引用格式：陈程，李小兵，束长荣，等．焊接参数对大厚度316L/Q370qE复合板焊接接头组织和性能的影响[J]．材料工程，2026，54(4)：290-301.
CHEN Cheng，LI Xiaobing，SHU Changrong，et al.Effect of welding parameters on microstructure and properties of welded joints of large-thickness 316L/Q370qE clad plates[J].Journal of Materials Engineering，2026，54(4)：290-301.

焊接参数对大厚度316L/Q370qE复合板焊接接头组织和性能的影响

陈　程[1]，李小兵[1*]，束长荣[1]，朱海洋[1]，郑传波[1*]，镇　凡[2]，麻　晗[2]
（1 江苏科技大学 冶金工程学院，江苏 张家港 215600；2 江苏省（沙钢）钢铁研究院，江苏 张家港 215625）

摘要：采用X型坡口焊接工艺对厚度为(3＋32) mm的316L/Q370qE不锈钢复合板进行研究，通过光学显微镜、扫描电镜、透射电镜、能谱仪分析焊接电流对复合板焊接接头组织和性能的影响。结果表明：不锈钢覆层与过渡层焊缝组织均为奥氏体和骨骼状δ铁素体，碳钢焊缝显微组织为先共析铁素体、针状铁素体和侧板条铁素体，且紧邻不锈钢过渡层的区域形成细晶贝氏体。随着焊接电流的增大，不锈钢焊缝的δ铁素体含量下降，形状更不规则，碳钢焊缝局部组织粗化，过渡层焊缝与碳钢焊缝的界面区元素大量互扩散，同时不锈钢及碳钢母材热影响区组织粗化，但复合板原始层状界面的变化不明显。不同焊接电流复合板焊接接头的拉伸断裂均发生在热影响区，其中电流为230 A时拉伸性能最佳，抗拉强度和断后伸长率分别达到557 MPa和23.9%。靠近不锈钢覆层的碳钢焊缝及熔合区低温冲击吸收功比远离覆层的位置低20 J左右，两个位置热影响区的冲击功差异更显著。焊接电流在210～280 A范围内变化对不锈钢覆层的晶间腐蚀性能影响不大。因此，采用230 A、30～31 V参数焊接不锈钢过渡层和覆层时，X型坡口两面碳钢焊缝的低温冲击性能差异最小，复合板焊接接头拉伸性能最佳。

关键词：不锈钢复合板；焊接参数；微观组织；力学性能；界面
doi：10.11868/j.issn.1001-4381.2024.000733　**CSTR**：32421.14.j.issn.1001-4381.2024.000733
中图分类号：TG444　**文献标识码**：A　**文章编号**：1001-4381(2026)04-0290-12

Effect of welding parameters on microstructure and properties of welded joints of large-thickness 316L/Q370qE clad plates

CHEN Cheng[1]，LI Xiaobing[1*]，SHU Changrong[1]，ZHU Haiyang[1]，
ZHENG Chuanbo[1*]，ZHEN Fan[2]，MA Han[2]
（1 School of Metallurgical Engineering，Jiangsu University of Science and Technology，Zhangjiagang 215600，Jiangsu，China；
2 Institute of Research of Iron & Steel，Shagang，Jiangsu Province，Zhangjiagang 215625，Jiangsu，China）

Abstract：The 316L/Q370qE stainless steel clad plates with a thickness of (3＋32) mm are studied by using X-groove welding process . The effects of welding current on the microstructure and properties of the welded joints of clad plate are analyzed by means of optical microscopy, scanning electron microscopy, transmission electron microscopy, energy dispersive spectroscopy. The results show that the weld metal microstructure of the stainless steel cladding layer and transition layer is austenite and skeletal δ ferrite. The microstructure of carbon steel weld metal is proeutectoid ferrite, acicular ferrite, and ferrite side-plate. And a fine-grained bainite is formed in the area adjacent to the stainless steel transition layer. As the welding current increases, the content of δ ferrite in the weld metal of stainless steel decreases and its shape becomes more irregular. The microstructure in the local weld metal of the carbon steel coarsens. There is extensive mutual diffusion of elements in the interface between the weld metal of transition layer and carbon steel. At the same time, the microstructure in the heat-affected zone of the stainless steel and carbon steel coarsens. However, the change in the original layered interface of the clad plate is not obvious. The tensile

fractures of the welded joints of clad plate with different currents all occur in the heat-affected zone. When the current is 230 A, the tensile properties are the best, and the tensile strength and elongation reach 557 MPa and 23.9%, respectively. The low-temperature impact absorption energy of both the carbon steel weld metal and fusion zone near the stainless steel cladding layer is about 20 J lower than that at the position keeping away from the stainless steel cladding layer. The impact energy difference in the heat-affected zone at the two positions is more significant. The change of welding current in the range of 210-280 A has little influence on the intergranular corrosion performance of stainless steel cladding layer. Therefore, when using 230 A and 30-31 V parameters to weld the stainless steel transition layer and cladding layer, the impact performance difference of the weld metal of carbon steel on both sides of the X-groove is the smallest, and the tensile properties of the welded joint of clad plate are the best.

Key words: stainless steel clad plate; welding parameter; microstructure; mechanical property; interface

不锈钢/碳钢复合板是一种兼具不锈钢耐腐蚀性和碳钢高强度特性的复合材料[1]，其通过爆炸焊、钎焊、扩散焊或轧制等方法制备而成[2-4]，具有优异性能与低成本优势，被广泛应用于压力容器、石油化工、海洋工程及船舶制造等领域[5-8]。由于碳钢与不锈钢在化学成分和物理性能方面存在显著差异，导致焊接过程中产生诸多问题，例如不锈钢的Cr、Ni合金元素会被碳钢稀释，造成不锈钢增碳；碳钢焊缝发生合金化，导致脆性升高；不锈钢和碳钢分层焊接导致线性膨胀差异，引起焊接接头残余应力和裂纹等[9-11]。这些由化学成分和物理性能差异引发的焊接问题使得不锈钢复合板的焊接面临困难[12]。为了解决上述不锈钢复合板的焊接问题，学者们对复合板的焊接方法开展了诸多研究。亢凯[13]通过单道激光-电弧混合焊接方法，焊接厚度为(0.8+4.2) mm的304/Q235B不锈钢复合板，有效控制了焊缝区的成分稀释，获得了成形良好、拉伸性能和耐腐蚀性能均优于母材的焊缝。然而，此焊接方法在中厚板的焊接中有一定的局限性，激光和电弧复合作用虽然能够调控熔池流动性，但焊接道次数量较大，增加焊接成本，造成焊接接头的组织不稳定[14-15]。对于单一的碳钢和不锈钢可以采用较多成熟的焊接方法，而对于大厚度不锈钢复合板，其各部分成分存在差异，结构较为复杂，开发合适的焊接方法和工艺成为控制焊接接头质量的关键。陈忱等[16]研究了厚度为(3+20) mm的405/Q245R不锈钢复合板的焊接工艺，针对不锈钢过渡层和覆层，采用钨极氩弧焊与焊条电弧焊两种焊接方法，所得到的焊接接头力学性能均良好，表明不锈钢成分的焊接存在多种可行性。Li等[17]针对厚度为(3+16) mm的321/Q345R不锈钢复合板，采用焊条电弧焊焊接碳钢，采用钨极气体保护焊焊接覆层与过渡层，所得焊缝具有优异的力学性能与耐腐蚀性能。夏皓春等[18]对厚度为(48+8) mm的FH40/317L不锈钢复合板进行了研究，碳钢层采用埋弧焊或者药芯焊丝气体保护焊，不锈钢层采用金属极气体保护焊，不同焊接方法均获得力学性能合格的复合板焊接接头。上述结果表明，不锈钢复合板具有较好的焊接性能，但对不锈钢过渡层及覆层焊接工艺对复合板焊接接头整体组织性能的影响认识仍不足。

对于大厚度不锈钢复合板，碳钢焊缝焊接填充量很大，热影响区显著，为确保复合板焊接接头的耐腐蚀性能，通常选择在碳钢焊接完成后进行不锈钢过渡层和覆层的焊接。尽管如此，不锈钢的焊接材料成分和焊接工艺参数与碳钢差异显著，因此不锈钢过渡层和覆层的焊接过程会对碳钢焊缝的组织性能产生一定的影响，进而影响复合板焊接接头的服役性能。本工作以厚度为(3+32) mm的316L/Q370qE不锈钢复合板为研究对象，采用焊条电弧焊(shielded metal arc welding，SMAW)焊接碳钢基层，使用不同电流参数的CO_2气体保护电弧焊(gas metal arc welding with CO_2，GMAW)焊接不锈钢覆层与过渡层，分析焊接工艺参数对焊接接头微观组织、力学性能以及耐腐蚀性能的影响，研究异质层状复合材料焊缝间的相互作用机制，为获得更好综合性能的大厚度不锈钢复合板焊接接头质量调控提供理论指导。

1　实验材料与方法

本工作使用的大厚度316L/Q370qE不锈钢复合板通过热轧制备而成，316L的厚度为3 mm，Q370qE碳钢的厚度为32 mm。复合板尺寸为500 mm×300 mm×35 mm。选用的焊接材料为E316L焊丝、E309MoL焊丝以及ER50-7焊条。母材和焊接材料的化学成分如表1所示。

图1为焊接接头焊接顺序及焊接方法示意图，采用X型坡口双面焊。表2为316L/Q370qE不锈钢复

表 1 母材与焊接材料的化学成分(质量分数/%)

Table 1 Chemical compositions of base metals and welding materials(mass fraction/%)

Material	C	Cr	Ni	Si	Mn	S	P	Mo	Ti	Fe
316L	0.025	16.91	10.03	0.55	1.35	0.003	0.33	0.02		Bal.
Q370qE	0.09	0.12	0.12	0.19	1.44	0.002	0.01		0.015	Bal.
E316L	0.03	17.8	10.4	0.4	2.1	0.005	0.014	2.1	0.051	Bal.
E309MoL	0.028	23.1	12.9	0.46	1.44	0.008	0.01	2.4	0.10	Bal.
ER50-7	0.15	0.15	0.15	0.8	2	0.025	0.025	0.15		Bal.

合板焊接工艺参数,所有焊道的层间温度都控制在100~150 ℃以下,由于电压变动不大,下文以不锈钢层焊接电流为主要特征区分不同的焊接试样。

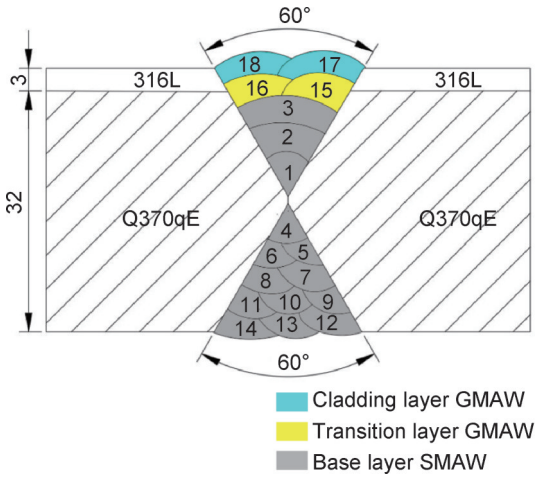


图 1 焊接接头的焊接顺序及焊接方法示意图

Fig.1 Schematic diagram of welding sequence and welding method of welded joints

采用线切割机在焊接件上截取金相样品,使用砂纸进行逐级打磨,然后对样品进行抛光和腐蚀处理。采用 AxioScope.A1 型显微镜(OM)观察金相组织,用能谱分析仪(EDS)表征元素扩散情况,使用 JSM-6510 LA 型扫描电镜(SEM)表征微观结构,采用加速电压为 200 kV 的 JEM-2100 型场发射透射电镜(TEM)进行微区显微表征,以精确获得焊缝的组织结构。

使用摆锤冲击试验机对焊接接头碳钢部分不同区域进行—40 ℃夏比 V 型缺口冲击实验,由于过渡层焊缝对碳钢焊缝有一定的热影响作用,所以在板厚方向上靠近覆层侧和远离覆层侧分别取样,在垂直焊接方向上的焊缝(weld metal,WM)、熔合线(fusion line,FL)以及热影响区(heat-affected zone,HAZ)3 个位置各取 3 个试样。图 2 为焊接接头性能测试样品示意图,图 2(a)为不同测试试样的取样位置,图 2(b),(c)分别为冲击试样和拉伸试样示意图。采用 HXD-1000 TMSC 维氏硬度仪测量焊接接头横截面的显微硬度值,加载载荷为 9.8 N,加载时间为 10 s。使用线切割机切取不锈钢覆层并制成晶间腐蚀试样,具体尺寸如图 2(d)所示。晶间腐蚀实验依照标准 GB/T 4334—2020 进行,将试样置于质量分数为 16% 的硫酸-硫酸铜溶液中煮沸 20 h,随后进行 180°弯曲实验,观察焊缝处是否有裂纹出现,判断试样的抗晶间腐蚀性能。

表 2 316L/Q370qE 不锈钢复合板焊接工艺参数

Table 2 Welding process parameters of 316L/Q370qE stainless steel clad plate

Welding position	Weld pass	Welding method	Welding material	Welding material diameter/mm	Current/A	Voltage/V
Base layer	1	SMAW	ER50-7	3.2	115	22-24
	2,5-6			4.0	170	25-27
	3-4,7-14			5.0	220	27-28
Transition layer	15-16	GMAW	E309MoL	1.2	210	29-30
					230	30-31
					255	31-32
					280	32-33
Cladding layer	17-18	GMAW	E316L	1.2	210	29-30
					230	30-31
					255	31-32
					280	32-33

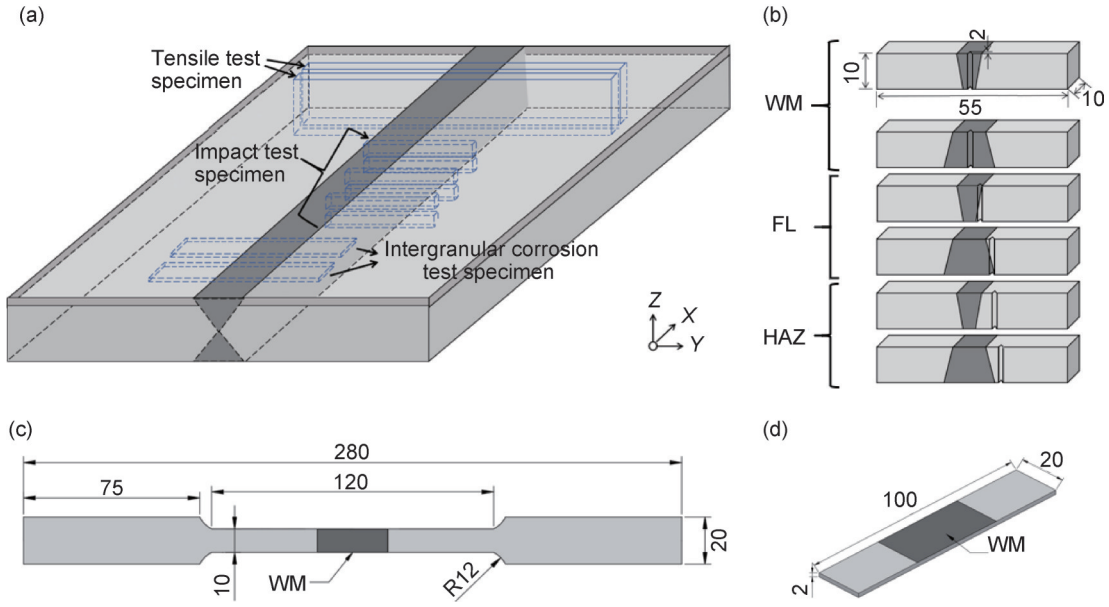


图2　焊接接头性能测试样品示意图

(a)取样位置;(b)冲击试样;(c)拉伸试样;(d)晶间腐蚀试样

Fig.2　Schematic diagrams of performance test samples of welded joints

(a)sampling location;(b)impact specimen;(c)tensile specimen;(d)intergranular corrosion specimen

2　结果与分析

2.1　微观组织

图3为不同焊接电流(210、230、255、280 A)下焊接接头焊缝表面和横截面形貌。由于只有覆层和过渡层采用不同的焊接电流,因此只对比复合板焊缝的正面形态。可以看出,焊缝表面呈现出银白色且带有金属光泽,无明显飞溅物,未出现气孔、裂纹、未焊透等焊接缺陷,焊接质量良好。焊接接头的横截面从上到下依次为不锈钢覆层焊缝(stainless steel-weld metal,SS-WM)、不锈钢过渡层焊缝(transition layer-weld metal,TL-WM)和碳钢焊缝(carbon steel-weld metal,CS-WM)。不锈钢覆层焊缝与复合板母材(base metal,BM)中的316L不锈钢层产生熔合区(fusion zone-1,FZ-1),不锈钢过渡层焊缝与复合板母材中的不锈钢316L及碳钢Q370qE均发生接触,亦形成熔合区(fusion zone-2,FZ-2),有效避免了不锈钢覆层焊缝与碳钢的接触引发成分稀释,从而起到良好的过渡效果,确保不锈钢覆层的耐腐蚀性能良好。随着焊接电流的增大,不锈钢过渡层及覆层焊缝的熔宽和熔深也相应增加。

图4为不同焊接电流得到的不锈钢覆层焊缝、不锈钢覆层熔合区、过渡层焊缝以及过渡层熔合区显微

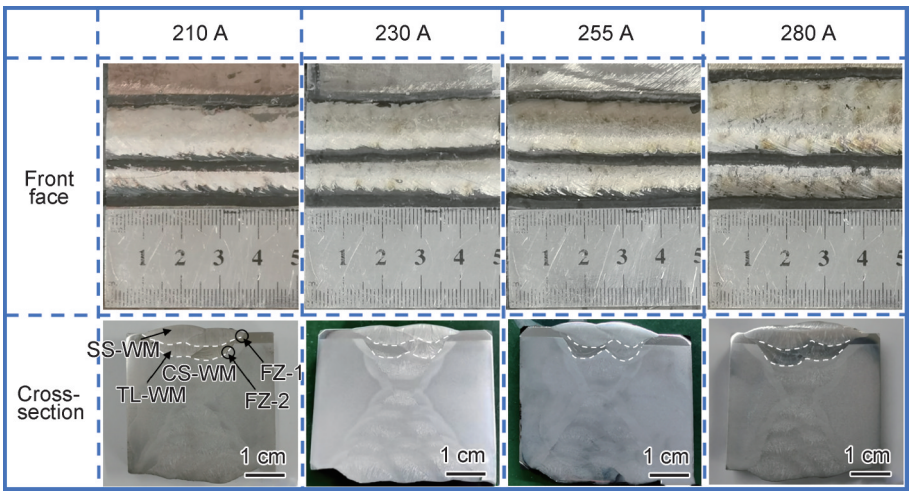


图3　不同焊接电流下焊接接头焊缝表面与横截面形貌

Fig.3　Front face and cross-section morphologies of weld metal of welded joints with different welding currents

组织。其中，不锈钢覆层焊缝与过渡层焊缝组织相似，均由奥氏体(γ)和骨骼状δ铁素体(δ)组成。在焊缝凝固过程中，首先析出高温δ铁素体相，随着熔池的进一步冷却，部分δ铁素体发生包晶转变，最终形成奥氏体与不规则骨骼状δ铁素体的双相组织。随着焊接电流的增加，热输入增大，高温停留时间变长，导致析出的δ铁素体结构不规则程度显著，且含量有所下降。在同种焊接电流条件下，相比于覆层焊缝中的δ铁素体，不锈钢过渡层中的δ铁素体在形态上表现得更加不规则。这是由于不锈钢过渡层焊缝受到覆层焊接热量的影响，引起铁素体部分溶于奥氏体基体组织中。

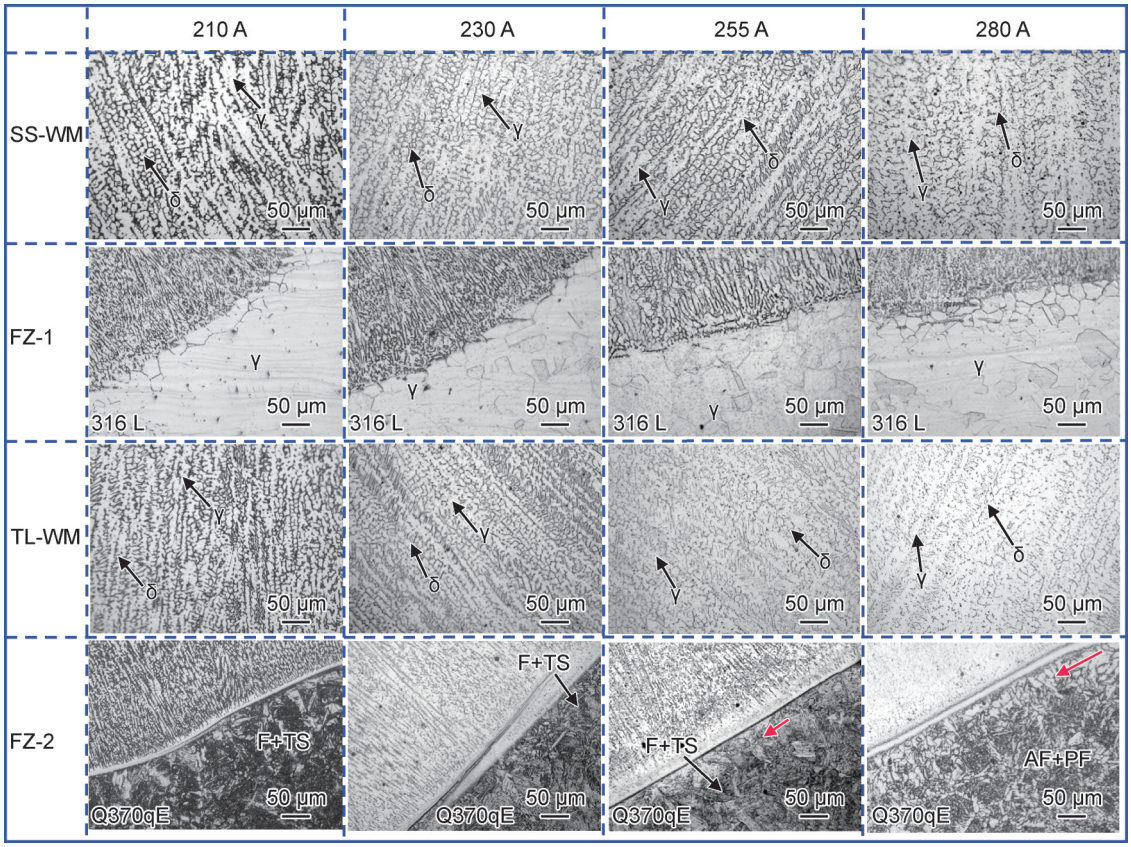


图4 不同焊接电流下复合板焊接接头不锈钢覆层与过渡层焊缝的显微组织

Fig.4 Microstructures of stainless steel cladding layer and transition layer weld metal of welded joints of clad sheet with different welding currents

不锈钢覆层熔合区的熔合线清晰可见，316L不锈钢母材热影响区组织发生局部再结晶。随着电流的增加，再结晶程度增加，在210 A焊接试样中观察到不锈钢热影响区保留了复合板制备时形成的形变带组织，而电流增加至230 A以上时这种带状组织消失，且在280 A电流作用下靠近熔合线的位置形成等轴状奥氏体再结晶晶粒。过渡层熔合区中靠近熔合线位置的Q370qE碳钢母材组织由铁素体(ferrite，F)和回火索氏体(tempered sorbite，TS)组成。这是因为在焊接不锈钢过渡层时，碳钢母材受到熔池Cr元素扩散的影响部分转变为板条马氏体，并在后续焊接道次热量影响下发生高温转变，因此得到回火索氏体组织。当焊接电流为255 A和280 A时，焊接过程中热输入更高，含碳量高的碳钢母材中碳元素向含碳量低的不锈钢过渡层扩散，因此在靠近过渡层熔合线处的碳钢母材存在明显的脱碳现象[19]，如图4红色箭头所示的组织为粗大的铁素体。当焊接电流为280 A时，过渡层熔合区中碳钢母材晶粒组织明显粗大，受到更高热输入量的影响而形成针状铁素体(acicular ferrite，AF)和先共析铁素体(first eutectic ferrite，PF)，同时在不锈钢过渡层焊缝中形成难以腐蚀的白亮带组织，判断其为含碳量较高的合金相。

图5为不同焊接电流下靠近覆层侧与远离覆层侧碳钢熔合区的微观组织。可知，碳钢焊缝靠近过渡层焊缝的位置形成一个受过渡层焊接影响产生的热影响区，即过渡层热影响区(transition layer heat-affected zone，T-HAZ)，厚度约为1 mm，以区分于碳钢母材受碳钢焊缝影响形成的热影响区(carbon steel heat-

affected zone，C-HAZ）。图5（Ⅰ）～（Ⅳ）显示，T-HAZ组织均为细小的多边形铁素体和回火索氏体。随着过渡层焊接电流的增加，该区域的铁素体含量增多，且晶粒尺寸有增大趋势，这是因为焊接热输入量增加造成马氏体转变受阻，进而在回火阶段残余奥氏体转变成铁素体。该层组织作为不锈钢过渡层焊缝与碳钢焊缝的过渡，将对焊接接头的力学性能产生影响。由于碳钢焊接工艺参数都相同，故仅选取230 A试样进行碳钢焊缝及其C-HAZ组织分析，为反映覆层焊接对碳钢焊接组织的影响，分别在靠近覆层侧（near the cladding side，NC）与远离覆层侧（keep away from the cladding side，KC）的焊缝区、过热区、重结晶区和不完全重结晶区进行金相观察，如图5中①～⑧所示。可知，①与⑤的碳钢焊缝组织基本一致，由针状铁素体、先共析铁素体和侧板条铁素体（ferrite side-plate，FSP）组成[20]。在靠近覆层侧的粗晶区，存在粗大的贝氏体（bainite，B）与铁素体混合组织，如图5中②所示，远离覆层的粗晶区含有较少的贝氏体，以铁素体为主，如图5中⑥所示。重结晶细晶区由于母材受热时已完全奥氏体化，两个观察位置都为细小而均匀的铁素体与珠光体（pearlite，P），如图5中③和⑦所示。离熔合线较远的不完全重结晶区中仅部分碳钢母材发生相变重结晶，焊后形成不规则铁素体、针状铁素体和珠光体混合组织，如图5中④与⑧所示。对比发现，远离过渡层焊缝的碳钢母材热影响区中，过热区的贝氏体含量较低，完全重结晶区晶粒组织更均匀，不完全重结晶区的铁素体晶粒较细，这可归因于该区域不受过渡层焊接时叠加热输入量的影响，避免了组织的粗化和转变。

焊接电流为230 A时，通过TEM进一步分析焊接

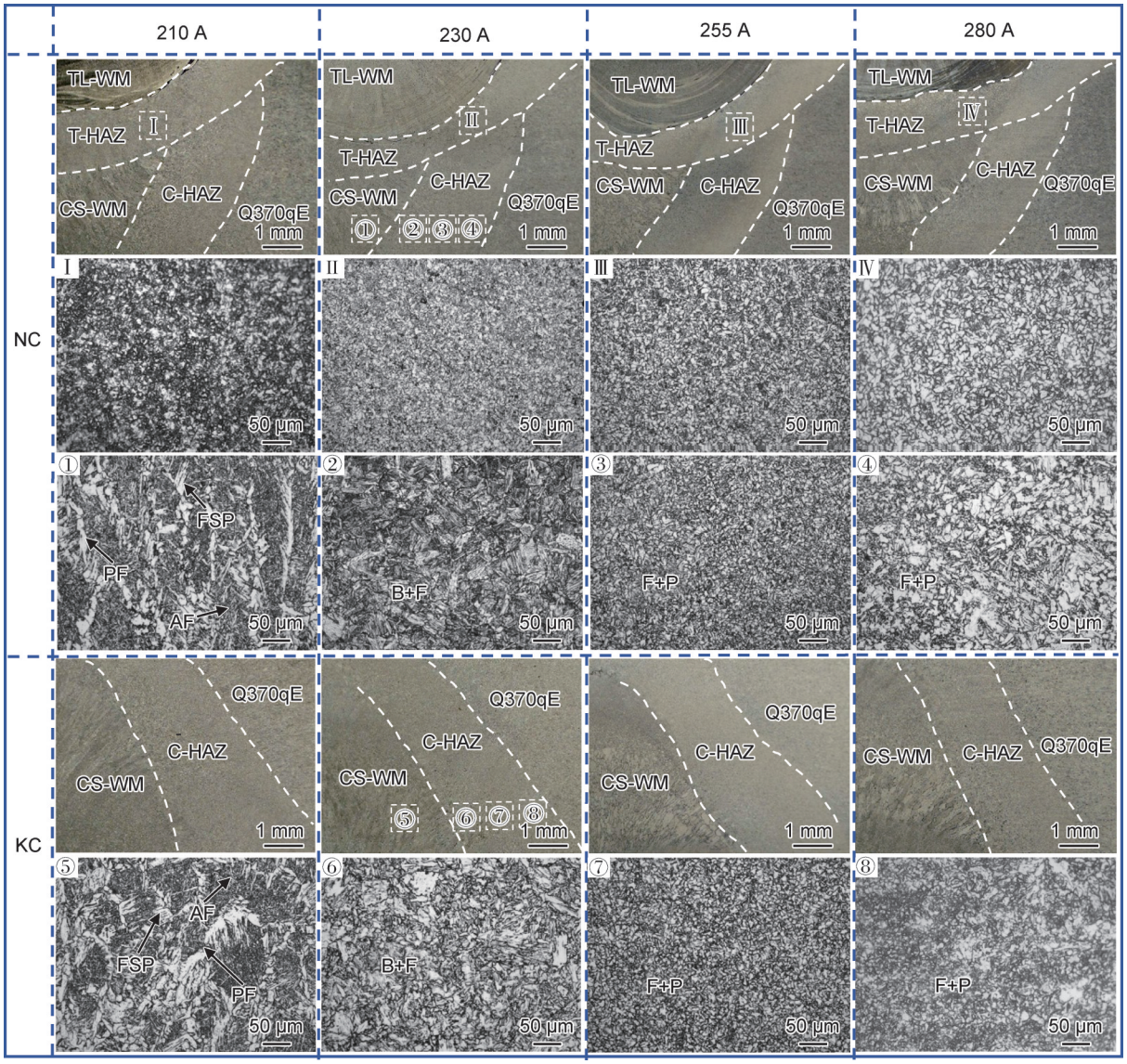


图5　不同焊接电流下靠近覆层侧与远离覆层侧碳钢熔合区的微观组织

Fig.5　Microstructures of carbon steel fusion zone near and keep away from cladding side with different welding currents

接头组织，如图6所示，其中图6(a)为TEM样品取样位置。在碳钢焊缝与不锈钢焊缝界面区，发现碳钢焊缝侧存在贝氏体铁素体(bainite ferrite，BF)，过渡层焊缝侧存在奥氏体和δ铁素体。在焊接过渡层焊缝E309MoL时，高温引起碳钢焊缝表层熔化，伴随大量Cr元素固溶至碳钢焊缝，提高该表层组织的淬透性，冷却后形成贝氏体组织，在局部位置可以观察到贝氏体铁素体晶界处的黑色碳化物。不锈钢过渡层中奥氏体与铁素体呈嵌合状，该区域熔池产生明显增碳行为，促进δ相的大量形成，过渡层熔池凝固过程δ与γ相之间形成体积错配畸变，导致δ相中存在大量位错。316L不锈钢母材热影响区显示，粗大的奥氏体晶粒中形成孪晶和少量位错。这是因为奥氏体晶粒在受热作用下发生长大，由于奥氏体不锈钢的层错能较低，在焊缝金属熔化凝固过程热应力、体积应力共同导致不锈钢母材粗晶区中形成孪晶及少量位错。Q370qE碳钢母材热影响区组织为细晶颗粒状铁素体和少量板条状渗碳体，该区域位于热影响区的重结晶区，奥氏体转变为具有等轴状的细晶铁素体，而少量渗碳体因溶解程度不够而残留在铁素体晶界处。

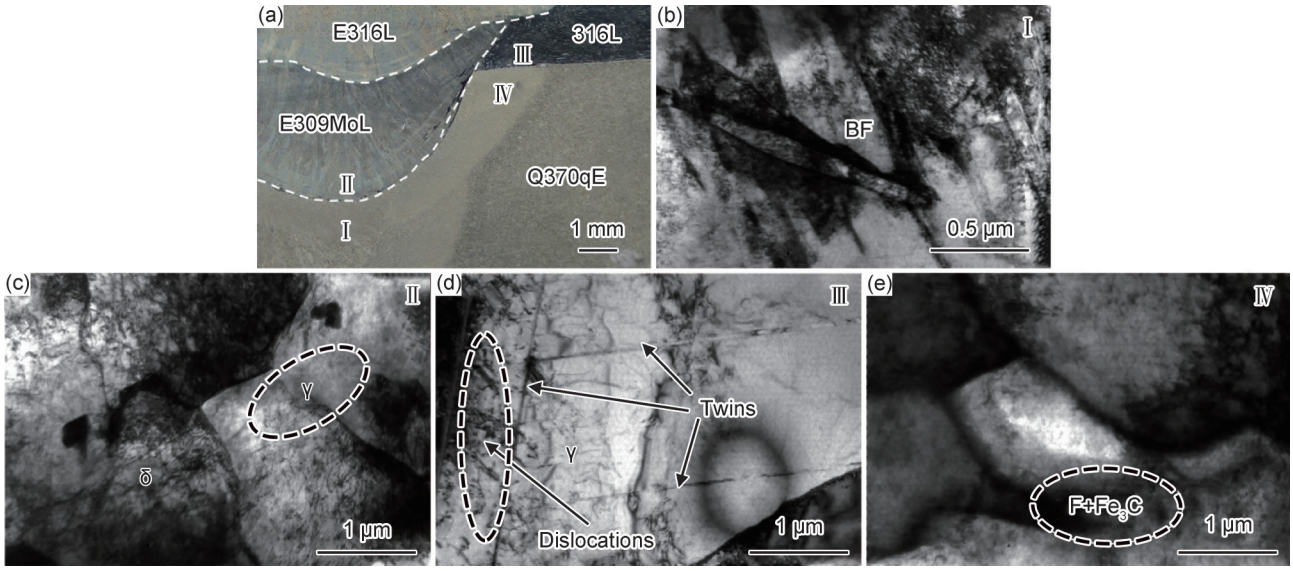


图6 复合板焊接接头TEM观察位置及形貌

(a)观察位置；(b)碳钢焊缝区；(c)过渡层焊缝区；(d)不锈钢母材热影响区；(e)碳钢母材热影响区

Fig.6 TEM observation position and morphologies of welded joints of clad plate

(a)observation position；(b)carbon steel weld zone；(c)transition layer weld zone；(d)heat-affected zone of stainless steel base metal；(e)heat-affected zone of carbon steel base metal

图7为不同焊接电流下复合板焊接熔合区形貌及元素分布。可知，不锈钢过渡层焊缝在靠近碳钢母材的位置，代表Cr元素含量的颜色呈绿色，与其焊缝本身的紫色相比明显不同，表明不锈钢过渡层焊缝填充过程中，碳钢会显著影响其合金元素Cr、Ni等的浓度，对焊缝产生稀释现象。值得注意的是，在280 A试样中，过渡层焊缝的Fe元素含量明显增加，这也证实焊接电流较大时焊缝熔池发生了剧烈的元素迁移，导致Fe原子扩散至过渡层焊缝中。此外，在不锈钢母材和碳钢母材的原始复合界面处，元素分布较为均匀，说明焊缝填充过程的热输入没有引起复合界面区的元素偏析，从而保证了复合板的层状结合性能。

2.2 显微硬度

图8为不同焊接电流下焊接接头的硬度分布图。由图8(a)可知，不锈钢覆层焊缝硬度与不锈钢母材硬度相差不大，硬度值维持在170～200HV。在图8(b)中，过渡层焊缝硬度远高于不锈钢覆层焊缝与碳钢焊缝，结合过渡层焊缝的成分组织可知，过渡层焊缝中含有更多的Cr、Ni合金元素，且为晶粒细小的γ＋δ双相组织，固溶强化和细晶强化作用导致焊缝的硬度显著增大。随着焊接电流的增加，过渡层焊缝的硬度值逐渐下降，尤其是在靠近碳钢焊缝的区域。证实了电流越大，不锈钢过渡层焊缝中的合金元素被碳钢焊缝稀释得越严重，因此硬度值降低。当焊接电流为280 A时，不锈钢覆层焊缝与过渡层焊缝的平均硬度值最低，说明焊接电流引起焊缝晶粒尺寸增大，δ含量下降，使得显微硬度值偏低。

2.3 拉伸性能

图9为不同焊接电流下焊接接头的拉伸性能。图9(a)为拉伸试样断后宏观形貌，可见不同焊接电流

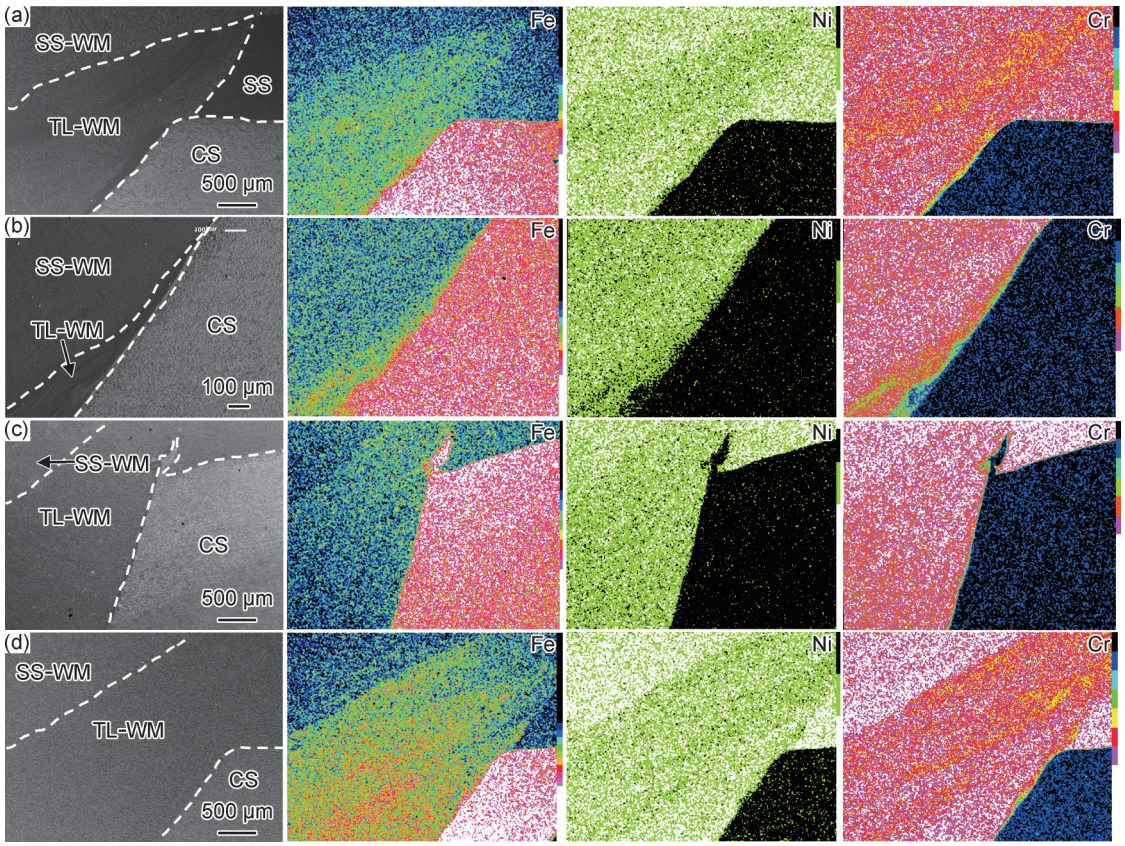


图7　不同焊接电流下复合板焊接熔合区形貌及元素分布　(a)210 A;(b)230 A;(c)255 A;(d)280 A

Fig.7　Morphologies and element distributions of welding fusion zone of clad plate with different welding currents　(a)210 A;(b)230 A;(c)255 A;(d)280 A

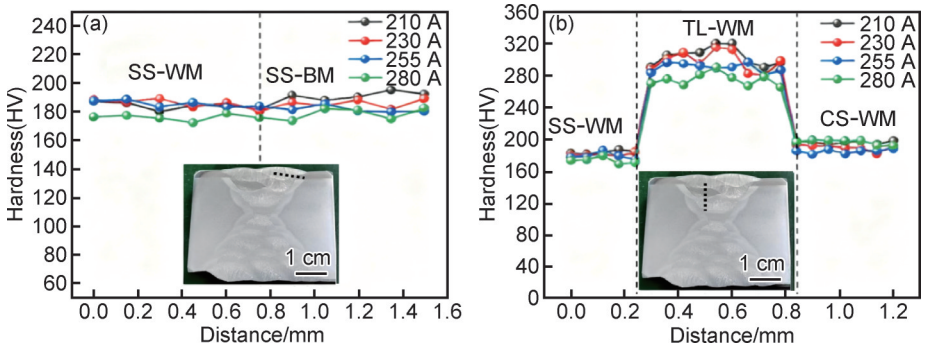


图8　不同焊接电流下焊接接头横向(a)和高度方向(b)显微硬度分布

Fig.8　Microhardness distributions of welded joints in transverse(a) and height direction(b) with different welding currents

下的拉伸试样均在复合板焊接接头热影响区处断裂。结合图9(b)中焊缝拉伸实验结果可知,复合板焊缝区的抗拉强度均高于母材的抗拉强度(549 MPa)。当焊接参数变化时,各试样抗拉强度值相差不大,维持在550～561 MPa之间。由图9(a)可知,不同焊接工艺参数下拉伸试样断后长度差异微小,即断后伸长率也没有显著差异。这与焊接接头显微组织密切相关,因为碳钢焊缝采用相同的电弧焊参数,导致碳钢母材的热影响区组织基本一致,尽管不锈钢过渡层和覆层焊缝的焊接电流发生变化,但对不锈钢母材热影响区中奥氏体晶粒组织影响不大,整体来看不锈钢复合板的焊接接头热影响区组织接近,因此在拉伸加载时具有相近的抗拉强度。值得注意的是,当焊接电流为230 A、电压为30～31 V时,焊接接头抗拉强度和断后伸长率分别为557 MPa、23.9%,强塑积达到最大值,焊接接头具有最佳的强塑性。而电流为280 A、电压为31～32 V时,抗拉强度与断后伸长率均为最低值,分别为550 MPa和21.5%。这是因为,当焊接电压几乎不变、焊接电流增大时,焊接热循环的高温停留时间变长,复合板碳钢及不锈钢母材的热影响区范围扩大,尤其是过热区的晶粒尺寸增加,在拉伸加载时热影响区抵抗应力加载的能力变差,导致抗拉强度与断后伸长率下降。

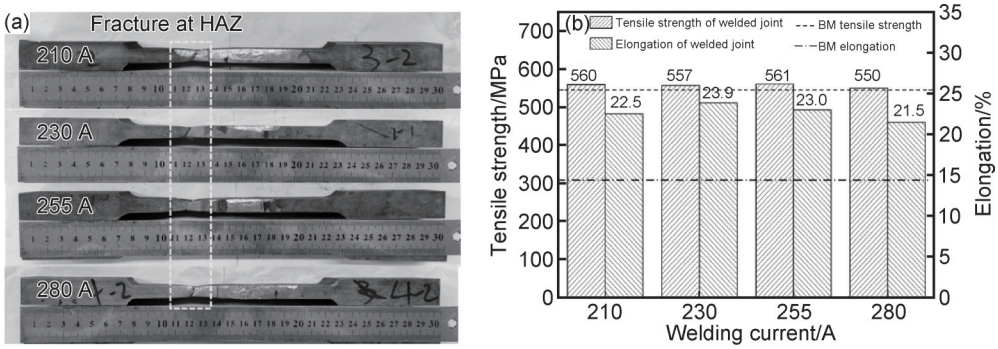


图9 不同焊接电流下拉伸试样断后宏观形貌(a)和焊接接头拉伸性能(b)

Fig.9 Macroscopic morphology of tensile specimens after fracture under different welding currents(a) and tensile properties of welded joints(b)

由于不同焊接电流得到的拉伸试样断裂位置均位于母材热影响区,仅选取焊接电流为230 A的试样进行拉伸断口分析,结果如图10所示。可知,复合板断口的基层与覆层之间存在分层现象,表明碳钢和不锈钢的强度及塑性存在差异,拉伸断裂过程中二者的变形行为不协调,从而出现附加应力和分层失效,这与常规不锈钢复合板的拉伸断口组织一致[20]。不锈钢和碳钢断口的微观形貌显示出韧性断裂特征,存在着大量的等轴韧窝和少量的微孔,而且碳钢表面韧窝明显大而深。根据复合板焊接接头的显微组织可知,不锈钢热影响区范围小,而碳钢热影响区包含了具有粗大铁素体的过热区,在拉伸加载过程中该区域的变形抗力较低,因此最先发生塑性变形,逐渐萌生裂纹。由于熔合线位置未生成贯穿母材和焊缝的裂纹,且焊缝金属具有较细小的晶粒组织,碳钢母材过热区的裂纹难以扩展至焊缝区,当裂纹扩展到碳钢和不锈钢母材的原始复合界面位置时,便沿界面继续扩展。同时,不锈钢母材热影响区存在软化组织,在碳钢母材过热区屈服颈缩之后伴随产生塑性失稳,因此界面裂纹转入不锈钢热影响区扩展,最终复合板焊接接头的断裂裂纹贯穿于碳钢热影响区和不锈钢热影响区。

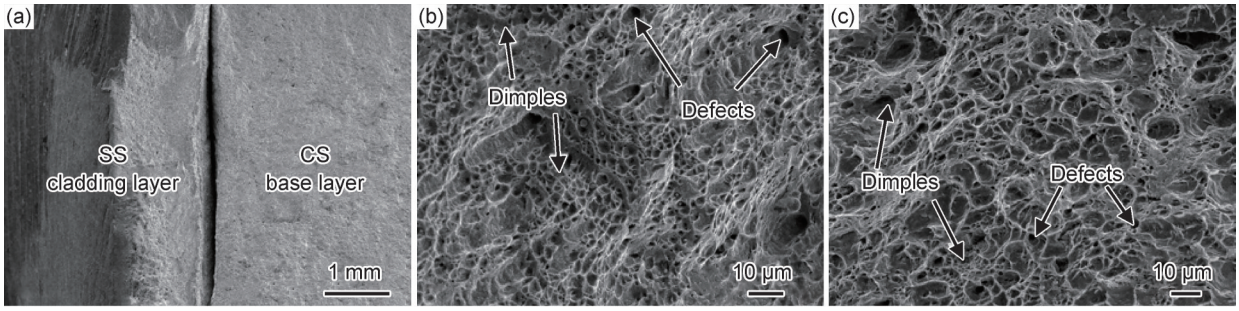


图10 复合板焊接接头拉伸断口形貌 (a)宏观断口;(b)不锈钢覆层;(c)碳钢基层

Fig.10 Tensile fracture morphologies of welded joints of clad plate (a)macroscopic fracture;(b)stainless steel cladding layer;(c)carbon steel base layer

2.4 低温冲击性能

不同焊接电流下复合板焊接接头的碳钢焊缝低温(−40 ℃)冲击吸收功如表3所示。可以发现,焊缝的冲击功均低于熔合区和热影响区,且靠近覆层侧的

表3 不同焊接电流下复合板焊接接头碳钢焊缝−40 ℃冲击吸收功

Table 3 Impact absorption energy at −40 ℃ of carbon steel weld metal of welded joints of clad plate under different welding currents

Welding current/A	Sampling position	Impact absorption energy/J		
		Weld metal	Fusion zone	Heat-affected zone
210	NC side	59	115	175
230		101	133	218
255		72	118	188
280		71	108	197
210	KC side	97	116	270
230		108	131	262
255		91	132	243
280		96	131	265

试样冲击吸收功明显低于远离覆层侧。总体而言，靠近不锈钢覆层的碳钢焊缝及熔合区冲击功比远离覆层位置的低 20 J左右，两个位置热影响区的冲击功差异更显著。这是由于在焊接不锈钢过渡层及覆层时，热量输入导致碳钢焊缝及其热影响区靠近覆层侧的显微组织粗化，因此冲击吸收功下降。230 A焊接的复合板试样各区域的低温冲击性能最佳，远离覆层侧焊缝区冲击吸收功为108 J，熔合区为131 J，热影响区为262 J，且靠近覆层与远离覆层侧的冲击吸收功最为接近。结合拉伸性能可知，当不锈钢覆层和过渡层焊接电流为230 A、电压为30～31 A时，不锈钢复合板的塑韧性最佳，X型坡口两面碳钢焊缝的冲击性能差异最小，下文选择该焊接试样进行冲击断口分析。

碳钢焊缝、熔合线和热影响区冲击试样的微观形貌如图11所示。可以看出，焊缝区断口表面均分

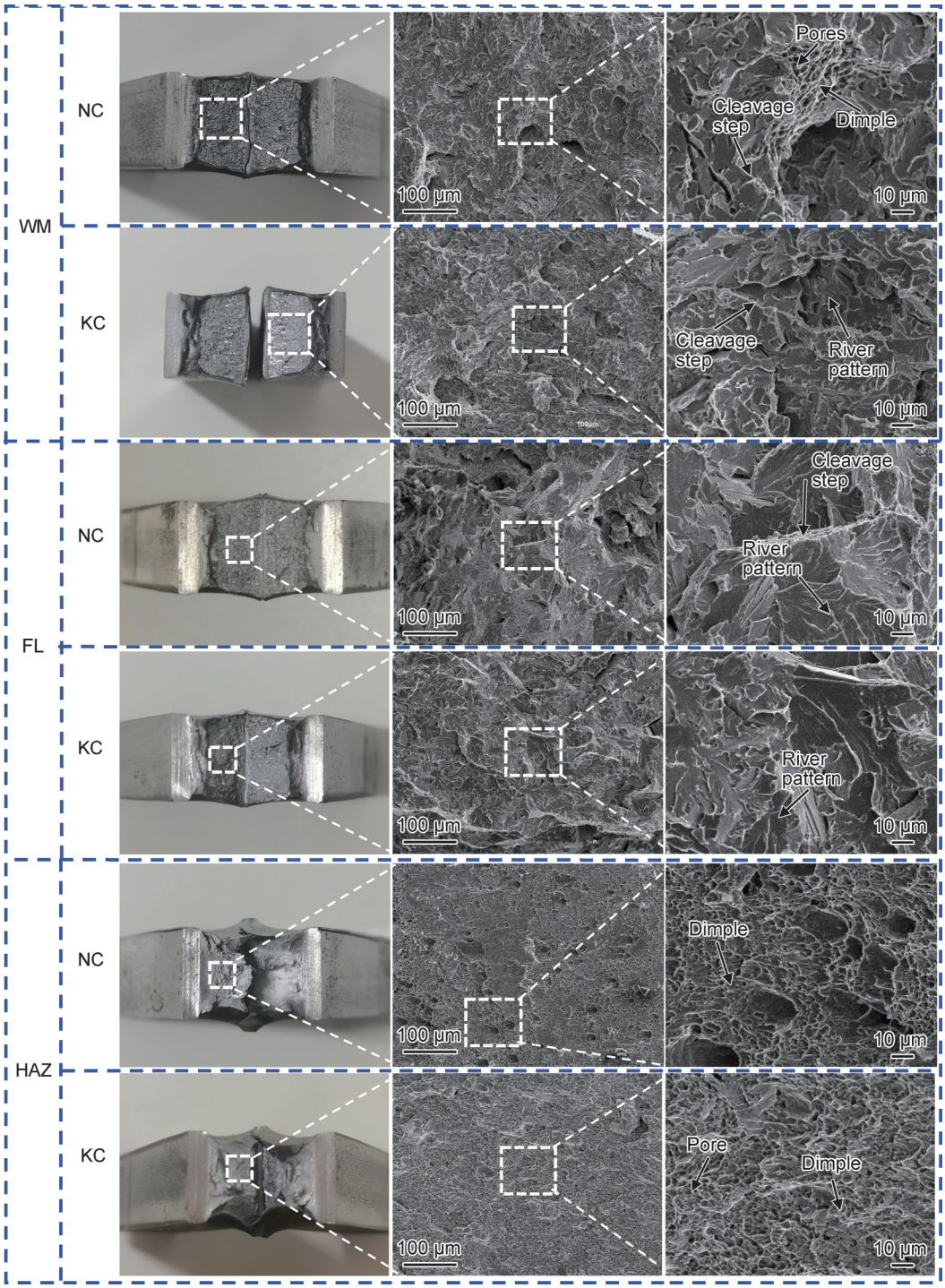


图11　焊接电流230 A时焊接接头碳钢焊缝－40 ℃冲击断口形貌

Fig.11　Fracture morphologies after －40 ℃ impact of carbon steel weld metal of welded joints with welding current 230 A

布着大量撕裂棱，其局部放大图显示，除解理台阶、河流花样之外，晶界上还存在一些细小的韧窝，表明焊缝金属的冲击韧性差。熔合区断口表面凸凹特征最显著，分布着大量解理台阶和河流花样，还伴随着较多不连续的撕裂棱，属于准解理断裂特征，这与熔合区碳钢组织不均匀有关。然而，热影响区的断口呈现出灰暗色的纤维状特征，微观形貌以具有方向性的韧窝为主，属于典型的韧性断裂。

2.5 晶间腐蚀

不同焊接电流下不锈钢覆层晶间腐蚀实验结果如图12所示。可知，经过腐蚀和弯曲加载后，焊缝金属没有产生裂纹，覆层焊缝的晶间腐蚀性能合格。表明在大厚度不锈钢复合板焊接过程中，采用X型坡口和添加不锈钢过渡层，能够有效降低碳钢焊缝对不锈钢覆层焊缝的成分稀释影响，保证不锈钢复合板焊接接头的耐腐蚀性能。同时，不锈钢覆层焊接电流在合理区间变化时，对焊缝的耐腐蚀性能影响不大。

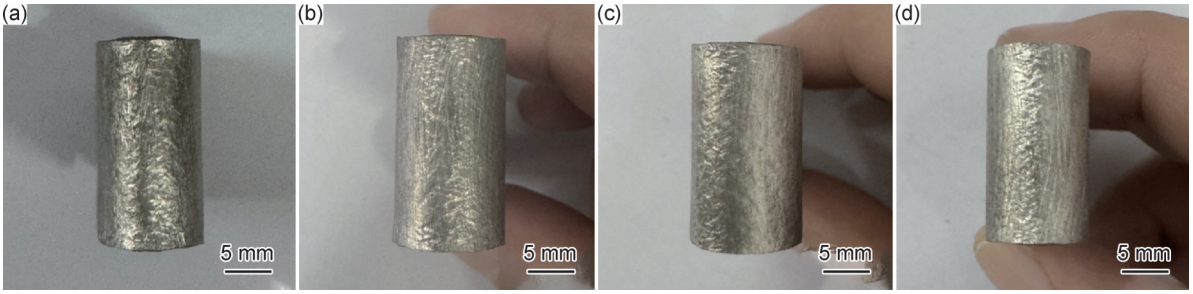


图12 不同焊接电流下不锈钢覆层晶间腐蚀后弯曲形貌

(a)210 A；(b)230 A；(c)255 A；(d)280 A

Fig.12 Bending morphologies of stainless steel cladding layer after intergranular corrosion with different welding currents

(a)210 A；(b)230 A；(c)255 A；(d)280 A

3 结论

(1)不锈钢覆层与过渡层焊缝组织均为奥氏体和骨骼状δ铁素体，碳钢焊缝组织为先共析铁素体、针状铁素体和侧板条铁素体，且紧邻不锈钢过渡层的区域形成细晶贝氏体。随着焊接电流增大，不锈钢焊缝的δ铁素体含量下降，形状更不规则，碳钢焊缝局部组织粗化，而不锈钢及碳钢母材热影响区组织粗化显著。

(2)在不锈钢过渡层焊缝与碳钢焊缝的界面区域发生显著的元素互扩散现象，前者发生增碳现象形成更多δ铁素体相，后者Cr元素渗入形成贝氏体组织。焊接电流越大，焊接接头的热影响区组织越粗化，X型坡口靠近不锈钢焊缝一侧的热影响区晶粒组织比远离不锈钢焊缝的位置更粗大，但对复合板原始层状结合界面的影响不明显。

(3)不同焊接电流的复合板均在热影响区拉断，抗拉强度变化范围较小，其中电流为230 A时拉伸性能最佳，抗拉强度和断后伸长率分别达到557 MPa和23.9%。碳钢焊缝在X型坡口两面产生性能差异，靠近不锈钢覆层焊缝的碳钢焊缝及熔合区低温冲击功比远离的位置低20 J左右，两个位置热影响区的冲击功差异更显著。焊接电流在210～280 A范围内变化对不锈钢覆层的晶间腐蚀性能影响不大。采用参数230 A、30～31 V焊接不锈钢过渡层和覆层，X型坡口两面碳钢焊缝的冲击性能差异最小，复合板焊接接头拉伸性能最佳。

参考文献

[1] 代响林，刘宝玺，马久乐，等. 真空热轧法制备不锈钢复合板组织和力学性能[J]. 钢铁，2017，52(2)：65-70.
DAI X L，LIU B X，MA J L，et al. Microstructure and mechanical properties of stainless steel clad plate fabricated by vacuum hot rolling[J]. Iron and Steel，2017，52(2)：65-70.

[2] 李龙，毕建华，周德敬. 我国金属复合板带材的生产及应用[J]. 轧钢，2017，34(2)：43-47.
LI L，BI J H，ZHOU D J. Production and application of metal clad plate and strip in China[J]. Steel Rolling，2017，34(2)：43-47.

[3] 孙浩，王克鲁. 不锈钢复合板生产方法和制备技术的探讨[J]. 上海金属，2005，27(1)：50-54.
SUN H，WANG K L. Discussion on the production method and manufacturing technology of clad plate of stainless steel[J]. Shanghai Metals，2005，27(1)：50-54.

[4] 倪红卫，高娟，唐利民. 不锈钢复合板制备技术的发展[J]. 特殊钢，2002，23(3)：4-6.
NI H W，GAO J，TANG L M. Development of manufacturing technology for clad plate of stainless steel[J]. Special Steel，2002，23(3)：4-6.

[5] 陈坤，傅延波，刘波，等. 浅析Q345R+S31603不锈钢复合板压力容器焊接技术[J]. 中国石油和化工标准与质量，2021，41(24)：33-34.
CHEN K，FU Y B，LIU B，et al. Analysis on welding technology

of Q345R+S31603 stainless steel composite plate pressure vessel [J]. China Petroleum and Chemical Standard and Quality, 2021, 41 (24): 33-34.

[6] 于文忠,李元军,任树春.药芯焊丝熔化极CO_2气体保护焊在不锈钢复合板焊接中的应用[J].石油化工设备,2013,42(增刊1):54-57.
YU W Z, LI Y J, REN S C. Application of flux-cored wire melting pole CO_2 gas shielded arc welding in the welding of stainless steel clad plate [J]. Petro-Chemical Equipment, 2013, 42 (Suppl 1): 54-57.

[7] SONG H, SHIN H, SHIN Y. Heat-treatment of clad steel plate for application of hull structure[J]. Ocean Engineering, 2016, 122: 278-287.

[8] HANG P, ZHAO B, ZHOU J, et al. Effect of heat treatment on crevice corrosion behavior of 304 stainless steel clad plate in seawater environment[J]. Materials, 2023, 16(11): 3952.

[9] DONG L, MA C, PENG Q, et al. Microstructure and stress corrosion cracking of a SA508-309L/308L-316L dissimilar metal weld joint in primary pressurized water reactor environment[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2020, 40: 1-14.

[10] HU X D, YANG Y C, SONG M. Experimental and numerical investigations on the thermomechanical behavior of 304 stainless steel/Q345R composite plate weld joint [J]. Materials, 2019, 12 (21): 3489.

[11] RANJBARNODEH E, SERAJZADEH S, KOKABI A H, et al. Effect of welding parameters on residual stresses in dissimilar joint of stainless steel to carbon steel[J]. Journal of Materials Science, 2011, 46(9): 3225-3232.

[12] LIU B X, CHEN C X, YIN F X, et al. Microstructure analysis and weldability investigation of stainless steel clad plate [J]. Energy Materials, 2017, 2017: 425-433.

[13] 亢凯.不锈钢复合板激光-电弧复合焊接工艺研究[D].武汉:华中科技大学,2017.
KANG K. Laser-arc hybrid welding of stainless clad steel plate [D]. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology, 2017.

[14] 龙观富.大功率盘形激光焊接过程飞溅特征分析[D].广州:广东工业大学,2012.
LONG G F. Analysis of characteristics of spatters during high-power disk laser welding[D]. Guangzhou: Guangdong University of Technology, 2012.

[15] NIELSEN S E. High power laser hybrid welding-challenges and perspectives[J]. Physics Procedia, 2015, 78: 24-34.

[16] 陈忱,王少刚,翟伟国,等. 405/Q245R不锈钢复合板焊接工艺及接头组织与性能[J].压力容器,2011,28(8):16-21.
CHEN C, WANG S G, ZHAI W G, et al. Welding technology of 405/Q245R stainless steel composite plate and microstructure and mechanical properties of welded joint[J]. Pressure Vessel Technology, 2011, 28(8): 16-21.

[17] LI C, QIN G, TANG Y, et al. Microstructures and mechanical properties of stainless steel clad plate joint with diverse filler metals[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2020, 9 (2): 2522-2534.

[18] 夏皓春,王新宇,陶丽超. FH40+317L不锈钢复合板焊接接头的组织及性能[J].焊接技术,2022,51(5):40-44.
XIA H C, WANG X Y, TAO L C. Structure and properties of welded joints of FH40+317L stainless steel clad plates[J]. Welding Technology, 2022, 51(5): 40-44.

[19] 刘会杰.焊接冶金与焊接性[M].北京:机械工业出版社,2007.
LIU H J. Welding metallurgy and weldability[M]. Beijing: China Machine Press, 2007.

[20] 刘明阳.不锈钢复合板焊接接头界面组织与力学行为研究[D].天津:河北工业大学,2018.
LIU M Y. Study on interface structure and mechanical behavior of welded joints of stainless steel composite plates[D]. Tianjin: Hebei University of Technology, 2018.

基金项目:江苏省自然科学基金项目(BK20210889);江苏省研究生实践创新计划项目(SJYC24_2615);张家港市科技计划项目(ZKYY2412)
收稿日期:2024-10-30;**录用日期**:2024-12-31

通讯作者:李小兵(1986—),男,副教授,博士,研究方向为层状金属复合材料制备理论与技术,联系地址:江苏省张家港市杨舍镇长兴中路8号江苏科技大学冶金工程学院(215600),E-mail:lxbing2009@126.com;郑传波(1980—),男,教授,博士,研究方向为不锈钢复合材料,联系地址:江苏省张家港市杨舍镇长兴中路8号江苏科技大学冶金工程学院(215600),E-mail:zhengchuanbo@just.edu.cn

(本文责编:王　晶)