

ZL114A 铝硅合金微观疏松的 HIP 工艺处理

樊振中^{1,2}, 臧季冬³, 闫晓博³, 王端志³, 王胜强^{1,2}

1. 中国航空工业集团公司北京航空材料研究院, 北京 100095
2. 北京市先进铝合金材料及应用工程技术研究中心, 北京 100095
3. 北京宇航系统工程研究所, 北京 100076

摘要 采用光学显微镜 OM、扫描电镜 SEM、WDW-100 KN 万能拉伸试验机、PLA30050 疲劳试验机, 结合三因素三水平正交试验, 研究了不同等级微观疏松冶金缺陷经热等静压处理(HIP)工艺处理后的微观组织与力学性能。结果表明, HIP 工艺处理温度对 Q 值(合金材料综合性能数值)影响最高, 其次为 HIP 压力与时间。ZL114A 合金 III 级微观疏松冶金缺陷经 540°C 与 140 MPa 下 HIP 处理 4 h 后, 合金材料的抗拉强度、屈服强度、延伸率、布氏硬度与轴向疲劳寿命分别增至 340 MPa、280 MPa、8%、125 HBS 和 4.1×10^5 , 综合力学性能 Q 值达到 475.45。综合工艺成本与使用效果考虑, ZL114A 合金优先选用 540°C、140 MPa 与 2 h 的 HIP 工艺参数。相同 HIP 工艺参数下, 与 III 级微观疏松冶金缺陷相比, I 级与 II 级微观疏松冶金缺陷区域经 HIP 处理后的 Q 值分别提升 5.1% 与 2.4%; IV 级与 V 级微观疏松冶金缺陷区域分别降低 15.98% 和 25.61%。

关键词 ZL114A 合金; 微观疏松; HIP 工艺; 微观组织; 力学性能

由于密度低、比强度高、比刚度高、耐腐蚀性好与加工性能优异等工艺特点, 且经加工成型与热处理后, 具有良好的力学性能与物理化学性能, 铝合金在航空航天、兵工电子、船舶交通等行业得到了广泛的推广应用^[1-4]。Al-Si 系合金具有优异的工艺流动性能, 多用于制造非受力部位的中大型薄壁复杂曲面结构件; Al-Mg 系合金加工性能优异, 但室温力学性能较低, 经表面处理多用于制造密封构件; Al-Zn 系合金不经热处理即可获得良好的机械性能与降噪减震性能, 但比重大, 在航空航天领域应用较少, 多用于船舶制造行业; Al-Cu 系合金经 T6(固溶热处理后进行人工时效)热处理后, 抗拉强度高可达 500 MPa 且延伸率 $\geq 5\%$, 但铸造工艺性较差, 糊状凝固区间内 Cu 元素极易形成偏析冶金缺陷^[5-7]。综合制造成本、加工周期、技术成熟度考虑, Al-Si 系合金材料尤其是 ZL114A 在航空航天与轨道交通等领域的应用最为广泛, 占铝合金铸件总量的 24%~32%。

受合金熔体质量与凝固成型工艺设计参数影响, 铝硅系合金在制造大型薄壁与复杂空腔结构铸件时, 充型补缩不足区域产生的微观疏松冶金缺陷直接削弱了结构件的密封性、机械力学性能等技术指标, 严重可直接导致铸件报废, 造成

资金与资源浪费。目前中国针对铝硅合金微观疏松冶金缺陷开展的相关研究多集中于高纯合金熔体制备、凝固工艺仿真优化设计及微观疏松形成与扩展机理等方向, 对微观疏松冶金缺陷热等静压处理(HIP)后的组织与性能评价开展的研究较少; 国外一些研究成果由于直接应用于军事装备领域, 涉及国防军工安全, 报道较少。隋泳恩等^[8-10]研究发现采用 HIP 对铸造铝合金叶片处理后, 材料的疲劳强度与循环寿命均得到了明显提升。叶呈武等^[11]研究证实, 采用 HIP 工艺可有效紧实钛合金粉末在包套过程的紧实度, 有效提升材料的综合性能, 减少微气孔冶金缺陷; 喻思等^[12-13]研究结果表明, 采用粉末冶金制造铝合金精密构件时, 选用合适的热等静压工艺参数, 可以有效提升材料内部的致密度, 有效增加构件的疲劳寿命; Mashl^[14]及王晓林、郎利辉、龚怡、张庆云等研究结果表明, 采用 HIP 工艺对铸造铝合金、钛合金及焊接组织进行处理, 可有效消除材料内部组织中的微观缺陷, 热等静压下材料内部缺陷的弥合是一个蠕变、扩散连接的过程, 当压力高于处理温度下的金属蠕变强度时, 材料内部封闭的缺陷将逐步弥合, 在高温扩散作用下紧密连接在一起^[14-21]。上述研究成果多是对粉末冶金过程中 HIP 工艺作用效果进行测试

收稿日期: 2016-09-07; 修回日期: 2017-02-10

基金项目: 中国航空工业集团公司北京航空材料研究院新产品研发基金项目(KJSC160206)

作者简介: 樊振中, 高级工程师, 研究方向为大型薄壁整体铝合金铸件凝固成型制造与新型合金材料, 电子信箱: fanzhenzhong2010@163.com

引用格式: 樊振中, 臧季冬, 闫晓博, 等. ZL114A 铝硅合金微观疏松的 HIP 工艺处理[J]. 科技导报, 2017, 35(13): 90-97; doi: 10.3981/j.issn.1000-7857.2017.11.014

评价,或对服役工况苛刻条件下铝合金精密构件HIP工艺处理后材料内部冶金组织与疲劳寿命的提升进行工艺评估,对材料内部存在冶金缺陷下HIP工艺的性能评价开展的研究较少。本文以STX-2型发动机气缸体铸件为研究对象,通过设计正交试验优化HIP工艺参数,并对不同等级微观疏松冶金缺陷HIP处理后的微观组织与力学性能进行分析表征,可为大型薄壁与复杂空腔结构铝合金铸件的HIP工艺处理提供丰富的理论与数据支撑。

1 实验材料与方法

ZL114A合金材料的化学成分为Si、Mg、Ti等(表1)。合金熔炼工艺:将高纯铝锭(99.99%,质量分数)升温至750℃,加入Al-12%Si中间合金;降温至680℃,加入纯Mg锭与Al-5Ti-B中间合金;随后升温至720℃,采用纯Ar气并加入C₂Cl₆精炼除气20 min;降温至715℃完成STX-2型发动机气缸体铸件的树脂砂型低压浇注。STX-2型发动机汽缸体的3维结构示意图如图1。

表1 ZL114A铸造铝合金化学成分

Table 1 Chemical compositions of ZL114A aluminum alloy

化学成分	Si	Mg	Ti	Mn	Fe	Cu	Zn	Al
质量分数/%	6.85	0.56	0.13	0.10	0.08	0.08	0.05	Bal.

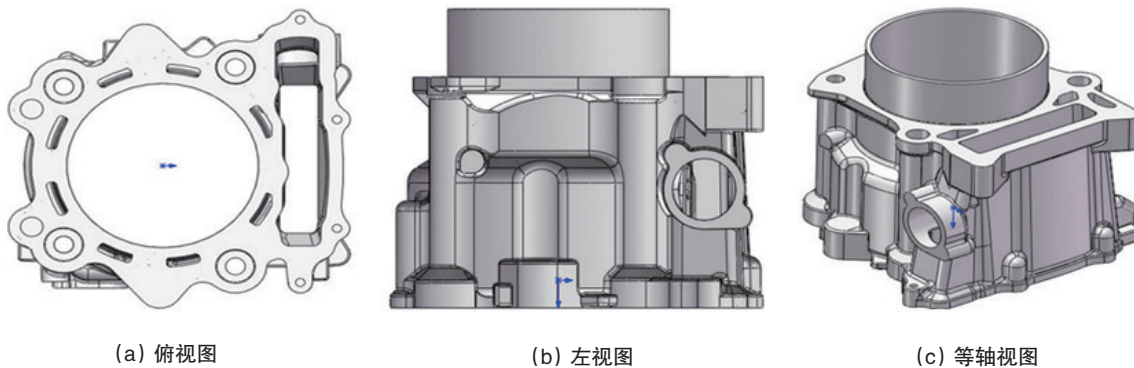


图1 STX-2型发动机气缸体结构示意图

Fig. 1 Diagrams of STX-2 type engine block

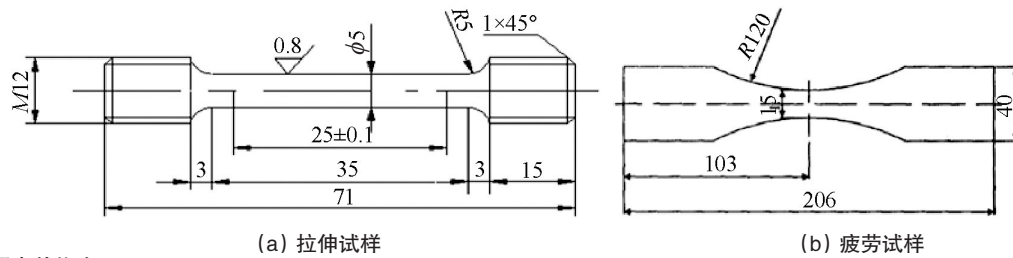
ZL114A铝合金时效热处理在SLH101型数显电热鼓风干燥箱时效炉内完成,表2为ZL114A合金材料的T6热处理工艺参数。试验截取微观疏松冶金缺陷区域本体试样并加工为 $\phi 5$ 标准力学性能拉伸试棒,并依次采用400#、800#、1500#砂纸对试棒表面打磨抛光,以消除表面机加磨痕对试样力学性能测试结果的影响,并以3根试棒为一个试验测试组,取其平均值作为力学性能测试结果。力学性能实验在WDW-100KN试验机上完成,夹头移动速度为2 mm/min;布氏硬度测试由S150001数显布氏硬度测试仪完成,加载载荷为9.80665 N,加载时间为15 s。合金微观组织OM测试由

AX10ZIESS光学显微镜完成,金相腐蚀剂选用低浓度混合酸, $V(\text{HF}):V(\text{HCl}):V(\text{HNO}_3):(H_2O)=2:3:5:195$,晶间腐蚀剂为1 L H₂O、57 g NaCl、10 mL H₂O₂,拉伸试样的断口形貌利用FEI-Quanta 600扫描电子显微镜分析。疲劳试验在PLA30050疲劳试验机上进行,在室温、试验室空气介质的环境下进行试验,应力水平设置在140 MPa,应力比 $R=-0.1$,测试轴向应力疲劳性能,即轴向对称加载,控制波形为正弦波,循环加载频率为120 Hz,试样被循环加载直至断裂,记录加载周次;拉伸与疲劳力学性能拉伸试样3维尺寸如图2所示。

表2 ZL114A合金T6热处理工艺参数

Table 2 T6 heat treatment parameters of ZL114A alloy

固溶温度/℃	固溶时间/h	介质	淬火介质温度/℃	淬火转移时间/s	时效温度/℃	时效时间/h
540	14	H ₂ O	45~50	≤25	160	8



注:图中单位为mm。

图2 力学性能测试试样尺寸示意

Fig. 2 Dimension diagram of mechanical test specimen

2 结果与讨论

2.1 HIP工艺参数优化

合金熔体完成充型后,受合金熔体内部非均质形核与铸件/铸型界面热量传输交换作用,逐步开始凝固冷却,氢含量饱和度在高温熔融液态、液固糊状区与固态相差较大,随着凝固冷却过程的持续进行,合金熔体内部的氢原子大量偏集团聚,并不断扩散逸出。当凝固温度梯度分布较为规律时,大量氢气得以排除,铸件内部微观疏松冶金缺陷数量大为减少。当铸件的凝固温度场分布无序或冒口补缩不足时,大量氢气被包裹在合金熔体内部,随着凝固冷却过程的进行,氢原子受凝固界面迁移被不断排挤,最终凝固完毕后弥散分布在晶界上,产生了较为严重的微观疏松冶金缺陷,恶化了合金材料的综合力学性能。图3所示为STX-2型发动机气缸体铸件内部的微观疏松冶金缺陷,如图3(a)箭头位置所示,STX-2型发动机机内部空腔部位由于补缩不足,在凝固末期产

生了较为严重的微观疏松冶金缺陷,疏松冶金缺陷的光学显微镜OM、扫描电镜SEM测试表征分别见图3(b)与3(c)。

图4所示为ZL114A合金材料屈服强度随温度变化测试结果。ZL114A合金材料为三元共晶合金,液/固相线温度分别为613℃与555℃,50℃时合金屈服强度为270 MPa,随着测试温度上升,合金材料的屈服强度连续下降,300℃时合金材料的屈服强度降至82 MPa,当测试温度>500℃时,合金材料的屈服强度仅为32 MPa。铝合金材料HIP工艺温度多选择高于500℃,HIP压力多选择高于100 MPa,通过施加高压,合金材料发生大范围的热塑性变形,材料内部大量微观缺陷崩塌愈合,在HIP高压作用下,通过热态挤压将缺陷区域焊接在一起。试验通过在STX-2型发动机气缸体铸件内部切取同级微观疏松冶金缺陷(HB963—2005中Ⅲ级疏松)试样,设计了三因素三水平正交试验,并对不同工艺参数HIP工艺处理后的试样进行了力学性能测试分析,结果见表3。

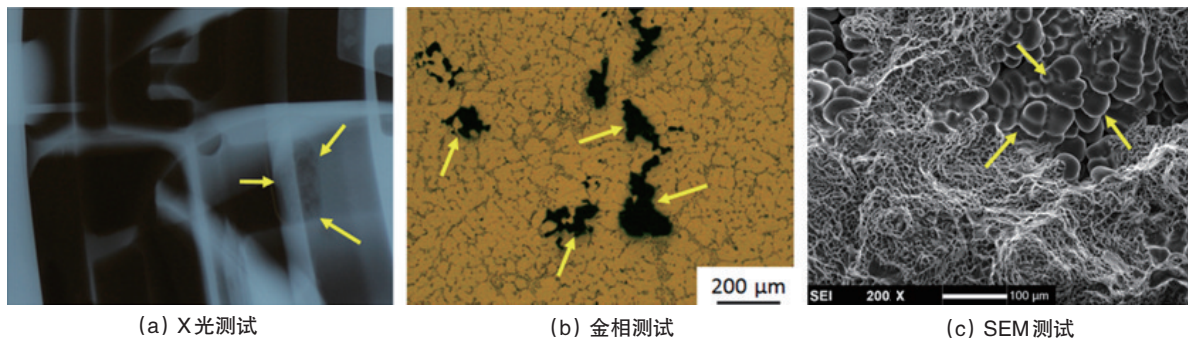


图3 STX-2型发动机气缸体铸件微观疏松冶金缺陷

Fig. 3 Micro-porosity metallurgical defects of STX-2 type engine block casting

表3 HIP工艺正交试验设计表与性能测试结果

Table 3 Orthogonal design table and test results of HIP process

序号	温度/℃	压力/MPa	时间/h	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	延伸率/%	布氏硬度/HBS
1	500	100	2	260	220	2.0	90
2	500	120	4	280	240	3.2	108
3	500	140	6	300	245	4.2	120
4	520	100	4	290	235	3.6	105
5	520	120	6	310	245	4.5	110
6	520	140	2	320	260	5.6	114
7	540	100	6	300	250	6.2	108
8	540	120	2	325	265	6.8	118
9	540	140	4	340	280	8.0	125

如表3所示, HIP 温度参数分别选择了 500℃、520℃与 540℃, 压力参数分别选择了 100、120 与 140 MPa, 时间分别选择 2、4 与 6 h, 结合式(1)对不同 HIP 工艺参数下的 Q 值进行了计算分析, 结果见图5。

$$Q = UTS + 150l\delta \quad (1)$$

式中, UTS 为抗拉强度(ultimate tensile strength), δ 为延伸率。

为合金材料的综合性能数值(包括机械强度与塑韧性 2 个方面的评价)。由表3测试结果可知: 相同 HIP 工艺温度下, 随着 HIP 压力与时间的增加, 合金材料的紧实度连续上升, 合金材料的抗拉强度与延伸率得以显著提高; 相同 HIP 压力下, 随着 HIP 温度与时间的增加, 合金材料的抗拉强度、屈服强度与延伸率连续增加。将图5中 Q 值测试结果代入正交

试验进行极差分析, 计算结果见表4。表中 F 值为均方与自由度的比值, F 比值是 F 值与其在相应显著性水平下的 F 临界值的比值, 二者可作为反映显著性差异的参数。由表4的极差 R 测试结果可知: HIP 工艺温度对合金材料的综合力学性能影响最大, 其次依序为 HIP 压力与 HIP 时间, HIP 温度对合金材料综合力学性能的影响程度近似为 HIP 时间的 9 倍。结合图4测试结果分析: 相同 HIP 工艺压力与时间下, 随着 HIP 工艺温度(>500℃) 的提高, 合金材料的屈服强度急剧下降且整体处于热塑性状态, 热塑性应变与 HIP 压力近似呈单向变化关系, 在 HIP 高压作用下, 合金材料内部的微观缺陷发生大程度的挤压变形, 焊合在一起, 合金材料致密程度得以明显提升。

表4 正交试验极差测试结果

Table 4 Range analysis results of orthogonal experiment

因素	偏差平方和	自由度	F 比值	F 临界值	极差 R
温度	14061.48	2	1.000	19.0	96.667
压力	6966.22	2	0.495	19.0	67.917
时间	178.89	2	0.013	19.0	10.916

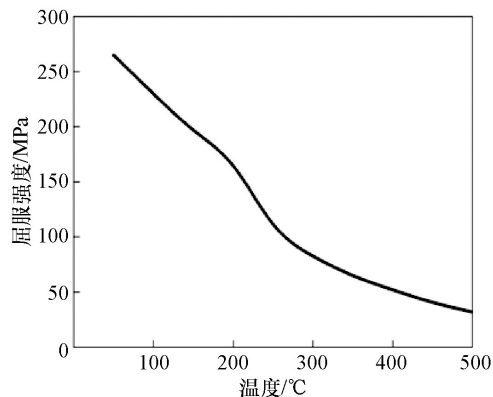


图4 ZL114A 合金材料屈服强度随温度变化曲线
Fig. 4 Curve of yield strength versus temperature of ZL114A alloy

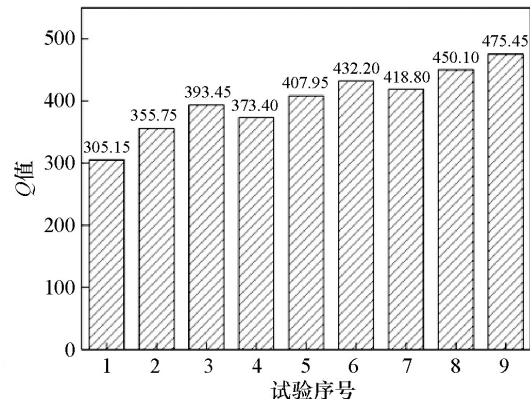


图5 正交试验 Q 值测试结果
Fig. 5 Q value test results of orthogonal experiment

试验采用 PLA30050 疲劳试验机对 HIP 工艺处理前后 ZL114A 合金材料的疲劳性能进行了测试分析, 测试结果见表5。由表5测试结果可知: III 级微观疏松冶金缺陷的 ZL114A 合金材料经 HIP 工艺处理后, 合金材料的轴向疲劳循环次数得到显著提高, 平均提高约 238.4%; 其中合金材料经 540℃、140 MPa 下 HIP 工艺处理 4 h 后, 轴向疲劳循环次数由 0.98×10^5 提高至 4.1×10^5 , 增加约 318%, 且在此 HIP 工艺参数下, ZL114A 合金材料的抗拉强度、屈服强度、延伸率与布氏硬度分别为 340 MPa、280 MPa、8% 与 125, 机械力学性能与常规 ZL114A 合金材料(不含缺陷)相当, 综合力学性能 Q 值达到 475.45。图6为 ZL114A 合金材料 HIP 工艺处理后的微观组织测试结果。由图6(a)可见, 经 HIP 工艺处理, 图3(b)中分布在晶界处的微观疏松冶金缺陷在 HIP 高温高压作用下得

到了有效的热塑性焊合, 微观疏松冶金缺陷得以消除, 合金材料组织致密度得到明显改善。经 HIP 工艺处理后, 分布在初生 α -Al 基体周围的二元与三元共晶相受热挤压作用, 富集弥散分布在晶界边缘, 如图6(b)箭头标识位置所示。在轴向加载应力作用下, 合金材料受交变应力作用, 内部残余应力不断叠加, 当应力叠加峰值超出合金材料屈服强度时, 将产生微裂纹并沿晶界区域快速延伸扩展, 在断面表面残留下一一定数量的裂纹扩展带, 如图6(c)箭头所示。

2.2 微观疏松等级影响分析

受凝固工艺设计参数影响, 合金熔体在不同的凝固温度梯度下将形成不同等级的微观疏松冶金缺陷。不同疏松等级 ZL114A 合金材料经 HIP 工艺 540℃、140 MPa 下处理 4 h 后, 力学性能测试结果见表6。由表6可知: 存在 I 级疏松冶

表5 正交试验疲劳性能测试结果

Table 5 Fatigue performance analysis results of orthogonal experiment

正交试验序号	HIP工艺处理前循环次数	HIP工艺处理后循环次数	增加量/%
1	0.98×10^5	2.6×10^5	165
2	0.98×10^5	2.9×10^5	195
3	0.98×10^5	3.2×10^5	226
4	0.98×10^5	3.0×10^5	206
5	0.98×10^5	3.4×10^5	246
6	0.98×10^5	3.6×10^5	267
7	0.98×10^5	3.3×10^5	236
8	0.98×10^5	3.8×10^5	287
9	0.98×10^5	4.1×10^5	318

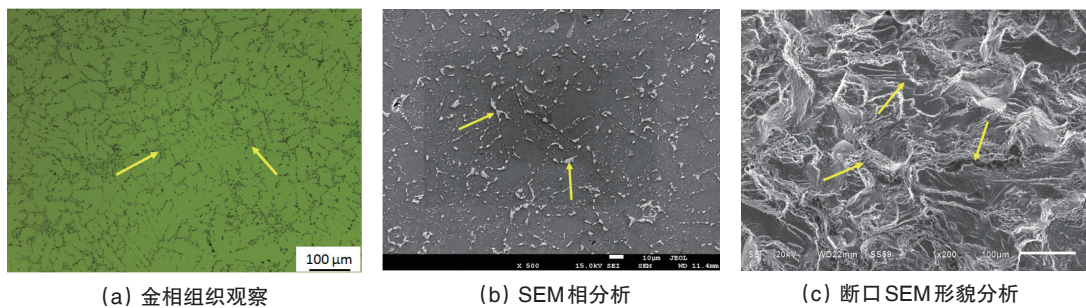


图6 HIP工艺处理组织测试表征

Fig. 6 Characterization analysis after HIP process

金缺陷的ZL114A合金材料经HIP工艺处理后,抗强度、屈服强度、延伸率、布氏硬度与轴向疲劳循环次数分别为352 MPa、302 MPa、9.6%、125与 5.1×10^5 ,可满足HB963-2005与GB/T 1173-2013中I类铸件标准。与I级疏松冶金缺陷相比,ZL114A合金材料存在II级疏松冶金缺陷时经HIP处理,轴向疲劳总循环次数仍可高达 4.3×10^5 ,满足了HB 963-2005与GB/T 1173-2013 II类铸件使用标准。当ZL114A合金材料内部微观疏松冶金缺陷等级 \geq IV时,经HIP工艺处理后合金材料整体致密度虽得到显著提高,但由于微观疏松冶金缺陷程度较为严重,HIP热塑性挤压焊接后,大量缺陷表层被挤压堆叠在一起,富集弥散分布在晶界处,当单向拉伸或轴向疲劳叠加应力峰值超出合金材料屈服强度时,裂纹将沿晶界快速延伸扩展,直至合金材料拉伸或疲劳断裂。当ZL114A合

金材料内部存在V级微观疏松冶金缺陷时,虽经HIP工艺处理,但合金材料的抗拉强度、延伸率与轴向疲劳循环次数仅为274 MPa、3.4%与 1.9×10^5 ,构件难以满足服役使用要求。

结合表6测试结果,试验对不同微观疏松冶金缺陷等级ZL114A合金材料HIP工艺处理后的Q值进行了计算分析,结果见图7。由图7可知:与III级微观疏松冶金缺陷相比,经HIP工艺处理后I级与II级微观疏松冶金缺陷合金材料的Q值分别增加5.1%与2.4%;IV级与V级微观疏松冶金缺陷合金材料经HIP工艺处理后Q值分别降低15.98%与25.61%。考虑到HIP工艺使用成本较高,试验选择III级微观疏松冶金缺陷为试验对象,并在保持处理温度(540℃)与压力(140 MPa)不变条件下,对比分析了不同HIP工艺处理时间下合金材料的力学性能,测试结果见表7。由表7测试结果可知:与

表6 不同等级微观疏松冶金缺陷HIP工艺处理后力学性能测试结果

Table 6 Mechanical properties test results of different micro-porosity grades after HIP process

微观疏松等级	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	延伸率/%	布氏硬度/HBW	疲劳循环次数
I	352	302	9.6	125	5.1×10^5
II	345	286	8.8	124	4.3×10^5
III	340	280	8.0	120	4.1×10^5
IV	306	252	4.2	116	2.8×10^5
V	274	225	3.4	108	1.9×10^5

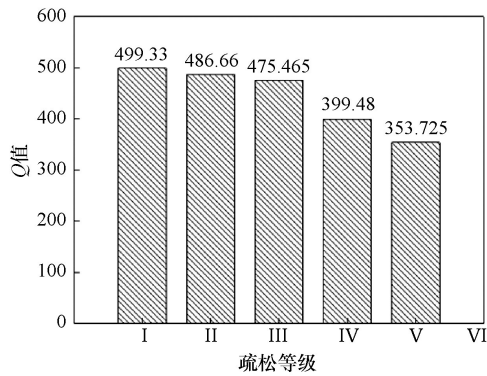


图7 不同疏松等级HIP工艺处理后Q值测试结果
Fig. 7 Q values of different micro-porosity grades after HIP process

HIP工艺处理4 h相比,当HIP工艺时间参数选择为1 h时,合金材料的热塑性挤压焊合尚未充分完成,一定数量沿晶界分布的微观疏松冶金缺陷仍然存在,合金材料的抗拉强度、延伸率与轴向疲劳循环次数仍较低,难以满足构件的设计技术指标;当HIP工艺处理2 h后,沿晶界分布的微观疏松冶金缺陷已基本完成大范围的热塑性挤压焊合,合金材料的综合力学性能已得到充分提升,综合工艺成本与使用效果考虑,针对内部微观疏松冶金缺陷 \leq III级的ZL114A合金材料,应优先选用540℃、140 MPa与2 h的HIP工艺处理参数。

2.3 机理分析

图8为HIP工艺作用机理示意。由于凝固工艺设计参数不当导致凝固温度梯度分布不均,凝固完毕后,大量氢气偏

聚包裹在初生 α -Al基体周围,沿晶界大量分布,导致合金材料内部致密度较低,受单向拉伸或轴向疲劳应力时,晶界处微观疏松冶金缺陷首先发生塑性变形,裂纹源起始于冶金缺陷区域(图8(a))。随着HIP工艺的持续进行,在高温高压作用下,大量初生 α -Al晶粒发生热塑性变形,晶界受热塑性应变开始搭接扭转,微观疏松冶金缺陷区域受持续热挤压作用,最终独立分布于晶界共接处(图8(b));随着热塑性应变的持续进行,初生 α -Al基体晶界不断受挤压逐步发生热态挤压焊合,选择较高的HIP工艺温度,合金屈服强度不断降低,热塑性应变程度随之增加;较高HIP工艺压力下,合金材料在热态挤压焊合后,在高温作用下诱导发生化学扩散,晶界通过化学扩散紧密连接在一起,有效提高了合金材料的致密度与综合力学性能(图8(c))。

当HIP工艺温度与压力选择过高时,晶界处高温化学扩散速度大幅度增加,晶界处分布的O原子来不及扩散逸出,在晶界处发生大范围的氧化反应,在晶界表层生成大量的氧化层,恶化了晶界连接强度,合金材料力学性能随之下降(图8(d)与图9)。当HIP工艺温度、压力与保压时间选择过低时,初生 α -Al基体在热塑性变形条件下完成了微观疏松冶金缺陷的隔离,但此时合金材料的屈服强度仍较高,且过低的HIP压力难以有效诱导发生大范围的热塑性应变,微观疏松冶金缺陷虽被单独隔离但未受到明显的热挤压作用,晶界处的冶金缺陷虽发生了一定程度的崩塌形成晶界堆叠,但未得到有效焊合连接在一起,晶界仍处于应力加载薄弱状态,当受单向拉伸或轴向疲劳应力时,微裂纹起始源仍位于晶界处的微观疏松冶金缺陷区域,合金材料综合力学性能未得到有效提升(图8(e))。

表7 不同HIP工艺处理时间后力学性能测试结果

Table 7 Mechanical property test results under different times of HIP process

HIP工艺时间/h	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	延伸率/%	布氏硬度/HBS	疲劳循环次数
1	302	246	3.8	112	1.8×10^5
2	334	276	7.8	118	3.8×10^5
4	340	280	8.0	120	4.1×10^5

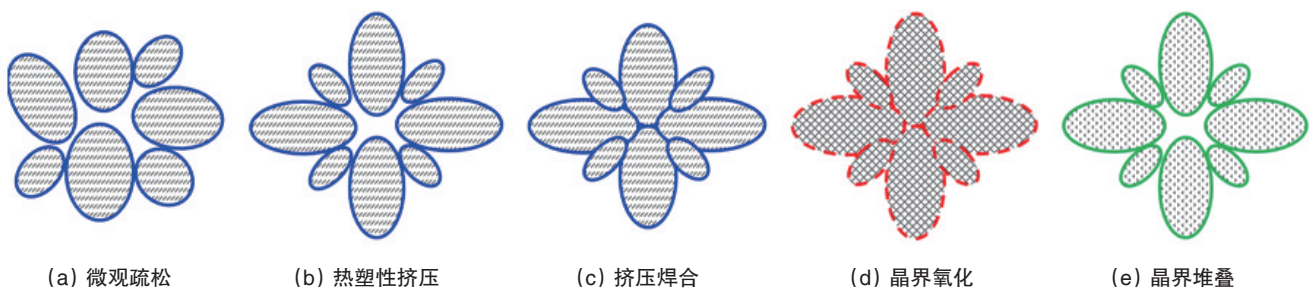


图8 HIP机理分析

Fig. 8 Mechanism analysis of HIP process

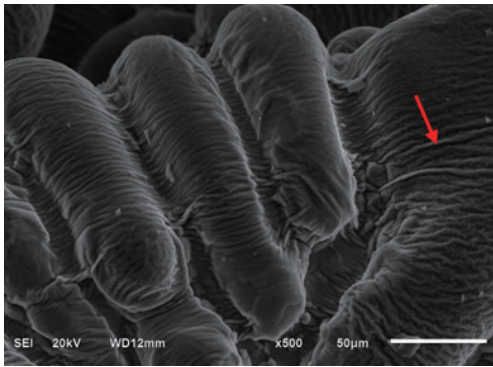


图9 晶界氧化SEM测试

Fig. 9 SEM test results of grain boundary oxidation

3 结论

1) ZL114A 合金材料 III 级微观疏松冶金缺陷经 540℃ 与 140 MPa HIP 工艺 4 h 后, 合金材料抗拉强度、屈服强度、延伸率、布氏硬度与轴向疲劳循环次数分别提升至 340 MPa、280 MPa、8%、125 与 4.1×10^5 , 轴向疲劳循环次数提高约 318%, 综合力学性能 Q 值达到了 475.45; 三因素三水平正交试验结果表明 HIP 工艺温度对合金材料的综合力学性能影响最大, 其次依序为 HIP 压力与 HIP 时间。

2) 与 III 级微观疏松冶金缺陷相比, 经 540℃ 与 140 MPa HIP 工艺 4 h 后, I 级与 II 级微观疏松冶金缺陷的 Q 值分别增加 5.1% 与 2.4%, IV 级与 V 级微观疏松冶金缺陷的 Q 值分别降低 15.98% 与 25.61%。综合工艺成本与使用效果考虑, 针对内部微观疏松冶金缺陷 \leq III 级的 ZL114A 合金材料, 优先选用 540℃、140 MPa 与 2 h 的 HIP 工艺处理参数。

3) 在 HIP 高温高压作用下, 微观疏松区域大量初生 α -Al 晶粒受热发生塑性变形, 晶界受热塑性应变扭转搭接, 发生热塑性焊接, 通过化学扩散紧密连接在一起; 当 HIP 工艺温度与压力选择过高时, 晶界处 O 原子高温化学扩散速度大幅增加, 晶界表层化学反应生成的氧化层恶化了晶界连接强度; 当 HIP 工艺温度与压力选择过低时, 晶界处冶金缺陷虽在热塑性应变下发生崩塌形成晶界堆叠, 但未得到有效的挤压焊接, 晶界仍处于应力加载薄弱区。

参考文献 (References)

[1] 吴欢, 赵永庆, 葛鹏. 航空发动机用关键钛合金零件先进设计及制造技术[J]. 材料导报 A: 综述篇, 2011, 25(4): 101-105.
Wu Huan, Zhao Yongqing, Ge Peng. Advanced design and manufacturing technology of aircraft engine by using key titanium parts [J]. Materials Review A: Review article, 2011, 25(4): 101-105.

[2] 熊艳才. 精密铸造技术在航空工业中的应用和发展[J]. 航空制造技术, 2008, 22: 32-35.
Xiong Yancai. Application and development of precision casting technology in aviation industry[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2008, 22: 32-35.

[3] Liu G C, Shi Y S, Wei Q S, et al. Finite element analysis of pressure influence on densification of titanium alloy powder under hot isostatic

pressing[J]. Key Engineering Materials, 2011, 450: 206-209.

[4] Liu G C, Shi Y S, Wei Q S, et al. Numerical investigation into movement behavior of metal powder during hot isostatic pressing[J]. Materials Science Forum, 2011, 675/677: 913-916.

[5] Wang F, Wu X H, Clark D. On direct laser deposited Hastelloy X: Dimension, surface finish, microstructure and properties[J]. Materials Science and Technology, 2011, 27(1): 344-356.

[6] Yuan W X, Mei J, Samarov V. Computer modelling and tooling design for near net shaped components using hot isostatic pressing[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2007, 182(1/3): 39-49.

[7] Tan L J, Zabarar N. A thermo-mechanical study of the effects of mold topography on the solidification of aluminum alloys[J]. Materials Science and Engineering A[J], 2005, 404: 197-207.

[8] 隋泳恩, 谭朝鑫, 张会国. 热等静压及后续热处理对铸造铝合金叶片力学性能的影响[J]. 铸造, 2000, 49(4): 194-197.
Sui Yongen, Tan Chaoxin, Zhang Huiguo. Effect of HIP and its post treatment on the performance of mechanics of cast aluminum alloy blades[J]. Foundry, 2000, 49(4): 194-197.

[9] 谌启明, 杨靖, 单先裕, 等. 热等静压技术的发展及应用[J]. 稀有金属与硬质合金, 2003, 31(2): 33-38.
Shen Qiming, Yang Jing, Shan Xianyu. Development and application of HIP technology[J]. Rare metals and cemented carbides, 2003, 31(2): 33-38.

[10] Xue P J, Wu Y, Wei Q S, et al. Hot isostatic pressing of Ti6Al4V alloys monolithic bladeed disks[J]. Applied Mechanics and Materials, 2014, 496-500(2): 279-283.

[11] 叶呈武, 王亮, 张旭虎, 等. 钛合金 HIP 近净成形技术在航天上的应用[J]. 材料导报, 2012, 26(12): 112-114.
Ye Chengwu, Wang Liang, Zhang Xuhu, et al. Application of HIP process in the aeronautical of titanium alloy[J]. Materials Review, 2012, 26(12): 112-114.

[12] 詹志洪. 热等静压技术和设备的应用与发展[J]. 中国钨业, 2005, 20(1): 44-46.
Zhan Zhihong. Application and development of hot isostatic pressing technology and apparatus[J]. China Tungsten Industry, 2005, 20(1): 44-46.

[13] 喻思, 郎利辉, 王刚, 等. 2A12 铝合金粉末热等静压成形的性能研究[J]. 粉末冶金工业, 2015, 25(5): 42-46.
Yu Si, Lang Lihui, Wang Gang, et al. Study on the properties of 2A12 aluminum alloy poeder prepared by hot isostatic pressing[J]. Powder Metallurgy Industry, 2015, 25(5): 42-46.

[14] Mashl S J. Combining aluminum heat treat with hot isostatic pressing: A comparison of structure, properties, and processing routes for a cast Al-Si-Mg alloy[J]. Transactions of Materials and Treatment, 2004, 25(5): 546-551.

[15] 王晓林, 赵志龙, 张延生, 等. TC10 合金铸造缺陷在热等静压条件下的弥合机理初探[J]. 铸造, 2011, 60(8): 731-734.
Wang Xiaolin, Zhao Zhilong, Zhang Yansheng, et al. Discussion on closing mechanism of TC10 alloy casting defects under HIP[J]. Foundry, 2011, 60(8): 731-734.

[16] 郎利辉, 王刚, 黄西娜, 等. 包套在铝合金粉末热等静压成形中的屏蔽效应及其对性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2016, 26(2): 261-271.
Lang Lihui, Wang Gang, Huang Xina, et al. Shielding effect of capsules and its impact on mechanical properties of P/M aluminium alloys fabricated by hot isostatic pressing[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2016, 26(2): 261-271.

- [17] 郎利辉, 王刚, 黄西娜, 等. 粉末粒度对热等静压法制备 2A12 铝合金组织与性能的影响[J]. 粉末冶金材料科学与工程, 2016, 21(1): 85-94.
Lang Lihui, Wang Gang, Huang Xina, et al. Effect of powder size on microstructure and properties of 2A12 aluminium alloy prepared by hot isostatic pressing[J]. Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy, 2016, 21(1): 85-94.
- [18] 龚怡, 朱守星, 张少宗. 热等静压对 ZL111-T6 铝合金叶轮组织和性能的影响[J]. 理化检验(物理分册), 2011, 47(6): 333-336.
Gong Yi, Zhu Shouxing, Zhang Shaozong. Effects of hot isostatic pressing on microstructure and properties of ZL111-T6 aluminum alloy wheels[J]. Physical Testing and Chemical Analysis(Part A: Physical Testing), 2011, 47(6): 333-336.
- [19] 杜旭初, 洪润洲, 杨守杰, 等. 热等静压对铝合金铸件组织和性能的影响[J]. 轻合金加工技术, 2016, 44(6): 55-59.
Du Xuchu, Hong Runzhou, Yang Shoujie, et al. Effects of HIP on microstructure and properties of aluminum alloy castings[J]. Light Alloy Fabrication Technology, 2016, 44(6): 55-59.
- [20] 郎利辉, 王刚, 布国亮, 等. 热等静压工艺参数对 2A12 粉末铝合金性能的影响研究[J]. 粉末冶金工业, 2014, 24(5): 19-23.
Lang Lihui, Wang Gang, Bu Guoliang, et al. Study on the effect of hot isostatic pressing process parameters on the properties of 2A12 aluminum alloy powder[J]. Powder Metallurgy Industry, 2014, 24(5): 19-23.
- [21] 张庆云, 陈俐, 陆业航, 等. 热等静压工艺对铝合金激光焊接 T 型接头组织及缺陷的影响[J]. 理化检验(物理分册), 2014, 50(2): 111-115.
Zhang Qingyun, Chen Li, Lu Yehang, et al. Influences of hot isostatic pressing technology on microstructure and defects of laser beam welded aluminium alloy T-joints[J]. Physical Testing and Chemical Analysis(Part A: Physical Testing), 2014, 50(2): 111-115.

Effects of HIP process on microstructure and mechanical properties of micro-porosity in ZL114A alloy

FAN Zhenzhong^{1,2}, ZANG Jidong³, YAN Xiaobo³, WANG Duanzhi³, WANG Shengqiang^{1,2}

1. Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China
2. Beijing Advanced Engineering Technology and Application Research Center of Aluminum Materials, Beijing 100095, China
3. Beijing Institute of Astronautical Systems Engineering, Beijing 100076, China

Abstract The microstructure and mechanical properties of different grades of micro-porosity are studied by optical microscope, scanning electron microscopy, WDW-100KN universal tensile testing machine, and PLA30050 fatigue testing machine, together with the orthogonal test with three factors and levels. The results show that the most important impact parameter on the HIP process is temperature, followed by pressure and time. The tensile strength, yield strength, elongation, Brinell hardness, axial fatigue life and Q value of ZL114A alloy within the micro-porosity of grade III are increased to 340 MPa, 280 MPa, 8%, 125HBS, 4.1×10^5 and 475.45, respectively after the HIP process under 540°C, 140 MPa and 4 h conditions. Considering both the process cost and effect, the optimal parameters of HIP process are 540°C, 140 MPa and 2 h. Compared with the micro-porosity of grade III, the Q values of grade I and grade II are increased by 5.1% and 2.4%, respectively after the HIP process, whereas the Q values of grades IV and V are decreased by 15.98% and 25.61%, respectively.

Keywords ZL114A alloy; micro-porosity; HIP process; microstructure; mechanical properties

(编辑 王志敏)