

特约专栏

粉末高温合金研究进展

张义文, 刘建涛

(钢铁研究总院高温材料研究所, 北京 100081)

摘要: 粉末高温合金是制造高性能航空发动机涡轮盘等转动部件的关键材料。针对国外粉末高温合金的研究历史和现状, 结合粉末高温合金的制备工艺流程, 重点介绍了美国和俄罗斯粉末高温合金的发展现状, 对比分析了不同粉末制备工艺、粉末固结工艺、盘件成形工艺的特点, 总结了粉末高温合金中存在缺陷的原因及控制方法。针对我国粉末高温合金的研究历史和现状, 总结了国内粉末高温领域所取得的进展。对国内外粉末高温合金在航空发动机上的应用进行了总结。对超纯净度细粉制备、直接热等静压近终成形、双性能粉末涡轮盘制备工艺等高性能粉末高温合金的关键技术及发展方向进行了展望。针对国内对粉末高温合金的需求现状, 指出了国内粉末高温合金研制和生产过程中存在的问题并给出了相应的解决思路。

关键词: 粉末高温合金; 涡轮盘; 制备工艺; 双性能盘

中图分类号: TF125; TG132.3⁺2 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2013)01-0001-11

Development in Powder Metallurgy Superalloy

ZHANG Yiwen, LIU Jiantao

(High Temperature Material Research Institute, Central Iron & Steel Research Institute, Beijing 100081, China)

Abstract: PM superalloy is key structural materials applied for turbine disc of high thrust-weight ratio aeroengine. PM superalloy development in America and Russia is mainly summarized. According to manufacturing process of PM superalloy, different process routes including powder atomization, powder consolidation and disc forming are compared, defects and corresponding controlling methods in PM superalloy are analyzed. The domestic development of PM superalloy is also summarized. PM superalloy applied for aeroengine is summarized. According to developing trend of PM superalloy, the key technologies such as ultra fine and clean powder atomization, near net shape forming by HIP, dual microstructure heat treatment(DHMT) are prospected in developing high-performance PM superalloy. According to current development condition of PM superalloy in china, existed problems and corresponding developing direction are pointed out.

Key words: PM superalloy; turbine disc; manufacturing process; dual property disc

1 前言

粉末高温合金(Powder Metallurgy Superalloy)是采用粉末冶金工艺生产的高温合金。在制粉过程中粉末颗粒是由微量液体快速凝固形成,成分偏析被限制在粉末颗粒尺寸以内,消除了常规铸造中的宏观偏析,同时快速凝固后的粉末具有组织均匀和晶粒细小的突出优点,显著提高了合金的力学性能和热工艺性能。粉末高温合金是现代高性能航空发动机涡轮盘等关键部件的必选材料,粉末涡轮盘的使用是先进航空发动机的重要标志。

上世纪60年代初,随着快速凝固雾化粉末制备技术的兴起,1965年发展了高纯预合金粉末制备技术^[1]。美国P&WA(Pratt & Whitney Aircraft)公司首先将

Astroloy合金制成预合金粉末,成功地锻造出力学性能相当或略高于铸锻高温合金Waspaloy的盘件,开创了粉末高温合金盘件用于航空发动机的先河^[2]。P&WA公司于1972年将IN100粉末高温合金制备的压气机盘和涡轮盘等11个部件用于F100发动机,装配在F15和F16飞机上^[3-4],从此粉末高温合金进入了实际应用阶段。

俄罗斯用粉末冶金工艺制造高温合金的思想始于1965年底,全俄轻合金研究院(VILS)于1973年建立了粉末高温合金科研部,开始研制粉末高温合金^[5]。1974年三季度VILS研制出第一个 $\phi 560$ mm的ЖС6УП和ЭП741П粉末涡轮盘,1975年8月VILS生产并交付了第一批6个军机用ЖС6УП和ЭП741П合金试验涡轮盘^[6-7]。俄罗斯从1981年开始工业批量生产和提供军机用EP741NP涡轮盘和轴,从1984年开始批量生产民机用的EP741NP涡轮盘^[8-9]。截止2006年,俄罗斯生产并交付了EP741NP合金盘和轴等50 000余件,在30多年的使用过程中,没有发生过事故^[10]。

收稿日期: 2012-08-06

基金项目: 国家重点基础研究发展(973)计划资助(2010CB631204)

第一作者及通信作者: 张义文,男,1964年生,教授级高工

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.2013.01.01

目前在粉末高温合金领域,美国、俄罗斯、英国、法国、德国、加拿大、瑞典、中国、日本、意大利以及印度等国家均开展了研究工作,美国、俄罗斯、英国、法国、德国和中国等国家掌握了工业生产工艺,其中仅有美国、俄罗斯、法国和英国能独立研发粉末高温合金并建立了自己的合金牌号^[9]。

2 粉末高温合金的发展

2.1 美国和欧洲粉末高温合金的发展

美国和欧洲等国根据粉末高温合金的问世年代和性能特征,将粉末高温合金划分为 4 代:上世纪 70 年代以 René95 为代表的第一代粉末高温合金的特点是高的强度(高 γ' 相含量),最高使用温度 650 °C;上世纪 80 年代 René88DT 为代表的第二代粉末高温合金的特点是强度比第一代略低(γ' 相含量降低),裂纹扩展抗力高,最高使用温度 750 °C;上世纪 90 年代末以 René104 (ME3) 为代表的第三代粉末高温合金的特点是强度和第一代粉末高温合金相当(高 γ' 相含量),裂纹扩展抗力更高,长时间使用温度 750 °C,短时间可达到 800 °C;目前在研的是第四代粉末高温合金,目标使用温度 850 °C 左右。总体上,粉末高温合金具备“三高一低”的特点,即高的使用温度、高的强度、高的组织稳定性、低的疲劳裂纹扩展速率^[11]。

1972 年,美国 GEAE (General Electric Aircraft Engine) 公司在变形 René95 合金的基础上,降低 C 和 Cr 含量研制成 René95 粉末高温合金,用以替代变形涡轮盘

合金 IN718。1982 年,GEAE 公司根据损伤容限设计原则,在 René95 合金的基础上,通过合金成分调整和生产工艺改进,于 1988 年研制成功称之为第二代的粉末高温合金 René88DT (DT: Damage Tolerant 损伤容限)。René88DT 合金具有良好的蠕变、拉伸和抗损伤容限性能,与第一代 René95 合金相比,该合金的拉伸强度虽然降低了 10%,但是疲劳裂纹扩展速率降低了 50%,使用温度由 650 °C 提高到 750 °C^[12]。

美国于上世纪 90 年代开始新一代航空发动机的研制,新一代航空发动机要求具有超音速巡航的能力,其压气机、高压涡轮等部件需在高温/高应力下长时间工作,其热时寿命 (Hot Hour Time) 是现役三代发动机的 20~30 倍^[13]。由于第一、二代粉末高温合金都无法满足如此高的要求,于是研制了具有高强度/高损伤容限,耐高温,持久性能好,使用温度 700~750 °C 的第三代粉末高温合金。典型的第三代粉末高温合金有 Honeywell 开发的 Alloy10, NASA/GE/P&WA 合作开发的 René104 (ME3), NASA 开发的 LSHR 和 Rolls-Royce 开发的 RR1000。René104 合金具有耐温能力强、使用寿命长(是现有盘材料的 30 倍)、固溶温度低和可加工性好等特点,适用于制造大型燃气涡轮发动机涡轮盘,该合金于 2004 年 10 月被美国《研究与开发》杂志评为“最佳 100 个科技产品奖”之一^[14]。法国在 N18 基础上研发的 NR3, NR6, N19 等合金也属于第三代粉末高温合金。美欧研发的粉末高温合金成分及合金特性如表 1 所示。

表 1 美国、欧洲粉末高温合金的成分及合金特性
Table 1 Characteristics of PM superalloy in America and Europe

Generation	Alloy	Nationality	Compositions $w(\text{Ni bal})/\%$												Physical parameters		
			C	Co	Cr	W	Mo	Al	Ti	Nb	B	Zr	Hf	其它	$w(\gamma')/\%$	$T_{\gamma'}/^{\circ}\text{C}$	$\rho/\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$
1st	PA101	USA	0.15	9.0	12.5	4.0	2.0	3.5	4.0	—	0.015	0.10	1.0	4.0 Ta	—	—	—
	AF115	USA	0.05	15.0	10.5	6.0	2.8	3.8	3.9	1.8	0.02	0.05	0.8	—	55	1 193	8.33
	IN100	USA	0.08	18.5	12.5	—	3.4	5.5	4.5	—	0.02	0.05	—	0.75 V	61	1 185	7.90
	René95	USA	0.06	8.0	13.0	3.5	3.5	3.5	2.5	3.5	0.01	0.05	—	—	50	1 160	8.26
	Astrolloy	USA	0.04	17.0	15.0	—	5.0	4.0	3.5	—	0.025	0.04	—	—	45	1 145	8.02
	LC Astrolloy	USA	0.03	17.0	15.0	—	5.0	4.0	3.5	—	0.02	0.04	—	—	45	1 145	8.0
	MERL76	USA	0.02	18.5	12.4	—	3.2	5.0	4.3	1.4	0.02	0.06	0.4	—	64	1 190	7.95
	U720	USA	0.035	14.7	18.0	1.25	3.0	2.5	5.0	—	0.033	0.03	—	—	45	1 150	8.10
	API	G. B	0.03	17.0	15.0	—	5.0	4.0	3.5	—	0.025	0.04	—	—	50	1 140	—
	René88DT	USA	0.03	13.0	16.0	4.0	4.0	2.0	3.7	0.7	0.015	0.05	—	—	37	1 135	8.26
2ed	U720Li	USA	0.025	15.0	16.6	1.25	3.0	2.5	5.0	—	0.012	0.03	—	—	45	1 150	8.10
	N18	France	0.02	15.5	11.5	—	6.5	4.3	4.3	—	0.015	0.03	0.5	—	55	1 195	8.00
	René104	USA	0.04	20.0	13.1	1.9	3.8	3.7	3.5	1.2	0.03	0.05	—	2.3Ta	51	1 160	8.30
3rd	Alloy10	USA	0.04	15.0	11.0	5.7	2.5	3.8	1.8	1.8	0.03	0.10	—	0.9Ta	55	1 180	—
	LSHR	USA	0.03	21.3	12.9	4.3	2.7	3.4	3.6	1.4	0.03	0.05	—	1.7Ta	60	1 160	—
	NF3	USA	0.03	18.0	10.5	3.0	2.9	3.6	3.6	2.0	0.03	0.05	—	2.5Ta	55	1 175	—
	CH98	USA	0.05	17.9	11.6	—	2.9	3.9	4.0	—	0.03	0.05	—	2.9Ta	58	1 175	—
	KM4	USA	0.03	18.3	12.0	—	4.0	3.8	4.9	1.9	0.03	0.04	—	—	56	1 170	—
	SR3	USA	0.03	11.9	12.8	—	5.1	2.6	4.9	0.015	0.03	0.03	0.2	—	49	1 170	—
	RR1000	G. B	0.03	15.0	14.5	—	4.5	3.0	4.0	—	0.02	0.06	0.75	1.5Ta	46	1 160	—
	N19	France	0.015	12.2	13.3	3.0	4.6	2.9	3.6	1.5	0.01	0.05	0.25	—	43	1 145	8.31
	NR3	France	0.02	14.9	12.5	—	3.55	3.6	5.5	—	0.01	0.03	0.3	—	53	1 205	8.05
	NR6	France	0.02	15.3	13.9	3.7	2.2	2.9	4.6	—	0.01	0.03	0.3	—	45	1 175	8.29

Notes: $w(\gamma')$ – Content of γ' (mass fraction), $T_{\gamma'}$ – Solution temperature of γ' (°C), ρ – density ($\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$)

2.2 俄罗斯粉末高温合金的发展

在粉末高温合金研究和生产领域，俄罗斯是除美国之外的又一强国。俄罗斯几乎是和美国同时开展粉末高温合金的研究，在多年的研究中，始终坚持自己的特色，并取得了巨大的成功。与美国、欧洲相比，俄罗斯的粉末高温合金牌号要少得多，同时，对粉末高温合金的划分没有代的概念。

在俄罗斯的系列粉末高温合金中，EP741NP 是应用最为广泛的粉末高温合金，该合金具有优异的高温综合力学性能，最高使用温度 750 ℃。EP741NP 粉末高温合金制件采用等离子旋转电极制粉 (Plasma Rotating Electrode Process, PREP) + 直接热等静压成形 (Hot Isostatic Pressing, HIP) 工艺制备，可广泛用于航空发动机的涡轮盘、轴等关键热端部件，已成功应用于米格-29、米格-31、苏-27、图-204 等飞机。俄罗斯在上世纪 80 年代以后又研制出 EP962P, EP975P 和 EP962NP 等粉末高温合金，使用温度为 750 ℃ 以上。最近几年，俄罗斯新研制了 BBII 系列 (BB750Π, BB751Π, BB752Π,

BB753Π) 粉末高温合金，使用温度为 650 ~ 750 ℃，与目前正在使用的 EP741NP 合金相比，BBII 系列合金的室温强度、持久强度、低周疲劳性能更高，目前处于研究阶段，尚未获得使用^[15]。俄罗斯研发的粉末高温合金成分及合金特性如表 2 所示。

2.3 我国粉末高温合金的发展^[9,16-17]

我国粉末高温合金的研究起步于 20 世纪 70 年代后期，在后续的发展过程中，根据国家型号需求，陆续开展了 FGH95 合金、FGH96 合金、FGH97 合金、FGH98 合金和 FGH91 合金的研制，我国粉末高温合金的成分及特性如表 3 所示。

FGH95 是目前强度最高的粉末高温合金，最高使用温度 650 ℃，主要用于制备发动机的涡轮盘挡板以及直升机用涡轮盘和导流盘等小尺寸盘件。FGH95 是我国第一个获得应用的粉末高温合金，采用 PREP 制粉 + HIP 工艺研制的 FGH95 挡板已用于某型号发动机，采用 PREP 制粉 + HIP 工艺研制的 FGH95 盘件已经在某型号直升机上通过试验验证，并已经完成生产定型。

表 2 俄罗斯粉末高温合金的成分及特性

Table 2 Characteristics of PM superalloy in Russia

Alloy	Compositions $w(\text{Ni bal})/\%$												Physical parameters		
	C	Co	Cr	W	Mo	Al	Ti	Nb	B	Zr	Hf	其它	$w(\gamma')/\%$	$T_{\gamma'}/^{\circ}\text{C}$	$\rho/\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$
EP962P	0.04	9.8	12.5	3.2	4.3	3.7	2.4	3.4	0.012	—	0.55	0.34V	50	1160	8.28
EP975P	0.06	12.0	10.0	10.0	3.5	7.0	3.0	3.5	—	—	0.7	—	60	1230	8.47
EP741NP	0.04	16.0	9.0	5.5	3.9	5.0	1.8	2.6	0.015	0.015	0.3	0.01Ce	60	1180	8.35
EP962NP	0.04	16.2	9.0	5.3	3.8	3.8	3.7	1.8	0.015	0.015	0.4	—	57	1200	8.28
VV750P	0.055	15.0	10.0	5.8	3.3	3.7	3.7	1.8	0.015	0.01	0.25	0.02Mg	57	—	—
VV751P	0.06	15.0	11.0	3.0	4.5	3.95	2.8	3.25	0.015	—	0.05	0.02La 0.01Mg	—	—	—
VV752P	0.09	14.0	11.0	5.1	3.1	4.1	3.0	3.45	0.005 ~0.05	0.001 ~0.05	0.05 ~0.2	0.001 ~0.05Mg	—	—	—

表 3 中国粉末高温合金的成分及特性

Table 3 Characteristics of PM superalloy in China

Alloy	Compositions $w(\text{Ni bal})/\%$												Physical parameters		
	C	Co	Cr	W	Mo	Al	Ti	Nb	B	Zr	Hf	其它	$w(\gamma')/\%$	$T_{\gamma'}/^{\circ}\text{C}$	$\rho/\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$
FGH91	0.03	17.0	15.0	—	5.0	4.0	3.5	—	Micro-scale	Micro-scale	—	—	45	1 145	8.00
FGH95	0.055	8.47	12.2	3.42	3.61	3.51	2.55	3.4	Micro-scale	Micro-scale	—	—	50	1 160	8.27
FGH96	0.03	13.0	15.8	4.14	4.33	2.26	3.88	0.82	Micro-scale	Micro-scale	—	—	37	1 135	8.32
FGH97	0.04	15.8	9.1	5.6	3.9	5.1	1.8	2.6	Micro-scale	Micro-scale	0.3	0.008Ce	60	1 180	8.30
FGH98	0.05	20.6	13.0	2.1	3.8	3.4	3.7	0.9	Micro-scale	Micro-scale	—	2.4Ta	50	1 160	8.26
FGH98I	0.05	20.6	13.0	3.8	2.7	3.5	3.5	1.5	Micro-scale	Micro-scale	0.2	1.6 Ta	55	1 165	—
FGH99	0.03	20.0	13.0	4.3	2.9	3.6	3.5	1.5	Micro-scale	Micro-scale	0.35	1.5Ta	—	—	—

FGH96 的强度比 FGH95 合金略低，但裂纹扩展速率更低，使用温度为 750 ℃，是制备先进发动机涡轮盘等热端部件的关键材料。FGH96 涡轮盘件 (PREP/AA 制

粉 + HIP 制坯 + 锻造成形工艺) 与 FGH96 合金挡板 (PREP 制粉 + HIP 成形工艺) 正在进行考核验证。

FGH97 合金具有高持久强度、高蠕变抗力、低裂纹

扩展速率等优点,使用温度为 750 ℃,是制备先进发动机涡轮盘、轴、环类件等热端部件的关键材料,采用 PREP 制粉 + HIP 成形工艺制备。FGH97 粉末涡轮盘件已经在某发动机上获得应用,目前已进入批量供货阶段。

FGH91 合金具有强度和塑性配比好、加工性能好等优点,使用温度为 650 ℃。采用固态连接技术,将 FGH91 合金盘(PREP 制粉 + HIP 成形)与 K418B 合金叶片环复合起来,研制出了某发动机用双合金整体叶盘。

针对国内发动机需求,国内开展了第三代粉末高温合金的研制工作,研制的合金包括钢铁研究总院的 FGH98 合金、北京科技大学与钢铁研究总院合作研制的 FGH98 I、北京航空材料研究院的 FGH99 合金。与美国相比,国内第三代粉末高温合金研制工作尚属于起步阶段。

表 4 和表 5 为我国研制的几种粉末高温合金拉伸性能和持久性能比较(制备工艺:PREP 粉末 + HIP 成形 + 热处理)。

表 4 FGH91, FGH95, FGH96, FGH97, FGH98 合金的室温拉伸性能

Table 4 Tensile properties at RT of FGH91, FGH95, FGH96, FGH97, FGH98 PM superalloys

Alloy	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	Ψ /%
FGH91	1 410	1 000	23	22
FGH95	1 590	1 210	17	19
FGH96	1 510	1 080	20	23
FGH97	1 510	1 080	21	22
FGH98	1 590	1 150	19	20

表 5 FGH91, FGH95, FGH96, FGH97, FGH98 合金的持久性能

Table 5 Stress rupture properties of FGH91, FGH95, FGH96, FGH97, FGH98 PM superalloys

Alloy	T /℃	Stress/MPa	Life/h	δ /%	Remarks
FGH91	760	586	56	17	Smooth and notch combined species ($R=0.14$ mm)
FGH95	650	1035	180	3	Smooth species
FGH96	650	970	197	8	Smooth species
FGH97	650	980	771	5	Smooth and notch combined species ($R=0.15$ mm)
FGH98	650	1035	236	3	Smooth species

3 粉末高温合金盘件的制备工艺

经过四十余年的发展,粉末高温合金盘件制备工艺已经非常成熟,已经获得的大量应用的盘件生产工艺主要有 2 种,即以美国为代表的 AA 制粉 + 热挤压(Hot Extrusion, HEX) + 等温锻造(Isothermal Forging, ITF)和以俄罗斯为代表的 PREP 制粉 + 直接热等静压(HIP)成形工艺。

目前,美国等西方国家采用 AA 制粉 + HIP 成形工艺生产环形件、轴和直升机用小型盘件,采用 AA 制粉 + HEX + ITF 工艺生产大型盘件;俄罗斯采用 PREP 制粉 + HIP 工艺生产盘件、轴和环形件。我国由于缺少大型挤压机和封闭的等温锻造设备,结合国内的装备特点,盘件的制备工艺有 2 种,即采用 PREP 制粉 + HIP 工艺生产盘件、轴和环形件,采用 AA/PREP 制粉 + HIP + ITF 工艺生产盘件。

3.1 粉末制备工艺

目前在实际生产中主要采用氩气雾化法(AA)和等离子旋转电极雾化法(PREP),原理如图 1 所示。

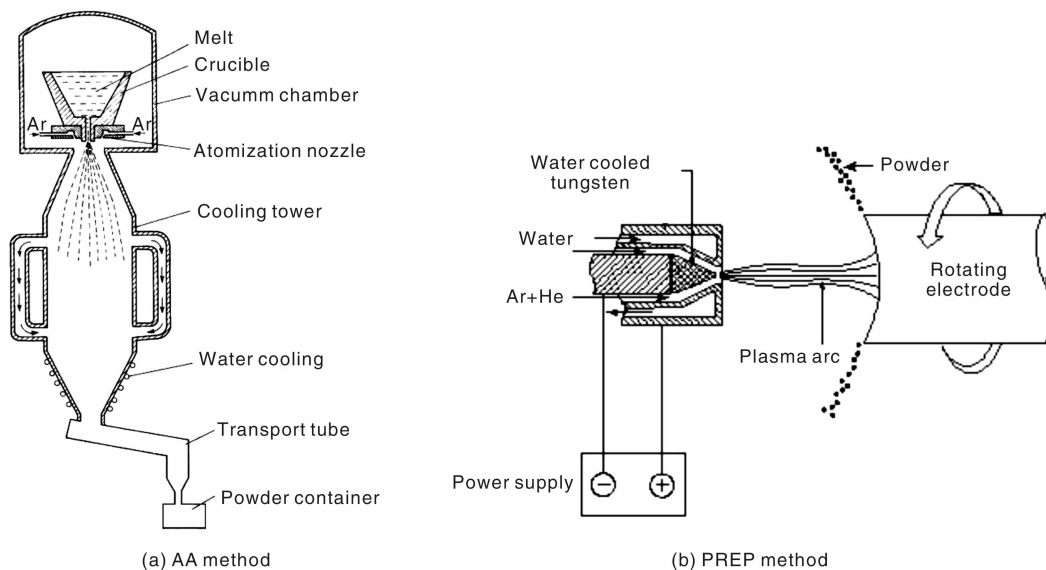


图 1 AA 和 PREP 制粉原理图

Fig. 1 Schematic of AA and PREP for powder making

在 AA 工艺制粉过程中，真空熔炼的母合金，在雾化设备的真空中重熔，熔液经漏嘴流下，用高压氩气将其雾化成粉末。在 PREP 工艺制粉过程中，用等离子弧连续熔化高速旋转的棒料，旋转棒料端面上被熔化的

液滴在离心力作用下飞出形成粉末。

在高温合金粉末工业生产中，美国和西方国家主要使用 AA 法，俄罗斯使用 PREP 法，我国使用 PREP 法和 AA 法。2 种制粉方法特性比较^[9]见表 6。

表 6 两种制粉方法特性
Table 6 Characteristics of AA and PREP Powder atomization process

Atomization process	AA	PREP
Character of powder	Mainly spheroidal; More hollow powder content	Completely spheroidal; Smooth and clean surface; Trace hollow powder content
Size distribution	Wide size distribution	Narrow size distribution
Degree of purity	Contamination from crucible and nozzle; Higher inclusion content;	No contamination from crucible and nozzle; Lower inclusion content;
Oxygen content	High oxygen content($>150 \times 10^{-6}$)	Less oxygen content($<70 \times 10^{-6}$)
Powder size controlling parameters	Nozzle design; Argon air pressure; Molten metal flow speed	Rod diameter size; Rod rotating speed
Production efficiency	High	Lower than AA process

美国在上世纪 70 年代使用的 AA 粉末粒度为 ~250 μm(不大于 250μm)，1980 年美国的 F-18 战机在英国法恩巴勒航展失事后，粉末粒度由 ~250 μm 变为 ~100 μm(不大于 100 μm)，从上世纪 90 年代起，粉末粒度进一步细化，目前为 ~53 μm(不大于 53 μm)和 ~45 μm(不大于 45μm)2 种粒度^[18]。俄罗斯使用的 PREP 粉末粒度及质量变化如下^[7,19]：1981 年粉末盘使用的粉末粒度为 70 ~ 315 μm，氧含量不大于 0.01%，粉末中夹杂物没有限制；从 1982 年使用的粉末粒度为 70 ~ 200 μm，氧含量不大于 0.007%，每公斤粉末中夹杂物的控制标准为不多于 100 颗；从 1986 年使用的粉末粒度为 50 ~ 140 μm，氧含量不大于 0.007%，每公斤粉末中夹杂物的控制标准为不多于 50 颗；从 1988 年使用的粉末粒度为 50 ~ 140 μm，氧含量不大于 0.007%，每公斤粉末中夹杂物的控制标准为不多于 20 颗。

目前国内使用的 PREP 粉末主要有 50 ~ 100 μm 和 50 ~ 150 μm 2 种，其中 50 ~ 100 μm 的粉末中夹杂标准为 10 颗/kg，50 ~ 150 μm 的粉末中夹杂标准为 20 颗/kg；国内使用的 AA 粉末粒度为 ~75 μm(不大于 75 μm)。

3.2 粉末固结(consolidation)工艺

由于高温合金粉末往往含有 Cr，Ti，Al 等难烧结元素，同时这些元素在烧结温度下容易氧化，这造成了高温合金粉末不能采用通常的直接烧结工艺来成形。对于粉末高温合金来说，往往要求在高温高压的环境下成形。目前常用的有真空热压成形(Vacuum Hot Pressing)、热等静压成形(Hot Isostatic Pressing)、电火花烧结(Spark Sintering)、挤压(Extrusion)、锻造(Forging)等成形方法。在上述粉末固结工艺中，粉末涡轮盘用得最多的是热等静压成形和热挤压。表 7 为高温合金粉末不同固结工艺的特点对比^[20]。

表 7 不同高温合金粉末固结工艺的特点
Table 7 Characteristics of different powder consolidation process

Consolidation process	Advantages	Disadvantages	Microstructure character
Vacuum Hot Pressing	Simple, no powder contamination	High cost, shape limitation	Not full densification, uniform microstructure
Hot Isostatic Pressing	No shape limitation, low cost	Additional process are required	Full densification, isotropic structure, relatively coarse grain size
Extrusion	Grain refining completely, sound hot working character	Higher cost than HIP, shape limitation	Full densification, fine DRX grain, sound mechanical properties along extrusion direction
Forging	Simple, low cost	Non-uniform deformation	Full densification, fine DRX grain, anisotropic structure

在上述粉末固结工艺中，热等静压和热挤压是主要的密实工艺。这两种工艺都是在一定的温度和压力下的粉末热塑性变形和再结晶过程，但是热挤压工艺的粉末变形量和变形速率更大。

3.3 盘件成形工艺

盘件成形工艺主要有直接热等静压成形和锻造成

形，对于直接热等静压成形生产的粉末盘件，粉末固结和盘件成形是在同一 HIP 工序中完成的。俄罗斯粉末高温合金的主导成形工艺是直接热等静压(As-HIP)成形，在热等静压过程中材料收缩和应力状态的研究及包套的计算机模拟辅助设计等方面都居世界前列，经过四十余年的发展，HIP 成形工艺日趋完善。与俄罗斯相比，美

国粉末盘件的成形工艺种类更为丰富,包括 As-HIP 成形、热模锻、ITF(等温锻)等工艺。我国的粉末高温合金盘件采用直接热等静压成形和锻造成形 2 种工艺制备。FGH97 粉末盘件的制备工艺流程与俄罗斯 EP741NP 合金完全相同,采用直接热等静压工艺成形。

4 粉末高温合金中的缺陷及消除

与传统的铸/锻工艺相比,粉末冶金工艺消除了宏观偏析,改善了合金的组织,提高了盘件性能。但是,由于其独特的工艺步骤也带来了一些不可避免的缺陷,粉末高温合金中的主要缺陷有原始颗粒边界(Prior Particle Boundary, PPB)、热诱导空洞(Thermal Induced Pole, TIP)和夹杂(Inclusion)。

4.1 原始颗粒边界(PPB)

PPB 是粉末高温合金的主要缺陷之一。关于 PPB 的形成,有很多论述,普遍认为 PPB 的形成离不开粉末颗粒表面、碳、氧 3 个因素,即原始颗粒边界上碳和氧的共存和相互作用^[21]。PPB 是在粉末制备和随后的热等静压过程中形成的,制粉期间,粉末在冷却过程中会出现不同程度的元素偏析,同时还会生成一定数量的氧化物质点^[22]。热等静压期间,快凝粉末颗粒中的亚稳相组织向稳态转变,粉末表面富集的元素会形成稳定的第二相颗粒,表面存在的氧化物质点一般会加速这一过程的进行,在粉末颗粒边界处迅速析出大量第二相颗粒,严重时可形成一层连续网膜,勾勒出了粉末的边界,最终使合金锭坯中保留有原始的粉末颗粒形貌,表现为所谓的原始颗粒边界(PPB),PPB 的组成主要是 γ' 相、碳化物和氧化物。PPB 阻碍了粉末颗粒间的扩散和冶金结合,并且一旦形成就很难在随后的热处理过程中消除。严重的 PPB 会显著降低合金的塑性和疲劳寿命,甚至造成制件在使用过程中发生断裂等恶性事故。国内外学者在 PPB 形成机理以及消除措施等方面做了大量的研究工作,有效减弱或消除 PPB 的方法总结如下^[23-26]: ① 调整合金化学成分,降低 C 和 Ti 含量,加入 Hf, Nb, Ta 等强碳化物形成元素。② 采用粉末预热处理工艺,将松散粉末先在较低的 $M_{23}C_6$ 型碳化物稳定温度范围内进行预热处理,在颗粒内部树枝间形成 $M_{23}C_6$ 型碳化物,再升至较高的 MC 型碳化物稳定温度范围进行 HIP 压实,以减少 HIP 时在粉末颗粒表面析出稳定的 MC 型碳化物。③ 采用两步法 HIP 工艺,在加热过程中先在较低温度下保温,然后再升高到 HIP 温度压实。④ 在略低于固相线的高温下进行 HIP 处理(SS-HIP),然后再进行热变形获得所需晶粒组织。⑤ 采用热挤压工艺破碎 PPB。⑥ 避免粉末与有机物接触,以免形成“反应缺陷”PPB。⑦ 在略

低于固相线的高温下固溶处理(SS-ST)。

4.2 热诱导空洞(TIP)

热诱导空洞是由不溶于合金的残留氩气或氦气所引起的。在热处理过程中,残留气体膨胀,形成了不连续的孔洞。如果冷却后没有施加其它变形工艺,孔洞将滞留在合金中。合金中 TIP 来源:首先是雾化制粉过程中,惰性气体被包覆在粉末颗粒内部形成了空心粉;第二是粉末脱气不完全,粉末颗粒表面吸附有氩气或氦气;第三是包套有细微泄漏,在热等静压过程中,高压的氩气会压入包套内。热诱导空洞易成为合金的裂纹源,导致合金拉伸强度和屈服强度下降,尤其是低周疲劳性能严重降低^[27-31]。通过工艺控制,热诱导空洞问题已经解决。

4.3 夹杂(Inclusion)

非金属夹杂(Non-Metallics)是影响盘件寿命的主要因素,按照目前的粉末高温合金制备工艺,完全去除夹杂是不可能的^[18]。

夹杂物主要是陶瓷夹杂、熔渣、异金属和有机物,夹杂物来源于母合金、粉末制备和处理过程。在夹杂物方面国外学者做了大量的研究工作^[32-39],总结如下: ① 夹杂物是低周疲劳(LCF)的裂纹源,明显降低合金的塑性和 LCF 寿命。② 夹杂物在合金中是随机分布的,其处于合金的表面或亚表面的可能性依赖于夹杂物的尺寸,夹杂物尺寸越大,处于表面或亚表面的可能性越大,对合金的 LCF 寿命影响越大。③ 易形成淬火裂纹。④ HIP 后夹杂物基本不改变形貌或略微球形化。⑤ 有机物夹杂附近存在严重的 PPB,锻造后有机物夹杂形状发生了改变,被压扁拉长,PPB 得到破碎和分散。⑥ 锻造有助于分散聚集的陶瓷夹杂,但对不连续的细小陶瓷夹杂影响不大。对含有细小夹杂物的材料,锻造后能改善 LCF 寿命,而对含有尺寸较大夹杂物的材料,锻造可能会产生裂纹。

减少粉末中夹杂物的有效措施是: ① 研发高纯净粉末制备和处理技术,从源头降低夹杂的含量。② 使用细粉,减小夹杂物的尺寸和数量。

5 粉末高温合金的应用

粉末高温合金具有优异力学性能,粉末高温合金制件具有长寿命和高可靠性等突出优点,是高性能航空发动机的关键材料。目前先进的航空发动机普遍使用了 IN100, René95, LC Astroloy, MERL76, API, U720, EP741NP, René88DT, N18 和 RR1000 等粉末盘件、环件和轴类件。粉末高温合金不仅在军用高性能发动机上获得了普遍应用,而且在民用发动机上也获得了大量

的应用, 粉末高温合金的应用见表 8 所示。

粉末高温合金不仅大量用于先进涡扇航空发动机的主动力装置, 而且在飞机辅助动力装置 (Auxiliary Power Unit, APU)、涡桨、涡轴发动上也获得了广泛应用。与采用单一高温合金铸造的整体涡轮相比, 采用 HIP 工艺

将粉末高温合金 (盘件部位) 和铸造合金 (叶片部位) 连接起来制备的双合金整体叶盘可实现盘件材料与叶片材料的最佳组合。双合金整体涡轮可显著降低盘件重量, 提高涡轮使用温度, 提升涡轮整体性能, 延长涡轮使用寿命^[40]。

表 8 粉末高温合金的应用
Table 8 Application of PM superalloy in aeroengine

Company	Engine	Thrust-weight ratio	Alloy	Components and Number	Process	Application
GEAE	T700	—	René95	Disc etc, 6 parts	As-HIP	AH-64
	F101	7.7	René95	Disc etc, 4 parts	HIP + ITF	B-1A, B-1B
	F110	7.3 ~ 9.5	René95	Disc etc	HEX + ITF	F-14, F-15, F-16
	F404	7.5	René95	Disc etc, 7parts	HIP + ITF	F/A-18, F-117A
	CF6-80C2	—	René95	Disc etc	HIP + ITF	A300, B747 etc
	CFM56	—	René95	Disc etc, 9parts	HIP + ITF	B737, A300, A320 etc
	F414	9 ~ 10	René88DT	Disc etc	HEX + ITF	F/A-18E/F
	CF6-80E1	—	René88DT	Disc etc	HEX + ITF	A330, B767 etc
	CFM56-5C2	—	René88DT	Disc etc	HEX + ITF	A340
	GE90	—	René88DT	Disc etc, 6 parts	HEX + ITF	B777, A330
	GE9x	—	René88DT/René104	Disc etc	HEX + ITF	B787
P&WA	F100	7.4 ~ 9.5	IN100	Disc, 11 parts	HEX + Gatorizing	F-15, F-16
	TF30	5.0	LC Astroloy	Disc, 1 parts	As-HIP	F-14, F-111
	JT8D-17R	—	LC Astroloy	Disc, 1 parts	As-HIP	B727
	JT9D-7R4G	—	MERL76	Disc, 2parts	HIP + ITF	B747, B767, A300 etc
	PW2037	—	MERL76	Disc, 5 parts	HIP + ITF	B757
	PW4084	—	MERL76	Disc etc	HIP + ITF	B777
	F119	10	DTP IN100	Disc, 2parts	HEX + Gatorizing	F-22
GEAE 和 P&WA	GP7200	—	René104	Disc etc	HEX + Gatorizing	A380, B787
RR	RB199	8.0	AP-1	Disc etc	HIP + ITF	“Tornado”
	RB211	—	AP-1	Disc etc	HIP + ITF	B747, B757, B767 etc
	Trent 882	—	Waspaloy	Disc etc	HIP + ITF	B777
	Trent 900	—	U720	Disc etc	HIP + ITF	A380
	Trent 1000	—	RR1000	Disc etc	HEX + ITF	B787
SNECMA	M88 - II	8.0	N18	Disc etc	HEX + ITF	“Rafale Air”
	M88 - III	9.0	N18	Disc etc	HEX + ITF	“Rafale Air”
Euro Jet	EJ200	10	U720	Disc etc	HIP + ITF	EF-2000
IAE	V2500	—	MERL76	Disc, 5 parts	HIP + ITF	A320, MD-90
ПДК (Russia)	D-30F6	6.4	EP741P	Disc etc, 21 parts	As-HIP	MiG-31
	D-30KP	—	EP741NP	Disc etc, 4 parts	As-HIP	IL-76 etc
	PS-90A	—	EP741NP	Disc etc, 4 parts	As-HIP	IL-96, IL-76, TU-204 etc
ВПК“МАПО” (Russia)	RD-33	7.8	EP741NP	Disc etc, 9 parts	As-HIP	MiG-29
	TV7-117	—	EP741NP	Disc etc, 4 parts	As-HIP	IL-114
НПО“Сатурн” (Russia)	AL-31F	7.2	EP741NP	Disc etc, 13 parts	As-HIP	SU-27, SU-30
	AL-31FP	8.2	EP741NP	Disc etc, 13 parts	As-HIP	SU-30, SU-35
China	—	—	FGH95	Disc etc, 4 parts	As-HIP	Helicopter
	—	—	FGH95	Disc etc, 2parts	As-HIP	Fighter
	—	—	FGH97	Disc etc, 9 parts	As-HIP	Fighter
	—	—	FGH97	Disc etc, 2parts	As-HIP	Fighter
	—	—	FGH96	Disc etc, 6 parts	As-HIP	Fighter
	—	—	FGH96	Disc etc, 2 parts	HIP + ITF	Fighter

Notes: HIP – Hot Isostatic Pressing, ITF – Isothermal Forging, HEX – Hot Extrusion。

ПДК – Пермский Двигателестроительный Комплекс, ВПК“МАПО” – Военно – Промышленный Комплекс“МАПО”,
НПО“Сатурн” – Научно – Производственное Объединение“Сатурн”。

6 粉末高温合金的发展趋势

6.1 制粉工艺向超纯净、细粉方向发展

粉末高温合金中陶瓷夹杂缺陷数量、尺寸和位置是影响粉末盘使用安全性和可靠性的重要因素。为了提高盘件的可靠性,要求盘件中的夹杂数量尽可能少,尺寸尽可能小。

采用“双联”、“三联”冶炼工艺及冷壁坩埚熔炼使夹杂含量大大降低,母合金纯净度得到显著改善。美国目前用于挤压的 AA 粉末粒度为 $\sim 53\ \mu\text{m}$ (不大于 $53\ \mu\text{m}$) 或 $\sim 45\ \mu\text{m}$ (不大于 $45\ \mu\text{m}$)。俄罗斯目前大量使用的 PREP 粉末粒度为 $50\sim 140\ \mu\text{m}$, 为了进一步降低粉末中的夹杂尺寸,俄罗斯也在考虑采用更细的粉末,并开展了相关的试验研究^[10]。

6.2 双性能盘将得到推广和应用

高性能发动机用涡轮盘的盘心部位承受低温高应力,需要细晶组织以保证足够的强度和疲劳抗力,而边缘部位则承受高温低应力,需要粗晶以保证足够的蠕变和持久性能^[41]。目前,采用同一种合金制备出轮缘和轮毂部位具有不同显微组织的双组织、双性能盘成为大家关注的热点,这种盘件避免了因异种金属之间的连接而可能造成的安全隐患,完全符合高性能发动机的工况要求,整个盘件安全系数高。

美国 Pratt & Whitney 公司对 DTP IN100 合金,采用

双重热处理工艺制造出了双性能粉末盘,并于 1997 年装配到第四代战机 F22 的 F119 型发动机上。俄罗斯、英国、法国、日本、中国等国也相继对双性能粉末盘展开了研究,目前尚未见应用的报道。

目前,制造双性能粉末盘的工艺主要有美国 P&W 公司开发的 DPHT (Dual Properties Heat Treatment) 和 NASA 开发的 DMHT (Dual Microstructure Heat Treatment)^[42-43]。

钢铁研究总院采用 HIP 制坯 + 细晶锻造 + 梯度热处理工艺路线,在国内率先研制出 $\Phi 450\ \text{mm}$ 的 FGH96 双性能盘件。显微组织和性能测试表明(如图 2,表 9 和表 10 所示),盘件具有显著的双组织、双性能特征^[44-45]。表 9 为双性能盘不同部位(轮缘(Rim)、辐板(Web)、轮毂(Bore)部位)取样的拉伸性能。表 10 是对过渡区域进行拉伸性能测试的结果,拉伸试样取样方向为直径方向,拉伸试样在长度方向上贯穿了过渡区域的晶粒组织。

表 9 与表 10 的性能数据表明:在温度一定的条件下,轮毂部位的拉伸强度(抗拉强度与屈服强度)值最高,辐板次之,轮缘最低,塑性(伸长率与断面收缩率)则差异不大。在相同的温度下,过渡区域在直径方向的拉伸强度介于轮毂和轮缘部位切向的拉伸强度之间,塑性参数中的延伸率均高于 10%,这表明 FGH96 双性能盘件具有显著的双性能特征,而且过渡区域没有力学性能突变。

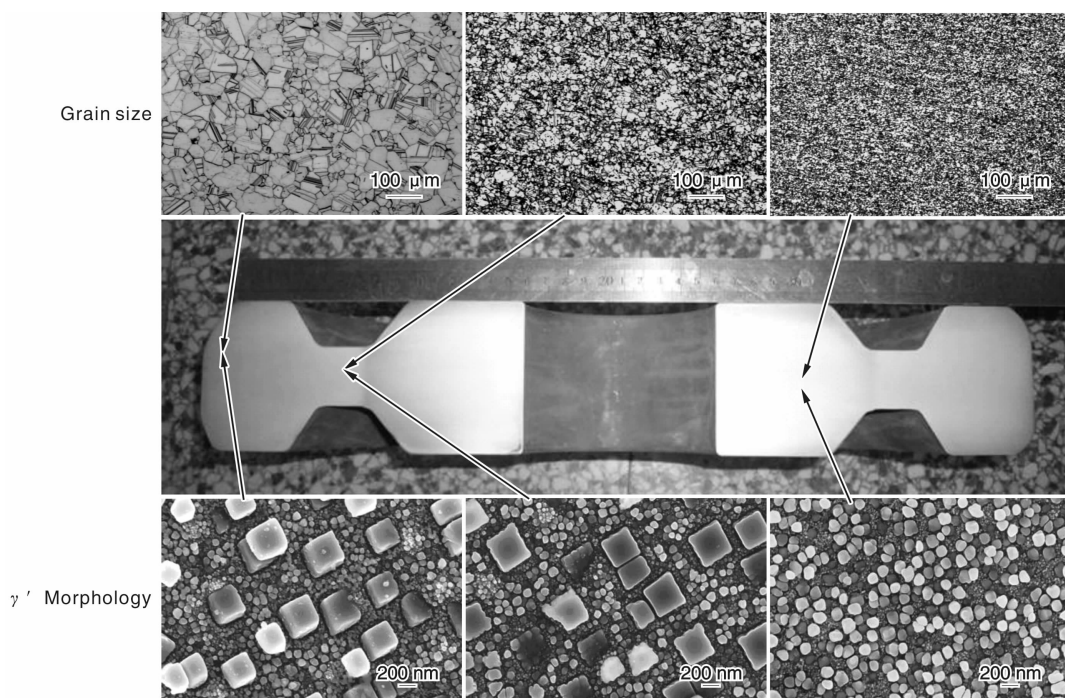


图 2 FGH96 双性能盘件不同部位的显微组织

Fig. 2 Microstructure in different region for FGH96 superalloy dual property disc

表9 不同温度下盘件不同部位的弦向拉伸性能比较

Table 9 Tensile test result at different temperature of FGH96 dual property disc

(Specimen used for tensile test is taken from different region in tangential direction)

Sampling location	T/°C	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	Ψ /%
Rim	20	1 480	1 040	23.0	28.5
Web	20	1 570	1 150	21.5	29.0
Bore	20	1 610	1 210	22.5	30.5
Rim	650	1 420	975	21.0	21.5
Web	650	1 440	1 050	16.0	17.5
Bore	650	1 460	1 090	17.0	21.0
Rim	750	1 140	915	11.0	14.5
Web	750	1 140	1 010	13.0	15.5
Bore	750	1 160	1 040	13.0	16.0

表10 不同温度下盘件辐板部位的径向拉伸性能比较

Table 10 Tensile test result at different temperature of FGH96 dual property disc

(Specimen used for tensile test is taken from web region in radial direction)

T/°C	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	Ψ /%
20	1 520	1 090	18.0	26.5
650	1 440	1 000	11.0	18.5
750	1 140	915	13.0	14.5

6.3 高性价比 As-HIP 近净成形盘件制备工艺将获得更广泛的应用

高性价比的粉末高温合金制件始终是发动机生产商的追求。以 GE 公司 Ren695 的 F101 压气机盘为例^[46], 通常铸锻工艺 (C/W) 的投料比为 19:1, HIP + 锻造为 6.6:1, 而直接 HIP 成形为 3.6:1。显然, 直接热等静压成形工艺的材料利用率最高, 在保证盘件质量的前提下, 该工艺具有显著的性价比优势。据美国 Crucible 材料公司的 Brian McTiernan 介绍, 目前全世界范围内在役的美国航空发动机使用 As-HIP 粉末高温合金部件超过 20 万件^[47]。

As-HIP 近净成形工艺在俄罗斯的粉末高温合金领域取得了巨大的成功, 四十多年以来俄罗斯粉末盘件的生产一直采用该工艺。美国 As-HIP 工艺制备的粉末盘件也占据着重要的地位。由于该工艺在成本控制方面具有先天的优势, 可以预见, As-HIP 工艺是今后粉末盘的主要制备工艺流程之一。

6.4 计算机辅助技术和数值模拟将大量应用于粉末高温合金的研制和生产

传统的“炒菜式”的合金设计已经被计算机辅助设计手段所替代, 借助相关的热力学相图软件 (如 Ther-

mal-Calc), 可显著加快合金的研制进度, 如 RR1000 合金是国际上第一个完全采用相图计算进行合金设计的粉末冶金高温合金^[48]。粉末涡轮盘制备过程中的工艺环节多, 为了降低成本和加快研制进度, 在包套设计、热等静压成形、挤压、锻造、热处理等关键环节大量借用数值模拟已经成为一种趋势。

7 结 语

(1) 粉末涡轮盘不仅在高性能军用发动机上获得了普遍应用, 而且在先进民用发动机领域也获得了大量应用。美欧等西方国家多采用 AA 粉末 + HEX + ITF 工艺制备粉末盘, 粉末粒度不大于 53 μm 或不大于 45 μm ; 俄罗斯采用 PREP 粉末 + As-HIP 工艺制造粉末盘, 粉末粒度为 50 ~ 140 μm 。

(2) 数值模拟与验证技术的应用提高了粉末盘的质量和研制进度。采用具有高强、高损伤容限的第三代粉末高温合金, 制备出双组织/双性能粉末盘是未来盘件制造技术的主要发展方向。

(3) 我国在粉末高温合金领域取得了很大的进步, 部分粉末高温合金制件已获得应用, 但是与美欧、俄罗斯等航空强国相比, 差距仍然巨大。随着我国大飞机专项的实施以及发动机专项的即将实施, 国内的粉末高温合金将迎来一个大发展的时代。结合国家需求和国内已有的工作基础, 我国应该在以下 2 个方面重点攻关, 力争取得突破。①粉末制备方面: 进一步提高 AA 细粉 (不大于 53 μm 或不大于 45 μm) 收得率; 采用 $\phi 75$ mm 合金棒料制粉, 提高 50 ~ 100 μm 的 PREP 粉末收得率, 降低成本。②加大关键装备投入, 建立可用于高温合金开坯的大型挤压机和等温锻造设备。在美国欧洲等国家, 挤压开坯前的粉末锭坯重量超过 3 t, 开坯用的挤压机吨位为万吨级别 (美国采用 45 000 t 的垂直挤压机), 挤压后的坯料切段后在等温锻造机上超塑性成型。国内虽已建成了可用于黑色金属挤压的万吨级挤压机 (主要用于大尺寸厚壁管材挤压), 但是目前尚不具备粉末高温合金大尺寸棒材的挤压开坯能力。同样地, 型腔带有惰性气体保护 (或者真空) 的大型等温锻造设备国内也不具备, 关键装备的缺乏已经成为挤压 + 等温锻造工艺路线粉末涡轮盘研制和生产的瓶颈。

参考文献 References

- [1] Tracey V A, Cutler C P. High-Temperature Alloys from Powders [J]. *Powder Metallurgy*, 1981, 24 (1): 32 - 40.
- [2] Allen M M, Athey R L, Moore J B. Application of Powder Metallurgy to Superalloy Forgings [J]. *Metals Engineering Quarterly*, 1970, 10(1): 20 - 30.

- [3] Allen M M, Athey R L, Moore J B. Nickel-Base Superalloy Powder Metallurgy State-of-the-Art[C]//Smith G D. *Progress in Powder Metallurgy*. Princeton: MPIF, 1975: 243–268.
- [4] Anon. P/M Superalloys are of the Ground and Flying[J]. *The International Journal of Powder Metallurgy & Powder Technology*, 1979, 15(1): 6–7.
- [5] Фаткуллин О Х. Вступительное Слово [J]. *Технология Лёгких Сплавов*, 1995(6): 5–7.
- [6] Гарибов Г С. Современный Уровень Развития Порошковой Металлургии Жаропрочных Никелевых сплавов [J]. *Технология Лёгких Сплавов*, 2000(6): 58–69.
- [7] Гарибов Г С. Металлургия Гранул—Путь повышения Качества ГТД и Эффективного Исползования Металла [J]. *Газотурбинные Технологии*, 2004(5): 22–27.
- [8] Zhang Yiwen(张义文). 俄罗斯粉末冶金高温合金[J]. *Journal of Iron and Steel Research*(钢铁研究学报), 1998, 10(3): 74–76.
- [9] Zhang Yiwen(张义文), Shanguan Yongheng(上官永恒). 粉末高温合金的研究与发展[J]. *Powder Metallurgy Industry*(粉末冶金工业), 2004, 14(6): 30–43.
- [10] Гарибов Г С. Металлургия Гранул—Основа Создания Перспективных Авиационных Двигателей[J]. *Технология Лёгких Сплавов*, 2007(1): 66–78.
- [11] Hu Benfu(胡本芙), Tian Gaofeng(田高峰), Jia Chengchang(贾成厂), et al. 涡轮盘用高性能粉末高温合金的优化设计探讨[J]. *Powder Metallurgy Technology*(粉末冶金技术), 2009, 27(4): 292–299.
- [12] Krueger D D, Kissinger R D, Menzies R G. Development and Intordution of a Damage Tolerant High Temperatuer Nickel-Base Disc Alloy, Rene88DT [C]//Antolovich S D, Stusrud R W, Mackay R A, et al. *Superalloys 1992*, Pennsylvania: TMS, 1992: 277–286.
- [13] Jia Jian(贾建), TaoYu(陶宇), Zhang Yiwen(张义文), et al. 第三代粉末高温合金 René104 的研究进展[J]. *Powder Metallurgy Industry*(粉末冶金工业), 2009, 17(3): 36–43.
- [14] Sun Guanghua(孙广华). 美国为涡轮盘研制出新一代粉末高温合金[J]. *Aero Engine*(航空发动机), 2006, 32(4): 48.
- [15] Zhang Yiwen(张义文), Chi Yue(迟悦). 俄罗斯粉末冶金高温合金研制新进展[J]. *Powder Metallurgy Industry*(粉末冶金工业), 2012, 22(5): 37–45.
- [16] Shi Changxu(师昌绪), Lu Da(陆达), Rong Ke(荣科). *Forty Years Development of Superalloy in China*(中国高温合金四十年)[M]. Beijing: Chinese Science and Technology Press, 1996: 65–72.
- [17] Shi Changxu(师昌绪), Zhong Zengyong(仲增墉). *Fifty Years Development of Superalloy in China*(中国高温合金五十年)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2006: 110–125.
- [18] Willam B E. P/M Superalloys: a Current Perspective[J]. *The International Journal of Powder Metallurgy*, 1997, 33(8): 62–66.
- [19] ОГТ. СТП 809–116–88 Гранулы Жаропрочных Никелевых Сплавов[S]. Москва: ВИЛС, 1988.
- [20] Gessinger G H, Bomford M J. Powder Metallurgy of Superalloys [J]. *International Metallurgical Reviews*, 1974, 19(2): 51–76.
- [21] (Li Huiying)李慧英, (Hu Benfu)胡本芙, (Zhang Shouhua)章守华. 原粉末颗粒边界碳化物的研究[J]. *Acta Metall Sinica*(金属学报), 1987, 23(2): B90–B93.
- [22] Dahlén M, Ingesten N G, Fischmeister H. Parameters Influencing Particle Boundary Precipitation in Superalloy Powders [C]//Hausner H H, Antes H W, Smith G D. *Modern Developments in Powder Metallurgy*. Princeton: MPIF-APMI, 1980: 3–14.
- [23] Pierron X, Banik A, Maurer G E. Sub-Solidus HIP Process for P/M Superalloy Conventional Billet Conversion[C]//Pollock T M, Kissinger R D, Bowman, et al. *Superalloys 2000*. Pennsylvania: TMS, 2000, 59–68.
- [24] Ingesten N G, Warren R, Winberg L. The Nature and Origin of Previous Particle Boundary Precipitates in P/M Superalloys [C]//Brunetand R, Coutsouradis D, Gibbons T B, et al. *High Temperature Alloy for Gas Turbine*. Holland: D. Reidel Publishing Company, 1982, 1 013–1 029.
- [25] Marquez C, Esperance G, Koul A K. Prior Particle Boundary Precipitation in Ni-Base Superalloys[J]. *International Journal of Powder Metallurgy*, 1989, 25(4): 301–308.
- [26] Белов А Ф, Аношкин Н Ф, Фаткуллин О Н и др. Особенности Легирования Жаропрочных Сплавов, Получаемых Методом Металлургии Гранул[M]//Баных О А. *Жаропрочные и Жаростойкие Стали и Сплавы на Никелевой Основе*. Москва: Наука, 1984, 31–34.
- [27] Shahid B, Plippe T, Stephen D A. Low Cycle Fatigue of As-HIP and HIP + Forged René95 [J]. *Metallurgical Transaction A*, 1979, 10(10): 1 481–1 490.
- [28] Miner R V, Dreshfield R L. Effects of Fine Porosity on the Fatigue Behavior of a Powder Metallurgy Superalloy[J]. *Metallurgical Transactions A*, 1981, 12(2): 261–267.
- [29] Dreshfield R L, Miner R V. Effects of Thermal Induced Porosity on an As-HIP Powder Metallurgy Superalloy[J]. *Powder Metallurgy International*, 1980, 12(2): 83–87.
- [30] Аношкин Н Ф, Фаткуллин О Х, Буславский ЛС и др. Разработка процессов Получения Изделий из Гранулируемых Жаропрочных Сплавов на Основе Никеля Горячим Изостатическим Прессованием[M]//Белов А Ф. *Металловедение и Обработка Титановых и Жаропрочных Сплавов*. Москва: ВИЛС, 1991, 313–323.
- [31] Терновой Ю Ф, Ципунов А Г. Образование Пор в Распыленном Порошке [J]. *Порошковая Металлургия*, 1985, (8): 10–15.

- [32] Bridges P J, Eggar J W. Non-Metallic Inclusions in Nickel Based Superalloy NIMONIC Alloy AP-1 Produced by the Powder Route; A Review of Their Effect on Properties, and the Production Methods Used to Minimize the Amount Present [C]// *PM Aerospace Materials*. Berne: MPR Publishing Services Ltd. 1984, Vol. 1, 22-1-22-24.
- [33] Jablonski D A. The Effect of Ceramic Inclusions on the Low Cycle Fatigue Life of Low Carbon Astroloy Subjected to Hot Isostatic Pressing[J]. *Materials Science and Engineering*, 1981, 48(2): 189-198.
- [34] Chang R D, Krueger D D, Sprague R A. Superalloy Powder Processing, Properties and Turbine Disc Applications[C]//Gell M, Kortovic C S, Bricknell R H, et al. *Superalloys* 1984. Pennsylvania: The Metallurgical Society of AIME, 1984, 245-273.
- [35] Konig G W. Effect of Organic Defects on the Fatigue Behaviour of PM Nickel Base Alloy [C]// *PM Aerospace Materials*. Berne: MPR Publishing Services Ltd. 1984, Vol. 1, 23-1-23-19.
- [36] Shamblen C E, Chang R D. Effect of Inclusions on LCF Life of HIP Plus Heat Treated Powder Metal René95 [J]. *Metallurgical Transaction B*, 1985, 16(12): 775-784.
- [37] Track W, Betz W. Effects of Defects on Fatigue Properties of P/M Disc Alloys [C]// Hausner H H, Antes H W, Smith G D. *Modern Developments in Powder Metallurgy*. Washington: MPIF-APML. 1982, Vol. 14, 15-25.
- [38] Law C C, Blackburn M J. Effects of Ceramic Inclusion on Fatigue Properties of a Powder Metallurgical Nickel-Base Superalloy [C]// Hausner H H, Antes H W, Smith G D. *Modern Developments in Powder Metallurgy*. Washington: MPIF-APML. 1982, Vol. 14, 93-114.
- [39] Hur E S, Roth P G. The Influence of Inclusions on Low Fatigue Life in a P/M Nickel-Base Disc Superalloy [C]//Kissinger R D, Deye D J, Anton D L, et al. *Superalloys* 1996. Pennsylvania: TMS, 1996, 359-368.
- [40] Moll J H, Schwertz H H, Chandhok V K. PM Dual Property Wheels for Small Engines [J]. *Metal Powder Report*, 1983, 38(10): 547-552.
- [41] Mourer D P, Raymond E, Ganesh S, et al. Dual Alloy Disc Development [C]//Kissinger R D, Deby D J, Anton D L, et al. *Superalloys* 1996. Pennsylvania: TMS, 1996, 637-643.
- [42] Mathey G F. *Method of Making Superalloy Turbine Discs Having Graded Coarse and Fine Grains*: US, 5312497 [P]. 1994-05-17.
- [43] Gayda J, Furrer D. Dual-Microstructure Heat Treatment [J]. *Advanced Materials & Processes*, 2003, 161(7): 36-40.
- [44] Liu Jiantao (刘建涛). *Study on Hot Working Process of Powder Metallurgy FGH96 Superalloy for Dual Microstructure Turbine Disc* (FGH96 合金双性能粉末涡轮盘制备热加工工艺研究 [R]. Beijing: University of Science & Technology Beijing, 2008.
- [45] Liu Jiantao (刘建涛), Tao Yu (陶宇), Zhang Yiwen (张义文), et al. FGH96 合金双性能盘的组织与力学性能研究 [J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment* (材料热处理学报), 2010, 31(5): 71-75.
- [46] Bartos J L, Mathur P S. Development of Hot Isostatically Pressed (As-HIP) Powder Metallurgy René95 Turbine Hardwares [C]//Kear B H, Muzyka D R, Tien J K, Wlodek S T. *Superalloys: Metallurgy and Manufacture*. Louisiana: Claitor's Publishing Division, 1976: 495-508.
- [47] Tiernan B M. Application for Large Scale Prealloyed HIP PM Materials [C]//Mashl S J. *Proceeding of the 2008 International Conference on Hot Isostatic Pressing*. California: IHC, 2008: 3-12.
- [48] Small C J, Saunders N. the Application of CALPHAD Techniques in the Development of a New Gas-Turbine Disc Alloy [J]. *Mrs Bulletin*, 1999, 24(4): 22-26.