

“粉冶-铸-锻”复合结构的塑性变形与微观组织

宁永权¹, 袁士翀², 孙朝远², 赵张龙¹, 姚泽坤¹, 郭鸿镇¹

(1. 西北工业大学, 陕西 西安 710072)

(2. 中国二重万航模锻公司, 四川 德阳 618000)

摘要: 本研究选择粉末高温合金为盘缘材料、变形高温合金为盘心材料, 采用电子束焊接异种高温合金。电子束焊接后的焊缝区域不仅具有 2 种母材的结构特征 (即粉末高温合金和变形高温合金的结构特征), 而且焊缝区存在明显的铸造组织。2 种高温合金材料电子束焊接后形成了组织特征鲜明的“粉冶-铸-锻”结构。并重点探讨了“粉冶-铸-锻”的变形行为及焊缝的组织演化规律。

关键词: 双合金涡轮盘; “粉冶-铸-锻”; 塑性变形; 微观结构

中图分类号: TG113

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)02-0527-06

航空发动机推重比 (推力/重量) 往往可以衡量一个国家的航空工业水平, 西方发达国家航空发动机推重比达到 12~15^[1,2]。涡轮盘作为发动机核心热端部件, 工作温度通常处于 540~840 °C, 如何优化其结构、提高工作温度一直以来都是国内外学者的研究热点。值得注意的是, 同一级涡轮盘, 从盘心到盘缘所处的工作环境存在着非常明显的差异——盘心与轴相连, 承受着涡轮旋转所产生的非常大的离心拉应力, 但工作温度相对较低; 而盘缘直接与叶片相连, 受到离心拉应力较小, 但与燃气直接接触, 工作温度较高。双合金涡轮盘 (盘心采用具有良好的拉伸强度和低周疲劳寿命的细晶高温合金、盘缘采用具有较高持久强度的粗晶高温合金) 能够充分发挥不同合金材料在高、低温工作条件下的性能优势, 从而有效提高发动机的推重比^[3,4]。由于双合金涡轮盘符合航空发动机的实际工作需要, 能够充分发挥两种材料的性能优势, 因此受到先进工业国家科技工作者的高度青睐。

制造双合金涡轮盘的指导思想是首先优选符合盘心及盘缘工作需要的两种高温合金^[5, 6], 采用高能束焊接、热等静压等方法将两种高温合金进行有效的连接, 然后采用等温锻造或者超塑性锻造最终成形涡轮盘^[7-9]。两种高温合金连接后必定会出现连接区, 由于采用的连接方法不同, 所产生的连接区的形态也各不相同。如果采用高能束焊接技术连接两种高温合金, 那么连接区的微观组织就是铸态树枝晶。无论采用何种工艺连接盘心

与盘缘材料, 都必须通过后续的等温变形来改善结合界面强度。等温变形的实质是在热力交互作用下完成体积成形。在热力交互作用下不同种类高温合金之间必定发生元素扩散。连接区作为连接 2 种材料的纽带, 元素扩散效应会更加明显。因而, 连接区的组织演化必将受到元素扩散的影响。热力交互作用下异种高温合金连接区的组织演变机理是必须解决的科学问题。

1 “粉冶-铸-锻”的结构特征

选择粉末高温合金 (FGH4096) 为盘缘材料、变形高温合金 (GH4133B) 为盘心材料, 2 种材料的化学成分如表 1。FGH4096 粉末高温合金的母合金采用真空感应熔炼, 等离子旋转电极 (PREP) 方法制粉, 粉末直径 50~150 μm, 真空脱气、包套后热等静压 (HIP) 成形。热等静压态 FGH4096 合金中存在明显的原始颗粒边界 (PPB), 如图 1a 所示。PPB 主要是热等静压之前粉末颗粒表面被污染, 富集 Ti、Cr、Al 并吸附 O、C; 热等静压过程中形成 (Ti Nb)_{C_{1-x}O_x} 的化合物。PPB 网格在粉末高温合金中属于弱连接, 不仅阻碍粉末颗粒之间的扩散与连接, 而且是塑性变形时裂纹优先形成的区域和扩展的通道。因此, 必须通过适合的热加工工艺对 PPB 进行消除和改善。与 FGH4096 粉末高温合金采用 PREP+HIP 成形不同, GH4133B 变形高温合金采用真空感应熔炼+热轧成形。热轧棒材呈现明显的等轴组织特征, 如图 1b 所示。

收稿日期: 2016-02-01

基金项目: 国家自然科学基金 (51101119)、中国博士后科学基金 (2015M570851), 香江学者计划资助 (XJ2014047); 中央高校基础科研业务费 (3102016ZY012)

作者简介: 宁永权, 男, 1982 年生, 博士, 副教授, 西北工业大学材料学院, 陕西 西安 710072, 电话: 029-88493744, E-mail: ningke521@163.com

采用电子束焊接技术连接两种高温合金材料。图 2 所示为电子束连接后形成的“粉冶-铸-锻”的微观组织，不仅同时具有粉末冶金、铸态、锻态的组织特征，而且存在粉冶/铸与铸/锻两个连接界面。此种独特结构在热力交互作用下的组织演变机理将具有特殊性。将“粉冶-铸-锻”结构加工成 $\Phi 8 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$ 标准热模拟试样，在 Gleebe-1500D 试验机上进行等温压缩试验。变形温度选择 1050, 1080, 1110 和 1140 $^{\circ}\text{C}$ ，应变速率分别为 0.001, 0.01, 0.1 和 1 s^{-1} ，变形量分别为 5%, 20%, 35% 和 50%。变形后采用喷液冷却，保存变形后微观组织；将冷却后试样沿变形方向切开，进行金相观察和组织分析。

2 “粉冶-铸-锻”的流变行为

金属材料的流变应力不仅受到变形温度、应变速率等变形条件的影响，而且与材料本身的化学成分和内部

微观结构有关。目前，对于单合金体系的流变行为的研究已经比较丰富。例如，在选择双合金涡轮盘的盘心与盘缘材料时，作者对“粉冶-铸-锻”的母体材料(FGH4096 粉末高温合金和 GH4133B 变形高温合金)的流变行为分别进行过系统的研究^[10,11]。然而，对于诸如本研究涉及“粉冶-铸-锻”的流变行为未见报道。图 3 所示为“粉冶-铸-锻”与母材的真应力-应变曲线的比较。该结构与单一母材体系具有类似的流变特征，即流动应力随真应变的增加而迅速增加，达到峰值后逐渐下降，然后进入准稳态流动。但是，在相同的塑性变形条件下，“粉冶-铸-锻”的流变应力低于 FGH4096 粉末冶金合金母材、高于 GH4133B 变形高温合金母材。

金属材料的塑性变形是一个热激活的过程。无论是单合金体系还是诸如本研究涉及的“粉冶-铸-锻”结构，其塑性变形也都存在热激活的过程。金属材料的内部微观结构决定变形激活的实质，变形温度以及

表1 实验材料的化学成分

Table 1 Composition of experimental materials (wt%)

Materials	Cr	Co	Mo	W	Al	Ti	Nb	C	Ce	Mn	Si	B	Ni
FGH4096	16.0	13.0	4.0	4.0	2.2	3.7	0.8	0.02	-	-	-	-	Bal.
GH4133B	20.0	-	-	-	1.0	2.5	1.5	0.03	0.01	0.3	0.3	0.03	Bal.

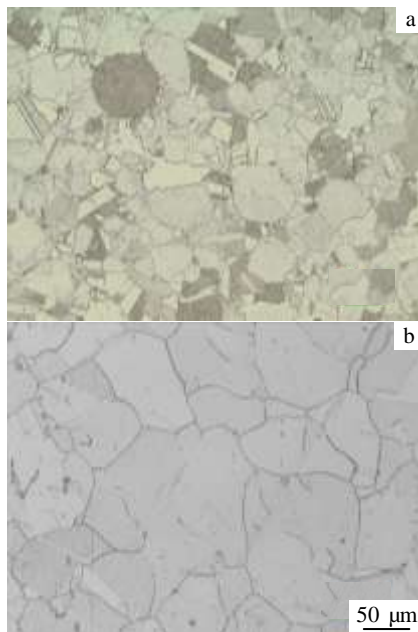


图 1 实验材料的微观组织

Fig.1 Typical microstructures of experimental materials: (a) powder metallurgy superalloy FGH4096 (HIPed bar) and (b) wrought superalloy GH4133B (hot rolled bar)

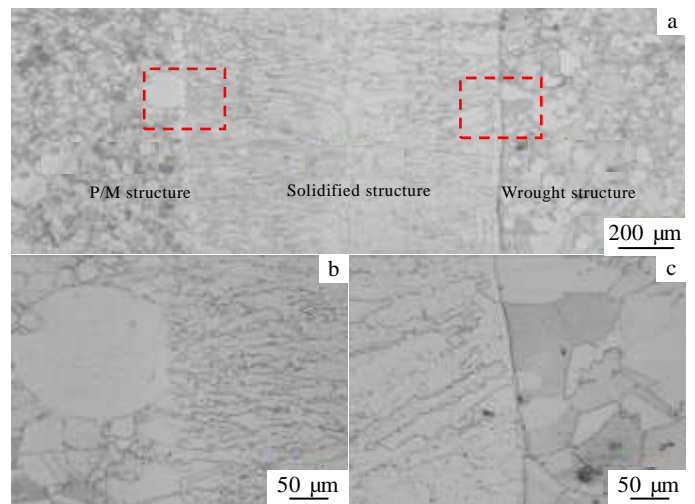


图 2 异种高温合金电子束连接后形成的“粉冶-铸-锻”微观组织

Fig.2 Typical microstructures of P/M-solidified-wrought complex structure processed after electron beam welding: (a) P/M-solidified-wrought complex structure, (b) P/M-solidified boundary, and (c) solidified-wrought boundary

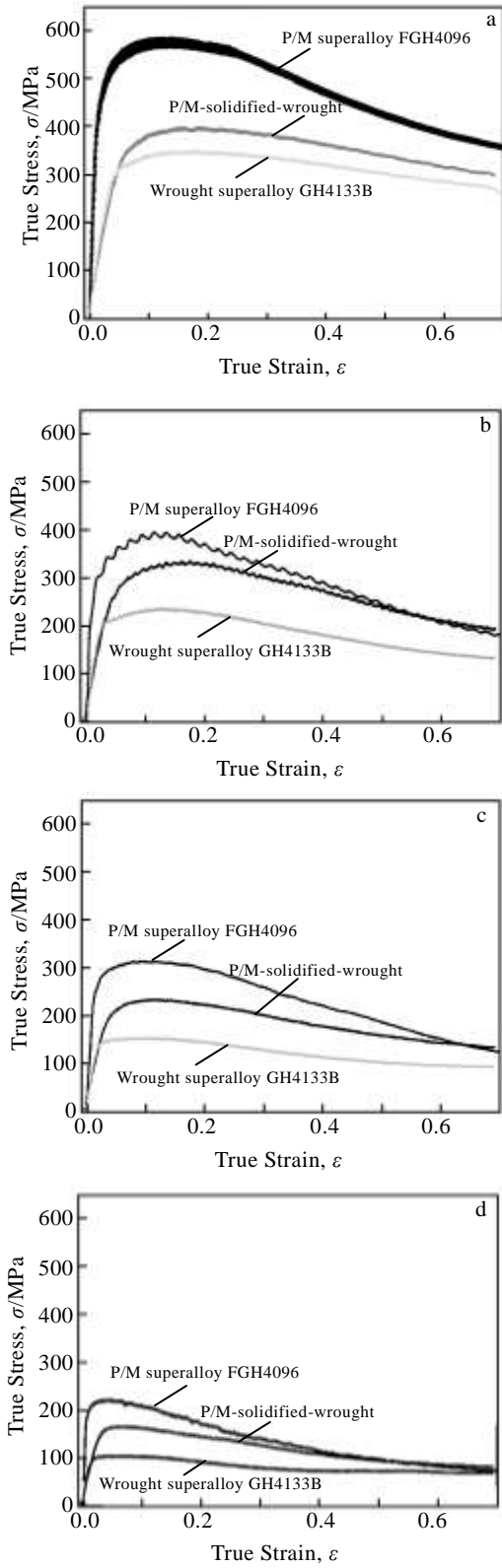


图3 “粉冶-铸-锻”与母体材料的流变行为比较

Fig.3 Comparison of flow behaviors between P/M-solidified-wrought complex structure and base materials: (a) 1020 °C, 1 s⁻¹; (b) 1020 °C, 0.1 s⁻¹; (c) 1020 °C, 0.01 s⁻¹; and (d) 1020 °C, 0.001 s⁻¹

应变速率可以作为外因影响变形激活过程。因此，只要塑性变形中的微观结构发生了变化，那么其激活能也将随之变化。另外，在科学研究中很难得到某种特定变形条件下的变形激活能，只能利用某些工艺范围内的真应力-应变曲线，计算出这个范围内的激活能的数值。图 4 所示为“粉冶-铸-锻”与两种母材的激活能的比较（激活能计算方法参照文献[12]）。从图中可见，“粉冶-铸-锻”结构的激活能高于 GH4133B 母材、低于 FG4096 母材，说明“粉冶-铸-锻”的热激活难易程度介于 2 种母材之间。3 种状态下，激活能都随着塑性变形的继续而呈现出下降的趋势，即激活过程随着组织变化变得容易进行。因此，塑性变形过程中的组织演变过程亟待系统的研究。

3 变形对“粉冶-铸-锻”微观组织的影响

等温变形前后“粉冶-铸-锻”的各个特征区域都将发生组织演变，但是焊接区的组织演变是本研究的重点。图 5 为“粉冶-铸-锻”在应变速率 1 s⁻¹ 时不同变形温度等温压缩 50% 后，焊缝区的微观组织。当应变速率保持不变时，随着变形温度的升高，焊缝区晶粒变得粗大、均匀。前期研究结果表明^[13-15]，在 FG4096 母体中 γ' 相对促进动态再结晶形核作用显著。当变形温度从 1020 °C 升高到 1110 °C 时， γ' 相开始溶解、含量减少，变形后微观组织更加均匀，但晶粒尺寸增大。这一规律与焊接区的组织演变基本一致。变形温度对“粉冶-铸-锻”的再结晶行为具有显著影响。在 $\gamma'+\gamma$ 相区变形时， γ' 相的存在能够提高再结晶的形核率，有利于晶粒细化；在 γ 相区变形时，流动应力低，但变形后的晶粒粗大。因此，“粉冶-铸-锻”结构的晶粒细化可以采用一种降温锻造工艺，即首先在高温 (γ

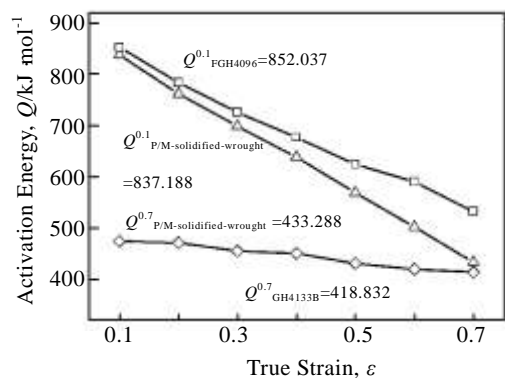


图4 “粉冶-铸-锻”与母体材料的激活能比较

Fig.4 Comparison of deformation activation energy (Q) between P/M-solidified-wrought complex structure and base materials

单相区)下进行开坯锻造,以改善合金塑性、提高可锻性,然后在低温($\gamma'+\gamma$ 相区)下进行终锻成形,以获得均匀的等轴细晶组织。

当变形温度为1020 °C时,应变速率对焊缝微观组织的影响如图6所示。随着应变速率的降低,完成压缩变形的时间延长。应变速率为1 s⁻¹时,完成等温压缩的时间为264 s,相变持续时间(温度处于1000 °C以

上的时间)约为164 s;而应变速率为0.001 s⁻¹时,完成试验的时间为932 s,相变长大,变形后组织为 $\gamma'+\gamma$ 相等轴晶粒。随着应变速率的降低,变形后的微观组织发生了粗化。另外,在低应变速率下,动态回复效应显著,形变储存能降低,因此,变形后组织多为长大后的晶粒。



图5 不同变形温度的微观组织(焊缝内)

Fig.5 Microstructures of P/M-solidified-wrought complex structure at deformation temperatures: (a) 1020 °C, (b) 1090 °C, and (c) 1140 °C



图6 不同应变速率的微观组织(焊缝内)

Fig.6 Microstructures of P/M-solidified-wrought complex structure at strain rates: (a) 1 s⁻¹, (b) 0.1 s⁻¹, and (c) 0.001 s⁻¹

上述分析表明,应变速率对“粉冶-铸-锻”变形后微观组织影响显著。低应变速率变形时,流动应力低,塑性好,但变形后的晶粒粗大;高应变速率变形后得到细小、均匀的等轴晶粒。

异种材料电子束焊接后连接界面两侧的合金成分差异、应力分布不均匀是造成界面不规则流动的根本原因。针对界面不规则流动这一问题,可采用变形前去应力退火的方法有效的解决单合金体系焊接界面不规则流动的问题^[16]。对于双合金体系而言,这种方法应该也是行之有效的。然而,粉末高温合金与变形高温合金的再结晶退火温度相差几十甚至一百摄氏度,选择某一种合金的退火温度或者折中采用两个退火温度都是不科学的。与普通热处理不同,梯度热处理已经不属于均匀温度场范畴,而是在很短的距离上形成200~300 °C的

温度梯度^[17],因此更适合对2种材料进行热处理。

本实验选择的双合金涡轮盘用粉末高温合金和变形高温合金都属于镍基时效强化型高温合金,但是二者的化学成分存在明显差异。在进行等温变形时,粉末冶金与变形高温合金之间一定会发生元素扩散。图7所示为等温变形前后“粉冶-铸-锻”结构的组织变化的示意图,它不仅反映了晶粒形态、强化相的变化,而且考虑了在热加工过程中元素扩散的影响。焊接区的铸态树枝晶作为连接粉末冶金和变形高温合金的纽带,元素扩散效应相较于粉末冶金区和变形高温合金区更加明显。树枝晶的再结晶形核以及长大必将受到元素扩散作用的影响。因此,受元素扩散的再结晶形核及长大亟待系统深入的研究,相关的研究结果将在后续的文章中做详细报道。

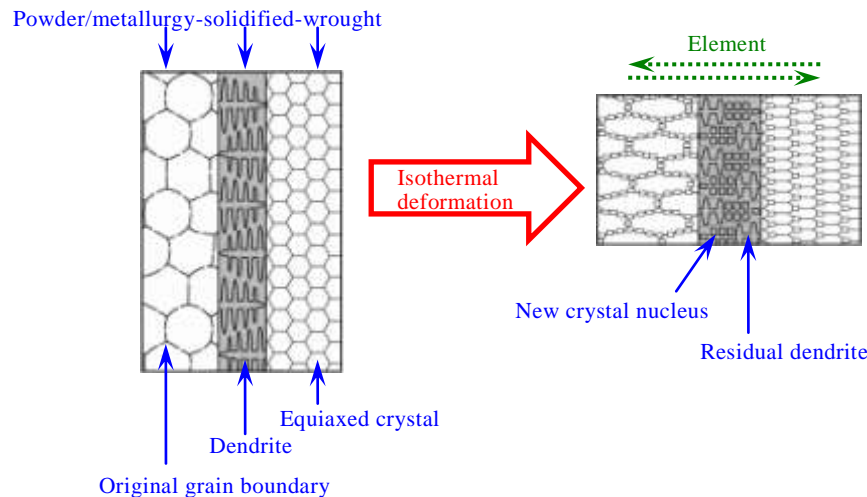


图 7 等温变形“粉冶-铸-锻”的组织演变示意图

Fig.7 Schematic illustration of microstructure evolution of P/M-solidified-wrought complex structure after isothermal forging

4 结 论

1) 选择粉末高温合金为盘缘材料、变形高温合金为盘心材料，采用电子束焊接后形成了组织特征明显的“粉冶-铸-锻”结构。

2) 该结构与单一母材体系具有类似的流变特征，即流动应力随真应变的增加而迅速增加，达到峰值后逐渐下降，然后进入准稳态流动。但是，在相同的塑性变形条件下，“粉冶-铸-锻”的流变应力低于 FGH4096 粉末冶金合金母材、高于 GH4133B 变形高温合金母材。同时，“粉冶-铸-锻”的激活能高于 GH4133B 母材、低于 FGH4096 母材，说明该结构的热激活难易程度介于两种母材之间。

3) 等温变形前后“粉冶-铸-锻”的各个特征区域都将发生组织演变。“粉冶-铸-锻”结构中铸造结构（焊缝区）随着变形温度的升高晶粒变得粗大、均匀。低应变速率变形时，流动应力低，塑性好，但变形后的晶粒粗大；高应变速率变形后得到细小、均匀的等轴晶粒。

参考文献 References

- [1] Humphreys F J, Hatherly M. *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*, 2nd ed[M]. Amsterdam: Elsevier, 2004: 10
- [2] Reed R C. *The Superalloys Fundamentals and Applications* [M]. Cambridge: Cambridge University Press, 2006: 6
- [3] Tian G F, Jia C C, Liu J T *et al. Mater & Des*[J], 2009, 30: 433
- [4] Gabb T P, Kantzos P T, Telesman J *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2011, 33: 414
- [5] Mourer D P, Raymond E, Ganesh S *et al. Superalloy*[M]. Warrendale, PA: TMS, 1996: 637
- [6] Simpson T M, Price A R, Browning P F *et al. Advanced Technologies for Superalloy Affordability*[M]. Warrendale, PA: TMS, 2000: 350
- [7] John M H, Timothy E H, Wilford H C *et al. Dual Alloy Disk System, US Patent*, 5106012[P]. 1992
- [8] Klotz U E, Henderson M B, Wilcock I M *et al. Mater Sci & Tech* [J], 2005, 21: 218
- [9] Tsuda O, Kanamaru N, Furuta S *et al. Metal Powder Report*[J], 1991, 46: 31
- [10] Ning Y Q, Yao Z K, Liang X M *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2012, 551: 7
- [11] Ning Y Q, Yao Z K, Guo H Z *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2010, 527: 6794
- [12] Sellars C M, Tegart W J. *Acta Metall* [J], 1966, 14: 1136
- [13] Ning Y Q, Yao Z K, Fu M W *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2011, 528: 8065
- [14] Ning Y Q, Fu M W, Yao W. *Mater Sci Eng A*[J], 2012, 539: 101
- [15] Ning Yongquan(宁永权), Yao Zekun(姚泽坤). *Acta Metal Sin(金属学报)*[J], 2012, 48: 1005
- [16] Ning Y Q, Yao Z K, Guo H Z *et al. J Alloy & Comp*[J], 2014, 584: 494
- [17] Ning Y Q, Yao Z K, Guo H Z *et al. J Alloy Compd*[J], 2013, 557: 27

Plastic Deformation and Microstructures of Powder/Metallurgy-Solidified-Wrought Complex Structure

Ning Yongquan¹, Yuan Shichong², Sun Chaoyuan², Zhao Zhanglong¹, Yao Zekun¹, Guo Hongzhen¹

(1. Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

(2. China National Erzhong Group Co., Deyang 618000, China)

Abstract: Wrought superalloy GH4133B with equiaxed grains has been selected as bore material and P/M superalloy FGH4096 with PPB nets as rim material for a dual-alloy turbine disk. Then electron beam welding was conducted on as-polished superalloys. Results show that the weld region possesses the characteristics of base metals (both powder superalloy and wrought superalloy), where obvious solidified structures exist. P/M-solidified-wrought (P/M-S-W) complex structure is obtained. Cylindrical compression specimens were machined from the central position of P/M-S-W complex structure. A series of isothermal compression tests were performed on a thermo-simulation machine. Based on the compression results and the related analyses, plastic deformation and microstructure evolution of P/M-S-W complex structures were investigated.

Key words: dual-alloy turbine disk; P/M-solidified-wrought (P/M-S-W) complex structure; plastic deformation; microstructures

Corresponding author: Ning Yongquan, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, Tel: 0086-29-88493744, E-mail: ningke521@163.com