

在A₃钢材上激光熔覆G112合金的组织与性能

刘要武 卜宪章 路长琴*

摘要:应用激光束将镍基合金粉末,熔覆在A₃钢表面上,可以显著改善其抗磨损性能。本文重点论述了该合金激光熔覆层、结合区、基材热影响区的组织结构及其相应的性能。获得结果:(1)G112合金激光熔覆层的显微结构主要为 γ -Ni、Ni₃B、CrB、M₂₃(CB)₆的亚共晶结构,其硬度HV_{0.1}542~649。(2)覆层与基材间的结合带是含有Fe、Ni、Cr等元素的相互扩散带。(3)热影响区的组织主要为先共析铁素体、魏氏组织和少量的索氏体。(4)G112合金激光熔覆层具有优异的抗磨损性能,其相对耐磨性是A₃钢的6~7倍。其磨损机制为粘着磨损、磨粒磨损、疲劳磨损的复合磨损。

一、前言

激光熔覆是近十几年来发展起来的材料表面处理新技术,利用高能量的激光束在低成本钢材上熔覆一层高性能合金涂层,可获得具有耐磨、抗蚀、耐高温等特殊性能,具有广阔的应用前景。为了改善A₃钢表面的抗磨损性能,在其表面激光熔覆上一层镍基G112合金。此种合金具有优异的抗蚀、抗磨损性能,是目前激光熔覆中使用最为广泛的一种合金。本文对该合金的激光熔覆层、结合区、基材热影响区的显微组织结构,以及相应的性能,包括硬度、耐磨性和磨损机制方面进行了研究。

二、试验研究方法

1. 样品的制备

在A₃钢表面用激光熔覆一层G112合金粉末。其成分如表1。

表1 G112合金粉末的化学成分

Ni	Cr	B	Si	C	Fe
余量	15~18	3.5~4.0	3.0~4.0	0.5~1.0	14~17

用功率为1000~1400W的直管式CO₂激光器,通过一定导光系统对样品进行处理。熔覆厚度为0.3mm~0.8mm。

2. 样品组织结构分析与性能的测试

注:参加此项工作的还有玄学奎、宋志义。

利用日产 12kW 旋转阳极 X 射线衍射仪确定覆层的组成相, 用金相显微镜、扫描电镜、透射电镜、能谱仪、波谱仪研究覆层结合区、热影响区的组织结构, 分析元素在熔覆过程中的变化, 以及磨痕和磨屑的形貌等; 用日产 MVK—E 型显微硬度计测定各个区域的硬度, 在国产 MM200 型磨损试验机上做了激光熔覆层与 A₃ 钢的磨损试验。

三、试验结果与分析

1. G112 合金激光熔覆层的组织结构特征

G112 粉末属于 Ni—Cr—B—Si 系合金。相图分析与 X 射线及电镜结构测试已证实, 覆层主要由 γ -Ni, Ni₃B、M₂₃(CB)₆、CrB 及少量的 Cr₂B 相组成。其组织形态特征为典型的亚共晶结构, 如图 1 所示。用四酸溶液深腐蚀, 可以看到 Ni₃B 以网格状存在于枝晶间, 如图 2~4 所示。

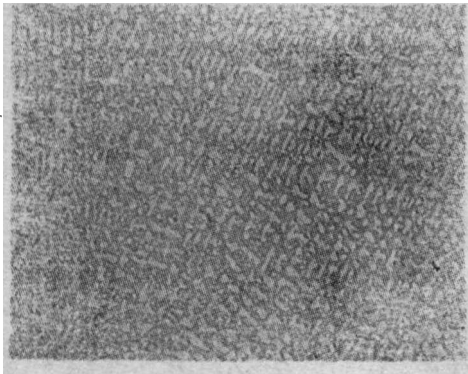


图 1 G112 覆层组织



图 2 经四酸腐蚀的 G112 覆层 二次电子像

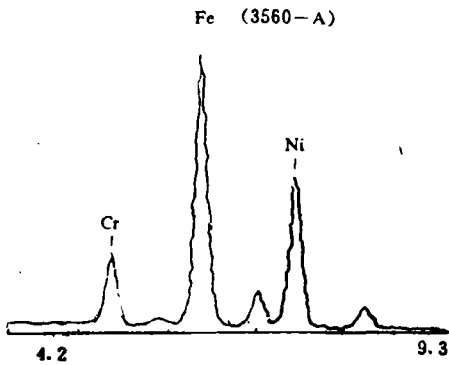


图 3 G112 覆层网状结构的能谱分析

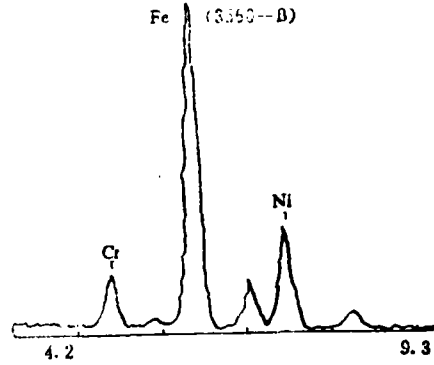


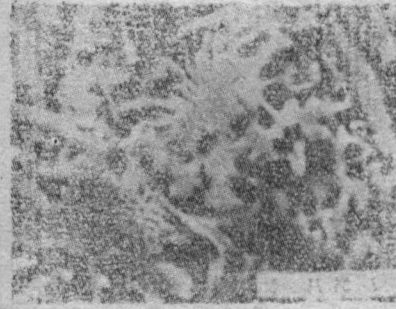
图 4 G112 覆层枝晶结构的能谱分析

用盐酸电解深腐刻, M₂₃(CB)₆ 为小条状, CrB 为花瓣状和块状, 如图 5 所示。图 6 为覆层的透镜照片, 可以观察到晶轴上一些点状的析出相为 Cr₂B 相。覆层中出现的 Cr₂B 相, 是冷却中固态析出的产物。由于熔覆层的凝固, 速度较高, 造成 B 在富铁铬的 γ -Ni 中过饱和, 而满足 Cr₂B 析出的条件。

熔覆层组织受熔覆过程中温度场分布的影响, 具有明显的方向性。初晶相的主轴大致垂



$M_{23}(CB)_6$



CrB相

图 5



图 6 G112 覆层的透射电镜照片30000×

直熔道壁且倾向光束扫描方向，如图 7 所示。在搭接带内的半熔化区，因初晶相的残留而造成了组织粗化，如图 8 所示。

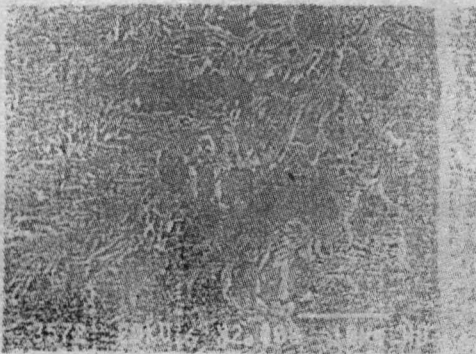


图 7 具有方向性的初晶相

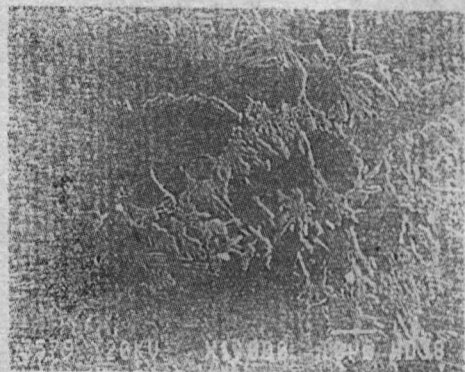


图 8 覆层扫描带搭接处的组织粗化

2. 熔覆层与基材结合形式及特点

覆层与基材的结合强度和稀释率，是评价熔覆质量的两个重要指标。为获得较高的结合强度，要求实现冶金结合。就是在覆层熔化的同时，使基体也熔化一薄层。如果基体熔化较多，将引起稀释率的增加。因此，应考虑两个方面，选择合理的工艺参数。

达到冶金结合的标志为在覆层与基体的交界面处存在一条结合带。此带在光镜下观察呈



图9 光镜下观察，结合带呈白颜色



图10 覆层与基材的结合区

白色,如图9所示。而用SEM获得的二次电子像则呈颜色较深的一条带,如图10所示。这条结合带以铁为主,含有较高的镍、铬等元素,如图11~13所示。其宽度一般在4~9 μm 之间,随熔覆工艺的改变而变化。

3. 热影响区的组织结构

激光熔覆过程中对基材产生一个热影响区。它虽然是属于基材的一部分,但是受到熔覆

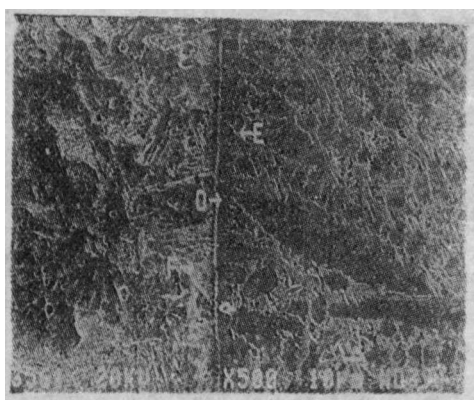


图11 结合区成分分析的部位

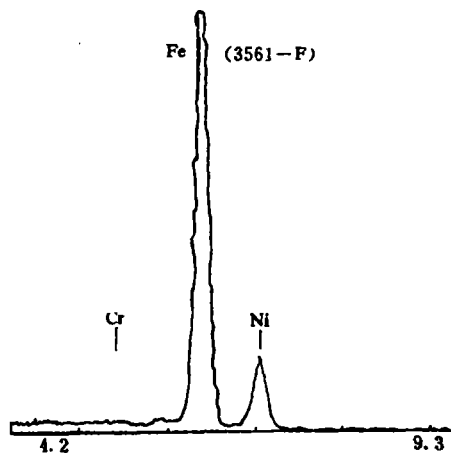


图12 基材靠近结合带部位成分能谱分析结果

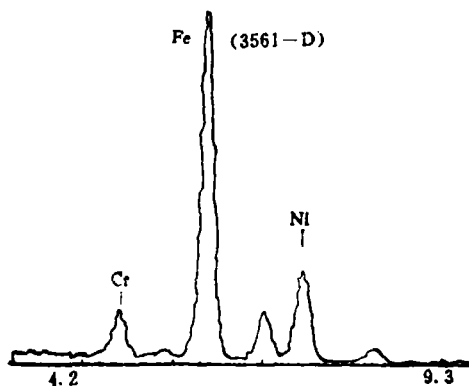


图13 结合区成分能谱分析结果

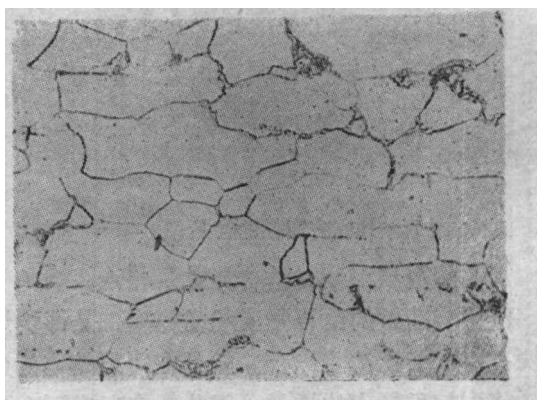


图14 基材原始组织：铁素体+少量珠光体

热过程的影响，发生了基材原始组织和性能的不同变化。在激光加热及以后的冷却过程中发生组织转变，形成一系列不平衡的组织。相变的结果取决于冷却条件，也与材料的化学成份及原始状态有关。

A₃钢板通常均以热轧状态供应。熔覆前基材为热轧组织，即被拉长的铁素体和极少量的珠光体组织。如图14所示。经激光熔覆处理后的热影响区如图15所示。从此图可以看出由表及里按组织构成大致可分为三个部分：

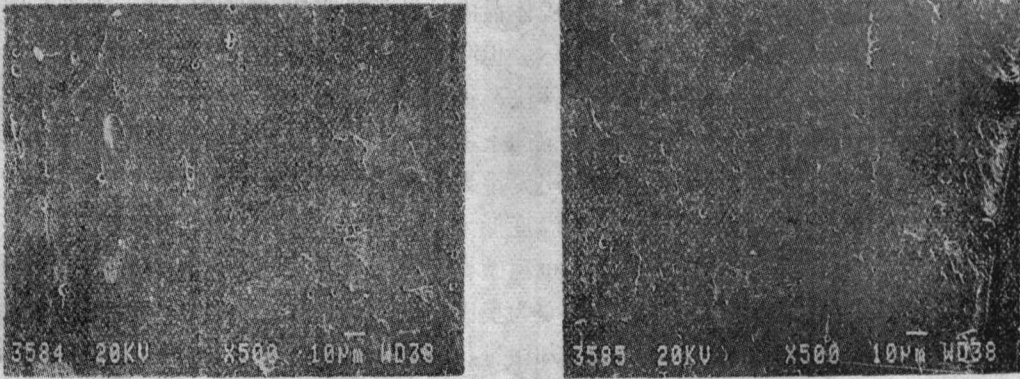


图15 热影响区组织全貌 SEM二次电子像

(1).先共析铁素体沿晶界分布，靠近它的三角黑色组织小区是伪共析索氏体组织。从晶界先共析铁素体处伸展于晶体内的粗大铁素体片为魏氏组织，如图16所示。部分区域还出现了层状组分，如图17所示。



图16 先共析铁素体、索氏体及魏氏组织



图17 层状组分



图18 铁素体加珠光体

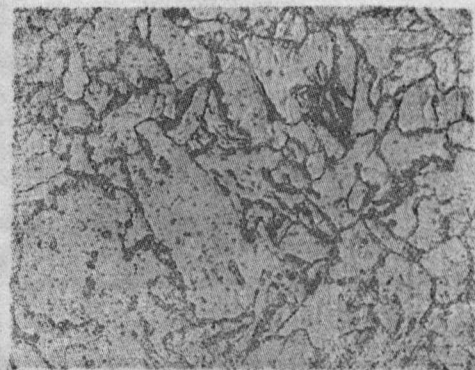


图19 铁素体加极少量珠光体

(2). 细小较均匀的铁素体和珠光体组织, 如图18所示。

(3). 细小的铁素体、少量的珠光体和未发生相变的粗大的铁素体, 如图19所示。

上述的组织结构是由于激光光束以指数式穿透加热, 致使基材表层产生了温度梯度, 形成了不同的加热带。按热处理温度可分为3个区域: (1) 过热区(粗晶区), 加热温度范围为 $T_{11} - T_m$ (T_{11} 为晶粒开始急剧粗化的温度, T_m 为熔点)。A₃ 钢加热到1100℃ 以上直到熔点, 奥氏体晶粒剧烈长大。当冷却到Ar₃ 以下温度, 奥氏体开始转变。由于晶界是高能区, 初生的铁素体优先在晶界生成。碳原子将向奥氏体晶内扩散, 铁素体长大的同时, 使奥氏体含碳量浓度增高, 当达到共析成分时生成珠光体。但激光熔覆处理冷速极快, 在接近共析成分就可以生成伪共析组织。也正是由于冷却条件快, 铁素体以切变形式快速在奥氏体晶界长大, 形成大针片状铁素体。同时, 晶内的一定位向上析出大量片状铁素体, 是热影响区不平衡冷却相变产物。而层状组分是从奥氏体晶界出发排列成整齐的铁素体板条。可以认为是从晶界开始发展的先共析铁素体的增厚, 其转变温度低于先共析铁素体。板条铁素体的层间可观察到珠光体或其它的微观相。(2) 正火区, 也称做相变重结晶区(细晶区), 加热温度范围为 $A_{c3} \sim T_{11}$ 。原始的铁素体、珠光体全部转变为奥氏体。由于加热速度极快, 虽然组织达到奥氏体化, 但奥氏体晶粒未长大, 在快速冷却中进行完全重结晶过程, 得到细小均匀的铁素体、珠光体。(3) 不完全正火区, 也称做部分相变区。加热温度范围在 $A_{c1} \sim A_{c3}$ 之间, A₃ 钢的 $A_{c1} \sim A_{c3}$ 相当于700~900℃。由于激光快速加热, 珠光体首先奥氏体化形成细小的奥氏体, 铁素体大部分保留。在以后的冷却时, 奥氏体转变为细小的铁素体和珠光体, 未溶入奥氏体的铁素体不发生转变。

本试验采用的 A₃ 钢厚度仅为2mm。基材薄, 含碳量低, 经激光熔覆处理后, 其热影响区的特点是过热区较宽, 其它两区比较窄, 不完全正火区不明显。

4. 性能

(1) 硬度

激光覆层的硬度主要取决于其成分。对Ni—Cr—B—Si系而言主要取决 (B + C)。这是由于B和C的化合物是主要硬化相。G112合金激光熔覆层的硬度基本均匀, 大约为HV_{0.1}542~649。靠近结合带部位硬度略有降低, 可归因于组织的粗化和成分的稀释, 如图20、21所示。热影响区由于发生了组织结构的变化, 硬度也产生了相应的改变, 略高于基体的硬度。图22是A₃ 钢表面激光熔覆G112合金的横截面显微硬度分布曲线。

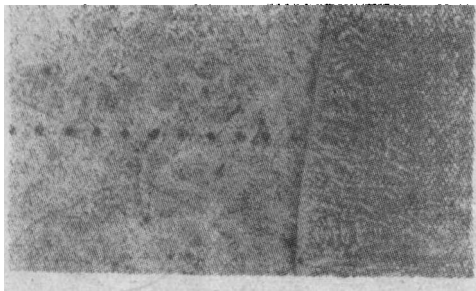


图20 覆层、热影响区、基体硬度压痕分布

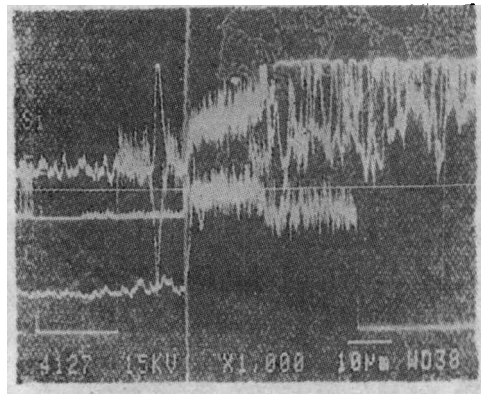


图21 结合区Fe、Ni、Cr、Si元素分布曲线

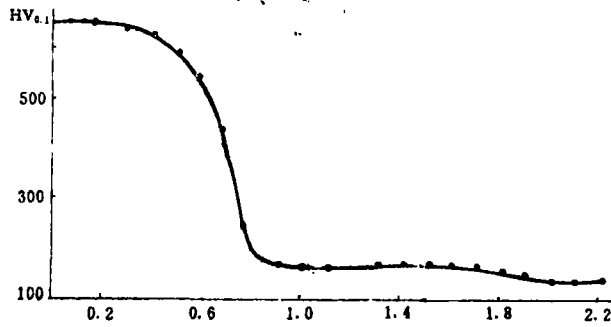


图22 A₃钢表面激光熔覆G112合金横截面显微硬度分布曲线

(2) 耐磨性

用干摩擦磨损试验来考察A₃钢与G112合金激光熔覆层的抗磨损能力。试验条件为：载荷15kg，转速200rpm，摩擦副材料为GCr₁₅钢，H_R61，材料的耐磨性以失重来评定。其对磨形式及结果如图23、24所示。试验结果表明，G112覆层的耐磨性能显著高于A₃钢板。因为

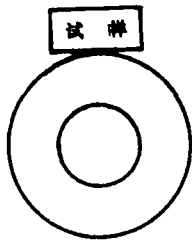


图23 样品与摩擦副对磨形式

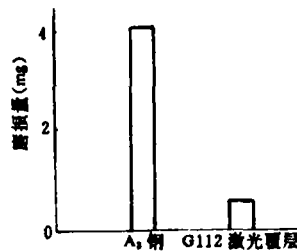


图24 磨损试验结果

此种合金本身硬度高。经激光加热后可形成致密、均匀的与基材为冶金结合的熔覆层，其表面抵抗硬质点压入或嵌入的能力以及塑性变形的抗力都大大高于A₃钢。而A₃钢硬度低，其组织结构本身的抗裂纹形成能力小，在磨损过程中很容易产生擦伤、犁沟以及剥落。材料试验的磨损形式为滑动磨损，主要机制为擦伤，其本质属于粘着磨损。在A₃钢样品的擦伤表面可以观察到显著的塑性流动，如图25所示。磨屑中可普遍观察到以剥层形式出现的片状损伤，如图26所示。其形成过程是由于在摩擦表面施加法向载荷和摩擦力的复合应力，当A₃钢

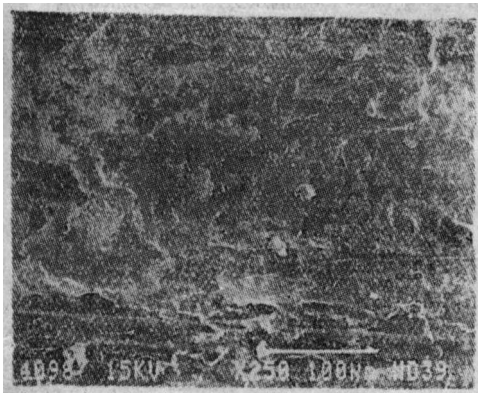


图25 A₃钢磨痕中的塑性流动



图26 A₃钢粘着磨损的片状磨屑

与作为摩擦副的GCr₁₅钢做相对滑动时，硬材料（GCr₁₅钢）滑过软材料（A₃钢）的表面时，后者将发生塑性变形。其结果是在应力的不断作用下，这种塑性变形不断积累，形成裂纹源，直至裂纹扩展使表层剥落为止。因此，提高材料表面强度，减少塑性变形量，都能改善磨损的抗力。随着磨损过程的继续，磨屑的逐渐增加，这些磨屑中的一部分又作为硬粒参加了磨损，使其加剧，摩擦面出现粗大的犁沟，如图27、28所示。摩擦系统由开始的粘着磨损



图27 A₃钢中磨痕的粗大犁沟

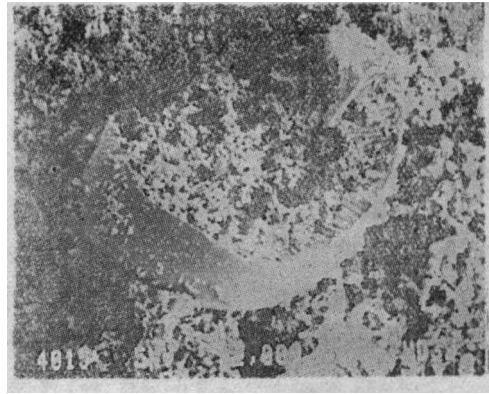


图28 A₃钢中磨粒磨损的切削状磨屑

转变为粘着磨损和磨粒磨损两种机制共同作用的磨损。在磨屑中还可观察到少量球状的，如图29所示。说明在磨损过程中还存在着疲劳机制。这种球状磨屑在G112激光熔覆层的磨损试验中尤为突出，而且球状磨屑碎小呈暗红色，如图30、31所示。同时GCr₁₅磨轮的表面也形成了一层暗红色的氧化膜。从能量守恒的观点分析，一般情况下，大部分摩擦能量都转化为热量，小部分用于改变金属表层的内能。即金属的塑性越好，形成的热量越少，而内能积累则较多。硬的材料摩擦时，摩擦磨损消耗的能量几乎都变成了热。G112合金覆层与GCr₁₅钢的表面硬度都在H_v60左右，[摩擦过程中产生的能量基本上以热的形式放出，引起摩擦表面温度升高。由于G112合金抗氧化性能好，因此仅在GCr₁₅钢的表面形成了一层暗红色的氧化膜。正是由于这层氧化膜的形成，减少和防止

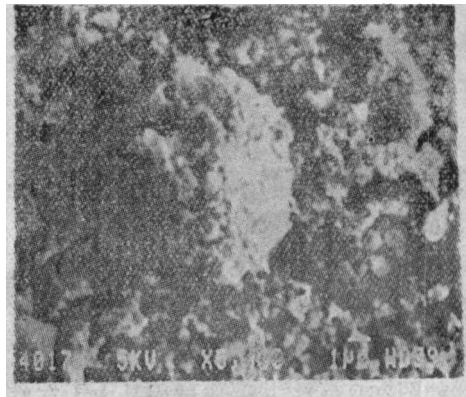


图29 A₃钢疲劳磨损的球状磨屑

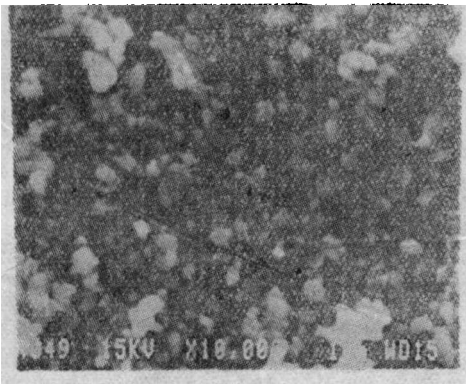


图30 G112合金熔覆层的磨屑

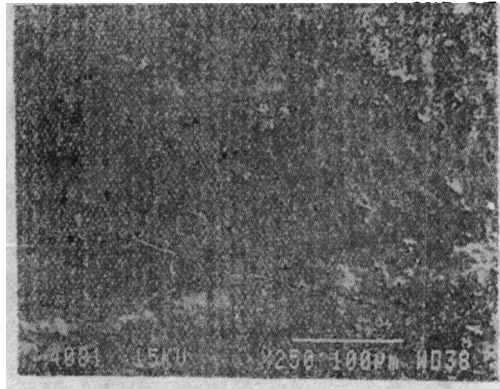


图31 G112合金熔覆层的磨痕形貌

了在压力足够高时接触面凹凸不平部分间的粘着磨损,有利于提高材料的耐磨性。

四、结 论

1. G112合金激光熔覆层的显微结构主要为 γ -Ni、Ni₃B、CrB、M₂₃(CB)₆的亚共晶结构,枝晶内弥散分布着少量点状的析出相Cr₂B。覆层的显微硬度为HV_{0.1} 542~649。
2. 覆层与基材间的结合带以铁为主,含有较高的镍、铬等元素,为覆层与基材间的主要相互扩散带。
3. 经激光熔覆后,在结合带以下的A₃钢基材上产生一个较宽的以过热区为主的热影响区,其组织主要为先共析铁素体、魏氏体和少量的索氏体。因此,硬度稍有提高,为HV_{0.1} 167~199。
4. G112合金激光熔覆层具有优异的抗磨损性能。在本试验研究中,其相对耐磨性是A₃钢的6~7倍,其磨损机制主要为粘着磨损、磨粒磨损、疲劳磨损的复合磨损。

参 考 文 献

- [1] 李雨田等,光学机械, No.1, 1988

Microscopic Structure and Properties of Cladding G112 Alloy on the Substrate of A₃ Steel by Laser

Liu Yaowu Bu Xianzhang Lu Changqin

Abstract

The layer powder of Ni base alloy is clad on the surface of A₃ steel by laser so that its wearlessness is improved. This paper discusses the microscopic structure and properties of the laser cladding layer of alloy, binding zone and heat affected zone of the substrates and gives some conclusion.