

InSb芯片碎裂与迸溅金点的关系

张江风 田笑含 张晓玲 孟庆端

Splashed gold bump dependence of cleavage of InSb chip under cyclic liquid nitrogen shocking tests

Zhang Jiang-Feng Tian Xiao-Han Zhang Xiao-Ling Meng Qing-Duan

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 71, 028502 (2022) DOI: 10.7498/aps.71.20211535

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.7498/aps.71.20211535>

当期内容 View table of contents: <http://wulixb.iphy.ac.cn>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

热-电应力下Cu/Ni/SnAg1.8/Cu倒装铜柱凸点界面行为及失效机理

Interfacial reaction and failure mechanism of Cu/Ni/SnAg1.8/Cu flip chip Cu pillar bump under thermoelectric stresses

物理学报. 2018, 67(2): 028101 <https://doi.org/10.7498/aps.67.20171950>

具有变革性特征的红外光电探测器

Recent progress on advanced infrared photodetectors

物理学报. 2019, 68(12): 120701 <https://doi.org/10.7498/aps.68.20190281>

分子离子碎裂过程中动能释放的校准方法

Methods of calibrating kinetic energy release in dissociation process of molecular dications

物理学报. 2020, 69(20): 203401 <https://doi.org/10.7498/aps.69.20200901>

基于石墨烯-钙钛矿量子点场效应晶体管的光电探测器

Field effect transistor photodetector based on graphene and perovskite quantum dots

物理学报. 2018, 67(11): 118502 <https://doi.org/10.7498/aps.67.20180129>

纳米尺度下Si/Ge界面应力释放机制的分子动力学研究

Molecular dynamics study of release mechanism of stress at Si/Ge interface on a nanoscale

物理学报. 2019, 68(2): 026801 <https://doi.org/10.7498/aps.68.20181530>

高速太赫兹探测器

Ultrafast terahertz detectors

物理学报. 2018, 67(9): 090702 <https://doi.org/10.7498/aps.67.20180226>

InSb 芯片碎裂与迸溅金点的关系*

张江风¹⁾ 田笑含¹⁾ 张晓玲²⁾ 孟庆端^{1)†}¹⁾ (河南科技大学电气工程学院, 洛阳 471023)²⁾ (河南科技大学软件学院, 洛阳 471023)

(2021 年 8 月 20 日收到; 2021 年 9 月 24 日收到修改稿)

批量生产中经常发生的铟化钢 (InSb) 芯片碎裂问题制约着 InSb 红外焦平面探测器 (IRFPAs) 成品率的提升. 经分析认为: 低周期液氮冲击下发生在器件边沿区域的 InSb 芯片破碎与该区域中迸溅金点的存在有关. 为从理论上明晰迸溅金点对 InSb 芯片局部碎裂的影响, 本文建立了包含迸溅金点的 InSb IRFPAs 结构模型, 分析了迸溅金点的存在对应力分布的影响. 在此基础上, 在应力集中处预置不同长度的初始裂纹用以描述 InSb 晶片中的位错, 以能量释放率为判据, 探究 InSb 芯片碎裂与迸溅金点和位错线长短的关系. 结论如下: 1) 迸溅金点的存在对 InSb 芯片碎裂的影响是局部的, 在迸溅金点与 InSb 芯片接触区域的两侧会形成两个应力集中点; 2) 环绕预置裂纹的能量释放率会随着预置裂纹长度的增加而加速增大, 当预置裂纹长度接近 InSb 芯片上表面时, 能量释放率近乎指数增加, 并在预置裂纹贯穿 InSb 芯片时达到最大值; 3) 迸溅金点引起的 InSb 芯片破碎属于 I 型断裂失效模式, 在多周期液氮冲击中, 位错线在应力集中效应的驱使下逐步扩展, 直至贯穿 InSb 芯片, 最终形成宏观碎裂失效现象.

关键词: 铟化钢红外焦平面探测器, 迸溅金点, 热应力分布, 能量释放率**PACS:** 85.60.Gz, 61.72.Bb, 46.50.+a, 62.20.mt**DOI:** 10.7498/aps.71.20211535

1 引言

红外焦平面探测器广泛应用于航空航天、红外遥感、导弹制导、气象、医疗及科学仪器等领域. 在现有红外面阵探测器产品序列中, 工作在 3—5 μm 波段的铟化钢 (InSb) 面阵探测器具有均匀性好、暗电流小、量子效率高等优点, 从而在红外探测领域占据重要地位^[1–4]. 为抑制背景噪声, 提高信噪比, InSb 面阵探测器通常工作于液氮温度 (77 K), 但器件封装是在室温 (300 K) 下完成的. 当器件温度从 300 K 快速降至 77 K 时, 相邻材料间因线膨胀系数的不同将诱生热失配, 产生热应力, 过大的热失配应力将会导致 InSb 芯片断裂失效. 在 InSb

面阵探测器的生产中, 需要采用蒸发工艺制备较厚的金层和钢层, 分别用于形成引线电极和制备用于互连的钢柱阵列. 在蒸发工艺中, 通常会发生金属液滴迸溅现象, 滴落在 InSb 芯片上的金液滴冷却后会形成迸溅金点, 这一现象在蒸发工艺中不受控制, 无法避免. 蒸发工艺中产生的迸溅金点分布没有规律性, 如果迸溅金点出现在有效光敏元阵列区域, 则可借助光学显微镜筛选出来. 如果迸溅金点不出现在有效光敏元阵列区域, 则可能存在漏检现象, 使得包含迸溅金点的 InSb 芯片进入后续工艺. 待器件封装完成后, 器件初期能够经受一定次数的液氮冲击而不发生 InSb 芯片碎裂, 但随着液氮冲击次数的增多, 出现了 InSb 芯片碎裂的现象. 经 InSb 芯片局部碎裂区域的选区腐蚀, 材料成分

* 国家自然科学基金青年科学基金 (批准号: 61505048)、河南省高等学校重点科研项目 (批准号: 19A510012) 和河南省自然科学基金 (批准号: 202300410157) 资助的课题.

† 通信作者. E-mail: qdmengly@163.com

分析,判定面阵探测器周边区域的随机迸溅金点是引起 InSb 芯片碎裂的主因. 为从理论上剖析迸溅金点的存在与 InSb 芯片碎裂失效之间的关系,本文建立了包含迸溅金点的 InSb 面阵探测器结构模型,用以定量分析迸溅金点对器件失效的影响.

针对 InSb IRFPAs 生产中出现的 InSb 芯片破碎问题,罗宏^[5]认为 InSb 芯片的破碎源于网状底充胶和电极金属层的形变;孟庆端等^[6]认为钢柱阵列的存在会引起应力局部集中,可导致 InSb 芯片发生张开型碎裂失效和 InSb 芯片与下层结构之间的局部分层. 上述研究能够从宏观层面揭示 InSb IRFPAs 发生局部失效的原因,缺乏对 InSb 芯片碎裂失效微观层面的解读,不能直接用来解释因迸溅金点的存在造成 InSb 芯片的破碎现象. 为此,本文建立了包含迸溅金点的 InSb IRFPAs 结构模型,用于分析迸溅金点的存在对 InSb 面阵探测器结构可靠性的影响,以应力分量为标准,探讨 InSb 芯片的局部碎裂失效模式,以能量释放率为依据,引入虚拟裂纹替代位错线,剖析破碎起源地,以期从宏观与微观两个层面剖析 InSb 芯片在迸溅金点作用下的破碎机理.

2 InSb 面阵探测器制备工艺及晶体缺陷

InSb 面阵探测器的主要制备工艺包括 InSb 芯片制备、硅读出电路 (readout integrated circuits, ROIC) 制备、倒焊互连、底充胶填充及其固化、InSb 芯片背减薄工艺、增透膜淀积以及后续探测器与杜瓦组件的封装和测试等^[7,8], 具体流程如图 1 所示. 需要指出的是,在 InSb 芯片和硅 ROIC 制备中,为实现光生电信号的输出,需要采用热蒸发的方式蒸镀较厚的金属电极和互连钢层,分别形成传输信号的电极和用于倒焊互连的钢柱阵列. 热蒸发期间难免会发生熔融金属的迸溅现象,迸溅金属液滴一旦和 InSb 芯片或者硅 ROIC 接触,冷却后就会形成局部增厚的现象,形成一定形状的金点或者钢点. 离散迸溅金点如果位于光敏元阵列区域,则会被筛选出来,离散迸溅金点如果位于光敏元阵列区域外边,这些区域不是成像器件的核心区域,可能会被忽略,从而进入后续封装工艺. 当液氮冲击次数累积到一定程度时,就会发生 InSb 芯片始于器件边缘的碎裂现象.

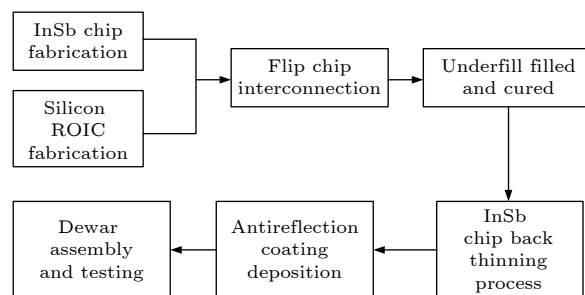


图 1 InSb 面阵探测器制备工艺具体流程

Fig. 1. Specific fabricating processes of InSb IRFPAs.

InSb 晶体生长过程中常常会形成一定数量的位错线缺陷,包括刃位错、螺位错和混合型位错. 位错的存在会对材料的力学性能产生较大影响,致使 InSb 晶片发生低应力破碎. InSb 生长过程引起位错的主要因素^[9]有: 1) 籽晶因素,单晶生长时,籽晶中的位错延伸至生长面,伴随着晶体生长进入新生晶体中,直到与晶体表面相交为止^[10]; 2) 热应力因素,晶体生长过程中需采用大的温度梯度,过大的温度梯度会产生较大的应力,当应力超过材料自身的屈服强度时,就会使晶体出现滑移引入位错^[11]; 3) 杂质因素,晶体在拉制过程中,杂质的存在也会伴随着晶体生长进入晶体内部,这样也会产生滑移位错. 上述这些位错线缺陷深埋于 InSb 晶体中,当外界条件 (如温度) 变化时,这些位错线缺陷会沿解理面 (110) 产生不同程度的滑移,在晶体中引发裂纹的衍生与扩展,最终导致晶体发生破碎失效.

3 虚拟裂纹闭合技术

虚拟裂纹闭合技术 (virtual crack closure technique, VCCT) 最早由 Rybicki 和 Kanninen^[12]于 1977 年提出,能够相对精确地计算断裂模型的能量释放率. 相对于扩展有限元法、奇异性单元法、内聚力模型等断裂模型分析方法,VCCT 具有精度高、计算简单、不需要考虑裂纹尖端的奇异性等优点. VCCT 是基于这样一个假设,即分开一个表面所需的能量与闭合同一表面所需的能量相同,该方法假设虚拟裂纹尖端后面的张开位移和实际裂纹尖端后面的张开位移近似相等,通过虚拟裂纹扩展分析技术可获得应力或应变的精确解,可以有效分析复合材料的结构断裂和分层问题. 这里描述的线性虚拟裂纹闭合原理如图 2 所示.

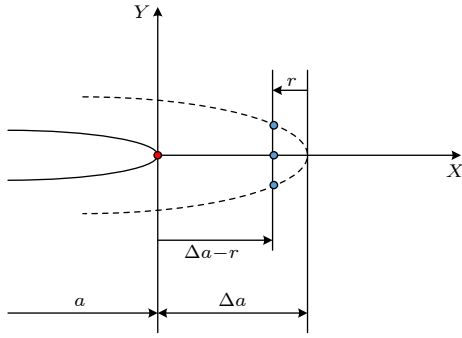


图 2 线性虚拟裂纹闭合技术原理

Fig. 2. Principle of virtual crack closure technique for linear crack.

首先假定主裂纹长度为 a , 进一步假定裂纹尖端周围的应力状态在裂纹小幅增长 Δa 时不会发生显著变化. 根据 Irwin^[13] 提出的应变能释放率的概念, 线性裂纹的闭合积分公式表示为

$$G_I = \lim_{\Delta a \rightarrow 0} \frac{1}{2\Delta a} \int_0^{\Delta a} \sigma_y(\Delta a - r, 0) \Delta u(r, \pi) dr, \quad (1)$$

$$G_{II} = \lim_{\Delta a \rightarrow 0} \frac{1}{2\Delta a} \int_0^{\Delta a} \tau_{xy}(\Delta a - r, 0) \Delta v(r, \pi) dr, \quad (2)$$

式中 σ_y 和 τ_{xy} 为实际裂纹 (当裂纹长度是 a 时) 在裂尖前沿的应力分量, 并且当 $r \rightarrow 0$ 时, 裂纹尖端的应力分量趋近于无穷大, Δu 和 Δv 分别为虚拟裂纹 (当裂纹长度是 $a + \Delta a$ 时) 面上的张开位移及相对滑动位移, G_I 和 G_{II} 则分别为 I 型和 II 型的应变能释放率分量. 也就是说, 虚拟裂纹闭合法的原理就是将实际裂纹 a 扩展成虚拟裂纹 $a + \Delta a$ 所要做的功与将虚拟裂纹 $a + \Delta a$ 闭合成实际裂纹 a 所要做的功是相同的.

4 模型建立及材料参数选取

InSb IRFPAs 通常由 3 层材料堆叠而成, 采用倒焊技术将最上面的 InSb 光敏元芯片与最下面的硅 ROIC 通过钢柱阵列进行互连, 随后填入底充胶以提升钢柱阵列的结构可靠性. 本文采用有限元软件 ANSYS 进行结构性建模, 考虑到 InSb IRFPAs 结构的对称性, 选取整个探测器的 1/2 结构. 建立的 InSb IRFPAs 二维结构模型如图 3 所示. 在建立的模型^[14,15] 中, InSb 芯片、Underfill、钢柱和硅 ROIC 的厚度分别为 10, 10, 10 和 300 μm , 钢柱宽度为 30 μm , 中心距为 50 μm , 具体材料参数见表 1. 进溅金点大小为 30 $\mu\text{m} \times 5 \mu\text{m}$, 位于 InSb IRFPAs 的边沿区域. 为了精确计算多层材料结构中累积的

表 1 InSb IRFPAs 模型的相关材料参数

Table 1. Material parameters of InSb IRFPAs model.

Materials	Elastic modulus E/GPa	Poisson's ratio μ	Temperatures T/K
InSb chip	409 (in plane)	0.3500	77–300
	123 (out of plane)		
Underfill	0.0002/ α	0.3000	77–300
silicon ROIC	163	0.2800	77–300
	20.54	0.4326	76
Indium bump	16.24	0.4408	187
	12.70	0.4498	370
Negative electrode	79	0.4400	77–300

注: $\alpha = 22.46 \times 10^{-6} + 5.04 \times 10^{-8} \times (T - 273)$, 其中 T 是 Kelvin 温度.

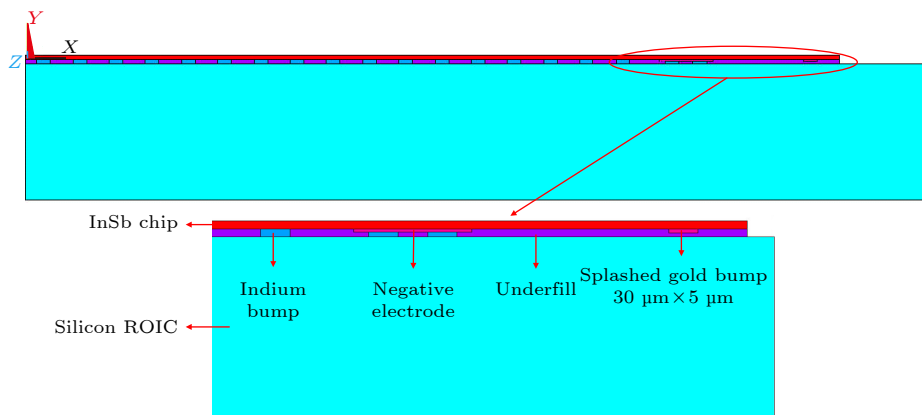


图 3 InSb 面阵探测器的二维有限元模型

Fig. 3. Two-dimensional finite element model for InSb IRFPAs.

热应力, 模型中所有材料的线膨胀系数都采用温度相关模型^[16], 所有材料均视为线弹性材料.

5 模拟结果分析与讨论

在 InSb IRFPAs 的制备过程中, 通常需要蒸发较厚的金层, 用于电极制备. 在热蒸发工艺中, 通常会发生金属随机进溅现象, 从而在 InSb 芯片下表面形成局部进溅金点. 由于蒸发工艺中进溅金点在分布上没有规律性, 如果分布在器件中心区域, 则可借助光学显微镜筛选出该器件, 如果分布在边沿区域, 该区域不属于重点监测范围, 可能通过检验流程, 进入后续工序, 制备出包含进溅金点的 InSb IRFPAs. 在 InSb IRFPAs 的例行测试中, 发现原先通过检测流程的 InSb IRFPAs 中出现了 InSb 芯片碎裂的现象, 碎裂起源于 InSb IRFPAs 边沿区域, 经过选区腐蚀, 材料成分分析, 在碎裂起源处发现了离散金点. 为了明晰进溅金点对 InSb 芯片碎裂的影响, 结合碎裂实际, 在 InSb IRFPAs 结构模型的周边区域添加离散金点, 并提取进溅金点附近 InSb 芯片下表面面内正应力分布, 如图 4 所示, 便于比对, 这里一同给出没有离散金点时 InSb 芯片下表面面内正应力分布. 这里的 X 轴坐标已进行归一化处理.

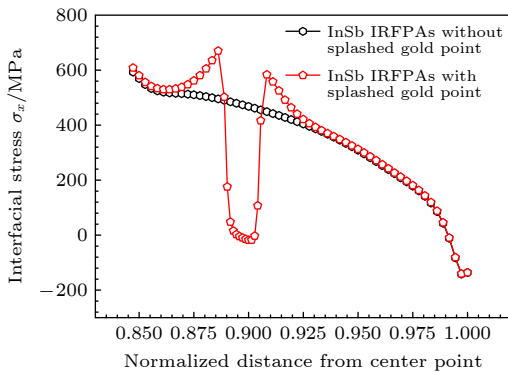


图 4 进溅金点存在与否情况下 InSb 芯片下表面的面内正应力分布

Fig. 4. Distributions of the in-plane normal stress in bottom surface of InSb chip with splashed gold bump or not.

从图 4 可知, 进溅金点的存在对 InSb 芯片中的面内正应力分布影响甚大. 在归一化坐标低于 $X = 0.864$ 和高于 $X = 0.925$ 的区间内, InSb 芯片中面内正应力分布与进溅金点的存在与否没有关系. 由此可知, 进溅金点对 InSb 芯片中面内正应

力分布的影响是局部的, 即在进溅金点附近有影响, 远离进溅金点的位置, 应力分布不受进溅金点的影响. 具体来说, 进溅金点不存在时, 当归一化横坐标从 $X = 0.847$ 移动到 $X = 0.864$ 的过程中, InSb 芯片下表面面内正应力由 593.09 MPa 降低到 517.39 MPa; 当归一化坐标从 $X = 0.925$ 移动到 $X = 1$ 时, 对应的面内正应力则由 404.30 MPa 降低到 -136.09 MPa. 引入进溅金点后, 进溅金点位于 $X = 0.886$ 至 $X = 0.908$ 的坐标范围内, 在归一化坐标 $X = 0.864$ 至 $X = 0.886$ 区间内, 界面内正应力由 529.80 MPa 逐渐升高到 670.38 MPa, 当归一化坐标由 $X = 0.886$ 移动到 $X = 0.900$ 时, 界面内正应力先是快速降到 15.80 MPa, 紧接着缓慢降到 -17.844 MPa, 当归一化坐标由 $X = 0.900$ 移动到 $X = 0.925$ 时, 界面内正应力先是由 -17.844 MPa 快速升高到 583.95 MPa, 紧接着缓慢降至 421.48 MPa. 而对于没有进溅金点的情况, 界面内正应力则直接由 517.39 MPa 逐渐降到 404.30 MPa. 显然, 进溅金点的存在对 InSb 芯片的影响是局部的, 即在归一化坐标 $X = 0.864$ 到 $X = 0.925$ 区间范围内, 这一范围略宽于进溅金点所涵盖的位置坐标.

存在进溅金点时, 液氮冲击下, 在 InSb 芯片下表面会形成两个应力集中点, 分别位于归一化坐标 $X = 0.886$ 和 $X = 0.908$ 处, 如图 4 所示. 为了解进溅金点存在时应力集中对 InSb 芯片造成的影响, 在应力集中点上方的 InSb 芯片中预置不同长度的裂纹来研究预置裂纹在应力集中下对 InSb 芯片破碎的影响, 这里的预置裂纹基于 InSb 晶体中存在位错缺陷的事实. 通过预置不同长度的初始裂纹用以描述 InSb 晶片中的位错, 得到与裂纹长度对应的能量释放率. 能量释放率由 InSb 芯片中的面内正应力和垂直于芯片的虚拟裂纹决定, 面内正应力取决于热失配. 借助能量释放率作为 InSb 芯片中出现裂纹衍生与扩展的判据, 绘制了 InSb 芯片中能量释放率随预置裂纹长度的依赖关系, 如图 5 所示.

如图 5 所示, 在进行 InSb 芯片内能量释放率提取时, 发现 II 型能量释放率仅是 I 型能量释放率的千分之一, 因此在总能量释放率计算时, II 型能量释放率忽略不计, 即总能量释放率 $G = G_I$. 从用于描述裂纹衍生与扩展的能量释放率来看, InSb 芯片断裂失效模式为 I 型断裂失效模式.

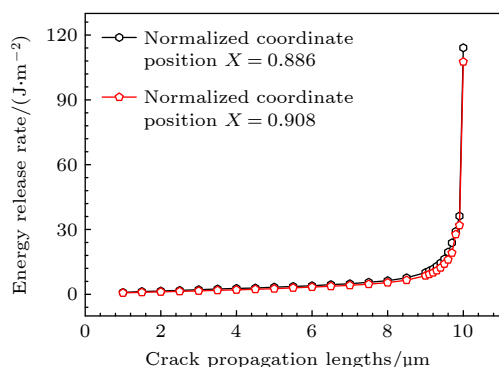


图5 不同裂纹扩展长度下 InSb 芯片中能量释放率的演化过程

Fig. 5. Evolution process of energy release rate in InSb chip under different crack propagation lengths.

不论应力集中点是位于 $X = 0.886$, 还是位于 $X = 0.908$, InSb 芯片内部的能量释放率均伴随着裂纹扩展而呈现线性增长趋势. 对于 $X = 0.886$ 处的应力集中点而言, 当预置裂纹长度从 $1 \mu\text{m}$ 扩展到 $8 \mu\text{m}$ 时, 能量释放率从 0.898 J/m^2 逐渐升高到 6.311 J/m^2 , 在这个预置裂纹长度区间内, 能量释放率的增长率相对较低, 但当预置裂纹长度从 $8 \mu\text{m}$ 扩展到 $10 \mu\text{m}$ 的过程中, InSb 芯片中的能量释放率从 6.311 J/m^2 指数增长到 114.11 J/m^2 , 在这一预置裂纹长度区间内, 能量释放率的增长率处于非常大的值. 需要指出的是, 当预置裂纹长度为 $10 \mu\text{m}$ 时, 预置裂纹已贯穿 InSb 芯片, 到达其上表面, 此时的能量释放率达到最大值 114.11 J/m^2 . 模拟得到的能量释放率与预置裂纹长度的演化关系与 Liu 等^[17]得到的结论基本一致, 这进一步证明了本文模拟结果的正确性. 当 InSb 芯片内的裂纹延伸到表面时, 能量释放率从理论上讲是无限的, 在理论计算中对应于能量释放率增加了两个数量级.

InSb 晶体制备中, 通常会引入不同数量的位错线. 在不受外界影响时, 这些位错线深埋于 InSb 芯片中, 一旦进行周期性液氮冲击, 这些位错线会在应力集中的驱动下逐步扩展、长大, 直至延伸到 InSb 晶片表面, 形成贯穿位错线, 导致 InSb 芯片发生局部微观碎裂, 随后在多周期液氮冲击中, 这些贯穿位错线在应力集中效应的驱动下继续扩展, 直至形成宏观的碎裂失效, 这一推断符合实验历程, 能够解释 InSb 芯片的低周期碎裂失效模式. 因此我们认为: 多周期液氮冲击中, 迸溅金点的存在会在 InSb 芯片下表面形成应力集中点, 在一定程度上

会加快位错线的扩展, 表现为 InSb 芯片内的能量释放率不断增加, 从而增加 InSb 芯片出现破碎失效的概率.

6 结 论

低周期液氮冲击中起源于 InSb 面阵探测器边缘区域的 InSb 芯片破碎失效与该区域中迸溅金点有关. 为了从理论上剖析迸溅金点的存在对 InSb 芯片碎裂失效的影响, 建立了包含迸溅金点的 InSb 面阵探测器结构分析模型, 以应力分量为依据, 认为迸溅金点的存在对 InSb IRFPAs 造成的影响是局部的, 在迸溅金点与 InSb 芯片接触区域的两端附近会形成两个应力集中点; 以能量释放率为判据, 在应力集中处预置不同长度的初始裂纹用以替代 InSb 晶片中的位错线, 发现环绕预置裂纹的能量释放率会随着预置裂纹长度的增加而加速增大; 综合应力和能量释放率分量值的大小, 认为迸溅金点引起的 InSb 芯片破碎属于 I 型断裂失效模式. 在多周期液氮冲击中, 位错线在应力集中的驱使下逐步长大, 贯穿 InSb 芯片, 形成微观局部破碎, 局部破碎在应力集中效应的驱动下继续扩展, 形成宏观的碎裂失效模式, 这一推断符合实验历程, 能够解释 InSb 芯片的低周期碎裂失效模式.

参考文献

- [1] Lv Y Q, Lu X, Lu Z X, Li M 2020 *Aero Weaponry* **27** 1 (in Chinese) [吕衍秋, 鲁星, 鲁正雄, 李墨 2020 *航空兵器* **27** 1]
- [2] Rogalski A 2011 *Infrared Phys. Technol.* **54** 136
- [3] Hu W D, Li Q, Chen X S, Lu W 2019 *Acta Phys. Sin.* **68** 120701 (in Chinese) [胡伟达, 李庆, 陈效双, 陆卫 2019 *物理学报* **68** 120701]
- [4] Bhan R K, Dhar V 2019 *Opto-Electron. Rev.* **27** 174
- [5] Luo H 2010 *Laser & Infrared* **40** 720 (in Chinese) [罗宏 2010 *激光与红外* **40** 720]
- [6] Meng Q D, Zhang X L, Lv Y Q, Si J J 2019 *Opt. Quantum Electron.* **51** 1
- [7] Meng Q D, Zhang X L, Lv Y Q, Si J J 2017 *Opt. Quantum Electron.* **49** 211
- [8] Hao L C, Huang A B, Lai C X, Chen X, Hao M M, Chen H L, Lu G G, Huang Y, En Y F 2015 *Aopc: Optical & Optoelectronic Sensing & Imaging Technology* Beijing, China, May 5–7, 2015 96740H-1
- [9] Qin L 2014 *M. S. Thesis* (Liaoning: Dalian University of Technology) (in Chinese) [秦朗 2014 硕士学位论文 (辽宁: 大连理工大学)]
- [10] Gong F, Cheng P, Wu Q, She W L, Chen Y R 2013 *Laser & Infrared* **43** 1146 (in Chinese) [巩锋, 程鹏, 吴卿, 折伟林, 陈元瑞 2013 *激光与红外* **43** 1146]
- [11] Bai W, Pang X Y, Zhao C 2018 *Infrared* **39** 8 (in Chinese) [柏伟, 庞新义, 赵超 2018 *红外* **39** 8]

- [12] Rybicki E F, Kanninen M F 1977 *Eng. Fract. Mech.* **9** 931
 [13] Irwin G R 1956 *Sagamore Res. Conf. Proc.* **2** 289
 [14] Zhang X L, Meng Q D, Lv Y Q, Si J J 2017 *Infrared Phys. Technol.* **86** 207
 [15] Zhang L W, Meng Q D, Zhang X L, Yu Q, Lv Y Q, Si J J 2013 *Infrared Phys. Technol.* **60** 29
 [16] Zhang L W, Meng Q D, Zhang X L, Lv Y Q 2014 *J. Mech. Sci. Technol.* **28** 2281
 [17] Liu X H, Suo Z, Ma Q, Fujimoto H 2000 *Eng. Fract. Mech.* **66** 387

Splashed gold bump dependence of cleavage of InSb chip under cyclic liquid nitrogen shocking tests^{*}

Zhang Jiang-Feng¹⁾ Tian Xiao-Han¹⁾ Zhang Xiao-Ling²⁾ Meng Qing-Duan^{1)†}

¹⁾ (School of Electrical Engineering, Henan University of Science and Technology, Luoyang 471023, China)

²⁾ (School of Software, Henan University of Science and Technology, Luoyang 471023, China)

(Received 20 August 2021; revised manuscript received 24 September 2021)

Abstract

Local cleavage of indium antimonide (InSb) chip always occurs in the manufacture of the InSb infrared focal plane detectors (IRFPAs), and this specific fracture phenomenon restricts the improvement of the yield of the InSb IRFPAs. After analysis, we think that the cleavage of InSb chip in the edge region of the InSb IRFPAs is related to the splashed gold bump existing in this region, and this failure phenomenon dominates in the low-cyclic liquid nitrogen shocking tests. In order to clarify the influence of the splashed gold bump on the cleavage of the InSb chip, we establish a structural model of the InSb IRFPAs containing the splashed gold bump, and analyze the influence of the splashed gold bump on the thermal stress distribution in the InSb chip. Besides, we preset the initial cracks with different lengths at the stress concentration sites to describe the dislocations in InSb wafers. Using the energy release rate as criterion, we obtain the relationship between the cleavage of the InSb chip and the dislocation line length in the presence of splashed gold bump. The main conclusions are drawn as follows. 1) The influence of the splashed gold bump on the cleavage of the InSb chip is localized, and two stress concentration sites are formed in the outermost part of the contact region between the splashed gold bump and the InSb chip. 2) The energy release rate surrounding the preset crack increases promptly with the preset crack length increasing. 3) Cleavage of the InSb chip caused by the splashed gold bump belongs to the type I fracture failure mode. In the cyclic liquid nitrogen shocking tests, the dislocation line gradually punches through the InSb chip under the driving of the concentrating stress, and forms the macro cleavage of the InSb chip.

Keywords: InSb infrared focal plane detectors, splashed gold bump, thermal stress distribution, energy release rate

PACS: 85.60.Gz, 61.72.Bb, 46.50.+a, 62.20.mt

DOI: 10.7498/aps.71.20211535

^{*} Project supported by the Young Scientists Fund of the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 61505048), the Key Scientific Research Projects of Higher Education Institutions in Henan Province, China (Grant No. 19A510012), and the Natural Science Foundation of Henan Province, China (Grant No. 202300410157).

[†] Corresponding author. E-mail: qdmengly@163.com