

一种 X100 管线钢埋弧焊丝的研究与开发

张 敏, 吕金波, 王 超, 李继红

(西安理工大学 材料科学与工程学院, 西安 710048)

摘 要: 从高强度低合金钢 (HSLA) 焊缝熔敷金属中的针状铁素体和贝氏体形核机理出发, 选择 $Mn-Ni-Mo-Cr$ 作为焊丝设计的主要合金系, 以微合金元素 $Ti-B-Ce$ 促进针状铁素体形核, 降低 $C-Si-P-S-N$ 元素的影响, 并将碳降至超低碳水平, 以适应大热输入焊接; 与此同时保证 $Mn-Mo-Cr$ 元素含量以弥补降低碳、硅带来的强度损失。在此基础上加入适量钛、硼, 以免过量造成针状铁素体过多引起强度不够或合金元素偏析而引起焊缝韧性下降。另外加入适量 Cu 元素以提高焊缝抗大气腐蚀性。结果表明, 研制的焊丝匹配 SiO_2-G 焊剂, 其熔敷金属显微组织达到了预期目标, 获得了以针状铁素体和板条贝氏体为主, 其间弥散析出少量粒状贝氏体的焊缝复合组织。

关键词: 埋弧焊; 针状铁素体; 粒状贝氏体; 强韧性

中图分类号: TG423 **文献标识码:** A **文章编号:** 0253-360X(2011)01-0001-04



张 敏

0 序 言

X100 管线钢的应用具有巨大的经济效益, 可使长距离油气管线成本节约 5% ~ 12%, 主要体现在材料节约、提高输送压力、减小施工量、降低维护费用、优化整体方案等方面。美国 Exxon Mobil 公司, 日本 JFE NKK 新日铁、住友金属公司, 韩国 POSCO 公司和加拿大 IPSCO 公司均已申报了 X100 管线钢的专利^[1], 国内的鞍钢集团于 2006 年也已成功研制出 X100 管线钢^[2], 但总的来说该等级管线钢还处于研究开发阶段, 相应的其焊接材料尤其是埋弧焊用焊丝的研发仍相对滞后。文中从 X100 管线钢的性能要求出发, 选择以超低碳板条贝氏体为强化相, 以针状铁素体为韧化相进而形成合理的强韧匹配, 与此同时, 利用细小的针状铁素体和粒状贝氏体对贝氏体板条的拘束分割作用达到细化焊缝组织晶粒、增加焊缝韧性的目的, 为 X100 管线钢埋弧焊焊接材料的研发奠定基础。

1 焊丝成分的设计思想

1.1 焊缝熔敷金属显微组织的确定

与多边形铁素体、珠光体以及细晶铁素体相比,

针状铁素体显微组织为细晶互锁结构, 具有较高的位错密度和更高的强度及优良的韧度^[3]。实际上, 针状铁素体也是一种晶内形核的贝氏体, 二者的唯一区别在于贝氏体形核于奥氏体晶界部位, 而针状铁素体往往形核于奥氏体晶粒内部的非金属夹杂物表面, 二者转变行为的本质是相同的^[4]。尽管焊缝中针状铁素体的强度低于贝氏体, 但由于其形成过程中, 针状铁素体片之间的“相互碰撞”而导致混乱的“篮筐编结”显微结构, 从而使焊缝金属中的韧度优于贝氏体^[3]。因此, 为使 X100 管线钢埋弧焊缝具有高强度, 同时又有优良的韧度, 焊缝组织可设计为以针状铁素体和贝氏体为主, 并保证针状铁素体的含量至一定的水平, 以使焊缝的组成相中, 板条贝氏体因具有较高的强度将会显著提高焊缝的强度; 细小的针状铁素体和粒状贝氏体对板条贝氏体的拘束作用, 使板条贝氏体的组织细化, 减小其对韧度的不利影响。

1.2 X100 管线钢焊缝合金系的确定

合金元素控制焊缝的强韧度途径在于: (1) 通过合金元素控制焊缝淬硬性、相变温度、晶粒度、晶粒形态等进而控制显微组织; (2) 通过合金元素强化焊缝金属基体组织, 并尽可能减少其韧性损失。因此 X100 钢焊缝金属合金元素的选择可以从以下几个方面进行设计。(1) 加入的合金元素应较大幅度降低贝氏体开始转变温度 T_b , 并在贝氏体转变温度下降的同时, 尽量使其对过冷奥氏体向贝氏体转

变的抑制作用不明显。(2)尽可能降低焊材中对韧性有损害合金元素的含量,选择对韧性损害较小的合金元素来强化焊缝金属基体组织。(3)加入的合金元素应使形成针状铁素体和贝氏体的冷却速度范围变宽。另外应添加适量的微合金元素,在奥氏体晶内形成有效夹杂物和在晶界偏析而抑制奥氏体晶界迁移,从而促进针状铁素体形核,控制针状铁素体和粒状贝氏体含量比例。(4)选择适当的熔敷金属合金元素,并控制限制性元素,以提高焊接接头抗大气腐蚀能力。

综合上述分析,选择 $Mn-Ni-Mo-C$ 作为 X100 管线钢焊缝金属的合金系,具体确定内容如下。

(1)降低焊缝中能显著升高脆性转变温度的 $C-Si-P-S-N$ 等元素的含量以保证韧度,并将碳降至超低碳水平,以减小焊缝金属的碳当量、淬硬倾向及裂纹敏感系数,并适应高效率的大电流、大热输入焊接;

(2)在焊接材料中添加降低 T_B 点的 $Mn-Ni-Mo$ 等脆化矢量较小的元素,从而降低奥氏体 $\gamma \rightarrow$ 铁素体 α 相变温度,使先共析铁素体、侧板条铁素体、

珠光体和贝氏体转变温度区分离,在较宽的温度范围内获得针状体素体和粒状贝氏体。要尽可能保证 $Mn-Ni-Mo$ 元素的含量,在固溶强化基体组织、补偿降低碳、硅所引起强度损失的同时,确保对焊缝金属基体造成畸变最小且对其韧度的危害程度尽可能降到最低。

(3)焊材中应适量添加 $Ti-B$ 轻稀土 Ce 等微合金元素,以产生有效夹杂物形核质点,从而促进晶内针状铁素体的形成。通过晶界偏析而控制奥氏体迁移来抑制贝氏体的形成,控制针状铁素体和粒状贝氏体的组成相比例。

(4)加入适量的 Cu 元素,增加焊接过程中熔池流动性并提高焊缝熔敷金属的抗大气腐蚀能力。

2 焊丝的成分设计

2.1 焊丝成分设计

对试验用 X100 钢板进行化学成分分析,结果如表 1 所示。

表 1 X100 管线钢的化学成分(质量分数,%)
Table 1 Chemical composition of X100 pipeline steel

C	Si	Mn	Cr	V	Ti	Nb	Cu	Ni	Mo	Al	S	P	Fe
0.044	0.308	1.90	0.286	0.007	0.012	0.071	0.527	0.575	0.343	0.017	0.004	0.01	余量

根据以上组织设计的指导思想,并结合 X100 钢的化学成分,焊缝金属的合金元素成分分析如下。

锰的影响:随着锰含量的增加,焊缝金属中针状铁素体含量显著增加,先共析铁素体含量明显减少,侧板条铁素体的数量稍有下降,同时使针状铁素体细化,焊缝金属的屈服强度和抗拉强度呈线性增加。

钼的影响:钼是缩小 γ 相区的元素,是中强碳化物形成元素,其主要作用是推迟先共析铁素体转变而有利于形成贝氏体结构。文献[5]等在试验 X80 管线钢过程中发现,当加入 $Mo > 0.2\%$ 时,屈服强度增加很少,抗拉强度明显增长,且针状铁素体的含量随着钼含量的增加而增加,当钼超过 0.5% 后针状铁素体开始减少,M-A 组元等二次相组织开始增加。

锰和镍的联合作用:在焊缝金属的整个冷却速度范围内,镍都可以使相变温度降低。其使侧板条铁素体开始转变温度的降低程度明显大于针状铁素体开始转变温度的降低程度,若焊缝金属中含有锰时,镍的这种效果则有利于 AF(acicular ferrite)的形成。文献[6]发现对于较高的 $Mn(1.6\%)$ 含量, Ni 含量为 2.5% 时有马氏体形成,由此可见镍的含量

对焊缝组织的形成具有一个临界值。

锰和铬的相互作用: C 是扩大 γ 相区的元素,降低 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变临界温度,使奥氏体转变在较低的温度下进行。另外焊缝金属的硬度随铬含量的增加而渐增,在低锰含量时基本上呈线性增加,但在高锰含量时则呈非线性。文献[7]研究发现,在含锰的焊缝中添加适量的 C 元素将使焊缝粗晶区组织明显细化,且随着铬含量的增加,焊缝中针状铁素体的含量也增加,但同时会在原奥氏体晶界析出碳化物,因此应严格控制 C 元素的含量。

根据合金元素在焊缝金属中所起的作用,为满足强度、韧度、焊接性和抗 H_2S 腐蚀等综合性能的要求,熔敷金属成分初步设计如表 2 所示。

表 2 焊缝熔敷金属的目标成分(质量分数,%)
Table 2 Object chemical composition of weld metal

Mn	Mo Ni Cr Cu	Ti V B Ce
1.00~1.80	1.40~2.20	0.060~0.174

2.2 焊丝熔敷金属组织、性能预测

X100 管线钢埋弧焊焊丝的熔敷金属应满足美

国石油学会标准 API5L要求的强度级别,即其力学性能指标为屈服强度 $R_{el} \geq 690$ MPa;抗拉强度 $R_m \geq 760$ MPa;断后伸长率 $A \geq 11.85\%$, $A_{KV(0^\circ C)} \geq 80$ J

参照焊缝强度预测计算公式^[8],设计的 X100 管线钢焊缝金属力学性能如下。

$$R_m=730.8 \sim 788.9 \text{ MPa}$$
$$R_{eL}=661.8 \sim 752 \text{ MPa}$$
$$A=18.06\% \sim 21.58\%$$
$$A_{KV(-30^\circ C)}=37.3 \sim 44.4 \text{ J}$$

根据先共析铁素体开始转变温度 T_{sta} 的预测经验公式^[9]

$$T_{sa}=A_3=910-203\sqrt{C}-30Mn-152Ni+44.7Si+104V+31.5Mo+400Ti(K)$$

如果 T_{sta} 过低 (<853 K),则认为不发生先共析铁素体的转变。经计算 $T_{sta}=690 \sim 707$ K <853 K,故先共析铁素体的转变得得到抑制。针状铁素体的含量不仅与微合金元素有关,而且会受到合金元素总量的影响。44版美国石油学会 API5L标准规定,当碳含量小于 0.12%时,常用的公式已经不适用于该种钢级的石油管线钢碳当量的计算,而应采用 P_{cm} 的计算公式来计算其碳当量^[10],即

$$P_{cm}=C+Si/30+Mn/20+Cu/20+Ni/60+Cr/20+Mo/15+V/10+5B$$

以往研究认为^[11],要保证熔敷金属具有较佳的强韧性匹配,熔敷金属中碳当量须满足 $P_{cm} \geq 0.17$ 才能保证熔敷金属具有足够的针状铁素体组织。经计算所设计的 X100 管线钢焊缝 $P_{cm}=0.2365 > 0.17$ 因此,焊缝将获得以针状铁素体和板条贝氏体为主的组织。

3 焊丝埋弧焊接试验及结果分析

3.1 试验材料和试验方法

试验用焊丝为文中研发的焊丝,匹配焊剂 S101-G;试验用钢板为 X100 管线钢,厚度 14.9 mm。

焊接方法为埋弧焊接,焊接设备为 ZD5-1000 型埋弧焊机。采用双面焊接,正面焊完后反面清根焊接。焊接工艺参数为焊接电流 520~530 A,电弧电压 30~32 V,焊速 26 m/h。采用 Neoph+21 型卧式金相显微镜观察熔敷金属显微组织。

3.2 试验结果及分析

3.2.1 试验焊丝熔敷金属化学成分

表 3 为研发焊丝焊后熔敷金属化学成分。从表 3 的结果来看试验焊缝的化学成分基本达到了表 2

表 3 试验焊丝熔敷金属的化学成分(质量分数,%)
Table 3 Chemical composition of deposited metals of experimental welding wire

C	Mn	Si	Mo	Ni	Cr	Ti	B	Cu	P	S	Ce
0.043	1.508	0.28	0.35	0.873	0.42	0.005	0.0005	0.23	0.009	0.006	微量

中所要求的成分范围。

3.2.2 熔敷金属显微组织分析

图 1 为研发焊丝焊后焊接接头熔敷金属微观组织形貌。从图 1 中可见,其熔敷金属组织主要由针状铁素体、沿奥氏体晶界结晶的板条状贝氏体以及少量的粒状贝氏体组成,其中的针状铁素体呈篮筐编结形态,晶态大小不等,相互之间的位向关系不定,混杂分布形式,板条贝氏体的排列较为规则,但被不规则分布的针状铁素体和粒状贝氏体挤压分割,使其板条束均较为细小,这也是焊缝具有较高强度,同时也具有较好韧性的原因,但从图 1 中来看,焊缝中的板条贝氏体含量还较低,其大部分组织为针状铁素体。

焊缝的力学性能和组织有密切的关系,先共析块状铁素体为高温铁素体,影响焊缝的韧度,焊缝冲击韧度随块状高温铁素体组织变化的趋势可用下式表示^[12]

$$\alpha_{KV}=(-a)\%vein+b(J)$$

(1)

式中: $\%vein$ 为块状的高温铁素体网在金相组织中的比例; a 、 b 为正常数。式(1)表明,块状高温铁素体含量越高,焊缝的冲击韧度越低。

图 1 中焊缝熔敷金属中针状铁素体含量较多,因而在形态分布上表现为彼此咬合、互相交错分布,当裂纹沿着大量互相穿插交错的针状铁素体扩展

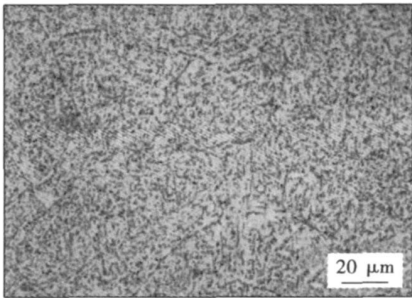


图 1 研制焊丝焊后熔敷金属组织形貌
Fig 1 Microstructure of weld deposits of developmental welding wire

时,路径曲折,消耗能量较大,同时由于这两种焊丝熔敷金属中大量针状铁素体的存在,高温铁素体网几乎消失,因而其将具有良好的韧度。

从显微组织来看,设计的焊丝合金系是合适的,熔敷金属化学成分基本达到了预期效果,获得了以针状铁素体和板条贝氏体为主,同时含有少量粒状贝氏体的复合组织。

3.2.3 熔敷金属拉伸性能

对研制焊丝匹配 S1101—G焊剂得到的焊缝熔敷金属进行了拉伸性能测试,结果见表 4。

表 4 试验焊丝熔敷金属力学性能
Table 4 Mechanical properties of deposited metal of experimental welding wire

屈服强度 R _d /MPa	抗拉强度 R _m /MPa	断后伸长率 A(%)	断面收缩率 Z(%)
710 675 698	792 763 785	23.5 24.8 22.6	51.2 57.6 58.2

结合 3.2.2 节中对焊缝熔敷金属组成相的分析,从表 4 中的数据可以看出,研制焊丝熔敷金属组

织以针状铁素体和板条贝氏体为主,同时含有少量粒状贝氏体,其强度能够满足美国石油学会标准 API5 L 对 X100 管线钢的强度要求。

3.2.4 熔敷金属冲击吸收功

所研制的焊丝与 S1101—G 焊剂匹配,其焊缝熔敷金属冲击性能见表 5。

表 5 试验焊丝熔敷金属冲击吸收功
Table 5 Impact results of experimental weld deposits

温度 T/℃	冲击吸收功单值 A _{kv} /J	冲击吸收功平均值 $\bar{A}_{kv}$ /J
20	140.8 133.3 144.5	139.5
-20	113.2 116.8 106.4	112.1

从表 5 可知,所研制的焊丝熔敷金属冲击功常温下平均值为 139.5 J—20℃的平均值为 112.1 J 最低值为 106.4 J 满足 API5 L 对 X100 管线钢的低温韧度要求。

3.2.5 焊缝金属的硬度

研制焊丝匹配 S1101—G 焊剂所得焊缝熔敷金属的硬度值如表 6 所示,焊接接头最高硬度出现在

表 6 试验焊丝焊接接头硬度测试 (HV10)
Table 6 Hardness of welding joint of experimental welding wire

熔 合 区			焊 缝 区						熔合区					
292	273	258	267	264	262	268	270	272	264	267	265	259	278	286

靠近熔合区部位,其值为 292 HV10 低于 API5 L 的最高硬度要求。

4 结 论

(1) 针对 X100 管线钢焊缝组织,可采用板条贝氏体为强化相,针状铁素体和粒状贝氏体作为韧化相,通过细小的针状铁素体和粒状贝氏体对板条贝氏体的拘束作用来细化焊接接头微观组织中的板条贝氏体,从而达到使焊缝组织高强高韧的目的。

(2) 选择 MnNiMoC 合金系作为焊材设计的主要元素,该合金系在提高焊缝强度的同时,通过缩小 γ 相区、降低奥氏体转变温度促进针状铁素体和贝氏体的形成;同时添加微合金元素 Ti B Ce 和 Cu 促进针状铁素体形核,提高焊缝抗大气腐蚀性,来满足高强度管线钢埋弧焊的焊材性能要求。

(3) 经过试验测得,所研制焊丝能够满足 X100 管线钢对焊缝熔敷金属力学性能的要求,用该焊丝匹配 S1101—G 焊剂得到的焊接接头,其熔敷金属获得了以针状铁素体和板条贝氏体为主,其间弥散析

出少量粒状贝氏体的焊缝复合组织。

参考文献:

[1] 齐殿威,周舒野.国外 X100 及以上钢级管线钢专利技术简述[J].焊管,2009,32(5):65—66
Qi Dianwei, Zhou Shuyue. Brief introduction of the overseas patented technology to pipeline steel X100 grade and above[J]. Welded Pipe and Tube, 2009, 32(5): 65—66

[2] 王路兵,任毅,张鹏程,等.高级别管线钢 X100 的试验研究[J].钢铁,2008,43(1):80—81
Wang Lubing, Ren Yi, Zhang Pengcheng, et al. Experimental study on X100 pipeline steel[J]. Iron and Steel, 2008, 43(1): 80—81.

[3] Sudarsanam S B. The mechanism of acicular ferrite in weld deposits[J]. Current Opinion in Solid State and Materials Science, 2004, 8(34): 267—278

[4] Byun J S, Shin J H. Inoculated acicular ferrite microstructure and mechanical properties[J]. Materials Science and Engineering A, 2001, 319—321: 326—331

[5] Junhua Kong, Lin Zhen, Bin Guo, et al. Influence of Mo content on microstructure and mechanical properties of high strength pipeline steel[J]. Materials and Design, 2004, 25(8): 723—728

磨损性能,其特征表现为较小氧化皮磨粒作用下的窄浅犁沟。

3 结 论

(1)氮合金化硬面合金的显微组织主要为板条马氏体和铌、钛的复合碳氮化物。

(2)硬面合金与 42CrMo 钢的高温金属间磨损为 42CrMo 钢表面高温下形成的氧化皮,粘着于堆焊马氏体不锈钢硬面合金表面,导致硬面合金产生磨粒磨损。

(3)氮合金化硬面合金在高温磨损过程中弥散析出大量碳氮化物硬质点,提高了硬面合金的高温硬度,降低了硬面合金的磨损量,其特征表现为较小氧化皮磨粒作用下的窄浅犁沟。

参考文献:

[1] 张清辉,肖逸锋,龚建勋. 高效高硬度低成本耐磨堆焊焊条的研制[J]. 焊接学报, 2008 29(3): 5—8
Zhang Qinghui Xiao Yifeng Gong Jianxun. Development of wear resisting surfacing electrode with high efficiency high hardness and low cost[J]. Transactions of the China Welding Institution 2008 29(3): 5—8

[6] Kang B Y Kim H J Hwang S K. Effect of Mn and Ni on the variation of the microstructure and mechanical properties of low-carbon weld metals[J]. ISIJ International 2000 40(12): 1237—1245.

[7] 尹士科. 焊接材料实用基础知识[M]. 北京: 化学工业出版社, 2004.

[8] 张文钺. 焊接物理冶金[M]. 天津: 天津大学出版社, 1991

[9] 张国栋,李志远,余圣甫. 药芯焊丝焊缝中先共析铁素体的数量预测[J]. 电焊机, 2001 31(11): 17—20
Zhang Guodong Li Zhiyuan Yu Shengfu. Amount prediction of proeutectoid ferrite in flux cored wire welded seam[J]. Electric Welding Machine 2001 31(11): 17—20

[10] 王晓香. 管线钢焊接常用的几种碳当量公式[J]. 焊管, 2004 27(2): 71—73.
Wang Xiaoxiang. Several carbon equivalent calculation commonly

tion 2008 29(3): 5—8

[2] 余圣甫,沈满德,吕卫文,等. 硬面药芯焊丝材料的新进展[J]. 材料导报, 2004 18(5): 49—51
Yu Shengfu Shen Mandē Lü Weiwēn et al. New developments of cored wire materials for hardfacing[J]. Materials Review 2004 18(5): 49—51.

[3] Menon R. Recent advances in cored wire for hardfacing[J]. Welding Journal 2002 82(11): 53—58.

[4] 杨可,余圣甫,陶潘峰,等. 硬面合金中碳氮析出物的研究[J]. 郑州大学学报, 2009 30(1): 57—60
Yang Ke Yu Shengfu Tao Panfeng et al. Study on carbonitride precipitates in hardfacing alloy with nitrogen strengthening[J]. Journal of Zhengzhou University 2009 30(1): 57—60

[5] 王智慧,贺定勇. NbC 增强 Fe-CrC 耐磨堆焊合金组织与磨粒磨损性能[J]. 焊接学报, 2007 28(2): 55—58
Wang Zhihui He Dingyong. Microstructures and properties of Fe-CrC hardfacing alloy strengthened by NbC[J]. Transactions of the China Welding Institution 2007 28(2): 55—58

[6] Liu H H Wang J Shen B L et al. Influence of secondary carbide precipitation and transformation on abrasion resistance of a 3Cr5MnV1.5 white iron[J]. Journal of University of Science and Technology Beijing 2007 14(3): 231—235

作者简介: 杨可,男,1983 年出生,博士. 主要从事新型焊接材料开发与冶金行为的研究和教学工作. 发表论文 10 篇. Email: yangk@hhu.edu.cn

[上接第 4 页]

[6] Kang B Y Kim H J Hwang S K. Effect of Mn and Ni on the variation of the microstructure and mechanical properties of low-carbon weld metals[J]. ISIJ International 2000 40(12): 1237—1245.

[7] 尹士科. 焊接材料实用基础知识[M]. 北京: 化学工业出版社, 2004.

[8] 张文钺. 焊接物理冶金[M]. 天津: 天津大学出版社, 1991

[9] 张国栋,李志远,余圣甫. 药芯焊丝焊缝中先共析铁素体的数量预测[J]. 电焊机, 2001 31(11): 17—20
Zhang Guodong Li Zhiyuan Yu Shengfu. Amount prediction of proeutectoid ferrite in flux cored wire welded seam[J]. Electric Welding Machine 2001 31(11): 17—20

[10] 王晓香. 管线钢焊接常用的几种碳当量公式[J]. 焊管, 2004 27(2): 71—73.
Wang Xiaoxiang. Several carbon equivalent calculation commonly

applied in pipeline weld[J]. Welded Pipe and Tube 2004 27(2): 71—73

[11] 薛小怀,钱百年,国旭明,等. 高强高韧性管线钢埋弧用焊丝的研制[J]. 焊接学报, 2002 23(5): 23—27.
Xue Xiaohuai Qian Baijian Guo Xuming et al. Development of submerged arc welding wire for high strength and high toughness pipeline steel[J]. Transactions of the China Welding Institution 2002 23(5): 23—27.

[12] Snyder J P Pense A W. The effects of titanium on submerged arc weld metal[J]. Welding Research Supplement 1982 61(7): 201—211

作者简介: 张敏,男,1967 年出生,博士,教授. 主要从事新型焊接材料、焊接结构断裂强度和焊接工程结构方面的研究. 已发表论文 70 余篇. Email: zhangmin@xau.edu.cn

MAIN TOPICS, ABSTRACTS & KEY WORDS

Research and development of a new submerged arc welding wire for X100 Pipeline steel ZHANG Min, LÜ Jinhao, WANG Chao, LI Jihong (School of Material Science and Engineering, Xian University of Technology, Xi'an 710048, China), P 1—4 8

Abstract According to the nucleate mechanics of acicular ferrite and bainite in high strength low alloy steels (HSLA) welded deposit Mn-Ni-Mo-Cr was chosen as main alloy elements and C, Ti, B as micro alloy elements which accelerate the nucleate of acicular ferrite. The content of C, Si, P, S, N elements was reduced and C to be the level of ultra low carbon to meet the large energy input welding and to ensure the content of Mn, Mo, Cr to compensate for intensity loss brought by reduced C, Si, B. In addition, Ti and B were added to avoid producing excessive acicular ferrite which would reduce the intensity or cause segregation of alloy elements to decrease the toughness of weld joint and proper Cu to enhance the ability of weld joint to resist the atmospheric corrosion. As the results, the developed welding wire matching flux SJ101-G had the microstructure of deposited metal was acicular ferrite and lath bainite mainly in which a small amount of granular bainite precipitated and dispersed.

Key words SAW, acicular ferrite, granular bainite, strength and toughness

Microstructure and high-temperature wear resistance of nitrogen alloying hardfacing alloy YANG Ke², YU Sheng-fu, YANG Hua¹ (1. College of Mechanical and Electrical Engineering, Hehai University, Changzhou, Jiangsu 213022, China; 2. Province Key Lab of Advanced Welding Technology, Jiangsu University of Science and Technology, Zhenjiang, Jiangsu 212003, China; 3. College of Materials Science and Engineering, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, China; 4. Shanghai Jiaowang Shipbuilding Technology Development Co., Ltd, Shanghai 200136, China), P 5—8

Abstract The hardfacing alloy of martensitic stainless steel added nitrogen as alloying element was made, and the microstructure and high-temperature wear resistance was also studied. It is found that the hardfacing alloy has two main phases of martensite and carbon nitrides. The high-temperature wear mechanism between hardfacing alloy of the martensitic stainless steels and the low-carbon steel was abrasive wear because the effect of oxide formation on the surface of the low-carbon steel. The oxide was sticking on the surface of hardfacing alloys and increasing the abrasive wear damage. The results showed that carbon nitride particles distributed homogeneously in the hardfacing alloy and had a good strengthening effect on the hardness and high-temperature wear resistance.

Key words martensitic stainless steel, hardfacing alloy, carbon nitride, high-temperature wear

Effects of rare earth Ce on microstructures of Ag₃₀CuZnSn-

3Ga₂In filler metal LAI Zhongmin¹, WANG Jianxin¹, LU Fangyan² (1. Province Key Lab of Advanced Welding Technology, Jiangsu University of Science and Technology, Jiangsu Zhenjiang 212003, China; 2. LucasMihaupt (Suzhou) Co., Ltd, Jiangsu Suzhou 215122, China), P 9—12

Abstract The cadmium-free silver filler metal Ag₃₀CuZnSn₃Ga₂In has excellent comprehensive property. In this paper, the effects of rare earth, called usually "vitamin" of metals Ce on microstructures of Ag₃₀CuZnSn₃Ga₂In filler metal were studied. Results showed that the rare earth Ce did not dissolve in Ag-based solid solution and Cu-based solid solution, but could form rare earth phase which acted as the particle of "out of phase nucleation" in the filler metal matrix. Enrichment phenomena could be confirmed for rare earth Ce in the grain boundary. It is found that rare earth Ce can fine grain, strengthen grain boundary and exhibit the formation of Cu₆Sn₅ for the silver filler metals bearing Ga and In. It is found that adding 0.1% rare earth Ce can improve the microstructure of the Ag₃₀CuZnSn₃0Ga₂0 filler metals greatly.

Key words rare earth Ce, silver filler metal, microstructure, out of phase nucleation

Relationship between position of flux strips in arc zone of ultranarrow gap and constricting arc ZHENG Shaoxian, ZHU Liang, CHEN Jianhong (1. School of Mech-Electronic Technology, Lanzhou Jiaotong University, Lanzhou 730070, China; 2. State Key Laboratory of Gansu Advanced Non-ferrous Metal Materials, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China), P 13—15 20

Abstract When flux strips applied to constrict arc have different relative positions with arc in ultranarrow gap, flux strips can cause different constricting effects on arc, so the position of flux strips in the arc zone is the lynchpin of constricting arc in time of ultranarrow gap welding with flux strips constricting arc. By analyzing the position of flux strips in the arc zone, the results indicate only when three positional conditions are satisfied, flux strips can efficiently constrict arc: firstly, flux strips need cling to sidewalls in the direction of radial of arc; secondly, flux strips need proper action length in the direction of arc length; thirdly, the tip of wire needs be located in the center of flux strips. Furthermore, under arc current exceeds 240 A, flux strips can easily cling to the surface of wire because of action of electromagnetic force; the position of flux strips in the direction of radial of arc can be located efficiently by supporting flux strips.

Key words flux strips constricting arc, ultranarrow gap welding, position of flux strips

Effect of welding residual stress on type IV creep failure of P92 steel JIANG Yunjian^{2,3}, JING Hongyang², XU Li