

引文格式: 江河,董建新,张麦仓,等. 800℃以上服役涡轮盘用难变形镍基高温合金研究进展[J]. 航空制造技术, 2021, 64(1/2): 62-73.

JIANG He, DONG Jianxin, ZHANG Maicang, et al. Development of typical hard-to-deform nickel-base superalloy for turbine disk served above 800℃ [J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2021, 64(1/2): 62-73.

# 800℃以上服役涡轮盘用难变形 镍基高温合金研究进展\*

江河,董建新,张麦仓,姚志浩

(北京科技大学材料科学与工程学院,北京 100083)

[摘要] 大推重比航空发动机涡轮盘需在更高温度下服役,为满足更高温度服役航空发动机涡轮盘材料的需求,在新合金的发展过程中合金化程度和 $\gamma'$ 相含量逐渐提高。其中GH4151、GH4175和GH4975合金是800℃以上服役变形高温合金的典型代表。对难变形高温合金国内外的的发展趋势、3种典型合金的特征和发展过程进行了概述,并对难变形高温合金制备过程中开坯工艺和超塑性等问题进行了探讨。为充分发挥800℃以上服役高相含量难变形高温合金的优势和作用,需对合金成分设计特点、组织特性、热变形和超塑性变形过程中相的作用机制等方面开展相应的理论研究工作。

关键词: 变形高温合金; 难变形; 开坯工艺; 超塑性; 高 $\gamma'$ 相含量

DOI:10.16080/j.issn1671-833x.2021.01/02.062



江河

讲师、博士,研究方向为高温合金,主要涉及高温合金的冷热变形机理、动态再结晶机制、合金成分的优化设计、长期服役组织稳定性、高温合金的应力松弛机制等。

随着航空工业的发展,发动机的推重比不断提高,航空发动机作为飞机的“心脏”,在其研发过程中材料起到了至关重要的作用。镍基高温合金是现役航空发动机涡轮盘的主要材料。为满足更高推重比航空发动机的需求,涡轮前温度不断提升,急需更高温服役的高温合金涡轮盘材料。美国、俄罗斯、英国、日本等均致力于开发800℃以上服役的涡轮盘用高温合金<sup>[1]</sup>。

高温合金起源于传统的80Ni20Cr电工钢,在其中添加Al、Ti元素形成的 $\gamma'$ 强化相为合金提供了良好的高温性能,在此基础上通过元素添加和成分调整发展为现今庞大

的高温合金家族。随着高温合金服役工况的日益严苛,为获得更高温度服役的高性能镍基高温合金, $\gamma'$ 相含量不断增加。高性能航空发动机涡轮盘用高温合金的 $\gamma'$ 相质量分数在35%以上,而800℃以上服役的新型高温合金的 $\gamma'$ 相质量分数可高达50%以上<sup>[2]</sup>。

## 难变形高温合金的发展

### 1 国内外发展趋势

欧美在新型变形高温合金盘材的研发过程中更加注重服役性能与制备工艺性能之间的平衡,主要研发思路是对基础合金的化学成分进行微调并对合金制备技术进行相应

\*基金项目: 国家自然科学基金(51701011); 中央高校基本业务费(FRF-TP-19-038A2); 无锡市产业前瞻与关键技术研发项目。

的改进,从而获得高性能的新合金,且在合金研制过程中要求材料具备高的成材率与良好的成本可控性<sup>[3]</sup>。例如在Udmit710合金基础上通过降低C、B含量,并适当控制Al、Ti含量,发展了Udmit720Li合金;在René88DT粉末高温合金基础上通过成分调整发展出René65变形高温合金<sup>[4]</sup>,该合金力学性能与第二代粉末合金相当,但承温能力低于BЖ175等新型俄系合金。

俄罗斯在高性能涡轮盘材的研制中以铸锻工艺为主,成本低于粉末冶金涡轮盘,质量与粉末盘相当。俄罗斯在难变形高温合金的制备过程中普遍采用了等温锻造工艺<sup>[5]</sup>。俄罗斯的变形高温合金盘材以高热强性为主要特点和优势,通过长期的研究和发 展已形成了700~850℃服役的盘件系列合金,主要有ЭП742、BЖ175、ЭП975等。其中的典型代表BЖ175合金长期服役温度达到800℃以上,综合性能与第四代粉末高温合金相当,大量应用在俄罗斯最新开发的ПД-14与ПД-35等大型商用发动机上。与传统俄系变形高温合金有所不同,BЖ175合金奥氏体晶粒大幅度细化且疲劳性能显著提高,表明俄系合金在追求热强性的同时也开始注重疲劳性能和服役寿命<sup>[6]</sup>。

日本国立材料科学研究所(NIMS)最近研发的新型Ni-Co基变形高温合金(TMW合金)的承温能力可达725℃,接近最强商用粉末高温合金水平<sup>[7]</sup>,该合金服役温度高于典型的先进商用变形高温合金GH4720Li<sup>[7-8]</sup>。

我国高温合金的研发工作始于20世纪60年代,经过半个多世纪的发展,在吸收国外合金特点并结合自身特色进行改进的过程中,发展了一系列变形高温合金,重点研制的合金牌号有GH4169、GH4738、GH4742、GH4720Li等。近年来,随着航空工

业发展的需求,我国也开展了相应的800℃以上服役高相含量难变形高温合金的研发工作,代表性的合金牌号有GH4151、GH4175、GH4975等。该类合金与传统的涡轮盘用高温合金相比合金化程度更高、 $\gamma'$ 相质量分数显著提高至50%以上,相的回溶温度升高至1200℃左右,与之相适应的高温力学性能也得到显著提升,如图1所示<sup>[6,9]</sup>。

## 2 难变形高温合金的发展难点

在难变形高温合金的发展过程中,元素添加和 $\gamma'$ 相含量的提高均是“双刃剑”。合金元素成分的提高为高温合金带来良好高温性能的同时也使合金的组织控制变得愈发困难; $\gamma'$ 相含量的提高为合金提供良好的析出强化效果的同时也对合金的变形过程和工艺提出了新的挑战。高 $\gamma'$ 含量为高温合金带来高性能的同时,也对合金的加工制备带来了高难度,主要表现为变形抗力提高,热塑性下降和热加工温度窗口缩窄<sup>[10]</sup>。有研究表明,高温合金的可锻性与 $\gamma'$ 相的含量直接相关,随着高温合金中 $\gamma'$ 相含量的提升,热加工温度窗口缩窄为几十度,如图2所示。高 $\gamma'$ 相含量的变形高温合金在热变形过程中易发生开裂、组织失稳等问题,对涡轮盘的制备带来了极大的困难。

以往对于 $\gamma'$ 相质量分数50%以上的高温合金定义为不可锻合金,在热变形过程中会发生开裂,热变形后的组织也难以控制。随着制造装备水平的提高和热变形机理的深入认知,近年来高温合金领域开展了一系列高 $\gamma'$ 相含量变形高温合金的研究工作,使GH4151、GH4175、GH4975等一系列 $\gamma'$ 相质量分数超过50%的变形高温合金的锻造成形成为可能。但是该类高温合金的热加工问题依旧存在,工艺参数稍有不当就会在热变形过程中发生开裂、混晶、组织失稳等现象,图2中也展示了GH4975合金的锻造开裂现象。该现象并非偶然,在同类合金研究 中也有报道<sup>[11]</sup>,热变形过程组织控制困难仍是高 $\gamma'$ 相变形高温合金发展过程中的共性难题。

## 3 典型难变形高温合金

目前,较为成熟的涡轮盘用镍基变形高温合金包括:GH4169、GH4738、GH4742、GH4720Li、GH4065A等,其最高使用温度都在650~750℃之间<sup>[12-13]</sup>。合金化程度更高的GH4151、GH4175、GH4975一系列合金长期服役目标温度为800℃以上。典型牌号合金的成分如表1<sup>[12,14-17]</sup>所示。

650℃用铁镍基变形高温合金Inconel718由美国国际镍公

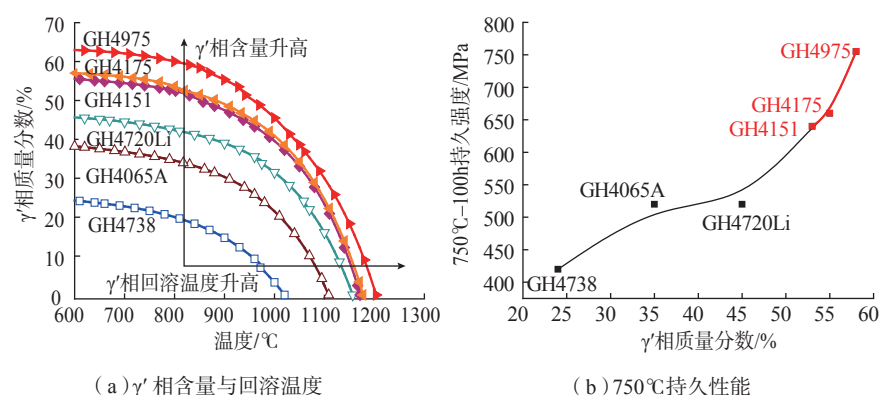


图1 典型涡轮盘用高温合金成分-组织-性能关联性

Fig.1 Relationship between chemical composition-microstructure-mechanical properties of typical superalloy for turbine disk

司(INCO Alloys International)Huntington分公司的H. L. Eiselstein研制成功,我国于1968年开始跟踪仿制,国内牌号为GH4169<sup>[18]</sup>。在Inconel718合金基础上,将Fe质量分数由18%降为10%,加入1%的W和9%的Co,调整Al+Ti以及Al/Ti,并适当提高Nb成分而研制成功700℃用铁镍基变形高温合金涡轮盘材料Inconel718Plus(国内相近牌号为GH4169Plus)<sup>[12]</sup>。

GH4742合金是一种中等合金化程度镍基变形高温合金,俄罗斯的相近合金牌号为ЭП742<sup>[19]</sup>。GH4742合金以 $\gamma'$ 相为主要强化相,在完全热处理条件下 $\gamma'$ 相质量分数可达35%,使其具有较好的综合性能,广泛用于550~800℃温度范围内工作的航空发动机涡轮盘、压气机盘、承力环等关键零部件<sup>[20]</sup>。ЭК79是ЭП742的改型,具有良好的综合性能,代替ЭП742合金做涡轮盘可以提高发动机的性能或延长其使用寿命<sup>[21]</sup>。

René65(国内相近牌号GH4065)是美国ATI Allvac公司与GE发动机公司研制的一种新型镍基变形高温合金<sup>[22]</sup>,该合金在粉末高温合金René88DT基础上适当调整了C、Fe等组元的成分以适合变形工艺,其长期服役温度为700℃,短时温度可达到750℃。René65合金

涡轮盘已在Leap系列航空发动机中大量成功应用<sup>[6]</sup>。

GH720Li合金即为国产化的Udimet720Li合金(简称U720Li合金)。U720Li合金是由美国Special Metals公司开发的一种高强度时效强化型高温合金。该合金是以 $\gamma'$ 相为主要强化相,并以Mo、W、Cr、Co等元素固溶强化的镍基高温合金。其使用温度达到730℃,具有优异的力学性能、抗腐蚀和抗氧化性能<sup>[23]</sup>,可用于制造航空发动机涡轮盘,已广泛应用于Allison公司的T800、T406、GMA2100和GMA3007等发动机中<sup>[24]</sup>。AD730合金是法国A&D公司在Udimet720Li合金的基础上研制成功的一种涡轮盘用镍基变形高温合金<sup>[14]</sup>。

俄罗斯涡轮盘用变形高温合金的发展过程中突出对合金热强性的要求,因此通过提高合金化程度在ЭП742合金基础上发展了ЭК151、ВЖ175、ЭП975一系列高强度、高热强性合金,长期服役温度可达800~850℃,其中ЭП975合金被认为是目前采用传统熔炼加变形工艺生产的热强性水平最高的涡轮盘用变形高温合金<sup>[21]</sup>。我国近年来也开展了相近牌号合金的研发工作,国内近似的合金牌号为GH4151、GH4175、GH4975,对该类合金的均匀化工艺、超塑性变形、热挤压开坯等进行了相关研究<sup>[6, 16, 25]</sup>。

#### 4 高合金化难变形高温合金成分设计特点

通过表1的比对可以看出,

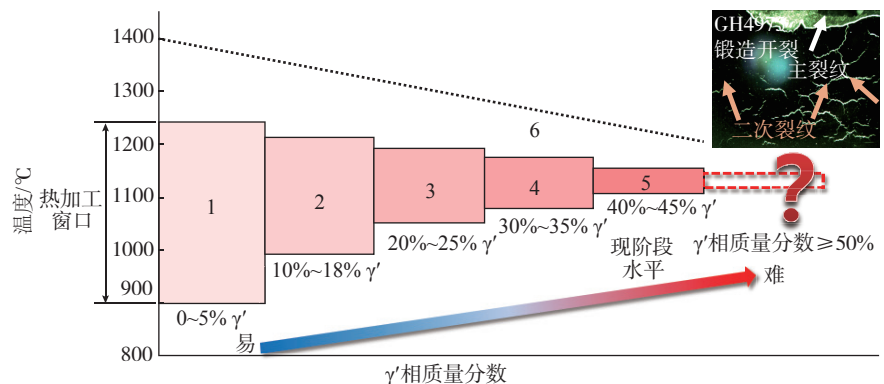


图2 高温合金 $\gamma'$ 相数量与高温合金的可锻性范围的关系

Fig.2 Relationship between deformation temperature and mass fraction of phase in superalloy

表1 典型牌号变形高温合金成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of typical wrought superalloy

合金牌号	C	Co	Cr	W	Mo	Al	Ti	Nb	Fe	Ni
GH4169	0.025	—	18.10	—	2.80	0.45	1.00	5.40	18.00	余量
GH4738	0.035	13.25	19.40	—	4.25	1.30	3.00	—	—	余量
GH4742	0.052	10.40	14.15	—	5.03	2.51	2.56	2.62	0.53	—
GH4065	0.011	12.98	15.93	4.02	4.03	2.12	3.78	0.72	1.01	余量
GH4720Li	0.012	14.96	16.03	1.23	2.698	2.53	5.01	—	—	余量
AD730	0.015	8.50	15.7	2.70	3.10	2.25	3.5	1.10	4.00	余量
GH4151	0.060	14.93	10.86	2.93	4.41	3.62	2.73	3.26	—	余量
GH4175	0.060	15.50	10.00	3.00	4.50	4.00	2.50	4.50	0.10	余量
GH4975	0.115	15.58	7.96	10.22	1.18	5.01	2.49	1.66	0.10	余量

800℃以上服役的高 $\gamma'$ 相含量难变形高温合金为得到更好的高温性能,合金中添加了大量的合金元素,成分设计与传统涡轮盘用高温合金相比存在明显差异。与600~750℃服役的高温合金相比,GH4151、GH4175、GH4975等800℃以上服役的难变形高温合金中 $\gamma'$ 相形成元素(Al+Ti+Nb)的质量分数更高,最高可达10%以上,在组织上表现为更高的 $\gamma'$ 相含量。此外,该类合金的C质量分数明显高于普通变形高温合金。C元素的添加可形成碳化物对合金起到一定的强化作用,阻止合金的晶粒长大和晶粒变形<sup>[26]</sup>,但是C含量过高,可能形成大块一次碳化物或在晶界形成膜状碳化物,对合金性能会产生不利影响<sup>[27]</sup>。该类碳化物处理不当极易使其成为裂纹源导致合金在热变形过程中的开裂现象。值得一提的是,碳化物对合金性能的影响规律十分复杂,俄罗斯在盘材设计过程中C质量分数一般是0.03%~0.08%<sup>[5]</sup>,随着合金热强性水平的提高,C质量分数的上限可提高至0.14%~0.16%<sup>[21]</sup>。而欧美系的盘材合金C元素含量一般较低,如Udmit720Li(GH4720Li)、René65(GH4065)为保证疲劳性能,C质量分数上限分别控制在0.012%和0.011%<sup>[6]</sup>。

此外,高 $\gamma'$ 相难变形高温合金中Co元素的质量分数基本在15%左右乃至更高,如表1所示。英国开发的新一代镍基高温合金中Co元素质量分数高达27%<sup>[1]</sup>。TMW合金在研发过程中增加了Co和Ti的质量分数,Co质量分数一般选在22%~26%<sup>[7]</sup>。Co元素可以提高合金的组织稳定性,Ti可以增加合金的强度<sup>[28]</sup>。在 $\gamma'$ 相结构中Co可替代Ni原子的位置,而W主要替代Al原子 $\gamma'$ 的位置,其他元素原子的代位作用使 $\gamma'$ 相化学构成发生变化的同时也会使其性能、稳定性发生改变。随着

合金中Co元素含量的增加,合金中 $\gamma'$ 相的化学组成和性质也会发生相应的变化。如Co和Ti可分别替代 $\gamma'$ 中Ni和Al的位置形成(Ni,Co)<sub>3</sub>(Al,Ti),起到优化 $\gamma'$ 相的作用,有利于实现扩展中温服役区强化效应,而在高温加工区强化效应可能迅速衰减<sup>[7]</sup>;Co、W的代位作用会降低 $\gamma$ - $\gamma'$ 的错配度<sup>[29]</sup>。富含Ni、Co、Al、Ti的 $\gamma'$ 相可看作是Ni<sub>3</sub>Al和Co<sub>3</sub>Ti的组合。研究表明Ni<sub>3</sub>Al和Co<sub>3</sub>Ti反常屈服现象与温度的关联性存在明显差异,Co<sub>3</sub>Ti的反常屈服峰值温度比Ni<sub>3</sub>Al高约100℃,但1000℃以上Co<sub>3</sub>Ti的强度低于Ni<sub>3</sub>Al<sup>[7]</sup>,从而对合金性能和变形行为等产生影响。

$\gamma'$ 相在高温合金中的行为与 $\gamma$ - $\gamma'$ 错配度密切相关,尤其是对于 $\gamma'$ 相含量高于40%的高温合金。几种典型变形高温合金中 $\gamma'$ 相含量与 $\gamma$ - $\gamma'$ 错配度(错配度取绝对值)的关系总结如图3所示(利用Jmatpro商用软件采用表1的合金成分计算获得)。值得注意的是随着合金化程度和 $\gamma'$ 相含量的升高,错配度并未逐步提升,尤其是GH4975、GH4175等 $\gamma'$ 相质量分数大于50%的难变形高温合金,错配度与相含量相对较低的GH4720Li合金 $\gamma'$ 相当。错配度是

$\gamma'$ 相与 $\gamma$ 基体之间协调性的直观体现,随着 $\gamma'$ 相含量升高、合金变形难度增大,协调性对热变形的影响更为重要。

### 3 种典型难变形高温合金

为满足高性能航空发动机的研发需求,更高温度服役涡轮盘用高温合金的研发工作迫在眉睫,下面对服役温度800℃以上的3种典型高 $\gamma'$ 相含量难变形高温合金特点进行简要分析。

#### 1 GH4151 合金

GH4151合金对应俄罗斯牌号为ЭК151,ЭК151合金是全俄航空材料研究院(ВИАМ)在20世纪90年代左右研发的一种镍基难变形高温合金,并在多款俄系发动机涡轮盘上得到应用。该合金除了Cr、Mo、W等固溶元素之外,时效强化元素Al、Ti、Nb质量分数之和高达10%,超过了美国的Udimet720Li以及俄罗斯的ЭП742等难变形高温合金。有报道称为提高合金的性能,ЭК151合金研发过程中添加了La、Ce、Sc等稀土元素,稀土元素的总质量分数不超过0.135%,但具体元素作用和控制范围无详细描述<sup>[30]</sup>。由于GH4151合金高合金化的特点, $\gamma'$ 相质量分数高达54%,表现出优

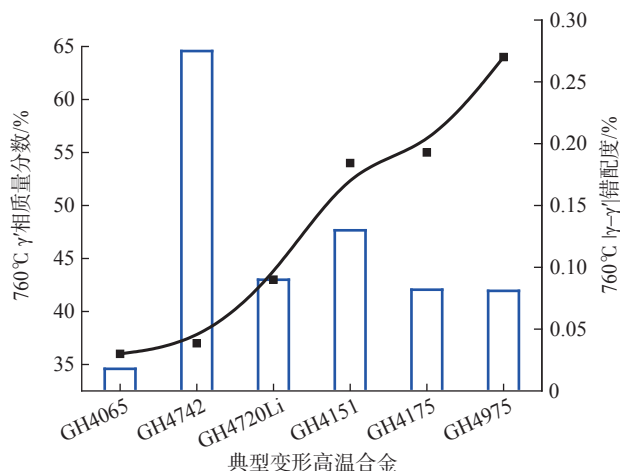


图3 典型变形高温合金中 $\gamma'$ 相含量与 $\gamma$ - $\gamma'$ 错配度的关系

Fig.3 Relationship between  $\gamma'$  mass fraction and  $\gamma$ - $\gamma'$  mismatch in typical wrought nickel-base superalloy

异的热强性,作为涡轮盘件材料其承温能力可高达 800℃。俄罗斯已可采用铸锻工艺制备直径 320 mm 的 ЭК151 合金盘锻件<sup>[31]</sup>。俄罗斯第五代航空发动机和乌克兰较先进的发动机均已使用该合金制造涡轮盘,性能水平明显高于 GH4079(ЭК79)<sup>[32]</sup>,该合金在我国高推比发动机中也具有较好的应用前景<sup>[33]</sup>。

利用 JMatPro 商用软件采用表 1 成分计算 GH4151 合金的各相析出量与温度之间的关系如图 4 所示。结果表明合金中的主要平衡相为  $\gamma'$  相和  $\mu$  相,以及  $M_{23}C_6$ 、 $M_6C$  和 MC 碳化物。典型的铸态组织析出相形貌如图 5 所示<sup>[33]</sup>,铸态组织中存在块状的  $\gamma' + \gamma$  共晶相,以及富 Nb 或 Ti 的一次 MC 碳化物(图 5(a));铸态组织中的  $\gamma'$  相呈立方形貌(图 5(b))。在最新的研究报道中通过差热分析、电子探针射线显微分析等手段相结合,在 GH4151 合金铸锭中发现有 Laves 相和  $\eta$  相,如图 6 所示<sup>[34]</sup>。

与常用的俄系变形高温合金 ЭК79、ЭП742 相比,ЭК151 在同等温度下具有更好的蠕变、疲劳抗性以及更优越的持久性能。然而由于大量合金元素的添加,也会导致熔炼过程中出现严重的偏析,并且合金变形抗力大,加工难度大。全俄航空材料研究院制定的 ЭК151 标准热处理制度为 1110~1120℃保温 +1160℃保温/空冷 +850℃保温/空冷 +760℃保温/空冷,晶粒尺寸控制在 5~6 级<sup>[31]</sup>。我国针对现有 GH4151 合金的研究报道较少,主要集中于铸态组织特征和均匀化工艺的研究<sup>[33]</sup>,在合金的热变形和超塑性方面仅有少量报道<sup>[35]</sup>。

## 2 GH4175 合金

GH4175 合金是在俄罗斯 BЖ175 系列合金体系的基础上发展起来的,是 GH4151 合金的升级合金。GH4175 合金中 W+Mo 质量分数超过 7%,Al+Ti+Nb 质量分数超

过 10.5%,时效状态下  $\gamma'$  质量分数超过 58%,超过部分铸造高温合金<sup>[36]</sup>。BЖ175 合金与传统俄系高温合金的工艺路线有所不同,采用细晶锻造 + 亚固溶处理这样一种更偏向于欧美的工艺路线,使合金具有良好的高温强度和疲劳性能,在 PD-14 发动机上有广泛的应用<sup>[16]</sup>。

利用 JMatPro 商用软件采用表 1

合金成分计算 GH4175 合金的各相析出量与温度之间的关系如图 7 所示。合金中的析出相种类与 GH4151 合金基本一致,主要为  $\gamma'$  相和碳化物,但  $\gamma'$  相的回溶温度更高,可达 1185℃。GH4175 铸态组织中的析出相主要为  $\gamma'$  相、一次碳化物((Nb,Ti)C)和分布在枝晶间的共晶组织, $\gamma'$  相呈现出不规则的立方形状貌,如图

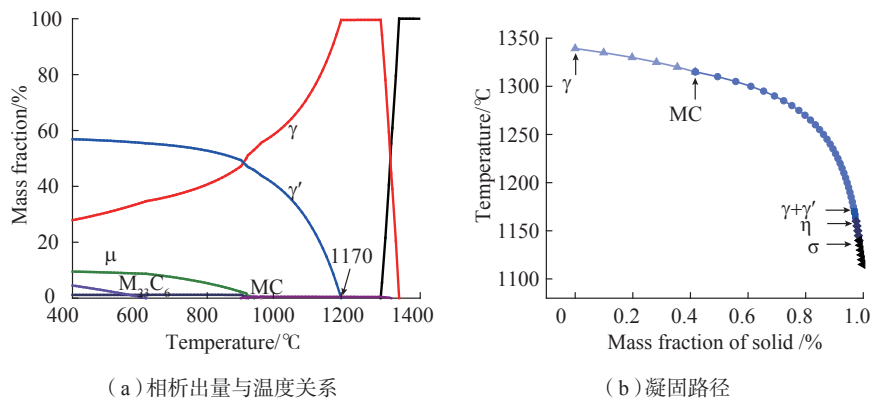


图4 GH4151合金模拟计算结果

Fig.4 JMatPro calculation result of GH4151 superalloy

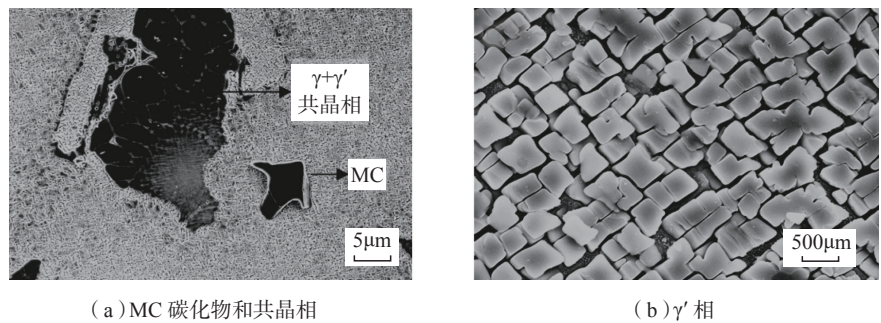


图5 GH4151合金铸态组织典型形貌

Fig.5 Typical microstructure of as-cast GH4151 superalloy

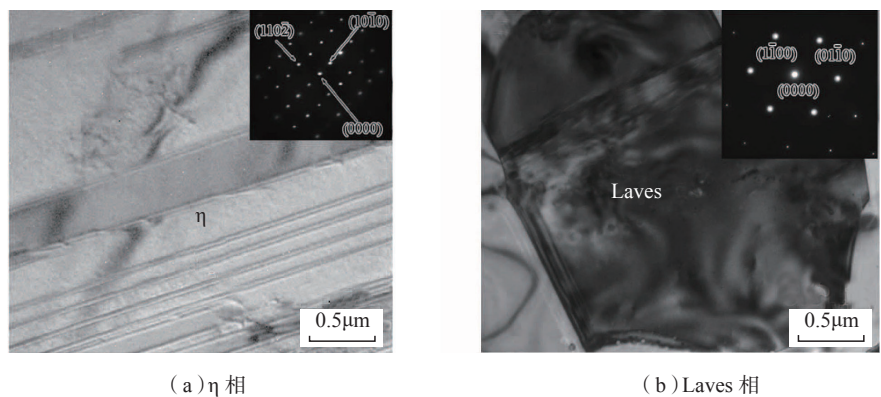


图6 GH4151合金透射电镜形貌

Fig.6 TEM morphology of alloy GH4151

8 (a) 所示。通过细晶锻造和亚固溶处理制度获得 GH4175 合金盘件, 微观组织形貌如图 8 (b) 所示<sup>[16]</sup>。晶界上一次相尺寸为 2~5 $\mu\text{m}$ , 晶内立方二次相尺寸为 80~300nm, 在二次相间分布着尺寸为 20~40nm 的三次相。

GH4175 合金不同热处理制度

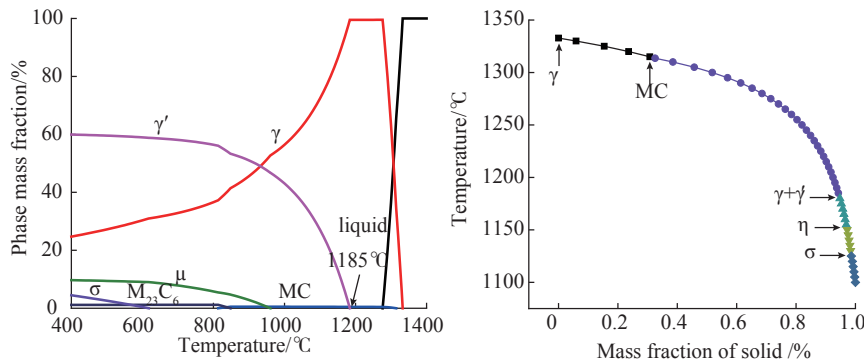
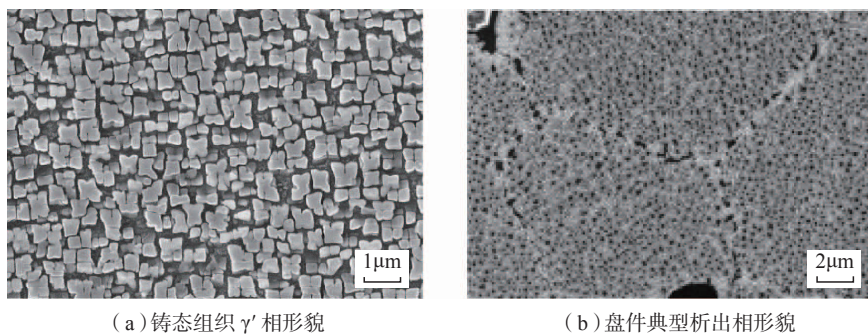


图7 GH4175合金相析出量与温度关系的热力学计算结果

Fig.7 JMatPro calculation results of the relationship between phase precipitation amount and temperature in GH4175 superalloy



(a) 铸态组织  $\gamma'$  相形貌

(b) 盘件典型析出相形貌

图8 GH4175合金微观组织

Fig.8 Microstructure of alloy GH4175

下的力学性能如表 2<sup>[16]</sup> 所示。在过固溶热处理制度下, 750 $^{\circ}\text{C}$  以下的拉伸强度略低于亚固溶制度, 但过固溶处理后蠕变性能优于亚固溶制度。

### 3 GH4975 合金

GH4975 合金对应的俄罗斯合金牌号为  $\Theta\Pi 975$ , 是一种通过铸锻工艺获得的具有高热强性的涡轮盘

用变形高温合金<sup>[13]</sup>, 是在  $\Theta\Pi 742$  合金基础上进一步提高合金化程度和强度获得的, 该合金目前已用于俄罗斯第五代军用发动机的涡轮转子, 直径约 300mm<sup>[21]</sup>。GH4975 的合金化程度极高, 该合金时效状态下  $\gamma'$  相质量分数可高达 64%, 可在 850~950 $^{\circ}\text{C}$  长期服役, 其在 850 $^{\circ}\text{C}$  以上的综合性能与现有其他合金相比具备独特的优势<sup>[17]</sup>。该合金采用了综合强化的方式, 成分设计的另一个特点就是 W 的质量分数很高, 达到 10%, 高 Cr+Co+W 是俄罗斯发展的系列合金普遍采用的一种强化方式; W 具有高的熔点和低的扩散系数, 可以提高合金的蠕变性能<sup>[25]</sup>。除此之外, 需要格外注意的是, GH4975 合金中的 C 的质量分数明显高于普通变形高温合金, 达到 0.1%, 这也使 GH4975 合金工艺制定和组织控制过程中需更加关注碳化物的演化规律。

采用 JMatPro 商用软件计算 GH4975 合金的各相析出量与温度之间的关系如图 9 所示<sup>[37]</sup>。GH4975 合金主要析出相为  $\gamma'$  相, 回溶温度超过 1200 $^{\circ}\text{C}$ ; 热力学计算结果表明合金中还包括 MC、 $M_6C$ 、 $M_{23}C_6$  碳化物, 以及  $\mu$  相和  $\sigma$  相。850 $^{\circ}\text{C}$  时合金中  $\gamma'$  相的平衡质量分数为 60% 左右, 高于合金 GH4720Li (850 $^{\circ}\text{C}$  下  $\gamma'$  相的平衡质量分数约为 40%)、接近 K417G 等铸造高温合金的水平。极

表2 GH4175合金不同热处理制度下力学性能对比

Table 2 Mechanical property comparison of GH4175 superalloy after different solution treatments

Heat treatment	$T/^{\circ}\text{C}$	Tensile strength				Rupture		
		$R_m/\text{MPa}$	$R_c/\text{MPa}$	$A/\%$	$Z/\%$	$\sigma/\text{MPa}$	$t/\text{h}$	$A/\%$
Sub-solution	23	1624	1196	17	16	—	—	—
	650	1536	1123	13	15	1050	148	4
	750	1230	1070	10	10	650	81.7	12
	800	1110	965	8	10	500	36.2	25
Sup-solution	23	1513	1191	15	16	—	—	—
	750	—	—	—	—	700	90.4	2.9
	800	1150	1020	6	8	530	114	7.0

高的  $\gamma'$  相含量和回溶温度,使合金在 850℃ 以上仍可保持优良的综合力学性能,但也使合金的热加工窗口进一步缩窄,变形和组织控制难度增加。因 GH4975 合金的碳的质量分数高于 0.1% 且含有大量强碳化物形成元素 Nb、Ti 及 W,在凝固过程中极易析出 MC 碳化物,从凝固路径的

计算结果中可以看出 MC 碳化物在凝固过程中先于基体发生凝固,开始凝固温度接近 1400℃。

GH4975 合金的铸态组织形貌如图 10 所示<sup>[25]</sup>。铸态组织主要是大量不规则立方状的一次相,并且在  $\gamma$  基体通道中有大量的细小、球状的二次  $\gamma'$  相,如图 10 (a) 所示。GH4975

合金中一次 MC 碳化物主要富 Nb、Ti 和少量的 W,共晶相主要富 Ni、Co 和 Al (图 10 (b))。在 GH4975 合金铸态组织热变形的研究中发现碳化物一方面因自身开裂会成为裂纹源,另一方面碳化物在变形过程周围的应力集中会使基体开裂。而适当的均匀化处理可提高合金的热塑性,减少开裂。张北江等<sup>[38]</sup>对 GH4975 合金在  $\gamma+\gamma'$  双相细晶组织状态下的热变形行为进行了研究,合金在  $1 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$  的变形条件下展现出优良的热塑性<sup>[6]</sup>。

$\Xi\Pi975$  合金是目前公认采用传统铸锻工艺生产的热强性水平最高的涡轮盘用变形高温合金。 $\Xi\Pi975$  合金与  $\Xi K151$  合金不同条件下力学性能比如图 11 所示<sup>[21]</sup>, $\Xi\Pi975$  合金的持久性能明显优于  $\Xi K151$  合金,在 850℃ 下仍保持较好的持久强度;室温和 650℃ 下  $\Xi\Pi975$  合金的抗拉强度略低于  $\Xi K151$  合金,但在 750~850℃ 时仍保持较好的性能。

### 难变形高温合金开坯工艺特征

虽然难变形高温合金具有优良的高温力学性能,为更高温度服役航空发动机涡轮盘的研发提供了良好的候选材料,但是该类合金的热变形一直是一大难点。对于  $\gamma'$  相质量分数超过 50% 的难变形高温合金而言,在多火次循环加热-变形过程中,很容易产生晶粒组织不均匀、异常组织、无  $\gamma'$  相析出区域、缺口敏感性等问题。

涡轮盘用变形高温合金均质细晶棒材的制备是先进发动机涡轮盘研制和生产的核心环节和基础。难变形高温合金的合金化程度高,强化相含量高,变形抗力大,导热性能差,塑性较低,热加工温度范围窄,采用常规的锻造开坯工艺常会存在诸如裂纹、竹节、难以成形等问题,成品率低,难以顺利进行热加工<sup>[39]</sup>。因此,难变形高温合金开坯环节也成为制

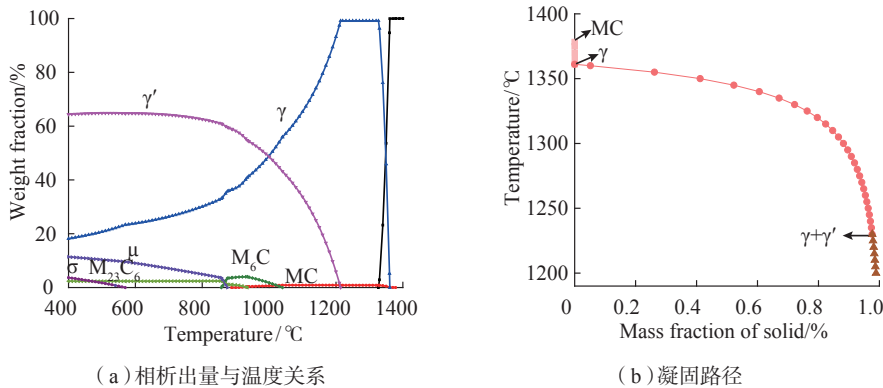


图9 GH4975合金模拟计算结果  
Fig.9 JMatPro calculation results of GH4975 superalloy

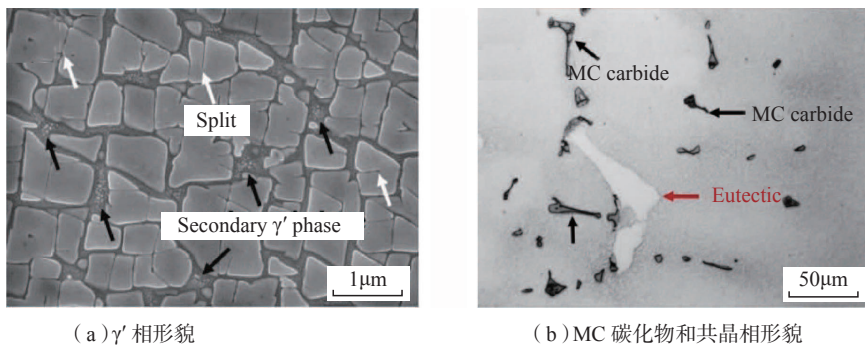


图10 GH4975合金铸态形貌  
Fig.10 Typical microstructures of as-cast GH4975 superalloy

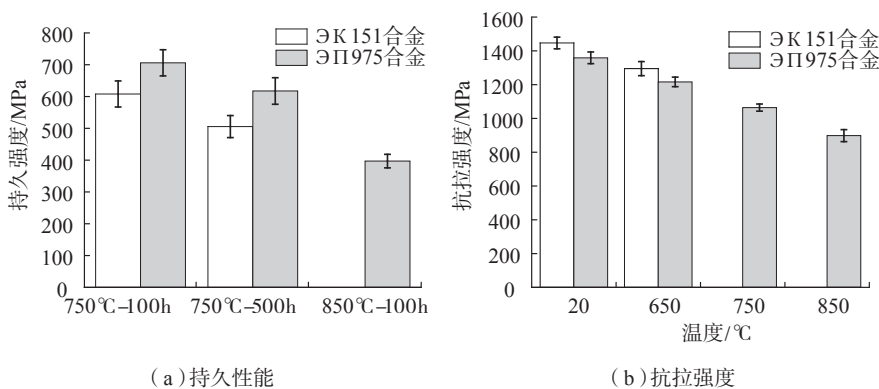


图11  $\Xi\Pi975$  合金与  $\Xi K151$  合金性能比对  
Fig.11 Mechanical property comparison between alloy  $\Xi\Pi975$  and  $\Xi K151$

约难变形高温合金盘锻件研发的关键性瓶颈。开坯环节作为合金由铸态到锻态的模式转变关键环节更是难变形合金制备中的重中之重。

目前高温合金常用的开坯方法主要有锻造开坯和挤压开坯。锻造开坯的关键要点是变形温度和变形量的合理匹配,适用于合金化程度较低或者 $\gamma'$ 相质量分数低于45%的变形高温合金。随着相含量的升高,热加工性能严重恶化,采用常规锻粗+拔长+径锻工艺进行细晶化、均质化开坯难度较大。挤压开坯是获得均质细晶组织高 $\gamma'$ 相含量难变形高温合金的重要工艺技术途径。在高合金化程度、高 $\gamma'$ 相含量难变形高温合金涡轮盘的制备过程中,俄罗斯采用了挤压开坯-超塑性等温模锻-热处理的技术路线<sup>[21,40]</sup>。例如,采用挤压开坯获得的 $\Theta$ K151合金细晶坯料锻出 $\phi$ 400 mm的KП-16涡轮盘,并已进行批量生产<sup>[40]</sup>。为改善铸锭的变形条件,俄罗斯在 $\Theta$ K79和更高合金化程度的变形高温合金制备过程中均采用了挤压开坯技术,有研究表明挤压开坯时的大变形量是获得超细晶和超塑性的前提条件。采用挤压开坯技术不但可以生成直径300mm的 $\Theta$ П975合金小型盘件,而且可生产直径700mm的 $\Theta$ K151、 $\Theta$ K152合金大型盘件<sup>[21]</sup>。

与锻拔开坯相比,在难变形高温合金的开坯工艺研究中发现热挤压开坯更有利于提高合金的成形能力,所得坯料的晶粒组织更加均匀细小、力学性能稳定性均得到提升。热挤压工艺原理是在挤压力作用下使坯料压入挤压模内,通过改变材料横截面和形状实现金属的大塑性变形。挤压开坯的优点在于在三向压应力下发生塑性变形,能够减小坯料发生开裂的风险,可提高单道次变形量,为解决难变形高温合金的开坯难题提供了一条有效的解决途径。

国内变形高温合金棒材多采用

快锻机单向拔长或多火次锻拔方式开坯,如国内GH4720Li合金基本打通了锻拔+径锻开坯的工艺路线,但也存在棒材开裂、粗晶、混晶等现象。近年来,随着国内大型挤压机的陆续建立,国内开展了高合金化高温合金热挤压开坯技术研究,突破了粉末高温合金热挤压制坯技术,制备出FGH4096合金挤压均质细晶棒材<sup>[41]</sup>。

虽然挤压开坯技术与锻拔开坯相比存在众多优势,可提高材料的成形能力,从理论上能够有效提高难变形高温合金的开坯成材率,解决热加工中的难题。但是现阶段热挤压开坯技术主要应用于TiAl合金等材料<sup>[42-43]</sup>,在粉末高温合金中开展了一系列的研究工作<sup>[44-45]</sup>,在变形高温合金领域尚无成熟的技术规范,文献报道极为有限<sup>[13,46-47]</sup>。将挤压开坯技术成熟应用于难变形高温合金的制备过程中尚需大量基础理论研究作为支撑,如挤压塑性变形机理、组织与挤压参数关联性、挤压棒材表面质量控制等问题。

虽然近年来高温合金管材挤压方面已有较多的研究报道<sup>[48-49]</sup>,但是挤压开坯与管材挤压存在明显的不同。高温合金管材挤压所用坯料为均质的锻态坯料,而挤压开坯所用坯料为均匀化后的铸锭。即使坯料经过了均匀化处理,仍会存在残存的枝晶偏析、不均匀分布析出相、晶粒尺寸粗大且不均匀等问题,不均匀的原始组织为挤压开坯中的组织控制带来极大的困难。此外,在高温合金制备过程中挤压开坯技术主要的研究对象是高 $\gamma'$ 相含量难变形高温合金,该类合金本身存在变形抗力大、热加工窗口窄、易变形开裂等难点,为挤压开坯的工艺参数设定和组织控制带来了极大的困难。

在热变形过程中,难变形高温合金组织对应变速率非常敏感,在高应变变速率变形条件下,容易出现锻造裂纹,挤压开坯过程中挤压速率不宜过

高<sup>[45]</sup>。然而,高合金化程度高 $\gamma'$ 相含量的难变形高温合金的 $\gamma'$ 相完全固溶温度高,合金热加工工艺窗口窄,热加工塑性低,金属流动性差,这为热变形过程组织的控制带来极大困难,尤其在挤压速率降低时又需考虑温度变化对组织的影响<sup>[45]</sup>。难变形高温合金适宜在 $\gamma$ - $\gamma'$ 双相区进行热变形,如俄罗斯规定 $\Theta$ П975合金的热加工变形区在 $\gamma$ + $\gamma'$ 双相区进行,剩余的部分 $\gamma'$ 相可在动态再结晶过程中钉扎晶界,抑制晶粒长大,达到控制组织、细化晶粒的目的<sup>[13,50]</sup>。但由于组织对温度极为敏感,挤压工艺本身又会带来明显的温升和降温过程,因此在热挤压过程中实现 $\gamma'$ 相组织和细晶组织协同控制难度大。难变形高温合金的挤压开坯技术尚需大量的研究工作。

## 难变形高温合金的超塑性变形

俄罗斯在难变形高温合金涡轮盘制备过程中采用了挤压开坯-超塑性等温模锻-热处理的技术路线,难变形高温合金的超塑性变形机理和组织控制一直是研究热点,国内外在高温合金超塑性变形机理方面也开展了大量的研究工作。

难变形高温合金超塑性变形的实现基于对 $\gamma'$ 相的形态控制。法国学者Charpagne等发现在某些条件下 $\gamma'$ 相可促进动态再结晶的发生,并提出了新的再结晶机制——异质外延再结晶机制(Heteroepitaxial Recrystallization, HRX)。该机制发生的前提是在热变形前对合金进行加热并采用缓慢冷却,使一次 $\gamma'$ 相边缘因发生 $\gamma' \rightarrow \gamma$ 的反向相转变,在 $\gamma'$ 相周围形成 $\gamma$ 相的环状组织,在后续的热变形过程中作为再结晶核心发生动态再结晶,对再结晶起到了促进作用<sup>[51]</sup>。该机制首先在Rene65合金中发现,并在Udimet720Li、RR1000两种高温合金中得到进一步验证<sup>[4]</sup>,较低的 $\gamma$ - $\gamma'$ 错配度是该再

结晶机制的必要条件,并且该机制只出现在特定的变形温度和速率条件下。与该报道原理相类似,国内学者针对 GH4065 合金(对应国外 Rene65 合金)的热加工提出了多重循环热机械处理技术<sup>[17]</sup>,通过获得特殊的  $\gamma+\gamma'$  双相细晶组织(相与晶粒尺寸相当)为难变形高温合金提供优良的热塑性和较宽的热加工窗口,从而实现塑性成形。在 GH4975 合金的研究中也通过  $\gamma+\gamma'$  双相细晶组织获得了超塑性<sup>[6]</sup>。Bi 等<sup>[52]</sup> 在 GH4720Li 合金的研究中指出  $\gamma'$  相促进加工硬化并抑制再结晶软化是合金“难变形”的本质原因。通过组织预处理获得粗大的  $\gamma'$  相可使再结晶中的有效形核点增加,并且对亚晶界迁移的抑制作用也减弱,可促进再结晶的发生,使合金获得超塑性。

俄罗斯学者在难变形高温合金的超塑性机理方面开展了大量的研究工作,主要思想是通过前期工艺处理使合金获得微晶(MC, Microcrystalline,  $<10\mu\text{m}$ )、亚微晶(SMC, Sub-Microcrystalline,  $<1\mu\text{m}$ )、甚至纳米晶(NC, nanocrystalline),从而使合金获得超塑性<sup>[53]</sup>,组织预处理的实质依旧是获得双相细晶组织。例如,具有  $5\mu\text{m}$   $\gamma$  基体 +  $1.9\mu\text{m}$   $\gamma'$  相的组织形态的  $\Theta\Pi975$  合金在  $1.3\times 10^{-2}\text{s}^{-1}$  的变形速率下可获得超塑性,延伸率超过 550%<sup>[54]</sup>。在研究过程中主要采用大变形量配合多次逐级降温的变形方式从而获得微晶组织,随着晶粒尺寸的细化,获得超塑性的温度也逐渐降低,在  $\Theta\Pi962$  合金( $\gamma'$  相质量分数 45%)的研究中发现在亚微晶状态下获得超塑性的温度可比微晶状态下获得超塑性的温度降低 200~250℃<sup>[55]</sup>。

在难变形高温合金超塑性的研究过程中,不论采用何种方式、获得何种特征的  $\gamma'$  相组织形态均是表象,从获得超塑性的本质上来说,是要改变  $\gamma/\gamma'$  的界面特征。为获得超塑

性而进行  $\gamma'$  相组织特征改变的过程,实质是将  $\gamma/\gamma'$  的界面变为普通的大角度晶界。因为大角度晶界更容易吸收位错,并且扩散性更好,  $\gamma/\gamma'$  的界面转变为非共格界面时也有利于超塑性和再结晶的发生<sup>[54]</sup>。总体来说,虽然高  $\gamma'$  相含量难变形高温合金变形难度大。组织控制困难,但在合理调控组织的情况下,合金的热变形行为均可得到改善,只是调控的机理仍需要深入的研究。

## 结论

在航空工业迅猛发展的背景下,为满足更高温度服役航空发动机涡轮盘对材料的需求,高  $\gamma'$  相质量分数难变形高温合金的研发势在必行。本文简要介绍了 3 种目标 800℃ 以上服役、 $\gamma'$  相质量分数超 50% 的难变形高温合金 GH4151、GH4175、GH4975 的特征和发展。由于此类高  $\gamma'$  相含量难变形高温合金在传统意义上属于不可锻合金,近年来随着铸锻工艺水平的提升使该类合金的热变形成为可能,但是盘件制备工艺和相应理论研究仍需进行大量工作。

(1) 从合金成分角度出发,该类合金的合金化程度提高,合金中  $\gamma'$  相含量反超基体,并且  $\gamma'$  相化学组成愈发复杂,合金热变形机理的特殊性和相应控制点的变化均值得深入探究。

(2) 从工艺控制角度出发,该类合金开坯、锻造等关键环节的工艺路线和关键控制点仍需进一步开展系统性研究工作。

## 参考文献

[1] BAKRADZE M M, OVSEPYAN S V, BUIAKINA A A, et al. Development of Ni-base superalloy with operating temperature up to 800℃ for gas turbine disks[J]. Inorganic Materials: Applied Research, 2018, 9(6): 1044-1050.

[2] CHABINA E B, FILONOVA E

V, ZAITSEV D V. Quantitative analysis of deformable nickel alloy structure parameters using standard specimens[J]. Measurement Techniques, 2015, 58(9): 1071-1073.

[3] HARDY M C, DETROIS M, MCDEVITT E T, et al. Solving recent challenges for wrought Ni-base superalloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2020, 51(6): 2626-2650.

[4] CHARPAGNE M A, BILLOT T, FRANCHET J M, et al. Heteroepitaxial recrystallization, a new recrystallization mechanism in sub-solvus forged  $\gamma-\gamma'$  nickel-based superalloys with low lattice mismatch[C]//Proceedings of the 6th International Conference on Recrystallization and Grain Growth (ReX&GG 2016), Pittsburgh, 2016: 259-264.

[5] VOLKOV A M, KARASHAEV M M, LETNIKOV M N, et al. Key differences between the technology of production of GTE disk blanks from nickel superalloy granules and the technology of isothermal deformation: A review[J]. Russian Metallurgy (Metally), 2019, 2019(13): 1497-1501.

[6] 张北江, 黄烁, 张文云, 等. 变形高温合金盘材及其制备技术研究进展[J]. 金属学报, 2019, 55(9): 1095-1114.

ZHANG Beijiang, HUANG Shuo, ZHANG Wenyun, et al. Recent development of nickel-based disc alloys and corresponding cast-wrought processing techniques[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2019, 55(9): 1095-1114.

[7] 谷月峰, 崔传勇, 袁勇, 等. 一种高性能航空涡轮盘用铸锻合金的研究进展[J]. 金属学报, 2015, 51(10): 1191-1206.

GU Yuefeng, CUI Chuanyong, YUAN Yong, et al. Research progress in a high performance cast & wrought superalloy for turbine disc applications[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2015, 51(10): 1191-1206.

[8] LIU P, ZHANG R, YUAN Y, et al. Hot deformation behavior and workability of a Ni-Co based superalloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 831: 154618

[9] 黄烁, 张文云, 秦鹤勇, 等. 强化相 60% 以上难变形盘制备技术与组织性能特征 [C]// 第十四届中国高温合金年会, 黄石, 2019.

HUANG Shuo, ZHANG Wenyun, QIN Heyong, et al. Preparation technology and

- microstructure and performance characteristics of hard-deformed disks with a strengthening phase of more than 60%[C]// The 14th China Superalloy Annual Conference, Huangshi, 2019.
- [10] CARTER J L W, KUPER M W, UCHIC M D, et al. Characterization of localized deformation near grain boundaries of superalloy René-104 at elevated temperature[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 605: 127–136.
- [11] 张亚洲, 张勇, 李佩桓, 等. 难变形高温合金  $\Theta$  П975 的热塑性研究 [C]// 第十三届中国高温合金年会北京, 2015.
- ZHANG Yazhou, ZHANG Yong, LI Peihuan, et al. Thermoplasticity of refractory superalloy  $\Theta$  П975 [C]//The 13th China Superalloy Annual Conference, Beijing, 2015.
- [12] 杜金辉, 赵光普, 邓群, 等. 中国变形高温合金研制进展[J]. *航空材料学报*, 2016, 36(3): 27–39.
- DU Jinhui, ZHAO Guangpu, DENG Qun, et al. Development of wrought superalloy in China[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2016, 36(3): 27–39.
- [13] 张勇, 李鑫旭, 韦康, 等. 850℃ 涡轮盘用新型变形高温合金 GH4975 挤压棒材热变形规律研究[J]. *金属学报*, 2020, 56(10): 1401–1410.
- ZHANG Yong, LI Xinxu, WEI Kang, et al. Hot deformation characteristics of novel wrought superalloy GH4975 extruded rod used for 850℃ turbine disc[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2020, 56(10): 1401–1410.
- [14] DEVAUX A, PICQUÉ B, GERVAIS M F, et al. AD730™ - A new nickel-based superalloy for high temperature engine rotative parts[M]//Superalloys 2012. Hoboken, NJ, USA: John Wiley & Sons, Inc., 2012: 911–919.
- [15] 杜金辉, 吕旭东, 董建新, 等. 国内变形高温合金研制进展[J]. *金属学报*, 2019, 55(9): 1115–1132.
- DU Jinhui, LÜ Xudong, DONG Jianxin, et al. Research progress of wrought superalloys in China[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2019, 55(9): 1115–1132.
- [16] ZHANG W Y, HUANG S, TIAN Q, et al. Microstructure control and mechanical properties of new developed C & W superalloy GH4175 at 800℃[J]. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2018, 452: 022123.
- [17] 张北江, 赵光普, 张文云, 等. 高性能涡轮盘材料 GH4065 及其先进制备技术研究[J]. *金属学报*, 2015, 51(10): 1227–1234.
- ZHANG Beiji, ZHAO Guangpu, ZHANG Wenyun, et al. Investigation of high performance disc alloy GH4065 and associated advanced processing techniques[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2015, 51(10): 1227–1234.
- [18] 杜金辉, 吕旭东, 邓群, 等. GH4169 合金研制进展[J]. *中国材料进展*, 2012, 31(12): 12–20, 11.
- DU Jinhui, LÜ Xudong, DENG Qun, et al. Progress in GH4169 alloy development[J]. *Materials China*, 2012, 31(12): 12–20, 11.
- [19] SAHITHYA K, BALASUNDAR I, PANT P, et al. Primary hot working characteristics of an as-cast and homogenized nickel base superalloy DMR-742 in the sub and super-solvus temperature regime[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, 821: 153455.
- [20] 吕旭东, 邓群, 杜金辉, 等. GH4742 合金的热变形行为 [C]// 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, 上海, 2007.
- LÜ Xudong, DENG Qun, DU Jinhui, et al. Hot deformation behavior of GH4742 alloy[C]//High temperature structural materials for power and energy—Proceedings of the 11th China Superalloys Annual Conference, Shanghai, 2007.
- [21] 黄福祥. 涡轮盘用变形高温合金在俄国的发展[J]. *航空材料学报*, 1993, 13(3): 49–56.
- HUANG Fuxiang. Development of turbine disk superalloys in Russia[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 1993, 13(3): 49–56.
- [22] HEANEY J A, LASONDE M L, POWELL A M, et al. Development of a New Cast and Wrought Alloy (René 65) for High Temperature Disk Applications[C]// 8th International Symposium on Superalloy 718 and Derivatives. John Wiley & Sons, Ltd, 2014.
- [23] MARCHIONNI M, OSINKOLU G A, ONOFRIO G. High temperature low cycle fatigue behaviour of UDIMET 720 Li superalloy[J]. *International Journal of Fatigue*, 2002, 24(12): 1261–1267.
- [24] BASHIR S, THOMAS M C. Effect of interstitial content on high-temperature fatigue crack propagation and low-cycle fatigue of alloy 720[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 1993, 2(4): 545–550.
- [25] 向雪梅, 江河, 董建新, 等. 难变形高温合金 GH4975 的铸态组织及均匀化[J]. *金属学报*, 2020, 56(7): 988–996.
- XIANG Xuemei, JIANG He, DONG Jianxin, et al. As-cast microstructure characteristic and homogenization of a newly developed hard-deformed Ni-based superalloy GH4975[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2020, 56(7): 988–996.
- [26] RUAN J J, UESHIMA N, OIKAWA K. Phase transformations and grain growth behaviors in superalloy 718[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, 737: 83–91.
- [27] SUN W, QIN X Z, GUO J T, et al. Microstructure stability and mechanical properties of a new low cost hot-corrosion resistant Ni–Fe–Cr based superalloy during long-term thermal exposure[J]. *Materials & Design*, 2015, 69: 70–80.
- [28] TANG L, LIANG J J, CUI C Y, et al. Precipitation and phase transformation mechanism of additive manufactured Ni–Co base superalloy[J]. *Materials Characterization*, 2019, 151: 252–259.
- [29] JENA A K, CHATURVEDI M C. The role of alloying elements in the design of nickel-base superalloys[J]. *Journal of Materials Science*, 1984, 19(10): 3121–3139.
- [30] LOMBERG B S, BAKRADZE M M, CHABINA E B, et al. Effect of microalloying elements on the structure and phase stability and properties of heat-resistant deformable alloy (with long operating times)[J]. *Metallurgist*, 2014, 57(9–10): 855–861.
- [31] BAKRADZE M M, LOMBERG B S, et al. Method of large-sized deformed turbine discs manufacturing from EK151-ID industrial ingots with limited diameter (320 mm)[J]. *Proceedings of VIAM*, 2017(6): 2.
- [32] 谭远过. 新型镍基高温合金  $\Theta$  K 151 凝固偏析及高温变形行为研究 [D]. 合肥: 中国科学技术大学, 2019.
- TAN Yuanguo. A new nickel-based superalloy  $\Theta$  K 151 solidification segregation and high temperature deformation behavior

research[D]. Hefei: University of Science and Technology of China, 2019.

[33] 毕中南, 曲敬龙, 杜金辉, 等. 新型难变形高温合金  $\text{EK151}$  的组织特征及平衡析出相热力学计算[J]. 稀有金属材料与工程, 2013, 42(5): 919-924.

BI Zhongnan, QU Jinglong, DU Jinhui, et al. Microstructure characteristics and thermodynamic calculation of equilibrium precipitated phases in a new difficult-to-deform superalloy  $\text{EK151}$ [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2013, 42(5): 919-924.

[34] TAN Y G, LIU F, ZHANG A W, et al. Element segregation and solidification behavior of a Nb, Ti, Al Co-strengthened superalloy  $\text{EK151}$ [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2019, 32(10): 1298-1308.

[35] LÜ S, JIA C L, HE X B, et al. Superplastic deformation and dynamic recrystallization of a novel disc superalloy GH4151[J]. Materials, 2019, 12(22): 3667.

[36] MIN P G, VADEEV V E, KALITSEV V A, et al. Technology of alloy VZh175 preparation for GTE disks from conditioned waste[J]. Metallurgist, 2016, 59(9-10): 823-828.

[37] XIANG X M, JIANG H, DONG J X, et al. Thoughts on high performance superalloy design and microstructural characteristics of a newly designed Ni-Cr-Co-W superalloy applied above  $850^{\circ}\text{C}$  [J]. Materials Science Forum, 2019, 944: 13-24.

[38] ZHANG B J, ZHAO G P, ZHANG W Y, et al. Deformation mechanisms and microstructural evolution of  $\gamma + \gamma'$  duplex aggregates generated during thermomechanical processing of nickel-base superalloys[M]// Superalloys 2016. Hoboken, John Wiley & Sons, Inc., 2016: 487-496.

[39] 董建新, 李林翰, 李浩宇, 等. 高温合金铸锭均匀化程度对开坯热变形的再结晶影响[J]. 金属学报, 2015, 51(10): 1207-1218.

DONG Jianxin, LI Linhan, LI Haoyu, et al. Effect of extent of homogenization on the hot deformation recrystallization of superalloy ingot in cogging process[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2015, 51(10): 1207-1218.

[40] 田世藩, 张国庆, 李周, 等. 先进航空发动机涡轮盘合金及涡轮盘制造[J]. 航空材料学报, 2003, 23(S1): 233-238.

TIAN Shifan, ZHANG Guoqing, LI Zhou, et al. The disk superalloys and disk manufacturing technologies for advanced aero engine[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2003, 23(S1): 233-238.

[41] 王淑云, 张敏聪, 东赟鹏, 等. FGH96 合金热挤压棒材超塑性研究[J]. 材料工程, 2012, 40(7): 24-28.

WANG Shuyun, ZHANG Mincong, DONG Yunpeng, et al. Study on superplasticity of extruded FGH96 alloy[J]. Journal of Materials Engineering, 2012, 40(7): 24-28.

[42] 付明杰, 静永娟, 张继. 挤压开坯  $\gamma$ -TiAl 合金的热变形行为研究[J]. 材料工程, 2011, 39(5): 62-65.

FU Mingjie, JING Yongjuan, ZHANG Ji. Hot deformation behavior of extruded  $\gamma$ -TiAl alloy[J]. Journal of Materials Engineering, 2011, 39(5): 62-65.

[43] 付明杰, 张继, 高帆. 挤压开坯后 TiAl 合金高温变形过程中的微观组织演变[J]. 塑性工程学报, 2011, 18(2): 67-70.

FU Mingjie, ZHANG Ji, GAO Fan. Microstructure evolution of extruded TiAl alloy in hot working[J]. Journal of Plasticity Engineering, 2011, 18(2): 67-70.

[44] LIU C Z, LIU F, HUANG L, et al. Effect of hot extrusion and heat treatment on microstructure of nickel-base superalloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24(8): 2544-2553.

[45] 张明, 刘国权, 胡本芙, 等. 新型镍基粉末高温合金热挤压工艺有限元模拟与实验验证[J]. 粉末冶金技术, 2018, 36(3): 223-229.

ZHANG Ming, LIU Guoquan, HU Benfu, et al. Finite element simulation and experimental verification on hot extrusion of a novel nickel-base P/M superalloy[J]. Powder Metallurgy Technology, 2018, 36(3): 223-229.

[46] 高首磊, 毕中南, 何云华, 等. GH4720Li 合金挤压开坯工艺研究[C]// 高温合金年会论文集, 北京, 2015.

GAO Shoulei, BI Zhongnan, HE Yunhua, et al. Research on the extrusion and billeting process of GH4720Li alloy[C]// Proceedings of China Superalloy Annual Conference, Beijing, 2015.

[47] 陈悦, 王珏, 王莹, 等. 镍基变形高温合金开坯工艺研究进展[J]. 现代冶金, 2015, 43(6): 1-5.

CHEN Yue, WANG Jue, WANG Ying, et al. Research progress in billeting technology of nickel-based wrought superalloys[J]. Modern Metallurgy, 2015, 43(6): 1-5.

[48] JIANG H, LI L H, DONG J X, et al. Microstructure-based hot extrusion process control principles for nickel-base superalloy pipes[J]. Progress in Natural Science: Materials International, 2018, 28(3): 391-398.

[49] 江河, 董建新, 张麦仓. 高温合金 617B 管材热挤压特征及工艺优化控制[J]. 工程科学学报, 2019, 41(4): 479-488.

JIANG He, DONG Jianxin, ZHANG Maicang. Hot extrusion characteristics and technique optimization for superalloy 617B tube[J]. Chinese Journal of Engineering, 2019, 41(4): 479-488.

[50] WU Y T, LIU Y C, LI C, et al. Coarsening behavior of  $\gamma'$  precipitates in the  $\gamma'+\gamma$  area of a Ni<sub>3</sub>Al-based alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 771: 526-533.

[51] BILLOT T, BOZZOLO N, CHARPAGNE M, et al. Heteroepitaxial recrystallization observed in René 65™ and udimet 720™: A new recrystallization mechanism possibly occurring in all low lattice mismatch  $\gamma-\gamma'$  superalloys[C]// Proceedings of the 13th International Symposium on Superalloys. The Minerals, Metals & Materials Society, Pennsylvania, 2016.

[52] BI Z N, LV X, ZHANG J. Solutions for the "difficult-to-deform" wrought superalloys[J]. MATEC Web of Conferences, 2014, 14: 07002.

[53] VALITOV V A. Nickel alloys structure and properties control by deformation-thermal treatment in solid state[J]. Advanced Materials and Technologies, 2016(3): 21-31.

[54] KAIBYSHEV O A. Superplasticity of nickel-based superalloys[M]// Superplasticity of Alloys, Intermetallics and Ceramics. Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 1992: 231-255.

[55] VALITOV V A, BEWLAY B P, MUKHTAROV S K, et al. Superplasticity of nickel-based alloys with micro- and sub-microcrystalline structures[J]. MRS Proceedings, 1999, 601: 557-562.

通讯作者: 江河, E-mail: jianghe@ustb.edu.cn。

## Development of Typical Hard-to-Deform Nickel-Base Superalloy for Turbine Disk Served Above 800°C

JIANG He , DONG Jianxin, ZHANG Maicang, YAO Zhihao

(School of Material Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

**[ABSTRACT]** The aero-engine with high thrust-weight ratio needs to operate under higher temperature. In order to meet the requirements of high performance aero-engine, the alloying degree and mass fraction of  $\gamma'$  phase keep increasing in the development of new wrought superalloy with higher service temperature. GH4151, GH4175 and GH4975 are typical nickel-base wrought superalloys with service temperature up to 800°C. In present work, the domestic and overseas development of hard-to-deform superalloy is summarized. The characteristics of the three typical hard-to-deform nickel-base superalloy with high  $\gamma'$  phase content are compared. In addition, the cogging technology and superplasticity characteristics of hard-to-deform superalloy are discussed in detail. In summary, in order to fulfill the advantages of hard-to-deform superalloy with high  $\gamma'$  phase content for turbine disk served above 800°C, there is still much research work need to be done in chemical composition and microstructure characteristics, characteristics of  $\gamma'$  phase and control mechanism during hot deformation and superplasticity of the alloy.

**Keywords:** Wrought superalloy; Hard to deform; Cogging technology; Superplasticity; High  $\gamma'$  phase content

(责编 大漠)

(上接第50页)

## Investigations of Discontinuous Precipitation and Effects of Strengthening–Toughening Studies on Ni–Co–Al Alloys

ZHOU Yang<sup>1,2</sup>, WANG Chentuo<sup>1,2</sup>, ZHOU Fei<sup>1,2</sup>, LIANG Jiamiao<sup>1,2</sup>, WANG Jun<sup>1,2</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China;

2. Shanghai Key Laboratory of Advanced High-Temperature Materials and Precision Forming, Shanghai 200240, China)

**[ABSTRACT]** The occurrence of discontinuous precipitation (DP) in multi-component alloys is usually considered to be deleterious to the mechanical properties. However recent studies have shown that lamellar nanostructure can be produced in Ni–Co–Al alloys via DP, which can be used to strengthen alloys similar to pearlites in steel. In order to further investigate the effect of discontinuous precipitation on the mechanical properties of Ni–Co–Al alloy, this article summarizes and discusses the changes in the microstructure and mechanical properties of the alloy under different alloy compositions and heat treatment conditions. The results show that the increase of Co content and lower aging temperature are favorable for the occurrence of discontinuous precipitation, and near-complete DP structure can effectively improve the strength and plasticity of Ni–Co–Al alloys. Through theoretical modeling, microstructure characterization and mechanical property analysis, the precipitation behavior of discontinuous precipitation and the mechanism of the reaction to strengthen and toughen Ni–Co–Al alloy are also discussed. This treatment method provides new ideas for researches on the strengthening and toughening of Ni–based superalloys.

**Keywords:** Nickel alloys; Aging; Discontinuous precipitation; Lamellar nanostructure; Enhanced strength and ductility

(责编 一元)