

GH220 合金应用综述

徐石斌

一、前言

GH220合金是镍基难变形合金,用作900~950℃工作的涡轮叶片材料。

由冶金工业部抚顺钢厂、长城钢厂三分厂、北京钢铁研究总院、北京钢铁学院和航空工业部四二〇厂、六二一所等单位组成的三结合联合攻关组经过三年多的共同努力,将GH220合金研制成功,通过了部级鉴定。各研制单位写出反映GH220合金研制、生产、应用等方面的研究成果的总结、论文60多篇,全面论述了GH220合金在真空冶炼工艺、微量元素控制、钢锭轧制工艺、弯晶热处理工艺、真空蒸镀扩散渗铝工艺和合金相变规律等方面所做的深入细致的研究工作,特别是在微量元素镁的加入工艺、作用机理和弯晶热处理工艺及机制等方面的试验研究工作,具有自己的特色,在理论和实践上取得了突出的成果,对今后生产的质量控制具有指导意义。

用GH220合金棒材制成的I级涡轮叶片在涡喷型发动机上顺利地通过了三个寿命期450小时(累计工作时间636小时42分)地面台架长期试车考验,情况良好。

GH220合金研制成功,把我国镍基难变形高温合金的研制、生产、应用推进到了一个新的高度。

二、GH220合金轧制棒材

GH220合金采用真空感应+真空自耗冶炼,钢锭包套轧制成材的工艺路线。在近三年

的时间里,抚顺钢厂、长城钢厂三分厂共向使用厂提交了数吨棒材。从入厂复验及四炉全面性能测试结果看出,GH220合金棒材的化学成分,包括主量成分与微量元素,均能得到较好的控制,棒材主要技术指标已经达到或超过《航空材料手册》(1965年版)所提出的相应技术指标,质量优良,性能稳定,具备了批生产条件^[1]。

但以下几个问题,需在大批生产中予以特别注意:

1. 棒材低倍粗晶:在钢厂早期生产的棒材的纵低倍上发现粗晶。粗晶多分布在棒材边缘,亦有的在棒材中部,最大低倍粗晶可达5毫米。只要严格控制终轧温度与终轧变形量,棒材粗晶问题是可以解决的^[2]。

2. 棒材年轮状偏析:年轮状偏析在棒材上较普遍存在着,但轻重程度上有所差异。年轮状偏析指在酸浸过的棒材横向低倍上呈现出的明暗不同的宽带组织,其形状如同树木的年轮。年轮状偏析在棒材纵向表现为明暗条带组织。据分析^[3],年轮区与非年轮区中Ti元素的含量有一定的差别——即亮区(枝晶轴与枝晶干)比黑区(枝晶之间隙)Ti含量偏低。Ti的负偏析导致原始 γ' 相形态及尺寸的差异,经化学腐蚀后,因光学反应不同而形成明暗区(带)。钢厂可以通过控制真空自耗重熔工艺和均匀化处理减轻以至消除年轮状偏析。

3. 个别炉号尚存在:高温拉伸塑性偏低以至不合格;成分偏析——表现为横低倍上的亮圈及超声波探伤时出现异常;缩孔残余未切除干净;轧制裂纹——表现为断口分层等问题。

4. 扩大炉批重量,以减少复验工作量;

增加每根棒材长度,减少料头损失。

5. 应严格控制W+Mo含量在技术条件的中下限水平,确保合金长期使用过程中的组织稳定性。

三、模锻工艺

GH220合金工艺塑性与再结晶研究指出,该合金棒材在1080~1160℃范围具有较好的工艺塑性;该合金在所试验的各个温度(1000~1180℃)均有临界变形区存在,其变形程度在6%以下,合金在临界变形区变形后再经标准热处理,其低倍最大晶粒尺寸达7~12毫米^[4]。上述结论意见为制定模锻工艺提供了依据。

1. 模锻加热温度的选择

选取1170℃、1160℃、1150℃、1140℃、1130℃、1120℃(±10℃)等六个温度规范做顶锻、预锻、终锻试验。试验结果表明,1170~1150℃加热、模锻后锻件表面裂纹严重,1140~1120℃加热、模锻后锻件表面情况良好^[5]。考虑到GH220合金高温下的变形抗力较大,故选取1140±10℃作为模锻各工序的加热温度。

2. 模锻叶片表面余量的确定

叶片模锻件经三次模锻加热和一次热处理加热。在高温下毛坯表面层合金元素必然要产生氧化与贫化,在设计模锻件余量时应予以充分考虑,以便在随后的机加工工序能去除表面贫化层,最终保证零件的使用性能。

据有关资料介绍,坯料表面层的Al、Ti、W、Mo、V、Cr等元素的贫化现象不明显,贫化现象最重的元素是C、B。我们将棒材试样在模锻各工序和热处理加热温度按双倍时间保温处理,用直读真空光谱仪测定GH220合金C、B元素的贫化层深度。试验结果表明,试样距表面1.5毫米C含量已达到棒材原始化学成分水平,B含量达到0.011%。因此模锻叶片的加工余量应在1.5mm以上。

3. 叶片模锻主要工艺过程

(1) 毛料准备 经入厂检验组织性能合格的棒材按照 $\phi 32 \times 427 \pm 1$ mm定尺(双件)下料,单件坯料重1.58公斤。坯料经车外圆并切断至 $\phi 29.6^{+0.3}_{-0.3} \times 212 \pm 1$ mm,无心磨床磨外圆至 $\phi 29.4^{+0.3}_{-0.3}$ mm,光洁度为 $\nabla 6$ 。

(2) 超声波探伤 按照GH220合金涡轮叶片超声波探伤说明书的规定,用70°角的纵波双探头单发单收法进行超声波探伤检查,探伤标准为 $\phi 1.2$ mm的平底孔。

(3) 加热 模锻各工序——顶锻、预锻和终锻的加热均按下述要求进行:

中温预热: 825 ± 25 ℃保温1~3小时后转入高温炉。

高温加热: 1140 ± 10 ℃,保温时间 ≥ 50 分钟后出炉模锻。每炉数量 ≤ 30 件。

(4) 模锻 模锻由三个部分组成:

顶锻: 在3英寸(400吨)卧锻机上用一火二工步完成顶锻工序,即聚积头部(变形量为37%)与成型头部(变形量为31%)。模具预热温度 ≥ 100 ℃(实际约为150℃),放料平台预热温度在300℃以上。从钩料到顶锻完成,两工步在5~7秒钟内完成,模具一般不用润滑剂。

预锻: 顶锻件按要求尺寸车锥体,随后加热,在1500~2500吨曲柄压力机上一次成型,平均变形量为30%左右,上模成型为叶背形状,下模成型为叶盆形状(目的在于坯料在模具中易于定位)。模具预热温度在150℃以上,放料平台预热温度大于300℃。从钩料到预锻完成,一般为7~8秒钟。模具一般不用润滑剂。预锻件在铁箱内空冷。

终锻: 吹砂后的预锻件浸涂玻璃润滑剂、烘干后入炉加热。终锻在2500吨曲柄压力机上一次成型,平均变形量为37%左右。上模成型为叶盆形状,下模成型为叶背形状。模具预热温度为200℃以上,放料平台预热温度及操作时间等,与预锻相同。终锻模上涂二硫化钼润滑剂。终锻件在铁箱内空冷。

试制生产的实践表明,现行的锻件图制订、模具设计、锻压设备吨位的选择、模锻加热温

度的确定及润滑剂的使用等基本上合理的，能大批提供表面质量良好、组织性能合格的模锻叶片。

4. 局部粗晶

由于该合金具有明显的临界变形区，因此，模具设计除了要考虑模锻各工序平均变形量的分配外，特别要保证终锻时锻件各个部位都要有足够的变形量，避免局部小变形，以至造成局部粗晶。此外，还应控制终锻温度，尽量改善润滑条件、模具预热条件等。

5. 表面粗晶层

在GH220合金模锻叶片的表面均有一层1mm左右的粗晶层，类似现象在GH33、GH37、GH49合金锻件上也不同程度地发现过。

GH220合金Cr含量较低，高温下抗氧化能力较差，在热加工、热处理过程中，零件表面脱碳较严重。由于表面层C含量减少，碳化物亦大量减少，晶粒很容易长大。只要模具设计时留有足够的单面余量，就能保证在机加工工序去掉锻件表面粗晶层。

6. 型面翘曲

锻造、热处理后的叶片毛坯在终检时，有的叶片型面翘曲度不合格，翘曲高度为0.5~1.0mm。型面翘曲度超差的原因可能是叶片扭角较大，锻造后局部回弹量大，再加上热变形、热处理过程中的组织应力等综合因素造成的变形，致使型面翘曲度超差。用这种锻模模锻的GH118合金叶片亦存在这个问题，且型面翘曲更严重些。

型面翘曲度超差件可用修磨加工基准面的方法加以挽救。

四、弯晶热处理工艺

GH220合金热轧棒材组织和性能检验采用标准热处理制度，即1220℃，保温4小时，空冷+1050℃，保温4小时，空冷+950℃，保温2小时，空冷。经标准热处理获得具有平直晶界的合金组织。

GH220合金叶片采用特殊热处理工艺，

获得弯曲晶界，以提高合金的热强性，特别是提高高温塑性。我国的航空发动机首次应用具有弯曲晶界组织的叶片，无疑具有重大影响，很值得重视。

关于高温合金弯晶形成机理，国内外研究者的看法大体上分为二种：一种看法认为，在一定条件下，碳化物在晶界上析出，形成弯曲晶界；另一种看法则认为，在一定条件下，晶界 γ' 的析出是形成弯曲晶界的主要原因。国内对GH220合金弯晶形成机理的看法亦存在上述差异^[8-8]。

弯曲晶界对GH220合金性能的影响（与标准热处理状态的平直晶界相比较），有以下几个方面^[9-13]：

1. 弯晶能显著改善合金的室温冲击韧性；
2. 弯晶显著提高合金的高温拉伸塑性，对高温拉伸强度无明显影响；
3. 弯晶能提高合金的持久寿命和持久塑性，显著提高缺口持久寿命；
4. 弯晶能显著提高合金的冷热疲劳性能；
5. 弯晶能降低蠕变第二阶段的蠕变速率，延长蠕变断裂寿命；
6. 弯晶对旋转弯曲疲劳性能没有显著的影响；
7. 弯晶能提高合金的长时组织稳定性，延迟针状相的析出时间。

国内对GH220合金弯晶热处理工艺做了大量深入的研究工作，推荐使用的弯晶工艺可分为三种类型：等温工艺（1220±10℃，保温4小时，空冷至1070±30℃，转入1070±10℃炉中保温2.5小时，空冷+950±10℃，保温2小时，空冷）、缓冷工艺（1220±10℃，保温4小时后以每分钟3~5℃的速度冷却到1100±10℃，空冷+1050±10℃，保温4小时，空冷+950±10℃，保温2小时，空冷）和回溶工艺（1220±10℃，保温4小时，随炉冷却到1050±10℃，保温4小时，空冷+1125±10℃，保温4小时，空冷+950±10℃，保温2小时，空冷）。由于工艺不同，导致晶界弯曲程度、晶内 γ' 与

晶界 γ' 和碳化物相尺寸等方面的差异,这些将直接影响到晶界强度与晶内强度匹配情况,反映在性能上也有所不同。但上述工艺都能使GH220合金得到弯曲晶界,都能程度不同地提高合金的综合性能。

弯晶热处理工艺应该在更多的合金中广泛研究、使用。

五、长时组织稳定性

复杂的高温合金在高温长时暴露,处于时效状态,组织粗化,热强性能衰减;此外,合金在高温长时暴露过程中,可能产生 σ 相、 μ 相等拓扑密排相,将使合金的热强性能急剧降低。作为航空发动机重要转动部件的涡轮叶片是在高温高速下长时工作的零件,不但要求叶片具有足够的热强性,而且要具有长时组织稳定性,以保证零件长时工作的安全与可靠性。因此,合金的长时组织稳定性问题受到国内外广大科研工作者的极大重视,相继开展了大量的试验研究工作。

针对GH220合金的长时组织稳定性问题,已经进行了深入细致的研究^{[14]~[17]}。

1. 合金经750℃长期时效, γ' 相总量约增加20%,碳化物总量增加50~60%,1200小时时效出现极少量的针状相,显微组织基本稳定。随时效时间的增长,硬度明显提高,持久性能略有提高,高温拉伸强度基本不变,持久和高温拉伸塑性无明显变化。

2. 合金经850℃长期时效,合金组织发生明显改变, γ' 相普遍长大, γ' 相总量约增加15%,碳化物总量增加一倍多,时效300小时以后开始有少量针状相析出,随时效时间增长,针状相由少渐多,晶内MC分解,晶界碳化物明显长大,趋于连成长条状,晶界 γ' 带加宽。⁸50℃长期时效后,硬度略有提高,持久寿命略微降低,高温拉伸强度、高温拉伸塑性、持久塑性无明显变化。

3. 合金经900℃长期时效,组织上的变化介于850℃和950℃长期时效之间。高温拉伸

强度有所降低,但仍能达到技术条件要求,时效至1200小时其持久寿命仍可达30~40小时,高温拉伸、持久塑性变化不明显,对旋转弯曲疲劳性能无显著影响。

4. 合金经950℃长期时效,显微组织变化显著。 γ' 相总量增加不到4%,但 γ' 相尺寸急剧长大,有的部位 γ' 相已连成柱状;碳化物总量较标准热处理状态提高两倍,晶内MC碳化物普遍分解,在其周围析出 $M_{23}C_6$ 颗粒;晶界碳化物很快长大,有更多的晶界碳化物连成长条状,晶界 γ' 带变得更宽,由标准热处理状态下的链状晶界变成薄膜晶界。硬度变化不明显,持久寿命、高温拉伸强度显著降低,持久、高温拉伸塑性亦有所降低。

5. 合金W+Mo总量低于合金成分的中限水平时,长期时效后产生以 M_6C 为主的针状相,针状相主要分布在晶界、孪晶界上。针状 M_6C 相析出的峰值温度为900~950℃,它对性能的影响主要反映在上述的3~5条内。

6. 合金W+Mo总量接近或超过合金成分的中限水平时,长期时效后产生以 μ 相为主的针状相(分布在晶内,呈魏氏体组织)。 μ 相析出的峰值温度为850~900℃。 μ 相急剧降低合金的持久寿命,提高持久、高温拉伸塑性(特别是断面收缩率成倍地提高)。

合金经长期时效后析出的大量 μ 相,可用1100℃保温4小时空冷+950℃保温2小时空冷的恢复热处理制度,使合金组织向标准热处理状态靠近(图1),合金性能可达到或接近技术条件要求(图2)。

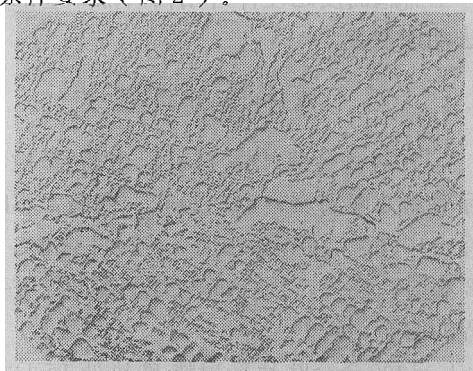


图1 恢复热处理后的组织 5000×

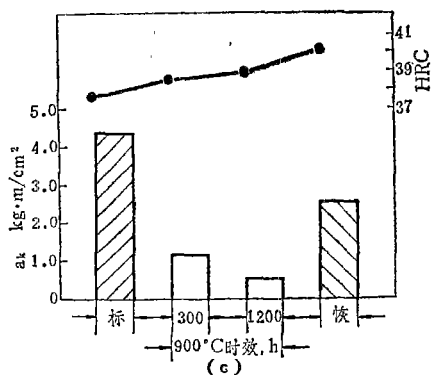
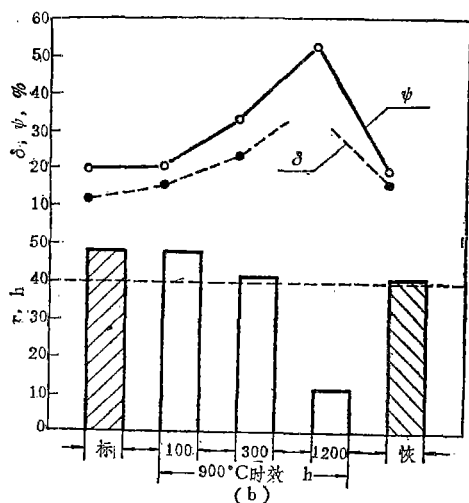
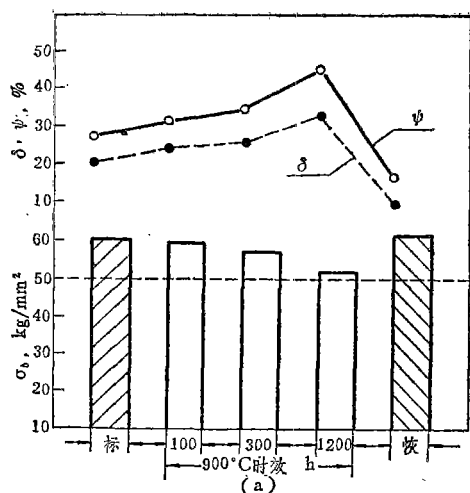


图 2 恢复热处理后的性能

通过对GH220 合金长时组织稳定性研究, 初步认为, 该合金可以在 900℃ 以下长时稳定地工作, 可以在900~950℃之间短时工作。

六、涡轮叶片表面防护涂层

涡轮叶片长期在高温高速下工作, 受燃气、大气及周围环境介质的腐蚀作用, 将大大危害零件的使用寿命。因此, 涡轮叶片广泛使用表面防护涂层。GH220 合金Cr含量相对较低(约10%), 高温下的抗氧化、抗腐蚀能力较差, 更需要对叶片表面加以防护。GH220合金制成的一级涡轮叶片用AZ-2保护涂层, 取得了满意的效果^[18]。

1. AZ-2 涂层采用真空蒸镀-扩散渗铝工艺, 其主要工艺步骤是, 首先在叶片表面真空蒸发沉积一定厚度的铝; 而后进行扩散处理。AZ-2涂层应用于GH220合金叶片, 其主要工艺参数如下: 铝膜厚度18~20 μ ; 扩散温度920℃; 扩散时间60~120分钟。在这些条件下, 涂层厚度约31~40 μ , 涂层铝浓度为29~30%左右。AZ-2涂层由外层、中间层和扩散层组成, 其组织结构是: 外层为在 β -NiAl相的基体上分布着密集的第二相 γ' 质点; 中间层则是在 β -NiAl相的基体上有着较少的第二相质点, 或者为单一的 β -NiAl相; 扩散层则主要为 β -NiAl相和碳化物相。

2. AZ-2涂层具有较好的抗氧化抗热腐蚀(盐腐蚀和燃气腐蚀)性能; 对基体合金瞬时拉伸性能、机械疲劳性能没有明显影响; 但在900℃下, 使基体合金的持久性能明显降低, 在750℃下, 使基体合金的持久性能明显提高。

3. AZ-2真空蒸镀渗铝工艺具有以下特点, 即彻底消除了污染, 大大减轻了劳动强度, 适合大批量生产; 可以局部渗铝, 在某种程度上还可以控制局部涂层厚度; 由于整个过程不需要活化剂, 不接触粉尘, 所以免除了一整套后处理工序, 在批生产中表现出明显的经济效益。

7. 弯晶组织与直晶组织相比, 能延迟针状相的析出时间, 具有稍好些的组织稳定性。

试验室以及生产条件下的大量试验研究和长期试车的结果表明,AZ-2涂层能保护GH220合金涡轮叶片在规定的寿命期内可靠地工作。

七、地面台架长期试车

由GH220合金棒材经模锻、等温弯晶热处理及真空蒸镀渗铝等一系列工艺生产的涡轮叶片已经经过450小时(累计试车836小时42分)地面台架试车考验,情况良好。

发动机经150小时试车(累计试车236小时)、300小时试车(累计试车445小时)后,分别作了分解检查^[19,20]。下面介绍300小时试车后分解检查叶片的情况。

1. 叶片表面涂层情况:部分叶片在叶背的进气边靠近叶尖部位,发现有黑点甚至黑条。分析结果表明,所产生的黑点、黑条即是涂层的局部破坏,腐蚀达到基体。可以采用适当增加涂层厚度的方法推迟黑点、黑条产生的时间。若增加预氧化工序,则可以进一步提高涂层的抗蚀性。

此外,对涂层成分和组织分析表明,叶片经300小时长试后,涂层外层的铝浓度由29%降到约20%,即长试后涂层增厚,铝浓度下降,但是其变化速度随时间的增长而缓慢下来。涂层的相组成没有变化。因此,在这种工作条件下,涂层组织具有足够的稳定性,经300小时试车后,仍具有较好的抗氧化性能。

2. 300小时试车后,叶片基体组织的 γ' 相、碳化物相尺寸增大,针状相数量渐渐增多,这些都符合对合金长时组织稳定性研究所得出的结论。

3. 分析表明,300小时长试后,叶片内部已出现蠕变孔洞,定量计算蠕变孔洞的数量后认为,300小时试车后的叶片相当于该合金蠕变第二阶段的中期^[10]。

至今为止,叶片已通过450小时试车考验,情况良好,不久将再次分解检查。应对叶片涂层、基体组织,特别是蠕变孔洞认真检查、分析研究,确保地面台架试车顺利进行下去,并

为GH220合金叶片的寿命估算积累经验,提供素材。

八、结束语

GH220合金的研制、生产、应用既有对我国高温合金生产经验的继承,又有某些方面的创新,特别是在添加微量元素镁和弯曲晶界热处理工艺等方面的研究与应用取得了可喜的进步。尽管如此,还有很多工作等待我们去做,如扩大炉批量、提高成材率、使用返回料、确定Si含量的上限值、叶片蠕变孔洞与叶片寿命的关系以及蠕变孔洞的消除方法等。

我整理的这篇“GH220合金应用综述”远远不能概括课题组成员三年多辛勤劳动的成果,只是想把这丰富内容中的应用方面的几个主要部分扼要地介绍给读者,并请读者从参考文献中去扩大了解GH220合金的应用情况。因工作局限性的关系,本文未能将合金冶炼、主量微量元素控制、轧制工艺及热处理制度的确定等内容包括进去。

参 考 文 献

- [1] GH220合金在发动机一级涡轮叶片上的应用总结,四二〇厂,1983.4.28。
- [2] GH220合金加工工艺研究,长钢三分厂、六二一所,1983.3。
- [3] GH220合金年轮状偏析的研究,抚顺钢厂,1983.1。
- [4] GH220合金工艺塑性与再结晶研究,六二一所、长钢三分厂,1981.8。
- [5] GH220合金模锻工艺总结,四二〇厂、六二一所,1983.5。
- [6] 高合金化镍基变形高温合金中弯曲晶界的初步研究,北京钢铁研究总院、抚顺钢厂,《金属学报》,Vol.9, No3, 1983.3。
- [7] GH220合金弯曲晶界形成的机制,北京钢铁学院、四二〇厂,1983。

- [8] 两种热处理工艺中弯曲晶界形成机理的研究, 上钢五厂研究所, 1983。
- [9] GH220合金四种热处理制度对比试验总结(初稿), 六二一所, 1983.11。
- [10] 弯曲晶界对GH220合金蠕变与断裂的影响, 四二〇厂、北京钢铁学院, 1982.11。
- [11] GH220合金热处理制度研究, 六二一所, 1981.8。
- [12] GH220合金制造发动机一级涡轮叶片等温弯曲晶界热处理工艺的研制及应用研究综述, 四二〇厂、北京钢铁学院、六二一所, 1983.8。
- [13] GH220合金弯曲晶界的研究, 北京钢铁研究总院, 1983.8。
- [14] 长期时效对GH220合金组织和性能的影响, 六二一所, 1981.8。
- [15] GH220合金长期时效组织稳定性研究, 北京钢

铁研究总院、抚顺钢厂, 1983.8。

- [16] GH220合金在长期时效过程中组织结构及力学性能稳定性的研究, 北京钢铁学院、四二〇厂、长钢三分厂, 1983.4。
- [17] GH220合金长时组织稳定性研究, 六二一所, 1983.5。
- [18] 航空发动机涡轮叶片用AZ-2保护涂层研制报告, 六二一所、四二〇厂, 1983.5。
- [19] 台架试车(150小时)对国产GH220合金一级涡轮叶片组织和性能的影响, 北京钢铁学院、四二〇厂、六二一所, 1983。
- [20] 涡喷型发动机一级涡轮叶片(GH220)300小时长试后实物分析, 四二〇厂、北京钢铁学院、六二一所, 1983.5。

(上接第48页)

在我国, 铸造高温合金返回料应用问题, 也已引起有关部门的重视, 在部分合金的技术条件中作了规定, 如: 有关K3、K5、K17、K18、K19等母合金锭的“航标”中规定: “不得使用废叶片、浇冒口等返回料浇注零件”,

“返回料使用前需经真空精炼浇注成母合金锭。”“浇注零件时, 母合金锭中返回料的比例不得超过50%。”我国的含Hf铸造高温合金刚刚进入推广应用阶段, 有关返回料应用的研究工作也刚刚开始进行, 但可以相信: 这一问题, 不久将会有妥善的解决办法。

参考文献

- [1] W.H.Sutton, D R.Green, Superalloys: Metallurgy and Manufacture, 1976, p171.
- [2] P.Viatour and Others, High Temperature Alloys for Gas Turbines, 1978, p875.
- [3] J.M.Drapier, High Temperature Alloys for Gas Turbines 1982, p887.
- [4] K.Harris and others, ASME 83-GT-244, 1983.
- [5] 小林一典, JACT News, 1983, No324, p31.

国产第一个碳纤维 维预浸料牌号诞生

今年七月下旬在北京召开的碳纤维预浸料鉴定会上, 国产第一个碳纤维预浸料牌号4211/T300已通过正式鉴定。该预浸料是航空材料研究所的研制成果。作为航空工业部的预研课题, 有关同志辛勤劳动四年, 获得的结晶。该预浸料性能与国外同类牌号性能相当。产品最大规格为1200×800mm, 性能可靠, 质量稳定。

该牌号预浸料是在一系列工艺技术研究基础上诞生的, 采取全面质量管理的办法, 制造工艺过程中每一工序都进行严格的质量控制, 从原材料入厂直至预浸料制成全过程具有全套完整的质控标准及办法。鉴定会代表认为: 4211/T300预浸料的研制与生产, 在国内同行业中具有先进水平。

我们预祝不同温度等级、不同树脂体系的碳纤维及其它纤维预浸料牌号将不断出现。

(特约通讯)