向可调拘束实验示意图。该实验通过在焊接过程中施加外加应变(即改变拘束条件)，使得焊缝产生热裂纹<sup>[14]</sup>。焊前，板材中心置于模块上方，板材两侧紧贴于加载辊下方。焊接过程中，当熔池刚刚移动到板材中心时，加载辊以 350 mm/s 速度急速下降，引起外加应变，导致熔池末端产生凝固裂纹。随着外加应变的增加(改变模块尺寸和加载辊下降距离)，焊缝中心凝固裂纹长度和数量等裂纹指标都有所增加。当外加应变达到一定值时，焊缝中心凝固裂纹指标不再变化，即裂纹指标达到饱和值<sup>[14]</sup>。再结合焊缝中心温度曲线，便可获得脆性温度区间(BTR)，对凝固裂纹敏感性进行定量评估。实验过程中高速摄像机架设于试样正上方，用以捕捉焊缝熔池形貌；激光倾角为 25° 避免干扰高速摄像机拍摄；激光灯用来提供高速拍摄时的光源。为保证熔深约为试样厚度的一半 2.5 mm，激光功率和焊接速度分别为 1.0 kW 和 0.2 m/min。激光最小光斑直径为 0.4 mm，离焦量为 0。同时，50 L/min 的氩气从焊缝表面

两侧进行保护。通过前期研究可知，当外加应变达到 4.3% 时，凝固裂纹总长度、最长凝固裂纹长度等指标均达到饱和值，可用于评估凝固裂纹敏感性<sup>[18,19]</sup>。因此，本实验施加外加应变为 4.3% (饱和应变)。

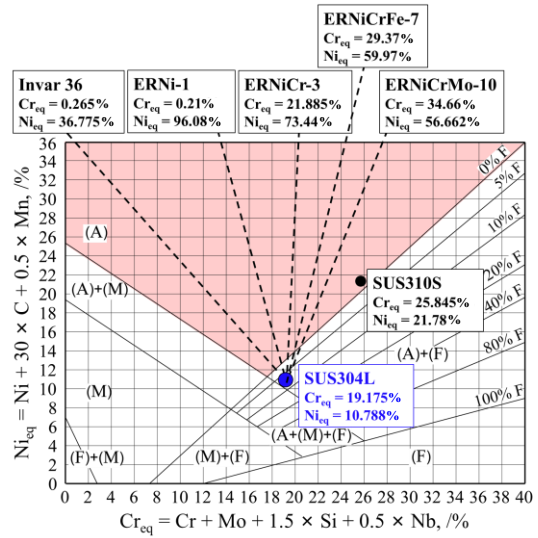


图 1 舍弗勒相图单相奥氏体区域

Fig.1 Single phase austenite region of the Schaeffler diagram

表 3 制备含不同化学成分焊接接头工艺参数

Table 3 Welding conditions for obtaining the weld joints with different chemical composition

Filler wire	Specimen	Groove width/mm	Laser	Laser power/kW	Welding speed/m min <sup>-1</sup>	Spot size/mm	Wire current/A	Wire feeding speed/m min <sup>-1</sup>	
Invar 36	1#	6	Fiber	2.5	0.1	φ 6.0	54	1.37	
	2#	3	Fiber	2.5		φ 3.0	40	0.67	
	3#	3	Fiber	3.0		φ 3.0	51	0.64	
	4#	2	LD	3.5			26	0.37	
ERNi-1	5#	2	LD	3.0			47	0.37	
	6#	2	LD	3.5			47	0.37	
ERNiCr-3	7#	3	LD	4.0			46	0.79	
	8#	2	LD	3.5			39	0.38	
ERNiCrFe-7	9#	3	LD	4.5			Rectangle (11 <sup>l</sup> × 1.6 <sup>w</sup> )	39	0.73
	10#	2	LD	3.0				47	0.37
ERNiCrMo-10	11#	3	LD	4.5				43	0.79
	12#	2	LD	3.5				33	0.38

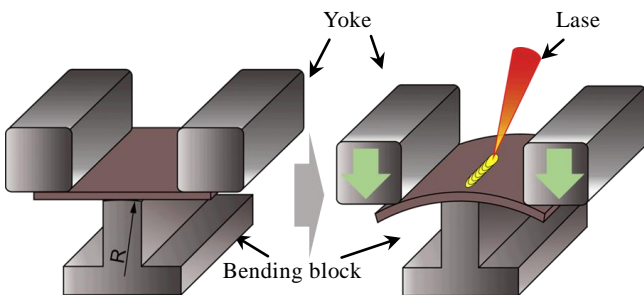


图 2 激光横向可调拘束实验示意图

Fig.2 Schematic of laser Trans-Varestraint experiment

1.4 温度曲线

测温前，将高速摄像机和高灵敏光纤辐射测温计(FIMTERM-H, φ 0.25 mm)进行同步设定。实验过程中，借助高速摄像机动态画面，将高灵敏光纤辐射测温计直接准确插入焊缝熔池末端中心进行温度测量。结合温度曲线和焊缝中心最长凝固裂纹长度可获得 BTR，用以准确定量评估激光焊接凝固裂纹敏感性。

1.5 组织表征

通过改变稀释率制备含不同化学成分焊接接头后，采用体式显微镜拍摄焊缝截面，并计算稀释率；利

用电子探针微区分析 (EPMA) 对焊缝中心截面进行主要元素测定, 以验证通过计算稀释率所得焊缝化学成分是否准确; 激光横向可调拘束实验后, 借助光学显微镜 (OM), 扫描电子显微镜 (SEM) 和能谱分析 (EDS) 进行凝固裂纹形貌和焊缝微观组织表征。

## 2 实验结果

### 2.1 稀释率

图 3 展示了一例激光热丝焊接后焊缝表面、截面形貌以及元素测量点分布图。该焊缝母材为 SUS 304L 不锈钢, U 型坡口加工宽度为 3 mm, 添加焊丝为 ERNiCrFe-7, 采用 LD 半导体激光器进行焊接, 且激光功率为 4.5 kW。从图 3a 中可以看出, 焊接方向由右至左, 且图中两侧突出及凹陷现象是由于焊接开始和结束时, 送丝过程并未稳定且略有延迟所致。另外, 由于液态镍基合金流动性相对较差<sup>[20]</sup>, 因此焊缝表面会存有一些点状孔坑或凹陷。而从图 3b 中可以观察到, 焊缝截面成形较好, 并无气孔、裂纹等明显缺陷。在进行凝固裂纹实验和温度测量前, 该试样表面将用铣床进行处理, 以保证试样的平整度, 且该试样的中间部分用于进行后续实验。截取如图 3a 焊缝中心位置截面进行观察, 并将焊前 U 型坡口置于焊缝截面处, 如图 3b 中黄色虚线所示, 利用横截面中熔化的母材面积除以整个焊缝的面积即可得出稀释率<sup>[8]</sup>。通过计算, 图 3 中试样的稀释率为 74.4%, 且焊缝中 Ni 和 Cr 的含量分别为 22.6% 和 21.0%。为验证通过上述方法计算的元素含量是否精准, 利用 EPMA 对主要元素 Ni 和 Cr 进行精确测量, 且测定点涵盖整个焊缝横截面, 如图 3c 所示, 其中纵向 A、B、C 3 点间距为 1 mm, 横向 D、A、E 3 点间距为 2 mm。此测量点分布主要由横向可调拘束实验或温度测量后的焊缝截面匙孔形貌决定。通过测量, A、B、C、D、E 5 个测量点的 Ni 和 Cr 含量分别为 21.7% 和 23.6%, 21.7% 和 23.1%, 21.4% 和 23.3%, 21.3% 和 23.1%, 22.3% 和 22.8%, 取平均值后该试样焊缝中 Ni 和 Cr 含量的测定值分别为 21.7% 和 23.2%。针对添加不同焊丝的焊接接头, 分别选取 1~2 个试样进行 EPMA 元素含量测定, 其测试结果平均值与计算结果列于表 4。由于 U 型槽尺寸受加工精度影响, 且焊接时伴随有元素烧损及焊接变形等, 会对计算值产生一定的影响。但是整体上, 焊缝中 Ni 和 Cr 含量的实测值与计算值差异相对较小。Banovic 等人<sup>[8]</sup>也采用相同办法进行稀释率计算, 并与 EPMA 结果进行比对, 呈现出相似的规律。证明通过稀释率计算可以获得较准确的焊缝化学成分。由于微量元素难以通过 EPMA 精确测量, 因此, 文中所制试样焊接

接头的化学成分统一用计算值进行表示。表 5 给出了添加不同焊丝后, 焊缝稀释率、主要元素化学成分、 $Ni_{eq}$ 、 $Cr_{eq}$  以及  $Ni_{eq}/Cr_{eq}$ 。根据  $Ni_{eq}$  和  $Cr_{eq}$  坐标值, 可将所制试样焊缝中的化学成分定位于舍弗勒相图上, 如图 4 所示。可以看到, 不同化学成分定位位置相对均匀地分布于舍弗勒相图单相奥氏体区域内。另外, 文中所提试样其表示方法用“焊丝\_稀释率”表示, 如 Invar 36\_21.7% 代表表 5 中第 1 行化学成分的试样。

### 2.2 凝固裂纹

图 5 展示的是在施加饱和和外加应变 4.3% 条件下, ERNiCrFe-7\_79.3% 试样的凝固裂纹分布。通过高速摄像机捕捉凝固裂纹产生时的熔池瞬时画面, 勾画出熔合线形貌, 如图 5a 中红色曲线所示。沿着焊缝熔池从右至左用黄色字体依次标记凝固裂纹的数量和位置,

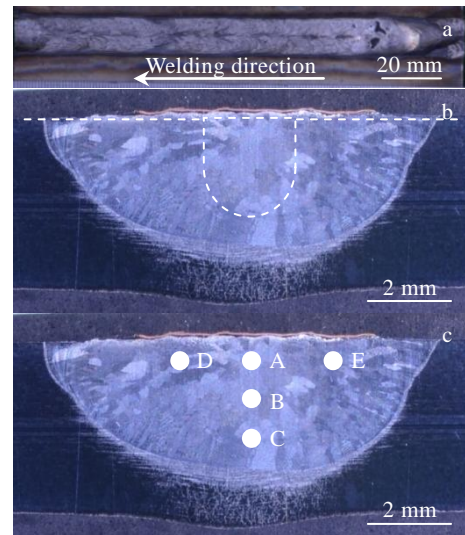


图 3 激光热丝焊后焊缝表面和截面形貌

Fig.3 Appearance of weld bead after laser welding with hot wire: (a) the front of weld bead, (b) the cross-section of weld joint, and (c) distribution of measurement points for elements analysis by EPMA

表 4 焊缝中 Ni、Cr 含量计算值和 EPMA 测量值

Table 4 Calculated and EPMA results of Ni and Cr content in weld metal (wt%)

Specimen	Ni		Cr	
	Calculation	EPMA	Calculation	EPMA
1#	30.4	29.2	4.0	4.3
3#	22.1	20.4	9.7	12.0
4#	15.2	18.0	14.6	14.2
5#	27.8	24.0	14.4	17.0
7#	29.9	25.1	18.9	20.7
9#	22.6	21.7	21.0	23.2
11#	23.0	21.8	19.0	21.1

表 5 所制试样焊缝化学成分

Table 5 Chemical composition of weld metal after laser welding with hot wire

Filler wire	Specimen	Dilution ratio/%	Element content, ω/%									C <sub>req</sub> /%	Ni <sub>eq</sub> /%	C <sub>req</sub> /Ni <sub>eq</sub>
			C	Mn	Mo	Si	Nb	Ni	Cr	Fe	P + S			
Invar 36	1#	21.7	0.016	0.58	0.01	0.27	-	30.4	4.0	Bal.	0.012	4.37	31.14	0.14
	2#	44.0	0.011	0.82	0.01	0.39	-	24.6	8.0	Bal.	0.018	8.59	25.34	0.34
	3#	53.5	0.010	0.92	0.01	0.44	-	22.1	9.7	Bal.	0.021	10.38	22.87	0.45
	4#	80.3	0.004	1.21	<0.01	0.58	-	15.2	14.6	Bal.	0.029	15.45	15.91	0.97
ERNi-1	5#	79.3	0.002	1.20	-	0.58	-	27.8	14.4	Bal.	0.028	15.25	28.44	0.54
	6#	83.0	0.002	1.24	-	0.60	-	24.6	15.1	Bal.	0.029	15.95	25.29	0.63
ERNiCr-3	7#	67.9	0.002	1.92	-	0.47	0.912	29.9	18.9	Bal.	0.025	20.04	30.90	0.65
	8#	81.9	0.001	1.70	-	0.57	0.514	21.2	18.6	Bal.	0.029	19.67	22.13	0.89
ERNiCrFe-7	9#	74.4	0.007	1.12	0.01	0.55	0.003	22.6	21.0	Bal.	0.026	21.81	23.38	0.93
	10#	79.3	0.006	1.18	0.01	0.57	0.002	20.2	20.4	Bal.	0.028	21.31	20.97	1.02
ERNiCrMo-10	11#	72.1	0.001	1.07	3.74	0.51	-	23.0	19.0	Bal.	0.027	23.50	23.59	1.00
	12#	77.1	0.001	1.13	3.07	0.54	-	20.7	18.8	Bal.	0.029	22.72	21.29	1.07

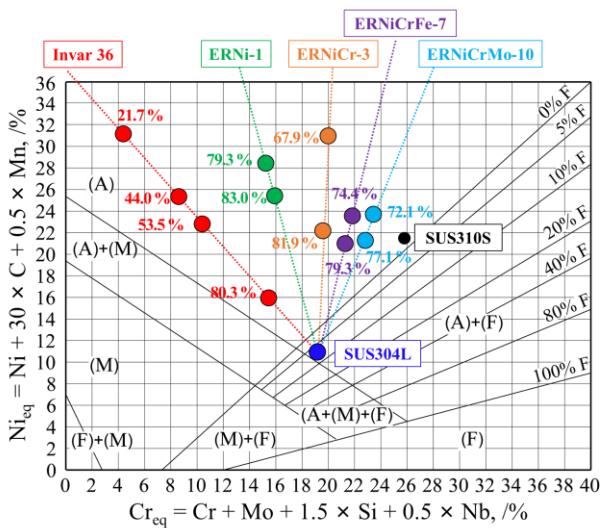


图 4 所制试样焊缝化学成分在舍弗勒相图上的分布

Fig.4 Distribution of chemical composition of each specimen on the Schaeffler diagram

如图 5b 所示。该凝固裂纹分布呈现出典型的基于氩弧焊热源的横向可调拘束实验结果，凝固裂纹分布于焊缝熔池末端，且较长的凝固裂纹主要发生在熔池末端中心处，从焊缝中心到两侧边缘凝固裂纹的长度逐渐减少。这主要是因为焊缝中心处的外加应变最高为 4.3%，随着距离中心位置的偏移应变会随之减低；同时，与焊缝两侧边缘相比，处于焊缝中心处的组织结晶较慢，导致焊缝中心存在相对较多的偏析及残余液膜，降低了焊缝中心晶界的强度<sup>[15]</sup>。图 5c 展示了每条凝固裂纹的长度，焊缝尾部末端中心处的裂纹长度相对较长，两侧的裂纹长度则相对较短。

图 6 和图 7 分别展示了 C<sub>req</sub>/Ni<sub>eq</sub> 对不同试样焊接接头凝固裂纹总长度和最长凝固裂纹长度的影响。可以看出，随着 C<sub>req</sub>/Ni<sub>eq</sub> 值从 0.1 增加到 1.2，凝固裂纹

总长度和最长凝固裂纹长度都呈现出先增加再减小的趋势；且当 C<sub>req</sub>/Ni<sub>eq</sub> 值介于 0.5 ~ 1.0 之间时，凝固裂纹总长度和最长凝固裂纹长度都处在一个较高的数值之上。说明当 C<sub>req</sub>/Ni<sub>eq</sub> 小于 0.5 或大于 1.0 (且小于 1.2) 时，凝固裂纹敏感性相对较低；当 C<sub>req</sub>/Ni<sub>eq</sub> 在 0.5 ~ 1.0 之间时，凝固裂纹敏感性相对较高。凝固裂纹总长度和最长凝固裂纹长度只能定性地评估凝固裂纹敏感性，若要定量分析凝固裂纹敏感性，必须得出 BTR 的分布规律。

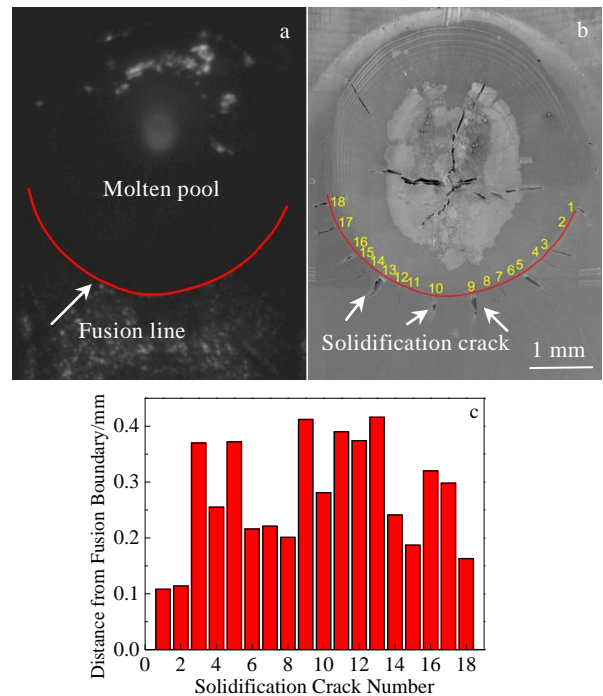


图 5 ERNiCrFe-7\_79.3%的凝固裂纹分布

Fig.5 Distribution of solidification crack of ERNiCrFe-7\_79.3%: (a) high speed camera image, (b) SEM image of solidification crack, and (c) solidification crack length

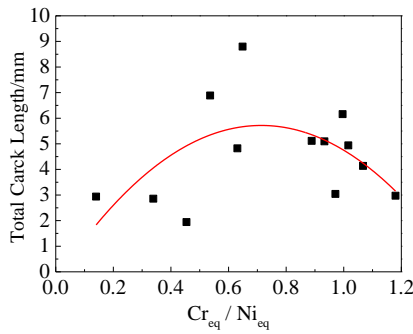


图 6 Cr<sub>eq</sub>/Ni<sub>eq</sub>对凝固裂纹总长度的影响

Fig.6 Effect of Cr<sub>eq</sub>/Ni<sub>eq</sub> on the total crack length

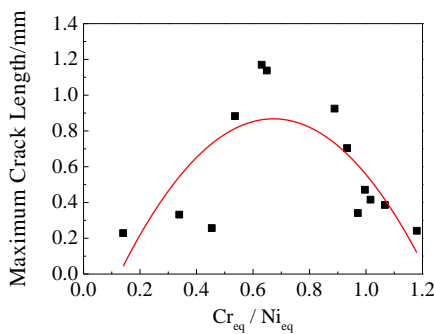


图 7 Cr<sub>eq</sub>/Ni<sub>eq</sub>对最长凝固裂纹长度的影响

Fig.7 Effect of Cr<sub>eq</sub>/Ni<sub>eq</sub> on the maximum crack length

### 2.3 温度曲线

为了进一步确定真实的凝固裂纹敏感性，需要测定 BTR；通过测量最长凝固裂纹长度并结合焊缝温度曲线，即可获得 BTR。图 8 展示了本实验所有试样在激光焊接过程中焊缝的温度曲线。实验过程中借助高速摄像机确定高灵敏光纤测温仪插入熔池的时间和位置，并同步设定温度采集时间和高速摄像机捕捉时间。当熔池尾部末端边缘刚刚移动至光纤测温仪顶端（测温端）时，即可获得该试样的液相线温度；保持光纤位置不动，随着熔池的行进，可测量出焊缝中心的温度曲线。利用图 8 温度曲线，并结合每个试样焊缝中心最长凝固裂纹长度，以及焊接速度，可以获得定量评估凝固裂纹敏感性的最重要指标-BTR。

### 2.4 脆性温度区间 (BTR)

获得 BTR 的示意图如图 9 所示。横向可调拘束实验时，最长凝固裂纹主要分布于焊缝中心部位；温度测量时，所测数据为焊缝中心处的温度曲线。且最长凝固裂纹方向和温度曲线测量路径，与焊接方向一致，因此，利用温度曲线并结合焊接速度和最长凝固裂纹长度可计算出 BTR<sup>[14]</sup>。图 10 展示了 Cr<sub>eq</sub>/Ni<sub>eq</sub> 对所有试样 BTR 的影响。随着 Cr<sub>eq</sub>/Ni<sub>eq</sub> 值的增加，BTR 先增加后减小。

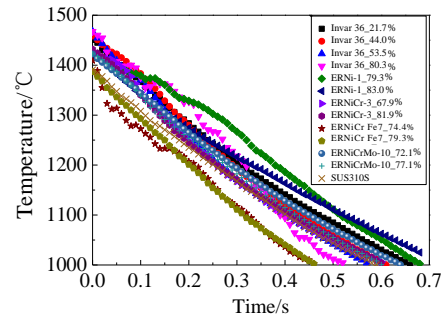


图 8 温度曲线

Fig.8 Temperature profiles

该趋势大体上与图 6 和图 7 结果相一致。其中，当 Cr<sub>eq</sub>/Ni<sub>eq</sub> 值小于 0.5 或大于 1.1（小于 1.2）时，BTR 相对较小，且大部分在 60 °C 以下；当 Cr<sub>eq</sub>/Ni<sub>eq</sub> 值在 0.5 ~ 1.1 之间时，绝大部分脆性温度区间处于 100 ~ 150 °C 之间；当 Cr<sub>eq</sub>/Ni<sub>eq</sub> 值分别为 0.65 和 0.89 时，BTR 均达到 250 °C 以上，且前者甚至接近 300 °C，如图 10 中最上面 2 个数据点。说明凝固裂纹敏感性随着 Cr<sub>eq</sub>/Ni<sub>eq</sub> 值的增加，呈现先升高后降低的趋势；且当 Cr<sub>eq</sub>/Ni<sub>eq</sub> 值小于 0.5 或大于 1.1（小于 1.2）时，凝固裂纹敏感性相对较低；当 Cr<sub>eq</sub>/Ni<sub>eq</sub> 值在 0.5 ~ 1.1 之间时，凝固裂纹敏感性有所升高；当 Cr<sub>eq</sub>/Ni<sub>eq</sub> 值在 0.8 附近时，凝固裂纹敏感性最高。

结合图 4 和图 10 结果，可以将凝固裂纹敏感性标定在舍弗勒相图单相奥氏体区域内，如图 11 所示。图 11 中圆点标示位置根据 Cr<sub>eq</sub>, Ni<sub>eq</sub> 坐标所定，数字代表 BTR 数值。以 100 °C 为计量单位区间，当温度区间小于

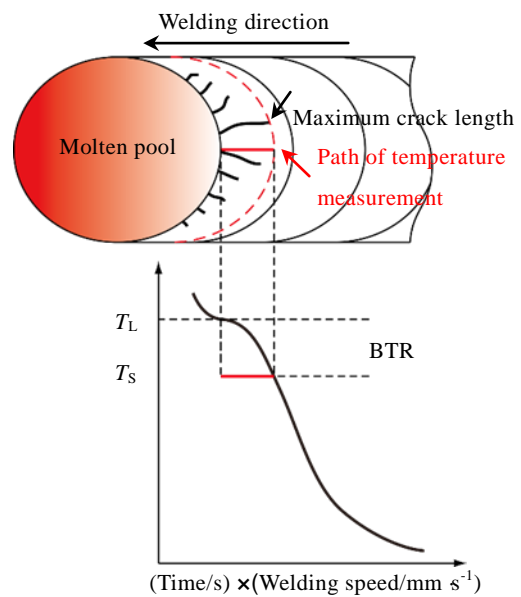


图 9 获得 BTR 的示意图

Fig.9 Schematic diagram of obtaining the BTR

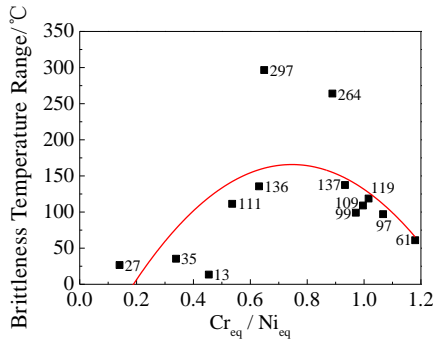


图 10 Cr<sub>eq</sub>/Ni<sub>eq</sub> 对 BTR 的影响

Fig.10 Effect of Cr<sub>eq</sub>/Ni<sub>eq</sub> on the BTR

100 °C 时，设定为凝固裂纹低敏感性区域；当温度区间在 100 ~ 200 °C 时，设定为凝固裂纹中敏感性区域；当温度区间大于 300 °C 时，设定为凝固裂纹高敏感性区域。从图 11 中可以看出，单相奥氏体区域 (Ni<sub>eq</sub> < 35%) 内，凝固裂纹敏感性由高到低呈扇形由里及外分布，且中间区域敏感性相对较高，周边敏感性则相对较低。

### 3 分析与讨论

图 12 展示了 Cr<sub>eq</sub>/Ni<sub>eq</sub>、P+S 含量和 BTR 之间的关系。随着 Cr<sub>eq</sub>/Ni<sub>eq</sub> 值的增加，焊缝中 P + S 的含量呈现出先增加后降低的趋势。其中当 Cr<sub>eq</sub>/Ni<sub>eq</sub> 值小于 0.5 或大于 1.1 (且小于 1.2) 时，P + S 的含量均小于 0.021%；而当 Cr<sub>eq</sub>/Ni<sub>eq</sub> 值介于 0.5 和 1.1 之间时，P + S 的含量集中分布在 0.028% 左右，如图 12a 所示。从图 12b 可以看出，随着 P + S 含量的增加，BTR 呈

上升趋势变化。其中当 P + S 含量小于 0.021% 时，BTR 相对较低且在 60 °C 以下；当 P + S 含量在 0.025%~0.030% 且焊缝不含 Nb 元素或者 Nb 元素含量极少可忽略时，BTR 有所升高，主要介于 100 ~ 150 °C 之间；而当焊缝中 Nb 元素含量达到 0.5% 以上时，BTR 均在 250 °C 以上。一些学者研究 Nb 对不锈钢或镍基合金电弧焊凝固裂纹敏感性时也得出相似的结果，焊缝中含有一定含量的 Nb，通过实验获得的 BTR 基本都在 200 ~ 300 °C 之间，而理论计算值更有超过 300 °C<sup>[20,21]</sup>。

众所周知，P、S 等杂质元素在奥氏体合金焊接凝固过程中极易形成低熔点共晶化合物，导致凝固裂纹敏感性增加<sup>[14]</sup>。而 BTR 是评估凝固裂纹敏感性的重要指标之一。Kujanpaa 等人<sup>[22]</sup>曾研究过不锈钢焊接接头 Cr<sub>eq</sub>/Ni<sub>eq</sub> 值在 1.0 ~ 2.0 之间时，P + S 含量对凝固裂纹敏感性的影响。Cr<sub>eq</sub>/Ni<sub>eq</sub> 值在 1.0~1.49 之间时，当 P + S 含量 > 0.01%，裂纹敏感性较高；Cr<sub>eq</sub>/Ni<sub>eq</sub> 值在 1.5 ~ 2.0 之间时，无论 P + S 含量为多少，裂纹敏感性都相对较低。Mastsuda 等<sup>[23]</sup>人研究过 P 和 S 元素含量对 SUS 310S 和 SUS 304 不锈钢钨极氩弧焊 BTR 的影响，随着 P 元素含量从 0.022% 增加到 0.249% 或 S 元素含量从 0.004% 增加到 0.220%，SUS310S 和 SUS304 不锈钢的 BTR 都有所增加且前者比后者增加较多，这主要是因为后者焊缝为奥氏体和少量铁素体双相组织，铁素体可以有效抑制 P、S 在晶界偏析，降低敏感性。另外，Mn 元素可以和 S 元素结合生成 MnS，降低 S 的影响，所以与 P 相比，S 的危害要相对小一些。而由于本研究所用焊材中 S 含量整体偏小，所以仅对 P + S 整体含量进行讨论。同时，本研究焊缝中组织为单相奥氏体，因此，P + S 含量的变化对凝固裂纹敏感性的影响相对较大。综上，Cr<sub>eq</sub>/Ni<sub>eq</sub> 值在 0.1~1.2 之间时，焊缝中 P + S 含量呈现出先增加后减小的趋势，凝固裂纹敏感性则先升高后降低，这是因为 P + S 含量与 BTR 呈正比关系。

值得注意的是，对于 ERNiCr-3<sub>67.9%</sub> 和 ERNiCr-3<sub>81.9%</sub> 2 个试样，其焊缝中 P + S 含量分别为 0.025% 和 0.029%，Nb 含量分别为 0.912% 和 0.514%，BTR 分别为 297 和 264 °C，如图 12b 中最上面 2 个点所示。对于含 Nb 元素的焊缝，尽管后者的 P + S 含量大于前者，但由于前者的 Nb 含量较高，导致前者的 BTR 大于后者；另外，上述含 Nb 试样的 BTR 远远大于未含有 Nb 元素或 Nb 含量极少的试样。这说明在一定条件下，Nb 元素对凝固裂纹敏感性的影响要远大于 P + S 的影响。

图 13 展示的是 SUS 310S 不锈钢激光横向可调拘束实验后焊缝中间凝固裂纹内部断口形貌。图 13a 中

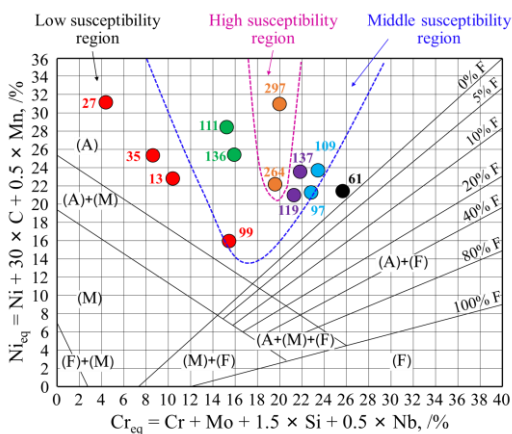


图 11 凝固裂纹敏感性在舍弗勒图中单相奥氏体区域内的分布 (Ni<sub>eq</sub> < 35%)

Fig.11 Distribution of solidification cracking susceptibility on the single phase austenite region of the Schaeffler diagram (Ni<sub>eq</sub> < 35%)

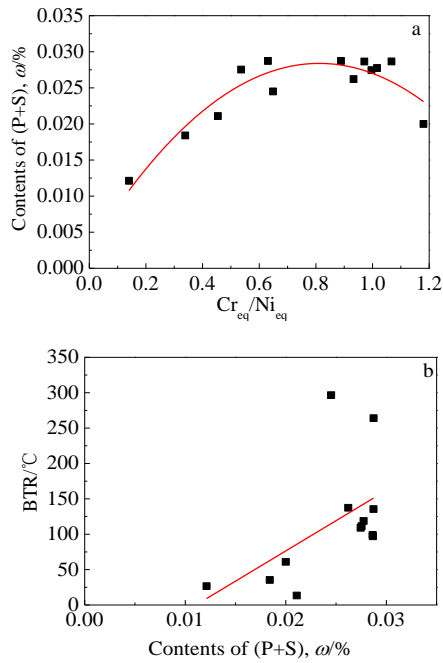


图 12 P+S 含量, BTR 和 Cr<sub>eq</sub>/Ni<sub>eq</sub> 之间的关系

Fig.12 Relationship between the contents of (P+S) and the Cr<sub>eq</sub>/Ni<sub>eq</sub>

(a); effect of the contents of (P+S) on the BTR (b)

左侧为裂纹的起始端，与焊缝熔池相连，处在温度相对较高的区域；最右侧为裂纹的终止端，处在温度相对较低的区域；沿着裂纹方向，温度由左至右逐渐下降。裂纹在高温区产生，此时凝固刚刚开始，因此从断裂面可以看到有连续但不明显突出的二次枝晶出现，如图 13b 所示。随着凝固过程进行，连续的二次枝晶逐渐消失，独立的且相对明显的二次枝晶出现；另外，有大量的点状小坑呈现，如图 13c 所示。温度下降，二次枝晶继续生长且逐步发达，导致瞬时断裂时断口有明显突出形貌；而小坑则是二次枝晶根部界面之间未凝固部分的痕迹<sup>[24]</sup>。温度进一步下降，观察断口发现二次枝晶突出现象逐渐减少，且点状小坑数量逐渐下降，如图 13d 所示。这说明此刻金属晶间强度正逐渐恢复，凝固过程即将结束。

图 14 展示的是处于舍弗勒相图中单相奥氏体区域内部分试样的凝固裂纹和微观组织。其中，图 14a、14d 和 14g，图 14b、14e 和 14h，图 14c、14f 和 14i 分别展示的是图 11 舍弗勒相图中高、中、低敏感性区域内代表性试样的凝固裂纹和微观组织形貌，且图 14a、14d 和 14g 中 ERNiCr-3\_67.9% 试样的 Nb 含量为 0.912%（最高）且 P + S 含量为 0.025%（中高），图 14b、14e 和 14h 中 ERNi-1\_83.0% 试样的 P + S 含

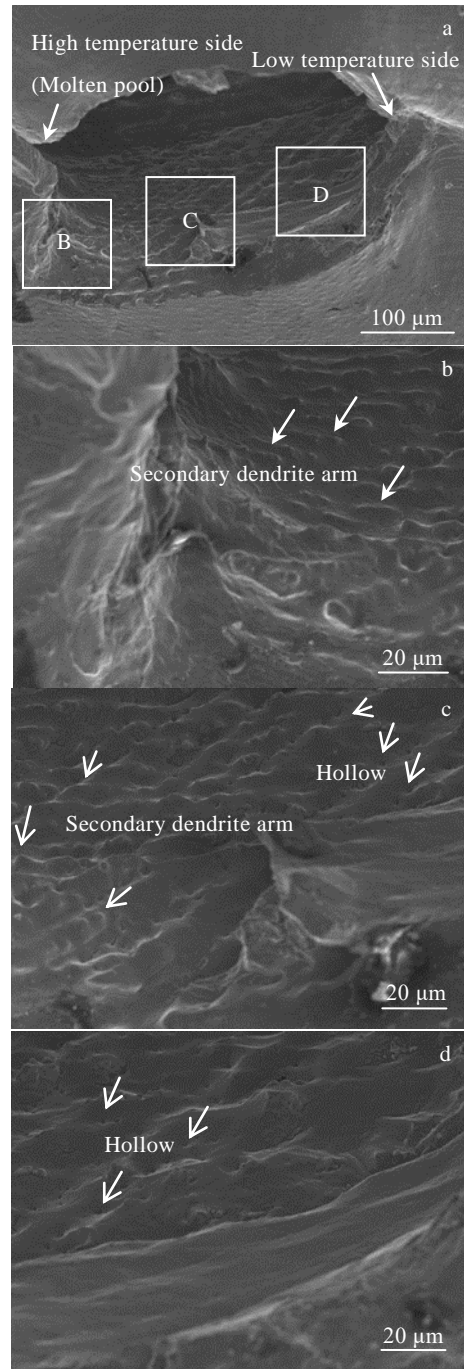


图 13 SUS 310S 不锈钢焊缝中心凝固裂纹内部断裂形貌

Fig.13 Fracture surface of solidification crack in SUS 310S stainless steel weld metal: (a) the whole fracture surface; (b~d) magnified areas (B, C, D) marked in Fig.13a

量为 0.029%（最高）且不含 Nb，图 14c、14f 和 14i 中 Invar 36\_53.5% 试样的 P + S 含量为 0.018%（较低）且不含 Nb。图 14a、14b 和 14c 中所展示裂纹都为对应试样焊缝中心最长凝固裂纹。当 Nb 含量最高时，凝固裂纹最长，如图 14a 所示；当 P + S 含量最高但



不含 Nb 时，凝固裂纹也相对较长，如图 14b 所示；当 P + S 含量相对较小且不含 Nb 时，凝固裂纹长度则相对最短，如图 14c 所示。

在施加相同的 4.3% 外加应变条件下，如果焊缝的冷却曲线相似，凝固裂纹敏感性则随着凝固裂纹长度的增加而增加。而凝固裂纹敏感性的增加，多数情况下是由于偏析元素在晶界处形成液膜而降低晶界的强度所致。在瞬时外加应变下，液膜的痕迹可由凝固裂纹内壁侧形貌进行追踪。当液膜较多时，凝固裂纹内壁侧极不平整，且会出现大量的明显的凹坑，而凹坑正是凝固过程中二次枝晶间的界面处<sup>[24]</sup>，亦是液膜在晶界的残留之处，可显著降低晶界强度，导致凝固裂纹敏感性增加，如图 14d 和 14e 所示；当液膜较少时，凝固裂纹内壁侧也会存有凹坑，但是凹坑明显较少，且裂纹内壁侧相对较光滑，这说明相对于前者，该条件下凝固阶段较早结束，即残余液膜较少，使得晶界强度显著提高，降低了凝固裂纹敏感性，如图 14 f 所示。另外，从微观组织观察可知，图 14g 中箭头所指

枝晶间的黑色物质为共晶化合物<sup>[7,25,26]</sup>，焊接凝固过程中 Nb 元素可在晶界富集，形成富 Nb、Ni 的低熔点相<sup>[7,25,26]</sup>，或 Nb-P-Cr-Mn 低熔点磷化物<sup>[7,25,26]</sup>等，显著降低结晶温度，弱化了晶界强度，导致凝固裂纹敏感性增加。而与图 14g 和 14h 相比，图 14i 中枝晶相对平滑，因此凝固裂纹内壁侧相对平滑。为进一步确认共晶化合物成分，对 ERNiCr-3\_67.9% 焊缝组织析出相进行 EDS 分析，如图 15 所示。根据能谱分析以及参考文献对比<sup>[7,27]</sup>，证明焊缝中的确有 Laves 相产生，且有 Nb、Si 等共晶偏析产物析出。

图 16 展示了  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ 、Si、Nb、Mn 含量和 BTR 之间的关系。Nb 含量的影响已在上文分析过，这里不再讨论。与图 12 的结果类似，图 16a 中当  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  值在 0.1 ~ 1.2 之间时，Si 和 Mn 的含量呈现出先增加后减少的分布，且 Mn 含量增加的幅度要大于 Si 的。同样地，Si 和 Mn 含量与 BTR 之间呈一定的正比关系，但与 Mn 相比，Si 含量对 BTR 变化的影响要更大一些，如图 16b 所示。一些科研人员<sup>[14,23]</sup>在研究 SUS

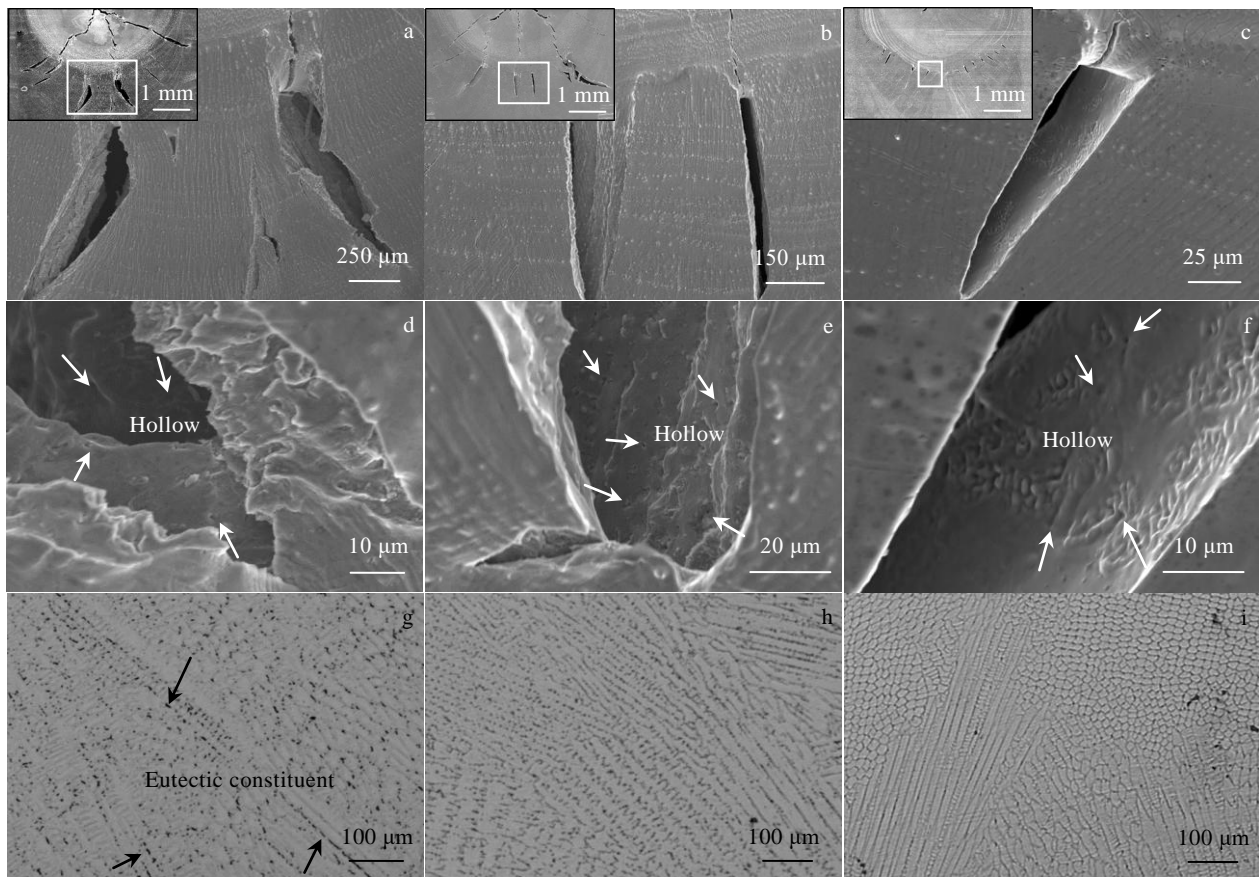


图 14 图 11 中高，中，低敏感性区域的试样的凝固裂纹和微观组织

Fig.14 Solidification crack and microstructure of the samples for high, middle, low susceptibility regions in Fig.11: (a, d, g) ERNiCr-3\_67.9% with Nb of 0.912% and (P + S) of 0.025%; (b, e, h) ERNi-1\_83.0% with no Nb and (P + S) of 0.029%; (c, f, i) Invar 36\_53.5% with no Nb and (P + S) of 0.018%

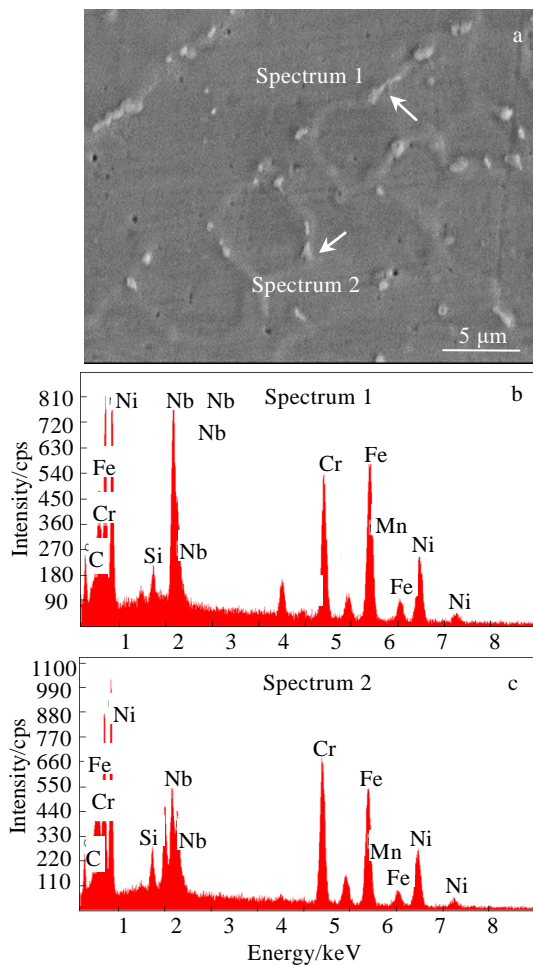


图 15 ERNiCr-3\_67.9%焊缝组织形貌及 EDS 分析结果  
Fig.15 SEM image (a) and corresponding EDS results (b, c) of precipitated phase in ERNiCr-3\_67.9% weld metal

310S 不锈钢氩弧焊凝固裂纹敏感性时指出, Si 元素会在晶界偏析, 如形成 Cr-Ni-Si-Fe 低熔点化合物等; 当 Si 含量从 0.1% 增加到 1.0% 左右时, BTR 会从 110 °C 逐渐增加到 165 °C。本实验结果与前人研究成果相类似。值得一提的是, 如果单相奥氏体焊缝中同时存在一定含量的 Nb、Si 等元素, 则可形成 Nb-Si-Cr-Mn 低熔点硫化物-氧化物杂质等<sup>[7]</sup>, 可显著提高凝固裂纹敏感性。

尽管从图 16b 看到随着 Mn 含量的增加, BTR 随之增加。但实际上, Mn 对凝固裂纹敏感性的影响较小, 甚至在一定条件下会起到积极的作用。Mn 可以与 S 结合生成 MnS, 以降低 S 的危害。Honeycombe 等人<sup>[28]</sup>研究指出, 当 Mn 含量从 2% 增加到 6% 时, 凝固裂纹敏感性会有所下降。Mastuda 等人<sup>[23]</sup>分析了 Mn 含量对 25Cr-20Ni 钢氩弧焊 BTR 的影响, 尽管 Mn 含量从 1.0% 增加到 10.5%, 但是 BTR 变化并不明显, 这主要是因为实验所用 25Cr-20Ni 钢中 S 的含量在

0.003%~0.005%。而本研究所用焊材中 S 的含量均低于 0.002%, 因此, Mn 含量的变化实质上对凝固裂纹敏感性的影响并不大。

舍弗勒相图中影响  $Cr_{eq}$ 、 $Ni_{eq}$  的元素有 Cr、Mo、Si、Nb 和 Ni、C、Mn 等。Cr 和 Ni 为镍基合金和不锈钢主要元素; 本研究所制试样中 Mo 的含量绝大部分都小于 0.01%; C 对凝固裂纹敏感性的影响较为复杂<sup>[29]</sup>, 因此, 基于现有数据的局限性, 本文暂不对上述元素进行讨论。合金系统中, 不同元素及其含量对凝固裂纹敏感性的影响十分复杂, 且某一元素单独作用或与其他元素共同作用时, 引起的结果会有差异, 甚至可能相反<sup>[29]</sup>, 因此, 焊接凝固裂纹敏感性仍需要进行更加深入的研究。

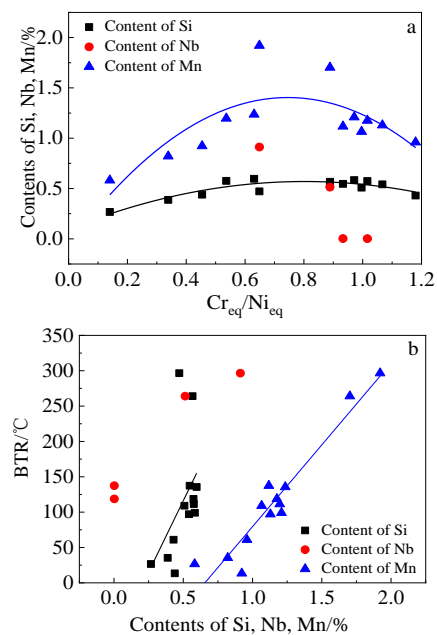


图 16 Si、Nb、Mn 含量, BTR 和  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  之间的关系  
Fig.16 Relationship between the contents of Si, Nb, Mn and  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  (a); effect of contents of Si, Nb, Mn on the BTR (b)

## 4 结 论

1) 利用激光热丝焊接工艺, 通过添加不同化学成分镍基焊丝, 并优化焊接工艺参数, 控制焊缝稀释率, 制备了含不同化学成分焊接接头。通过计算  $Cr_{eq}$  和  $Ni_{eq}$ , 可将焊接接头成分位置定位于舍弗勒相图单相奥氏体区域内。

2) 结合激光横向可调拘束实验凝固裂纹结果和焊缝温度曲线, 可获得脆性温度区间(BTR)并对凝固裂纹敏感性进行定量评估。

3) 随着  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  值从 0.1 增加到 1.2, 凝固裂纹总长度、最长凝固裂纹长度和 BTR 均先增加后减小, 即凝固裂纹敏感性亦是先升高再降低。基于舍弗勒相图可知, 单相奥氏体区域内凝固裂纹敏感性呈扇形分布, 中间区域敏感性相对较高, 周边区域则相对较低。

4) 当  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  值在 0.1 ~ 1.2 之间时, 不同化学成分焊缝中 P + S、Nb 和 Si 等合金元素含量呈现出先增加后减小的分布特点, 而 P + S、Nb 和 Si 含量的增加可促使在凝固过程中或者末期形成低熔点共晶化合物-偏析液膜, 显著降低晶界强度, 以致凝固裂纹敏感性增加。且在一定条件下, Nb 含量对凝固裂纹敏感性的影响要远大于 P + S 等的影响。

#### 参考文献 References

- [1] Song Zhigang(宋志刚), Xu Changzheng(徐长征), Pu Enxiang(浦恩祥) et al. *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(3): 895
- [2] Huang Yanyan(黄彦彦), Zhou Qinghua(周清华), Liu Qing(刘青) et al. *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(1): 261
- [3] Yan Xiaofeng(颜晓峰), Dong Jianxin(董建新), Shi Zhaoxia(石照夏) et al. *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(10): 3183
- [4] Song Changpeng(宋昌鹏), Deng Xiangzhong(邓香中), Chen Gang(陈罡). *Equipment Manufacturing Technology* (装备制造技术)[J], 2011, 10: 145
- [5] Xiang Jingfeng(项京锋). *Pump Technology* (水泵技术)[J], 2015, 1: 45
- [6] Song Jianling(宋建岭), Lin Sanbao(林三宝), Yang Chunli(杨春利) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals* (中国有色金属学报)[J], 2008, 18(5): 834
- [7] Wen P. *Thesis for Doctor*[D]. Hiroshima: Hiroshima University, 2009: 1
- [8] Banovic S W, DuPont J N, Marder A R. *Metallurgical and Materials Transactions B*[J], 2001, 32: 1171
- [9] Naffakh H, Shamanian M, Ashrafizadeh F. *International Journal of ISSI*[J], 2008, 5(1): 22
- [10] Li Ning(李宁), Wang Gang(王刚), Wang Yan(王延) et al. *Transactions of the China Welding Institution* (焊接学报)[J], 2019, 40(2): 82
- [11] Liu Chengdan(刘铖丹), Shang Wei(尚巍), Luo Xuzhen(罗绪珍) et al. *Electric Welding Machine* (电焊机)[J], 2019, 49(5): 13
- [12] Mao Peide(毛培德), Pan Ying(潘英). *Nuclear Power Engineering* (核动力工程)[J], 1986, 7(6): 63
- [13] Zhou Siyu, Chai Dongsheng, Yu Jingling et al. *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2017, 25: 220
- [14] John C L, Damian J K. *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*[M]. Hoboken: John Wiley & Sons, Inc, 2005: 31
- [15] Kadoi K, Fujinaga A, Yamamoto M et al. *Welding in the World*[J], 2013, 57: 383
- [16] Elmer J W, Allen S M, Eagar T W. *Metallurgical Transactions A*[J], 1989, 20: 2117
- [17] Shankar V, Gill T P S, Mannan S L et al. *Sadhana*[J], 2003, 28: 359
- [18] Wang D, Kadoi K, Shinozaki K et al. *ISIJ International*[J], 2016, 56(11): 2022
- [19] Chun E J, Baba H, Nishimoto K et al. *Metals and Materials International*[J], 2015, 21:543
- [20] John N D, John C L, Samuei D K. *Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-Base Alloys*[M]. Hoboken: John Wiley & Sons, Inc, 2009: 3
- [21] Sun Zheng(孙政), Han Huaiyue(韩怀月), Chen Liangcai(陈良材). *Central Iron and Steel Research Institute Technical Bulletin* (钢铁研究总院学报)[J], 1988, 8: 31
- [22] Kujanpaa V, Suutalta N, Takalo T et al. *Welding Research International*[J], 1979, 9(2): 55
- [23] Arata Y, Matsuda F, Katayama S. *Transactions of JWRI*[J], 1977, 6(1): 105
- [24] Matsuda F, Nakagawa H, Ogata S et al. *Transactions of JWRI*[J], 1978, 7(1): 59
- [25] DuPont J N. *Welding Research Supplement*[J], 1999, 7(78): 253
- [26] Kadoi K, Shinozaki K. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2017, 48: 5860
- [27] Geng Zhijie(耿志杰), Wang Shanlin(王善林), Chen Yuhua(陈玉华) et al. *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(7): 2480
- [28] Honeycombe J, Gooch T G. *Metal Construction & Britain Welding Journal*[J], 1972, 4(12): 456
- [29] Li Yajiang(李亚江). *Welding Metallurgy-Materials Weldability* (焊接冶金学-材料焊接性)[M]. Beijing: China Machine Press, 2016: 138

## Study on Solidification Cracking Susceptibility of Austenitic Alloys During Laser Welding

Wang Dan<sup>1</sup>, Kadoi Kota<sup>2</sup>, Yamamoto Motomichi<sup>3</sup>, Shinozaki Kenji<sup>4</sup>

(1. Jiangsu University, Zhenjiang 212013, China)

(2. Osaka University, Osaka 567-0047, Japan)

(3. Hiroshima University, Higashi-Hiroshima 739-8527, Japan)

(4. National Institute of Technology, Kure College, Kure 737-8506, Japan)

**Abstract:** Based on the Schaeffler diagram, the solidification cracking susceptibility of austenitic alloys during laser welding was investigated systematically. Specimens with different chemical composition of nickel-based wires were made up by laser welding. Brittleness temperature range (BTR) could be obtained by combining the results of solidification crack from laser Trans-Varestraint experiment with the temperature profile of weld bead during laser welding. Then the solidification cracking susceptibility was studied quantitatively using BTR. The results show that with the increase of the ratio of Cr equivalent to Ni equivalent ( $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ ) from 0.1 to 1.2, the BTR tends to increase firstly and then decrease. This shows that the solidification cracking susceptibility has a tendency of firstly increasing and then decreasing with increasing  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ . While, the solidification cracking susceptibility is relatively higher in the middle region, and the susceptibility is lower at the sides in the single phase austenite region of the Schaeffler diagram. When the contents of P + S, Nb and Si alloy elements are relatively higher, the low melting point eutectic compound-segregated liquid film could be formed at the grain boundary and sub-grain boundary, leading to the increase of the solidification cracking susceptibility. In addition, the effect of Nb on the solidification cracking susceptibility is much higher than that of P + S under a certain condition.

**Key words:** laser welding; solidification cracking susceptibility; brittleness temperature range;  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ ; alloy element

---

Corresponding author: Wang Dan, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science & Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang 212013, P. R. China, Tel: 0086-511-88797783, E-mail: wdd\_wan@163.com