

doi: 10.11933/j.issn.1007-9289.2016.03.009

高频感应重熔处理火焰喷涂NiCrBSi涂层的 显微组织与力学性能*

赵锐^{1,2}, 杨红军³, 于鹤龙¹, 张梦清¹, 周克兵¹, 张伟¹

(1. 装甲兵工程学院再制造技术重点实验室, 北京 100072; 2. 中国人民解放军66222部队, 北京 102202; 3. 中国人民解放军76327部队, 湖南郴州 423026)

摘要: 采用高频感应加热技术对普通火焰喷涂NiCrBSi涂层进行了重熔处理, 分析了重熔后涂层的显微组织与力学性能, 探讨了涂层显微组织、单一析出相微/纳力学性能之间的对应关系。结果表明, 重熔后NiCrBSi涂层的层状结构与孔隙消失, 涂层/基体界面形成了代表涂层冶金结合特征、厚度约为10 μm的“白区”显微组织, 涂层成分在原有γ-Ni、Ni₃Fe和M₂₃C₆型碳化物基础上, 出现了Fe₃C、Ni₃B、以及Cr₇C₃和CrB析出相; 重熔后涂层显微硬度沿表面至基体方向呈近似线性逐渐降低, 表层显微硬度约为675 HV_{0.2}, 接近界面区域硬度降至440 HV_{0.2}, 涂层内部Cr₇C₃、CrB、γ-Ni和“白区”纳米压痕硬度分别为19.2、7.0、5.0和4.2 GPa; 涂层硬度变化符合“复合材料混合定律”, 由各物相分布及其硬度共同决定。

关键词: 感应加热; 重熔处理; NiCrBSi涂层; 显微组织; 纳米压痕

中图分类号: TG174.44

文献标识码: A

文章编号: 1007-9289(2016)03-0065-09

Microstructure and Mechanical Properties of Flame Spray NiCrBSi Coating Remelted by High Frequency Induction Heating

ZHAO Rui^{1,2}, YANG Hong-jun³, YU He-long¹, ZHANG Meng-qing¹, ZHOU Ke-bing¹, ZHANG Wei¹

(1. Science and Technology on Remanufacturing Laboratory, Academy of Armored Forces Engineering, Beijing 100072; 2. Troop at No. 66222 of PLA, Beijing 102202; 3. Troop at No. 76327 of PLA, Chenzhou 423026, Hunan)

Abstract: Remelting treatment of flame-sprayed NiCrBSi coating was conducted by high frequency induction heating technique to improve the quality of the coating. The correlation between the remelted coating microstructure and micro/nano scale mechanical properties was discussed based on the microstructure observation, nanoindentation and microhardness measurement. Results show that the induction remelted NiCrBSi coating exhibits a pore-free microstructure. A white zone, with a thickness of 10 μm, is observed on the interface, which is the characteristic of a good metallurgical bond between the coating and the substrate. Besides, the original phases of γ-Ni, Ni₃Fe and M₂₃C₆ in the as sprayed coating, Fe₃C, Ni₃B and precipitated phases of M₇C₃ and CrB appear in the remelted coating. The microhardness of the remelted coating is reduced from 675 HV_{0.2} at the position near surface to about 440 HV_{0.2} at the position near interface. The nanoindentation hardness of the phase of Cr₇C₃, CrB and γ-Ni, and the white zone are 19.2, 7.0, 5.0 and 4.2 GPa, respectively. The hardness evolution obeys the Rule of Mixtures: determined by the fraction and the hardness of the phases in the remelted coating.

Keywords: induction heating; remelting treatment; NiCrBSi coating; microstructure; nanoindentation

收稿日期: 2016-01-21; 修回日期: 2016-05-03; 基金项目: *北京市自然科学基金(3132024)

通讯作者: 于鹤龙(1979—), 男(满), 助理研究员, 博士; 研究方向: 金属材料表面改性; Tel: (010) 6671 8580; E-mail: helong.yu@163.com

网络出版日期: 2016-06-20 09:33; 网络出版地址: <http://www.cnki.net/kcms/detail/11.3905.TG.20160620.0933.024.html>

引文格式: 赵锐, 杨红军, 于鹤龙, 等. 高频感应重熔处理火焰喷涂NiCrBSi涂层的显微组织与力学性能[J]. 中国表面工程, 2016, 29(3): 65-73.
ZHAO R, YANG H J, YU H L, et al. Microstructure and mechanical properties of flame spray NiCrBSi coating remelted by high frequency induction heating[J]. China Surface Engineering, 2016, 29(3): 65-73.

0 引言

热喷涂Ni基合金涂层在改善机械产品零部件的耐磨和防腐性能,尤其是在恢复表面失效零件的尺寸和性能方面应用广泛^[1]。其中, NiCrBSi合金是在传统Ni基合金中加入B、Si等合金元素,使其具有良好耐磨、抗氧化和耐蚀性能,广泛应用于钢铁、冶金、化工、矿山等机械零件的表面防护与再制造修复^[2]。然而,涂层沉积原理决定了喷涂层具有高孔隙和低结合的突出缺点,限制了其在苛刻工况下的使用。通常采用重熔处理改善涂层性能,即利用激光、高频感应、氧-乙炔火焰等在喷涂过程中或喷涂后加热熔化涂层,从而降低涂层孔隙,并使涂层/基体实现冶金结合^[3-5]。

激光由于能量密度高,适用于各类金属、合金以及陶瓷涂层的重熔处理,并获得较好的涂层质量^[3, 6-8];氧-乙炔火焰由于喷枪结构和操作工艺简单,且经济性好,工程应用最广^[4];而高频感应加热技术由于热响应快、加热效率高、易于实现自动化,同时具有低于激光的成本和高于普通火焰重熔的涂层质量,同样应用广泛^[9-10]。此外,同激光等点状热源相比,高频感应加热线圈的加热面积大,可以实现轴类工件的连续大面积重熔处理,因而具有重熔效率高,以及涂层后续加工余量小等突出优点。尽管关于喷涂层感应重熔处理的试验研究已有较长时间^[11],但目前主要集中在感应重熔工艺优化与涂层摩擦学性能表征等方面,关于感应重熔涂层微观组织、显微硬度与纳米力学性能之间的对应关系,特别是重熔后涂层内部各单一析出相力学性能的相关信息研究报道较少,而了解材料内部不同结构单元的力学性能,进而结合涂层微观组织特征和变化规律预测整体性能,是后续通过优化涂层材料和工艺,进而实现涂层性能改善的前提和基础。基于此,文中在对感应重熔处理普通火焰喷涂NiCrBSi涂层进行微观组织观察、成分分析、显微硬度和纳米压痕测试的基础上,探讨了涂层结构、单一相微/纳米力学特征以及显微硬度之间的关系。

1 试验

喷涂粉末为NiCrBSi合金粉末(牌号Ni60,北京福锐克森热喷涂科技有限公司),粉末均呈球形,平均粒度为55~100 μm,熔点范围1 040~1 080 ℃,化学成分见表1。基体材料为调制处理

的45钢,尺寸为50 mm × 25 mm × 10 mm,喷涂前用石英砂颗粒对基体进行喷砂处理,采用PB7-G METCO火焰喷涂枪进行涂层沉积,氧气和乙炔气体压力分别为0.17 MPa和0.1 MPa,喷涂距离为150 mm,送粉速率为9 kg/h,通过调整和控制喷涂参数获得最终厚度750~800 μm的NiCrBSi涂层。采用CP40型高频感应加热设备对NiCrBSi涂层进行重熔处理,设备主要参数为:振荡频率30~80 kHz,振荡功率40 kW。涂层重熔过程中使用平面感应线圈,线圈尺寸为30 mm × 50 mm × 8 mm,使用方形铜管的截面外形尺寸为8.0 mm × 8.0 mm,壁厚为0.5 mm。主要工艺参数为:线圈与工件距离4.5 mm,线圈扫描速度1.2 mm/s,平均输出功率10 kW,平均输出频率50 kHz。

表1 NiCrBSi粉末化学成分

Table 1 Chemical compositions of NiCrBSi powders (w/%)

Element	C	Si	Cr	B	Fe	Ni
Content	0.9	4.71	16.02	3.5	4.52	Bal.

重熔处理前后涂层试样经切割、镶样和磨抛后,获得截面分析样品。采用摩尔比为1:3的硝酸和盐酸混合液对抛光后重熔涂层试样进行金相腐蚀处理,利用FEI Nova NanoSEM 450型场发射扫描电镜(FESEM)对重熔前后涂层进行形貌观察,采用图像灰度处理法结合图像处理软件计算涂层截面孔隙的面积分数作为涂层孔隙率,同时计算重熔后涂层截面析出相面积分数。用X射线能谱色散仪(EDS)和X射线光电子能谱仪(XPS)分析重熔后涂层成分与物相。采用Buehler micromet 6030型显微硬度计测量涂层截面显微硬度,施加载荷与保压时间分别为200 g和10 s。采用Agilent Nano Indenter G200型纳米压痕仪测试重熔后涂层的纳米力学性能,测试过程中使用标准三棱锥型金刚石压头,采用连续刚度测试(CSM)模式测试涂层表/截面纳米硬度和弹性模量随压痕深度的连续变化,CSM测试设定最大压痕深度为2 000 nm。

2 结果与分析

2.1 涂层微观结构与成分

图1和图2分别为火焰喷涂NiCrBSi涂层经高频感应重熔处理前后截面微观形貌和XRD图谱。由图1(a)可见,火焰喷涂Ni基合金涂层由熔化颗粒冲

击而成的长薄层、熔化不良的扁平形颗粒和未熔的圆形颗粒等不同涂层结构单元构成, 不同结构单元相互叠加、交错造成了涂层内部存在大量孔隙和少量微裂纹, 涂层表面粗糙同时伴有裂纹, 涂层孔隙率约为9.6%。由于喷涂前对基体表面进行了喷砂处理, 因此造成界面处涂层与基体间相互交错。同时, 由于融化不良等原因也造成了界面处存在大量的局部剥落与微裂纹, 使涂层界面

呈现典型的机械结合特征。而经感应重熔处理后, 涂层内部组织更加致密, 孔隙与裂纹基本消失, 孔隙率小于0.2%, 涂层内部出现大量析出相和树枝晶(见图1(b))。同时, 涂层与基体结合的界面处出现了宽度约8~10 μm的平直“白区”组织, 属于典型的涂层冶金结合特征^[12]。

由图2所示, 火焰喷涂NiCrBSi涂层主要组成相为γ-Ni奥氏体相、Ni₃Fe相和M₂₃C₆型碳化物相;

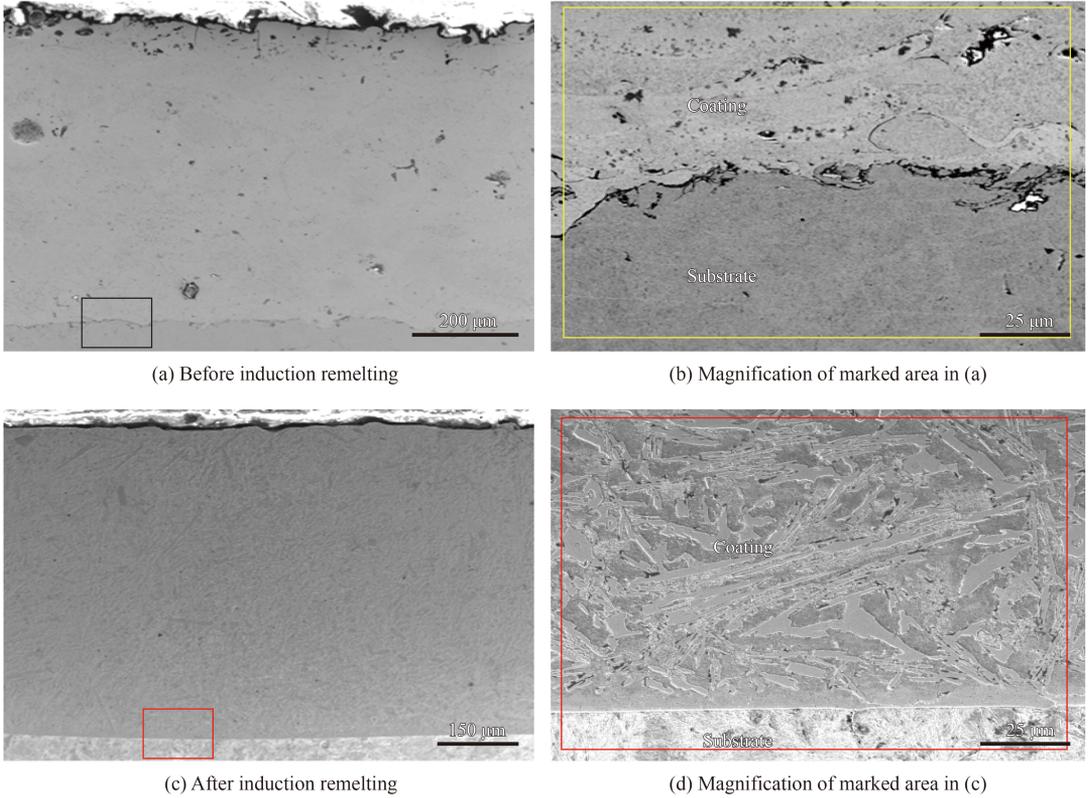


图1 感应重熔处理前后NiCrBSi涂层的截面形貌

Fig. 1 Cross section morphologies of flame-sprayed NiCrBSi coating before and after induction remelting

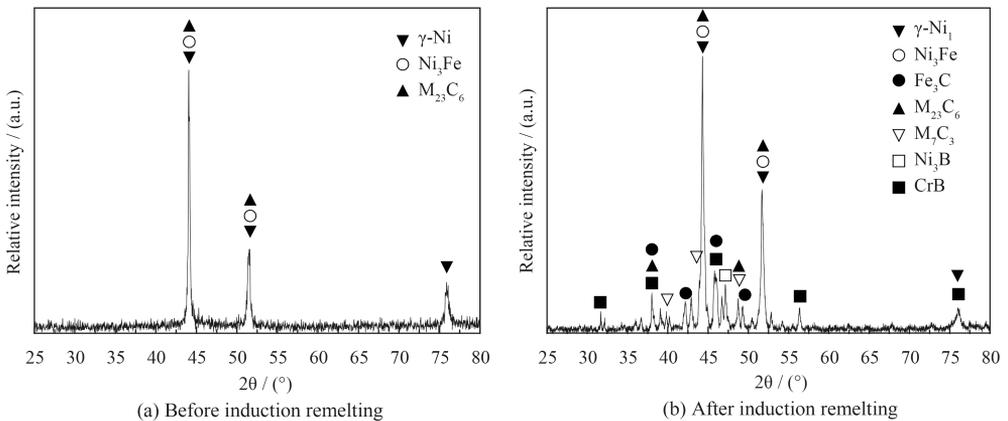


图2 感应重熔处理前后NiCrBSi涂层的XRD图谱

Fig. 2 XRD patterns of flame-sprayed NiCrBSi coating before and after induction remelting

经高频感应重熔处理后,涂层物相变化明显,增加了 Fe_3C 相和 Ni_3B 相,碳化物类型由单一的 M_{23}C_6 型碳化物转化为 M_7C_3 和 M_{23}C_6 型碳化物,且出现了 CrB 相。

图3所示为火焰喷涂 NiCrBSi 涂层截面形貌及对应元素面分布照片。可见,涂层中元素分布与XRD分析结果相对应,主要由 Ni 、 Fe 、 C 、 Cr 、 Si 等元素构成,其中 Si 、 C 、 Cr 元素分布均匀,表

明涂层内部无明显大尺寸析出相。

图4所示为重熔后涂层截面形貌和对应元素面分布照片。可见,重熔后涂层主要由多边形和长条状的深灰色相(见3)、针状的亮灰色相(部分呈如图4(a)所示的“骨架状”的亮灰色相(见2)),以及灰色的连续相(见1)及其包含的不连续相(见4)等构成。 Cr 主要分布在深灰色相以及针状亮灰色相, Ni 、 Si 元素分布情况相似。表2给出了重熔后涂层内部不同特

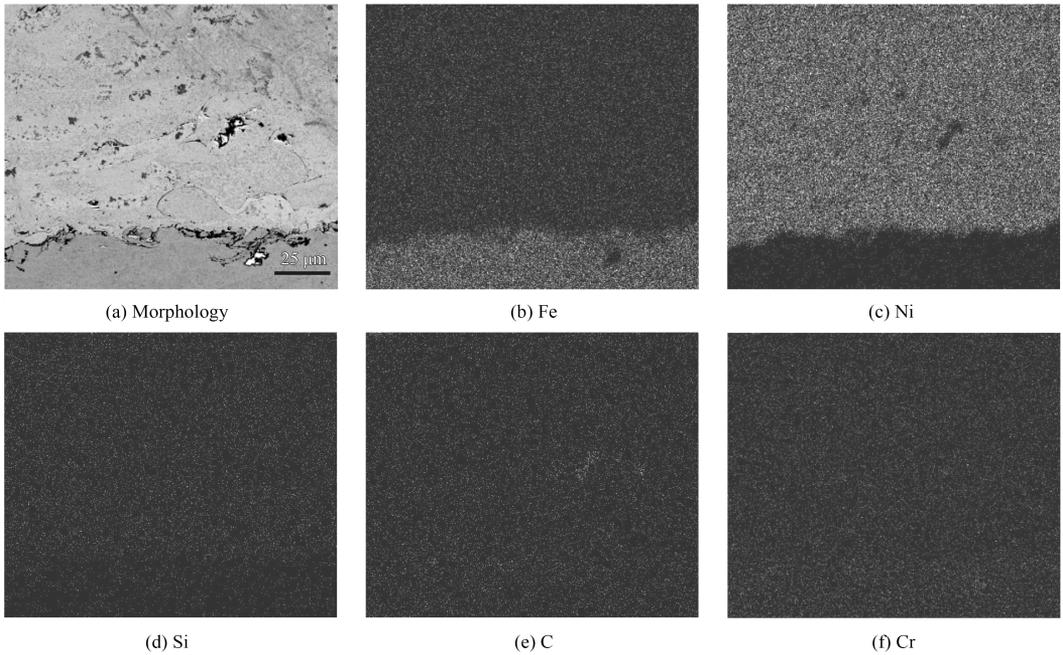


图3 火焰喷涂 NiCrBSi 涂层截面元素面分布

Fig. 3 Element distribution maps of flame-sprayed NiCrBSi coating (cross section)

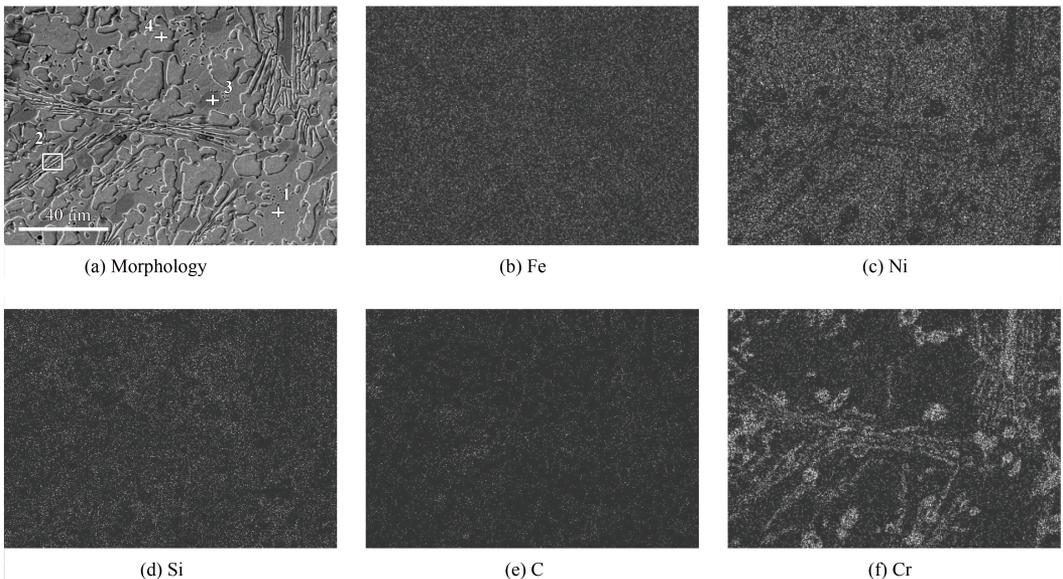


图4 感应重熔处理后 NiCrBSi 涂层截面元素面分布

Fig. 4 Element distribution maps of induction remelted NiCrBSi coating (cross section)

表2 感应重熔处理后NiCrBSi涂层EDS分析结果

Spectrum	Element						Primary phases
	B	C	Si	Cr	Fe	Ni	
1	0.54	8.73	13.41	1.94	12.82	62.56	γ -Ni
2	50.09	3.24	1.38	38.97	2.56	3.76	CrB
3	3.28	44.39	0.18	48.02	2.42	1.71	Cr_7Cr_3
4	0.76	11.60	8.74	6.55	12.16	60.19	γ -Ni
5	0.22	0.82	4.74	3.94	31.86	58.42	γ -Ni+Ni ₃ Fe

征相元素组成的原子数分数($a/\%$)。对照图4可知,深灰色主要包含大量的C、Cr,少量B、Fe、Ni,以及微量的Si元素,结合XRD分析结果和已有文献初步推断其为 Cr_7C_3 析出相^[12];针状亮灰色相主要包含大量的Cr、B元素,少量的C、Fe、Ni、Si,推断其为CrB析出相;而占据涂层大部分的灰色连续相及不连续相的成分相似,主要包含大量的Ni元素,少量的Fe、Si、C、Cr,以及微量B元素,而这差别在于经腐蚀处理后凹陷的灰色不连续相其化学组成中C、Cr元素较灰色连续相含量稍高,而Si元素含量略低。结合文献[12]可知二者物相构成主要为 γ -Ni固溶体,以及溶解了少量其余元素构成的Ni₃Si、Ni₃B、Ni₃Fe及硬质析出相。

根据热喷涂理论,喷涂层与基体之间主要以

机械结合为主,涂层与基体之间不发生元素的相互扩散,导致涂层结合强度低,限制了其在苛刻工况下的广泛应用,这也是对热喷涂涂层进行重熔处理以改善其结合强度的主要原因。图5为重熔处理后NiCrBSi涂层界面区域形貌及元素线扫描结果。表2同时给出了图5所示涂层界面处“白区”内某点的元素组成(见5),可见其主要由Ni、Fe、Si、Cr构成。根据元素线扫描结果可知,“白区”为Fe、Ni之间相互扩散引起的镍基合金涂层/45钢基体界面移动而形成的扩散层,其宽度约为10 μm ,其成分与涂层基质相相比,Ni₃Fe含量较高^[12]。此外,元素面扫描结果显示, Si、Cr、Ni元素由合金涂层向45钢基体扩散,而Fe、C元素由碳钢向镍基涂层扩散。扩散层的形成进一步表明涂层与基体之间形成了良好的冶金结合,确保了涂层具有足够的结合强度。关于热喷涂和感应加热处理Ni基合金涂层界面区域的分析已有大量深入研究,喷涂层经重熔处理后与基体由机械结合转变为冶金结合,且界面处形成由元素相互扩散导致的过渡区(白区)是目前普遍接受的研究结论,本文获得的相关结果与文献研究结论相一致^[12]。同时,元素分析结果还表明,图4(a)中所显示的“骨架相”主要构成同样为CrB。

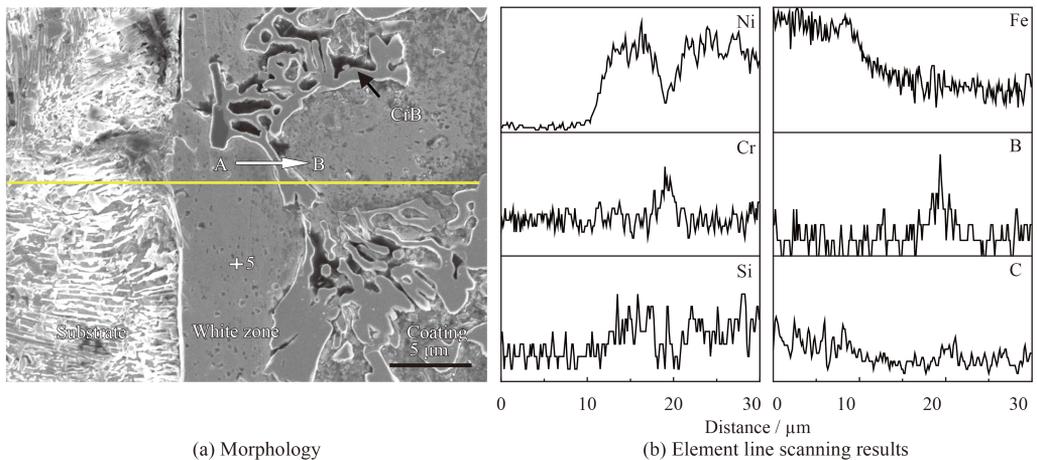


图5 感应重熔处理后NiCrBSi涂层界面形貌及元素线扫描

Fig. 5 Morphology and element line scanning results of induction remelted NiCrBSi coating/substrate interface

2.2 涂层显微硬度

图6所示为火焰喷涂NiCrBSi涂层经重熔处理前后显微硬度随涂层深度变化的曲线。火焰喷涂层硬度平均值约650 $\text{HV}_{0.2}$,45钢基体的显微硬度约220 $\text{HV}_{0.2}$,由基体向涂层方向显微硬度迅速升

高至涂层平均硬度值,并在600~750 $\text{HV}_{0.2}$ 波动。同时,在同一涂层深度的不同测试点,涂层显微硬度值差别较大,这种硬度分布的不均匀与涂层具有非均质结构并分布硬质点及微小孔隙和裂纹等缺陷有关。涂层硬度值在基体/涂层界面处发生

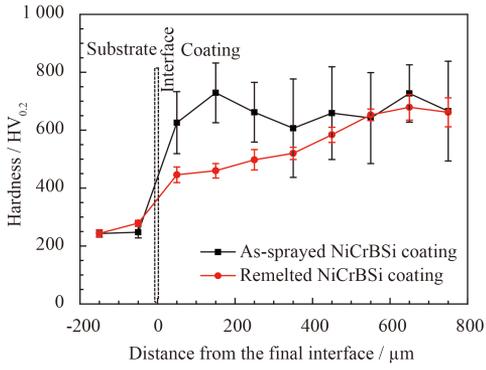


图6 感应重熔处理前后NiCrBSi涂层截面显微硬度分布

Fig. 6 Cross section microhardness distribution of NiCrBSi coating before and after induction remelting

较大范围的突变,这可能与涂层/基体的结合方式为机械结合,涂层和基体元素没有发生相互扩散有关。经重熔处理后,涂层硬度分布变化明显,硬度值由基体向涂层表面呈近似线性逐渐增大,涂层表面硬度接近675 HV_{0.2}。总体上,重熔处理后涂层显微硬度有所降低,这可能是由于重熔过程中少量合金元素烧蚀引起的。

2.3 涂层纳米压痕测试

利用纳米压痕仪自带的光学显微镜及其智能压痕定位模式预先选择压痕点,采用CSM模式对NiCrBSi重熔涂层内部各相结构进行纳米压痕测试,获得各硬质析出相、Ni基合金涂层基质相以及涂层/基体界面处“白区”的纳米硬度。图7所示为感应重熔处理后NiCrBSi涂层内部不同相结构的纳米压痕形貌。图8所示为不同相结构在压痕测试中载荷/位移曲线及纳米力学性能随压痕深度变化曲线。可见,图7(a)中所示的长条状Cr₇C₃相纳米硬度值最高,其次为图7(b)所示的CrB相。涂层主体部分的γ-Ni固溶体硬度相对较低,约为5.0 GPa。而界面处的“白区”由于基体内部Fe元素扩散,致使其硬度低于γ-Ni固溶体的平均硬度。

通常情况下,采用纳米压痕方法获得的材料纳米硬度与传统显微硬度之间存在如下关联^[13]:

$$H_{HV} = 94.5 H_{IT} \quad (1)$$

其中, H_{HV} 为维氏硬度, H_{IT} 为采用纳米压痕方法获得的纳米硬度。采用上式将普通压痕模式

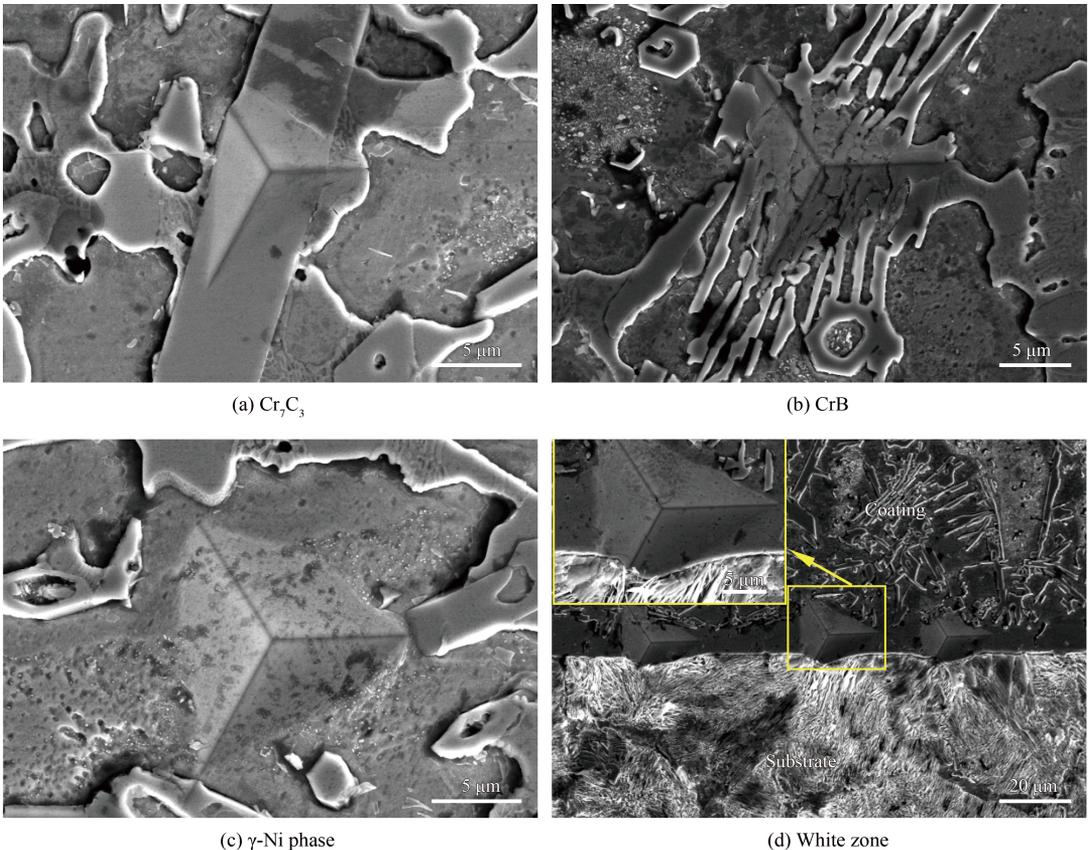


图7 重熔处理后NiCrBSi涂层内部不同相结构纳米压痕形貌

Fig. 7 Morphologies of indents on different phases and white zone in induction remelted NiCrBSi coating

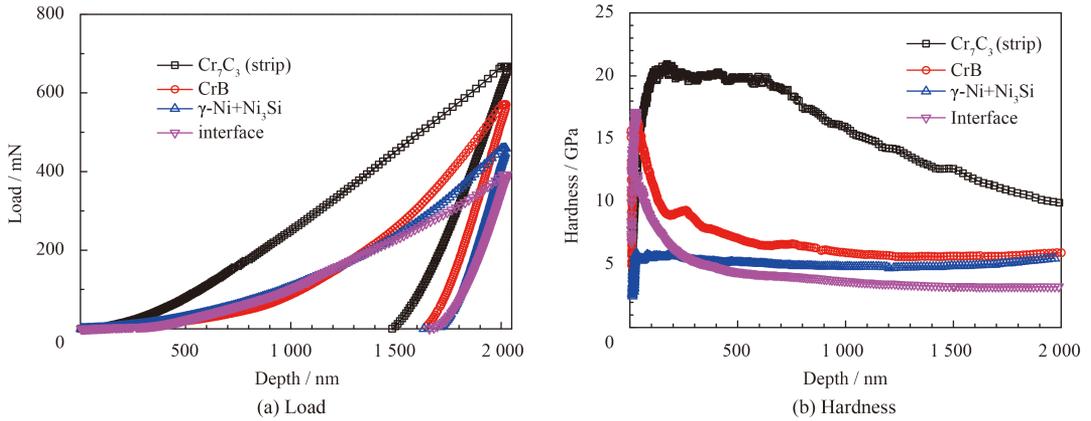


图8 感应重熔处理后NiCrBSi涂层内部不同相结构的载荷-位移曲线和硬度沿压痕深度分布曲线
Fig. 8 Load depth curves and hardness distribution of different phases in induction remelted NiCrBSi coating

获得的各相结构在500 nm压痕深度下的纳米硬度换算为维氏硬度, 结果列于表3。可见, Cr_7C_3 相换算后的显微硬度约为1 814 HV, CrB相硬度约为591 HV, $\gamma\text{-Ni}$ 固溶体硬度约为472 HV, 而“白区”硬度较低, 约为397 HV。

表3 涂层内部不同相结构的纳米硬度及其换算获得的显微硬度

Table 3 Nanoindentation hardness and the recalculated Vickers hardness for different phases in induction remelted NiCrBSi coating

Coating phases	Nanoindentation hardness, H_{IT}/GPa	Recalculated Vickers hardness, H_{HV}/HV
Cr_7C_3	19.2	1814
CrB	7.0	591
$\gamma\text{-Ni}$	5.0	472
White zone	4.2	397

由图8还可看出, 不同相结构纳米硬度随压痕深度的变化趋势不同。通常情况下, 喷涂层等非均质涂层的纳米压痕测试结果呈现一定的尺寸效应, 即在较小压入深度下, 涂层在压头作用下产生的压痕变形区域仅扩展到预先选定的单个相结构, 压痕测试获得的硬度值反应单一相的性能, 而随压入深度增大, 压头包含的测试体积增大, 相邻相结构对压痕测试结果的影响逐渐增强, 压痕测试体现了单一测试相及其周围相的“复合”性能^[14]。对于CrB、 Cr_7C_3 等硬质相而言, 其硬度高于周围 $\gamma\text{-Ni}$ 固溶体, 因此其硬度随压痕深度增加不断降低; 对于 $\gamma\text{-Ni}$ 固溶体, 压痕深度增加时, 其周围硬质相对测试结果产生影响, 导致其硬度在一定深度范围后呈略微升高趋势; 而对于“白区”而言, 由于受基体(硬度较低)影响, 其硬

度值随压痕深度增加不断降低并趋于稳定。总体上, 涂层显微硬度与各组成相纳米压痕测试结果呈现了良好的对应关系。

2.4 讨论

NiCrBSi涂层经高频感应重熔处理后, 涂层内部孔隙与裂纹消失, 涂层/基体之间由机械结合转变为冶金结合。同时, 涂层硬度分布发生明显变化, 硬度值由涂层表面至涂层基体方向呈近似线性逐渐降低, 特别是在界面附近硬度值变化梯度较喷涂层明显降低, 这主要是由于在界面附近碳钢基体中的Fe扩散到涂层内部, Fe的稀释作用引起了硬度值降低。而硬度值向涂层表面方向逐渐升高, 主要与涂层析出相的分布、含量及其硬度值有关。图9所示为NiCrBSi涂层重熔处理后截面不同区域形貌的SEM照片。结合图1(d)所示涂层界面区域形貌可知, CrB相均匀分布在涂层内部, 而 Cr_7C_3 相的分布由界面至表面方向逐渐增多, 这主要是由于重熔过程包含了喷涂层在感应加热过程发生熔化以及加热停止后快速冷却凝固的两个过程, 硬质相在涂层熔化过程中析出, 并向熔池顶部上浮, 造成了涂层冷却凝固后 Cr_7C_3 相分布不均^[15]。因此造成了涂层硬度由界面至表面方向逐渐增大。

为了进一步阐明增强相分布与涂层显微硬度变化的对应关系, 采用复合材料混合定律对涂层显微进行了预测^[16-17]:

$$H = H_{\text{增强相}} f_{\text{增强相}} + H_{\text{基质相}} f_{\text{基质相}} \quad (2)$$

$$H^{-1} = H_{\text{增强相}}^{-1} f_{\text{增强相}} + H_{\text{基质相}}^{-1} f_{\text{基质相}} \quad (3)$$

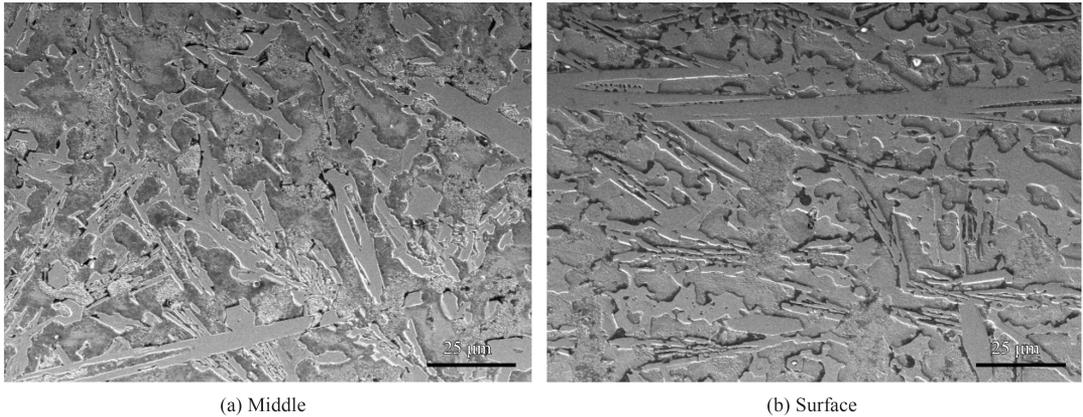


图9 感应重熔处理后NiCrBSi涂层截面不同区域金相显微组织(SEM)

Fig. 9 Cross section image of middle and surface area of the induction remelted NiCrBSi coating (SEM)

$$H = H_{\text{基质相}} \left(\frac{H_{\text{增强相}}}{H_{\text{基质相}}} \right)^{f_{\text{增强相}}} \quad (4)$$

其中, $H_{\text{增强相}}$ 为涂层内部增强相硬度, $f_{\text{增强相}}$ 为增强相面积分数, $H_{\text{基质相}}$ 为涂层基质相硬度, $f_{\text{基质相}}$ 为基质相面积分数, 公式(2)、(3)、(4)分别为使用“应变”、“应力”和“幂律”模型获得的复合材料硬度计算公式。

利用纳米压痕测试和图像灰度处理法可获得析出相硬度和面积分数, 并近似认为涂层内部主要由 γ -Ni、 Cr_7C_3 和 CrB 构成, 即 $f_{\text{Cr}_7\text{C}_3} + f_{\text{CrB}} + f_{\gamma\text{-Ni}} = 1$ 。由于 CrB 相在涂层厚度范围内分布均匀, 且其面积分数约为 3.5%, 因此为使计算过程简化, 假设涂层内增强相均由 Cr_7C_3 构成, 距界面分别为 100、450、750 μm 的涂层区域 Cr_7C_3 面积分数分别为 11.5%、22% 和 29%。

图10(a)所示为 γ -Ni 固溶体硬度为 472 HV 的条件下获得的重熔处理 NiCrBSi 涂层显微硬度预测值

与实测值对比。可以看出, 涂层表面区域硬度符合幂律模型, 而涂层中部区域硬度符合应力模型, 但涂层界面附近硬度与预测值偏差较大。考虑到基体硬度使用了压痕测试获得的 γ -Ni 固溶体的换算值, 而观察图7(c)所示对应区域获得压痕形貌可知, γ -Ni 压痕测试过程中不可避免地受周边和下一薄层硬质相的影响, 此时获得的压痕硬度是单纯 γ -Ni 固溶体和周围硬质相的复合硬度, 其真实值应低于测量值。图10(b)给出了假设 γ -Ni 固溶体硬度为 410 HV 的条件下获得的涂层硬度随 Cr_7C_3 相含量变化曲线, 可见, 重熔处理后涂层硬度实际变化符合复合材料混合定律的幂律模型。同时, 由于析出相的尺寸越小其面积分数越大, 根据复合材料混合定律可知对应的复合涂层硬度越大。以上结果可以为复合涂层材料设计和工艺优化提供参考, 通过增强相硬度、尺寸和分布控制, 获得理想的涂层性能。

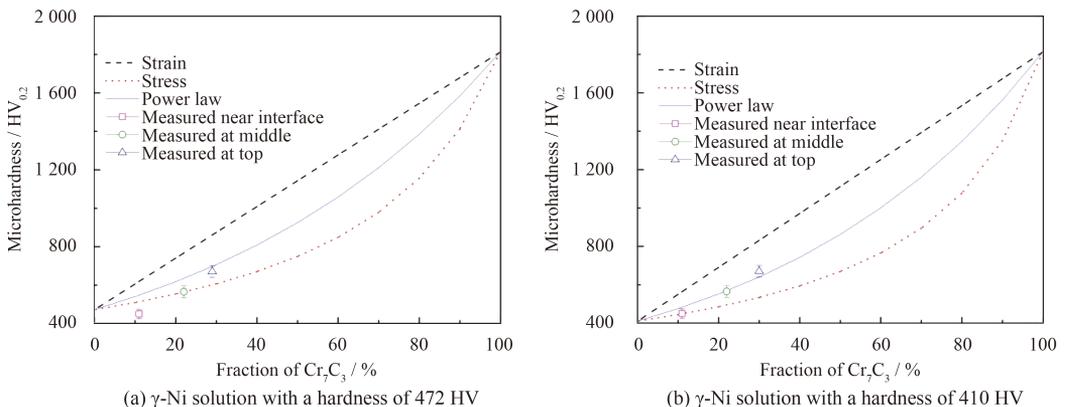


图10 假设不同基质相硬度条件下重熔处理NiCrBSi涂层硬度预测值与实测值对比

Fig. 10 Comparison of predicted and measured hardness by using different matrix hardness values for the induction remelted NiCrBSi coating

3 结论

(1) 火焰喷涂NiCrBSi涂层主要组成相为 γ -Ni奥氏体、 Ni_3Fe 和 M_{23}C_6 型碳化物;经高频感应重熔处理后,涂层内部层状结构和孔隙、裂纹等缺陷基本消失,涂层孔隙率由9.6%降至0.2%以下,涂层与基体的界面处形成了涂层典型冶金结合特征的“白区”,其主要组成为 γ -Ni以及溶解了少量其它元素构成的 Ni_3Si 、 Ni_3B 、 Ni_3Fe 及硬质析出相,宽度约 $10\ \mu\text{m}$;重熔后涂层成分较喷涂层增加了 Fe_3C 和 Ni_3B ,碳化物类型由单一的 M_{23}C_6 型碳化物转化为 M_7C_3 和 M_{23}C_6 型碳化物,且出现了CrB型铬硼化物。

(2) 感应重熔处理后涂层显微硬度沿表面至基体方向呈近似线性逐渐降低,表层显微硬度约为 $675\ \text{HV}_{0.2}$,接近界面区域的显微硬度降至 $440\ \text{HV}_{0.2}$,涂层内部 Cr_7C_3 、CrB、 γ -Ni和“白区”纳米压痕硬度分别为19.2、7.0、5.0和4.2 GPa。利用复合材料混合定律预测并获得了涂层硬度随 Cr_7C_3 析出相含量变化的关系曲线。涂层硬度变化与析出相硬度和含量具有良好的对应关系。

参考文献

- [1] SHARMA S P, DWIVEDI D K, JAIN P K. Effect of La_2O_3 addition on the microstructure, hardness and abrasive wear behavior of flame sprayed Ni based coatings[J]. *Wear*, 2009, 267(5/6/7/8): 853-859.
- [2] RODRÍGUEZ J, MARTÍN A, FERNÁNDEZ R, et al. An experimental study of the wear performance of NiCrBSi thermal spray coatings[J]. *Wear*, 2003, 255(7/8/9/10/11/12): 950-955.
- [3] SERRES N, HLAWKA F, COSTIL S, et al. Corrosion properties of in situ laser remelted NiCrBSi coatings comparison with hard chromium coatings[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2011, 211(1): 133-140.
- [4] GONZÁLEZ R, CADENAS M, FERNÁNDEZ R, et al. Wear behavior of flame sprayed NiCrBSi coating remelted by flame or by laser[J]. *Wear*, 2007, 262(3/4): 301-307.
- [5] BERGANT Z, GRUM J. Quality improvement of flame sprayed, heat treated, and remelted NiCrBSi coatings[J]. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2009, 18(3): 380-391.
- [6] GARCÍA J R, FERNÁNDEZ J E, CUETOS J M, et al. Fatigue effect of WC coatings thermal sprayed by HVOF and laser treated, on medium carbon steel[J]. *Engineering Failure Analysis*, 2011, 18: 1750-1760.

- [7] MORKS M F, BERNDT C C, DURANDET Y, et al. Microscopic observation of laser glazed yttria-stabilized zirconia coatings[J]. *Applied Surface Science*, 2010, 256: 6213-6218.
- [8] WANG D S, TIAN Z J, SHEN L D, et al. Influences of laser remelting on microstructure of nanostructured Al_2O_3 -13 wt.% TiO_2 coatings fabricated by plasma spraying[J]. *Applied Surface Science*, 2009, 255: 4606-4610.
- [9] 田斌, 王成彪, 胡斌, 等. 热处理对中频感应重熔处理NiCrBSi抽油光杆性能的影响[J]. *中国表面工程*. 2011, 24(6): 35-40.
TIAN B, WANG C B, HU B, et al. Influence of heat treatment on properties of NiCrBSi coatings on polished rods prepared by medium frequency induction remelting[J]. *China Surface Engineering*, 2011, 24(6): 35-40 (in Chinese).
- [10] 张生欣, 狄平, 徐梦廊, 等. 感应重熔-热处理对镍基碳化钨涂层的影响[J]. *中国表面工程*. 2016, 29(1): 46-50.
ZHANG S X, DI P, XU M L, et al. Effect of induction remelting and heat treatment on WC reinforced Ni-based alloy coatings[J]. *China Surface Engineering*, 2016, 29(1): 46-50 (in Chinese).
- [11] MATSUBARA Y, TOMIGUCHI A. Post treatment of plasma sprayed WC-Co-Ni coatings by high frequency induction heating[C]. *Proceedings of ITSC'95*: 1415-1418.
- [12] CHANG J H, CHANG C P, CHOU J M, et al. Microstructure and bonding behavior on the interface of an induction-melted Ni-based alloy coating and AISI 4140 steel substrate[J]. *Surface & Coatings Technology*, 2010, 204(20): 3173-3181.
- [13] ISO/TC 164. Metallic materials-Instrumented indentation test for hardness and material parameters: ISO 14577[P]. 2002-10-01.
- [14] MARGADANT N, NEUENSCHWANDER J, STAUSS S, et al. Impact of probing volume from different mechanical measurement methods on elastic properties of thermally sprayed Ni-based coatings on a mesoscopic scale[J]. *Surface & Coatings Technology*, 2006, 200(8): 2805-2820.
- [15] GÓMEZ-DEL RÍO T, GARRIDO M A, FERNANDEZ J E, et al. Influence of the deposition techniques on the mechanical properties and microstructure of NiCrBSi coatings[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2008, 204(1/2/3): 304-312.
- [16] KIM H S. On the rule of mixtures for the hardness of particle reinforced composites[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2000, 289: 30-33.
- [17] BRAEM M, VAN DOREN V E, LAMBRECHTS P, et al. Determination of Young's modulus of dental composites: A phenomenological model[J]. *Journal of Materials Science*, 1987, 22: 2037-2042.