

新型高性能粉末高温合金的研究与发展

Development in New Type High-performance P/M Superalloys

胡本芙, 刘国权, 贾成厂, 田高峰
(北京科技大学 材料科学与工程学院, 北京 100083)

HU Ben-fu, LIU Guo-quan, JIA Cheng-chang,
TIAN Gao-feng (School of materials Science and Engineering,
University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

摘要: 粉末高温合金由于在高温下表现出一系列优越的性能而成为制造高推重比航空发动机涡轮盘等部件的首选材料, 本研究总结和分析了国外第三代新型高性能粉末高温合金的研究成果, 重点描述了这些合金的制备工艺和力学性能, 并提出研制高性能粉末高温合金的重点发展方向。
关键词: 粉末高温合金; 热处理; 涡轮盘; 推重比
中图分类号: TF123 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2007)02-0049-05

Abstract: P/M superalloys become first-choice material for turbine disks used for high thrust-weight ratio aeroengine due to the superior high excellent properties. The latest researches of the third generation new type high-performance P/M superalloys were analyzed and summarized, the preparation and mechanical properties of these alloys were reviewed with emphasis, and the development orientation was present to developing high-performance P/M superalloys.
Key words: P/M superalloy; heat treatment; turbine disk; thrust-weight ratio

目前, 美国、法国和英国等都相继开发出了第三代粉末高温合金, 如美国的 Alloy10, ME3 和 LSHR (Low Solvus, High Refractory) 等合金以及法国的 NR3, NR6 等合金。美国还利用 NASA 格伦研究中心发明的 DMHT (Dual Microstructure Heat Treatment) 工艺在第三代粉末高温合金中成功实现了双晶粒组织, 为高推重比航空发动机用双性能涡轮盘的制造打下了坚实的基础。中国粉末高温合金的研究始于 1977 年, 目前已研制了以 FGH95 合金为代表的温度为 650℃ 的第一代高强型和以 FGH96 合金为代表的温度为 750℃ 的第二代损伤容限型粉末高温合金。但从总体上讲, 与国外之间还是有较大的差距。为了跟踪和追赶国际水平, 跨越式发展本国粉末高温合金, 逐步缩小与国外的差距, 本研究总结和分析了国外先进工业国家第三代粉末高温合金的研究成果, 以便了解和学习国外先进经验, 促进本国粉末高温合金的发展。

1 粉末高温合金的发展

粉末高温合金是 20 世纪 60 年代诞生的新一代高温合金, 由于用精细的金属粉末作为成形材料, 经过热

加工处理得到的合金组织均匀, 无宏观偏析, 而且具有屈服强度高和疲劳性能好等一系列优点, 因此, 很快成为高推重比航空发动机涡轮盘等关键部件的首选材料^[1-3]。经过近 40 年的发展, 目前已经经历第一代、第二代和第三代的研制历程。图 1 是三代的典型粉末高温合金的研制历程。其中以第一代高强型 Rene95 和第二代损伤容限型 Rene88DT 为代表的粉末高温合金最为引人注目^[2,4], 第三代所追求的性能指标是强度在第一代与第二代之间, 裂纹扩展速率比第二代更低, 且使用温度高于前两代。近年来, 随着热等静压、

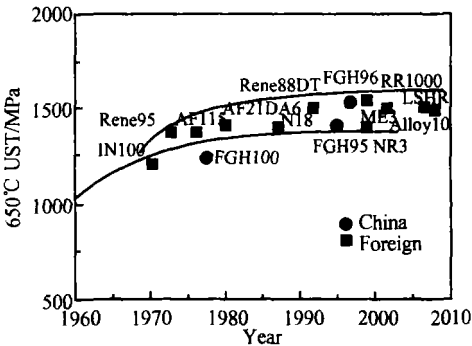


图 1 粉末高温合金的发展历程
Fig. 1 Development process of powder metallurgical superalloy

挤压和等温锻造等成形工艺的逐渐成熟以及计算机模拟技术的发展, 粉末高温合金的研制周期明显缩短, 手段更为先进, 性能不断提高。

2 第三代粉末高温合金的成分和性能特点

第三代粉末高温合金的代表合金的成分见表 1。

表 1 第三代典型粉末高温合金的成分(质量分数/%)
Table 1 Component of the third generation representative P/M superalloys in W/O(mass fraction/%)

Alloy	Cr	Co	Mo	W	Al	Ti	Nb	Ta	C	B	Zr	Hf	Ni
CH98	11.6	17.9	2.9	—	3.9	4.0	—	2.9	0.049	0.030	0.050	—	Bal
KM4	12.0	18.3	4.0	—	3.8	3.9	1.9	—	0.030	0.030	0.040	—	Bal
SR3	13.2	11.8	5.1	—	2.4	4.9	1.6	—	0.030	0.016	0.040	0.23	Bal
Alloy10	10.2	15.0	2.8	6.2	3.7	3.8	1.9	0.9	0.03	0.03	0.1	—	Bal
ME3	13.0	20.6	3.8	2.1	3.4	3.7	0.9	2.4	0.05	0.025	0.050	—	Bal
LSHR	12.7	20.8	2.74	4.37	3.48	3.47	1.45	1.65	0.024	0.028	0.049	—	Bal
NF3	10.5	18.0	2.9	3.0	3.6	3.6	2.0	2.5	0.030	0.030	0.050	—	Bal
NR3	11.8	14.65	3.3	—	3.65	5.5	—	—	0.024	0.013	0.052	0.33	Bal
NR6	14.1	15.3	2.32	4.43	3.18	4.49	—	—	0.023	0.030	0.074	0.38	Bal

从表 1 可知, 第三代粉末高温合金在合金成分上进行了优化, Alloy10 合金加入了更高含量的 W 是为了提高其强度, ME3 和 LSHR 合金加入了更多的 Co 元素, 是为了提高合金的抗蠕变性能; LSHR 和 NF3 合金强调 Al 和 Ti 含量平衡, 而 NR_x 系列合金则加入了适量的 Hf 以全面提高合金性能。研究表明, Al/Ti 比在 0.941.0 之间, 在保证合金优异的蠕变性能同时, 淬裂的几率更小; 而含有 1.02.1 的 Nb 和 2.03.5 的 Mo 则既可以提高强度, 又保证合金能够获得优异的塑性。由于第三代粉末高温合金的合金化程度提高, 并且采用了合适的冶金工艺, 因此获得了合金组织较前两代的更为理想, 使其具备了强度和损伤容限兼优的性能特点, 而且可以在更高的温度下使用, 为研制更高推重比的航空发动机打下了良好的基础。

3 第三代典型粉末高温合金的研究

由于粉末高温合金的研制技术难度高、投资大、涉及的学科领域广, 世界上能独立进行研制的国家也仅有美、俄罗斯、英和法等少数几个国家。就第三代粉末高温合金, 据报道的也仅有美国和法国建立了属于自己牌号的合金, 主要包括美国的 CH98, Alloy10, ME3 和 LSHR 等以及法国的 NR_x 系列合金等。目前, 第三代粉末高温合金的研究尚处于实验室或工业实验研究阶段, 如英国罗-罗公司计划将某第三代合金应用在 AE1107C 发动机上, 目前已经成功进行了工业性实验。不过全尺寸盘件的具体应用报道很少。

粉末高温合金的制备过程一般包括预合金粉末制造-压实(热压、热等静压、挤压等)-热加工变形(模锻、

轧制等)-热处理。这些工艺技术水平的高低决定着合金的组织 and 性能, 特别是对合金的晶粒度、基体中的 γ' 强化相形状、数量和尺寸及分布等有直接影响^[5]。因此, 不同的制备工艺会导致合金的性能也各不相同。下面介绍近几年来所研制的比较典型的第三代粉末高温合金。

Alloy10 合金是美国 Honeywell 公司在原来的 AF115 合金(由 Textron-Lycoming(即现在的 Honeywell)公司研制的高蠕变性能合金)基础上通过调整成分联合研制的高强型镍基粉末高温合金^[4, 6, 7]。Honeywell 公司将其应用在微型喷气式发动机上。Alloy10 合金的 γ' 相溶解温度约 1182℃, γ' 相含量约为 55%, 成型工艺为氩气雾化粉末($\phi \leq 75\mu\text{m}$), 在 1093℃, 103.4MPa 下热等静压 3h, 然后再在 1107℃ 将盘坯以挤压比 6:1 进行挤压, 最后等温锻造成盘坯。

热处理是粉末冶金高温合金制备的最后一道关键技术。其参数的选择决定了合金最终的组织与性能。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, 蠕变强度高和裂纹扩展速率低。如对 Alloy10 合金分别在 1163, 1182℃ 和 1200℃ 进行固溶处理, 得到的对应晶粒度分别为 11, 8 和 5 级。

由于 Alloy10 合金属于高强型粉末高温合金, 因此通常在溶解温度以下固溶处理, 然后淬火(如油淬), 得到细晶组织和尺寸细小的 γ' 相, 保证合金具有足够高的屈服强度和良好的疲劳性能。但是这种热处理工艺导致合金的裂纹扩展抗力较差。

NASA 格伦研究中心详细研究了在三种不同固溶温度处理下(分别为 1163, 1182℃和 1200℃)合金的高温疲劳裂纹扩展性能,并相应调整了合金中 Nb 和 Ta 的含量,分析了它们对裂纹扩展性能的影响。发现,在更高的固溶处理温度下,如果加上稳定化处理,合金的静态裂纹扩展速率(704℃)大大降低,改变 Nb 和 Ta 含量对裂纹扩展影响不大,而降低 Nb/Ta 比,裂纹扩展抗力却得到提高。相对细晶组织来说,Nb/Ta 比对粗晶组织的影响更明显。

正是这项研究,论证了制备双性能 Alloy10 合金涡轮盘的可行性。也就是通过特殊热处理实现盘心细晶组织,盘缘粗晶组织,以便于满足涡轮盘实际工况需要。于是 NASA 与 Wyman-Gordon 公司展开合作,设计了适合 Alloy10 合金的双组织热处理(DMHT)工艺,制备双性能 Alloy10 合金涡轮盘。DMHT 工艺是美国 NASA 格伦研究中心发明了一种成本低的双组织热处理工艺,它是在普通热处理炉基础上,通过改进,如使用了一些特殊装置(如卡具、绝缘物质等),能够很方便地实现盘件双重组织。具体装置和原理参考文献[8,9]。随后 Ladish 公司解决了盘坯固溶处理后如何方便的进行淬火处理这一重要问题,具备了双性能粉末盘的批量生产充分条件。

图 2 为采用 DMHT 工艺制备的 Alloy10 双性能盘。盘心晶粒度 ASTM 67,盘缘晶粒度 ASTM 1012。

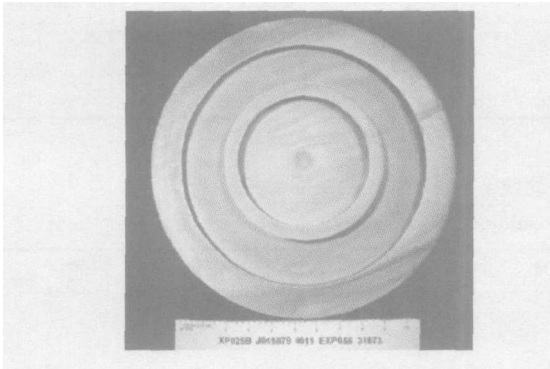


图 2 双性能 Alloy10 盘
Fig. 2 Dual properties Alloy10 disk

通过检测 Alloy10 合金 DMHT 盘心与盘缘的性能,与采用传统热处理工艺(THT)比较发现,Alloy10 合金 DMHT 盘心具有很高的强度,比低于 γ' 相溶解温度传统热处理的还要高;而盘缘部位与高于 γ' 相溶解温度传统热处理几乎没有差别,但蠕变性能要比后者更好;对裂纹扩展性能测试的结果得到,采用 DMHT 工艺处理的 Alloy10 合金盘缘的裂纹扩展性能比高于 γ' 相溶解温度传统热处理稍差,可能的原因一个进行 DMHT 处理之前,进行了低于 γ' 相溶解温度处

理,另一个可能原因是进行 DMHT 工艺处理之后,在进行淬火处理之前有时间延误。

对 Alloy10 合金研发的出发点就是得到一种高强度粉末高温合金,如果通过高于 γ' 相溶解温度固溶处理采用适当的速度冷却时发现淬裂比较严重,这种现象甚至在一些小盘件中也比较容易出现。为此 NASA 格伦研究中心与美国 GE 发动机公司和 P&W 公司联合开发出了 ME3 高级涡轮盘合金,也称 Ren[®]104 合金^[10-12]。在 ME2 合金的基础上,通过调整合金中难熔元素的含量,降低了 γ' 相溶解温度, γ' 相含量更多,克服了在高于 γ' 相溶解温度固溶处理快冷容易淬裂这一问题,大大改善了合金的力学性能。ME3 这种新型合金可以使发动机工作于 760℃高温,因此大大提高了发动机效率,延长了涡轮和压气机的使用寿命。据估计 ME3 高级涡轮盘合金的使用寿命是现有材料使用寿命的 30 倍左右。它也被选择制备用在 600700℃范围内工作时间更长的大型盘件材料。

Ladish 公司利用 DMHT 工艺对 ME3 进行实验处理,同样取得了成功。结果是盘缘部位获得了晶粒度 ASTM 67(4532 μ m)的粗晶组织,盘心部位晶粒从热处理前的 ASTM 14(3 μ m)缓慢长大为 ASTM 12(6 μ m),仍然保持了细晶组织。对 ME3 合金的 DMHT 盘性能检测结果表明盘缘屈服强度略高于采用高于 γ' 相溶解温度传统热处理;但蠕变抗力优于后者;盘心屈服强度略低于采用低于 γ' 相固溶温度传统热处理,但疲劳抗力优于后者。

NF3 是美国开发的可以用于 760℃以上操作温度下一种镍基高温合金,是制造发动机高压涡轮盘的极佳材料^[13]。成型工艺为真空感应熔炼母合金,氩气雾化粉末($\phi \leq 100\mu$ m),挤压后锻造成型。该合金常采用的热处理工艺为 1200℃固溶处理,吹风冷(或油淬)至室温,760℃时效 8h。

由于在更高温度下使用,对合金的蠕变性能要求更为苛刻,相对于第二代的 Ren[®]88DT 合金来说,NF3 合金的静态裂纹扩展速率和蠕变寿命都有了很大提高,但比 CH98 合金,其静态裂纹扩展速率稍低,不过蠕变寿命却是 CH98 合金的 4 倍。值得注意的是,对于在高温工作相对短时间的发动机涡轮盘来说,蠕变性能要比静态裂纹扩展速率重要的多。

另外,改善合金的性能,除了希望调整成分得到最佳成分之外,通过合适的热处理优化显微结构也是一项重要内容。为了保证合金得到优异的综合性能,通过高于 γ' 相溶解温度固溶处理后快冷得到粗晶和细小尺寸的 γ' 相是个必要的途径。但是,这种情况下盘件的淬裂几率较高,如何降低甚至避免淬裂正成为工

艺技术中的一个难点。就 Alloy10, ME3 和 NF3 三种合金, Gayda J 等人通过模拟热处理研究了它们的淬裂趋向, 发现, 随着固溶处理温度从 1138℃ 升高到 1204℃, 合金的淬裂几率从 0 增加到约 50%。但是, 如果固溶处理温度较低(1188℃), ME3 合金的淬裂几率最高, 但在更高的固溶温度下处理(1204℃) ME3 合金却是最低的。而如果在各自下处理, ME3 合金的淬裂频率也是最低, 不到 10%, 而 Alloy10 和 NF3 达 40%。这说明, 相对合金化学成分, 固溶温度是影响淬裂最重要因素, 而 γ' 溶解温度又决定于合金成分, 因此, 如何调整合金成分来降低淬裂倾向至关重要。ME3 相对于 Alloy10 和 NF3 合金 γ' 溶解温度更低, 所以在更高的固溶温度下处理其淬裂倾向有了明显的降低。这个结果说明, 如设计 ME3 合金一样, 在设计更新一代合金时, 可以通过提高合金化程度降低 γ' 溶解温度, 以达到既能提高合金强度也可以降低淬裂频率的目的。

先进 LSHR 镍基超合金是 NASA 格伦研究中心在 Alloy 10 和 ME3 合金基础上, 优化合金成分而开发出来的^[4]。对 Alloy10 来说, Nb/Ta 的比大于 2: 1, 因为更多 Nb 元素的加入可以提高合金的拉伸强度,

而对于 ME3 合金, 元素 Ta 的含量几乎是 Nb 的 3 倍, 所以该合金具有更好的静态裂纹扩展抗力; 而 LSHR 合金则强调 Nb/ Ta 比的平衡, 从而保证了获得更加优异的性能。该合金的 γ' 溶解温度约 1160℃。表 2 是 LSHR 合金采用不同热处理工艺及对应的晶粒度。

性能检测结果, 采用高(低) 于 γ' 相溶解温度传统热处理制备的合金综合性能优于 ME3 和 U dim et 720, 而采用 DMHT 工艺得到的盘心屈服强度比传统的低于 γ' 相溶解温度处理后的还要高, 盘缘强度也高于采用传统的高于 γ' 相溶解温度处理后的强度, 这主要是由于在进行 DMHT 工艺处理之前预先进行了细晶处理的结果。

表 3 总结了 Alloy10, ME3 和 LSHR 三种合金不同热处理下 704℃ 拉伸性能。从表 3 可见, 采用高(低) 于 γ' 溶解温度传统热处理的强度相差较大, 但是采用 DMHT 工艺处理则相差不大, 这是因为一般对合金盘坯进行 DMHT 工艺处理前或之后要进行低于 γ' 相溶解温度固溶处理, 而这步处理弥补了盘缘和盘心部位的强度差别, 避免了“弱连接”现象, 并且在保证盘缘性能的基础上, 可以使盘心性能进一步提高。

表 2 LSHR 合金所采用不同的热处理工艺及对应的晶粒度

Table 2 The corresponding grain grade of LSHR alloy performed by the different heat treatments

Heat treatment	Grain size	
	Bore	Rim
Subsolvus 1135℃(2. 5h) / Oil cooling/ Aging(815℃/ 8h)	11(8μm)	11. 3(7. 3μm)
Supersolvus 1171℃(2. 5h) / Fan cooling	7. 1(31μm)	6. 8(34μm)
DMHT 1135℃(2. 5h) / 1191℃(1h) / Oil cooling / Aging(815℃/ 8h)	12	5

表 3 Alloy10, ME3 和 LSHR 合金在不同热处理下 704℃ 的拉伸性能

Table 3 The tensile properties at 704℃ of Alloy10, ME3 and LSHR alloys performed by the different heat treatments

Alloy	Heat treatment	$\sigma_0. 2$ / MPa	UTS / MPa	EI / %
Alloy10	Subsolvus	1207. 5	1400. 7	9
	Supersolvus	1035	1345. 5	16
	DMHT/ Bore	1214. 4	1428. 3	10
	DMHT/ Rim	1062. 6	1366. 2	10
ME3	Subsolvus	1086. 8	1304. 1	16
	Supersolvus	1026. 7	1302. 0	17
	DMHT/ Bore	1076. 4	1200. 6	14
	DMHT/ Rim	1090. 2	1338. 6	18
LSHR	Subsolvus	1171. 8	1331. 8	11
	Supersolvus	1005. 3	1329. 4	16
	DMHT/ Bore	1207. 5	1373. 1	6
	DMHT/ Rim	1097. 1	1366. 2	7

第三代 NR_x 系列粉末高温合金是法国研制的, 其中对 NR3 和 NR6 合金研究最多。NR3 合金是法国宇航研究院(ONERA) 和斯奈克玛(SNECMA MO-TEURS) 公司在 N18 基础上开发的, 它的成分设计特点是降低了 Mo 元素含量, 避免了 TCP(Topologically close-packed) 相高温长时间工作下晶内和晶间析出。

加入了 0.33% 的难熔金属 Hf, 全面提高了合金性能。 γ' 相含量 50%~55%, γ' 溶解温度 1205℃, 密度为 $8.05\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$ [15]。其成型工艺过程为真空感应熔炼母合金, 氩气雾化粉末($\phi\leq 75\mu\text{m}$), 热压(低于 γ' 溶解温度), 热挤压(挤压比 7:1)和等温锻造成形。NR3 合金的标准热处理工艺为: 1175℃/4h ($R_c\approx 100\text{K}\cdot\text{min}^{-1}$) + 700℃/24h + 800℃/4h/Air cooling。

NR6 合金也属于 NR_x 系列, 相比于 NR3 合金, 用 W 部分取代了 Mo, γ' 相含量为 45.3%, 密度 $8.29\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$ 。成型与热处理工艺与 NR3 基本相同。相比于 N18 合金, NR3 和 NR6 合金的性能有了明显提高, 使得在 650℃ 以上温度下使用组织更稳定, 主要是避免了像在 N18 合金中容易生成的 TCP 相, 这是由于两种新型合金的成分进行了优化。

其它的新型高性能粉末高温合金还包括 CH98, KM4 和 SR3 等[16,17]。CH98 属于高强型粉末高温合金, 其 γ' 相含量达 60%。研究发现, 在该合金中加入一定量的 W 和 Nb 元素, 可以提高其拉伸强度和蠕变性能, 通过中间稳定化处理, 在不影响蠕变性能的前提下, 还能进一步提高合金的热加工性能。另外, KM4 合金通过调整 Nb 和 Ti 的含量不加入其它难熔金属来获得更多的冷却 γ' 相($\approx 55\%$), 而 SR3 则有更高的 Ti 和更低的 Al 含量, 并加入了适量的 Hf 元素, 以提高合金的强度, 其 γ' 相含量约为 47%。通过研究热处理对两种合金性能的影响发现, 对合金在时效前进行稳定化处理能够显著影响合金的拉伸强度和静态裂纹扩展抗力, SR3 合金的蠕变性能也会因微观结构的改变而变化, 但是对 KM4 合金影响却不明显, 其蠕变性能更依赖于合金成分。

4 高性能粉末高温合金研究方向

粉末高温合金的发展已经进行了近 40 年, 在生产工艺逐渐趋于成熟的条件下, 今后一系列性能更为优异的合金也将被相继开发出来, 今后具体发展方向可分为以下几个方面:

(1) 粉末制备

粉末的制备包括制粉和粉末处理。目前, 主要制粉工艺包括氩气雾化(AA)和等离子旋转电极法(PREP)都在积极改进, 尽量降低粉末粒度和杂质含量。沿着制造超纯净细粉方向发展。另外, 对粉末进行真空脱气和双韧化处理, 提高压实盘坯的致密度和改善材料的强度和塑性, 也是一个重要的研究内容。

(2) 热处理工艺

热处理工艺是制备高性能粉末高温合金的关键技

术之一, 由于在淬火过程中开裂问题经常发生, 因此, 如何选择合适的淬火介质或者合理的冷却曲线降低淬裂几率是热处理过程中的重要技术环节。如可以选择比水、油或盐浴更佳冷却速度的喷射液体或气体快冷, 以及采用两种冷却介质匹配形成高温区冷却速度慢低温区冷却速度快的冷却曲线, 还有可以采用二级盐浴冷却等, 希望从根本上消除淬火开裂问题, 得到低变形、无开裂的高性能粉末高温合金。

(3) 计算机模拟技术

计算机模拟技术现在逐渐成为粉末高温合金工艺中非常重要的研究内容。目前, 在欧美等国, 计算机模拟技术在粉末盘生产的全过程中都得到了应用。如利用计算机模拟预测淬火过程的应力分布及温度场分布情况, 优化设计合金成分、热等静压包套、锻造模具等, 随着粉末高温合金技术的不断发展, 计算机模拟技术的应用将会越来越广泛。

(4) 双性能粉末盘

双性能粉末盘的特点是具有剪裁结构的双重组织, 可以满足涡轮盘实际工况需要, 大大提高涡轮盘使用寿命。因此, 制备双性能涡轮盘对研制高推重比先进航空发动机是非常重要的。而双性能盘的制备技术复杂, 工艺难以掌握, 所以, 如何完善双性能粉末盘的制备工艺将是今后各国研究的重点。

5 结束语

由于粉末高温合金被首选用作高推重比航空发动机涡轮盘材料, 具有重要的战略意义, 因此各国对这方面的研究都比较重视。本国自从 20 世纪 70 年代末开展了粉末高温合金的研究以来, 也取得了长足的进步。已经进行了 FGH95 和 FGH96 两代合金的研制, 其中, 第三代 800℃ 以上粉末高温合金的预研已经立项。但就目前来说, 本国在涡轮盘材料和结构设计与国外的差距依然很大。为了满足国内发动机的迫切需求, 应当在参照国外先进制备工艺的基础上, 加大对大型先进设备的引进与投入, 争取实现跨越式发展, 早日实现本国高性能粉末盘的工程化应用。

参考文献

[1] 张义文. 俄罗斯粉末高温合金[J]. 钢铁研究学报, 1998, 10(3): 74-76.
[2] 邹金文, 汪武祥. 粉末高温合金研究进展与应用[J]. 航空材料学报, 2006, 26(3): 244-250.
[3] 胡本英, 陈焕铭, 金开生, 等. FGH95 高温合金的静态再结晶机制[J]. 中国有色金属学报, 2004, 14(6): 901-906.

振动台实验。其中静力实验的开展占全部抗震性能实验的 80% 以上。因此, 应该加强拟动力实验及地震模拟振动台实验。

(2) CFRP 延伸率较小, 对改善被加固构件的延性贡献有限, 因此, 可采用混杂纤维增强塑料(譬如在 CFRP 中掺入延伸率较高的玻璃纤维) 提高其韧性和断裂延伸率。

(3) 深入研究 CFRP 对不同截面构件的约束性能, 提出相应的简化计算公式。构件的截面形状直接影响了 CFRP 的约束效果。大多数研究仍停留在矩形和圆形上, 没有充分考虑其它截面形式(如空心截面), 今后应加强此方面的实验研究和理论研究。

(4) 进一步深入和完善 CFRP 约束混凝土结构和构件抗震性能的研究。在建立准确的恢复力模型的基础上, 得出 CFRP 约束混凝土结构和构件在地震作用下的合理计算方法, 从而为 CFRP 约束混凝土抗震设计提供更为准确的参考。

参考文献

[1] TENG J G, CHEN J F, SMITH S T, et al. FRP Strengthened RC Structures[M]. New York: John Wiley & Sons, Ltd, 2002.

[2] 张轲, 岳清瑞, 叶列平. 碳纤维布加固钢筋混凝土柱滞回耗能分析

(上接第 53 页)

[4] 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, 14(6): 30- 43.

[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] TELESMA N J, KANTZOS P, GAYDA J, et al. Microstructural variables controlling time-dependent crack growth in a P/M superalloy[A]. GREEN K A, POLLOCK T M, HARADA H, et al. Superalloy, 2004[C]. Warrendale: TMS, 2004. 215- 224.

[7] GAYDA J. Alloy10: A 1300° F Disk Alloy[R]. Washington: NASA /TM- 210810, 2001.

[8] GAYDA J, FURRER D. Dual-microstructure heat treatment[J]. Advance Materials & Process, 2003, (7): 36- 40.

[9] GAYDA J, GABB T P, KANTZOS P T. Heat treatment devices and method of operation thereof to produced dual microstructure superalloy disks[P]. US Patent: 6660110B1, 2003- 12- 09.

[10] GABB T P, TELESMA N J, KANTZOS P T, et al. Effect of high temperature exposure on fatigue life of disk[A]. GREEN K A, POLLOCK T M, HARADA H, et al. Superalloy, 2004[C]. Warrendale: TMS, 2004. 269- 274.

[11] MOURER D P, WILLIAMS J L. Dual heat treat process development for advanced disk applications[A]. GREEN K A, POLLOCK T M, HARADA H, et al. Superalloy, 2004[C]. Warrendale: TMS, 2004. 401- 408.

[12] GABB T P, ELLIS D L, KENNETH M, et al. Detailed micro-

及目标延性系数确定[J]. 工业建筑, 2001, 31(6): 5- 8.

[3] 赵彤, 刘明国, 谢剑, 等. 碳纤维布改善高强混凝土柱延性的实验研究[J]. 地震工程与工程振动, 2001, 21(4): 46- 52.

[4] COLE C. FRP Jacketed Reinforced Concrete Columns[R]. Detroit: University of Missouri, 2001.

[5] WONG HO MAN. Behavior of Columns Wrapped with FRP[D]. Hong Kong: Hong Kong Polytechnic University, 1999.

[6] 卓卫东. 桥梁延性抗震设计研究[D]. 上海: 同济大学, 2000.

[7] 许成祥, 李忠献, 蔡卫东, 等. 碳纤维布加固钢筋混凝土短柱在反复荷载下的受力性能实验研究[J]. 武汉大学学报(工学版), 2002, 35(4): 92- 96.

[8] 张柯, 岳清瑞, 叶列平, 等. 碳纤维布加固混凝土柱改善延性的实验研究[J]. 工业建筑, 2000, 30(2): 16- 19.

[9] NANNI A, NORRIS M S. FRP jacketed concrete under flexure and combined flexure-compression[J]. Construction and Building Materials, 1995, 9(5): 273- 281.

[10] 李忠献, 许成祥, 景萌, 等. 碳纤维布加固钢筋混凝土短柱的抗震性能实验研究[J]. 建筑结构学报, 2002, 23(6): 41- 48.

[11] 赵彤, 周晓洁, 谢剑. 碳纤维布改善钢筋混凝土柱($\lambda=1.5$)抗震性能的实验研究[J]. 建筑技术开发, 2002, 29(12): 10- 13.

收稿日期: 2006-05-08; 修订日期: 2006-09-30

作者简介: 张剑(1979-), 男, 助理工程师, 硕士研究生, 主要从事建筑结构工程研究, 联系地址: 陕西省西安市空军工程大学工程学院五系研究生 15 队(710038)。

structure characterization of the disk alloy ME3[R]. Washington: NASA/TM- 213066, 2004.

[13] MOURER D P, HURON E S, BAIN K B, et al. Superalloy optimized for high-temperature performance in high pressure turbine disk[P]. US Patent: 6521175B1, 2003- 02- 18.

[14] GAYDA J, GABB T P, KANTZOS P T. The effect of dual microstructure heat treatment on an advanced nickel-base disk alloy[A]. GREEN K A, POLLOCK T M, HARADA H, et al. Superalloy, 2004[C]. Warrendale: TMS, 2004. 323- 330.

[15] LOCQ D, CARON P, RAUJOLS, et al. On the role of tertiary γ' precipitates in the creep behaviour at 700°C of a PM disk superalloy[A]. GREEN K A, POLLOCK T M, HARADA H, et al. Superalloy, 2004[C]. Warrendale: TMS, 2004. 179- 188.

[16] GAYDA J. The effect of tungsten and niobium additions on disk alloy CH98[R]. Washington: NASA/TM- 212471, 2003.

[17] SCHIRRA J J, REYNOLDS P L, HURON E S, et al. Effect of microstructure (and heat treatment) on the 649°C properties of advanced P/M Superalloy disk materials[A]. GREEN K A, POLLOCK T M, HARADA H, et al. Superalloy, 2004[C]. Warrendale: TMS, 2004. 341- 350.

收稿日期: 2006-08-16; 修订日期: 2006-12-12

作者简介: 胡本芙(1937-), 男, 教授, 博士生导师, 主要从事粉末高温合金的研究, 联系地址: 北京科技大学材料科学与工程学院(100083)。