

## 表面强化及功能化

微弧火花渗碳对一种定向凝固高温合金  
表面再结晶的影响谢光<sup>1</sup>, 邬蕾<sup>2</sup>, 郑伟<sup>1</sup>, 彭建强<sup>3</sup>, 张少华<sup>1</sup>, 卢玉章<sup>1</sup>, 申健<sup>1</sup>, 谢玉江<sup>1</sup>(1. 中国科学院金属研究所, 沈阳 110016; 2. 贵阳中航动力精密铸造有限公司, 贵阳 550012;  
3. 哈尔滨汽轮机厂有限责任公司, 哈尔滨 150046)

**摘要:** 目的 研究微弧火花渗碳对定向凝固高温合金 DZ125L 表面再结晶的控制效果。方法 对 DZ125L 合金进行吹沙变形处理, 以石墨棒为碳的来源, 通过微弧火花渗碳工艺在吹沙表面进行渗碳处理后, 与直接吹沙的试样一起进行热处理, 通过光学显微镜(OM)、扫描电子显微镜(SEM)、X 射线衍射(XRD)等手段表征组织结构。结果 与合金直接吹沙产生的表面再结晶相比, 经过微弧火花渗碳+吹沙处理的样品, 表面再结晶深度只有直接吹沙处理样品的 60%。XRD 分析表明, 微弧火花渗碳处理后, 合金表层产生了 TiC 和  $(\text{Cr}, \text{Mo})_{23}\text{C}_6$  等碳化物。能谱分析表明, 渗碳样品截面外表层富集 Ti、Mo、W、Cr、C 等元素, 产生了大量碳化物, 进一步阻碍了再结晶晶界的迁移。微弧火花渗碳强化了合金表层, 使合金在吹沙处理时产生的变形层较浅, 抑制了再结晶表面形核。结论 通过微弧火花渗碳工艺可以有效抑制定向凝固高温合金的再结晶。

**关键词:** 定向凝固; 高温合金; 再结晶; 渗碳; 吹沙; XRD

中图分类号: TG174.445 文献标识码: A 文章编号: 1001-3660(2016)02-0118-06

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2016.02.018

Influence of Micro-arc Carburization on the Surface Recrystallization  
in a Directionally Solidified SuperalloyXIE Guang<sup>1</sup>, WU Lei<sup>2</sup>, ZHENG Wei<sup>1</sup>, PENG Jian-qiang<sup>3</sup>, ZHANG Shao-hua<sup>1</sup>,  
LU Yu-zhang<sup>1</sup>, SHEN Jian<sup>1</sup>, XIE Yu-jiang<sup>1</sup>(1. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China;  
2. Guiyang AVIC Power Investment Casting Ltd Co., Guiyang 550012, China;  
3. Harbin Turbine Co. Ltd, Harbin 150046, China)**ABSTRACT: Objective** To investigate the control effect of micro-arc carburization on the surface recrystallization (RX) of a di-

收稿日期: 2015-09-29; 修订日期: 2015-11-03

Received: 2015-09-29; Revised: 2015-11-03

基金项目: 国家自然科学基金(50901079); 国家重大科学仪器设备开发专项资助项目(2012YQ22023304)

Fund: Supported by the National Natural Science Foundation of China (50901079) and National Major Scientific Instrument and Equipment Development Project (2012YQ22023304)

作者简介: 谢光(1981—), 男, 博士, 副研究员, 主要研究方向为高温合金。

Biography: XIE Guang (1981—), Male, Doctor, Associate professor, Research focus: superalloy.

rectionally solidified superalloy DZ125L. **Methods** After being deformed by shot-peening, the DZ125L samples were carburized by micro-arc carburization with graphite bars. And then they were heat treated with those samples that were shot-peened directly. Microstructure was characterized by optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM), and X-ray diffraction (XRD).

**Results** Compared with surface recrystallization produced by direct shot-peening, the depth of surface recrystallization after micro-arc carburization combined with shot-peening accounted for only about 60% of samples without micro-arc carburization. The XRD analysis indicated that plenty of TiC and  $(\text{Cr}, \text{Mo})_{23}\text{C}_6$  were formed on the surface layer of alloy after micro-arc carburization treatment. Enrichment of Ti, Mo, W, Cr and C was found by energy dispersive spectroscopy (EDS) analysis on the surface layer of carburization treated samples, which further indicated that plenty of carbides were formed. These carbides retarded the migration of RX grain boundary. Furthermore, micro-arc carburization strengthened the surface layer of alloy and the carbides covered the surface of the alloy, which made the deformed layer become smaller and suppressed the RX nucleation on the surface, and resulted in the smaller RX depth finally. **Conclusion** Therefore, RX can be suppressed effectively by micro-arc carburization treatment.

**KEY WORDS:** directional solidification; superalloy; recrystallization; carburization; shot-peening; XRD

高温合金具有优异的高温强度和承温能力,在现代航空航天和电力领域被广泛应用,主要用于航空发动机和燃气轮机的叶片材料。一般来说,高温(超过晶体的等强温度)下,晶体晶界弱于晶内<sup>[1]</sup>。因此,为了消除高温下晶界的弱化作用,人们发展了定向凝固柱晶高温合金和单晶高温合金,消除横向晶界甚至全部晶界,以提高高温合金的承温能力。

由于金属凝固收缩、型芯阻碍以及随后的吹沙、打磨、机械加工等引起的表面或局部变形,在定向柱晶和单晶零部件的制造中很难避免,铸件在随后的高温固溶处理或超温服役中,极易诱发再结晶<sup>[2]</sup>。再结晶的产生重新引入了横向晶界,横向再结晶晶界容易诱发裂纹,导致高温合金部件的力学性能下降<sup>[2-9]</sup>,成为定向和单晶部件使用中的重大隐患。再结晶成为定向柱晶和单晶高温合金中的常见缺陷,制约定向凝固高温合金的应用,从而被广泛关注。

由于再结晶的危害,在定向凝固柱晶和单晶高温合金的发展过程中,减小或消除再结晶成为迫切需要解决的问题。近年来,国外报导了利用涂层、回复热处理等控制表面再结晶的工艺方法<sup>[10-14]</sup>,但是目前上述工艺对不同合金表面再结晶具有不同的影响,其控制再结晶的效果和机理不同。文献<sup>[15]</sup>报道,定向凝固高温合金中的碳化物能够阻碍再结晶晶界迁移,能达到控制再结晶的目的。国外专利报道了采用高温 CO 气氛在合金表面渗碳控制再结晶,但该专利没有深入阐述再结晶的控制机理<sup>[12]</sup>。Xiong 等<sup>[16]</sup>采用渗碳气氛在单晶高温合金 DD6 中渗碳,研究了渗碳对再结晶的作用,结果表明,渗碳生成的 MC 和  $\text{M}_6\text{C}$  碳化物对再结晶晶界迁移起阻碍作用,与文献<sup>[15]</sup>报道的结果一致。本文利用微弧火花渗碳技术在定向凝固高温合金表层渗碳,以控制吹沙诱发表面的再结

晶。微弧火花渗碳技术的优点是工艺和设备简单、成本低、易操作。与气体渗碳不同,微弧火花渗碳采用固态石墨与基体表层反应渗碳。由于其生成产物及处理方式的差异,其对再结晶的影响可能与气体渗碳不同,可能具有不同的再结晶控制机理。因此,本文对微弧火花渗碳控制表面再结晶的机制进行分析。

## 1 实验

实验材料为定向凝固镍基高温合金 DZ125L,化学成分(以质量分数计)为:Cr 9%,Co 10%,W 7%,Mo 2%,Al 5%,Ti 3.5%,Ta 4%,C 0.1%,B 0.01%,Ni 余量。采用高速凝固工艺制备尺寸为 220 mm×70 mm×12 mm 的定向凝固合金板,定向凝固方向沿(001)方向。定向凝固工艺采用双区加热预热模壳,上区和下区温度分别为 1500 ℃和 1550 ℃。母合金重熔后,于 1520 ℃浇入预热的模壳中。合金定向凝固抽拉速度为 7 mm/min。为了避免引入塑性变形,采用电火花线切割机床从定向凝固合金板上切取 12 mm×12 mm×2 mm 的薄片,保证薄片宽面(12 mm×12 mm 的平面)的法线方向垂直于定向凝固方向((001)方向),且宽面与定向凝固板的侧面(220 mm×12 mm 的平面)平行,如图 1 所示。

将切取的薄片宽面磨光至 1000<sup>#</sup>,并采用微弧火花渗碳工艺进行处理,以石墨棒作为碳源,渗碳处理参数如下:频率 2000 Hz,功率 1500 W,电压 60 V。将一部分渗碳样品进行表面 XRD(X-ray diffraction)和截面组织分析;另一部分渗碳样品进行吹沙处理。将没有经过渗碳处理的原始定向凝固合金样品进行吹沙处理,作为参照。吹沙处理方式为水吹沙,压力为 0.35 MPa,时间为 1 min,沙粒为直径 75 μm 的 SiO<sub>2</sub>

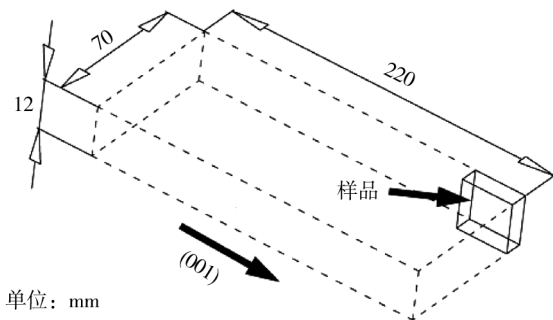


图1 渗碳样品切取示意图

Fig. 1 Schematic of cutting of carburization samples

小颗粒。

由于氧化气氛将对再结晶产生影响<sup>[17]</sup>,因此,将上述渗碳+吹沙样品和直接吹沙样品密封入石英管,抽真空,于1220℃下恒温2h,空冷后,经过必要的金相制备过程后,用光学显微镜和日立S-3400N扫描电子显微镜观察吹沙样品和渗碳+吹沙样品截面的再结晶情况。金相制备过程中,采用的腐蚀试剂为4g CuSO<sub>4</sub>+10 mL HCl+20 mL H<sub>2</sub>O,该腐蚀剂去除表面的 $\gamma'$ 相,保留 $\gamma$ 基体相。在同一个放大倍数下(200倍)沿试样截面拍摄至少10张照片,相隔约40 $\mu$ m测量一个再结晶深度值,计算再结晶深度平均值。通过扫描电子显微镜的能谱分析功能分析样品截面的成分分布和碳化物组成等情况。

## 2 结果与讨论

定向凝固合金样品进行微弧火花渗碳处理后,对渗碳表面进行XRD分析,结果如图2所示。在渗碳样品的表面组织中,主要由 $\gamma$ 、 $\gamma'$ 、TiC、(Cr,Mo)<sub>23</sub>C<sub>6</sub>相和一些残留的C元素组成。因此,微弧火花渗碳处理可能使C元素和合金基体反应生成了(Cr,Mo)<sub>23</sub>C<sub>6</sub>和

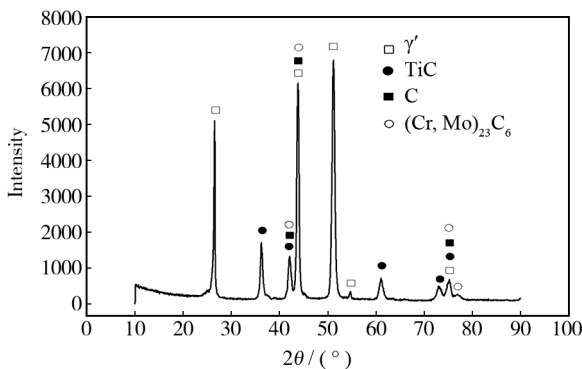
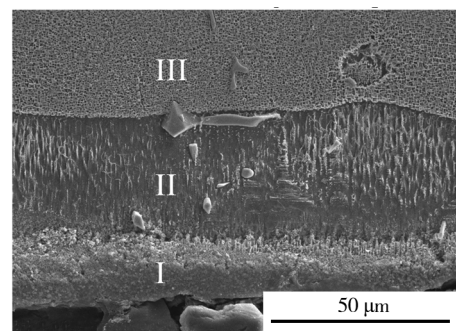


图2 渗碳样品表面XRD衍射谱

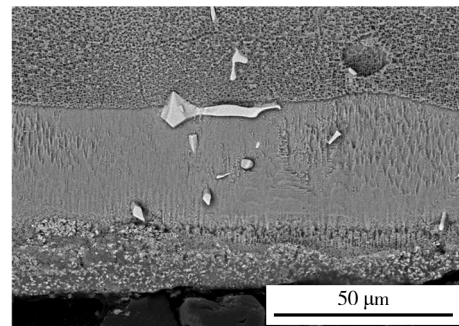
Fig. 2 XRD pattern of surface of carburization samples

TiC等碳化物。

将渗碳样品垂直于渗碳表面截开,观察其截面的组织,如图3所示。从图3可以看出,沿渗碳样品的表面往里,约分为3个区域。I区为隆起形貌,是样品表面连续的一层,厚度约为10~20 $\mu$ m。II区为下凹形貌,可能是由于该区 $\gamma'$ 比重较大,被大量腐蚀去除的缘故,II区也为连续的一层,厚度约为20~40 $\mu$ m。III区为基体区域。I区和II区的总厚度约为30~50 $\mu$ m。从背散射电子像可以看出,I区存在许多小尺寸的相对较暗的白亮相,这些相可能使渗碳反应生成的碳化物。II区和III区存在非常亮的白色块状碳化物,这些碳化物应该是基体中本身存在的MC型碳化物。



a 二次电子像



b 背散射电子像

图3 微弧火花渗碳样品截面形貌

Fig. 3 Cross-section microstructure of samples prepared by micro-arc carburization: a) SE image, b) BSE image

对渗碳样品的截面进行能谱面扫描分析,结果如图4所示。由图4可知,在图3所示的I区,Ti元素呈现明显的富集,其次是Mo元素,W元素和Cr元素也出现一定程度的富集,微量元素C也出现富集,其余基体元素则没有出现富集现象。结果表明,该区域生成了大量的碳化物,主要是含Ti、Mo、W及Cr的碳化物,与XRD结果对比,这些碳化物主要是TiC和(Cr,Mo)<sub>23</sub>C<sub>6</sub>。Ni元素在I区出现贫乏,表明该区域 $\gamma$ 基体所占比重减小。在II区,块状碳化物位置可以



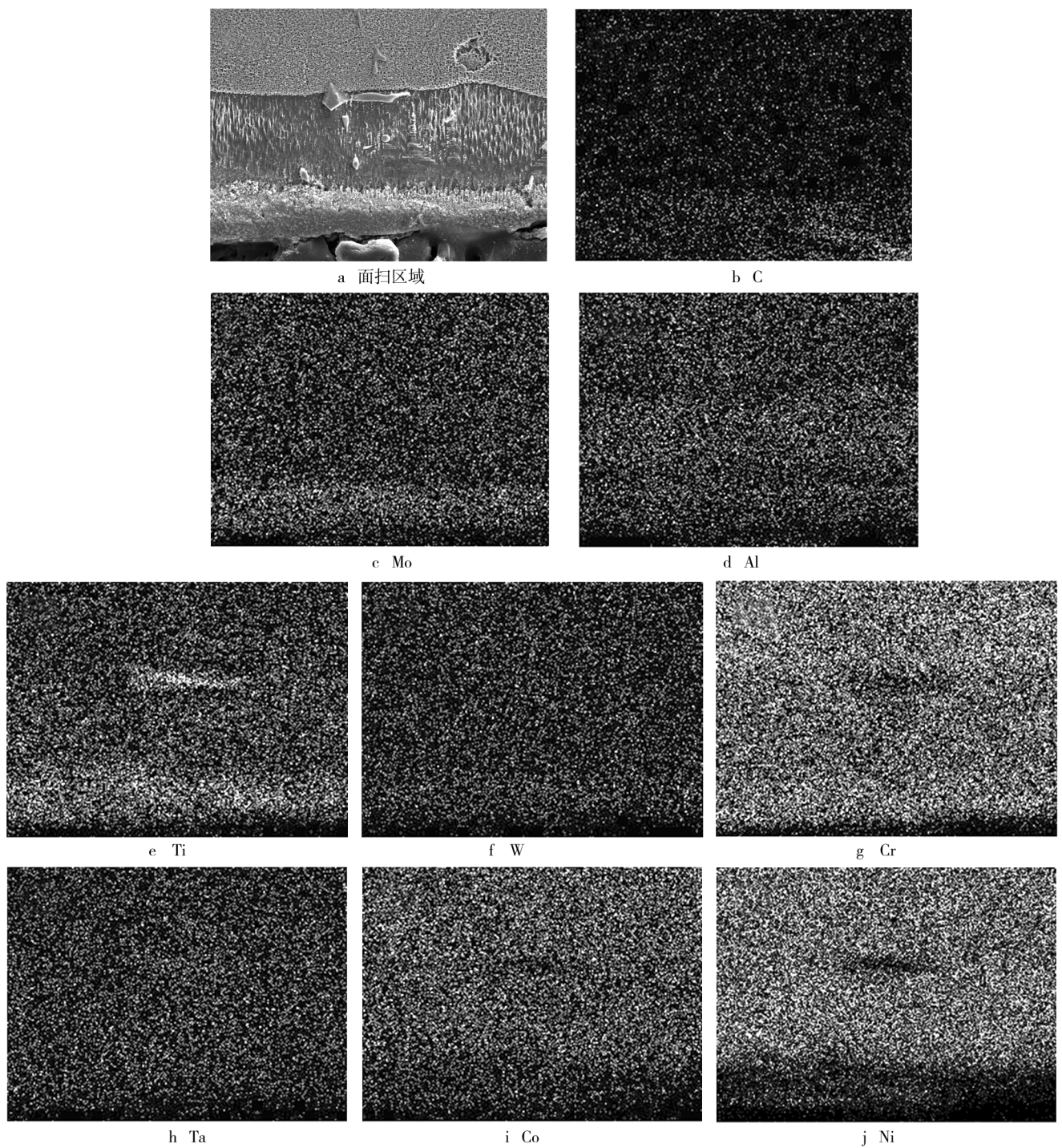


图 4 渗碳样品截面面扫描元素分布

Fig.4 Element distribution measured by EDS on the cross-section of carburization sample:  
a) scanning region, b) C, c) Mo, d) Al, e) Ti, f) W, g) Cr, h) Ta, i) Co, j) Ni

明显看到 Ti 元素富集和 Cr、Ni 元素的贫乏,而没有出现 Mo 和 W 的富集,这表明此处碳化物为 TiC,而且表明此处碳化物与 I 区的碳化物不同,即 I 区的 TiC 中可能含有 Mo、W 等元素。

渗碳+吹沙样品和直接吹沙样品经过 1220 ℃、2 h 固溶热处理后,产生的平均再结晶深度如图 5 所

示。经过渗碳处理后,相同吹沙条件下,渗碳样品的平均再结晶深度明显低于单纯吹沙变形条件下的平均再结晶深度,其平均再结晶深度约为单纯吹沙平均再结晶深度的 60%。

图 6 为渗碳+吹沙样品与直接吹沙样品的再结晶形貌对比。从图 6 可以看到,靠近样品表面且与合金



基体存在明显衬度差的连续层为再结晶层,再结晶层中可以看到许多再结晶晶粒,存在明显的再结晶晶界,甚至平直的孪晶界。沿样品表层往里的方向为再结晶深度方向,对比图 6a 和图 6b 可以看到,无论是最大再结晶晶粒尺寸还是再结晶深度,渗碳样品+吹沙样品都比直接吹沙样品要小。因此,图 5 和图 6 说明,渗碳处理能够在一定程度上减小吹沙产生的再结晶,从而达到控制再结晶的目的。

渗碳+吹沙样品再结晶后的高倍显微组织如图 7 所示。经过固溶热处理后,样品边缘形成了一层较为

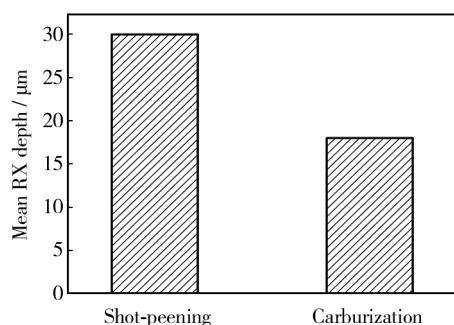
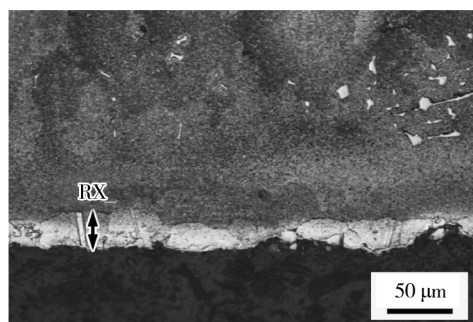
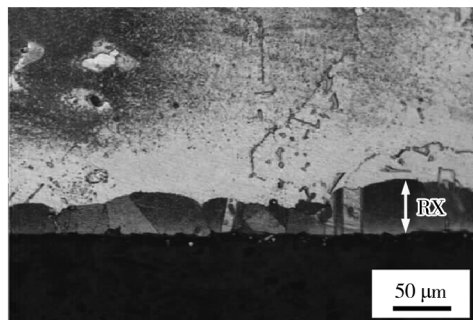


图 5 1220  $^{\circ}\text{C}$ 、2 h 固溶处理后渗碳+吹沙样品与直接吹沙样品再结晶深度对比

Fig. 5 Comparison of recrystallization depth between carburization+shot-peening and shot-peening samples after solution heat treatment at 1220  $^{\circ}\text{C}$  for 2 hours



a 渗碳+吹沙

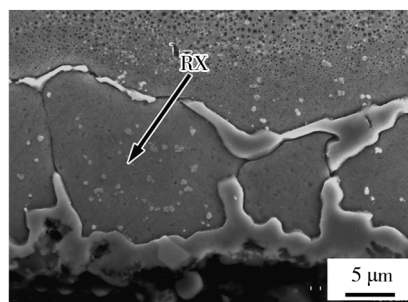


b 直接吹沙

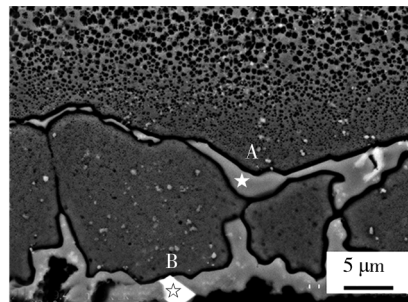
图 6 再结晶晶形貌

Fig. 6 Micrograph of recrystallization: a) carburization + shot-peening, b) shot-peening

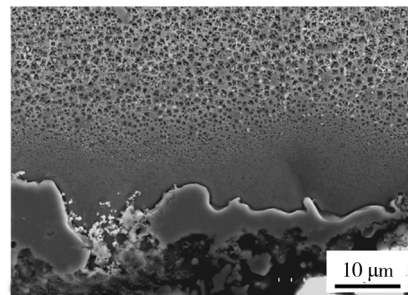
致密的碳化物层。在样品内部,也有一些细小颗粒状碳化物和条状碳化物生成。这些碳化物可能是由图 2 中 I 区细小碳化物在高温下合并长大或者与合金发生反应而生成。碳化物能谱分析结果见表 1。图 7b 中 A 点位置处呈灰色的条状碳化物含有较高的 Ta、Ti、W、Mo 等元素,该碳化物为含 W、Mo 的 MC 型碳化物;B 位置处白亮的块状碳化物含较高的 Ta 和 Ti 元素,为 MC 型碳化物。在表面一些位置产生了再结晶,这些再结晶晶粒基本上被碳化物包围,再结晶晶粒的长大受到碳化物的抑制(图 7a)。相对于基体合金内部,再结晶晶粒中  $\gamma'$  数量较少,基本上为  $\gamma'$  贫乏区,这可能是由于碳化物反应消耗大量的  $\gamma'$  形成元素 Ta、Ti 所致。而在表面某些位置,靠近碳化物的基体合金中没有再结晶产生,这可能是渗碳作用所致,进一步说明渗碳对再结晶的控制效果(图 7c)。



a 碳化物阻碍再结晶迁移,二次电子像



b 背散射电子像



c 未再结晶区域

图 7 碳化物和再结晶形貌

Fig. 7 Morphology of carbides and recrystallization: a) migration of recrystallization grain boundary was retarded by carbides, SE image, b) BSE image, c) region without recrystallization

表 1 碳化物基体元素 EDS 分析结果

Tab.1 EDS analysis result of matrix elements in carbides

位置	%							
	Cr	Co	W	Mo	Al	Ti	Ta	Ni
A	2.02	5.55	9.63	3.56	—	6.43	26.59	46.23
B	1.29	1.52	12.03	—	—	22.84	55.78	6.55

结果表明,经过渗碳处理后,定向凝固高温合金在相同变形条件下,产生的再结晶减小,即渗碳抑制了合金的再结晶。这可能与以下原因有关。

渗碳后,合金表层产生了大量的碳化物,可能成为再结晶晶界移动的障碍。文献报道,晶界的迁移速率  $v$  可表示为<sup>[18]</sup>:

$$v = MP \tag{1}$$

式中: $M$  为晶界的移动能力, $P$  为晶界的净压力(驱动力)。粒子对晶界的迁移有钉扎效应,即产生了阻力。大量的文献报道了高温合金中碳化物的存在将有力地阻碍再结晶晶界的迁移<sup>[12,15]</sup>,这与本文实验结果一致(图 7)。碳化物阻碍导致晶界的净压力减小,即驱动力降低,从而使晶界的迁移速率降低。

其次,渗碳工艺在合金表面生成了一层碳化物。一般情况下,碳化物的硬度高于合金本身<sup>[19-21]</sup>。因此,吹沙过程中,硬度高的碳化物承载了部分压力。另外,碳化物的生成强化了合金基体,使得吹沙产生的变形层厚度可能比直接吹沙产生的变形层厚度要小,这也减小了再结晶可能产生的范围。

最后,本文中渗碳工艺为微弧火花渗碳,渗碳后样品表层基本被碳化物层所包覆(图 7)。因此,碳化物隔绝了基体合金表面和外界环境。碳化物包覆抑制了再结晶表面形核,从而有利于控制再结晶<sup>[22]</sup>。由于碳化物周围基体产生变形,可能导致粒子诱发形核<sup>[15,18]</sup>,将抵消上述再结晶控制的部分有利效果,这还需要进一步的研究证实。

3 结论

1) 经过微弧火花渗碳处理后,定向凝固高温合金的再结晶深度明显减小。

2) 微弧火花渗碳处理在合金表层产生了 TiC 及 (Cr, Mo)<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, 热处理后,主要生成含 W、Mo 的 MC 型碳化物。

3) 生成的碳化物阻碍再结晶晶界迁移及抑制再结晶表面形核是控制合金再结晶的原因。

4) 碳化物本身承载及碳化物强化合金表层从而

减小变形层,可能是再结晶减小的另一原因。

参考文献

[1] 黄乾尧,李汉康. 高温合金[M]. 北京:冶金工业出版社, 2002.  
HUANG Qian-yao, LI Han-kang. Superalloys[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2002.

[2] KHAN T, CARON P AND NAKAGAWA Y G. Mechanical Behavior and Processing of DS and Single Crystal Superalloys[J]. J Met, 1986, 25: 16—19.

[3] XIE G, WANG L, ZHANG J, et al. Influence of Recrystallization on the High Temperature Properties of a Directionally Solidified Ni-base Superalloy [J]. Metall Mater Trans A, 2008, 39A: 206—210.

[4] XIE G, WANG L, ZHANG J. High Temperature Creep of Directionally Solidified Ni-base Superalloys Containing Local Recrystallization[C]. Superalloys, 2008.

[5] XIE G, WANG L, ZHANG J. Intermediate Temperature Creep of Directionally Solidified Ni-based Superalloy Containing Local Recrystallization [J]. Mater Sci Eng A, 2011, 528: 3062—3068.

[6] XIE G, LOU L H. Influence of the Characteristic of Recrystallization Grain Boundary on the Formation of Creep Cracks in a Directionally Solidified Ni-base Superalloy[J]. Mater Sci Eng A, 2012, 532: 579—584.

[7] 郑运荣,阮中慈,王顺才. DZ22 合金的表层再结晶及其对持久性能的影响[J]. 金属学报, 1995, 31: 325—330.  
ZHENG Yun-rong, RUAN Zhong-ci, WANG Shun-cai. Surface Recrystallization on DZ22 Alloy and Its Effect on the Creep Rupture Life[J]. Acta Metall Sin, 1995, 31: 325—330.

[8] 李运菊. 表层再结晶对 DZ4 合金板材高温持久性能的影响[J]. 机械强度, 2006, 28: 35—137.  
LI Yun-ju. Influence of Surface Recrystallization on the High Temperature Creep Rupture Property of DZ22 Alloy [J]. Mechanical Strength, 2006, 28: 35—137.

[9] 孙志国. DZ17G 镍基高温合金再结晶行为研究[D]. 沈阳: 东北大学, 2007.  
SUN Zhi-guo. Recrystallization Behavior of DZ17G Ni-based Superalloy[D]. Shenyang: Northeast University, 2007.

[10] MORIY A. Ni-based Single Crystal Alloy Having Coating Film for Preventing Recrystallization Fracture: Europe, 1036850A1[P]. 2000-09-20.

[11] CORRIGA N. Single Crystal Superalloy Articles with Reduced Grain Recrystallization: Europe, 1038982A1 [P]. 2000-09-02.

(下转第 161 页)



44.  
ZHU Hua-yuan, JI Yun-fei, SHI Feng-long. Battleplan Maintainability Qualitative Request Evaluation Based on Grey System Theory[J]. Equipment Environmental Engineering, 2014, 11(3): 40—44.
- [8] 楚喜丽, 郭雅弧, 黄建, 等. 灰色动态模型应用于土壤腐蚀的研究[J]. 中国腐蚀与防护学报, 2000, 20(1): 54—58.  
CHU Xi-li, GUO Ya-hu, HUANG Jian, et al. Study on Application of Color Dynamic Model to Soil Erosion[J]. Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection, 2000, 20(1): 54—58.
- [9] 耿刚强, 林杰, 刘来君, 等. 钢桥防腐涂层寿命的预测方法[J]. 长安大学学报(自然科学版), 2006, 26(5): 43—47.  
GENG Gang-qiang, LIN Jie, LIU Lai-jun, et al. Life Prediction System for Protective Coating of Steel Bridge[J]. Journal of Chang'an University (Natural Science Edition), 2006, 26(5): 43—47.
- [10] 谭开忍, 肖熙. 基于灰色系统理论的海底管道腐蚀剩余寿命预测方法[J]. 上海交通大学学报, 2007, 41(2): 186—189.  
TAN Kai-ren, XIAO Xi. The Forecast of Remaining Life of Corrosive Submarine Pipelines Based on Grey Theory[J]. Journal of Shanghai Jiaotong University, 2007, 41(2): 186—189.
- [11] 姚竞迪, 梁成浩, 黄乃宝, 等. 无溶剂环氧煤焦沥青涂层在模拟土壤中的电化学行为[J]. 大连海事大学学报, 2015, 41(1): 124—128.  
YAO Jing-di, LIANG Cheng-hao, HUANG Nai-bao, et al. Electrochemical Behavior of Solvent-free Coal Tar Epoxy Coating in Simulated Soil Solution[J]. Journal of Dalian Maritime University, 2015, 41(1): 124—128.
- [12] GB 50021—2008, 岩土工程勘察规范[S].  
GB 50021—2008, Code for Investigation of Geotechnical Engineering[S].
- [13] PING L, LI C, XU Q, et al. Electrochemical Impedance Spectroscopy Study of Ru-La Oxide Coatings in NaCl Solution[J]. Acta Chimica Sinica, 2012, 70(10): 1166—1172.
- [14] 张心华, 张兵, 邵玉佩, 等. 富镍导电涂层在模拟盐碱地土壤溶液中的耐蚀性[J]. 电镀与涂饰, 2015, 34(14): 793—798.  
ZHANG Xin-hua, ZHANG Bing, SHAO Yu-pei, et al. Anticorrosive Performance of Nickel-rich Conductive Coatings in Simulated Saline-alkali Soil Solution[J]. Electroplating & Finishing, 2015, 34(14): 793—798.
- [15] DHOKE S K, KHANNA A S. Electrochemical Impedance Spectroscopy Study of Nano-alumina Modified Alkyd Based Waterborne Coatings[J]. Progress in Organic Coatings, 2012, 74(1): 92—99.
- [16] 骆晨, 蔡健平, 陈亚, 等. 外加应变对航空有机涂层防护性能的影响[J]. 材料工程, 2014(5): 1—6.  
LUO Chen, CAI Jian-ping, CHEN Ya, et al. Effect of Applied Strain on Protective Properties of Aviation Organic Coatings[J]. Journal of Materials Engineering, 2014(5): 1—6.
- [17] LIN C H, DUH J G. Electrochemical Impedance Spectroscopy Study on Corrosion Performance of CrAlSiN Coated Steels in 3.5% NaCl Solution[J]. Surface & Coatings Technology, 2009, 204(6): 784—787.

(上接第123页)

- [12] MIHALISI N. Single Crystal Nickel-base Alloy; Europe, 1038983A1[P]. 2000-01-08.
- [13] WILLIA M. Cycle Recovery Heat Treatment; US, 5551999[P]. 1996-09-03.
- [14] ZOLTZE R. Nickel-base Superalloy; US, 5294239[P]. 1994-03-15.
- [15] WANG L. On the Role of Carbides during Recrystallization of a Directionally Solidified Ni-base Superalloy[J]. Scripta Mater, 2006, 55: 457—460.
- [16] XIONG J C. Effects of Carburization on Recrystallization Behavior of a Single Crystal Superalloy[J]. Mater, 2010(61): 749—755.
- [17] XIE G. Effect of Heat Treatment Atmosphere on Surface Recrystallization of a Directionally Solidified Ni-base Superalloy[J]. Scripta Mater, 2008, 59: 858—861.
- [18] HUMPHREYS F. Recrystallization and Related Annealing Phenomena[M]. New York: Elsevier, 2004.
- [19] RAHIMIAN M. Microstructure and Hardness Evolution in MAR-M247 Ni-based Superalloy Processed by Controlled Cooling and Double Heat Treatment[J]. Alloy Compd, 2013, 550: 339—344.
- [20] YILBAS B S. Laser Surface Treatment of Pre-prepared Rene 41 Surface[J]. Opt Laser Eng, 2012, 50: 1533—1537.
- [21] BERTHOD P. High Temperature Properties of Several Chromium-Containing Co-based Alloys Reinforced by Different Types of MC Carbides (M = Ta, Nb, Hf and/or Zr)[J]. J Alloy Compd, 2009, 481: 746—754.
- [22] 谢光. 再结晶对 DZ125L 合金力学性能的影响及再结晶的控制[D]. 沈阳: 中国科学院金属研究所, 2008.  
XIE Guang. The Influence of Recrystallization on the Mechanical Properties of DZ125L Alloy and the Control of Recrystallization[D]. Shenyang: Institute of Metal Research of Chinese Academy of Sciences, 2008.