

Cr对Fe-Cr-C-Nb-V系堆焊合金组织及耐磨性的影响

艾孝文^{1,2}, 龚建勋², 李再华¹

(1. 湖南湘电动力有限公司, 湖南湘潭 411101; 2. 湘潭大学 机械工程与力学学院, 湖南湘潭 411105)

摘要 通过埋弧堆焊将复合粉粒与H08A实芯焊丝制成Fe-Cr-C-Nb-V系堆焊合金, 用X射线衍射仪(XRD)、扫描电子显微镜(SEM)、能谱仪(EDS)研究Cr含量对其组织和耐磨性的影响。结果表明: Fe-Cr-C-Nb-V系堆焊合金组织由 α -Fe与沿晶 γ -Fe等基体和(Nb, V)C、 M_7C_3 、 M_3C (M 为Fe, Cr, V等)等硬质相组成; 随Cr含量增加, 针状铁素体数量减小, 奥氏体体积分数增加, (Nb, V)C相尺寸及数量基本稳定, 沿晶(Fe, Cr, V) $_7C_3$ 碳化物的数量增加, 形貌由点状变为枝状。湿砂橡胶轮式磨损试验表明, Fe-Cr-C-Nb-V系堆焊合金耐磨性先升高后降低。提高主要与 γ -Fe基体的Cr固溶强化, 十字花状、条状、点状等形态的(Nb, V)C弥散并协同强化作用相关, 降低与沿晶(Fe, Cr, V) $_7C_3$ 碳化物析出相关。 γ -Fe体积分数、沿晶(Fe, Cr, V) $_7C_3$ 碳化物的数量及形态影响合金的冲击韧性。

关键词 复合粉粒; 实芯焊丝; 堆焊; 耐磨性; 组织

中图分类号 TG422.1

文献标志码 A

文章编号 1004-244X(2024)03-0042-07

DOI: 10.14024/j.cnki.1004-244x.20240509.002

Effect of Cr on microstructure and wear resistance of Fe-Cr-C-Nb-V system hardfacing alloys

AI Xiaowen^{1,2}, GONG Jianxun², LI Zaihua¹

(1. Hunan Xiangtan Electric Power Co. Ltd., Xiangtan 411101, China;

2. School of Mechanical Engineering and Mechanics, Xiangtan University, Xiangtan 411105, China)

Abstract Fe-Cr-C-Nb-V hardfacing alloy was prepared by submerged arc hardfacing with H08A solid core welding wire. The effects of Cr content on microstructure and wear resistance were studied by X-ray diffraction (XRD), scanning electron microscopy (SEM) and energy dispersive spectroscopy (EDS). The results show that the microstructure of Fe-Cr-C-Nb-V hardfacing alloy is composed of α -Fe and intercrystalline γ -Fe matrix and hard phases such as (Nb, V)C, M_7C_3 , M_3C (M is Fe, Cr, V and other elements). With the increase of Cr content, the number of acicular ferrite decreases, the volume fraction of austenite increases, the size and number of (Nb, V)C phase are basically stable, the number of intercrystalline (Fe, Cr, V) $_7C_3$ carbides increases, and the morphology changes from point to dendritic. Wet sand rubber wheel wear test shows that the wear resistance of Fe-Cr-C-Nb-V hardfacing alloy increases first and then decreases. The increase is mainly related to Cr solution strengthening of γ -Fe matrix, cross flower, strip, point and other forms of (Nb, V)C dispersion and synergistic strengthening, and the decrease is related to intergranular (Fe, Cr, V) $_7C_3$ carbide precipitation. The impact toughness of the alloy is influenced by the volume fraction of γ -Fe and the number and morphology of intercrystalline (Fe, Cr, V) $_7C_3$ carbides.

Keywords composite powder particles; solid welding wire; hardfacing; wear resistance; microstructure

堆焊技术作为一项表面工程技术, 通过焊接方式将特种合金材料熔敷于基体表面, 这不仅可恢复零件

原有尺寸, 而且可获得优异的使用性能。堆焊层与母材之间为冶金结合, 强度高, 适用于各种恶劣的磨损工

收稿日期: 2024-01-15; 修回日期: 2024-02-06

基金项目: 湖南省自然科学基金面上项目(2021JJ30669)

第一作者: 艾孝文, 男, 硕士。E-mail: 1013699976@qq.com。

通信作者: 龚建勋, 男, 博士, 副教授。E-mail: gong309@tom.com。

memory performance by Nb addition to Ni-Ti-Hf alloys [J]. Scripta Materialia, 2021, 191: 161-166.

[33] TAKEUCHI A, INOUE A. Classification of bulk metallic glasses by atomic size difference, heat of mixing and period of constituent elements and its application to characterization

of the main alloying element [J]. Materials Transactions, 2005, 46(12): 2817-2829.

[34] OTSUKA K, REN X. Physical metallurgy of Ti-Ni-based shape memory alloys [J]. Progress in Materials Science, 2005, 50: 511-678.

况,具有高可靠性。与铸造整体成型工艺相比,该技术灵活性好,效率高,便于针对不同的磨损工况,可开发出兼具耐磨性、冲击韧性和耐蚀性的耐磨合金^[1-3]。Fe-Cr-C系堆焊合金经济适用性好,具有较好的耐磨性、耐蚀性和抗冲击韧性^[4-5]。然而,该体系合金多专注于高碳高铬合金,即通常所说“高铬铸铁”,虽呈现较好的磨粒磨损性,但脆性很大,对冲击韧性高的服役零件,如石油钻杆,其套筒表面与钻杆四周与砂砾、泥浆等直接接触,转动钻杆时会产生较高的冲击作用,因此,通常在套筒表面用直径为1.6 mm的药芯焊丝堆焊一层耐磨合金,要求其耐磨性较高,且具有较高的冲击韧性,以免裂纹扩张而使钻杆断裂^[6-8]。高铬铸铁的碳含量高,莱氏体等脆性相多,冲击韧性低^[9]。为了提高Fe-Cr-C系堆焊合金的冲击韧性,并使之具有较好的耐磨性,一方面,可降低碳量改善合金组织及性能;另外一方面,加入强碳化物元素如Nb,析出NbC硬质相而细化(Fe, Cr)₇C₃碳化物^[10-11];加入V,可使之溶解于M₇C₃碳化物中,形成复合碳化物,均匀分布,也可提高合金的耐磨性和冲击韧性^[12-13]。考虑到 ϕ 1.6药芯焊丝的填充率多在25%,其药芯可添加的粉量有限,制备高铬合金较困难,鉴于此,本文作者用“复合粉粒”^[14-15]和H08A实心焊丝进行了埋弧堆焊,制备Fe-Cr-C系中铬合金,优化调控复合粉粒所含强碳化物形成元素Nb、V的含量,控制可扩散到晶界的碳量,制备沿晶相组织为奥氏体的Fe-Cr-C-Nb-V系中铬耐磨合金,通过调整铬含量,研究了该系列堆焊合金组织、耐磨性及冲击韧性的变化。

1 试验过程

1.1 复合粉粒制备

复合粉粒的粉末组分包括高碳铬铁(FeCr70C8-A)、金属铬(质量分数大于99%)、鳞片石墨(碳的质量分数大于98%)、硅铁(FeSi45-A)、中碳锰铁(FeMn80C1.5-A)、铌铁(FeNb60-A)、钒铁(FeV50-A)、铝粉(质量分数大于98%)和还原铁粉(Fe)等。

称取上述粉末干混、加水玻璃湿混、粘合成粒、低温烧结、过筛等步骤制取粒度为1 700~1 000 μ m的复合粉粒。具体制备过程:将粉末过粒度为180 μ m的目筛,按照配比称量,放入钢制容器均匀干混;每100 g粉末添加15 mL硅酸钠型水玻璃(波美度30,模数3),将水玻璃滴入混合粉末中,不断搅拌,使之均匀浸润;将湿粉体倒入密闭容器,以5 r/s的速度旋转,湿粉体形成近似球形的复合粉粒,室温静置约15 min;置于箱式电阻炉,300~400 $^{\circ}$ C低温烧结2~4 h,随炉冷却至室温;最后将烧结好的复合粉粒过筛,得到粒度为1 700~1 000

μ m的复合粉粒。

1.2 堆焊耐磨合金

将尺寸160 mm \times 75 mm \times 16 mm的Q235A钢板表面打磨干净,露出银白色基体,预置复合粉粒,与 ϕ 2.5 mm的H08A实心焊丝作为填充材料,焊丝干伸长调整为3 cm,覆盖SJ260焊剂,通过ZD5-1000E直流焊机采用直流反接的方式埋弧堆焊,焊机电流为420 A,电压为30 V,焊接速度为16 m/h,层温为100~150 $^{\circ}$ C。复合粉粒与实心焊丝熔化成为一体化熔池,空冷至室温,轻敲即可去除焊渣。同样方式焊第2层,得到厚度为10~15 mm的堆焊合金。该复合粉粒与H08A实芯焊丝堆焊合金的填粉率为30%。

改变复合粉粒的金属铬含量,余量以还原铁粉补充,制备6组不同铬含量(质量分数)试样的堆焊合金。测试得到该堆焊合金的化学成分(质量分数,下同):0.7% C、(3.2%~7.2%) Cr、4.3% Nb、0.8% Si、0.6% Mn、0.7% V、余量Fe;其中各个试样的Cr含量:1[#](3.2%)、2[#](4.0%)、3[#](4.8%)、4[#](5.6%)、5[#](6.4%)、6[#](7.2%)。

1.3 测试组织和性能

用DK7755线切割机在堆焊焊缝中部制取规格为10 mm \times 10 mm \times 5 mm的块状试样,抛光但不腐蚀,用D/MAX2550VB型X射线衍射仪检测试样相组成,检测条件:铜靶,电流为0.25 A,电压为40 kV,扫描角度为20 $^{\circ}$ ~90 $^{\circ}$,扫描速度为5 ($^{\circ}$)/min,角步长为0.02 $^{\circ}$ 。用质量分数为4%的硝酸酒精溶液腐蚀试样,LEICA DM2700M正置材料显微镜观察金相组织;在SM-6360LV扫描电镜上观察背散射条件下的组织形貌,配合附属能谱仪Oxford7854检测特定微区的元素含量。

在磨平的堆焊合金试样表面均匀选取10个测试点,用HR-150A洛氏硬度计测试硬度,载荷为1 470 N,时间为15 s,排除过大和过小数据后取平均值。

用DK7755线切割机在堆焊试样上制取规格为57 mm \times 25 mm \times 6 mm的磨损试样,MLS-225湿砂橡胶轮式磨损试验机进行耐磨性检测,检测条件:橡胶轮直径为356 mm,硬度为60HA,转速为4 r/s,加载质量为2.5 kg;磨损介质为1 000 mL纯净水混合3 kg石英砂。试样先磨损1 000转,乙醇清洗后烘干,称其原始质量 M_0 ,再按同样参数正式磨1 000转,洗净并吹干,第2次称其质量 M_1 ,计算试样的绝对质量损失 $\Delta M=M_0-M_1$,检测5个试样,排除最大、最小值后取平均值。用VHX-2000C超景深三维显微镜观测其表面磨损形态。

用DK7755线切割机制取尺寸为国标GB/T 229—2007的V型缺口夏比冲击试样(10 mm \times 10 mm \times 55 mm),冲击试样横截面厚度分别取堆焊层7 mm和母材3 mm,并在母材上开2 mm深的坡口;CBD-300电子式

摆锤冲击试验机检测常温冲击韧性,检测5个试样,排除最大、最小值后取平均值。

2 结果与分析

2.1 相组成分析

图1为1~6#试样的XRD图。由图1可知, α -Fe和 γ -Fe等组成该系堆焊合金的基体,包含(Nb,V)C、 M_7C_3 和 M_3C 等硬质相(M 为Fe,Cr,V等)。可以看出,随堆焊合金铬含量的增加, α -Fe基体(110)晶面($d=$

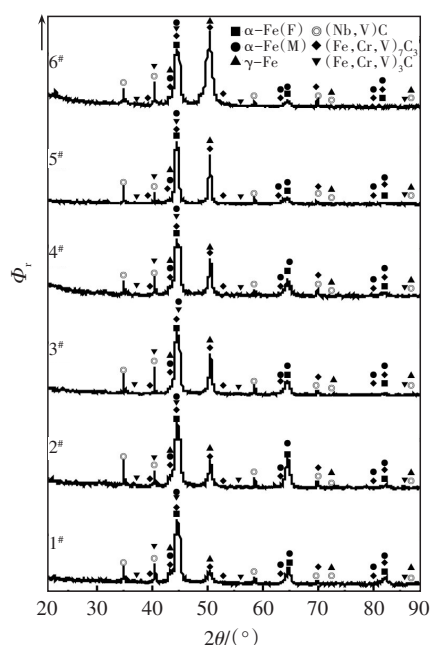


图1 1~6#试样的XRD图

Fig.1 XRD pattern of samples 1-6#

0.203 nm)的衍射峰强度不断下降,表明该相数量有所减少;马氏体(101)面($d=0.205$ nm)、(110)面($d=0.202$ nm)和(211)面($d=0.117$ nm)的衍射峰相对微弱,说明该合金含少量马氏体;奥氏体(111)晶面($d=0.208$ nm)、(200)面($d=0.181$ nm)和(220)面($d=0.128$ nm)的衍射峰明显上升,说明该合金奥氏体数量有所增多。作为一种韧性相,奥氏体相可改善堆焊合金的冲击韧性。 $(Fe,Cr,V)_7C_3$ 相的(402)晶面($d=0.18$ nm)处特征衍射峰强度明显增强,说明该相明显增多;(Nb,V)C相(200)晶面($d=0.223$ nm)和(111)晶面($d=0.257$ nm)的衍射峰强度均呈平稳态势,该相数量基本不变; $(Fe,Cr,V)_3C$ 相衍射峰相对较微弱,该相含量较低。

2.2 组织分析

图2为1~6#试样的金相照片。可知,随Cr含量在堆焊合金中的增加,灰黑色胞状团减小,颜色逐渐改变灰白色,这是因为该部分主要为针状 α -Fe(铁素体)团,随固溶的Cr含量增加,提高了其耐腐蚀性,但也使之数量减少。由图2a~d可知,该胞状被白色网状相隔开;结合图1可知,白色沿晶网状相为 γ -Fe。另外,白色沿晶相中间析出黑色点状相,数量不断增多,尺寸先增后减,由图2c、d可知,其中含灰色点状或条状相;图2e、f显示其数量减少,开始出现沿晶灰色断续相。结合图1可知,该黑色相主要为共晶(α -Fe+ $(Fe,Cr,V)_3C$ 相),其中灰色为 $(Fe,Cr,V)_3C$ 相;图2e、f出现的灰色沿晶相为 $(Fe,Cr,V)_7C_3$ 相。由于碳原子半径小,其扩散速度远大于Cr、V等原子,优先扩散到晶界等原子排列较为疏松的区域而停留下来,但由于Cr含量不足,

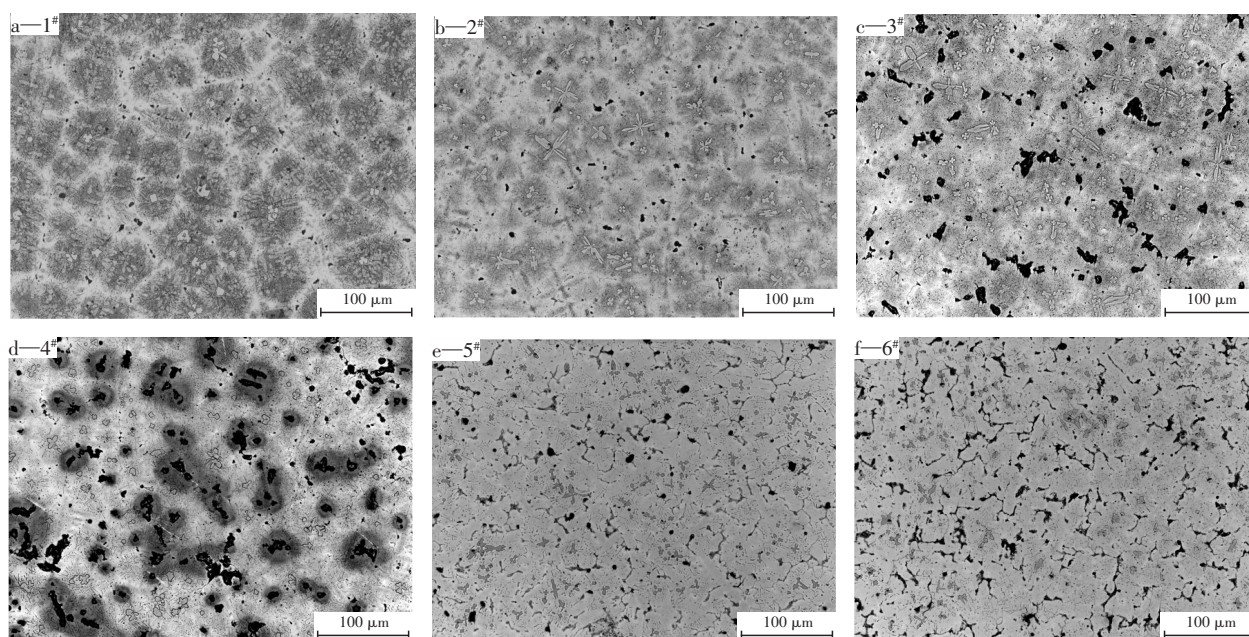


图2 1~6#试样的金相照片

Fig.2 Metallographic photographs of samples 1-6#

形成沿晶网状奥氏体。随Cr含量提高,晶界区域的Cr含量提高,先促使该区域的奥氏体稳定性提高,但当数量提高至一定程度时,与碳原子结合为 $(Fe, Cr, V)_7C_3$ 相并沿晶析出,即为图2e、f所示沿晶灰色相。同时,局部区域由于C含量过低,其奥氏体的稳定性降低而发生相变,即有 $\gamma-Fe \rightarrow \alpha-Fe$ (马氏体),如图2a~f中黑色点状或团状相;当 $\gamma-Fe$ 相C含量较高时,即有 $\gamma-Fe \rightarrow$

$\alpha-Fe + (Fe, Cr, V)_3C$, 蠕虫或条状黑色相,如图2c、d所示。此外,图2a~f显示试样有一定数量的灰白点状或块状相析出,该白色块状相为 $(Nb, V)C$ 。

图3为1~6#试样的硬质相形貌。表1为1~6#试样的能谱点成分。结合图1和表1可知,微区 $a_1 \sim f_1$ 含有高C、Cr含量和适量的钒,可以确定该白色块状相为 $(Nb, V)C$ 相。由图3a~f可知,随堆焊合金中Cr含量的增

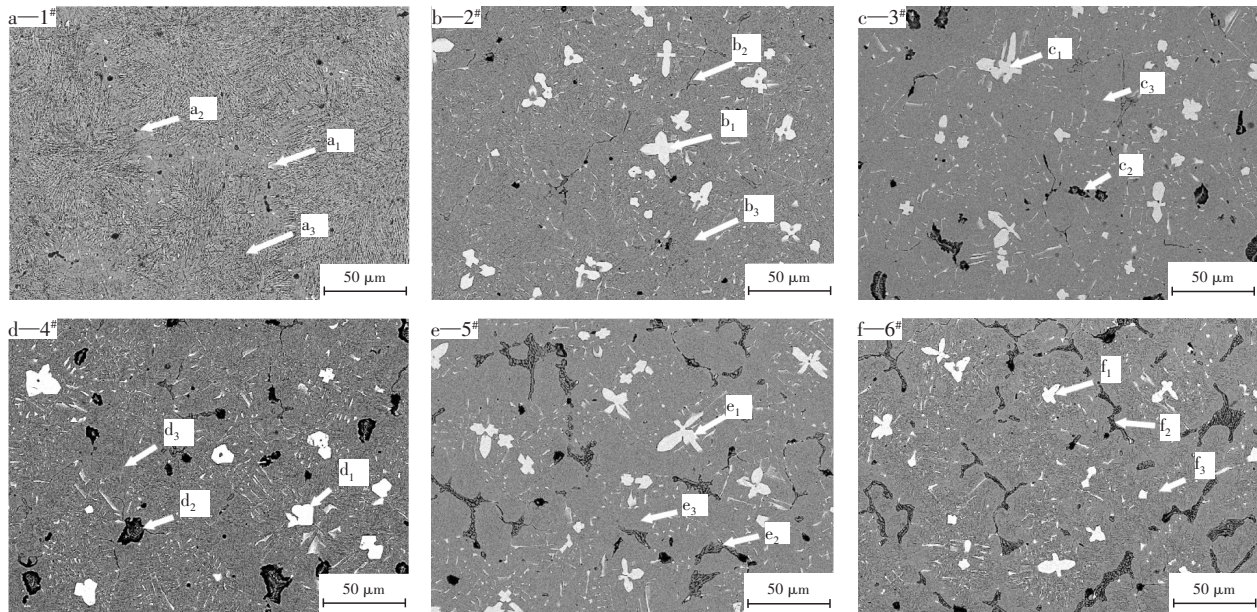


图3 1~6#试样的硬质相形貌

Fig.3 Hard phase morphology of samples 1-6#

表1 1~6#试样的能谱点成分(原子数分数/%)

Table 1 Energy spectrum component of samples 1-6# (atomic fraction/%)

能谱点	Cr	Nb	C	V	Si	Mn	Fe
a ₁	1.58	19.49	52.75	1.42	1.00	0.51	余量
a ₂	3.04	1.76	35.78	1.20	2.07	0.94	余量
a ₃	2.01	4.01	38.95	0.77	1.47	0.86	余量
b ₁	0.41	33.95	60.87	0.93	0.45	0.41	余量
b ₂	4.22	0.30	33.18	0.98	2.30	1.34	余量
b ₃	3.25	0.30	34.00	0.84	1.76	1.21	余量
c ₁	0.65	31.28	63.44	1.34	0.47	0.12	余量
c ₂	10.72	0.25	38.27	2.01	1.63	1.16	余量
c ₃	4.82	0.34	33.62	0.92	2.16	1.2	余量
d ₁	0.43	34.79	61.52	0.94	0.45	0.30	余量
d ₂	14.80	1.04	41.76	4.68	1.55	1.43	余量
d ₃	4.13	0.39	34.44	0.72	1.78	1.08	余量
e ₁	0.74	34.75	60.72	1.22	0.52	0.44	余量
e ₂	20.92	0.28	37.10	5.76	0.76	1.26	余量
e ₃	5.18	0.33	34.31	0.77	1.83	1.10	余量
f ₁	0.85	35.17	59.61	1.35	0.33	0.37	余量
f ₂	23.34	0.24	38.11	5.68	0.58	1.34	余量
f ₃	4.97	0.40	32.49	0.65	1.82	1.05	余量

加, $(Nb, V)C$ 相数量和尺寸较稳定,以十字花状、条状和点状等形态均匀分布于基体,这些各种尺度的 $(Nb, V)C$ 相相互配合,协同强化堆焊合金而使强度提高,其中条状 $(Nb, V)C$ 相分布逐渐均匀。

微区 $a_2 \sim f_2$ 为灰黑色沿晶碳化物区域,其金属与碳原子数比约为7:3,且由图1分析可确定为 $(Fe, Cr, V)_7C_3$ 碳化物。这些区域的C基本稳定,但Cr、V含量随堆焊合金Cr含量的提高不断增加,这说明Cr有一部分扩散到晶界,析出 $(Fe, Cr, V)_7C_3$ 碳化物。也说明,随堆焊合金的Cr含量提高,沿晶碳化物的数量提高。

微区 $a_3 \sim f_3$ 组织为胞状析出相,其Si含量相对较高,而Cr含量随堆焊合金Cr含量的提高而提高,但有波动,这是由于沿晶 $(Fe, Cr, V)_7C_3$ 碳化物的析出而导致基体所固溶的Cr含量产生波动。结合图1、2分析可知,该胞状基体主要为铁素体,随固溶的铬含量提高,奥氏体明显增加。

由图3可知,随堆焊合金中Cr含量的增加,不断析出更多沿晶碳化物 $(Fe, Cr, V)_7C_3$,导致 $\alpha-Fe$ 和 $\gamma-Fe$ 等基体固溶碳含量降低。

2.3 硬度及耐磨性分析

图4为1~6#试样的宏观硬度与磨损质量损失。可知,当Ce含量提高,宏观硬度先增大后减小,磨损质量损失明显减少后缓慢增加,即耐磨性先增加后减弱。1#试样的宏观硬度最小,其胞状基体基本由铬含量偏低的 α -Fe组成,固溶强化作用不高;同时,胞状晶内原位析出(Nb,V)C硬质相尺寸较小,沿晶相主要为偏软的奥氏体,因而硬度不高,虽具有较好的韧性,但抵抗磨粒切削作用偏弱,因而磨损失质量偏大。随Cr含量的增加,虽然2#试样奥氏体的数量明显提高,但其硬度值为58.25HRC,显然,这主要是Cr的固溶强化作用所致。堆焊合金宏观硬度的明显提高,即合金强度提高,对磨粒侵入合金表面及其显微切削运动呈强阻碍作用,从而使磨损质量损失明显降低。随Cr含量的不断增加,3、4#试样的宏观硬度持续提高,至4#试样,达到最高值61.55HRC。这主要是由于基体的铬固溶强化

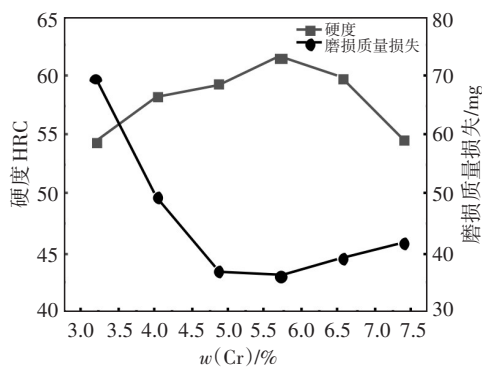


图4 1~6#试样的宏观硬度与磨损质量损失

Fig.4 Macroscopic hardness and wear loss of samples 1-6#

作用,同时,十字花状、条状和点状等形态的(Nb,V)C弥散并协同强化基体,以及沿晶 $(Fe,Cr,V)_7C_3$ 碳化物数量提高,获得了最高宏观硬度,因而磨损量不断减小。然而,当Cr的质量分数继续增至6.4%和7.2%时,尽管沿晶 $(Fe,Cr,V)_7C_3$ 碳化物数量继续增加,但5、6#试样的宏观硬度持续下降,至54.55HRC,磨损质量损失也明显增加。图2、3均表明,5、6#的胞状晶界处的 $(Fe,Cr,V)_7C_3$ 碳化物呈枝状分布,数量提高,将原来可协同作用的相邻胞状基体割裂开来,基体间协同作用减弱,堆焊合金脆性提高使磨损量增加。

图5为1~6#试样的磨损形貌。可以看出,堆焊合金的磨损表面残留有划痕或同方向的切槽,以及点状剥落坑和大量剥落现象。划痕和切槽是磨粒微观切削运动的残留痕迹,部分划痕遇到阻碍而终止,这应该是析出的(Nb,V)C相;剥落坑增加的数量与图3沿晶枝状 $(Fe,Cr,V)_7C_3$ 碳化物的数量增加基本对应,图5c~e剥落坑呈环形分布,尺度基本与图3c~5e沿晶 $(Fe,Cr,V)_7C_3$ 碳化物的胞状晶粒尺寸相对应,由此可知,这些剥落坑主要是沿晶 $(Fe,Cr,V)_7C_3$ 碳化物脱落所致。随Cr的不断加入,一方面,由表1可以看出,基体中Cr含量有所波动,晶内原位析出的(Nb,V)C相碳含量不断降低,同时沿晶 $(Fe,Cr,V)_7C_3$ 碳化物Cr含量大量增加,而Cr的扩散速度远比碳原子低,原子半径也较碳原子大,这表明沿晶 $(Fe,Cr,V)_7C_3$ 碳化物的析出消耗了过高的Cr,同时引起了基体内碳原子的扩散反应和Cr的不均匀分布;另一方面,由图2、3可以看出,沿晶 $(Fe,Cr,V)_7C_3$ 碳化物从点状逐渐转变为断续

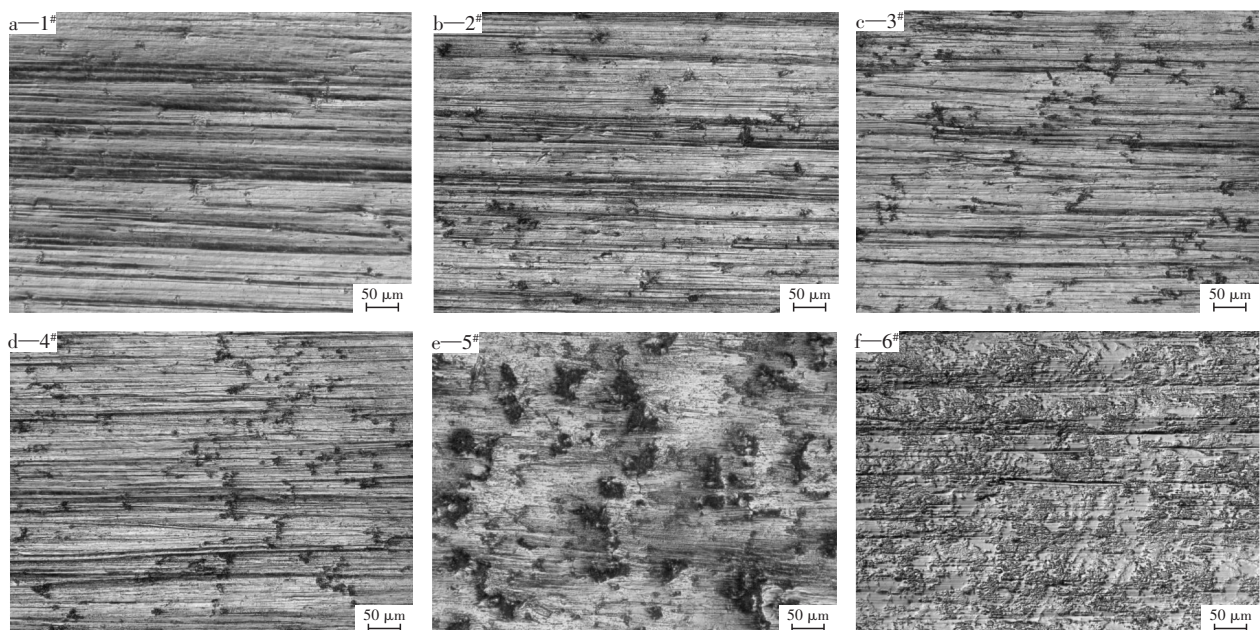


图5 1~6#试样的磨损形貌

Fig.5 Wear morphology of samples 1-6#

树枝状,给相邻晶粒间原子的扩散造成一定阻碍,导致 $(\text{Fe}, \text{Cr}, \text{V})_7\text{C}_3$ 碳化物和 γ -Fe基体的界面处贫铬。于是在湿砂磨损工况下,沿晶碳化物与基体界面易发生选择性优先腐蚀,使界面结合强度偏低,在磨粒的切削作用下沿晶界脱落。

与1#试样(图5a)相比,2~4#试样(图5b~d)的切槽深度明显降低,尽管剥落坑数量有所增加,但深度偏浅,最主要是大的切槽明显减少,图4显示其宏观硬度提高,磨损质量损失持续降低,即强度提高且耐磨性明显改善。对比图3b~5d且结合图1的相组成结果可知,随堆焊合金的Cr含量提高,堆焊合金的针状铁素体数量明显减少,而奥氏体数量明显增多,十字花状、条状和点状等 $(\text{Nb}, \text{V})\text{C}$ 相均匀分布于基体,产生第二相弥散强化,加上基体因铬的固溶强化作用,这使得合金宏观硬度明显提高。此外,图3b~5d显示基体与基体之间无明显的分界线,这使受到外载荷,作用力可有效分散到邻近的晶粒群而减小对单个晶粒群的作用力度,从而磨粒显微切削所残留的切槽明显减小,因而耐磨性改善。

然而,5#试样(图5e)出现尺度较大的剥落坑,可见其中点状或条状相,对应图3e这些点状和条状物应该是沿晶 $(\text{Fe}, \text{Cr}, \text{V})_7\text{C}_3$ 相,黑色的深坑表明其耐腐蚀性较差,说明其与基体界面结合强度不高,Cr含量明显偏低而被优先腐蚀,导致沿晶 $(\text{Fe}, \text{Cr}, \text{V})_7\text{C}_3$ 相失去了有效支撑而脱落,这说明贫铬引起的选择性腐蚀是引起磨粒磨损过程中沿晶 $(\text{Fe}, \text{Cr}, \text{V})_7\text{C}_3$ 碳化物脱落的主要原因。随Cr含量提高,图5f中6#试样的堆焊合金未出现5#试样的大且深的剥落坑,划痕也浅,但出现了大面积的微观剥落现象,这说明Cr含量提高,减小了沿晶 $(\text{Fe}, \text{Cr}, \text{V})_7\text{C}_3$ 相和 γ -Fe基体界面的贫铬程度,同时也表明合金较脆。图2f、3f显示其胞状晶粒之间基本被枝状 $(\text{Fe}, \text{Cr}, \text{V})_7\text{C}_3$ 相分割,直接接触晶粒群受到外载荷作用不能与邻近的晶粒群协同作用,作用强度明显而剥落。图5显示该堆焊合金的磨损机理主要是磨粒的显微切削和显微剥落,由显微切削为主转变为显微剥落为主。

2.4 冲击韧性分析

图6为1~6#试样的冲击韧性。可知,随堆焊合金中Cr含量的增加,冲击韧性 a_{KV} 值先不断增加,从1#试样的 9.5 J/cm^2 增至4#试样的 14.8 J/cm^2 ,这是由于Cr含量的增加,导致针状铁素体数量减少, γ -Fe数量明显增加的直接结果。之后,合金韧性急剧下降,这主要是因为 $(\text{Fe}, \text{Cr}, \text{V})_7\text{C}_3$ 碳化物沿晶析出而导致合金变脆。其割裂了韧性胞状 γ -Fe基体,使相邻晶粒无法在受到外力冲击时相互配合,从而降低冲击韧性。以上分析

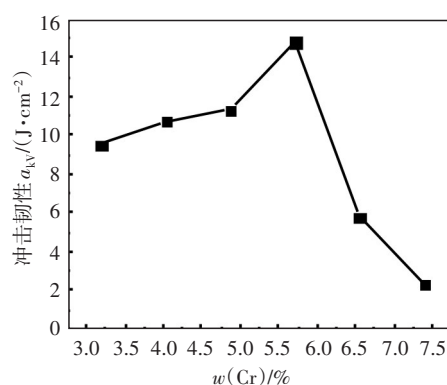


图6 1~6#试样的冲击韧性

Fig.6 Impact toughness of samples 1-6#

说明,韧性基体的分布,以及沿晶碳化物的形貌和数量均对堆焊合金的冲击韧性有较大影响。

3 结论

1) Fe-Cr-C-Nb-V系堆焊合金的组织由 α -Fe和 γ -Fe基体,少量马氏体,包含 $(\text{Nb}, \text{V})\text{C}$ 、 $M_7\text{C}_3$ 和 $M_3\text{C}$ 等硬质相(M 为Fe, Cr, V等)等组成。随堆焊合金中Cr含量的增加,针状铁素体数量减小,奥氏体体积分数明显增加, $(\text{Nb}, \text{V})\text{C}$ 相尺寸及数量基本稳定;沿晶 $(\text{Fe}, \text{Cr}, \text{V})_7\text{C}_3$ 碳化物的数量不断增加,形貌由点状变为枝状。

2) Fe-Cr-C-Nb-V系堆焊合金,随堆焊合金中Cr含量的增加,其宏观硬度先增后减,耐磨性先明显提高后减弱。这主要与 γ -Fe基体的Cr固溶强化作用有关,十字花状、条状和点状等形态的 $(\text{Nb}, \text{V})\text{C}$ 弥散并协同强化作用相关。沿晶 $(\text{Fe}, \text{Cr}, \text{V})_7\text{C}_3$ 碳化物不断析出,使晶粒间协同作用减弱,减小合金耐磨性。

3) Fe-Cr-C-Nb-V系堆焊合金的冲击韧性不但与 γ -Fe体积分数有关,还受到沿晶 $(\text{Fe}, \text{Cr}, \text{V})_7\text{C}_3$ 碳化物的数量及形态影响。

4 参考文献

- [1] TANDON D, LI H, PAN Z, et al. A review on hardfacing, process variables, challenges, and future works[J]. Metals, 2023, 13(9):1512.
- [2] 黄海堂,陈登华,何曲波,等. 铁基堆焊合金表面涂层耐磨性的研究进展[J]. 功能材料, 2023, 54(11):11106-11117. HUANG Haitang, CHENG Denghua, HE Qubo, et al. Research progress on wear resistance of surface coating on iron-based surfacing alloy[J]. Journal of Functional Materials, 2023, 54(11):11106-11117. (in Chinese)
- [3] 于吉鲲,孟政,贾华. 硼对含钨铁基耐磨堆焊合金组织性能的影响[J]. 兵器材料科学与工程, 2022, 45(2):82-85. YU Jikun, MENG Zheng, JIA Hua. Effect of boron on microstructure and properties of tungsten containing iron base hard-

- facing alloy[J]. Ordnance Material Science and Engineering, 2022, 45(2): 82-85. (in Chinese)
- [4] DE SOUSA J M S, LOBATO M Q, GARCIA D N, et al. Abrasion resistance of Fe-Cr-C coating deposited by FCAW welding process[J]. Wear, 2021, 476: 203688.
- [5] KAUSHIK N C, MAITRA A, AJAY V J, et al. Understanding elastic/plastic nature of phases in Fe-13Cr-1C hardfacing coating through accelerated property mapping technique[J]. Materials Letters, 2022, 320: 132335.
- [6] FEDOROVA L, FEDOROV S, IVANOVA Y, et al. Improving drill pipe durability by wear-resistant surfacing[J]. Materials Today: Proceedings, 2020, 30(3): 398-403.
- [7] CALTARU M M, RIPEANU R G, BADICIOIU M, et al. Experimental researches to establish the optimum hardbanding technology and materials of the heavy weight drill pipe[J]. MATEC Web of Conferences, 2020, 318: 01017.
- [8] 谢卫平. 钻杆用药芯焊丝堆焊合金耐磨性及机理研究[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2021.
XIE Weiping. Study on wear resistance and mechanism of flux-cored wire hardfacing alloy for drill pipe[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2021. (in Chinese)
- [9] 王皓, 胡会娥, 迟钧瀚, 等. 电渣堆焊高铬铸铁界面温度场及组织性能[J]. 焊接学报, 2023, 44(3): 98-105.
WANG Hao, HU Huie, CHI Junhan, et al. Study on temperature field, microstructure and properties of electroslag surfacing high chromium cast iron[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2023, 44(3): 98-105. (in Chinese)
- [10] LIU S, SHI Z Z, XING X L, et al. Effect of Nb additive on wear resistance and tensile properties of the hypereutectic Fe-Cr-C hardfacing alloy[J]. Materials Today Communications, 2020, 24: 101232.
- [11] 贾华, 高明, 刘政军. Ti和Nb对铁基堆焊合金组织性能的影响[J]. 焊接学报, 2023, 44(3): 87-91.
JIA Hua, GAO Ming, LIU Zhengjun. Effect of Ti and Nb on microstructure and properties of Fe based surfacing alloy[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2023, 44(3): 87-91. (in Chinese)
- [12] 张伟. 激光熔覆Fe45与超细VC复合涂层的组织和性能[J]. 材料热处理学报, 2016, 37(2): 212-215.
ZHANG Wei. Microstructure and properties of VC-Fe composite coating prepared by laser cladding technology[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2016, 37(2): 212-215. (in Chinese)
- [13] ZHAO C C, XING X L, GUO J, et al. Micro-properties of (Nb, M)C carbide (M1/4 V, Mo, W and Cr) and precipitation behavior of (Nb, V)C in carbide reinforced coating[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 788: 852-860.
- [14] 龚建勋, 刘超, 黄洪江, 等. CaCO₃对复合粉粒和实心焊丝明弧堆焊高铬合金组织及耐磨性的影响[J]. 表面技术, 2023, 52(2): 215-224.
GONG Jianxun, LIU Chao, HUANG Hongjiang, et al. The effects of CaCO₃ on the microstructure and abrasion resistance of high chromium alloys deposited by open arc welding with composite powder particles and solid wire[J]. Surface Technology, 2023, 52(2): 215-224. (in Chinese)
- [15] 艾孝文, 龚建勋, 刘书同, 等. Cr8Nb3CSiMnTi系堆焊合金的组织及耐磨性研究[J]. 材料保护, 2023, 56(3): 6-12.
AI Xiaowen, GONG Jianxun, LIU Shutong, et al. Research on the microstructure and abrasion resistance of hardfacing alloys of Cr8Nb3CSiMnTi system[J]. Materials Protection, 2023, 56(3): 6-12. (in Chinese)