

镍基粉末高温合金的研究进展

雷景富 郑勇 余俊 吕学鹏 杜娜

(南京航空航天大学材料科学与技术学院,南京 211106)

文 摘 镍基粉末高温合金主要应用于航空航天领域,是高推重比发动机的关键材料。本文综述了近年来国内外镍基粉末高温合金在成分设计、粉末制备、成形、烧结及后续热处理等方面的研究成果和存在的问题,提出了镍基粉末高温合金今后的发展方向。

关键词 镍基高温合金,粉末冶金,研究进展

P/M Nickel-Based Superalloy

Lei Jingfu Zheng Yong Yu Jun Lü Xuepeng Du Na

(College of Material Science and Technology, Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 211106)

Abstract As a key material of high thrust-weight ratio engine, P/M nickel-based superalloy has been mainly applied in the fields of aeronautics and astronautics. The recent research achievements and the problems concerning composition, powder preparation, forming, sintering and post heat treatment of P/M nickel-based superalloy are reviewed. Finally, some suggestions for the development of P/M nickel-based superalloy are put forward.

Key words Nickel-based superalloy, Powder metallurgy, Research progress

0 引言

现代航空航天事业对高温合金的工作温度和性能要求越来越高,为此高温合金中强化元素含量不断增加,若采用传统铸锭冶金工艺,由于冷却速度慢,合金中存在某些元素和第二相的严重偏析,组织不均匀,性能不稳定,并且热加工性能差,生产大型零件困难。20世纪60年代初,开始采用粉末冶金工艺制备高温合金^[1]。随着预合金粉末的制造工艺的发展,粉末高温合金的制备进入新的发展阶段。粉末高温合金的优越性表现在:(1)组织均匀,晶粒细小,几乎无偏析;(2)力学和热加工性能较铸—锻高温合金优异,可进行超塑性加工;(3)简化了工序,材料利用率高,可降低成本^[2]。

镍基高温合金由于工作温度高($>1100^{\circ}\text{C}$),组织稳定(与铁基合金相比)、有害相少、抗氧化腐蚀能力强,可在高温较大应力条件下工作(与钴基合金相比),所以研究和应用最多^[1]。镍基粉末高温合金按强化方式分为沉淀强化型和氧化物弥散强化(ODS)型。其中,ODS型合金在接近自身熔点时仍可维持

较高的强度,克服了沉淀强化型合金强化相(γ' 相、碳化物等)在 $>1000^{\circ}\text{C}$ 时,粗化或溶解而造成强化作用消失^[3]。镍基粉末高温合金主要用于制造先进航空发动机的涡轮盘、压气机盘、涡轮轴、涡轮挡板等部件,目前还用于燃气轮机的热端部件^[1]。

1 镍基粉末高温合金的研制简介

欧美等发达国家已开发出三代沉淀强化型合金和多种 ODS 型合金,并应用于先进航空发动机(表1^[4])。

表1 国外应用于航空发动机上的镍基粉末高温合金

Tab. 1 P/M nickel-based superalloy used in aero engine abroad

第一代	第二代	第三代
美国:IN100、MERL76、René95	美国:René88DT、U720	美国:CH98、Alloy10、ME3、LSHR
俄罗斯:ЭП741НП	俄罗斯:ЭП975П	法国:NR3、NR4、NR6
英国:APK-1	英国:RR1000	
	法国:N18	

收稿日期:2011-06-28;修回日期:2011-09-05

作者简介:雷景富,1985年出生,硕士研究生,主要从事镍基高温合金的研究。E-mail: jfleio903@163.com

其中,第一代镍基粉末高温合金中 γ' 相含量通常高于50%,晶粒高度细化,屈服强度较高,但抗裂纹扩展能力差,持久性能低,使用温度达700℃;第二代镍基粉末高温合金中 γ' 相含量通常低于50%,晶粒适中,虽然拉伸强度较第一代有所降低,但损伤容限性能和高温持久性能较第一代明显提高,使用温度达750℃;第三代镍基粉末高温合金的性能特点是拉伸强度介于第一代与第二代,裂纹扩展速率比第二代还低,综合性能优异,可靠性更强,使用温度达到800℃以上^[5]。

我国一直处于跟随和赶超状态,主要研究单位有北京航空材料研究院、钢铁研究总院、中科院金属研究所等^[6]。从20世纪80年代初至今,已成功研制两

代沉淀强化型镍基粉末高温合金,分别为FGH4095合金(与René95成分相当)和FGH4096合金(与René88DT成分相当)^[1]。在ODS合金方面,已研制出了MA4754、MA4755^[6]。

镍基高温合金的研制主要包括成分设计、预合金粉末的制备、成形烧结以及后续热处理。

1.1 合金成分

镍基粉末高温合金中通常含有Co、Cr、W、Mo、Al、Ti、Nb等微量元素。合金元素的强化效应包括固溶强化、第二相强化以及晶界强化。其中Co、Cr、W、Mo是主要的固溶强化元素,Al、Ti、Ta、Nb是 γ' 相析出元素^[7]。第三代典型镍基粉末高温合金的成分见表2^[8]。

表2 第三代粉末高温合金的成分

Tab.2 Compositions of the third generation P/M nickel-based superalloy

合金	Cr	Co	Mo	W	Al	Ti	Nb	Ta	C	B	Zr	Hf	Ni
CH98	11.60	17.90	2.90	—	3.90	4.00	—	2.90	0.049	0.030	0.050	—	Bal.
KM4	12.00	18.30	4.00	—	3.80	3.90	1.90	—	0.030	0.030	0.040	—	Bal.
SR3	13.20	11.80	5.10	—	2.40	4.90	1.60	—	0.030	0.016	0.040	0.23	Bal.
Alloy10	10.20	15.00	2.80	6.20	3.70	3.80	1.90	0.90	0.030	0.030	0.100	—	Bal.
ME3	13.00	20.60	3.80	2.10	3.40	3.70	0.90	2.40	0.050	0.025	0.050	—	Bal.
LSHR	12.70	20.80	2.74	4.37	3.48	3.47	1.45	1.65	0.024	0.028	0.049	—	Bal.
NF3	10.50	18.00	2.90	3.00	3.60	3.60	2.00	2.50	0.030	0.030	0.050	—	Bal.
NR3	11.80	14.65	3.30	—	3.65	5.50	—	—	0.024	0.013	0.052	0.33	Bal.
NR6	14.10	15.30	2.32	4.43	3.18	4.49	—	—	0.023	0.030	0.074	0.38	Bal.

Co与Ni形成连续置换固溶体,可降低基体堆垛层错能,强化 γ' 相。研究发现,高的Co含量可以使合金在更高温度下具有高的强度和抗蠕变性能^[9]。因此,第三代合金添加更多量的Co(>15%)。且高含量的Co还可以降低 γ' 相固溶温度,如René104合金中Co含量达到20.6%, γ' 相固溶温度为1157℃,比Alloy10合金降低约20℃,可以提高热处理工艺的灵活性,并减少热诱导空洞的产生^[10]。

Cr在镍基高温合金中最主要的作用是增加抗氧化和耐蚀能力。因Cr的高温强化效果远低于W、Mo等难熔元素,并且过多的Cr会降低合金的高温强度,要进一步提高合金的高温强度,在新合金设计中人们有意识地降低Cr的含量。SMC国际镍合金集团在研制U720Li时,将原来的U720合金中Cr含量从18%降低到16%;英国罗一罗公司在设计RR1000合金时加入15%的Cr,而René104合金Cr含量仅为13%,这可能是为避免高温下容易形成有害相如 σ 相的原因^[11]。

W和Mo是镍基粉末高温合金的固溶强化元素。它们在 γ 相中有较大的固溶度,可提高原子间结合力,提高扩散激活能Q,使扩散变慢,同时提高再结晶

晶温度,从而提高合金的热强性^[10]。美国及前苏联有学者认为,Mo对镍基合金耐热性和塑性的影响优于W,同时加入则耐热性能更好^[12]。但当合金使用温度>1000℃时,W的固溶强化效果更好,且加入W<7%时强化作用才显著。W和Mo可不同程度的进入 γ' 相中,尤其是W,它在 γ 和 γ' 相中分配比约为1,因此镍合金中添加W、Mo将导致 γ' 相数量增加,热稳定性提高^[13]。但W和Mo加入量不宜过多,因为W和Mo是促进TCP相形成的元素,Mo形成 μ 相的倾向大于W^[7]。此外,W对合金的缺口敏感性影响也很大,随着W含量增加,合金的缺口敏感性剧烈增加^[14]。

Al和Ti是 γ' 相主要形成元素,随着镍基合金合金化程度的提高,只要加入百分之几的Al和Ti就有 γ' 相析出, γ' 相与 γ 基体保持共格,从而提高了中温强度^[13]。镍基合金的高温性能主要取决于Al、Ti加入总量和Ti/Al比,增加Ti、Al总量可明显提高 γ' 相的固溶温度和 γ' 相的体积分数^[7]。目前,镍基合金中Al、Ti加入总量控制在6%~10%,低Ti/Al比合金一般在较高温度下使用,高Ti/Al比合金对于良好的抗热腐蚀性能是必要的,但Ti/Al比过高则容易出现粗

大片状 Ni_3Ti 相,使合金脆化,强度和塑性都急剧降低^[12]。Nb 和 Ta 是进入 γ' 相的主要元素,对 γ' 相的强化和稳定性均有重要影响,且发现随着 Nb/Ta 比的增大,合金的强度也增大,但 Nb 和 Ta 加入量过大会增加合金的缺口敏感性,降低合金的蠕变强度^[10]。

镍基合金中一般加入一种或几种有益的微量元素,包括 C、B、Zr、Mg、Cs、Hf 等^[15],可净化晶界,提高晶界的强韧化效果^[15]。这些元素一般易于偏析于晶界,改善晶界第二相(碳化物等)的形态和分布以及晶界附近区域的组织(如贫 γ' 相区),从而改善合金的塑性和蠕变强度。然而,微量元素的含量必须严格控制,含量太低,其有利作用发挥不足,含量过高则促进碳(硼)化物的析出而恶化性能。比如,C 元素偏聚于晶界,形成的二次细小 TiC 颗粒可阻止晶界滑动和裂纹形成,从而提高合金的塑性和持久强度,但是 C 含量太高,晶界二次 TiC 析出太多,甚至构成 TiC 薄膜,使晶界变脆,裂纹易于扩展,合金的性能反而降

低^[16]。再比如,B 的偏析和晶界析出可抑制胞状 $M_{23}C_6$ 、大块 MC 或 MC 薄片的析出,推迟垂直应力方向贫 Cr 区的形成,显著改善持久缺口敏感性,提高合金的塑性和蠕变强度,然而 B 过多时,导致晶间 M_3B_2 的析出,降低合金的塑性和高温持久性能^[17]。

对于 ODS 镍基粉末高温合金,弥散分布的氧化物颗粒可以阻止位错运动,从而提高合金的高温蠕变强度和应力断裂寿命^[18]。一般要求添加的氧化物具有较高的热稳定性和化学稳定性,最先选用 ThO_2 ,由于具有放射性危害,以后停止研究,后来也有选 Al_2O_3 、 HfO_2 、 Gd_2O_3 、 ZrO_2 ,但研究最多的是 Y_2O_3 ^[3]。研究证明,氧化物弥散相的含量可在 1%~15% 范围内选用^[19],但是,目前应用成熟的 ODS 镍基高温合金中弥散氧化物的质量分数都在 1.5% 以下,加入量多时烧结性能会变差,而且氧化物会偏聚于晶界呈大块的片状分布使得力学性能很差^[20]。表 3^[3]列举了几种 ODS 高温合金的化学成分。

表 3 几种典型 ODS 镍基高温合金的化学成分

Tab. 3 Compositions of some ODS nickel-based superalloy

合金	Cr	Al	Co	Ti	Mo	W	Ta	Y_2O_3	Ni	wt%
MA754	20.0	0.3		0.5				0.60	Bal.	
MA758	30.0	0.3		0.5				0.60	Bal.	
MA760	20.0	6.0			2.0	3.5		0.95	Bal.	
MA6000	15.0	4.5		2.5	2.0	4.0	2.0	1.10	Bal.	
TM02	6.0	4.2	9.7		2.0	12.4	4.7	1.10	Bal.	
Alloy98	6.8	5.2	5.1			8.6	5.7	1.10	Bal.	

1.2 预合金粉末的制备

镍基合金粉末的制备包括制粉和粉末处理。目前,主要采用氩气雾化制粉(AA)工艺和等离子旋转电极制粉(PREP)工艺,其工艺原理如图 1 所示^[21]。氩气雾化制粉工艺在美国、法国等普遍采用,我国和俄罗斯多采用等离子旋转电极制粉工艺,两种制粉工艺对比见表 4^[22]。

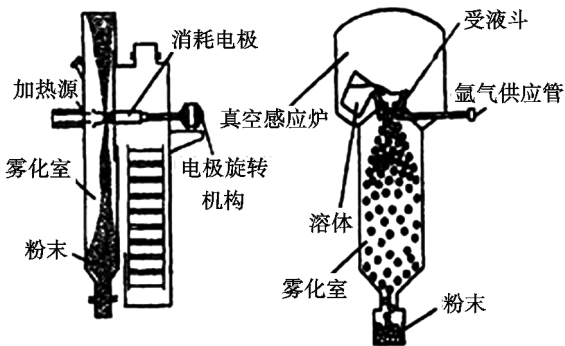


图 1 制粉工艺原理简图

Fig. 1 Schematic of powder preparation process

体合金比重相差悬殊,并且合金中存在 Al、Cr 等元素,所以采用传统粉末冶金工艺难以使氧化物颗粒均匀的分布于基体之中。1970 年,美国采用机械合金化(MA)工艺制备 ODS 高温合金^[23]。机械合金化是具有较高热和化学稳定性的细小氧化物与金属粉或中间合金粉混合,在氩气保护下经高能球磨,使粉末反复焊合、破碎,成为“显微合金”颗粒^[1]。MA 工艺对最终材料中氧化物弥散相的分布状态有很大的影响,从而决定合金的性能。吴卫东针对 MGH754 高温合金,发现球磨时间过短或球料比较低会导致合金化不充分,晶界产生等轴细晶并且 Y_2O_3 颗粒呈团块状聚集,从而降低材料的高温持久强度与寿命^[24]。

粉末的处理工艺通常包括筛分、非金属夹杂物的静电去除、气体浮选、气流磨、真空脱气处理等,主要是筛分和非金属夹杂物静电去除^[21]。真空预脱气处理工艺也是粉末处理的一个重要环节,可有效地减少和避免原始颗粒边界(PPB)和热诱导孔洞(TIP)缺陷问题,从而改善合金性能。其他如气体浮选、气流磨等处理工艺,基本上处于研究试用状态,不能形成粉末处理工艺的主流^[25]。

对于 ODS 镍基高温合金,由于惰性氧化物与基

表 4 两种制粉工艺比较

Tab. 4 Comparison of two powder preparation processes

工艺	形状特征	粒度	纯度及氧含量	生产效率
AA	主要呈球形,存在空心粉	粒度分布范围较宽可制细粉	纯度较差,有坩埚等的污染,氧含量较高	低
PREP 工艺	呈球形,表面光洁	粒度分布范围较窄,平均晶粒 $>50\ \mu\text{m}$	纯度较高,基本保持母合金棒料的水平,氧含量较低	高

1.3 成形与烧结

在粉末高温合金领域,通常采用热等静压或热挤压工艺。此外,还有模压成形、注射成形以及真空烧结、压力烧结等。

粉末高温合金的直接热等静压工艺是俄罗斯的主导工艺,经过 20 多年的发展,已日趋成熟和完善^[26]。热等静压成形工艺参数主要有温度、压力和时间。一般来说在 γ' 相固溶温度以下进行热等静压时,合金的持久性能差,有缺口敏感性,而当热等静压温度高于 γ' 相固溶温度时,合金持久寿命增高,但强度降低^[27]。直接热等静压成形工艺的优点是工艺过程简单,参数易控制,可制造复杂形状部件、成本低。不足之处是在热等静压过程中,粉末材料流动性较小,粉末颗粒有的变形较大,有的变形较小,甚至没有变形,因此晶粒组织不均匀、残余枝晶较多、晶粒较粗大^[5]。贾建等人研究了热等静压温度对 René104 合金显微组织的影响,发现温度为 $1\ 140^\circ\text{C}$ 时,组织没有完全再结晶化,存在明显的残余枝晶和 PPB, γ' 相尺寸、形态各异,分布不均匀;热等静压温度为 $1\ 180^\circ\text{C}$ 时,获得较均匀的再结晶组织,残余枝晶和 PPB 基本消除, γ' 相分布较均匀,晶内主要为“田”字形,而在晶界呈长条状^[28]。张义文等人研究了热等静压冷却速度对 FGH4095 高温合金组织及性能的影响,表明不同冷速下 γ' 相尺寸和形貌有一定差别,但经过热处理后这种差别很小, γ' 相尺寸、数量和分布相当,晶粒度没有变化,因此力学性能几乎无差别^[29]。

热挤压成形在国外应用较多,美国 90% 以上的镍基粉末高温合金的成形都采用这种方法^[25]。在热挤压过程中粉末颗粒受到强烈的剪切变形,形成完全再结晶的细晶组织, PPB 和枝晶组织完全消除,同时非金属夹杂等在很大程度上得以破碎,因而热挤压合金的强度、塑性、持久性能等综合性能好^[5]。对于 ODS 镍基高温合金通常采用热挤压工艺,然后经高温二次再结晶退火,以便获得具有高长宽比的粗大晶粒,有利于提高材料沿晶粒长度方向的高温强度^[18]。挤压工艺参数包括挤压温度、挤压比和挤压速度,三者之间是相互影响的,在选择工艺参数时必须综合考虑。但是,由于热挤压设备成本高、工艺过程复杂,所以在我国的应用并不多。

有时,热等静压或热挤压的合金锭还要进行锻造,主要为了消除 PPB 和枝晶,还可对非金属夹杂起到破碎作用,并且在形变过程中晶粒会发生形变再结晶

晶,晶粒细小,一般可达 ASTM9 级以上^[5]。因此经锻造处理,粉末高温合金的屈服强度较高,疲劳性能较好。英美等发达国家多采用“热等静压+等温锻造”工艺。考虑到等温锻造机的高成本,我国采用“热等静压+包套锻造”工艺,也可制得组织和性能满足要求的粉末高温合金涡轮盘^[25]。

李力等人针对 FGH4095 合金,对比研究了“直接热等静压”、“热等静压+等温锻造”、“热挤压”三种不同成形工艺^[30],结果表明,经热挤压工艺处理,合金的拉伸强度、塑性和持久性能最好。经“热等静压+等温锻造”成形,合金的强度和塑性也比直接热等静压合金有所提高,但持久强度几乎无变化。实际上,研究实践也表明,直接热等静压合金的持久性能稳定,但直接热等静压成形工艺对粉末的质量(无空心粉,气体含量低等)要求较高^[25]。

1.4 后续热处理

镍基粉末高温合金的热处理工艺直接影响合金的晶粒形状、大小,以及 γ' 相的形状、大小、数量和分布等。常用的热处理工艺包括再结晶退火、固溶和时效处理等。其中再结晶退火一般用于处理 ODS 镍基高温合金,主要为了消除成形过程产生的残余应力和获得粗大的柱状晶组织,提高材料沿晶粒长度方向的高温强度^[3]。固溶和时效处理为了优化 γ' 相的粒径、数量及粒径分布,同时获得适宜的晶粒度 ($30\sim 50\ \mu\text{m}$),以便提高合金的强度和高温蠕变性能等^[31]。一般在低于 γ' 相溶解温度进行固溶处理,得到细晶组织,屈服强度和疲劳性能好;而在 γ' 相溶解温度以上进行固溶处理,得到粗晶组织,有利于提高蠕变强度和损伤容限性能^[5]。固溶后采用的淬火冷却方式包括炉冷、空冷、气淬、盐淬、油淬、水淬等。美国通常采用油淬冷却,俄罗斯采用空冷、风冷或炉冷等,我国在大量试验研究的基础上确定盐淬作为首选冷却方式,并取得了很好的效果。时效制度包括时效温度和时效次数,一般二次时效后,细小 γ' 相含量将增加^[32]。

张莹等人研究了两种热处理制度对 FGH4097 镍基高温合金组织性能的影响。结果表明,固溶和时效温度、保温时间及冷却方式直接影响该合金中 γ' 相、不同类型碳化物等析出相的形貌、尺寸、数量和分布。两种制度热处理后的试样中 γ' 相和碳化物的不同匹配度,决定其各自具备良好的综合力学性能^[33]。

贾建等人研究了 FGH4095 合金在不同时效制度下的显微组织和力学性能。结果表明,单级时效

(760℃×16 h/AC)和两级时效(870℃×1.5 h/AC+650℃×24 h/AC)对相同固溶(1 140℃)淬火处理的FGH4095合金的组织无显著影响,最终的晶粒度、 γ' 相形貌、尺寸和分布均无明显差异。二者的硬度、室温冲击韧度、室温和650℃拉伸性能相当,单级时效的持久塑性低于两级时效^[34]。

2 结语

为了适应更高性能航空发动机对材料的需要,以下几个方面的问题应给予重视。

(1)增Co降Cr是一个新趋势,并且将注重Ti/Al和Nb/Ta比平衡以及微量元素的作用研究。对于ODS镍基高温合金,今后研究重点是通过改进工艺方法,提高氧化物的加入量,以便进一步提高合金的高温蠕变性能和拉伸强度,降低合金的密度。

(2)超纯净细粉的制造是提高粉末高温合金的力学性能重要途径。氩气雾化制粉工艺要改进喷嘴、坩埚,向无陶瓷细粉方向发展,提高制粉效率。等离子旋转电极制粉工艺在母合金的熔炼方面可采取双联,甚至三联熔炼工艺,尽量降低母合金中非金属夹杂含量,通过提高电极转速或电极棒直径来提高细粉收得率。

(3)直接热等静压成形具有工艺简单、成本低、产品多样化、综合性能好的优势,将是一个研究的重点。

(4)双性能粉末盘制备工艺的研究应给予足够重视,其对于充分发挥材料的性能潜力具有重要作用。

参考文献

- [1] 贾成厂,田高峰.粉末高温合金[J].金属世界,2011(2):19-25
- [2] 李汉康,黄乾尧.高温合金[M].北京:冶金工业出版社,2000
- [3] 章林,曲选辉,何新波,等. ODS镍基超合金的研究进展[J].材料工程,2010(6):90-96
- [4] 汪武祥,何峰,邹金文.粉末高温合金的应用与发展[J].航空工程与维修,2002(6):26-28
- [5] 国为民,张凤戈,张莹,等.镍基粉末高温合金的组织、性能与成型和热处理工艺关系的研究[J].材料导报,2003,17(3):11-15
- [6] 师昌绪,仲增墉.我国高温合金的发展与创新[J].金属学报,2010,46(11):1281-1288
- [7] 吴凯,刘国权,胡本芙,等.新型涡轮盘用高性能粉末高温合金的研究进展[J].中国材料进展,2010(3):23-32
- [8] 胡本芙,刘国权,贾成厂,等.新型高性能粉末高温合金的研究与发展[J].材料工程,2007(2):49-53
- [9] Gu Y, Harada H, Cui C, et al. New Ni-Co-base disk superalloys with higher strength and creep resistance [J]. Scripta Materialia, 2006, 55(9): 815-818
- [10] 胡本芙,田高峰,贾成厂,等.涡轮盘用高性能粉末高温合金的优化设计探讨[J].粉末冶金技术,2009(4):292-300
- [11] Furrer D, Fecht H. Ni-based superalloys for turbine discs[J]. Journal of Metals, 1999, 51(1): 14-17
- [12] 常连华.主要合金元素对镍基合金组织和性能的影响

响[J].汽轮机技术,2001(5):319-320

- [13] 陈国良.高温合金学[M].北京:冶金工业出版社,1988
- [14] Ducrocq C, Lasalmonie A, Honnorat Y. Proceedings of the Sixth International Symposium on Superalloy[C]. Pennsylvania: TMS, 1988: 63
- [15] 郭建亭.几种微量元素在高温合金中的作用与机理[J].中国有色金属学报,2011(3):465-475
- [16] 郭建亭.高温合金材料学(下册)[M].北京:科学出版社,2010
- [17] 陈国胜,金鑫,周奠华,等.硼含量对镍基合金GH4049晶界析出相和高温性能的影响[J].金属学报,2005(6):622-626
- [18] 高占勇,邓俊杰,安晓惠,等.氧化物弥散强化合金的再结晶行为及强化机理的研究[J].内蒙古科技大学学报,2007(2):118-121
- [19] 黄培云.粉末冶金原理[M].北京:冶金工业出版社,1997:402
- [20] 陈文婷,熊惟皓,张修海.Y2O3含量和烧结温度对ODS镍基合金性能的影响[J].稀有金属材料与工程,2010(1):112-116
- [21] 国为民,冯涤,吴剑涛,等.镍基粉末高温合金冶金工艺的研究与发展[J].材料工程,2002(3):44-48
- [22] 张义文,上官永恒.粉末高温合金的研究与发展[J].粉末冶金工业,2004(6):30-43
- [23] Benjamin J S. Dispersion strengthened superalloys by mechanical alloying [J]. Metallurgical Transactions, 1970, 1(10):2943
- [24] 吴卫东,柳光祖,李华林,等.氧化物弥散相的分布对ODS镍基合金高温持久性能的影响[J].材料工程,1996(8):6-9
- [25] 国为民,张凤戈,张义文.粉末高温合金制备工艺的研究和发展[J].粉末冶金工业,2002(6):17-25
- [26] 国为民,冯涤.俄罗斯粉末高温合金工艺的研究和发展[J].粉末冶金工业,2000(1)
- [27] Davidson J H, Aubin C. High Temp Alloys for Gas Turbines[M]. Reidel D, 1982: 853
- [28] 贾建,陶宇,张义文,等.热等静压温度对新型粉末冶金高温合金显微组织的影响[J].航空材料学报,2008(3):20-23
- [29] 张义文,刘建涛,贾建,等.热等静压冷却速度对粉末冶金高温合金组织及性能的影响[J].粉末冶金工业,2010(6):11-17
- [30] 李力,杨士仲,强劲熙.热等静压及其加锻造和热挤压粉末高温合金FGH95的组织 and 性能[J].钢铁研究总院学报,1985(4):411-415
- [31] 贾成厂,尹法章,胡本芙,等.热处理制度对粉末高温合金性能的影响[J].粉末冶金材料科学与工程,2006(3):176-179
- [32] 田素贵,谢君,周晓明,等.固溶温度对FGH95合金组织和持久性能的影响[J].材料热处理学报,2010(11):122-127
- [33] 张莹,张义文,张娜,等.FGH97粉末冶金高温合金热处理工艺和组织性能的研究[J].航空材料学报,2008(6):5-9
- [34] 贾建,陶宇,张义文,等.时效制度对粉末冶金高温合金FGH95组织和性能的影响[J].粉末冶金工业,2010(1):25-31

(编辑 吴坚)