

引用格式:刘浩铭,丁方政,蒋康河,等.DD15/SC-4双合金热等静压扩散连接接头微观组织[J].材料工程,2026,54(2):222-233.
LIU Haoming, DING fangzheng, JIANG Kanghe, et al. Microstructure of DD15/SC-4 dual-alloy hot isostatic pressure diffusion bonding joint[J]. Journal of Materials Engineering, 2026, 54(2): 222-233.

DD15/SC-4双合金热等静压扩散连接接头微观组织

刘浩铭¹, 丁方政², 蒋康河³, 刘健¹, 刘世忠¹, 彭子超¹, 王旭青^{1*}

(1 中国航发北京航空材料研究院 先进高温结构材料重点实验室, 北京 100095; 2 93160 部队, 北京 101300;
3 中国航发湖南动力机械研究所, 湖南 株洲 412002)

摘要:采用热等静压扩散连接工艺制备 DD15/SC-4 双合金扩散连接接头, 系统研究热等静压温度和镀镍层对扩散连接接头微观组织和元素扩散的影响。结果表明:热等静压扩散连接工艺可以实现 DD15 与 SC-4 的可靠连接; 连接界面两侧形成成分扩散区和组织影响区, 连接界面附近有 大块 γ' 相、碳化物和氧化物析出, DD15 合金表面约 10~20 μm 范围发生再结晶, 区域内出现碳化物和大尺寸 γ' 相, 距界面 20~140 μm 范围内 γ' 相发生粗化; SC-4 合金距界面 30 μm 范围内发生碳化物回溶, 界面附近出现 大块 γ' 相。热等静压温度提高后, 组织影响区内 DD15 组织无明显变化, SC-4 中大块 γ' 相消失, 连接界面碳化物与氧化物尺寸增大。镀镍层的作用研究表明, 连接界面附近出现不同形状的 γ' 相(长条状 γ' 相、大块 γ' 相($>2 \mu\text{m}$)、细小 γ' 相(200~500 nm)), 碳化物与氧化物消失, SC-4 组织影响区大块 γ' 相消失。

关键词: DD15; SC-4; 热等静压扩散连接; 微观组织; 双合金扩散接头

doi: 10.11868/j.issn.1001-4381.2024.000755 **CSTR:** 32421.14.j.issn.1001-4381.2024.000755

中图分类号: TG453.9 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2026)02-0222-12

Microstructure of DD15/SC-4 dual-alloy hot isostatic pressure diffusion bonding joint

LIU Haoming¹, DING fangzheng², JIANG Kanghe³, LIU Jian¹, LIU Shizhong¹,
PENG Zichao¹, WANG Xuqing^{1*}

(1 Key Laboratory of Advanced High Temperature Structural Materials, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China; 2 Army Unit 93160, Beijing 101300, China;
3 AECC Hunan Aviation Powerplant Research Institute, Zhuzhou 412002, Hunan, China)

Abstract: The hot isostatic pressing (HIP) technique is employed to create a diffusion-bonded joint between DD15 alloy and SC-4 alloy. This study systematically examines the impact of HIP temperature and nickel electrodeposited coating on the microstructure and elemental diffusion characteristics at the diffusion-bonded joint. The results reveal that HIP diffusion bonding effectively achieves a reliable bond between DD15 and SC-4. Both sides of the bonding interface exhibit distinct element diffusion zones and microstructure affected zones, accompanied by the precipitation of large γ' phases, carbides, and oxides in proximity to the interface. In the DD15 alloy, recrystallization occurs in a region approximately 10-20 μm from the surface. Carbides and large-sized γ' phases are present within this region. In the range of 20-140 μm away from the interface, the γ' phases undergo coarsening. For the SC-4 alloy, carbide redissolution occurs within 30 μm from the interface, and large γ' phases are observed in the vicinity of the interface. As the HIP temperature increases, the microstructure of DD15 within the heat-affected zone remains relatively unchanged, whereas the prominent γ' phase in SC-4 diminishes, and the size of carbides and oxides at the bonding interface augments. The influence of nickel plating is evident, with various shapes of γ' phases (long strip-shaped γ' phase, large γ' phase ($>2 \mu\text{m}$), fine γ' phase (200-500 nm)) emerging near the connection interface, accompanied by the disappearance of carbides and oxides. Notably,

the large γ' phases in SC-4 also vanish under this condition.

Key words: DD15; SC-4; hot isostatic pressure diffusion bonding; microstructure; dual-alloy diffusion joint

双合金整体叶盘将叶片与涡盘设计为一个整体,省去常规连接的榫头和榫槽,使结构简化,有效减轻发动机结构质量,提高燃油效率和推重比,是现代航空发动机发展的一个重要方向^[1-6]。双合金整体叶盘叶片材料主要使用铸造高温合金、定向凝固高温合金和单晶高温合金,盘心材料主要使用粉末高温合金。如何实现异种合金间的可靠冶金结合是双合金整体叶盘制造过程中的一个重要问题。热等静压(hot isostatic pressing, HIP)扩散连接具有加热温度低、连接强度高、焊件变形小等特点,是实现异种合金连接的较好方法^[7-10]。目前对于热等静压扩散连接技术制备单晶/粉末双合金整体叶盘的工艺已有一定研究。阎来成等^[11-12]使用热等静压扩散连接对 DD402 与 FGH95 进行连接,获得了冶金结合良好的合金接头,其结合界面区域出现组织过渡区,热处理后合金接头高温拉伸强度高于 DD402 合金的。董建新等^[13]对 DD402 和 Rene95 合金进行了热等静压扩散连接元素互扩散规律的模拟计算,发现大部分元素扩散驱动力为浓度梯度,扩散区宽度与各元素扩散能力有关。姚瑶等^[14-15]对不同温度下热等静压连接的 DD407/FGH95 合金扩散连接层进行了计算模拟和实验验证,建立了元素扩散及相结构模型。

随着高推力航空发动机的发展,对涡盘和叶片材料性能方面的要求逐渐提高。粉末高温合金与单晶高温合金已经历多代发展,合金成分、组织及性能不断变化,对单晶/粉末双合金扩散连接接头微观组织也产生了重大影响^[16-18]。而目前对于单晶/粉末扩散

连接的研究主要集中于低代次合金,对于高代次合金扩散连接中的成分扩散与组织演变问题仍需进一步研究。DD15 合金是第四代单晶高温合金,具有优秀的拉伸、持久、蠕变性能,SC-4 合金是新型镍基粉末高温合金,具有优异的高温强度和蠕变性能。本工作采用热等静压扩散连接工艺制备 DD15/SC-4 双合金扩散连接接头,研究单晶/粉末双合金扩散连接成分扩散、微观组织及析出相演变规律等,探索 HIP 温度及合金表面镀镍处理对合金接头组织的影响,为发展高推力航空发动机双合金整体涡轮技术的应用提供技术支撑。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

实验所用材料为 DD15 和 SC-4 合金,其化学成分如表 1 所示。DD15 和 SC-4 的 γ' 相完全溶解温度分别为 1335、1165 $^{\circ}\text{C}$ 。扩散连接试样为 $\Phi 10 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$ 圆柱试样,DD15 [001] 晶向平行于圆柱轴向,合金试样表面进行精车加工处理。将合金试样分为 4 组,每组试样包含一块 DD15 试样和一块 SC-4 试样。将样品清洗至表面洁净,每组试样分别放入不同包套中,使 DD15 样品与 SC-4 样品端面相连,抽气至真空压力达到 $1 \times 10^{-3} \text{ Pa}$ 进行封焊,随后进行热等静压扩散连接。1 号样品 HIP 工艺条件为 1160 $^{\circ}\text{C}/140 \text{ MPa}$, 2 号和 4 号样品 HIP 工艺条件为 1180 $^{\circ}\text{C}/140 \text{ MPa}$ (2 号样品表面不镀镍,4 号样品表面镀镍,厚度为 7 μm), 3 号样品 HIP 工艺条件为 1200 $^{\circ}\text{C}/140 \text{ MPa}$ 。

表 1 实验用合金化学成分(质量分数/%)

Table 1 Chemical compositions of experimental alloy(mass fraction/%)

Sample	Cr	Co	Al	Ti	Nb	Mo	Zr	B
SC-4	10.0-15.0	16.0-21.0	1.0-4.0	1.0-4.5	0.5-2.5	1.5-5.0	0.01-0.10	0.01-0.10
DD15	2.0-4.0	7.0-10.0	5.0-6.0		0.2-1.0	0.8-1.6		
Sample	W	C	Ta	Hf	Re	Ru	Ni	
SC-4	1.0-4.5	0.01-0.10	2.0-6.5	0.1-1.0			Bal.	
DD15	6.0-9.0		7.0-10.0	0.1-0.3	3.0-5.0	2.0-4.0	Bal.	

1.2 实验方法

使用 200、400、600、800、1000、1200 目砂纸对扩散连接试样进行磨制处理,然后使用 3 μm 和 1.5 μm 抛光剂进行抛光处理。试样观察前使用 15 g CrO_3 + 170 mL

H_3PO_4 + 10 mL H_2SO_4 电解液进行电解腐蚀。

使用 ZYGONexView 三维白光干涉表面形貌仪对合金样品表面形貌进行表征,使用 Sigama 300 扫描电子显微镜仪(SEM)、C-SWIFT 电子背散射衍射仪(EBSD)

和 Talos F200G-X 透射电子显微镜 (TEM) 研究扩散连接接头及母材微观组织,使用 C-SWIFT X 射线能谱仪 (EDS) 和 JXA-8230 电子探针 (EPMA) 对扩散连接接头元素扩散情况及析出相元素组成进行分析。

2 结果与分析

2.1 不同 HIP 温度下 DD15/SC-4 扩散连接界面微观组织

图 1 为不同 HIP 温度下扩散连接界面显微组织。

可以看出,在不同温度进行热等静压后,连接界面均未出现孔洞等缺陷,实现了良好的冶金结合。在双合金界面两侧出现明显的组织影响区,根据组织特征可以将扩散连接界面分为 5 个区域:DD15 基体 (I 区)、DD15 组织影响区 (II 区)、DD15 再结晶区 (III 区)、SC-4 组织影响区 (IV 区)、SC-4 基体 (V 区)。在 1160 °C HIP 条件下,II 区宽度约 140 μm,III 区宽度约 10~20 μm,IV 区宽度约 30 μm,随 HIP 温度的提升,各区域宽度无明显变化。

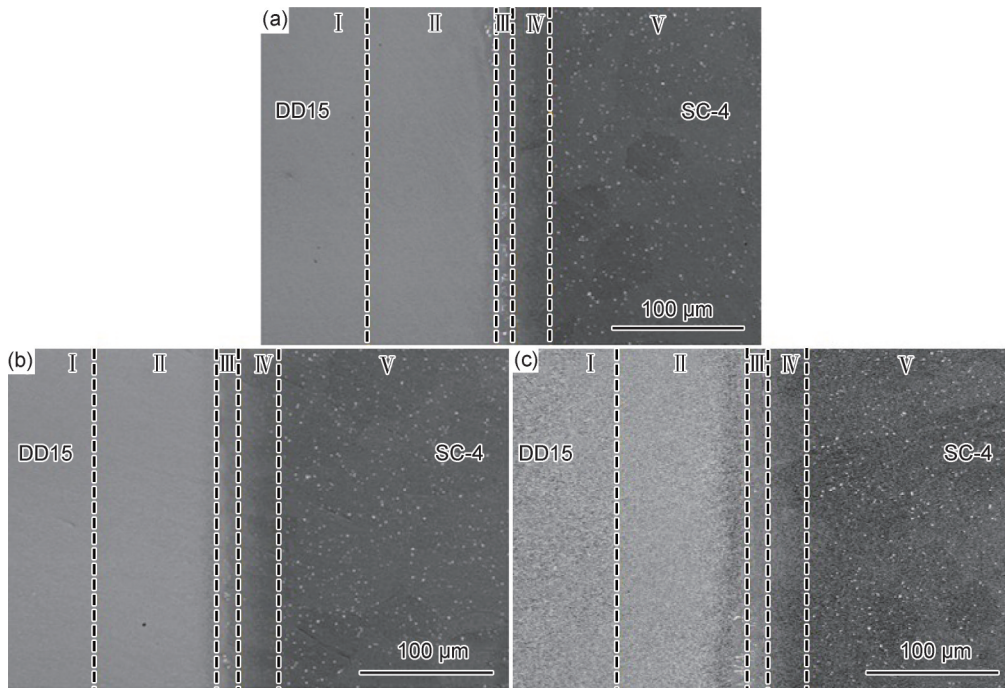


图 1 不同 HIP 温度下 DD15/SC-4 扩散连接接头 SEM 图

(a)1160 °C;(b)1180 °C;(c)1200 °C

Fig.1 SEM images of DD15/SC-4 diffusion-bonded joints at different HIP temperatures

(a)1160 °C;(b)1180 °C;(c)1200 °C

以 1180 °C 的 HIP 样品 (2 号样品) 为例,对双合金连接界面进行 EBSD 分析,结果如图 2 所示。可以看出,DD15 表面存在 5~10 μm 的细小晶粒,该区域宽度

约 10~20 μm。HIP 初期,DD15 与 SC-4 表面发生物理接触,并在高温、高压作用下发生微观塑性变形,DD15 表层区域形成大量位错,随后在温度与压力的

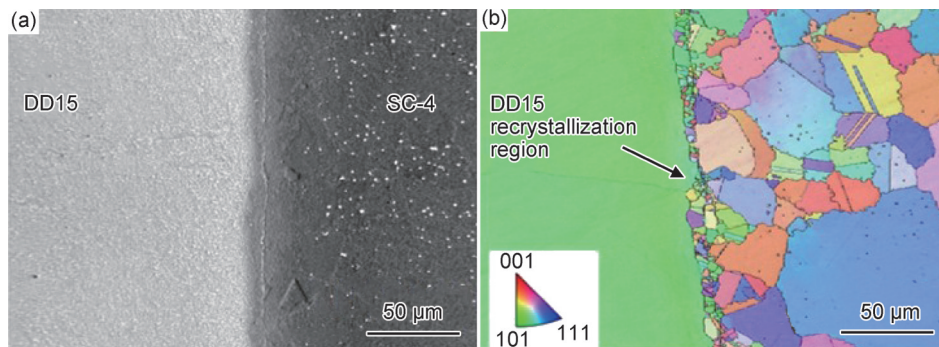


图 2 1180 °C HIP 样品接头组织 (a)SEM 图;(b)IPF 图

Fig.2 Microstructures of 1180 °C HIP sample joint (a)SEM image;(b)IPF image

作用下,位错重新排列并逐渐形成亚晶界,发生了动态再结晶现象,形成小尺寸晶粒^[19-21]。

图 3 为不同 HIP 温度下扩散连接接头 SEM 图及元素扩散 EPMA 线扫描结果,横坐标 d 为距原始连接

界面的距离。可以看出,0 μm 处为原始连接界面, -140~0 μm 为 DD15, 0~140 μm 为 SC-4。连接界面两侧形成元素互扩散区,范围约 70 μm (-20~50 μm), 不同元素由于扩散速率不同导致扩散距离有一定区

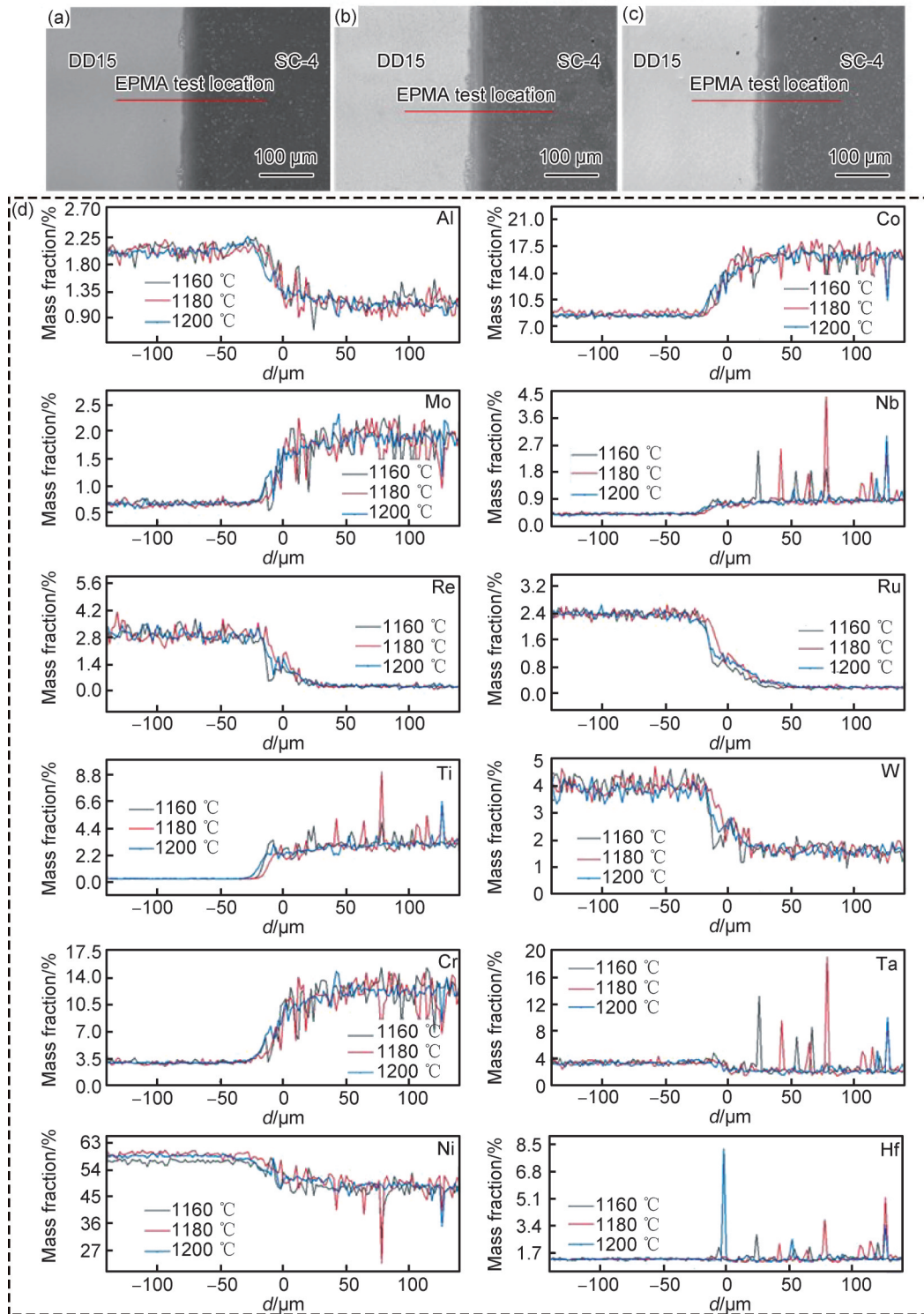


图 3 不同 HIP 温度下扩散连接接头 SEM 图及元素扩散 EPMA 线扫描结果

(a)1160 °C; (b)1180 °C; (c)1200 °C; (d)EPMA 线扫描结果

Fig.3 SEM images of diffusion-bonded joints at different HIP temperatures and EPMA line scan results of element diffusion

(a)1160 °C; (b)1180 °C; (c)1200 °C; (d)EPMA line scan results

别。在DD15合金中,元素的主要扩散形式是体扩散,扩散速率较低,因此在DD15组织影响区($-140\sim-20\ \mu\text{m}$)元素含量变化较小,而DD15再结晶区($-20\sim 0\ \mu\text{m}$)内存在大量位错和晶界,因此元素扩散的主要方式由晶体内的体扩散转变为通过位错及晶界扩散,明显提高了元素扩散速率,元素含量出现较大幅度的变化。SC-4合金中有晶界存在,元素扩散速率较高,SC-4组织影响区($0\sim 30\ \mu\text{m}$)呈现出较为平缓的过渡,在 $30\sim 50\ \mu\text{m}$ 范围内,合金元素仍有小幅变

化,但该区域显微组织与SC-4基体无明显区别。在不同HIP温度下,合金中元素扩散情况无明显变化。

2.1.1 DD15再结晶区

图4为HIP连接后DD15再结晶区(Ⅲ区)显微组织SEM图。两合金的连接界面处发现圆形颗粒状析出相,其沿连接界面均匀分布。随着HIP温度的提高,相尺寸逐渐增大。DD15再结晶区中存在大量大尺寸 γ' 相,部分 γ' 相内部靠近DD15一侧存在白色析出相,形状多为块状和圆棒状。

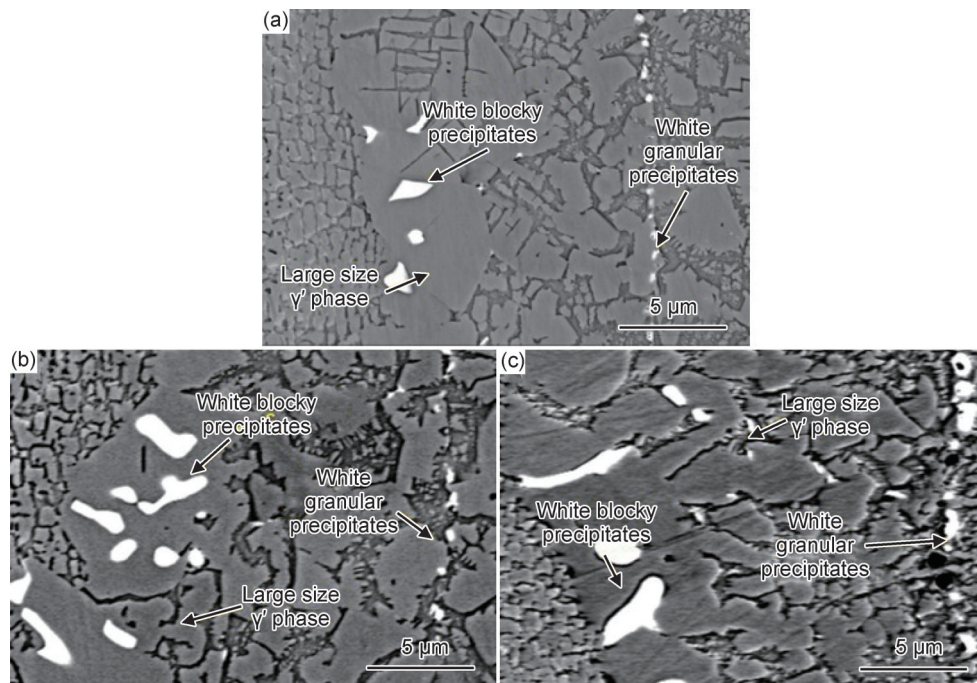


图4 不同HIP温度下DD15再结晶区(Ⅲ区)SEM图

(a)1160 °C;(b)1180 °C;(c)1200 °C

Fig.4 SEM images of recrystallization zone(region III) of DD15 at different HIP temperatures

(a)1160 °C;(b)1180 °C;(c)1200 °C

在HIP过程中,一方面,DD15表面发生塑性形变产生大量位错,促进相间元素扩散的发生,Al、Ti、Nb等 γ' 相形成元素通过位错通道发生扩散^[22],导致 γ' 相粗化并连接在一起,形成大块 γ' 相;另一方面,由于SC-4中 γ' 相形成元素含量低于DD15中的, γ' 相形成元素向SC-4中扩散,形成浓度梯度,导致由DD15一侧向扩散连接界面 γ' 相尺寸逐渐减小。

对白色块状析出相、白色圆形颗粒状析出相进行EDS和TEM分析,1180 °C的HIP样品(2号样品)DD15再结晶区域元素分布结果如图5所示。图6为图5中A、B、C、D各析出相形貌及其电子衍射斑点,表2为析出相的化学成分。可知,白色块状析出相(A相)处存在Hf、Re、Ta、W元素富集,晶格结构为面心立方结构,是一种碳化物。在HIP过程中,C元素由SC-4一侧向DD15一侧扩散,W和Re元素由DD15一

侧向SC-4一侧扩散。在DD15再结晶区域靠近DD15基体处,C元素与碳化物形成元素达到一定原子分数范围,在该区域塑性形变过程中所产生的位错等高能量位置析出形成碳化物,在后续过程中,由于 γ' 相粗化并相互连接在一起,会将碳化物包裹在其中,形成碳化物分布于 γ' 相内部的情况。

连接界面处白色圆形颗粒状析出相由三种不同相组成。尺寸稍大的相(B相)主要成分为Hf、Ta、Zr、O元素,晶格结构为体心立方结构,是一种氧化物。该氧化物形成是由于DD15和SC-4在连接前表面与空气接触,合金表面生成细小氧化物并存在氧的吸附,在HIP过程中,吸附的氧与合金中的Hf、Ta、Zr元素在细小氧化物处聚集析出,导致氧化物长大。尺寸较小的相(C相)主要成分为Ti、Hf、Ta、C元素,晶格结构为面心立方结构,是一种碳化物。该相主要依附于B

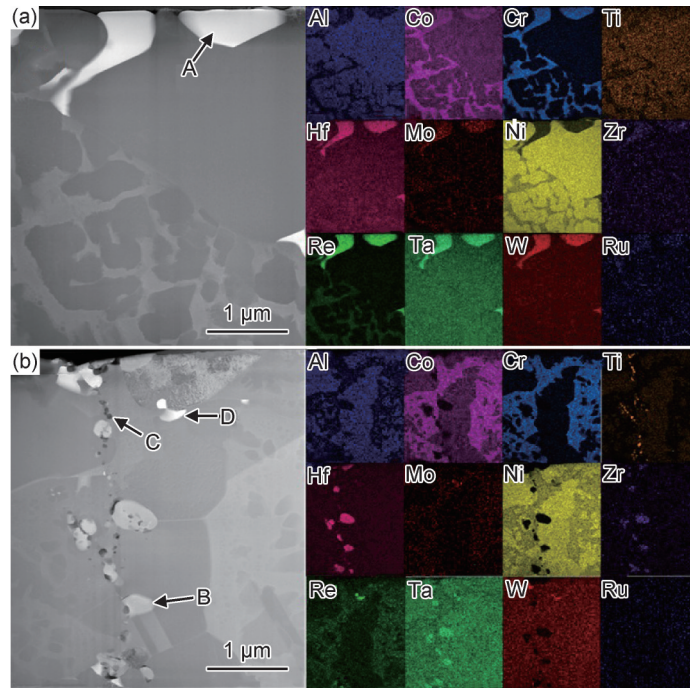


图 5 1180 °C HIP 样品 DD15 再结晶区域元素分布
(a)DD15 再结晶区;(b)连接界面

Fig.5 Element distributions in DD15 recrystallization area of HIP sample at 1180 °C
(a)DD15 recrystallization area;(b)bonding interface

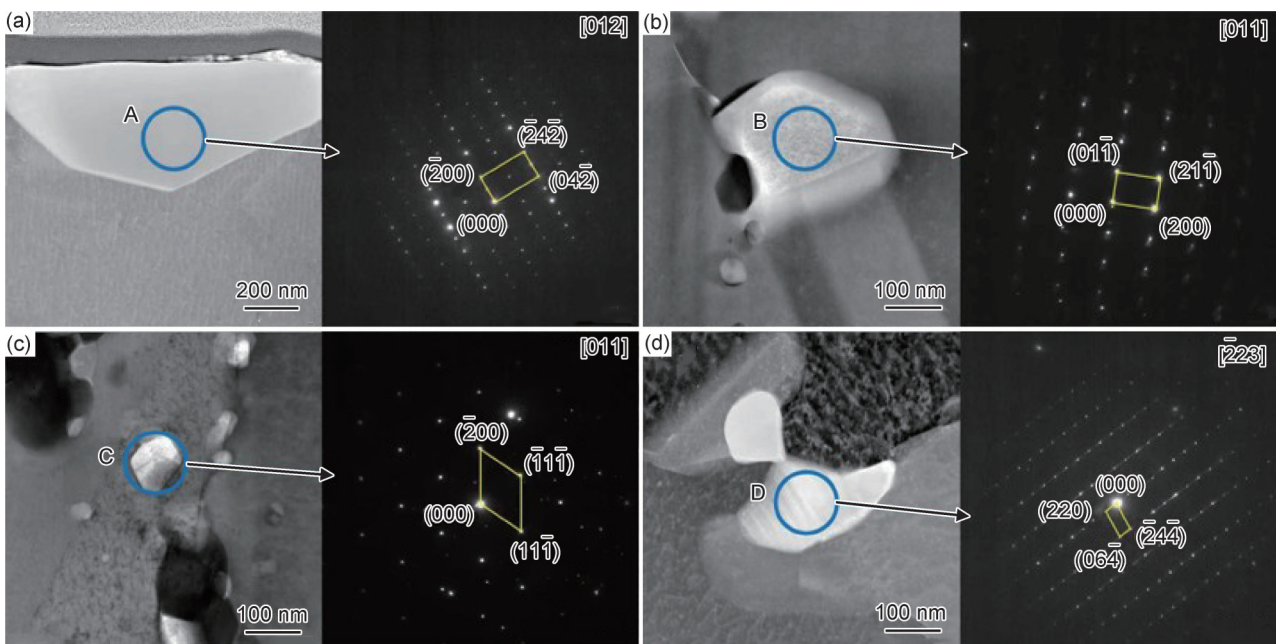


图 6 各析出相形貌及其电子衍射斑点
(a)A 相;(b)B 相;(c)C 相;(d)D 相

Fig.6 Morphologies of each precipitated phase and its electron diffraction spots
(a)phase A;(b)phase B;(c)phase C;(d)phase D

相表面,是在 HIP 过程中碳化物形成元素以双合金界面上的氧化物作为形核质点析出形成。当 HIP 温度升高时,碳化物和氧化物长大速率加快,可以观察到原始界面圆形颗粒状析出相尺寸增加。在原始界面处还出现

一种 Re、W 元素富集的块状相(D 相),晶格结构为体心立方结构,根据成分及结构推断其可能是一种 TCP 相。

2.1.2 DD15 组织影响区

图 7 为不同 HIP 温度下 DD15 组织影响区(Ⅱ区)

表2 析出相化学成分(质量分数/%)

Table 2 Chemical compositions of precipitated phase(mass fraction/%)

Precipitated phase	B	C	O	Al	Ti	Cr	Co	Ni
A	0.00	2.47	0.11	0.08	0.07	4.44	4.22	4.39
B	0.00	0.06	6.13	0.00	0.07	0.06	0.00	0.00
C	0.00	1.66	0.00	0.03	34.37	0.14	0.08	0.42
D	0.00	0.05	0.39	0.85	0.37	7.33	9.36	14.08
Precipitated phase	Zr	Nb	Mo	Ru	Hf	Ta	W	Re
A	0.71	0.16	1.70	0.49	14.71	37.59	8.95	19.91
B	6.17	0.11	0.00	0.34	51.50	35.47	0.00	0.09
C	0.65	2.38	0.23	0.18	16.49	43.38	0.00	0.00
D	0.80	0.48	4.18	0.50	12.54	31.09	7.78	10.19

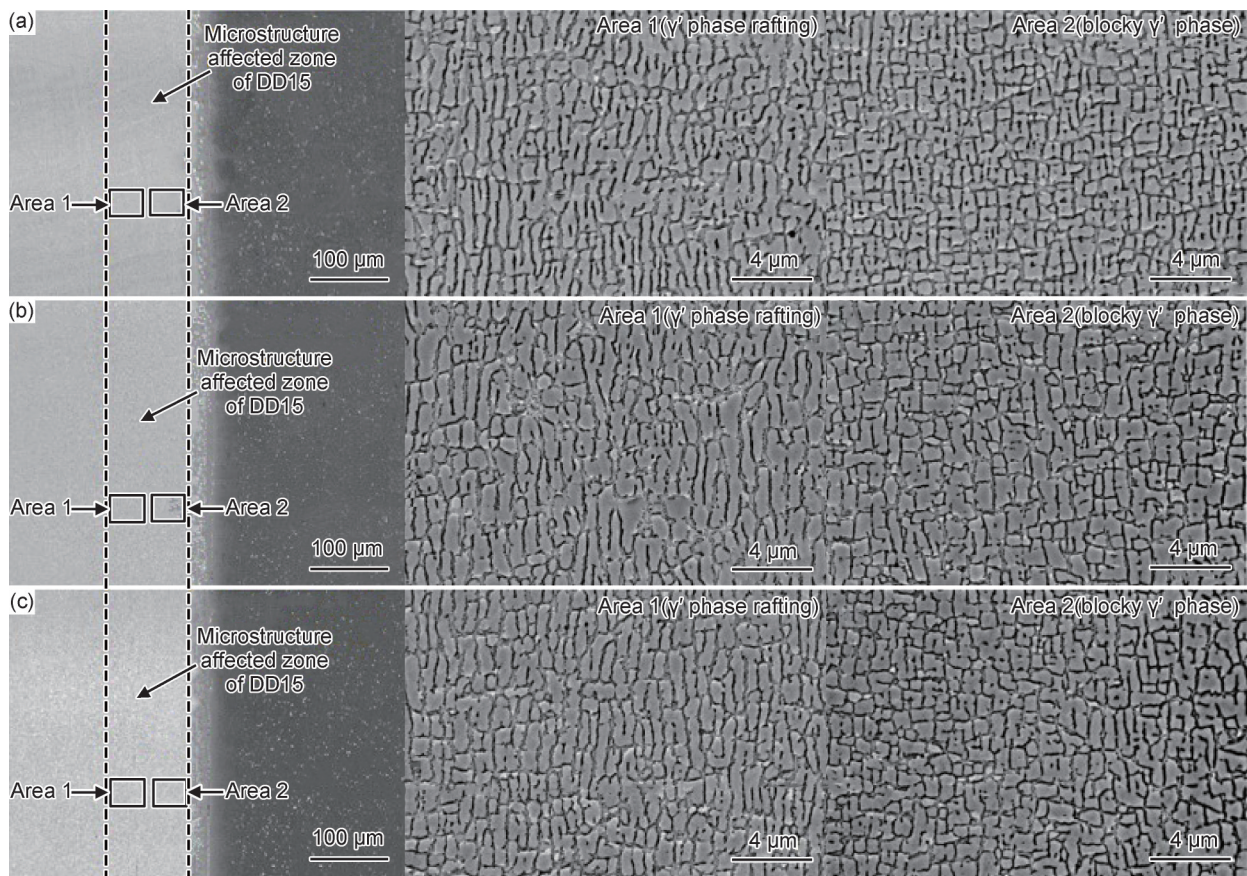


图7 不同HIP温度下DD15组织影响区(Ⅱ区)SEM图

(a)1160 °C;(b)1180 °C;(c)1200 °C

Fig.7 SEM images of microstructure affected zone(region II) of DD15 at different HIP temperatures

(a)1160 °C;(b)1180 °C;(c)1200 °C

显微组织。可知,在靠近扩散连接界面位置,γ'相为不规则块状,随着与扩散连接界面距离的增加,γ'相发生筏化,开始出现长条状和L形γ'相,在距扩散连接界面约70 μm处,γ'相全部为长条状,在距扩散连接界面约140 μm处,逐渐转变为规整的立方状γ'相。DD15受到应力影响,组织内部产生位错,元素通过位错进行定向的“管道扩散”,进而导致γ'相的粗

化^[22]。距离界面不同位置的γ'相形貌的演变,可能是由于不同位置所受的应力不同而导致。不同HIP温度下,该区域宽度基本相同,区域内组织无明显变化。

2.1.3 SC-4组织影响区

图8为不同HIP温度下SC-4组织影响区(Ⅳ区)显微组织。在HIP过程中,DD15与SC-4合金间发生元素互扩散,由于DD15合金中γ'相形成元素含量较

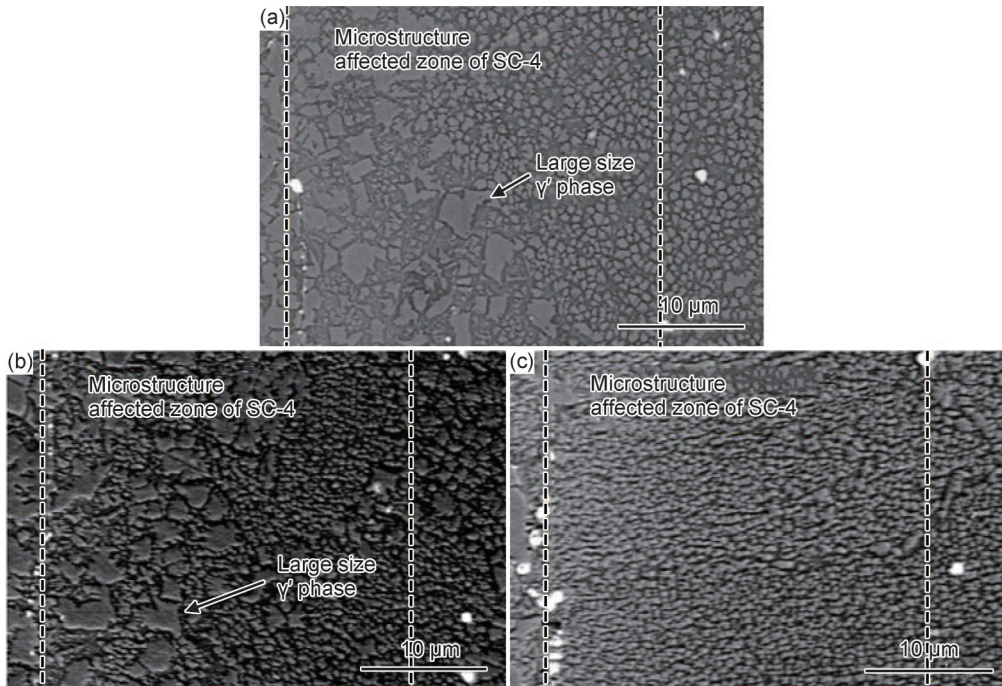


图 8 不同 HIP 温度下 SC-4 组织影响区(IV 区)SEM 图

(a)1160 °C;(b)1180 °C;(c)1200 °C

Fig.8 SEM images of microstructures affected zone(region IV) of SC-4 at different HIP temperatures

(a)1160 °C;(b)1180 °C;(c)1200 °C

高,随着互扩散的发生,SC-4 组织影响区 γ' 相形成元素含量升高,提高了该区域中 γ' 相的固溶温度,靠近界面位置 γ' 相完全固溶温度超过 1180 °C。当 HIP 温度为 1160 °C 和 1180 °C 时,该位置有 γ' 相残留,在后续冷却过程中,已有的 γ' 相长大,形成大块 γ' 相,其余部分 γ' 相形核析出,形成小尺寸 γ' 相,最终形成大尺寸 γ' 相与小尺寸 γ' 相混杂结构。当 HIP 温度提高至 1200 °C 时,此温度超过 SC-4 组织影响区 γ' 相完全固溶温度, γ' 相完全溶解, γ' 相形成元素扩散进入该区域后均匀分布,并在冷却过程中重新形核析出,所以 γ' 相均为小尺寸

相。此外,在不同 HIP 温度下,SC-4 组织影响区均发生碳化物回溶现象。这是由于元素扩散影响,SC-4 组织影响区 C 元素含量降低,低于碳化物相平衡浓度,该区域碳化物溶解。

2.2 镀镍层对 DD15/SC-4 扩散连接界面显微组织的影响

将待连接 DD15 与 SC-4 试样表面镀镍,镀层厚度约 7 μm,在 1180 °C 条件下进行热等静压连接,获得连接界面。镀镍样品(4 号样品)接头组织如图 9 所示,与未镀镍样品(2 号样品)不同的是,在 DD15 表面未发现再结晶晶粒。

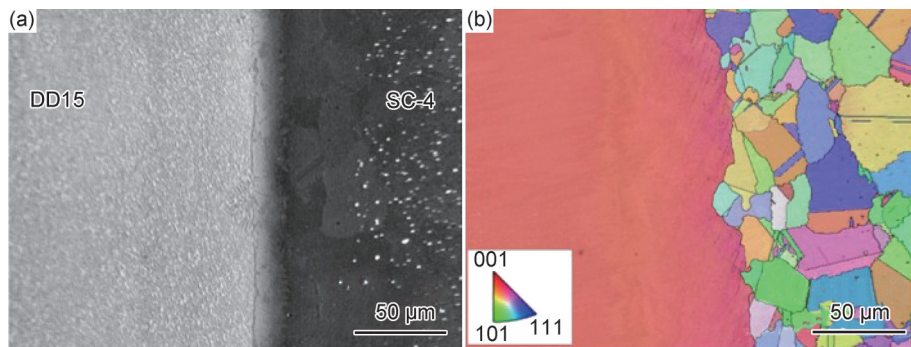


图 9 镀镍样品接头组织 (a)SEM 图;(b)IPF 图

Fig.9 Microstructures of nickel-plated sample joint (a)SEM image;(b)IPF image

对镀镍前后的合金样品进行白光干涉实验,结果如图 10 所示,图中 S_a 为合金表面算数平均高度, S_q 为

合金表面均方根高度, S_z 为合金表面最大高度, h 为与表面平均面的高度差。可知在添加镀镍层后, S_a 明显

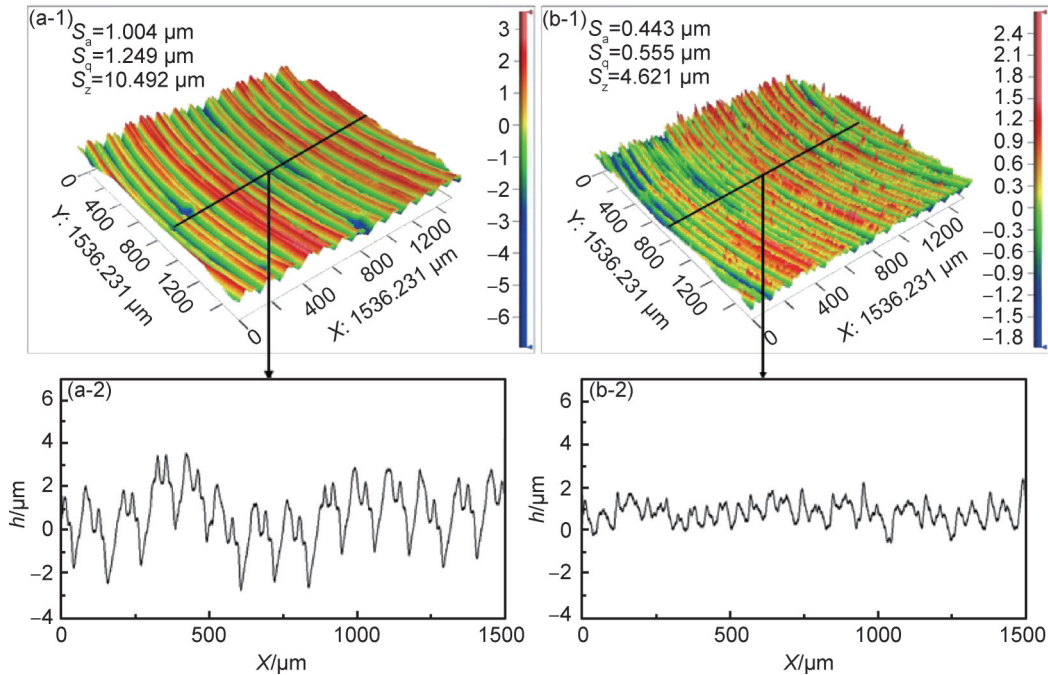


图10 不同镀镍样品表面三维(1)和二维(2)形貌 (a)未镀镍样品;(b)镀镍样品

Fig.10 Surface 3D(1) and 2D(2) topographies of samples with different nickel plating processes

(a)sample without nickel plating;(b)nickel-plated sample

降低,由未镀镍样品的 $1.004\ \mu\text{m}$ 降低至 $0.443\ \mu\text{m}$ 。由于镀镍后合金表面相对较为平整,在HIP过程中合金表面发生的塑性形变相对较小。此外,由于镀镍层强度远低于DD15,在表面接触的过程中,塑性形变主要由镀镍层承担,进一步减少了DD15的塑性变形。因此,在镀镍样品中,DD15一侧未出现明显再结晶现象。

图11为不同镀镍工艺样品扩散连接接头SEM图及元素扩散情况。可以看到,镀镍样品中扩散连接界面位置Al、Ti、Ta、Ni元素富集,Co、Cr、Mo元素出现贫化,镀镍层靠近DD15合金一侧出现Al、Ti、Ta元素贫化区域,而Co、Cr、Mo元素富集,其余元素扩散情况与未镀镍样品(图3)相似。

图12为镀镍样品扩散连接界面显微组织SEM图。可以看到,DD15组织影响区(图12(a))形貌与未镀镍样品相似,出现 γ' 相筏化和块状 γ' 相两个区域。扩散连接界面(图12(b))处出现长条状 γ' 相-细小 γ' 相-大块 γ' 相的分布,宽度在 $20\ \mu\text{m}$ 左右,略大于镀镍层宽度。扩散连接界面附近未发现碳化物和氧化物。从图12(c)中可以看到,SC-4组织影响区未出现大块 γ' 相。

在HIP过程中,单晶高温合金和粉末高温合金基体中的合金元素向镀镍层中扩散,Al、Ta、Ti等 γ' 相形成元素在界面等能量较高位置发生偏聚,优先析出 γ' 相,并随着 γ' 相形成元素含量提高不断长大,最终形成

大尺寸 γ' 相。由于Al元素扩散速率较高,会优先占据能量较高位置析出 γ' 相,后续Re和W等碳化物形成元素扩散进入后缺少形核位点,因此镀镍样品中没有碳化物析出。

由于DD15中元素扩散主要通过体扩散方式进行,扩散速率较低,Al、Ti、Ta等 γ' 相形成元素扩散进入镀镍层中的数量较少且富集在界面等位置,因此在扩散连接界面和DD15表面之间形成一些 γ' 相形成元素贫化区域,这些区域中 γ' 相形成元素含量不足以在HIP温度下析出 γ' 相,因此没有大块 γ' 相生成,而是在冷却过程中析出细小 γ' 相。DD15与镀镍层交界位置受到应力影响发生轻微形变,促使 γ' 相相互连接形成长条状 γ' 相,最终在DD15镀镍层区域中呈现出长条状 γ' 相-细小 γ' 相-大尺寸 γ' 相的结构。

SC-4中元素扩散主要通过晶界扩散方式进行,扩散速率较高,在元素扩散初期,合金元素由SC-4向镀镍层中扩散,SC-4组织影响区合金元素含量降低, γ' 相发生回溶。随着元素扩散进程的推进,镀镍层中元素含量逐渐升高至与SC-4组织影响区中元素含量相同,这时合金元素不再由SC-4进入镀镍层,而是由合金基体向组织影响区扩散,同时Al、Re等DD15中含量较高的元素也会通过镀镍层向SC-4中扩散,但由于扩散时间较短,SC-4组织影响区中 γ' 相形成元素含量仍然相对较低, γ' 相在HIP温度下无法析出,因此该区域中没有大块 γ' 相形成。

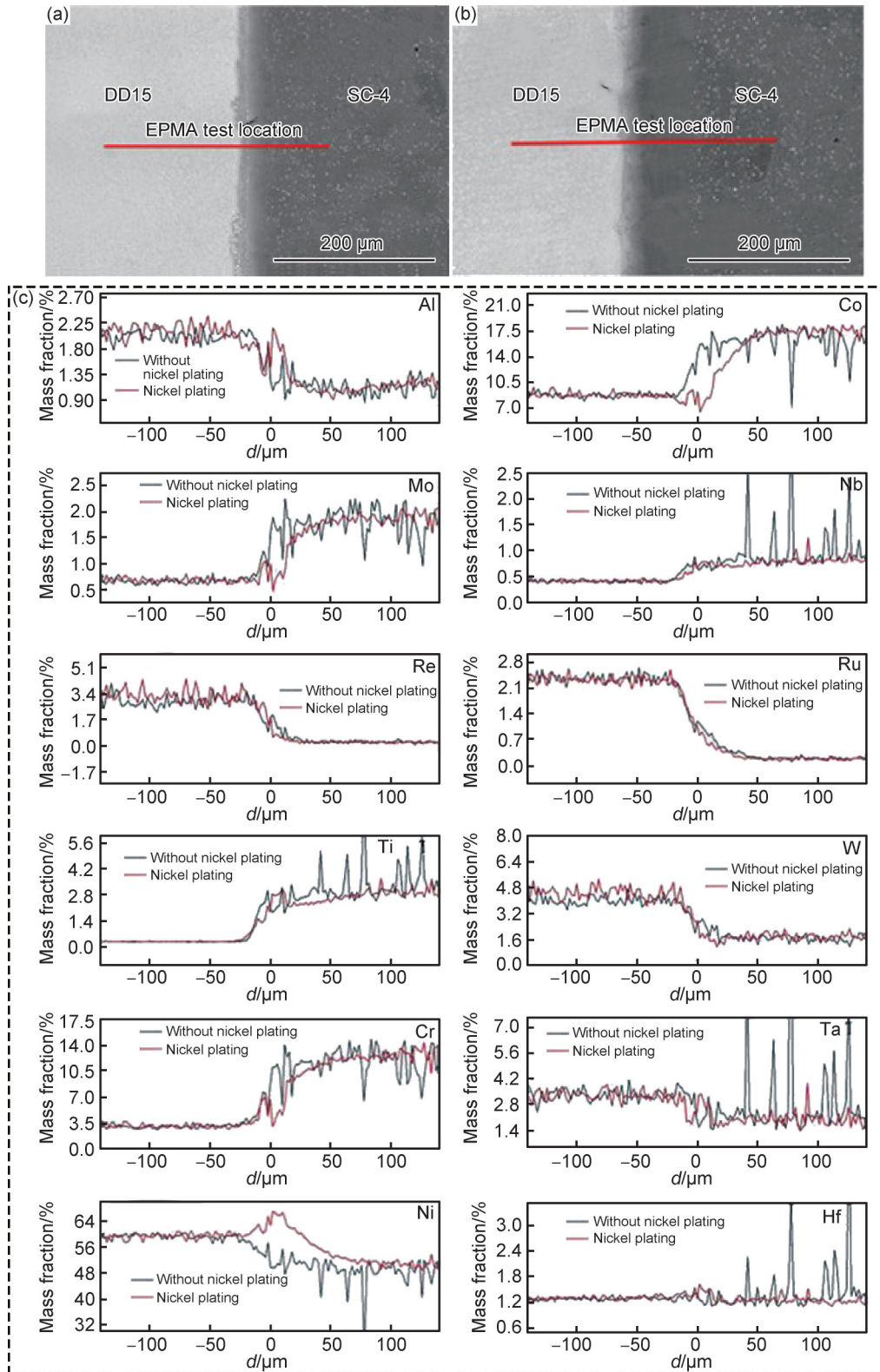


图 11 不同镀镍工艺样品扩散连接接头 SEM 图及元素扩散 EPMA 线扫描结果 (a) 未镀镍样品; (b) 镀镍样品; (c) EPMA 线扫描结果
 Fig.11 SEM images of diffusion-bonded joints of samples with different nickel plating processes and EPMA line scan results of element diffusion
 (a) sample without nickel plating; (b) nickel-plated sample; (c) EPMA line scan results

3 结论

(1) HIP 扩散连接实现 DD15 与 SC-4 的冶金结

合, 扩散连接界面两侧形成成分扩散区和组织影响区。扩散连接界面出现碳化物、氧化物等析出相; DD15 合金发生再结晶, 宽度约 10~20 μm, 再结晶区

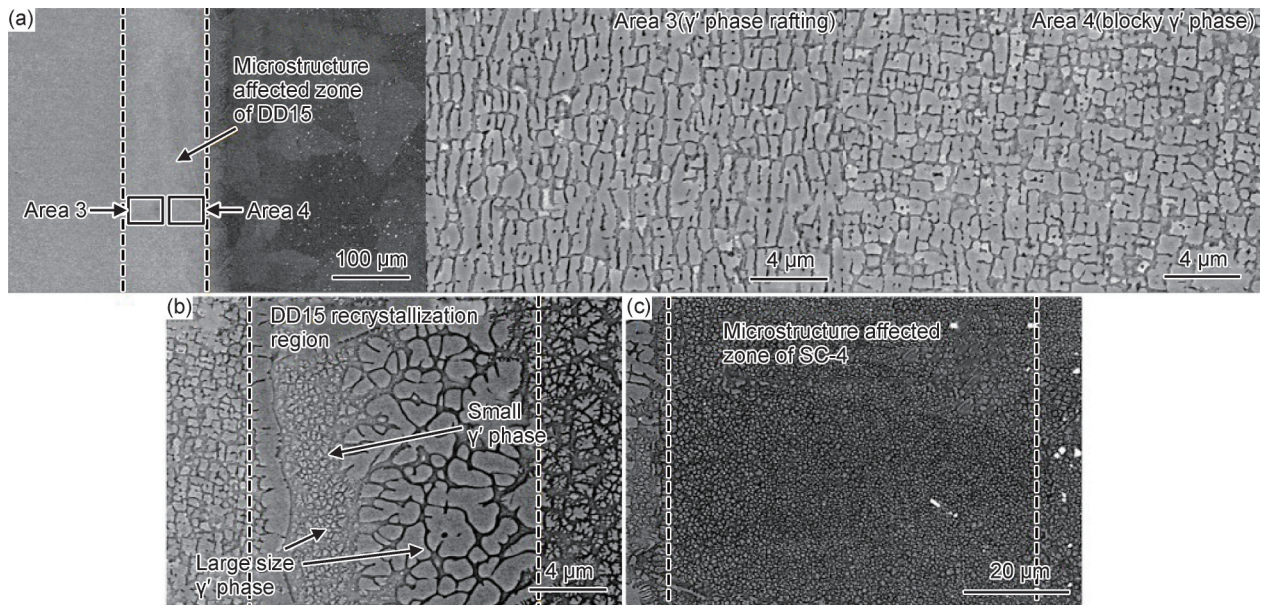


图12 镀镍样品扩散连接接头SEM图

(a)DD15组织影响区;(b)镀镍层;(c)SC-4组织影响区

Fig.12 SEM images of diffusion-bonded joints of nickel-plated samples

(a)microstructures affected zone of DD15;(b)nickel plating;(c)microstructures affected zone of SC-4

域内出现碳化物和大尺寸 γ' 相,DD15合金距界面20~140 μm 范围内 γ' 相发生粗化;SC-4合金距界面30 μm 范围内发生碳化物回溶,界面附近出现大块 γ' 相。

(2)HIP温度提高,扩散连接接头各区域宽度无明显变化,原始界面碳化物和氧化物尺寸增大;HIP温度达到1200 $^{\circ}\text{C}$ 时,SC-4组织影响区没有大块 γ' 相析出。

(3)添加镀镍层后,DD15未发生明显再结晶现象,连接界面附近无碳化物和氧化物析出;连接界面附近出现长条状 γ' 相-细小 γ' 相-大块 γ' 相的结构;SC-4组织影响区没有大块 γ' 相析出。

参考文献

- [1] 田世藩,张国庆,李周,等.先进航空发动机涡轮盘合金及涡轮盘制造[J].航空材料学报,2003,23(增刊1):233-238.
TIAN S F, ZHANG G Q, LI Z, et al. The disk superalloys and disk manufacturing technologies for advanced aero engine[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2003, 23(Suppl 1): 233-238.
- [2] 李园春,王淑云.国内粉末高温合金涡轮盘件制造技术的发展现状[J].稀有金属,2001,25(3):226-229.
LI Y C, WANG S Y. Development on manufacture of turbine disk from superalloy powder in China[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2001, 25(3): 226-229.
- [3] 刘莹莹,姚泽坤,郭鸿镇.航空发动机用双性能盘的制造技术研究进展[J].材料导报,2007,21(12):95-98.
LIU Y Y, YAO Z K, GUO H Z. Research advances in manufacture technique of dual property disk applied to aircraft engine[J]. Materials Reports, 2007, 21(12): 95-98.
- [4] 高峻,罗皎,李森泉.航空发动机双性能盘制造技术与机理的研究进展[J].航空材料学报,2012,32(6):37-43.
GAO J, LUO J, LI M Q. Advance in manufacture technology and mechanism of aero-engine dual property disk[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2012, 32(6): 37-43.
- [5] 沙正晓,梁菁,韩波.双合金整体叶盘连接界面的超声检测实验研究[J].数据采集与处理,2020,35(2):231-238.
SHA Z X, LIANG J, HAN B. Experiment on ultrasonic evaluation of bonding interface of dual-alloy blisk[J]. Journal of Data Acquisition and Processing, 2020, 35(2): 231-238.
- [6] 于晶,张琴,欧阳志高.航空发动机双合金涡轮整体叶盘结构分析及参数选取[J].装备制造技术,2020(6):53-56.
YU J, ZHANG Q, OUYANG Z G. Structural analysis and parameter selection of double-alloy turbine blisk[J]. Equipment Manufacturing Technology, 2020(6): 53-56.
- [7] GAM G, KOCAK M. Progress in joining of advanced materials[J]. International Materials Reviews, 1998, 43(1): 1-44.
- [8] 罗学军,马国君,王晓峰,等.FGH95-K418B双合金热等静压复合工艺研究[J].航空材料学报,2011,31(4):29-32.
LUO X J, MA G J, WANG X F, et al. FGH95-K418B dual alloy hip diffusion bonding process[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2011, 31(4): 29-32.
- [9] 罗学军,王珏,赵巍,等.FGH91粉末高温合金与K418B铸造叶环热等静压扩散连接研究[J].粉末冶金技术,2021,39(4):291-296.
LUO X J, WANG Y, ZHAO W, et al. Research on diffusion bonding of FGH91 powder metallurgy superalloy and K418B castedblade by hot isostatic pressing[J]. Powder Metallurgy Technology, 2021, 39(4): 291-296.
- [10] 周相,李培跃,王晓南,等.镍基合金扩散焊研究进展[J].焊接技术,2023,52(9):5-11.

- ZHOU X, LI P Y, WANG X N, et al. Research process of nickel based alloy diffusion welding [J]. *Welding Technology*, 2023, 52(9): 5-11.
- [11] 阎来成, 燕平, 赵京晨. 镍基高温合金HIP扩散连接的组织 and 性能[J]. *钢铁研究学报*, 2012, 24(1): 48-53.
YAN L C, YAN P, ZHAO J C. Microstructure and properties of diffusion couple of superalloy bonded by HIP [J]. *Journal of Iron and Steel Research*, 2012, 24(1): 48-53.
- [12] 阎来成, 燕平, 赵京晨. 镍基双合金扩散偶的拉伸性能研究[J]. *粉末冶金工业*, 2012, 22(1): 21-27.
YAN L C, YAN P, ZHAO J C. The tensile properties of diffusion couple of nickel-base dual-superalloy [J]. *Powder Metallurgy Industry*, 2012, 22(1): 21-27.
- [13] 董建新, 何冬, 张麦仓, 等. 热等静压扩散连接反应层元素互扩散的动力学模拟计算[J]. *北京科技大学学报*, 2003, 25(1): 36-39.
DONG J X, HE D, ZHANG M C, et al. Dynamic simulations of element mutual diffusion during hot isostatic pressing diffusion bonding [J]. *Journal of University of Science and Technology Beijing*, 2003, 25(1): 36-39.
- [14] 姚瑶, 叶建水, 董建新, 等. DD407/FGH95合金热等静压扩散连接反应层元素互扩展规律 I. 扩散连接模型的建立[J]. *金属学报*, 2013, 49(9): 1041-1050.
YAO Y, YE J S, DONG J X, et al. Elements diffusion law of DD407/FGH95 diffusion bonding under hot isostatic pressing I. building diffusion bonding model [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2013 49(9): 1041-1050.
- [15] 姚瑶, 董建新, 姚志浩, 等. DD407/FGH95合金热等静压扩散连接反应层元素互扩展规律 II. 模型验证及实验分析[J]. *金属学报*, 2013, 49(9): 1051-1060.
YAO Y, DONG J X, YAO Z H, et al. Elements diffusion law of DD407/FGH95 diffusion bonding under hot isostatic pressing II. model verification and experimental analysis [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2013, 49(9): 1051-1060.
- [16] 张义文, 刘建涛, 贾建, 等. 粉末高温合金研究进展[J]. *粉末冶金工业*, 2022, 32(6): 150-156.
ZHANG Y W, LIU J T, JIA J, et al. Development of powder metallurgy superalloy [J]. *Powder Metallurgy Industry*, 2022, 32(6): 150-156.
- [17] 张国庆, 张义文, 郑亮, 等. 航空发动机用粉末高温合金及制备技术研究进展[J]. *金属学报*, 2019, 55(9): 1133-1144.
ZHANG G Q, ZHANG Y W, ZHENG L, et al. Research progress in powder metallurgy superalloys and manufacturing technologies for aero-engine application [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2019, 55(9): 1133-1144.
- [18] 张健, 王莉, 王栋, 等. 镍基单晶高温合金的研发进展[J]. *金属学报*, 2019, 55(9): 1077-1094.
ZHANG J, WANG L, WANG D, et al. Recent progress in research and development of nickel-based single crystal superalloys [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2019, 55(9): 1077-1094.
- [19] ZONG Y Y, SHAN D B, LYU Y, et al. Effect of 0.3 wt% H addition on the high temperature deformation behaviors of Ti-6Al-4V alloy [J]. 2007, 32(16): 3936-3940.
- [20] WU Y T, LIU Y C, LI C, et al. Deformation behavior and processing maps of Ni₃Al-based superalloy during isothermal hot compression [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 712: 687-695.
- [21] 彭远祎. Ni₃Al基高温合金共晶区微观组织演变及热压缩性能研究[D]. 天津: 河北工业大学, 2020.
PENG Y W. Microstructure evolution of eutectic area and hot deformation performance of Ni₃Al-based superalloy [D]. Tianjin: Hebei University of Technology, 2020.
- [22] KONTIS P, LI Z M, COLLINS D M, et al. The effect of chromium and cobalt segregation at dislocations on nickel-based superalloys [J]. *Scripta Materialia*, 2018, 145: 76-80.

基金项目: 中国航空发动机集团有限公司自主创新专项资金(ZZCX-2023-007)

收稿日期: 2024-11-06; 录用日期: 2025-02-22

通讯作者: 王旭青(1973—), 女, 研究员, 硕士, 研究方向为粉末高温合金材料与制备技术, 联系地址: 北京市海淀区永翔北路7号北京航空材料研究院(100094), E-mail: wxqejr@163.com

(本文责编: 王 晶)