DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2020.05.003

基于抗燃气热腐蚀性能的DZ466合金成分优化

罗　亮,李　青,任维鹏,肖程波,戴圣龙
(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)

摘　要:在DZ466合金成分基础上调整Cr、Al、Ti含量得到4种试验合金A1、A2、A3和A4,对比研究了试验合金及基础合金(DZ466(A0)和DS GTD111)在900 ℃/100 h燃气腐蚀条件下的抗热腐蚀性能,研究了成分变化对合金力学性能的影响。结果表明,A1的腐蚀动力学曲线呈抛物线型,其抗燃气热腐蚀性能优于其它试验合金以及DZ466(A0)和DS GTD111。A1与DZ466(A0)合金的腐蚀产物类型相近,A2、A3、A4与DS GTD111具有类似腐蚀产物类型。A1合金的室温拉伸强度、950 ℃/220 MPa持久寿命和塑性均相对较好,其整体性能在4种试验合金中最好,获得了力学性能和抗燃气热腐蚀性能的最优组合。

关键词:燃气热腐蚀;DZ466合金;成分;力学性能

中图分类号:TG132　　**文献标识码**:A　　**文章编号**:1000-8365(2020)05-0418-08

Composition Optimization of DZ466 Alloy Based on Combustion Gas Hot Corrosion Resistance

LUO Liang, LI Qing, REN Weipeng, XIAO Chengbo, DAI Shenglong
(Key Laboratory of Advanced High Temperature Structural Materials, Beijing Institute of Aeronautical Materials, AECC, Beijing 100095, China)

Abstract: Four kinds of test alloy A1, A2, A3 and A4 were obtained by adjusting the contents of Cr, Al and Ti on the basis of the composition of DZ466 alloy. The thermal corrosion resistance of the test alloy and the base alloy (DZ466 (A0) and DS GTD111) under the condition of 900 ℃/100 h gas corrosion was compared, and the influence of the composition change on the mechanical properties of the alloy was studied. The results show that the corrosion dynamics curve of A1 is parabolic, and its resistance to gas thermal corrosion is better than that of other experimental alloys, DZ466 (A0) and DS GTD111. The corrosion product types of A1 and DZ466 (A0) alloy are similar, and A2, A3, A4 and DS GTD111 have similar corrosion product types. A1 alloy has relatively good tensile strength at room temperature, durability and plasticity at 950 ℃/220 MPa, and its overall performance is the best among the four test alloys. The optimal combination of mechanical properties and thermal corrosion resistance of gas is obtained.

Key words: gas corrosion resistance; alloy DZ466; composition; mechanical properties

对于导弹驱逐舰等舰船和发电使用的地面燃气轮机,由于使用劣质燃油并长期运行,面临着热腐蚀破坏的挑战,对材料提出了优异的抗热腐蚀能力和组织稳定性的要求[1,2]。大尺寸定向凝固高温合金涡轮叶片是现代和未来先进地面燃气轮机的关键热端部件,研制具有优异综合性能的定向凝固高温合金材料,是研发先进地面燃气轮机的重要保障。

近年,中国航发北京航空材料研究院发展了一种新型低成本燃气轮机用定向凝固高温合金DZ466,该合金的承温能力比美国GE公司在F级地面燃气轮机上大量使用的DS GTD111合金高10~15 ℃[3]。前期的研究表明,该合金具有较好的抗热腐蚀性能和铸造性能,同时具有良好的长期组织稳定性[3-6]。平衡抗热腐蚀性能和力学性能之间的关系,是抗热腐蚀高温合金区别于普通镍基高温合金的主要特征之一。掌握合金成分对抗热腐蚀性能和力学性能的影响规律,对于进一步调控和优化成分,提高合金研制应用成熟度具有重要意义。目前公开发表的关于高温合金抗热腐蚀性能的研究大多采用涂盐腐蚀试验法[5,7-12],研究[13]表明,燃气热腐蚀试验法是最为接近涡轮部件服役环境中实际腐蚀状况的

收稿日期:2020-03-18
基金项目:国家两机重大专项(2017-VII-0008-0102);国家重点研发计划(2016YFB0701402);中国航空发动机集团产学研合作项目(HFZL2018CXY022);中国航空发动机集团自主创新专项资金项目(CXPT-2018-006)
作者简介:罗　亮(1983-),陕西洛南人,博士生,工程师.主要从事高温合金显微组织及力学性能方面的工作.
电话:15810156883,E-mail:luoliang_biam@126.com
通讯作者:李　青(1977-),女,吉林白山人,博士,高级工程师.主要从事高温合金显微组织及力学性能方面的工作.
E-mail:li.qing01@163.com

实验室评价方法,能够为改进涡轮零部件的抗腐蚀设计和抗腐蚀加工工艺提供较为客观、准确的试验评价依据。本文在 DZ466 合金成分的基础上适当调整 Cr、Al、Ti 含量得到 4 种试验合金,研究了成分变化对合金抗燃气热腐蚀性能以及对合金力学性能的影响规律,为进一步优化合金成分设计提供技术支撑。

1　试验材料与方法

1.1　试验材料

试验用抗热腐蚀定向凝固高温合金的名义成分如表 1。在基础合金(定义为 A0)成分基础上,通过平均电子空位数计算,调整 Cr、Al、Ti 3 种元素的含量,得到 4 种成分的试验合金(A1,A2,A3,A4)。DZ466(A0)与 DS GTD111 合金作为本试验的对比合金。

试样采用熔模精密铸造工艺制备。首先在真空感应炉中熔炼浇注得到直径为 78~90 mm 的合金锭,随后将表面扒皮的合金锭在真空感应炉中二次重熔,在二次重熔过程中,根据试验要求补充添加适量的目标金属,即 Cr、Al、Ti,然后采用定向凝固工艺制备所需试棒。

1.2　试验方法

1.2.1　燃气热腐蚀实验

从定向凝固试棒上取样加工成 ϕ5 mm×60 mm 的试样,表面粗糙度为 0.8,每种合金 5 个试样,采用 RFY-2 燃气热腐蚀实验器,按照 HB7740 执行,试验参数为:燃油流量 0.2 L/h,盐水流量 0.2 L/h,盐水浓度为 20×10^{-4}%,空气量为 5.8 m^3/h,油气比为 1/45。将准备好的试样置于试样卡具上,待炉温上升到 900 ℃时,启动实验装置,试样进入炉内试验区,保温 55 min,出炉吹压缩空气冷却 5 min,此为一个循环,试验过程中腐蚀产物自然脱落,每经 25 个循环取出试样进行外观检查和称量,本次试验共进行 100 个循环。合金热腐蚀增重与时间的关系可以用下式表示:

$$(\Delta m/A)^2 = K_p t + c \qquad (1)$$

式中,$(\Delta m/A)^2$ 单位面积热腐蚀增重,mg/cm^2;K_p 抛物线速率常数,$g^2/(cm^4\cdot s)$;t 时间,s;c 为常数。将 5 个试样测量的数据取平均值,按照式(1)计算并绘制燃气热腐蚀动力学曲线。

采用扫描电镜(SEM)、能谱仪(EDX)分析试样的腐蚀界面形貌及其化学成分,用 XRD 分析试样表面的腐蚀产物。

1.2.2　力学性能检测

将 4 种试验合金试样按照基础合金 DZ466(A0)的标准热处理制度进行热处理,每种试验合金各加工 2 根拉伸性能试棒和 2 根持久性能试棒,分别按照 HB5143 和 HB5150 测试室温拉伸性能和 950 ℃/220 MPa 持久性能。

2　结果与讨论

2.1　腐蚀动力学

图 1 为 4 种试验合金(A1,A2,2,A3,A4)、基础合金(A0)及 DS GTD111 合金在 900℃条件下的燃气热腐蚀动力学曲线。可以看出,A0、A1 和 DS GTD111 合金具有相似动力学曲线形态,都为抛物线型,A2、A3 和 A4 合金具有相似动力学曲线形态,随着腐蚀时间的延长,腐蚀增重持续增加。

在热腐蚀 25 h 前,4 种试验合金与基础合金 A0 增重速率比较相近,热腐蚀 25 h 至 50 h 时略有差异但相差较小。热腐蚀 50 h 时间内,DS GTD111 合金增重速率显著高于其它 5 种合金,A1 合金增重速率最小。

热腐蚀 50 h 后,合金增重速率出现较大差异。A0、A1 和 DS GTD111 合金热腐蚀 50 h 后增重速率减小,接近于零,75 h 后重量甚至出现了负增长,可能是由于燃气腐蚀进行到一定程度时腐蚀产物自然脱落所致。A2、A3 与 A4 合金的燃气热腐蚀动力学曲线相似,随着腐蚀时间的延长,腐蚀增重持续增加。A2 与 A3 增重曲线在 75 h 前基本重合,75 h 后 A3 增重曲线增速低于 A2。A4 增重曲线虽在 25 h 前略高于 A2、A3,但从 25 h 到 75 h,其增速均小于 A2、A3,从 75 h 到 100 h,其增速与 A3 基本相同。

表 1 合金的名义成分表 w(%)

Tab.1 Nominal composition table of alloy

合金	C	Cr	Co	Mo	W	Al	Ti	Ta	Hf	B	Zr	Ni
DZ466(A0)	0.02~0.15	9.0~12.0	7.0~10.0	1.0~3.0	4.0~7.0	3.0~5.5	0.5~4.0	5.0~7.0	0.5~1.5	0.002~0.020	0	Bal.
A1	同 A0	10.3	同 A0	同 A0	同 A0	4.9	1.3	同 A0	同 A0	同 A0	同 A0	Bal.
A2	同 A0	10.3	同 A0	同 A0	同 A0	3.6	3.0	同 A0	同 A0	同 A0	同 A0	Bal.
A3	同 A0	11.0	同 A0	同 A0	同 A0	3.7	2.5	同 A0	同 A0	同 A0	同 A0	Bal.
A4	同 A0	11.0	同 A0	同 A0	同 A0	3.0	4.0	同 A0	同 A0	同 A0	同 A0	Bal.
DSGTD111	0.10	14.0	9.4	1.5	3.7	3.0	5.0	3.0	0.15	0.010	0.01	Bal.

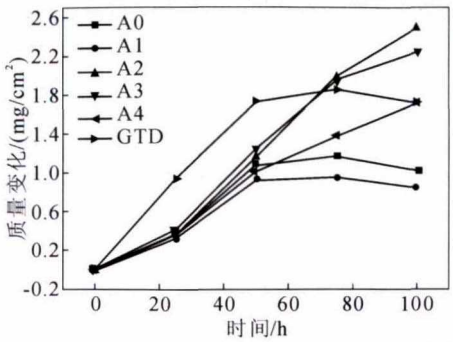


图 1 900 ℃条件下试样燃气热腐蚀动力学曲线
Fig.1 Kinetic curve of gas thermal corrosion under 900 ℃

2.2 表面腐蚀产物成分及组织分析

2.2.1 XRD 分析

图 2 为 4 种试验合金及对比合金燃气热腐蚀试样表面腐蚀产物 XRD 谱图。结果表明，A2、A3、A4 与 DS GTD111 合金腐蚀产物种类相近，主要由 NiO、Ti_2O_3 (Ni,Co)Cr_2O_4、Al_2O_3 和 $NaTaO_3$ 等组成。A1 与 A0 的腐蚀产物种类相同，主要由 Cr_2O_3、Ti_2O_3、Al_2O_3 和 Ni_3S_2 等组成。A1 与 A0 合金试样氧化物衍射峰相对较弱而 Ni 的衍射峰强度较强，可能是 A1、A0 合金的表面腐蚀产物残留较少的原因。

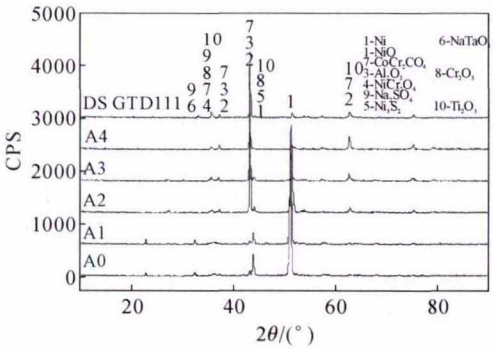


图 2 试样表面 XRD 分析结果
Fig.2 XRD analysis results of sample surface

2.2.2 截面微观组织

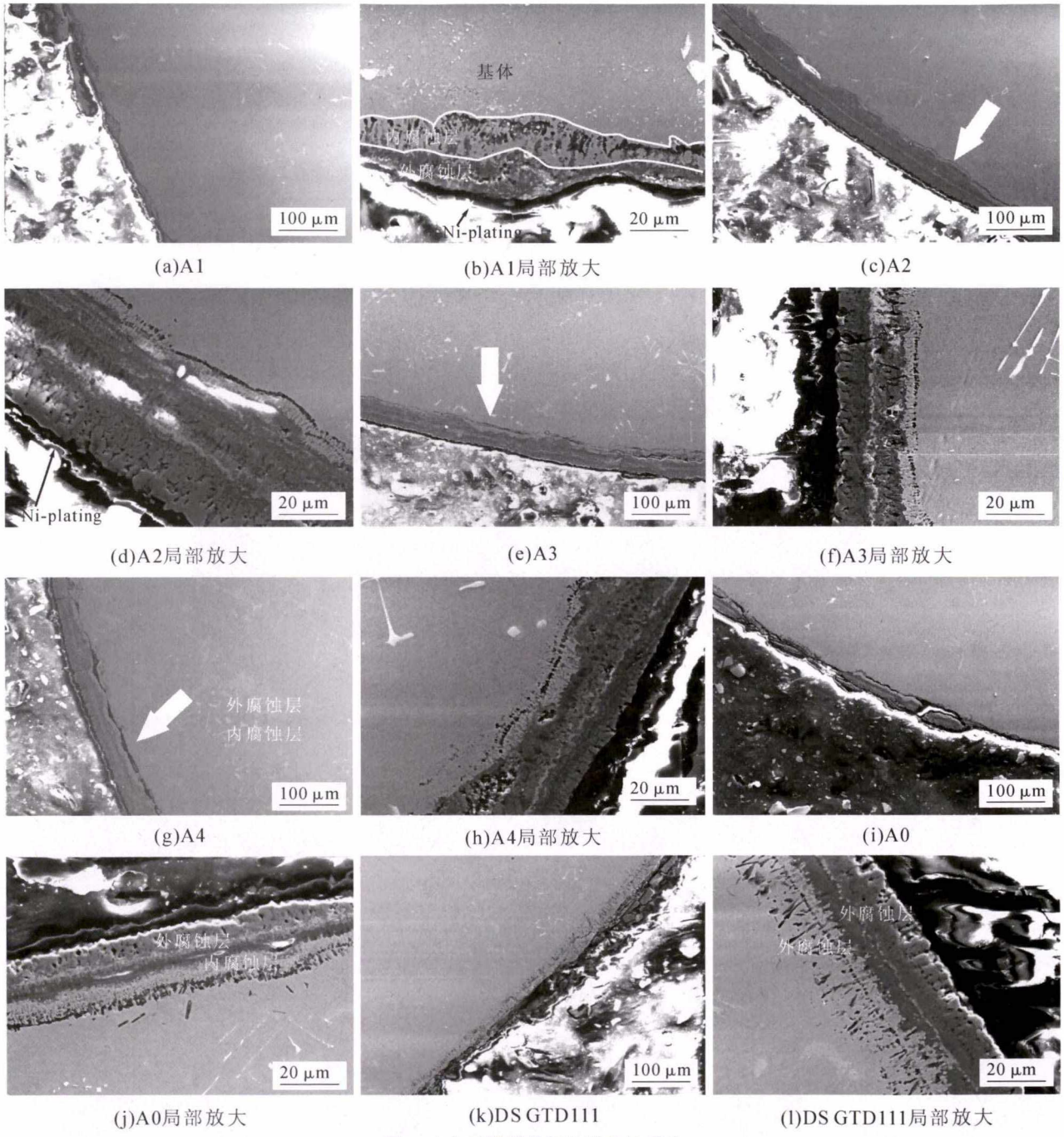
图 3 为 4 种试验合金及对比合金燃气腐蚀试样横截面扫描电镜照片。从图 3(a)、(i)和(k)可以看出，A1、A0 与 DS GTD111 合金试样表面的腐蚀产物有明显剥落的现象，与图 1 中的腐蚀动力学结果一致。A1 合金试样腐蚀层与合金基体界面呈现波浪式，不同区域的腐蚀层厚度存在差异，最薄处约 15 μm，最厚处约 30 μm，如图 3(b)所示。腐蚀层分为内外两层，外腐蚀层为灰黑色，内腐蚀层呈灰色，其中散布着颗粒状或条状的灰黑色与黑色腐蚀产物，黑色腐蚀产物靠近基体界面。A0 与 DS GTD111 合金试样的腐蚀界面平直，腐蚀层厚度较均匀，A0 合金试样腐蚀层厚度约为 27 μm，DS GTD111 合金试样腐蚀层厚度约为 40 μm，二者的外腐蚀层为灰黑色，外侧部分疏松多孔，内腐蚀层为在灰色基底上分布着颗粒状、条状黑色腐蚀产物，内、外腐蚀层的厚度相差不大，如图 3(j)和(l)所示。从图 3(c)、(e)和(g)可以看出，A2、A3 与 A4 合金试样表面的腐蚀层厚度相对都比较均匀，腐蚀产物层与合金基体界面存在间隙，如图 3 中白色箭头所示。A2、A3 与 A4 3 种合金试样的腐蚀层厚度依次分别约为 5 5、27、30 μm，灰黑色的外腐蚀层占腐蚀层厚度的 70%~80%，内腐蚀层中黑色的颗粒状或条状腐蚀产物密集分布于靠近基体的界面附近，如图 3(d)、(f)和(h)所示。从表观上分析，腐蚀界面处的间隙可能是这些密集分布的黑色腐蚀产物相互连通形成的。

由截面微观组织结合图 1 的燃气热腐蚀动力学结果，可知，A1 与 A0 抗燃气热腐蚀性能接近，且 A1 略优于 A0，A2 与 A3 抗燃气热腐蚀性能相当，A4 优于 A2 和 A3，但不及 A1。

2.2.3 截面 EDX 成分分析

图 4~ 图 7 分别为经过 900 ℃燃气热腐蚀 100 h 的 A1、A2、A3 与 A4 合金试样截面 EDX 分析结果，结合图 1 中 XRD 谱图作相应分析。图 4 表明，A1 合金试样外腐蚀层中灰黑色腐蚀产物主要是 Cr、Ti 的氧化物，结合图 1 中 XRD 分析结果，可知主要为 Cr_2O_3 和 Ti_2O_3，内腐蚀层主要是 Al_2O_3。图 5 表明，A2 合金试样外腐蚀层的Ⅰ区、Ⅱ区主要为 Co、Ni 的氧化物(NiO、(Ni,Co)Cr_2O_4 等)，Ⅱ区中还有 Ti 的氧化物(Ti_2O_3)，Ⅱ区和Ⅲ区之间白亮的呈长条状腐蚀产物为含有 Ta 的 $NaTaO_3$，白亮腐蚀产物两侧分布着 Al_2O_3，Ⅲ区主要是 Al、Cr、Ni、Ti 的氧化物，内腐蚀层散布着 Al_2O_3。图 6 表明，A3 合金试样外腐蚀层的Ⅰ区主要为 Co、Ni 的氧化物(NiO、(Ni,Co)Cr_2O_4 等)，并含有少量 Cr 的氧化物，Ⅱ区为主要为 Co、Ti 的氧化物(Ti_2O_3、(Ni,Co)Cr_2O_4 等)，并含有一定量的 Cr_2O_3 和 Al_2O_3，Ⅱ区和Ⅲ区之间白亮长条状腐蚀产物为含有 Ta 的 $NaTaO_3$，同 A2 合金情况类似，Ⅲ区中 Al、Cr、Ni 的氧化物相间分布，Ⅲ区中黑色条状物以及内腐蚀层黑色链状腐蚀产物主要是 Al_2O_3。图 7 表明，A3 合金试样外腐蚀层的Ⅰ区主要是 Co、Ni 的氧化物，Ⅱ区主要是 Co、Ti 的氧化物，Ⅱ区与Ⅲ区之间亮灰色腐蚀产物主要是 Ta、Cr 的氧化物，Ⅲ区中 Al、Cr、Ni 的氧化物相间分布。

综上，4 种试验合金燃气热腐蚀形成的内腐蚀层成分主要是 Al_2O_3。A2、A3、A4 合金的外腐蚀层具有相近的腐蚀产物组成，主要有 NiO、Ti_2O_3、(Ni,Co)Cr_2O_4 和 Al_2O_3 等，白亮腐蚀产物为含有 Ta 的



(a)A1　(b)A1局部放大　(c)A2

(d)A2局部放大　(e)A3　(f)A3局部放大

(g)A4　(h)A4局部放大　(i)A0

(j)A0局部放大　(k)DS GTD111　(l)DS GTD111局部放大

图 3 合金试样横截面扫描电镜照片

Fig.3 SEM images of cross section of alloy samples

$NaTaO_3$。A1 合金试样外腐蚀层腐蚀产物类型与 A2、A3、A4 合金的略有差异。

2.3 力学性能

2.3.1 室温拉伸性能

图 8 为试验合金的室温拉伸性能测试结果，并与基础合金 A0 作相应对比，结果表明，A1、A2 与 A3 三种合金的抗拉强度 σ_b 和屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 相当，并且高于 A0 与 A4 合金，其中 A4 合金的抗拉强度比其它 4 种合金的低 150~200 MPa，如图 8(a)。5 种合金的伸长率与断面收缩率规律相近，A0 最高，A1 次之，A2 和 A3 居中，二者相差不大，A4 明显最低，约为 A1 的 30%，如图 8(b)所示。

2.3.2 950 ℃/220 MPa 持久性能

图 9 为试验合金的 950 ℃/220 MPa 持久性能测试结果。结果表明，持久寿命由高到低的顺序依次为 A1、A0、A4、A2、A3，且 A1 较 A4 高出了 66.8%。

总体来看，在 4 种试验合金及基础合金 A0 中，A1 合金无论是拉伸强度、持久寿命还是塑性都处于相对较高水平，其整体性能最好。除持久寿命外，A4 合金的拉伸强度、塑性均最低，其整体力学性能最差。

2.4 讨论

燃气热腐蚀过程中，合金在高温下表面发生氧

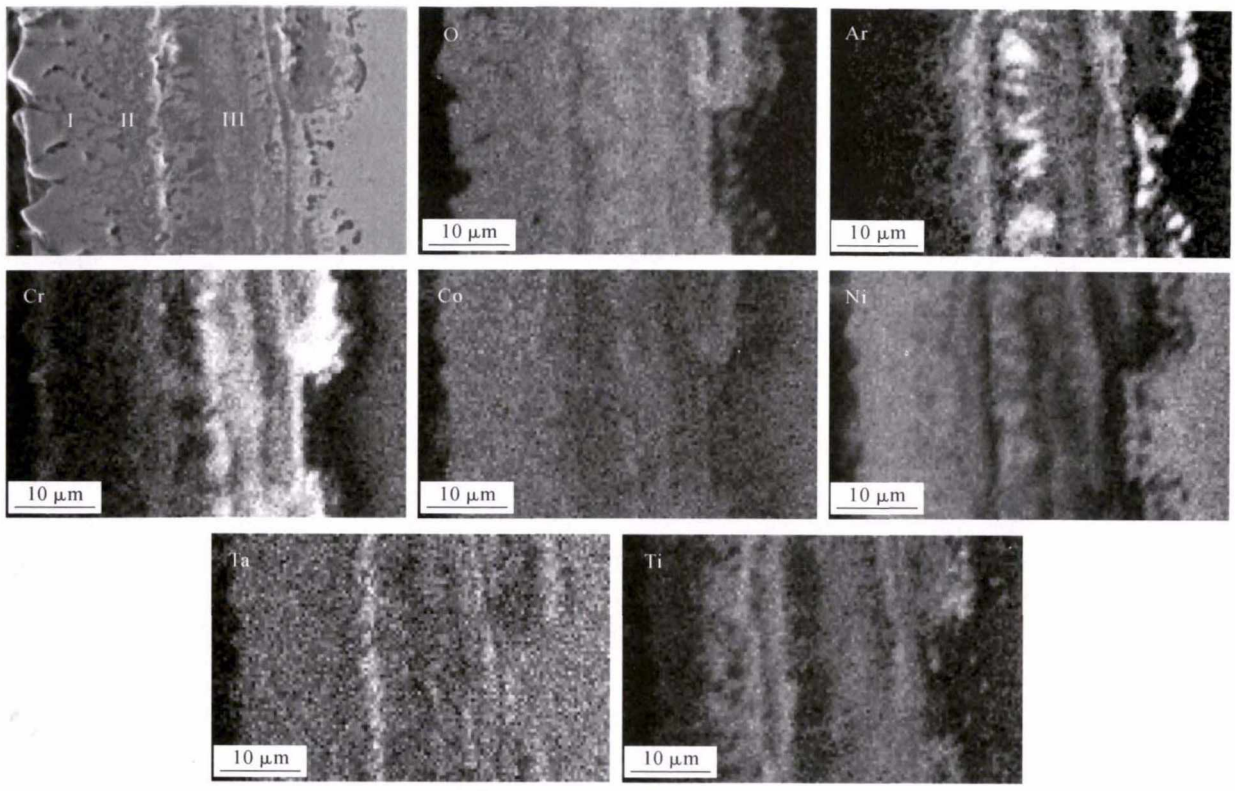


图 4 A1 合金试样 EDX 结果
Fig.4 EDX results of A1 alloy sample

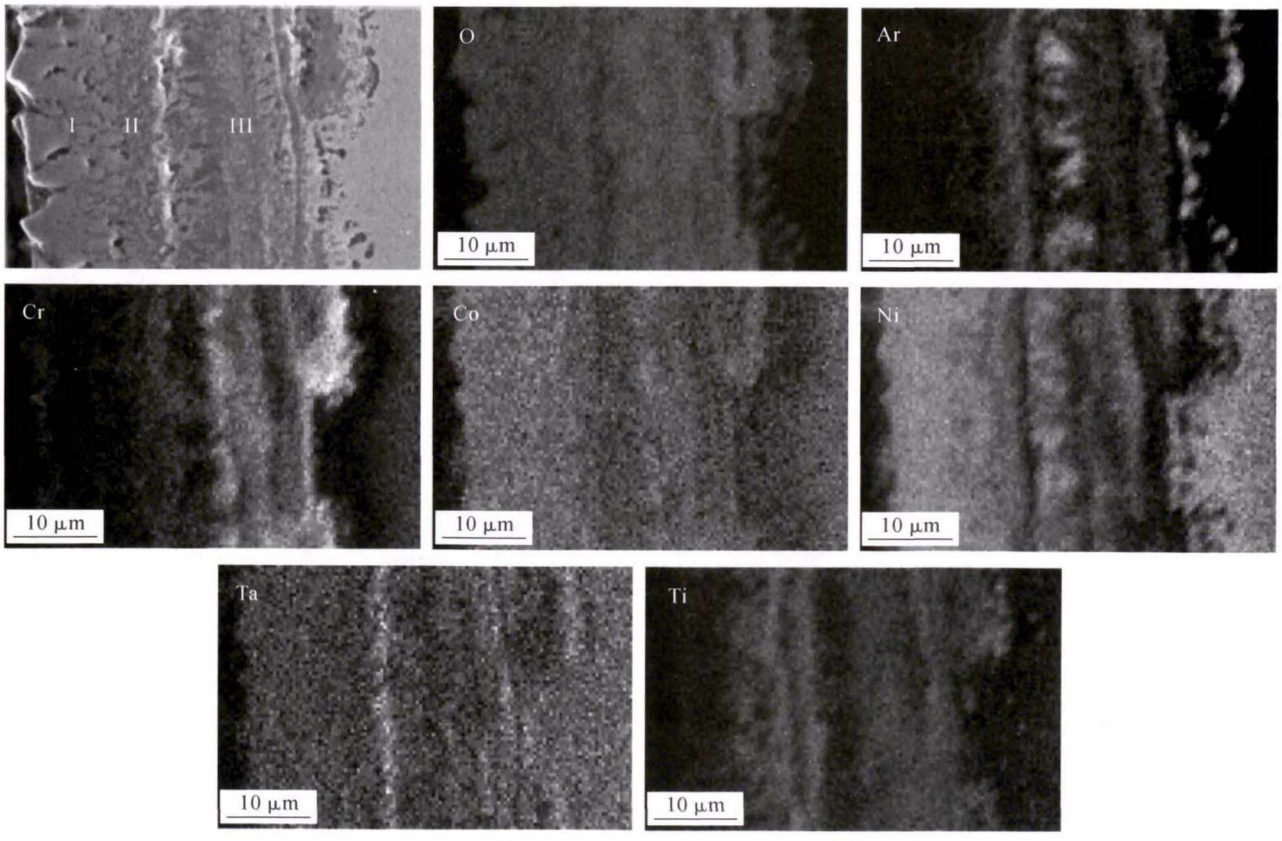


图 5 A2 合金试样 EDX 结果
Fig.5 EDX results of A2 alloy sample

化反应。镍基高温合金氧化时形成的氧化膜类型可分为 Cr_2O_3 和 Al_2O_3 型保护膜两类。合金属于哪个类型主要取决于其中 Cr 与 Al 的含量比。Felix 等人[14]认为：Cr/Al(重量比)大于 4 则会生成 Cr_2O_3 类保护膜，小于 4 属于生成 Al_2O_3 类保护膜。前者属于合金在氧化时表面生成 Cr_2O_3 膜，后一类合金氧化时或

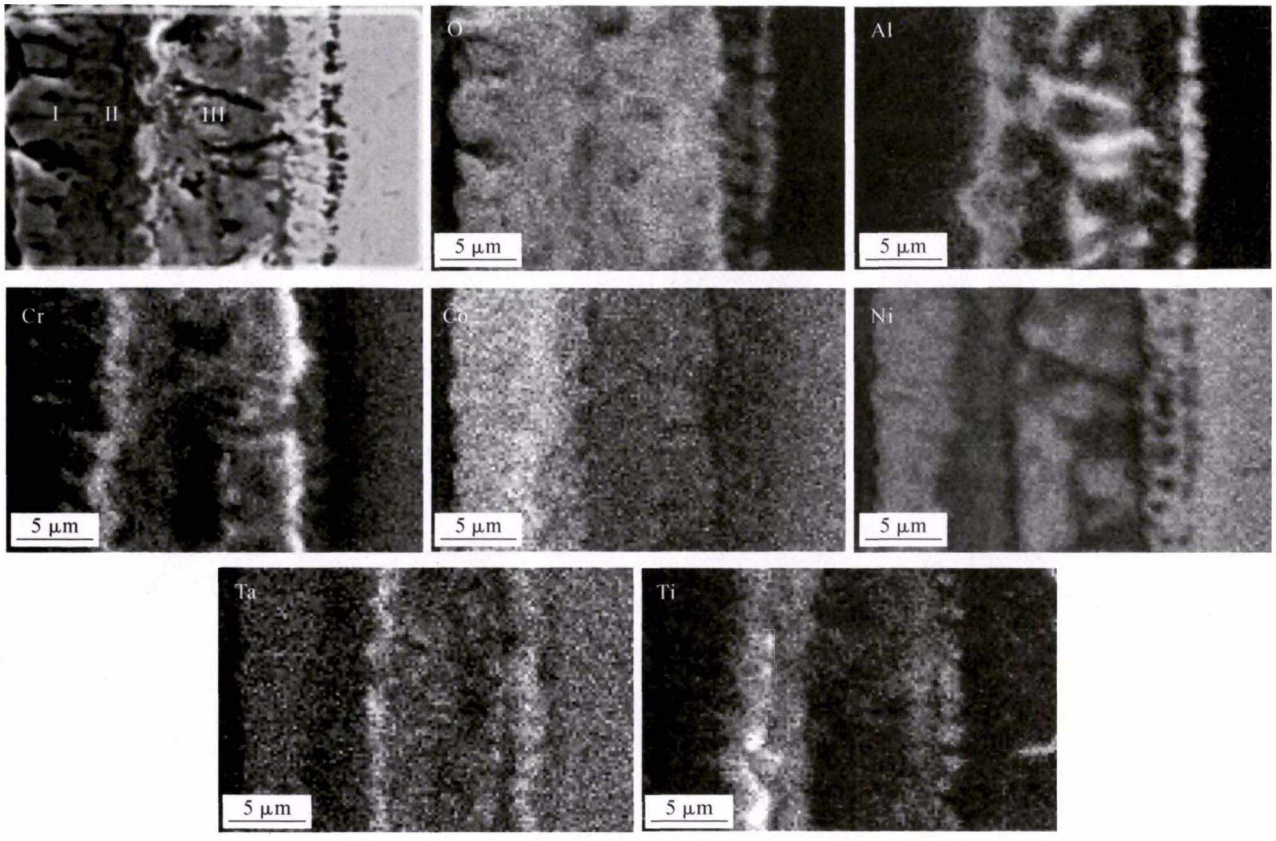


图 6 A3 合金试样 EDX 结果
Fig.6 EDX results of A3 alloy sample

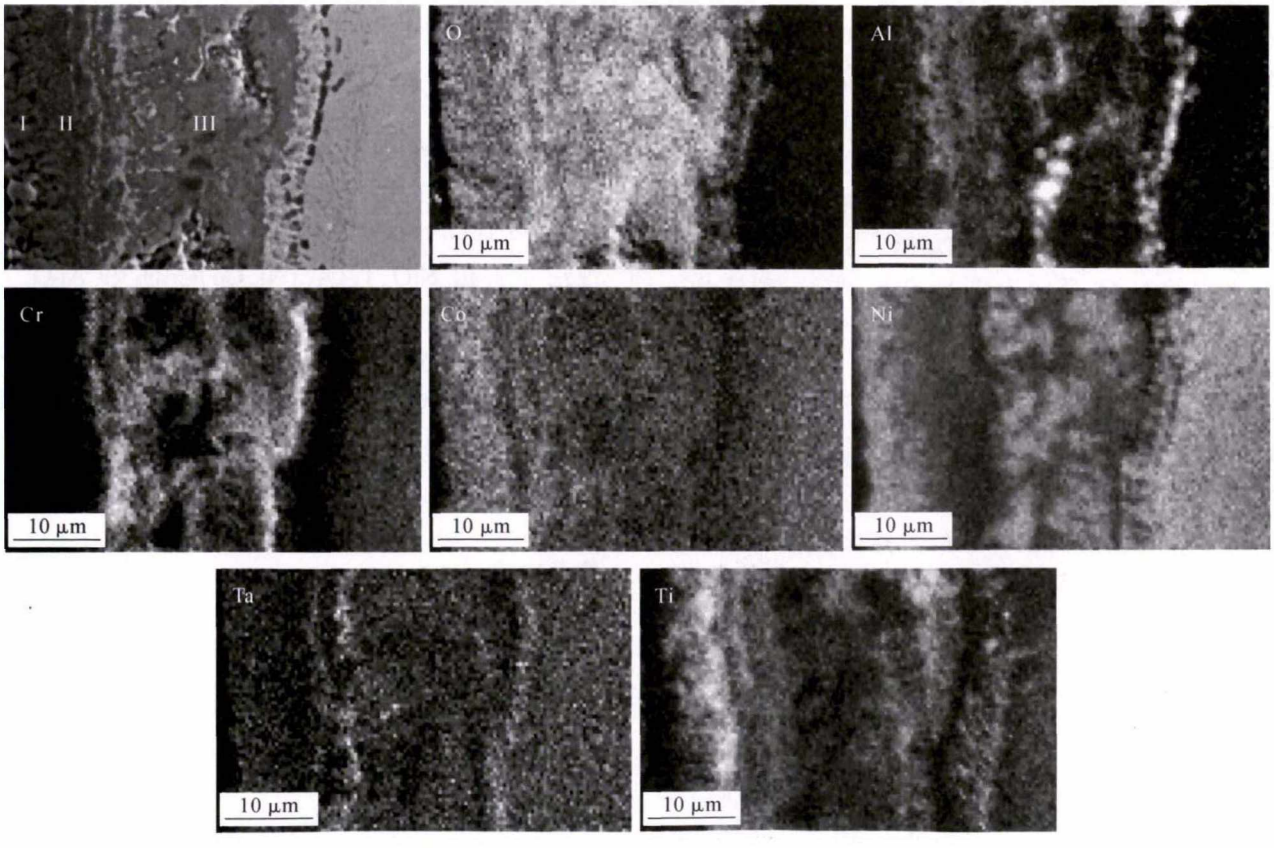


图 7 A4 合金试样 EDX 结果
Fig.7 EDX results of A4 alloy sample

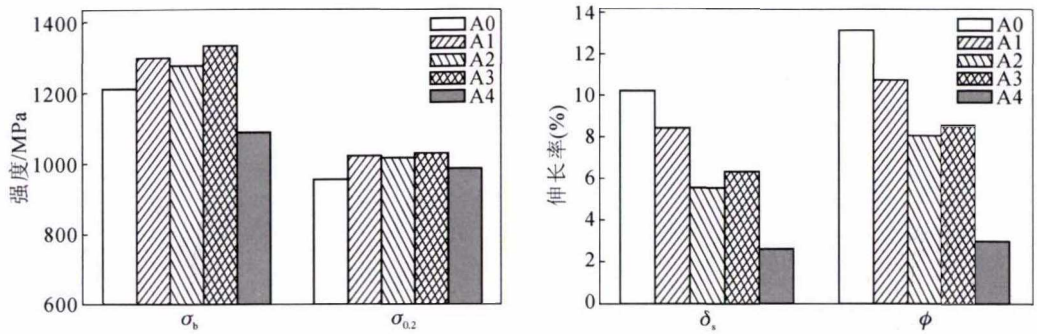


图 8 室温拉伸性能测试结果

Fig.8 Room temperature tensile properties of samples

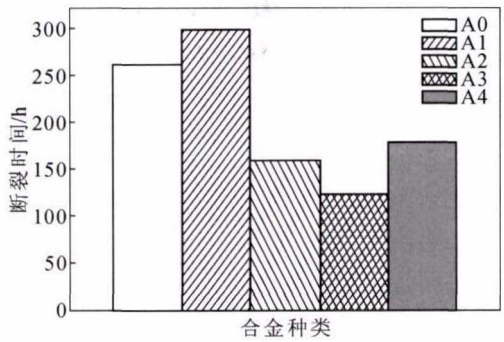


图 9 950 ℃/220 MPa 持久性能测试结果

Fig.9 Stress rupture life at 950 ℃/220 MPa

是生成 Al_2O_3 膜,或是在表层的 Cr_2O_3 下可逐渐形成连续的 Al_2O_3 层。由表 1 可知,A0,A1,A2,A3 和 A4 合金的 Cr/Al(重量比)小于 4,倾向于生成 Al_2O_3 类保护膜,DS GTD111 则倾向于生成 Cr_2O_3 类保护膜。由 XRD 分析结果可知,A1 与 A0 合金试样的外腐蚀层主要为 Cr_2O_3 和 Ti_2O_3,A2、A3、A4 与 DS GTD111 合金试样外腐蚀层由 NiO、Ti_2O_3、(Ni,Co)Cr_2O_4 和 Al_2O_3 组成。燃气热腐蚀过程中,燃油中的 S 及硫化物燃烧生成 SO_2、SO_3,SO_2、SO_3 分别与人造海水中的 NaCl 反应生成 Na_2SO_4 [15]。一般认为在 825~950 ℃时,在沉积熔融硫酸盐中,Cr_2O_3 优先与 Na_2SO_4 反应,能降低熔融盐中的氧离子活度,抑制氧化物的碱性熔融[16]。因此,A1 与 A0 合金外腐蚀层中 Cr_2O_3 的存在抑制了腐蚀过程的进行,从而表现出了相对较好的抗热腐蚀性能。

合金元素对高温合金的抗热腐蚀性有重要影响,Cr 和 Ti 元素是抗热腐蚀元素,其含量对抗热腐蚀性起关键作用。管秀荣等[6,7]研究结果显示,分别随着 Cr 含量、Ti 含量增加,合金的热腐蚀抗力均逐渐增强。并且随着 Cr 含量、Ti 含量增加,Cr_2O_3 层厚度增加,Al_2O_3 层逐渐向外腐蚀层迁移,从而提高了合金的热腐蚀抗力。A1 与 A0 具有相同的热腐蚀模式,A1 合金的 Cr、Ti 含量略高于 A0,可能是其抗热腐蚀性能也略优于 A0 的原因。

A0 合金的 Cr 含量虽然低于 A2、A3、A4 和 DS GTD111 合金,但其抗热腐蚀性能却更好,表明抗热腐蚀性能不仅仅与 Cr 的含量有关。宁礼奎等人[8]研究表明,抗热腐蚀性能除了与 Cr 的含量有关,还与合金的成分、组织的均匀性有关。随着 Al 含量增加,合金表面形成致密连续的 Al_2O_3 膜,避免了 Na_2SO_4 直接与合金基体的直接接触和反应,在一定程度上改善了抗热腐蚀性能。A1 与 A0 合金中 Al 含量相对较高,可能是 A1 与 A0 合金抗热腐蚀性能优于其它合金的原因之一。

3 结论

(1)A1 合金腐蚀动力学曲线为抛物线型,与基础合金 A0(DZ466)及 DS GTD111 相近,A2、A3 和 A4 腐蚀动力学曲线呈线性增长。A1 合金的抗燃气热腐蚀性能优于 A0、A2、A3、A4 以及 DS GTD111 合金。

(2)900 ℃燃气热腐蚀 100 h 后,4 种试验合金内腐蚀层成分主要是 Al_2O_3。A1 的外腐蚀层主要由 Cr_2O_3 和 Ti_2O_3 组成;A2、A3、A4 腐蚀产物相近,外腐蚀层主要由 NiO、Ti_2O_3、(Ni,Co)Cr_2O_4 和 Al_2O_3 组成,并有白色衬度的条状 NaTaO3。

(3)A1 合金的室温拉伸强度、950 ℃/220 MPa 持久寿命和塑性均相对较好,其整体性能在 4 种试验合金中最好,获得了力学性能和抗燃气热腐蚀性能的最优组合。

参考文献:

[1] 郭建亭. 抗热腐蚀高温合金的研究与发展 //中国工程院化工、冶金与材料工学部第七届学术会议论文集 [C]. 天津. 2009: 1458-1465.

[2] 陈晶阳,李青,肖程波,等. 第二代耐热腐蚀镍基单晶高温合金 DD489 及其典型性能[J]. 金属热处理,2019, 44(6): 65-68.

[3] 肖程波,李青,唐定中,等. 北京航空材料研究院在重型燃气轮机叶片材料和工艺方面的研究进展 [J]. 新材料产业, 2009, 11: 22-24.

[4] 任维鹏,李青,肖程波,等. DZ466 合金热障涂层 CoCrAlY 黏结

(下转第 431 页)

[7] Clegg A J. Aluminum degassing practice [J]. Foundry, 1992(5): 69-79.

[8] 觉惊知，武殿梁，程军. 铝合金旋转喷吹技术用于动态小熔池[J]. 华北工学院学报, 1998(2): 133-137.

[9] Bob M. Beyond rotary degassing [J]. Foundry Trade Journal, 1995 (6): 298-330.

[10] 张发明，彭学仕. 使用 SNIF 净化装置应注意的几个问题[J]. 轻合金加工技术, 1996(3): 10-12.

[11] 吴文祥，孙德勤，曹春艳，等. 5083 铝合金热压缩变形流变应力行为[J]. 中国有色金属学报, 2007, 17(10): 1667-1671.

[12] 沈耀红，张志清，覃丽禄，等. 7085 铝合金热压缩变形的流变应力本构方程[J]. 材料导报 B: 研究篇, 2011, 25(2): 127-130.

[13] 王少楠，唐国翌，傅万堂，等. 铸态 AZ61 镁合金热压缩变形组织变化[J]. 材料热处理学报, 2009, 30(5): 39-43.

[14] 史学彬. AZ91D 镁合金热压缩变形行为研究 [D]. 太原: 太原理工大学, 2008.

[15] Xu S X, Wu S S, Mao Y W, et al. Variation of hydrogen level in magnesium alloy melt [J]. China Foundry, 2006, 3(4): 275-278.

[16] Wang Y, Lin D L. A correlation between tensile flow and Zener-Hollomom fractor in TiAl alloys at high temperatures [J]. Journal of Materials Science, 2000, 19: 1185-1188.

[17] Yao X X. The strain-rate sensitivity of flow stress and work-hardening rate in a hot deformed Al-1.0Mg alloy [J]. Journal of Materials Science, 2000, 19: 743-744.

[18] 朱利敏，李全安，陈晓亚，等. Mg-8G-0.5Zr 合金热压缩过程中动态再结晶行为[J]. 材料导报, 2019, 33(12): 4117-4121.

(上接第 424 页)

层 1 050 ℃氧化行为[J]. 材料工程, 2014(6): 74-78.

[5] 丁贤飞，陈学达，李青，等. 定向凝固合金 DZ466 在涂 NaCl/Na_2SO_4 盐条件下热腐蚀行为 [J]. 工程科学学报, 2015, 37(5): 608-614.

[6] 罗亮，李青，肖程波，等. 长期时效对 DZ466 合金显微组织和力学性能的影响[J]. 兵器材料科学与工程, 2020, 43(2): 63-67.

[7] 管秀荣，关英双，纪慧思，等. 不同 Cr 含量对镍基高温合金抗热腐蚀性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2014, 35(增刊 1): 58-61.

[8] 管秀荣，魏健，刘恩泽，等. Ti 含量对镍基高温合金抗热腐蚀性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2012, 41(11): 1990-1994.

[9] 宁礼奎，郑志，谭毅，等. 一种新型定向凝固镍基高温合金抗热腐蚀性能的研究[J]. 金属学报, 2009, 45(2): 161-166.

[10] Xiaoguang Yang, Shaolin Li, Hongyu Qi. Effect of high-temperature hot corrosion on the low cycle fatigue behavior of a directionally solidified nickel-base superalloy [J]. International Journal of Fatigue, 2015, 70: 106-113.

[11] M. Adam Khan, S. Sundarrajan, S. Natarajan, et al. Oxidation and Hot Corrosion Behavior of Nickel-Based Superalloy for Gas Turbine Applications [J]. Materials and Manufacturing Processes, 2014, 29: 832-839.

[12] 任维鹏，李青，李相辉，等. 定向镍基高温合金 DZ466 及其热障涂层的抗热腐蚀性能[J]. 金属热处理, 2018, 43(8): 213-219.

[13] 王理，刘春阳，韩振宇，等. 燃气涡轮零部件及材料热腐蚀行为与评价方法研究 [J]. 中国腐蚀与防护学报, 2011, 31(5): 399-403.

[14] Felix P, Hart A. Deposition and corrosion in gas turbines [C]. Hart A B, et al. Applied Science, London. 1973: 330-334.

[15] 史振学，刘世忠，王效光，等. 第 2 代单晶高温合金 DD6 的燃气热腐蚀行为[J]. 钢铁研究学报, 2015, 27(5): 61-64.

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

新书邮购

《消失模铸造工艺学》

《消失模铸造工艺学》由化学工业出版社2019年5月20日出版发行。（书号：ISBN978-7-122-34175-4）

《消失模铸造工艺学》作者刘立中，历经三十多年现场实践经验的总结和理论的升华。全书总结136个案例，选用1718帧彩色照片，撰写583千字创造性的提出了消失模铸造“三场理论”，详细解读在“流场、热场、负压场”理论指导下的“消失模铸造浇注系统设计原则”，提出了“借用型腔做浇道，极致简化浇注系统”新的理念，在国内外均属首创。奠定了消失模铸造的理论基础，提出了消失模铸造研究与发展的方向。

定价：498元

邮购咨询：李巧凤　　电话/传真：029-83222071　　微信：13991824906