焊接热输入对节镍不锈钢MAG接头组织性能影响

林晓辉，冷冰，方乃文，徐亦楠，马一鸣

哈尔滨焊接研究院有限公司　黑龙江哈尔滨　150028

摘要：通过射线探伤仪、冲击试验机、硬度测量仪、光学显微镜和X射线衍射仪等设备对08Cr19Mn6Ni3Cu2N节镍不锈钢板MAG接头的组织和性能进行了系统研究。结果表明：随着焊接热输入的增加，加剧了焊接电弧对熔池的搅拌作用，促进气孔的逸出；随着焊接热输入的增加，加剧氮化物的析出，从而降低了焊接接头的冲击吸收能量，同时也降低了基体中固溶氮含量，使奥氏体的稳定性变差；随着焊接热输入的增加，焊缝组织中的奥氏体含量逐渐增加，焊缝区的硬度也随之降低。

关键词：热输入；奥氏体不锈钢；接头性能；微观组织

1　序言

不锈钢具有综合力学性能优异且耐蚀性好等特点，在新一代轻量化车身研发项目（Nest Generation Vehicle Program，NGVP）中作为重点开发对象[1]。其中，低镍含氮奥氏体不锈钢以其节省大量镍资源从而成为近年研究与应用开发的热点[2]，它是使用N元素代替价格昂贵的Ni元素作为奥氏体化主要元素的新型不锈钢种。由于固溶在不锈钢中的N元素有着较高的层错能[3]，从而在优化材料组织构成的同时，还大幅提高了材料的力学性能。由于低镍含氮奥氏体不锈钢的低成本、优良的耐蚀性以及生物相容性，使其在船舶制造、航空武器装备及医疗设施等领域都具有广泛应用前景[4]。但是，固溶在不锈钢中的氮容易在焊接过程中逸出，使低镍高氮不锈钢焊接接头性能下降，使其推广应用受到制约。因此，通过选择合理的焊接热输入来控制焊缝熔池中N元素含量，保证焊接接头性能是解决该问题的最有效办法之一。本文采用ER307Si奥氏体不锈钢焊丝，选择3种焊接热输入对08Cr19Mn6Ni3Cu2N节镍不锈钢进行MAG焊接工艺试验，研究焊接热输入对焊接接头微观组织及力学性能的影响规律，从而为节镍不锈钢焊接工艺优化及大规模推广应用提供理论参考依据及技术支撑。

2　试验材料与方法

（1）试验材料　试验用08Cr19Mn6Ni3Cu2N节镍不锈钢板厚度为12mm。填充金属为ϕ1.2mm、ER307Si焊丝，不锈钢板与焊丝的化学成分及力学性能分别见表1、表2。

表1　母材和焊材化学成分（质量分数）　（%）

牌 号	C	Si	Mn	P	S	Cr
08Cr19MnNi3Cu2N	0.071	0.40	6.60	0.040	0.001	18.20
ER307Si	0.073	0.86	7.16	0.011	0.092	18.95
牌 号	Ni	Mo	Cu	N	V	Nb
08Cr19MnNi3Cu2N	2.90	0.11	1.80	0.245	0.125	0.01
ER307Si	8.26	0.02	0.02	0082	—	0.02

表2　母材和焊材力学性能

牌 号	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	断后伸长率（%）
08Cr19MnNi3Cu2N	415	745	50.5
ER307Si	—	630	41

（2）试验方法　试验采用MAG焊接工艺方法，对接焊试板尺寸为300mm×150mm×12mm，设计对接试板加工单边30°坡口，钝边2mm，焊接试板间隙1.5mm，采用纯铜垫板，单边试板反变形角度为5°，对接试板组对如图1所示。具体焊接参数见表3~表5。

焊后依据GB/T 3323—2005《金属熔化焊焊接

基金项目：哈尔滨焊接研究院有限公司技术发展基金项目（201916120）。

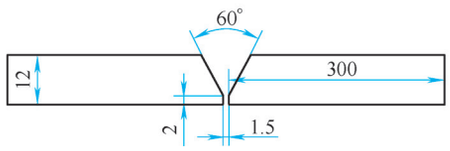


图1 对接试板坡口尺寸示意

接头射线照相》进行无损检测。无损检测后对焊接接头进行解剖，焊接接头性能试样尺寸、取样方法和试验方法分别参照GB/T 25774.2—2016《钢的单面单道焊和双面单道焊焊接接头力学性能试样的制备及检验方法》、GB/T 26955—2011《金属

表3 焊接参数1

序号	焊接材料	保护气体	流量/L·min^{-1}	焊接道数	焊接电流/A	电弧电压/V	焊接速度/mm·min^{-1}	平均热输入/kJ·mm^{-1}
1	ER307Si	95%Ar+5%CO_2	16~20	第一道	230	23	370	0.86
				第二道	242	24.6	370	0.96
				第三道	226	22.0	387	0.77
				第四道	226	22.0	385	0.77

注：道间温度≤100℃，道间平均热输入为0.84kJ/mm。

表4 焊接参数2

序号	焊接材料	保护气体	流量/L·min^{-1}	焊接道数	焊接电流/A	电弧电压/V	焊接速度/mm·min^{-1}	平均热输入/kJ·mm^{-1}
2	ER307Si	95%Ar+5%CO_2	16~20	第一道	236	23.8	371	0.91
				第二道	242	24.6	370	0.96
				第三道	242	23.8	370	0.93
				第四道	242	24.6	375	0.95

注：道间温度≤100℃，道间平均热输入为0.94kJ/mm。

表5 焊接参数3

序号	焊接材料	保护气体	流量/L·min^{-1}	焊接道数	焊接电流/A	电弧电压/V	焊接速度/mm·min^{-1}	平均热输入/kJ·mm^{-1}
3	ER307Si	95%Ar+5%CO_2	16~20	第一道	226	26.0	371	0.95
				第二道	246	28.6	355	1.19
				第三道	242	28.2	355	1.15
				第四道	246	28.6	355	1.19

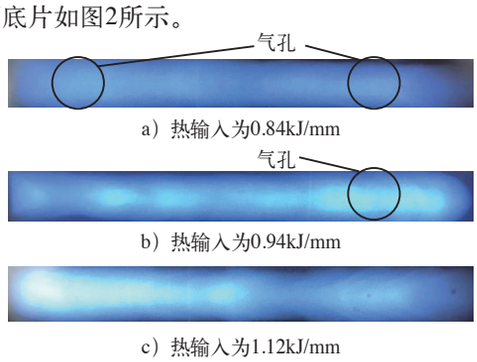
注：道间温度≤100℃，道间平均热输入为1.12kJ/mm。

材料焊缝破坏性试验 焊缝宏观和微观检验》、GB/T 2650—2008《焊接接头冲击试验方法》、GT/T 2654—2008《焊接接头硬度试验方法》及相关技术要求进行，晶粒度采用金相法进行测定，铁素体含量采用德国菲希尔FMP铁素体测量仪进行测定。

3 试验结果与分析

3.1 焊接接头射线检测

3组热输入下的焊接接头射线检测结果良好，无夹渣、未熔合、咬边等缺陷。在0.84kJ/mm及0.94kJ/mm两组焊接热输入下的焊接接头存在极少量气孔，当焊接热输入增加到1.12kJ/mm时，极少量的气孔也基本消失。这是由于随着焊接热输入的增加，熔池体积增大并且存在时间更长，使得存在于熔池中的气孔有充足的逸出时间，并且随着焊接热输入的增加会加剧电弧对熔池的搅拌作用，促进气孔的逸出，使得极少量的气孔消失。焊接接头射线检测底片如图2所示。



a）热输入为0.84kJ/mm

b）热输入为0.94kJ/mm

c）热输入为1.12kJ/mm

图2 焊接接头射线检测底片

3.2 焊接接头低温冲击性能

3种热输入的焊接接头冲击试验结果见表6。由表6可以看出，08Cr19Mn6Ni3Cu2N节镍不锈钢焊接

接头在3种热输入条件下均具有良好的低温冲击性能。

但是在表6中也发现，随着焊接热输入的增加，焊接接头的冲击吸收能量逐步降低。这是因为热输入的增加加剧了焊缝中N元素的烧损，导致焊接接头中氮的贫乏，致使这些区域的奥氏体稳定性大大降低，从而降低了焊接接头的冲击吸收能量。因此，在进行08Cr19Mn6Ni3Cu2N节镍不锈钢焊接加工时，应严格控制焊接热输入以及多层多道焊的层间温度，减少焊缝高温停留时间，以减少热影响区和焊缝中的氮化物析出，从而保证接头的冲击性能。

表6　焊接接头冲击试验结果

平均热输入/kJ·mm^{-1}	冲击吸收能量/J		
	−20℃	−60℃	−196℃
0.84	127、108、120、118	91、85、90、89	33、35、29、32
0.94	109、105、110、108	85、84、84、84	25、31、22、26
1.12	75、75、79、76	52、53、51、52	11、12、15、13

3.3 焊接接头显微硬度

08Cr19Mn6Ni3Cu2N节镍不锈钢焊接接头显微硬度试验结果如图3所示，表明焊接接头热影响区位置硬度略有上升，其余位置没有明显硬化倾向。

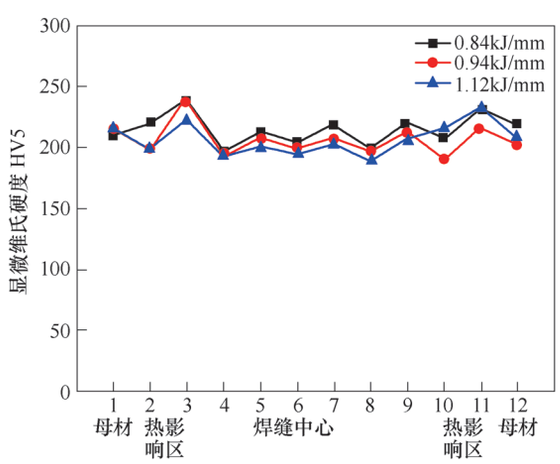


图3　焊接接头显微硬度分布

从图3还可以看出，3组焊接热输入下焊缝中心的硬度均低于母材硬度，这主要是因为焊接时大量氮从焊缝逸出所致。由于晶粒越小，晶界数量就越多，对于位错运动的阻碍力就越大，材料形变的阻力也就越大，宏观上表现为硬度高，因此焊接接头的整体硬度分布趋势是随着焊接热输入的增加而逐渐降低。另外，随着焊接热输入的增加，焊接接头中析出的硬脆相碳化物逐渐减少甚至消失，因此其硬度逐渐降低。从后面的微观组织分析也可以看出，随着焊接热输入的增加，焊缝组织中的奥氏体含量逐渐增加，而奥氏体的硬度低于铁素体的硬度，因此奥氏体含量较高的焊缝区硬度也随之降低。3个区域中热影响区的硬度最高，这是因为热影响区内的金属元素几乎没有受到高温烧损，对组织几乎没有影响，晶粒较母材也没有明显长大，且热影响区中析出脆硬的碳化物，故热影响区硬度较高。文献[5]研究表明，焊接过程导致材料明显硬化，有助于焊接接头应力腐蚀的产生与发展，为此，焊接过程中需注意控制焊接热输入，避免接头硬度过高。

3.4 焊接接头微观组织

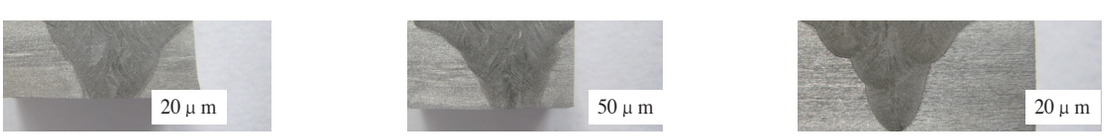
3组不同焊接热输入条件下截取的宏观金相形貌如图4所示。由图4可知，焊接接头结合良好，未见气孔、裂纹、未熔合、夹渣等焊接缺陷。焊缝晶粒以柱状晶形式生长，其生长方向垂直于熔合线并贯穿焊道。

由德龙组织图中铬及镍当量计算公式可知

$$Creq=Cr+Mo+1.5Si+0.5Nb \quad (1)$$

$$Nieq=Ni+30C+30N+0.5Mn \quad (2)$$

Creq/Nieq为1.92，焊缝组织将按照*F*—*A*模式进行凝固，室温组织为奥氏体和铁素体，并且由德龙组织图可以推算出焊缝区域内铁素体的含量在5.1%～12.5%。奥氏体不锈钢焊缝组织中含有一定量的铁素体对焊接接头是有益的，它能显著提高焊接接头的抗热裂纹、点蚀和晶间腐蚀的能力，也可以减少奥氏体晶粒粗化倾向与降低应力腐蚀裂纹的扩展



a）热输入为0.84kJ/mm　b）热输入为0.94kJ/mm　c）热输入为1.12kJ/mm

图4　不同热输入下焊接接头宏观组织

速度[6]，对于提高焊接接头的综合性能具有明显的有益作用。

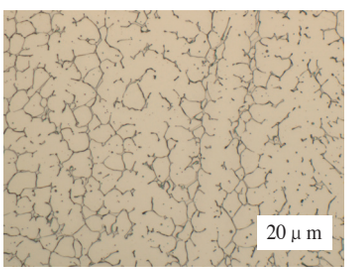
热输入为0.84kJ/mm条件下的焊接接头微观形貌如图5a所示，组织为γ-固溶体+δ铁素体，熔合区微观形貌如图5b所示，其中过热区微观形貌如图5c所示，组织为γ-固溶体+δ铁素体，晶粒度约为7.5级。

热输入为0.94kJ/mm条件下的焊接接头微观形貌如图6a所示，组织为γ-固溶体+δ铁素体，熔合区微观形貌如图6b所示，其中过热区微观形貌如图6c所示，组织为γ-固溶体+δ铁素体，晶粒度约为7级。

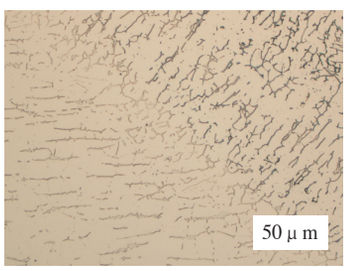
热输入为1.12kJ/mm条件下的焊接接头微观形貌如图7a所示，组织为γ-固溶体+δ铁素体；熔合区微观形貌如图7b所示，其中过热区微观形貌如图7c所示，组织为γ-固溶体+δ铁素体，晶粒度约为6级。

在3个试样的焊缝位置随机选取5个视场测得δ铁素体平均含量分别为12.7%、10.0%及5.6%，基本符合由德龙组织图推算的结果。

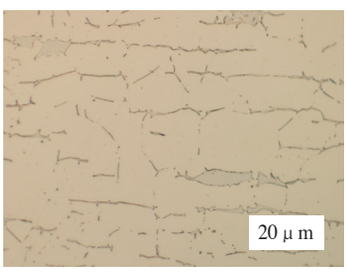
焊接热输入对焊接熔池的冷却速度与熔池高温停留时间有直接影响，它可以决定凝固过程中G/R（凝固前沿温度梯度和凝固速度之比）数值，从而使焊接接头获得不同的组织分布[7]。3组试样的焊缝组织均由奥氏体+δ铁素体组成，铁素体均匀分布在奥氏体中，枝晶形态主要为骨架状和板条状。由3组焊接热输入焊缝组织中γ-固溶体含量变化分析，随着焊接热输入量的增加，熔池冷却速度变缓，组织通过两相区的时间变长，δ铁素体→γ-固溶体反应过程中的扩散过程能够充分进行，导致高温剩余的γ-固溶体含量逐渐增加，即随着热输入的增加，焊缝组织中的γ-固溶体含量也随之增加。此规律从图8也可以验证，3组热输入得到的焊缝中γ-固溶体含量均较多，而δ铁素体含量均较少。焊接过热区



a）焊缝组织

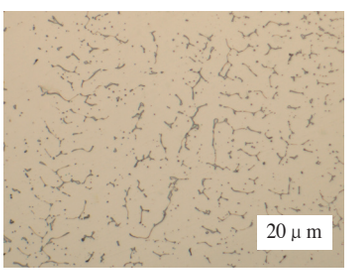


b）熔合区组织

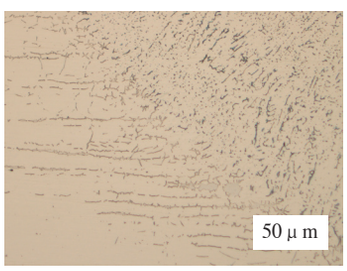


c）过热区组织

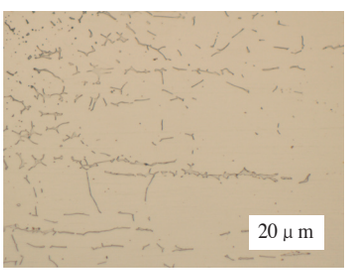
图5　热输入为0.84kJ/mm条件下焊接接头微观形貌



a）焊缝组织

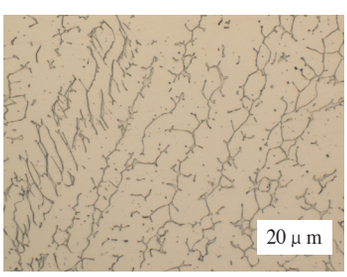


b）熔合区组织

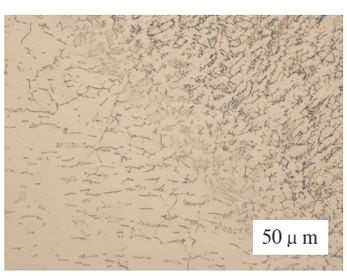


c）过热区组织

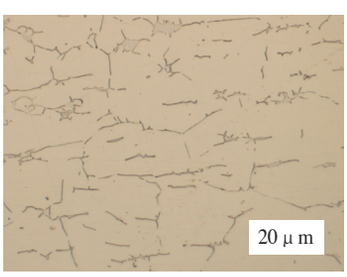
图6　热输入为0.94kJ/mm条件下焊接接头微观形貌



a）焊缝组织



b）熔合区组织



c）过热区组织

图7　热输入为1.12kJ/mm条件下焊接接头微观形貌

一般因受热而导致晶粒粗大，成为整个焊接接头中性能最为薄弱部位[8-10]，而3组焊接热输入下的过热区组织均未产生晶粒明显长大的现象，这意味着焊接接头的性能也不会明显降低[1, 11]。分析可能由于焊接接头组织中氮的固溶强化作用和晶间析出Cr_2N的钉扎作用，在短时间焊接加热时有效地阻碍了焊接受热区晶界的运动，遏制了晶粒合并。随着焊接热输入的增加，焊缝峰值温度随之提高，焊缝的高温停留时间及随后的冷却时间将延长，从而导致焊缝组织的晶粒尺寸也随着热输入的增加逐渐增大。

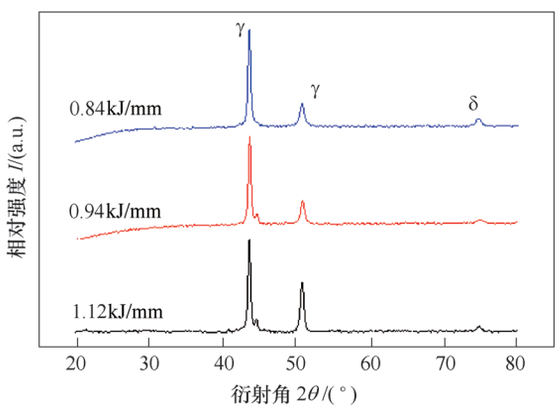


图8 焊缝XRD能谱

4 结束语

1）随着焊接热输入的增加，熔池体积增大且存在时间更长，使得熔池中的气孔具有足够逸出时间，并且随着焊接热输入的增加会加剧焊接电弧对熔池的搅拌作用，促进气孔的逸出，使得极少量的气孔消失。

2）随着焊接热输入的增加，加剧了氮化物的析出，从而降低了焊接接头冲击吸收能量，同时也降低了基体中固溶氮含量，使奥氏体的稳定性变差。因此，进行焊接时，应严格控制焊接热输入以及多层多道焊时的层间温度，减少熔池高温停留时间，以降低焊接热影响区和焊缝中氮化物的析出倾向。

3）随着焊接热输入的增加，焊缝组织中的奥氏体含量逐渐增加，因为奥氏体的硬度低于铁素体的硬度，所以焊缝区的硬度也随之降低。随着焊接热输入的增加，焊缝热影响区在经历焊接热循环时的峰值温度升高，高温停留时间及冷却时间都将延长，导致晶粒粗大。因此，在合适的焊接参数范围内，尽量采用较小的焊接热输入，以保证焊接热影响区的晶粒度。

参考文献：

[1] Pouranvari M，Alizadeh-Sh M，Marashi S P H.Welding Metallurgy of stainless steels during resistance spot welding Part I[J].Science and Technology of Welding and Joining，2015，20：502-511.

[2] 石青，王志斌，王文先，等.铁素体不锈钢/奥氏体不锈钢焊接接头的组织和性能[J].材料热处理学报，2014，35（3）：143-148.

[3] 明珠，王克鸿，王伟，等.焊丝含氮量及焊接电流对高氮钢焊缝组织和性能影响[J].焊接学报，2019，40（1）：104-108.

[4] 曹润平，王克勇，齐勇田.316L不锈钢PAW-TIG复合焊接的研究[J].兵器材料科学与工程，2019，42（6）：29-33.

[5] 李兆登，崔振东，王维珍，等.核级316LN不锈钢焊接接头的组织结构变化[J].焊接学报，2019，40（8）：89-95.

[6] 苏展展，朱政强，张义福，等.焊接方法对奥氏体不锈钢焊接接头应变强化性能的影响[J].兵器材料科学与工程，2019，42（1）：5-10.

[7] 赵贞贞，郭永环，赵建业，等.热输入和退火保温时间对409L铁素体不锈钢TIG焊接接头过热区晶粒尺寸的影响[J].机械工程材料，2020，44（1）：29-32.

[8] Liu Zeng，Fan Chenglei，Chen Chao，et al. Optimization of the microstructure and mechanical properties of the high nitrogen stainless steel weld by adding nitrides to the molten pool[J].Journal of Manufacturing Processes，2020，49（1）：355-364.

[9] Wang Ruoxu，He Yuan，Tan Teng，et al.Niobium-316L Stainless Steel Transition Joints for Superconducting Radiofrequency Cavities by Explosive Welding[J].Rare Metal Materials and Engineering，2019，48（12）：3876-3882.

[10]安明明，姜志忠，孙凤莲，等.CLAM/15-15Ti异种钢TIG焊接头热处理前后组织演变[J].哈尔滨理工大学学报，2019，24（6）：41-46.

[11]江海红，秦国梁，冯超，等.304不锈钢薄板列置双TIG高速焊缝组织与性能[J].焊接学报，2019，40（1）：15-18，161-162.

MW 20200625