

doi: 10.11933/j.issn.1007-9289.20170804001

强脉冲离子束辐照 GH202 镍基高温合金表面改性

钟昊玟¹, 梁家昌², 赵小勇³, 张世贵³, 乐小云¹

(1. 北京航空航天大学 物理科学与核能工程学院, 北京 100191; 2. 中国民航大学 理学院, 天津 300300; 3. 四川成发航空科技股份有限公司, 成都 610000)

摘要: 为改善 GH202 镍基高温合金的表面性能, 使用成分为 C^{n+} 和 H^+ 、加速电压为 250 kV 的强脉冲离子束 (IPIBs) 对其进行表面辐照处理。采用光学显微镜、X 射线衍射仪、扫描电子显微镜和显微硬度计等分别对不同参数辐照后的试样的表面形貌及性能进行测试。结果表明: 辐照后 GH202 合金表面产生了熔坑, 熔坑的尺寸随能量密度的增加而增加, 最大可至 70 μm 。熔坑的产生源于表层低熔点组分的喷发。表层的 γ' 相消失, 辐照之后的试样表层产生了 $M_{23}C_6$ 结构的碳化物并在辐照过程中受到压应力作用。辐照后试样表层近百微米深度内显微硬度均获得不同程度的提高。在高温氧化时, 辐照后的样品表面更易于形成 Cr_2O_3 和 Al_2O_3 连续膜层氧化物, 阻碍 O 元素向基体扩散, 使得抗高温氧化性能得到改善。

关键词: 强脉冲离子束; 镍基高温合金; 熔坑; 显微硬度; 抗高温氧化性能

中图分类号: TG174.44

文献标志码: A

文章编号: 1007-9289(2018)01-0007-08

Surface Modification of GH202 Nickel Based Superalloy by Intense Pulsed Ion Beam Irradiation

ZHONG Hao-wen¹, LIANG Jia-chang², ZHAO Xiao-yong³, ZHANG Shi-gui³, LE Xiao-yun¹

(1. School of Physics and Nuclear Energy Engineering, Beihang University, Beijing 100191; 2. School of Science, Civil Aviation University of China, Tianjin 300300; 3. Sichuan Chengfa Aero Science & Technology Co., Ltd., Chengdu 610000)

Abstract: In order to improve the surface properties of GH202 nickel based superalloy, intense pulsed ion beams (IPIBs), composited by C^{n+} and H^+ , accelerated by 250 kV voltage, were used to irradiate the alloy. The surface morphology and properties of the alloys were detected by optical microscopy, XRD, SEM and microhardness tester. The results show that the craters appear on the sample surface after IPIBs irradiation. The size of craters increases with the improvement of the energy density, up to 70 μm . The formation of craters is due to the eruption of low melt point components. The γ' phase on the surface layer is disappeared, the carbide with $M_{23}C_6$ structure formed and the residual stress existed. In depth of about 100 μm , the microhardness after irradiation increases in varying degrees. In the high temperature oxidation testing, the continuous oxidation layer consisting of Cr_2O_3 and Al_2O_3 is easier to be formed, which can prevent the diffusion of oxygen into the substrate. There-fore, high temperature oxidation resistance of the treated alloy has been improved.

Keywords: intense pulsed ion beams(IPIBs); nickel based superalloy; craters; microhardness; high temperature oxidation resistance

收稿日期: 2017-08-04; 修回日期: 2018-01-04

网络出版日期: 2018-01-05 15:52; 网络出版地址: <http://kns.cnki.net/kcms/detail/11.3905.TG.20180105.1551.040.html>

通讯作者: 乐小云 (1963—), 女 (汉), 教授, 博士; 研究方向: 强脉冲离子束改性; E-mail: xyle@buaa.edu.cn

基金项目: 国家自然科学基金 (11175012); 国家重大科技专项 (2013ZX04001071-004)

Fund: Supported by National Natural Science Foundation of China (11175012) and National Science and Technology Major Project (2013ZX04001071-004)

引文格式: 钟昊玟, 梁家昌, 赵小勇, 等. 强脉冲离子束辐照 GH202 镍基高温合金表面改性[J]. 中国表面工程, 2018, 31(1): 7-14.

ZHONG H W, LIANG J C, ZHAO X Y, et al. Surface modification of GH202 nickel based superalloy by intense pulsed ion beam irradiation[J]. China Surface Engineering, 2018, 31(1): 7-14.

0 引言

强脉冲离子束 (Intense pulsed ion beams, IPIBs) 一般指脉冲宽度小于 $1\text{ }\mu\text{s}$, 离子能量在 $10\sim 1\text{ }000\text{ keV}$ 之间, 束流密度在 $10\sim 1\text{ }000\text{ A/cm}^2$ 范围内的载能离子束。IPIBs 辐照材料时在极短的时间 ($\sim 100\text{ ns}$) 内将大量能量 ($1\sim 10\text{ J/cm}^2$) 沉积在材料表面, 可以使材料表层发生温度变化速率高达 $10^8\sim 10^{11}\text{ K/s}$ 的剧烈升温 and 冷却过程, 从而在材料表层产生熔化、蒸发和烧蚀等现象^[1]。同时, 快速的温度变化会在材料表层产生热应力, 烧蚀等离子体的喷发也会在材料内部产生反冲应力波。这些作用将导致靶材表层组织结构发生变化从而导致靶材表面的摩擦性能、耐腐蚀性能、显微硬度等性能发生变化, 实现材料的表面改性^[2]。

镍基高温合金是以镍为基体, 在 $650\sim 1\text{ }000\text{ }^\circ\text{C}$ 范围内具有较高的强度和良好的抗氧化、抗燃气腐蚀能力的高温合金^[3]。因其中、高温环境下良好的综合性能, 镍基高温合金主要被应用于航空航天、汽车、船舶和通讯等行业^[4]。GH202 合金是一种沉淀强化的变性高温合金, 主要用于制造航空航天领域的结构部件, 如发动机叶片、燃烧室、机匣等。

为了优化镍基高温合金的使用性能, 分析 IPIBs 对镍基合金材料的改性情况, 文中采用 IPIBs 技术对 GH202 镍基高温合金进行表面辐照处理。结合 SEM、XRD 和性能测试分析结果, 获得了不同束流参数 IPIBs 辐照后 GH202 镍基高温合金在表层微观结构、显微硬度及抗高温氧化性能的变化。

1 材料及方法

IPIBs 辐照试验在俄罗斯托木斯克理工大学的 TEMP-4M 型强脉冲离子束加速器上进行^[5]。TEMP-4M 加速器的 IPIBs 束流离子成分为 70% C 离子和 30% H 离子, 加速电压峰值为 250 kV , 束流脉宽为 80 ns , 可提供的束流能量密度为 $0\sim 3.5\text{ J/cm}^2$ 。

GH202 合金成分如表 1 所示, 经线切割为尺寸 $10\text{ mm}\times 10\text{ mm}\times 3\text{ mm}$ 的试样, 使用粒度 3 000 号 SiC 砂纸抛光, 经超声波清洗和酒精擦拭后进行辐照试验。使用束流能量密度为 1、1.5 和 2 J/cm^2 的 IPIBs 分别辐照不同 GH202 合金试样,

表 1 GH202 合金化学成分

Table 1 Composition of GH202 (w/%)				
Element	Cr	Fe	Mo	C
Content	17.0~20.0	≤ 4.0	4.0~5.0	≤ 0.08
Element	Ti	Al	S	Ni
Content	2.2~2.8	1.0~1.5	≤ 0.01	Bal.

同一束流能量密度分别辐照 1、3 和 5 次脉冲。

利用光学显微镜和 JSM6010 扫描电子显微镜 (SEM) 观察辐照前后试样的表面形貌, 用 Thermal 能谱仪 (EDS) 进行试样表面元素分析。利用 Rigaku Ultimal V 型 X 射线衍射仪 (XRD) 进行试样表面相结构分析。对试验样品截面精抛后进行金相观测, 所用腐蚀液成分为: 10 mL 硝酸 (HNO_3), 30 mL 盐酸 (HCl) 和 200 mL 酒精。利用 HV-1000(Z) 型显微硬度计测量试样的表面显微硬度, 所用载荷为 0.098 N , 加载时间为 15 s , 每个试样随机选取 5 个测试点, 取平均值作为最终结果。依据航空标准 HB-5258 对辐照后的样品进行抗高温氧化性能测试, 将样品放置在烧至恒重的坩埚中, 在 $1\text{ }000\text{ }^\circ\text{C}$ 的空气中氧化 100 h , 采用 Mettler XP 205 电子天平 (精度为 0.01 mg) 获得其质量变化。

2 结果与讨论

2.1 表面形貌及成分

图 1 为辐照前和不同束流能量密度 IPIBs 辐照 1 个脉冲后 GH202 合金表面的光学显微形貌。辐照前的 GH202 合金试样各位置表面形貌一致, 有机械抛光后留下来的细小划痕, 并且存在一些细小的金属碎屑 (图 1(a))。经束流能量密度为 1 J/cm^2 的 IPIBs 辐照 1 个脉冲后, GH202 合金试样表面发生熔化, 原有的细小划痕因熔体的流动而变得圆滑。同时, 在试样表面产生大量的尺寸为 $5\sim 10\text{ }\mu\text{m}$ 的熔坑 (图 1(b))。增大 IPIBs 束流能量密度为 1.5 J/cm^2 后, 从图 1(c) 中可以看到, 试样表面的熔坑尺寸增至 $10\sim 20\text{ }\mu\text{m}$ 。当继续增大 IPIBs 束流能量密度至 2 J/cm^2 时, 试样表面的熔坑尺寸增加至 $50\sim 70\text{ }\mu\text{m}$ 。同时, 随着能量密度的提高, GH202 合金试样熔化层深度和熔化时间均增加, 试样表面已经观察不到原始划痕的痕迹 (图 1(d))。

图 2 为原始样品、 1 J/cm^2 的 IPIBs 辐照 1 次和 5 次脉冲后 GH202 合金表面 SEM 形貌, 表 2

为图 2 中对应各位置的 EDS 结果。通过图 2(b) 可以看出, IPIBs 辐照后 GH202 合金试样表面产生

的熔坑中心区域出现了尺度约为 1 μm 的微小圆形孔洞, EDS 结果显示这些孔洞周围出现了 Mg、

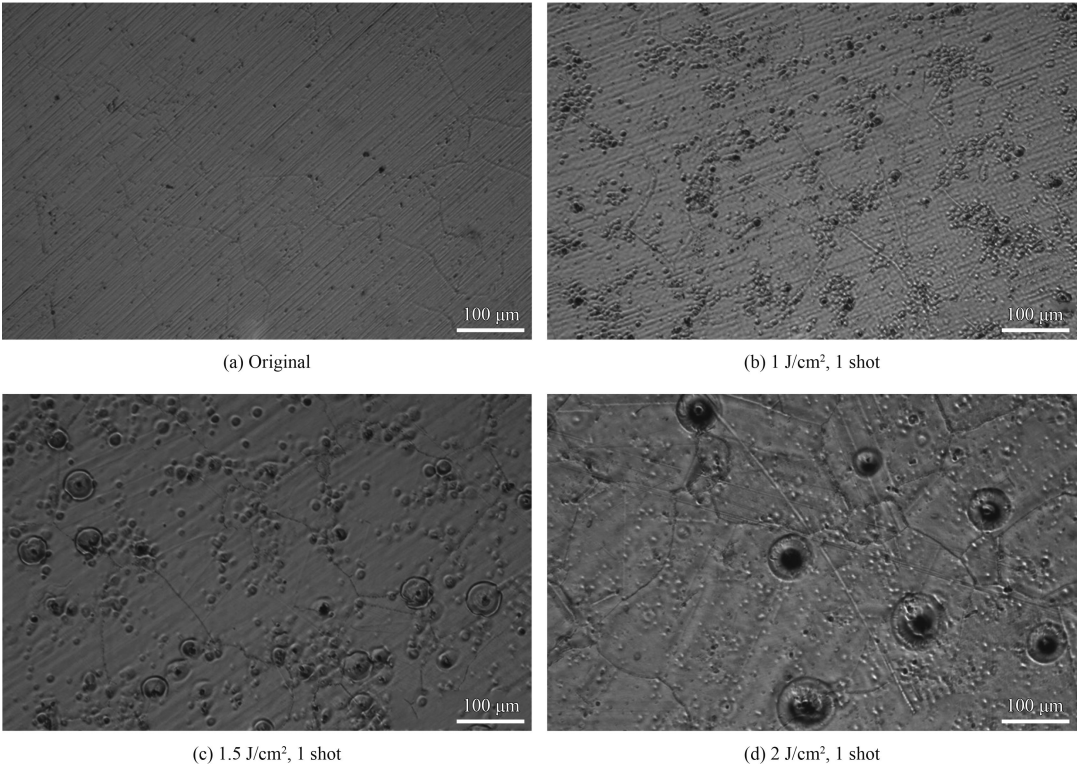


图 1 辐照前后 GH202 合金的表面形貌
Fig.1 Surface morphologies of original and irradiated GH202 alloy

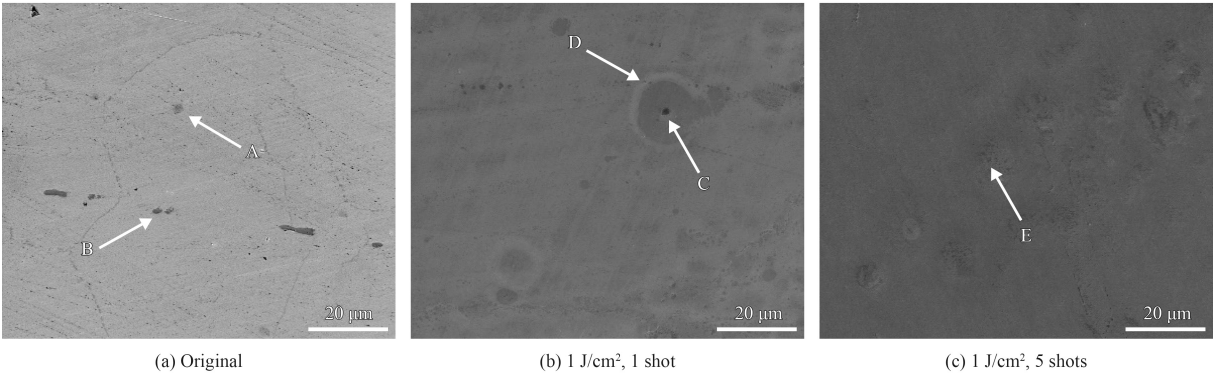


图 2 不同辐照次数后试样的表面形貌
Fig.2 Surface morphologies of samples irradiated by different shots

表 2 图 2 中各点的化学成分

Table 2 Composition of points in Fig. 2										(a/%)
Point	Ni	Cr	Al	Ti	C	Mo	S	Mg	O	W
A	34.34	18.55				3.87	32.60	10.64		
B	3.16	1.86		39.36	44.53	6.85				4.24
C	11.65	4.82		3.10	22.24		6.66	20.85	30.67	
D	67.45	18.03	1.85	2.33	6.28	2.14				1.91
E	64.86	18.04	1.85	2.82	8.04	1.59	0.61			2.20

S、O、C 等元素的集中。对比 GH202 合金原始试样的化学成分表可以发现, 这些元素均为熔炼过程中的痕量元素或杂质。如图 2(a) 中所示, 这些低熔点元素不能固溶在基体的 γ 相中, 往往以单质颗粒或化合物状态存在并分布在晶界或相界附近, 形成夹杂物。在 IPIBs 辐照过程中, 这些夹杂物会优先发生熔化乃至汽化, 并且在受热和向周围膨胀的过程中造成了亚表层的喷发^[6]。当 IPIBs 辐照结束后, 试样表层温度会急剧降低 (温度变化速率为 $10^7 \sim 10^9$ K/s), 上述喷发过程中形成的表面形态尚未平复, 表层熔体便已凝固, 从而形成熔坑形貌。随着能量密度的提高, 试样表层熔化的深度与熔体存在的时间均在增加, 因此熔坑尺寸也随之增大。

随着脉冲次数的增加, 试样表面经历反复的熔化-凝固过程后, 试样表面起伏逐渐平缓, 熔坑边界也逐渐模糊, 同时, 熔坑中心的孔洞消失 (图 2(b))。对比 IPIBs 辐照 1 次和 5 次的试样表面熔坑中心区域的元素分布可以看出, 辐照 5 个脉冲后, 熔坑中心区域不再有低熔点组分的聚集现象。造成这种现象可能有两方面的原因: 一方面, 在熔坑的喷发形成过程中, 喷射出的液滴会裹挟这些低熔点组分离开材料表面, 此外局部热集中效应引发的汽化烧蚀也会使得低熔点组分被损耗^[7]; 另一方面, 材料表层熔化后, 会在表面张力的驱动下流动^[8]。因此, 这些溶质元素也会随表层的质量迁移而迁移, 从而使元素偏聚现象消失, 元素分布均匀化。但是, 这种表层流体的运动行为会受表层流场存在时间 ($0.1 \sim 1$ μ s) 的限制, 因此这种元素均匀化只是局部区域组分的均匀化。

2.2 截面组织形貌

为分析辐照后表层组织变化, 对经 2 J/cm^2 , 1 次脉冲辐照后的 GH202 合金试样进行截面分析, 其形貌如图 3 所示。GH202 合金的基体为面心立方结构的 Ni 基 γ 相, 固溶有 Cr、Fe、Mo 等元素, 强化相是同为面心立方结构的 γ' -Ni₃(Al, Ti) 相, 此外还夹杂分布着一些碳化物。从图中可以看出, 基体中的 γ' 相尺寸在 $100 \sim 300 \text{ nm}$, 呈弥散分布。

辐照后的试样表面经历熔化再凝固过程, 表层出现与基体组织相异的改性层。在改性层中观测不到 γ' 相。为了分析样品表层组织变化, 计算

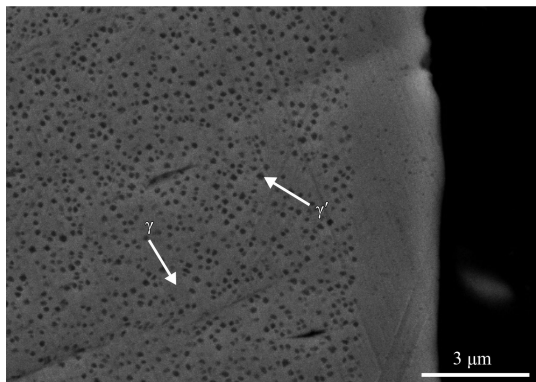


图 3 2 J/cm^2 , 1 次脉冲辐照后的 GH202 合金试样截面形貌
Fig.3 Cross section morphology of GH202 alloy irradiated by 2 J/cm^2 IPIBs with 1 shot

了 IPIBs 辐照下样品表面温度演化过程^[9]。计算结果表明在 1 、 1.5 和 2 J/cm^2 能量密度的 IPIB 辐照下, GH202 合金熔化深度为 0.75 、 1.3 和 $1.8 \mu\text{m}$ 。这与改性层的厚度一致, 说明在再凝固过程没有生成 γ' 相。这是因为在 IPIBs 作用下, 试样表面会经历极快的温升 ($10^9 \sim 10^{10}$ K/s) 和温降过程 ($10^7 \sim 10^8$ K/s), 试样表层熔化后快速冷却, γ' 相尚未来得及析出试样表层便已凝固并快速降温了。极快的凝固过程减少了第二相的析出, 提高了基体对溶质原子的固溶度。

2.3 组织结构

对 IPIBs 辐照前后的 GH202 合金试样进行 XRD 分析, 结果如图 4 所示。由于 γ 相和 γ' 相的晶格常数极为相近, 均在 0.353 nm 左右^[10]。由 X 射线衍射原理可知, 很难在 XRD 图谱上将这两个相的衍射峰区分开。因此, 原始试样的 XRD 图谱主要有 γ 相和 γ' 相两个相构成。由图 5(b) 可以看出, IPIBs 辐照后, 试样表层出现了 M_{23}C_6 结构的碳化物。根据以往的研究发现^[10-11], 通常这种碳化物是从 γ 基体中直接析出, 多分布于晶界。M 主要为偏析于晶界的 Cr 元素。此外, 碳化物中还含有一些 W、Mo 等元素^[12]。IPIBs 辐照时, 快速的热效应促进了 γ 相中 Cr 原子的运动, 增加了 Cr 元素在晶界附近的聚集, 更多的碳化物在晶界处析出。

图 5(a) 为 XRD 图谱中 2θ 为 $42^\circ \sim 44^\circ$ 区域局部放大图。随着 IPIBs 能量密度的提高, $\gamma + \gamma'$ 相的 X 射线衍射峰向高角偏移, 这说明 (111) 晶面对应的晶格常数变小, 晶体被压缩, 改性表层中存在

着残余压应力。在 IPIBs 辐照过程中, 样品会受到两方面应力的作用, 一方面是快速升温 and 降温

过程所产生的热应力; 另一方面是表面烧蚀产物的喷出而造成的反冲应力^[13]。在这两方面应力的共同作用下, 样品表层的晶格变形, 进而产生更多的空位、位错等缺陷, 使得改性后的样品表层存在残余应力。

2.4 硬度分析

图 6 给出了 IPIBs 辐照后 GH202 合金试样表面显微硬度测试结果。由图可见, IPIBs 辐照后试样表面显微硬度显著提高。而且随着 IPIBs 束流能量密度的增大, 试样的显微硬度增加值越大。GH202 合金表面硬度提高主要有两个方面的原因: 一是辐照后试样表层碳化物含量增加, 这点由 XRD 图谱中可以看出。碳化物析出后分布在基体 γ 相周围, 对塑性变形过程中位错的移动和晶体的滑移起到阻碍作用; 二是 IPIBs 辐照后表层晶格变形、晶粒滑移, 产生冷作硬化的作用^[14]。

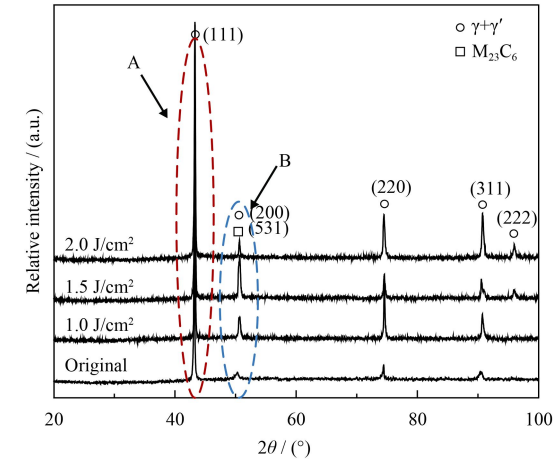
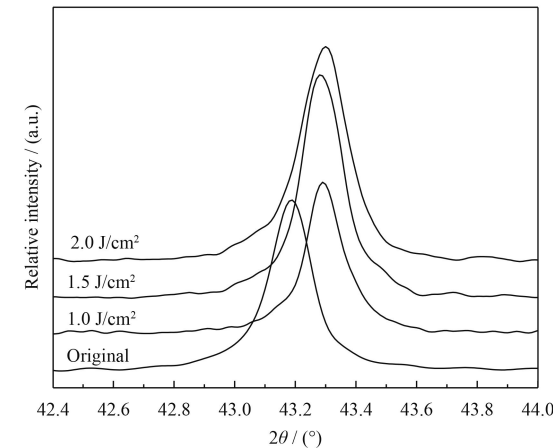
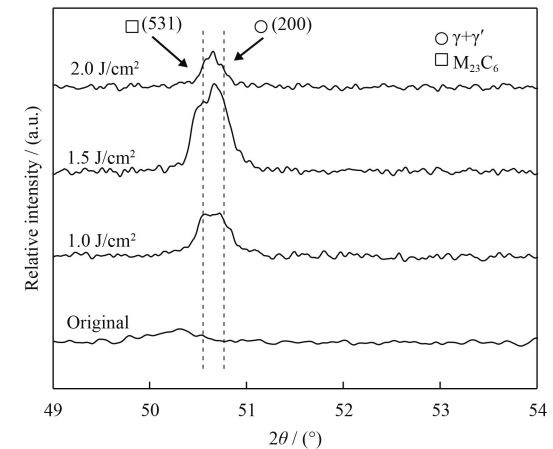


图 4 GH202 合金在不同能量密度下, 辐照 1 次脉冲后的 XRD 图谱

Fig.4 XRD patterns of GH202 alloy irradiated by IPIB at different energy density with 1 shot



(a) Enlarged figure of region A



(b) Enlarged figure of region B

图 5 图 4 中 A、B 两区域局部放大图

Fig.5 Partial enlarged figures of the A and B regions in Fig. 4

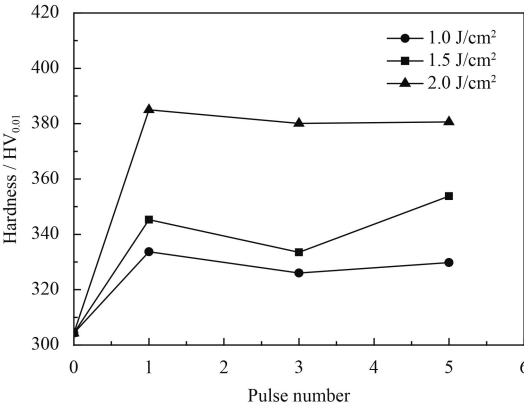


图 6 IPIB 辐照后 GH202 合金表面显微硬度

Fig.6 Surface microhardness of GH202 alloy after IPIB irradiation

图 7 为 5 个脉冲辐照后 GH202 合金试样截面的显微硬度。可以看出, 辐照后的试样除了表面硬化以外, 还存在“长程效应”, 使 GH202 合金在表层近百微米内显著硬化。硬化的效果随深度的增加而减弱。有研究表明, 这种远超出离子射程 (~4 μm) 的强化效果是由于 IPIBs 产生的应力波效应导致的^[15]。在 IPIBs 与材料作用时, 材料表面发生剧烈的升温, 进而引发快速的熔化与烧蚀效应, 离子束的热冲击和烧蚀产物的强烈反冲在材料表层产生由表及里的应力波, 从而在超过离子射程的区域产生大量的空位、位错等缺陷^[16]。

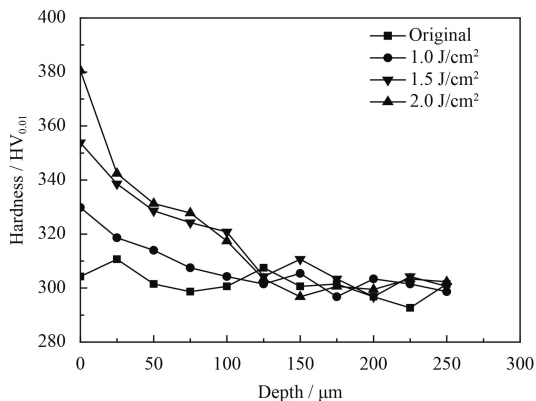


图 7 5 个脉冲辐照下, GH202 合金的截面显微硬度

Fig.7 Cross section microhardness of the GH202 alloy after IPIB irradiation of 5 shots

2.5 抗高温氧化性能

由 GH202 合金在 1 000 ℃ 下的氧化增重数据, 得到辐照前后样品的氧化动力学曲线, 如图 8 所示。可以看出样品氧化初期增重较快, 随氧化时间的延长, 氧化速率逐渐减慢并趋于稳定。这是因为在氧化起始阶段氧化层尚未完全覆盖样品表面, 氧化速率由气体与基体之间的界面反应控制, 氧化速率较快。而随着氧化时间的延长, 样品表面生成了完整的氧化膜后, 氧化速率转而依靠元素扩散机制决定^[17]。完整的氧化膜会

减缓或组织 O 元素渗入基体, 降低氧化速率。辐照后的样品氧化增重小于原始样品, 说明 IPIBs 辐照使 GH202 合金的抗高温氧化性能获得了提高。

图 9 为氧化 100 h 后 GH202 样品的表面形貌及 EDS 分析。从图中可见, 样品表面的氧化物主要呈现为两种形态: 一种为颗粒状, 另一种为更为致密的层状。EDS 的分析结果显示, 颗粒状氧化物主要是 Ni 和 O 元素, 而层状氧化物主要成分为 Cr、Al 和 O。可见, 前者的组成以 NiO 为主,

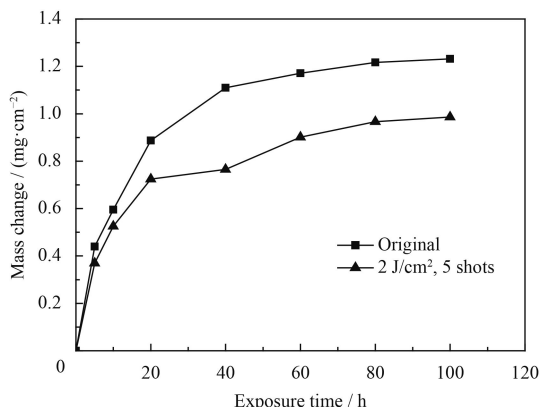
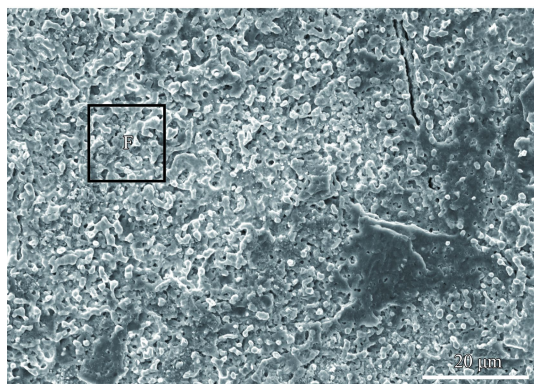
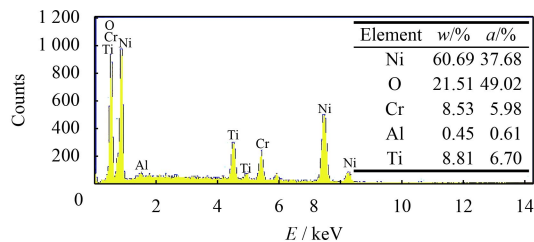


图 8 辐照前后 GH202 合金的氧化动力学曲线

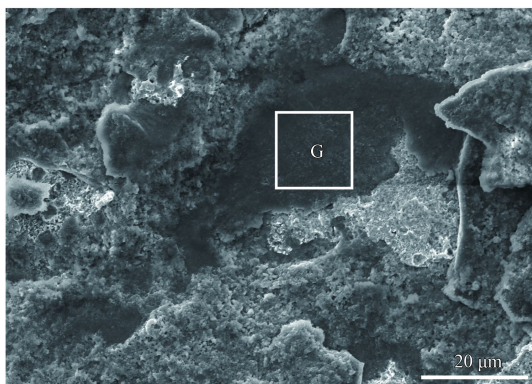
Fig.8 Oxidizing dynamic curves of the GH202 alloy before and after IPIB irradiation



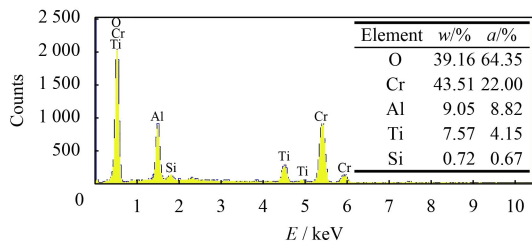
(a) Original, SEM



(c) EDS of region F in (a)



(b) 2 J/cm², 5 shots, SEM



(d) EDS of region G in (b)

图 9 氧化 100 h 后样品的表面形貌及 EDS 能谱

Fig.9 Surface morphologies and EDS of samples after oxidating for 100 h

而后者以 Cr_2O_3 和 Al_2O_3 为主。通过对比辐照前后样品氧化后的表面形貌可以发现,辐照后样品表面层状的氧化物更多。这表明,辐照后的样品表面生成了更多的 Cr_2O_3 和 Al_2O_3 。这是由两方面原因导致的:一是由于 Cr 的扩散形式主要以晶界扩散为主^[18],而 IPIBs 处理会使得样品表面晶粒细化,产生更多的晶界,有利于 Cr 元素的扩散;二是辐照后的样品表层中,沉淀相 γ' 相消失,Al、Ti 等元素在 γ 相中的固溶度提高,相比于辐照前的样品,氧化过程中 Al、Ti 等的原子向表面扩散行为更容易进行,因此更容易形成连续的 Al_2O_3 氧化膜。

由 Al_2O_3 和 Cr_2O_3 组成的氧化物层比由 NiO 组成的氧化物层更致密,能更有效地阻止 O 元素向基体扩散,进而会明显地降低样品的氧化速率,使得辐照后的 GH202 合金的抗氧化性能获得提升。

3 结 论

采用 $1\sim 2\text{ J/cm}^2$ 能量密度的 IPIBs 对 GH202 合金进行辐照处理,分析结论如下:

(1) IPIBs 辐照处理后样品表面会产生熔坑,熔坑的产生源于 Mg、S 等低熔点组分的喷发,其尺寸随束流能量密度的增加而增加。

(2) IPIBs 辐照后的样品表面改性层中 γ' 相消失,并出现 M_{23}C_6 结构的碳化物,这是由于 IPIBs 辐照引发的表面快速熔化再凝固导致的;与此同时,样品表层存在残余压应力。

(3) IPIBs 辐照处理后,样品表层近百微米深度的区域内,显微硬度得到了不同程度的提高,硬化效果存在“长程效应”;此外,辐照后的样品高温氧化过程中更容易形成连续的 Cr_2O_3 和 Al_2O_3 膜层氧化物,辐照后合金的抗高温氧化性能得到提高。

参考文献

[1] REMNEV G E, ISAKOV I F, OPEKOUNOV M S, et al. High intensity pulsed ion beam sources and their industrial applications[J]. Surface & Coatings Technology, 1999, 114(2-3): 206-212.

[2] 赵渭江, 颜莎, 乐小云, 等. 强脉冲离子束材料表面改性研究进展[J]. 核技术, 2003, 26(2): 119-124.

ZHAO W J, YAN S, LE X Y, et al. Studies on surface modification of materials by intense pulsed ion beam[J]. Nuclear

Techniques, 2003, 26(2): 119-124 (in Chinese).

[3] 黄乾尧, 李汉康. 高温合金[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2000.

HUANG Q Y, LI H K. Superalloy[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2000 (in Chinese).

[4] 王会阳, 安云岐, 李承宇, 等. 镍基高温合金材料的研究进展[J]. 材料导报, 2011(S2): 482-486.

WANG H Y, AN Y Q, LI C Y, et al. Research progress of Ni-based superalloys[J]. Materials Review, 2011(S2): 482-486 (in Chinese).

[5] PUSHKAREV A I, ISAKOVA Y I. A gigawatt power pulsed ion beam generator for industrial applications[J]. Surface & Coatings Technology, 2013, 228(8): S382-S384.

[6] ZHU X P, LEI M K, DONG Z H, et al. Crater formation on the surface of titanium irradiated by a high-intensity pulsed ion beam[J]. Surface & Coatings Technology, 2003, 173(1): 105-110.

[7] ZHONG H, ZHANG J, SHEN J, et al. Craters forming mechanism of high speed steel irradiated by intense pulsed ion beam[J]. Nuclear Instruments & Methods in Physics Research B, 2017, 409: 298-301.

[8] YU X, SHEN J, ZHONG H W, et al. Thermo-hydrodynamic process simulation of craters formation and evolution on metal surfaces caused by intense pulsed ion beams[J]. Vacuum, 2015, 120: 116-120.

[9] YU X, LIU Z, SHEN J, et al. Dynamic energy spectrum and energy deposition in solid target by intense pulsed ion beams[J]. Nuclear Science and Techniques, 2017, 28(4): 31-37.

[10] MEI X X, FU J Q, LI X N, et al. Surface nanostructure of a directionally solidified Ni-based superalloy DZ4 induced by high intensity pulsed ion beam irradiation[J]. Applied Surface Science, 2012, 258(20): 8061-8064.

[11] PAN Q Y, HUANG W D, SONG R G, et al. The improvement of localized corrosion resistance in sensitized stainless steel by laser surface remelting[J]. Surface & Coatings Technology, 1998, 102(3): 245-255.

[12] 柏广海, 胡锐, 李金山, 等. Ni-Cr-W 基高温合金二次 M_{23}C_6 析出行为[J]. 稀有金属材料与工程, 2011, 40(10): 1737-1741.

BAI G H, HU R, LI J S, et al. Secondary M_{23}C_6 precipitation behavior in Ni-Cr-W based superalloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2011, 40(10): 1737-1741 (in Chinese).

[13] LE X Y, YAN S, LIU Z J, et al. Detection of shocks generated by intense pulsed ion beam irradiation[J]. Surface & Coatings Technology, 2007, 201(9-11): 4991-4994.

[14] 薛彦庆, 汪诚, 王学德, 等. 强流脉冲离子束辐照改善

W9Cr4V 轴承钢的表面性能[J]. 中国表面工程, 2012, 25(3): 76-80.

XUE Y Q, WANG C, WANG X D, et al. Surface modification of W9Cr4V airbearing steel through high intense pulsed ion beams irradiation[J]. China Surface Engineering, 2012, 25(3): 76-80 (in Chinese).

[15] LEI M K, ZHU X P, LIU C, et al. A novel shock processing by high-intensity pulsed ion beam[J]. Journal of Manufacturing Science & Engineering, 2009, 131(3): 337-346.

[16] 张锋刚, 朱小鹏, 雷明凯. 强流脉冲离子束辐照 WC-Ni 硬质合金的摩擦磨损性能[J]. 中国表面工程, 2016, 29(1): 96-102.

ZHANG F G, ZHU X P, LEI M K. Tribological properties of WC-Ni cemented carbide irradiated by high intensity pulsed ion beam[J]. China Surface Engineering, 2016, 29(1): 96-102 (in Chinese).

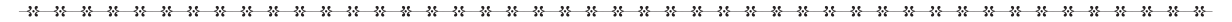
[17] 李云, 尚海波, 郭建亭, 等. 铸造镍基高温合金 K35 的高温氧化行为[J]. 金属学报, 2003, 39(7): 749-754.

LI Y, SHANG H B, GUO J T, et al. Isothermal oxidation behavior of a cast Ni-base superalloy K35[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2003, 39(7): 749-754 (in Chinese).

[18] 胡传顺, 王福会, 吴维. 电子束表面熔凝处理对镍基高温合金熔凝层组织及其抗高温氧化性能的影响[J]. 金属热处理, 2001, 26(7): 20-22.

HU C S, WANG F H, WU W. Effect of electron beam surface solidification on microstructure and high temperature oxidation resistance of Ni-base alloy solidified layer[J]. Heat Treatment of Metals, 2001, 26(7): 20-22 (in Chinese).

(责任编辑: 黄艳斐)



• 本刊讯 •

《中国表面工程》被 ESCI (Emerging Source Citation Index) 数据库正式收录

近日, 《中国表面工程》被 Emerging Source Citation Index (ESCI) 数据库正式收录。这是继 2016 年 1 月被 EI Compendex 收录之后, 《中国表面工程》入选的又一国际重要数据库。

ESCI 数据库是汤森路透集团于 2015 年 11 月推出的一种新的期刊引文索引数据库, 主要收录学术领域具有地区性影响力的高质量期刊。作为 Web of Science 核心馆藏的新指标, ESCI 数据库扩大了 Web of Science 期刊数据库的收录范围和评价规模。进入 ESCI 数据库的期刊满足了 SCI 收录的第一级标准, 但还未正式被 SCI 收录, 则每年的 Journal Citation Reports (JCR) 中没有 ESCI 期刊的影响因子。但当这些期刊满足了 SCI 期刊收录的更高标准后将会被 SCI 收录。被 ESCI 收录的期刊与 SCI 期刊一样, 其文章都可以在 Web of Science 上检索, 方便更多国际读者和研究者引用, 从而了解最及时的科学研究发现。

《中国表面工程》于 1988 年创刊, 1998 年公开发刊, 2008 年成为“中文核心期刊”; 目前已发展成为“中国期刊方阵‘双效’期刊”、“中国科技核心期刊”、“RCCSE 中国核心学术期刊”、“中国精品科技期刊”和“百种中国杰出学术期刊”; 被美国工程索引 (EI Compendex)、Emerging Source Citation Index (ESCI)、美国《化学文摘》、《日本科学技术振兴机构 (中国) 数据库》(JSTChina) 等重要国际数据库收录。近几年期刊获得“中国科协精品科技期刊工程项目”资助, 荣获中国科协优秀科技论文遴选计划 2 篇, 入选“领跑者 5000——中国精品科技期刊顶尖论文 (F5000)”41 篇。

期刊的进步与发展离不开广大专家、作者和读者的关注与支持, 感谢大家对期刊的厚爱。《中国表面工程》将继续不忘初心, 不忘使命, 为表面工程学科的发展和进步做出更大的贡献。

(本刊编辑部 供稿)