

特约专栏

# 重型燃气轮机定向结晶叶片材料与制造工艺

张 健, 楼琅洪, 李 辉

(中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016)

**摘 要:** 重型燃气轮机是我国能源发展战略中的关键装备。在高温和热腐蚀环境下工作的透平叶片, 是重型燃机的核心热端部件。与航空发动机叶片比较, 先进重型燃气轮机透平叶片, 在高温热腐蚀环境下长期工作, 而且叶片的尺寸较大, 因此, 对叶片使用的高温合金材料及其制造工艺均提出了特殊的要求。用于燃气轮机叶片的抗热腐蚀高温合金材料, 经历了从多晶到定向和单晶的发展历程, 其合金在设计中具有高 Cr, 高 Ti, Al 比等几个显著区别于航空发动机叶片材料的特征。兼顾高强度、优异抗热腐蚀性能及长期组织和性能稳定性的燃气轮机用铸造高温合金的研发, 因此更具挑战。定向凝固是重型燃气轮机用大型定向结晶叶片制造工艺中最为关键的技术之一。介绍了先进定向凝固技术——高温度梯度液态金属冷却定向凝固技术的发展, 对比了不同定向凝固工艺对高温合金典型组织及力学性能的影响, 并简单介绍了我国近期在大型定向结晶叶片研制方面的进展。

**关键词:** 重型燃气轮机; 定向结晶叶片; 材料与工艺

**中图分类号:** TG135.1    **文献标识码:** A    **文章编号:** 1674-3962(2013)01-0012-12

## Material and Processing Technology of Directionally Solidified Blade in Heavy Duty Industrial Gas Turbines

ZHANG Jian, LOU Langhong, LI Hui

(Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

**Abstract:** Turbine blades used in heavy duty industrial gas turbines (IGT) serve at high temperatures and in an aggressive environment. The present paper gives an overview of the materials and processing techniques of IGT blades. Comparing to the turbine blades used in aero engines, IGT blades operate at high temperature, hot corrosion environment for longer time, and are with much larger size. The principles of material design and manufacture of these large blades are therefore required with special considerations. The temperature capability of materials used as IGT blade is increasing over the past decades due to the development of directionally solidified (DS) and single crystal superalloys. Features such as high Cr content and Ti/Al ratio are unique in these alloys comparing to the alloys used in aero engines. Consequently, development of alloys with high strength, high hot corrosion resistance, as well as good long term stabilities is a very challenged task. Directional solidification is one of the most important techniques in manufacturing the large blade. The development of advanced high gradient DS process-liquid metal cooling process has been described. Typical microstructure and properties of superalloys processed by different DS techniques are compared. Some recent progresses in manufacturing the large blades in China have also been depicted.

**Key words:** heavy duty industrial gas turbines, directionally solidified blades, materials and processing technology

## 1 前 言

燃气轮机包括各类航空航天喷气发动机、发电和驱动燃气轮机、舰船动力燃气轮机以及各种微型燃气轮机。目前, 由燃气轮机和蒸汽轮机组成的燃气-蒸汽联

合循环, 是人类掌握的热-功转换效率最高的大规模商业化发电方式<sup>[1]</sup>。近年来, 全世界每年增长的发电容量中, 大约有 36% 为燃气轮机联合循环机组提供<sup>[2]</sup>, 燃气轮机的功率和效率仍在不断提高。

目前, 燃煤发电在我国火力发电工业中仍占绝对主导地位, 燃气轮机发电主要用于调峰, 占总发电量的比例很小。仅从环保角度看, 煤电的污染排放( $\text{SO}_2$ 、 $\text{NO}_x$ )已经成为电力工业可持续发展的重要制约因素。基于燃气轮机在我国洁净能源可持续发展中的重要性及其广阔的市场前景, 重型燃气轮机已经被列入国家中长期科学和技术发展规划纲要中能源领域优先发展的主题——煤的清洁高效开发利用、液化及多联产的研究内容之中。

收稿日期: 2012-08-06

基金项目: 国家重点基础研究发展计划项目(2010CB631201); 国家高技术研究发展计划项目(2008AA05A302); 国家自然科学基金项目(50931004)

第一作者及通信作者: 张 健, 男, 1972 年生, 工学博士, 博士生导师

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.2013.01.02

未来我国将大力发展燃气轮机产业, 预计到 2020 年, 将建成装机容量约为 6 万 MW 的燃气轮机电站<sup>[2-3]</sup>。

按照燃气初温, 可将重型燃气轮机分为 3 类<sup>[1]</sup>: ①E 级和 F 级, 相关技术成熟并已经大规模商业化应用, 燃气轮机的燃气初温分别为  $\sim 1\ 150\ ^\circ\text{C}$  和  $\sim 1\ 350\ ^\circ\text{C}$ ; ②G 级和 H 级, 相关技术正在开始走向市场, 燃气初温达到  $1\ 450\sim 1\ 500\ ^\circ\text{C}$ ; ③燃气初温更高的未来型燃气轮机, 燃气初温高达  $1\ 500\sim 1\ 700\ ^\circ\text{C}$ , 目前正在处于研发状态, 预计在 2020 年左右会进入市场。

重型燃气轮机的核心技术, 主要掌握在几家国外公司手中。美国 GE、德国 Siemens、法国 Alstom 和日本 MHI 等公司经过多年的发展, 已经形成了燃气轮机系列产品。尽管近年来国内引进了 E 级和 F 级燃气轮机的部分制造技术, 在重型燃气轮机的国产化进程中取得了长足进步, 但是重型燃气轮机的设计技术、控制技术、燃烧技术和热端部件制造技术等几项核心技术始终掌握在上述几家国外公司手中。显然, 面对我国庞大的燃气轮机市场需求, 以及燃气轮机在我国未来能源结构中的重要地位, 开展重型燃气轮机核心技术的研发和产业化, 对我国有着极为重要的战略意义。

重型燃气轮机中使用的关键热端部件——一、二级大型导向和涡轮叶片, 基本采用定向柱晶或单晶高温合金, 通过定向凝固技术制造。国外相关技术已经成熟, 大型定向和单晶叶片稳定批产, 国内目前尚无制造能力, 而相关材料和技术与先进航空发动机叶片密切相关, 国外对中国实行严格的技术封锁和价格垄断。因此, 重型燃气轮机定向结晶叶片材料与制造技术, 目前已成为我国自主发展先进燃机装备业的瓶颈。

## 2 重型燃气轮机涡轮叶片的特点

重型燃气轮机使用的燃料主要是天然气和燃油, 近年来发展的整体煤气化联合循环 (Integrated Gasification Combined Cycle, IGCC) 技术, 还将煤气化合成气作为燃料。重型燃机的工作环境和特点与航空发动机截然不同, 这也对重型燃机热端涡轮叶片使用的材料及其制造技术提出了不同的要求。表 1 简单对比了两种叶片的典型特征<sup>[4]</sup>。图 1 是两种定向结晶叶片——GE 公司 F 级燃气轮机高压一级涡轮叶片与典型航空发动机涡轮叶片的照片<sup>[5]</sup>。首先, 重型燃气轮机的叶片尺寸和质量远大于航空发动机叶片, 与典型航空发动机长  $30\sim 150\ \text{mm}$ 、质量  $100\sim 200\ \text{g}$  重的叶片相比, 重型燃气轮机定向结晶叶片的长度可达  $910\ \text{mm}$ , 质量达到  $18\ \text{kg}$ <sup>[6]</sup>; 第二, 重型燃气轮机叶片的运行时间和状态与航空发动机叶片不同。重型燃机叶片主要在稳态工作, 叶片大修周期长达  $24\ 000\sim 40\ 000\ \text{EOH}$  (等效运行小时), 总寿命长达  $6\sim 8$

万 EOH<sup>[1,7]</sup>。航空发动机叶片的峰值工作时间短, 温度高于燃机叶片, 但其巡航工作温度又低于燃气轮机叶片的稳定工作温度; 第三, 与航空发动机使用的洁净燃料比较, 重型燃气轮机使用的燃料种类多, 一般含有会对高温合金材料造成热腐蚀损伤的 V, S 等元素。因此, 重燃叶片在保证高强度的同时, 必须使用抗热腐蚀的高温合金材料。航空发动机使用的高温合金材料通常具有优异的抗氧化性能 (图 2a), 但在热腐蚀环境中短时间内就会发生严重损伤 (图 2b)。

表 1 航空发动机叶片与重型燃气轮机叶片的比较

Table 1 Comparison of turbine blades used in industrial gas turbines (IGT) and aero engines

	IGT	aero engine
Size	Large	Small
	Operating time	
Steady state	$> 10^5\ \text{h}$	25 000 h
Peak temperature)	$> 10^5\ \text{h}$	1 000 h
Mass	Not significant	Very important
Environment	Corrosion	Non-corrosion

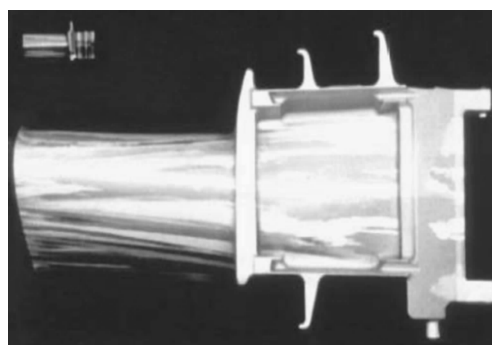


图 1 重型燃气轮机 (下) 与航空发动机 (上) 叶片的比较

Fig. 1 Size comparison of an IGT blade (down) with a typical aero engine (above) turbine blade

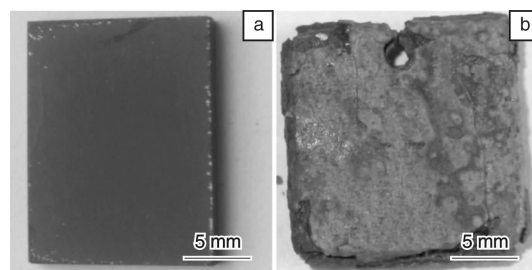


图 2 高温合金氧化和热腐蚀对比: (a) 样品经  $1\ 000\ ^\circ\text{C}$ ,  $100\ \text{h}$  空气气氛氧化后的宏观形貌, (b) 相同材料样品经  $900\ ^\circ\text{C}$ ,  $6\ \text{h}$  浸盐 (质量分数为  $75\%\ \text{Na}_2\text{SO}_4 + 25\%\ \text{K}_2\text{SO}_4$ ) 实验后的宏观形貌

Fig. 2 Comparison of oxidation and hot corrosion. (a) sample after  $1\ 000\ ^\circ\text{C}/100\ \text{h}$  in air and (b) same alloy after  $900\ ^\circ\text{C}/6\ \text{h}$  hot corrosion test in molten salt (in mass fraction  $75\%\ \text{Na}_2\text{SO}_4 + 25\%\ \text{K}_2\text{SO}_4$ )

与航空发动机叶片相似, 先进燃气轮机使用的涡轮叶片也具有复杂的冷却结构<sup>[7-8]</sup>, 采用定向 (DS) 或单晶 (SC) 高温合金、表面使用热障涂层 (Thermal Barrier Coating, TBC)。典型重型燃气轮机叶片及涂层的使用情况见表 2<sup>[9]</sup>。

图 3 简单总结了 GE 公司燃气轮机热端叶片材料、冷却方式和工作温度的发展历程<sup>[10]</sup>。可以看出, 在 20 世纪 70 年代之前, 燃气轮机燃烧温度的提升, 完

全依赖于高温合金叶片材料本身的承温能力, 随后冷却技术的发展使燃气轮机的燃烧温度不断提高, 材料的工作温度也随之提高到 850 ℃ 以上, 这不仅要求材料具有优异的高温力学性能, 也对材料的抗热腐蚀性能提出了更苛刻的要求。20 世纪 80 年代以来, 燃气轮机开始使用具有复杂冷却结构的定向结晶叶片, 冷却效率显著提高, 燃机的燃烧温度也因此明显提升。

表 2 燃气轮机涡轮叶片材料和涂层的使用情况

Table 2 Materials and coatings for blades and vanes of heavy duty industrial gas turbine

OEM	Model	Vaness	Blades	Coatings
Alstom/ABB	GT24/26	DS CM247 (R1)	DS CM247 (R1 - R3)	TBC
GE	6001B	FSX 414 (R1)	DS GTD 111 (R1)	GT29 +
	7/9EA	FSX 414 (all stages)	DS GTD 111 (R1)	GT29 +
	7/9FA/FA +	FSX 414 (R1 and R2)	DS GTD 111 (R1 and R2)	GT33 +
	7/9FA + enhanced	FSX 414 (R1)	DS GTD 111 (R1 and R2)	TBC
	7/9FB	GTD 111 (R1 - R2)	SC N5 (R1) DS GTD 444 (R2 and R3)	TBC
Siemens	V94.3A	SC PWA 1483 (R1 - R2)	SC PWA 1483 (R1 - R2)	TBC
MHI	701F3	MGA 2400-modified IN939 (R1 - R3)	DS MGA 1400 (R1)	TBC
	501/701G/G2	MGA 2400modified IN939 (four rows)	DS MGA 1400 (R1 - R2)	TBC

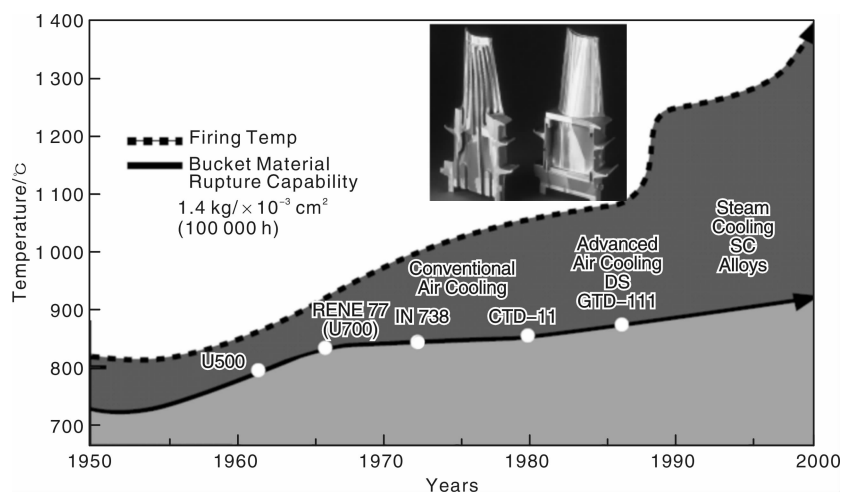


图 3 GE 公司燃气轮机热端叶片材料、冷却方式和工作温度的发展历程图

Fig. 3 Development course of bucket material, cooling method, working temperature of gas turbine fabricated by GE company

### 3 重型燃气轮机叶片使用的高温合金材料

与航空发动机涡轮叶片使用的高温合金材料的发展历程相似, 国外燃气轮机叶片使用的抗热腐蚀高温合金材料也经历了从传统等轴晶 (CC) 铸造合金, 到定向柱晶和单晶合金的发展 (图 4<sup>[11]</sup>)。

燃气轮机叶片用高温合金必须兼顾材料的抗热腐蚀性能、高温强度、组织稳定性以及铸造工艺性能, 表 3

列出了国外典型抗热腐蚀高温合金的主要成分。可以看出, 燃气轮机用高温合金的成分主要有以下几个特点: ①合金中的 Cr 含量一般大于 12% (质量分数, 下同)。较高的 Cr 含量可以保证在热腐蚀环境中, 合金表面能够形成基本连续的  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  保护膜。但 Cr 是高温合金中的有害相 - TCP 相的形成元素, 它作为固溶强化元素, 在镍基高温合金中的强化效果也不如 W, Mo, Ta 等, 因此抗热腐蚀高温合金中的 Cr 含量必须控制在合理的

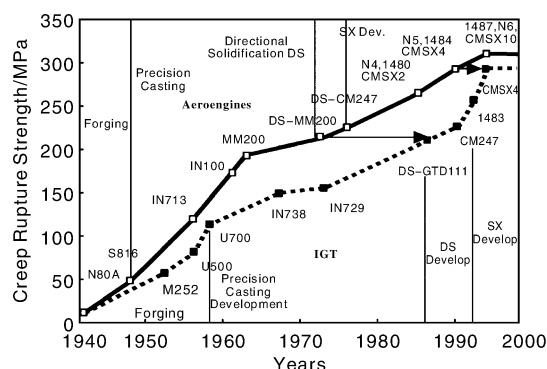


图 4 国外航空发动机和燃气轮机用高温合金的发展历程图

Fig. 4 Progress in aero and industrial gas turbine blade materials at abroad

水平, 以免影响合金的组织稳定性和力学性能; ②合金从多晶发展到定向和单晶, 合金中 Ta 元素的含量逐渐增加。随着燃气轮机叶片工作温度的提高, 对抗热腐蚀高温合金高温强度的要求不断提升, Ta 作为重要的强化元素, 在抗热腐蚀合金中的含量也逐渐增加。除了有效提高合金的高温强度外, 由于 Ta 在枝晶间偏析, 它还可以通过调整定向凝固中糊状区枝晶间液体的密度, 降低铸件中雀斑等缺陷的形成倾向<sup>[16-17]</sup>。一般认为 Ta 对高温合金的抗氧化性能也有一定的改善<sup>[18-21]</sup>。最近的研究还发现, Ta 对提高合金抗氧化性能贡献有限, 但可以显著提高合金的抗热腐蚀性能<sup>[22-23]</sup>; ③合金中 Mo 元素含量较低。Mo 是高温合金中有效的固溶强化元素, 但由于其在热腐蚀环境中容易引起酸性熔融反应, 产生严重的热腐蚀<sup>[12,24]</sup>, 因此, 在燃气轮机用抗热腐蚀高温合金中, Mo 的含量一般较低; ④合金中 Ti、Al 两种元素的总量基本维持在 7% ~ 8% 的水平, 但 Ti 含在镍基高温合金中的强化效果也不如 W, Mo, Ta 等,

因此抗热腐蚀高温合金中的 Cr 含量必须控制在合理的量一般高于 Al 含量。Ti 和 Al 是主要的  $\gamma'$  相形成元素, 两种元素的总量维持在 7% ~ 8% 的水平可以充分保证合金中  $\gamma'$  相的体积分数, 从而保证合金的沉淀强化效果。由于 Ti 可能会与 S 反应形成稳定的固态硫化物, 延缓金属-金属硫化物液态共晶的形成, 从而延缓热腐蚀反应进程<sup>[13]</sup>, 改善合金的抗热腐蚀性能。因此, 抗热腐蚀合金中的 Ti 含量一般较高。但合金中 Ti 含量增加, 会显著提高定向合金的热裂倾向<sup>[25-26]</sup>, 因此必须合理控制合金中的 Ti/Al 比; ⑤抗热腐蚀高温合金中一般不含 Re, Ru 等贵金属元素。Re 和 Ru 是航空发动机用先进定向和单晶高温合金中的重要强化元素, 可以显著提升合金的高温强度。随单晶高温合金承温能力的不断提高, 合金中的 Re, Ru 元素的含量也在不断增加, 第 4 代单晶合金中两种元素的含量已经分别达到 6% 和 3% 左右。但是, 两种元素的价格昂贵, 资源稀缺, 考虑燃气轮机的制造成本, 目前大规模商业化的重型燃气轮机使用的叶片材料, 以及国外正在研制的高强抗热腐蚀单晶高温合金中均不含 Re 和 Ru。正在推向市场的 G/H 级燃气轮机中, 仅有美国 GE 公司使用了含 3% Re 元素的第 2 代单晶高温合金; ⑥单晶合金中一般含有微量的 C, B, Hf 等元素。由于重型燃气轮机的叶片尺寸很大, 在定向凝固中更容易出现小角度晶界等缺陷, 因此近年来传统的晶界强化元素 C 和 B 被重新添加到抗热腐蚀单晶合金中, 以提高合金对小角度晶界等缺陷的容忍<sup>[21,27]</sup>。例如, 当小角度晶界超过 10° 时, PWA1483 单晶合金的横向持久性能会显著降低, 但含微量 C, B, Hf 的合金中, 即使晶界角度高达 25°, 合金的持久性能仍然没有明显的降低(横向持久样品的应力轴为 <100> 方向)<sup>[27]</sup>。

表 3 国外典型镍基抗热腐蚀高温合金的主要成分(质量百分数)

Table 3 Compositions (mass percent) of typical hot corrosion resistant Ni-based superalloys at abroad

	Alloy	Cr	Co	Mo	W	Al	Ti	Ta	Ni
Multi-crystal alloys	IN738	16	8.5	1.75	2.6	3.4	3.4	-	
	GDT111	14	9.5	1.5	3.8	3	4.9	2.8	Bal
	Rene 80	14	9.5	4	4	3	5	-	Bal
Directional alloys	DS IN792	12.5	9	1.9	4	3.5	3.9	4	Bal
	DS GDT111	14	9.5	1.6	3.8	3	4.9	2.8	Bal
	DS MGA1400	14	10	1.5	4	4	3	5	Bal
Single-crystal alloys	PWA1483	12.8	9	1.9	3.8	3.6	4	4	Bal
	CMSX-11B	12.5	7	0.5	5	3.6	4.2	5	Bal
	CMSX-11C	14.9	3	0.4	4.5	3.4	4.2	5	Bal

在我国, 中国科学院金属研究所最早开展了抗热腐蚀高温合金的研发工作, 研制了我国第 1 个抗热腐蚀高温合金 K438。近年来, 钢铁研究总院等单位也开始针对重型燃气轮机用抗热腐蚀定向合金的研制工作<sup>[28]</sup>。

图 5 为中科院金属所研制的部分燃气轮机叶片用抗热腐蚀高温合金材料持久性能与典型国外同类合金的比较。从早期的仿制合金 K438(等轴晶)开始, 经过几十年的发展, 合金的强度水平不断提高, 正在逐步形成具

有自主知识产权的燃气轮机用抗热腐蚀高温合金体系,例如多晶合金 K444、K452,定向合金 DZ38G、DZ411,单晶合金 DD8、DD10 等。其中抗热腐蚀定向合金 DZ411 和单晶合金 DD10 与国外重燃机广泛使用的定向合金 DS-GDT111 和单晶合金 PWA1483 的持久性能水平基本相当<sup>[27-31]</sup>(图 6)。图 7 为两种合金的涂盐热腐蚀

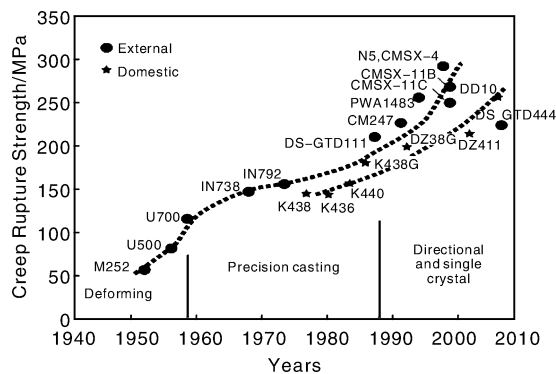


图 5 中国科学院金属研究所研制的部分燃气轮机用抗热腐蚀高温合金与典型国外同类合金持久性能的比较

Fig. 5 Hot corrosion resistant alloys developed at Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences

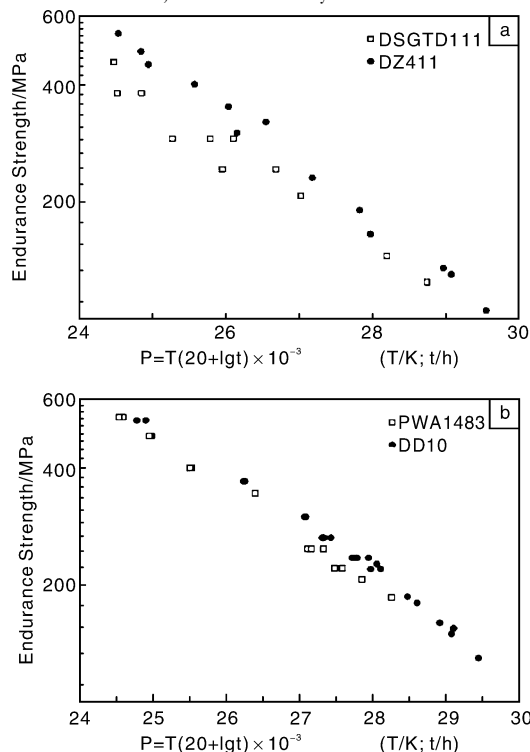


图 6 中国科学院金属研究所研制的高强抗热腐蚀定向合金 DZ411 和单晶合金 DD10 与国外(a)定向合金 DS-GDT111 (GE 公司重型燃气轮机涡轮叶片材料)和(b)单晶合金 PWA1483 (Siemens 公司重型燃气轮机涡轮叶片材料)持久性能比较

Fig. 6 Comparison of creep rupture data of (a) DZ411 and DS-GDT111, and (b) DD10 and PWA1483

实验结果<sup>[32]</sup>,可以看出,两种合金的抗热腐蚀性能与著名的抗热腐蚀合金 K438 基本相当。900 °C 燃气热腐蚀实验也得到了类似的结果。

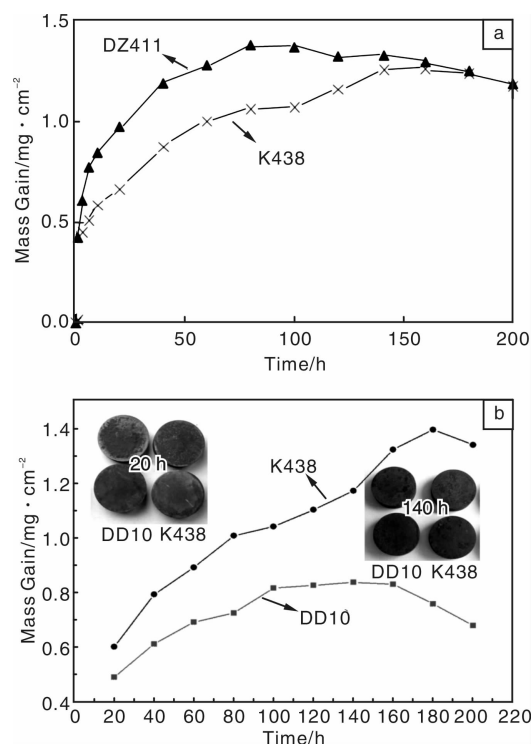


图 7 DZ411 (a) 和 DD10 (b) 合金 950 °C 热腐蚀实验曲线。实验采用涂盐法 (80%  $\text{Na}_2\text{SO}_4$  + 20%  $\text{K}_2\text{SO}_4$  饱和溶液), 涂盐量为  $\sim 2 \text{ mg/cm}^2$

Fig. 7 Results of hot corrosion testing at 950 °C for DZ411 (a) and DD10 (b) (Specimens were sprayed with 80%  $\text{Na}_2\text{SO}_4$  + 20%  $\text{K}_2\text{SO}_4$  saturated solution and was coated with  $\sim 2 \text{ mg/cm}^2$  salt)

对 DZ411 合金的组织稳定性研究表明,合金经 900 °C, 24 000 h 长期时效后,组织稳定,无 TCP 析出。图 8 是 DZ411 合金热处理态,900 °C, 12 000 h 和 900 °C, 24 000 h 长期时效后的显微组织比较。随时效时间延长,合金中的  $\gamma'$  相立方度降低,并逐渐长大,特别是晶界位置析出了大块、连续的  $\gamma'$  相<sup>[33]</sup>。利用扫描电镜的背散射电子衍射 (EBSD) 分析发现,900 °C, 24 000 h 长期时效后,合金中的  $\gamma'$  相会沿<sup>[011]</sup>和<sup>[111]</sup>方向以枝晶形态长大,导致合金的持久性能降低<sup>[34]</sup>。时效 12 000 h 的样品经恢复热处理后,可以得到比较理想的  $\gamma'$  相尺寸和形态,晶界形貌也回复到接近热处理后的状态(图 9)。力学性能测试结果(表 4)也表明,恢复热处理可能是燃气轮机叶片延寿的有效手段。

DD10 单晶合金是目前国内强度水平最高的抗热腐蚀单晶合金,对合金的凝固过程、析出相种类,单晶制备工艺及热处理制度等开展的系统研究表明<sup>[32,35-37]</sup>,

合金组织稳定,而且具有良好的铸造工艺性能。图10是DD10单晶合金热处理态和经900℃长期时效后的 $\gamma'$ 相形貌。与DZ411合金中观察到的现象相似, $\gamma'$ 相在长期时效中合并长大,部分溶解,立方度降低,但合金中没有TCP相析出,表现出良好的组织稳定性<sup>[32,37]</sup>。

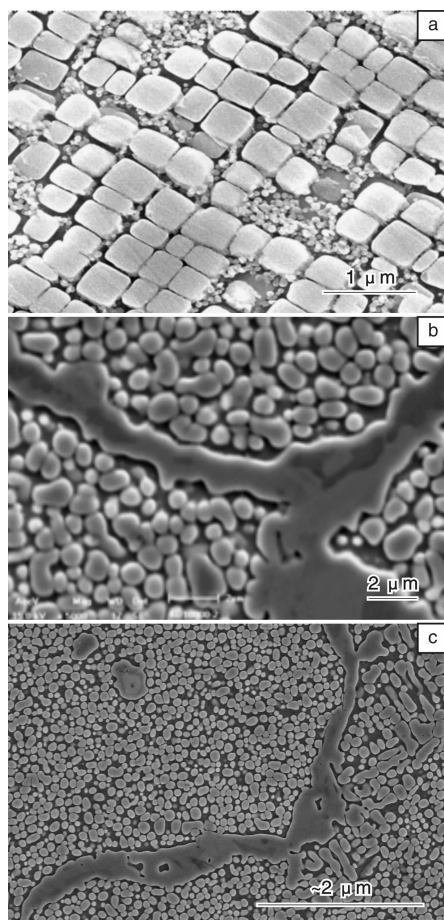


图8 DZ411合金热处理态(a),900℃,12 000 h时效(b)和900℃,24 000 h时效后(c)的显微组织

Fig.8 Microstructure of DZ411: (a) as heat treated, (b) aging at 900 °C for 12 000 h, and (c) aging at 900 °C for 24 000 h

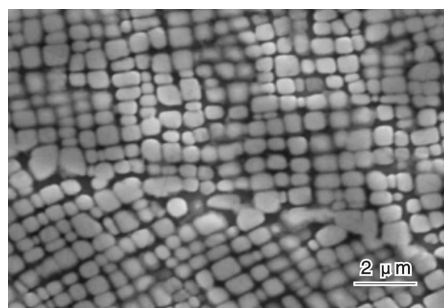


图9 DZ411合金经900℃,12 000 h长期时效,进行恢复热处理后的显微组织

Fig.9 Reheat treated microstructure of DZ411 after aging at 900 °C for 12 000 h

表4 DZ411合金900℃,12 000 h时效和恢复热处理后的性能比较

Table 4 Normalized properties of DZ411 after aging at 900 °C, 12 000 h and rejuvenation heat treatment

		Residual properties/%	
		900 °C , 12 000 h	Rejuvenation treatment
Tensile properties (R. T. )	Rupture life	30 ~ 51	60
	Elongation	83	96
	Ultimate Tensile Strength	—	97
	Elongation	—	145 ~ 155

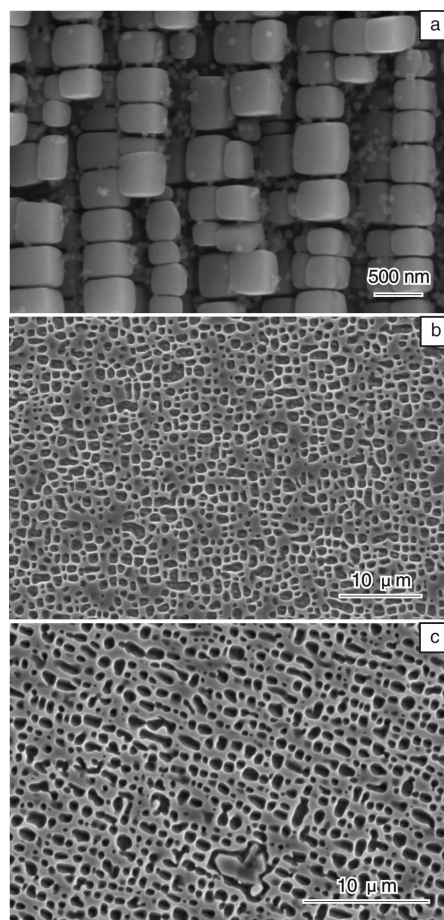


图10 DD10单晶合金热处理态(a),900℃,6 500 h时效(b)和900℃,8 500 h时效(c)后的显微组织

Fig.10 Microstructure of DD10: (a) as heat treated, (b) after aging at 900 °C for 6 500 h, and (c) after aging at 900 °C for 8 500 h

## 4 叶片制造技术

重型燃气轮机用大型定向结晶叶片制造工艺,包括复杂大尺寸陶瓷型芯和陶瓷型壳的制造、定向凝固过程中的参数控制、叶片的热处理和加工及长寿命防护涂层

制备等。其中,定向凝固技术是大型定向结晶叶片的关键制造技术之一。

从 20 世纪 80 年代开始,快速凝固技术(High Rate Solidification, HRS)被广泛应用于航空发动机定向和单晶叶片的制造。随着航空发动机相关技术向燃气轮机的转移,HRS 技术也被用来制造燃气轮机使用的大型定向结晶叶片。由于尺寸差别巨大,利用 HRS 技术制造重燃机叶片时,必须重新优化关键工艺,例如改善陶瓷型壳、型芯的材料和制造工艺,优化蜡模材料和设计,对定向凝固参数进行更精确的控制等<sup>[38]</sup>。但是,随重型燃气轮机叶片尺寸的增加,传统的 HRS 技术在制造大型定向结晶叶片时遇到了越来越多的挑战。

图 11 是定向凝固中叶片尺寸与铸造缺陷关系的示意图<sup>[11,39]</sup>。由于 HRS 工艺定向凝固中,随叶片尺寸的增加,固液界面前沿的温度梯度不断降低,为了维持固液界面稳定的温度梯度,获得无凝固缺陷的铸件,必须把液态高温合金的温度保持在很高的水平,同时降低凝固速率(近似定向凝固过程的抽拉速率)。但在 1 500 ~ 1 600 °C,甚至更高温度下,活泼的液态高温合金长时间与陶瓷型壳和型芯接触,很容易发生反应,陶瓷型壳和型芯本身也容易发生蠕变、断裂。因此,大型定向结晶叶片的工艺窗口很小(图 11 中的灰色区域),而且很容易出现等轴晶、缩孔、雀斑等缺陷。这同时也给型壳、型芯、叶片后处理等带来一系列问题<sup>[4,11,40]</sup>。

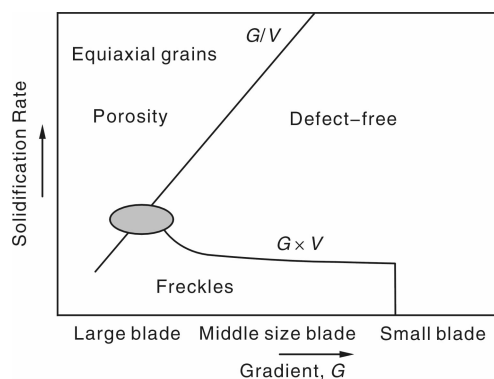


图 11 定向凝固中铸件尺寸与凝固缺陷关系示意图

Fig. 11 Schematic diagram of relationship between casting size and solidification defect during directional solidification

20 世纪 90 年代,国际重型燃气轮机市场发展迅速,对大型定向结晶涡轮叶片的需求也越来越迫切,为了解决 HRS 技术制造大型定向结晶叶片时面临的上述问题,Siemens, GE 和 Alstom 均开始高温梯度液态金属冷却(Liquid Metal Cooling, LMC)定向凝固技术的工程化应用研究。到 2000 年左右,欧洲已经完成了 LMC 技术的工程化研究,掌握了大型 LMC 叶片的批产技术。由于

LMC 工艺使用低熔点合金作为冷却介质,大幅度提高了整个定向凝固过程的温度梯度,因此可以显著细化铸件的显微组织、提高抽拉速率。除了合金组织与性能的显著改善,LMC 技术的另一个巨大优势体现在大型叶片的定向凝固制造工艺中。由于 LMC 定向凝固中固液界面的温度梯度始终很高,因此完全可以使液态高温合金温度保持在较低的水平,采用较快的抽拉速率,避免大尺寸陶瓷型壳、型芯发生上述 HRS 工艺中容易出现的问题。文献[40]针对 LMC 工艺中低熔点合金冷却介质的选择,LMC 设备参数和工艺参数的优化,以及 LMC 工艺制备的高温合金的典型组织与力学性能做了较为详细的介绍。

近几年,国外结合数值模拟,针对 LMC 技术开展了进一步的研究。例如 Pollock 等人<sup>[41-43]</sup>利用 LMC 技术制备了第二代单晶高温合金,模拟了定向凝固过程中固液界面的位置,以及单晶合金的一次枝晶间距,研究了工艺参数对枝晶间距和缩孔尺寸与分布的影响。通过与传统 HRS 工艺的对比,进一步证实了 LMC 技术可以有效地细化组织,减少缺陷。Singer 等人<sup>[44-45]</sup>还发现,由于 LMC 工艺使合金中缩孔的尺寸和体积分数明显减少,合金的疲劳性能得到明显提升。

在我国,西北工业大学利用 LMC 技术高温梯度梯度的特点,在合金凝固理论方面开展了大量的研究工作,对高温梯度下定向和单晶合金的凝固特征、显微组织等进行了较为系统和深入的研究<sup>[46-50]</sup>。钢铁研究总院利用传统 HRS 技术,结合数值模拟,研制了总长约 300 mm 的定向结晶燃气轮机叶片<sup>[51]</sup>。

中国科学院金属研究所从 2003 年开始探索 LMC 技术的工程化应用,突破了抗热冲击模壳、低熔点金属污染控制等关键技术,2009 年成功研制了可满足 750 mm 长定向结晶叶片研制的大型 LMC 设备,为重型燃气轮机大型定向结晶涡轮叶片的研制,奠定了装备和技术基础<sup>[52-53]</sup>。近年来,利用 LMC 技术,针对定向和单晶合金的定向凝固工艺<sup>[35,54-55]</sup>、显微组织<sup>[56]</sup>、热处理工艺<sup>[57]</sup>、典型性能<sup>[58-59]</sup>和铸造工艺性能<sup>[60]</sup>等开展了较为系统的工作。研究表明,LMC 技术可以获得显著细化的定向凝固组织,某些合金甚至可以铸态直接使用,避免了后续固溶热处理带来的再结晶等问题。特别是在难以充分实现均匀化热处理的大型定向结晶铸件中,LMC 工艺可使合金的疲劳性能得到明显提升<sup>[61]</sup>。

重型燃气轮机热端部件的研制工作在国内起步较晚,近年来中科院金属所、钢铁研究总院等单位与国内相关企业合作,研制了多种重型燃气轮机使用的等轴晶

涡轮和导向叶片，同时也开展了大型定向结晶涡轮叶片的研发工作<sup>[62]</sup>。

近年来，金属所成功研制了 430 mm 长的实心定向叶片；在突破大尺寸抗热冲击型壳、复杂型芯、定向凝固等关键技术的基础上，利用 LMC 技术成功研制了 450 mm 长、具有复杂冷却内腔结构的大型 DZ411 定向结晶涡轮叶片。

由于较慢的拉伸速率和较低的凝固速率，传统 HRS 工艺制造的大型定向结晶铸件的一次枝晶间距约为 350 ~ 550  $\mu\text{m}$ <sup>[63-64]</sup>，在叶片中容易出现由于宏观偏析造成的雀斑等缺陷<sup>[65]</sup>。对 LMC 工艺制备的大型定向结晶叶片的铸态显微组织进行分析表明，一次枝晶间距 (PDAS) 和二次枝晶间距 (SDAS) 均随离开冷却底盘的距离的增加而增加，在叶片延伸段和榫头位置，PDAS 最大，约为 320  $\mu\text{m}$  (图 12)。铸态叶片不同位置的共晶尺寸和体积分数的统计结果见图 13，铸造缩孔尺寸和体积分数见图 14。由于 LMC 工艺较高的温度梯度减轻了定向凝固中的偏析，所有叶片中均未出现大型铸件中容易产生的雀斑等缺陷。

固溶处理温度对 DZ411 合金的组织影响很大，图 15 是叶片延伸段取样经不同温度固溶处理后的典型显微组织。可以看出，随固溶温度的提高，合金中枝晶间

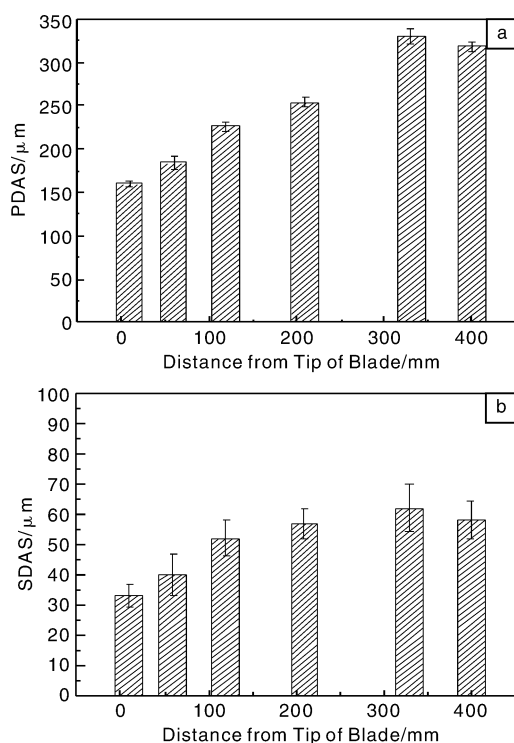


图 12 叶片不同位置的一次枝晶间距(a)和二次枝晶间距统计(b)

Fig. 12 Primary dendrite arm spacing (a) and secondary dendrite arm spacing (b) in the blade cast by LMC process

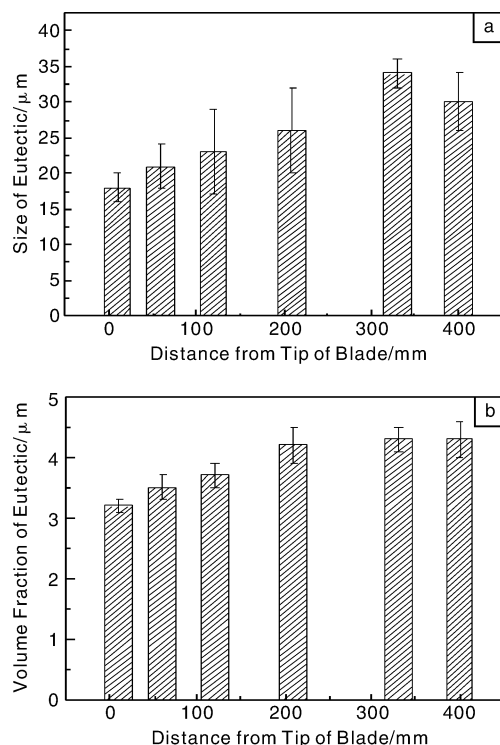


图 13 叶片不同位置的共晶尺寸(a)和体积分数(b)的统计结果

Fig. 13 Size (a) and volume fraction (b) of eutectic in the blade cast by LMC process

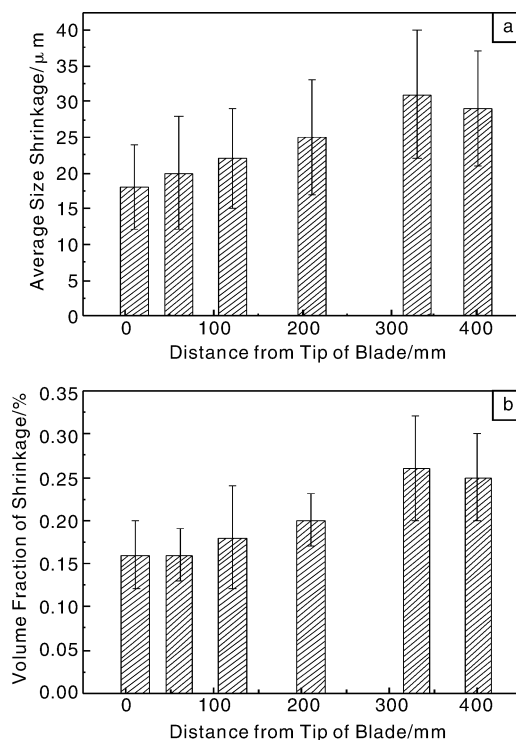


图 14 叶片不同位置的缩孔尺寸(a)和体积分数(b)的统计结果

Fig. 14 Size (a) and volume fraction (b) of porosity in the blade cast by LMC process



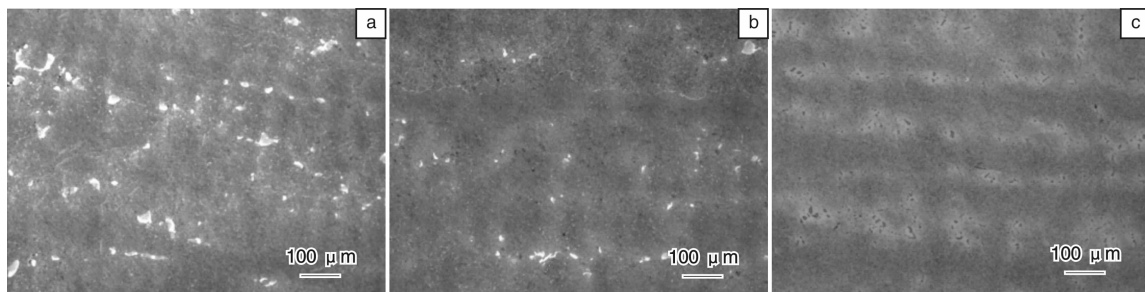


图 15 LMC 叶片经 1 210 °C (a), 1 220 °C (b), 1 230 °C (c) 固溶热处理后, DZ411 合金的典型显微组织  
Fig. 15 Microstructure of the blade heat treated at 1 210 °C (a), 1 220 °C (b), and 1 230 °C (c)

的残留共晶逐渐减少, 较高的固溶处理温度可以使铸态枝晶间的共晶完全溶解, 实现合金的充分均匀化。但是, 较高的固溶处理温度也可能带来再结晶、初熔等缺陷<sup>[6]</sup>。合金经固溶和时效热处理后, 基体中析出了立方度较好、尺寸约为 300 nm 的  $\gamma'$  相, 在  $\gamma$  基体通道中, 还析出了细小的二次  $\gamma'$  相(图 16)。

在上述工作的基础上, 近年来, 金属所也开展了大型单晶叶片的研制工作。结合计算模拟技术, 通过合理设计单晶叶片浇注系统, 精确控制定向凝固参数, 成功制备了 300 mm 长的大型单晶叶片(图 17)。

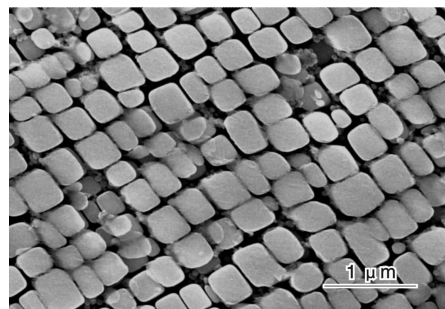


图 16 DZ411 叶片热处理后的典型  $\gamma'$  相形貌  
Fig. 16 Typical morphology of  $\gamma'$  phase after heat treatment

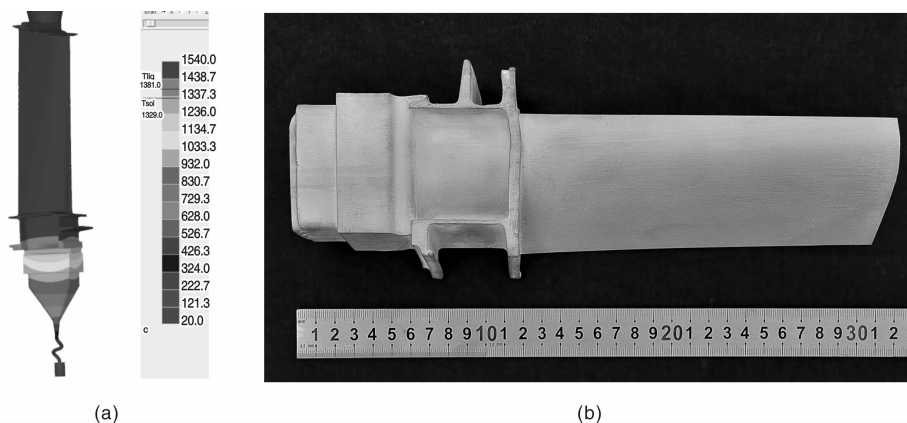


图 17 利用计算模拟技术得到的单晶叶片定向凝固中的温度场分布(a), 和利用 DD10 合金研制的燃气轮机单晶叶片(b)  
Fig. 17 Temperature distribution during directional solidification of a single crystal blade (a), and single crystal blade (b)

## 5 结 语

大尺寸定向和单晶涡轮叶片是现代和未来先进重型燃气轮机的关键热端部件, 因此研制具有优异综合性能(力学性能, 抗热腐蚀和抗氧化性能, 铸造工艺性能, 涂层工艺性能, 长期组织和力学稳定性等)的定向和单晶高温合金材料, 掌握大型定向结晶涡轮叶片的关键制造技术, 是我国自主研发先进燃气轮机的重要保障。

尽管目前国内抗热腐蚀铸造高温合金, 已经基本形成了等轴晶、定向柱晶和单晶合金的体系, 但实现现有

合金的工程化应用, 保证重型燃气轮机的自主研发和高效、高可靠性运转, 仍需要开展大量深入的工作, 主要包括合金、合金-涂层体系的长寿命性能数据积累, 近服役工况条件的性能测试与考核, 合金的长寿命组织性能演化规律及损伤机制, 部件的寿命评估与寿命预测等等。此外, 针对未来先进燃气轮机的需要, 必须开展工作温度更高的抗热腐蚀定向和单晶合金的研制。由于重燃叶片的尺寸越来越大, 大型定向和单晶叶片中的某些缺陷, 例如单晶叶片中的小角度晶界很难完全消除, 所以在合金研制中, 在系统研究缺陷对合金性能影响的同

时, 必须考虑如何提高合金的缺陷容限。

大型叶片制造包括定向凝固及后续处理和加工、涂层等。其中定向凝固技术、长寿命涂层技术, 是定向和单晶叶片的核心制造技术。除高温梯度 LMC 技术外, 还涉及大型陶瓷模壳、型芯、蜡模的制造与脱除, 固溶热处理及其它热工艺过程中的再结晶控制, 涂层材料及制造工艺等。因此, 为实现大型定向结晶和单晶叶片的工程化制造与应用, 仍需开展大量工作。未来先进重型燃气轮机热端叶片的工作温度不断提升, 由于单晶高温合金材料本身的承温能力提升幅度较小, 而且需要添加 Re 等贵金属元素, 因此先进冷却技术(例如, 先进航空发动机使用的层板冷却技术)和热障涂层技术的应用对未来大型单晶叶片的发展和应用意义重大, 这也对大型复杂单晶叶片的制造工艺提出了更高的要求。

材料与工艺的计算模拟技术, 是优化重型燃气轮机关键热端部件制造工艺, 推动关键技术和应用的重要手段。从先进高温合金的成分设计, 热处理制度设计, 力学行为, 氧化腐蚀行为, 大型铸件的定向凝固工艺优化与缺陷控制, 到材料和部件的服役行为, 损伤与寿命评估及预测, 均需要依托研发工作中的大量基础数据积累, 开展相应的计算模拟工作, 不断丰富相关材料理论, 同时指导先进材料与复杂热端部件的研发与应用。

## 参考文献 References

- [1] Jiang Hongde(蒋洪德). 加速推进重型燃气轮机核心技术研发 和国产化[J]. *Journal of Chinese Society of Power Engineering* (动力工程学报), 2011, 31 (8): 563 - 566.
- [2] Shen Qionong(沈邱农). 重型燃气轮机产业的发展与自主化[J]. *Power Equipment*(发电设备), 2007, 21(2): 93 - 97.
- [3] Chen Fuxin(陈富新). V94.3A 重型燃气轮机国产化制造工艺研究与实践[J]. *Electrical Equipment*(电力设备), 2006, 7 (10): 21 - 23.
- [4] Seth B B. Superalloys-The Utility Gas Turbine Perspective[C]// Pollock T M, Kissinger R D, Bowman R D, et al. *Superalloys* 2000. Warrendale, PA: TMS, 2000: 3 - 16.
- [5] Giampaolo T. *The Gas Turbine Handbook: Principles and Practise* [M]. New York: The Fairmont Press, 2009.
- [6] Bouse G K, Schaeffer J C, Henry M F. Optimizing SC RENé N4 Alloy for DS Aft-stage Bucket Applications in Industrial Gas Turbines[C]//Reed R C, Green K A, Caron P, et al. *Superalloy* 2008. Warrendale, PA: TMS, 2000: 99 - 108.
- [7] Chang J C, Yun Y H, Choi C, et al. Failure Analysis of Gas Turbine Buckets[J]. *Engineering Failure Analysis*, 2003, 10 (5): 559 - 567.
- [8] Xie Yonghui(谢永慧), Deng Shi(邓实), Zhang Di(张荻), et al. 基于热流固耦合分析的重型燃气轮机透平高压叶片寿命研究[J]. *Thermal Turbine*(热力透平), 2011, 40(3): 151 - 158.
- [9] Cheruvu N S, Chan K S, Viswanathan R. Evaluation, Degradation, and Life Assessment of Coatings for Land-Based Combustion Turbines[J]. *Energy Materials*, 2006, 1(1): 33 - 47.
- [10] Schilke P W. *Advanced Gas Turbine Materials and Coatings, GER-3569G*[R]. New York: General Electric Company, 2004.
- [11] Konter M, Thumann M. The Materials and Manufacturing of Advanced Industrial Gas Turbine Components[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2001, 117(3): 386 - 390.
- [12] Donachie M J, Donachie S J. *Superalloys-A Technical Guide* [M]. Materials Park, OH: ASM International, 2002.
- [13] Bürgel R, Grossmann J, Lüsebrink O, et al. Development of A New Alloy for Directional Solidification of Large Industrial Gas Turbine Blades[C]// Green K A, Pollock T M, Harada H, et al. *Superalloys* 2004. Warrendale, PA: TMS, 2004: 25 - 34.
- [14] Gordon A P, Trexler M D, Neu R W, et al. Corrosion Kinetics of A Directionally Solidified Ni-base Superalloy[J]. *Acta Materialia*, 2007, 55(10): 3 375 - 3 385.
- [15] Nakagawa Y. Aero-Engine Business And Material Technologies in Japan[C]//Green K A, Pollock T M, Harada H. *Superalloys* 2004. Warrendale, PA: TMS, 2004: 3 - 12.
- [16] Yamashita M, Kakehi K. Tension/Compression Asymmetry in Yield and Creep Strengths of Ni-based Superalloy with High Amount of Tantalum[J]. *Scripta Materialia*, 2006, 55(2): 139 - 142.
- [17] Reed R C, Tao T, Warnken N. Alloys-By-Design: Application to Nickel-Based Single Crystal Superalloys[J]. *Acta Materialia*, 2009, 57(19): 5 898 - 5 913.
- [18] Fryburg G C, Stearns C A, Kohl F J. Mechanism of Beneficial Effect of Tantalum in Hot Corrosion of Nickel-Base Superalloys [J]. *Journal of the Electrochemical Society*, 1977, 124: 1 147 - 1 148.
- [19] Lu X D, Tian S G, Yu X F, et al. Oxidation Behavior of a Single-Crystal Ni-Base Superalloy in Air at 900 and 1 050 °C [J]. *Rare Metals*, 2011, 30: 439 - 442.
- [20] Barrett C A, Miner R V, Hull D R. The Effects of Cr, Al, Ti, Mo, W, Ta, and Nb On The Cyclic Oxidation Behavior of Cast Ni-Based Superalloys at 1 100 and 1 150 °C [J]. *Oxidation of Metals*, 1983, 20 (5/6): 255 - 278.
- [21] Ross E W, O'Hara K S. René N4: A First Generation Single Crystal Turbine Airfoil Alloy With Improved Oxidation Resistance, Low Angle Boundary Strength And Superior Long Time Rupture Strength[C]// Kissinger R D, Bye D J, Anton D L, et al. *Superalloy* 1996. Warrendale, PA: TMS, 1996: 19 - 25.
- [22] Han Fenfen(韩汾汾). *Effect of Al, Ti, Ta On Microstructure And Property of A Directionally Solidified Ni-Base Superalloy* (Al, Ti, Ta 对镍基定向高温合金组织与性能的影响)[D]. Beijing: Graduate University of Chinese Academy of Sciences, 2012.
- [23] Han F F, Li H, Zhang J, et al. Influence of Ta Content On Hot

- Corrosion Behavior of A Directionally Solidified Nickel Base Superalloy[J]. Received.
- [24] Huang Qian Yao (黄乾尧), Li Han Kang (李汉康). *Superalloy* (高温合金)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2000.
- [25] Zhang J, Singer R F. Hot Tearing of Nickel-Based Superalloys During Directional Solidification[J]. *Acta Materialia*, 2002, 50(7): 1 869 – 1 879.
- [26] Zhang J. Effect of Ti and Ta On Hot Cracking Susceptibility of Directionally Solidified Ni-Based Superalloy IN792 [J]. *Scripta Materialia*, 2003, 48(6): 677 – 681.
- [27] Shah D M, Cetel A. Evaluation of PWA1483 for Large Single Crystal IGT Blade Applications[C]//Pollock T M, Kissinger R D, Bowman R D, et al. *Superalloys 2000*. Warrendale, PA: TMS, 2000: 295 – 304.
- [28] Zeng Qiang (曾强), Yan Ping (燕平), Dong Jianxin (董建新), et al. 一种低成本、高性能新型重型燃气轮机叶片用定向凝固高温合金的组织与性能[J]. *Journal of Iron and Steel Research* (钢铁研究学报), 2011, 23 (Supl. 2): 377 – 380.
- [29] Wu Yingna (武颖娜), Ke Peiling (柯培玲), Wang Qimin (王启民), et al. DSM11 合金的 NiCoCrAlY 型防护涂层的研究[J]. *Journal of Iron and Steel Research* (钢铁研究学报), 2003, 15(7): 219 – 222.
- [30] Ibanez A R, Srinivasan V S, Saxena A. Creep Deformation and Rupture Behaviour of Directionally Solidified GTD 111 Superalloy [J]. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 2006, 29(12): 1 010 – 1 020.
- [31] Duhl D N, Gell M L. *High Strength Corrosion Resistant Nickel Base Single Crystal Article*; GB United Kingdom, 2112812A [P]. 1983 – 07 – 27.
- [32] Liu Chengbao (刘成宝). *The Study of Microstructure and Properties of Hot Corrosion Resistant Nickel Base Single Crystal Superalloy DD10* (抗热腐蚀镍基单晶高温合金 DD10 组织与性能的研究)[D]. Beijing: Graduate University of Chinese Academy of Sciences, 2009.
- [33] Li Hui (李辉), Lou Langhong (楼琅洪), Shi Xuejun (史学军), et al. DZ411 (DSM11) 合金  $\gamma'$  粗化与持久性能[C]// Editorial Committee of This Proceeding. *High Temperature Structure Material for Power and energy: the Proceedings of 11th China's Superalloys* (动力与能源用高温结构材料——第十一届中国高温合金年会论文集). Beijing: Metallurgical Industry Press, 2007.
- [34] Li H, Wang L, Lou L H. Dendritic Coarsening of  $\gamma'$  Phase in a Directionally Solidified Superalloy During 24, 000 h of Exposure at 1 173 K[J]. *Materials Characterization*, 2010, 61(5): 502 – 506.
- [35] Liu C B, Shen J, Zhang J, et al. Effect of Withdrawal Rates on Microstructure and Creep Strength of a Single Crystal Superalloy Processed by LMC[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2010, 26(4): 306 – 310.
- [36] Liu Chengbao (刘成宝), Li Hui (李辉), Lou Langhong (楼琅洪). 镍基单晶高温合金 DD10 的恒温氧化行为[J]. *Rare Metal Material and Engineering* (稀有金属材料与工程), 2010, 39(8): 1 407 – 1 410.
- [37] Zhang Gong (张功). *Microstructure and Properties of Nickel Base Single Crystal Superalloy DD10* (DD10 单晶高温合金的组织与性能研究)[D]. Beijing: Graduate University of Chinese Academy of Sciences, 2012.
- [38] Mueller B A, Spicer R A. Land-based Turbine Casting Initiative [C]// Editorial Committee of This Proceeding. *Advanced Turbine Systems (ATS) Annual Review*. Morgantown, WV, 1995.
- [39] Sims C T, Stoloff N S, Hagel W C. *Superalloy*[M]. New York: John Wiley & Sons, 1987.
- [40] Zhang J, Lou L H. Directional Solidification Assisted by Liquid Metal Cooling[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2007, 23(3): 289 – 300.
- [41] Elliott A J, Pollock T M. Thermal Analysis of the Bridgman and Liquid-Metal-Cooled Directional Solidification Investment Casting Processes [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2007, 38(4): 871 – 882.
- [42] Brundage C L, Miller J D, Pollock T M. Development of Dendritic Structure in the Liquid-Metal-Cooled, Directional-Solidification Process[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2011, 42(9): 2 723 – 2 732.
- [43] Brundage C L, Vandrsek D, Wang B, et al. Structure Refinement by a Liquid Metal Cooling Solidification Process for Single-Crystal Nickel-Base Superalloys[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2012, 43(3): 965 – 976.
- [44] Lamm M, Volek A, Luesebrink O, et al. Influence of Solidification Conditions on Homogenisation Heat Treatment and Mechanical Properties in Single Crystal Nickel-Base Superalloys [C]// Lecomte-Beckers J, Carton M, Schubert F, et al. *Materials for Advanced Power Engineering*. Juelich: Forschungszentrum Juelich GmbH, 2006: 334 – 344.
- [45] Lamm M, Singer R F. The Effect of Casting Conditions on the High Cycle Fatigue Properties of the Single Crystal Nickel Base Superalloy PWA 1483[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2007, 38(6): 1 177 – 1 183.
- [46] Fu Hengzhi (傅恒志). *Directional Solidification for Advanced Materials* (先进材料定向凝固)[M]. Beijing: Science Press, 2008.
- [47] Liu L, Huang T W, Zhang J, et al. Microstructure and Stress Rupture Properties of Single Crystal Superalloy CMSX-2 under High Thermal Gradient Directional Solidification[J]. *Materials Letters* 2007, 61(1): 227 – 230.
- [48] Zhao X B, Liu L, Yang C B, et al. Influence of Crystal Orientation on Cellular Growth of A Nickel-Base Single Crystal Superalloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2011, 509(40):

- 9 645 – 9 649.
- [49] Zhao X B, Liu L, Yu Z H, *et al.* Microstructure Development of Different Orientated Nickel-Base Single Crystal Superalloy in Directional Solidification[J]. *Materials Characterization*, 2010, 61(1): 7 – 12.
- [50] Zhao X B, Liu L, Zhang W G, *et al.* Microstructure and Orientation Variation during Cell/Dendrite Transition in Directional Solidification of A Single Crystal Nickel-Base Superalloy[J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2011, 125(1/2): 55 – 58.
- [51] Wu Jiantao(吴剑涛), Li Juntao(李俊涛), Cai Xinyu(蔡新宇), *et al.* 重型燃气轮机叶片定向凝固工艺研究[J]. *Journal of Iron and Steel Research*(钢铁研究学报), 2011, 23(Suppl. 2): 404 – 407.
- [52] Zhang J. Directionally Solidified Castings by Liquid Metal Cooling Process[C]//Editorial Committee of This Proceeding. *5th Forum on New Materials*. Montecatini Terme, 2010.
- [53] Zhang J. Towards DS IGT Blades by LMC Process[C]//Editorial Committee of This Proceeding. *ECI Conference on Superalloys*, Awaji Island; 2010.
- [54] Zhao Tan(赵 坦), Yan Bingchuan(燕冰川), Shenjian(申健), *et al.* 液态金属冷却定向凝固对铸件显微组织的影响[C]. //Editorial Committee of This Proceeding. *High Temperature Structure Material for Power and energy; the Proceedings of 11th China's Superalloys*(动力与能源用高温结构材料——第十一届中国高温合金年会论文集). Beijing: Metallurgical Industry Press, 2007.
- [55] Lu Yuzhang(卢玉章), Wang Dawei(王大伟), Zhang Jian(张健), *et al.* 液态金属冷却法制备单晶铸件凝固过程的实验与模拟[J]. *Foundry*(铸造), 2009, 3, 245 – 248.
- [56] Tang Wenshu(唐文书), Shen Jian(申 健), Zhang Jian(张健), *et al.* 定向凝固工艺下大尺寸 DSM11 铸件的显微组织[J]. *Journal of Shenyang University of Technology*(沈阳工业大学学报), 2009, 31(4): 397 – 400.
- [57] Li Kaiwen(李凯文). *The Microstructure and Properties of A Directionally Solidified Superalloy Cast by Liquid Metal Cooling Process*(液态金属冷却定向凝固工艺对定向合金组织及性能的影响)[D]. Beijing: Graduate University of Chinese Academy of Sciences, 2012.
- [58] Zhang S H, Zhang J, Lou L H. Anisotropic Creep Rupture Properties of A Nickel-base Single Crystal Superalloy at High Temperature[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2011, 27(2): 107 – 112.
- [59] Wang Li(王 莉), Liu Xingang(刘心刚), Zhan Jian(张健), *et al.* 第三代单晶高温合金 DD33 的高温氧化行为[J]. *Journal of Iron and Steel Research*(钢铁研究学报), 2011, 23(Suppl. 2): 353 – 356.
- [60] Liu C, Li K W, Shen J, *et al.* Improved Castability of Directionally Solidified Ni-based Superalloy by Liquid Metal Cooling Process[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2012(43): 405 – 409.
- [61] Zhang Jian(张 健). 液态金属冷却(LMC)定向凝固技术在燃机叶片研发中的应用[C]. //Editorial Committee of This Proceeding. *The 12th Symposium on Superalloys*(第十二届高温合金研讨会), Chengdu, 2011.
- [62] Zhang Jian(张 健), Shen Jian(申 健), Lu Yuzhang(卢玉章), *et al.* 燃气轮机用大型定向结晶铸件制备及组织与性能研究[J]. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报), 2010, 46(11): 1 322 – 1 326.
- [63] Elliott A J, Tin S, King W T, *et al.* Directional Solidification of Large Superalloy Castings with Radiation and Liquid-Metal Cooling A Comparative Assessment[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2004(35): 3 221 – 3 231.
- [64] Elliott A J, Karney G B, Gigliotti, *et al.* Issues in Processing by the Liquid-Sn Assisted Directional Solidification Technique[C]//Green K A, Harada H, Howson T E, *et al.* *Superalloys 2004*. Warrendale, PA: TMS, 1996: 421 – 430.
- [65] Rösler J, Konter M, Tönnies C, *et al.* On the Castability of Corrosion Resistant DS-Superalloys[C]//Kissinger R D, Deye D J, Anton D L, *et al.* *Superalloy 1996*. Warrendale, PA: TMS, 1996: 515 – 522.