

[19] 中华人民共和国国家知识产权局

[51] Int. Cl.

H01L 21/762 (2006.01)



# [12] 发明专利说明书

专利号 ZL 200480029823.1

[45] 授权公告日 2009年4月1日

[11] 授权公告号 CN 100474557C

[22] 申请日 2004.10.28

[21] 申请号 200480029823.1

[30] 优先权

[32] 2003.10.28 [33] FR [31] 0312621

[86] 国际申请 PCT/FR2004/002779 2004.10.28

[87] 国际公布 WO2005/043615 法 2005.5.12

[85] 进入国家阶段日期 2006.4.11

[73] 专利权人 S. O. I. 泰克绝缘体硅技术公司

地址 法国贝尔尼恩

共同专利权人 原子能委员会

[72] 发明人 纳古耶特-丰·纳古耶

伊恩·凯莱弗科

克里斯泰勒·拉加赫-布兰查德

康斯坦丁·鲍尔戴勒

奥莱利·陶泽恩 弗兰克·弗奈尔

[56] 参考文献

US6171965B1 2001.1.9

US2002/0025604A1 2002.2.28

CN1206221A 1999.1.27

CN1241803A 2000.1.19

CN1291349A 2001.4.11

CN1319252A 2001.10.24

US6020252A 2000.2.1

US2003/0077885A1 2003.4.24

审查员 陈浩

[74] 专利代理机构 中国国际贸易促进委员会专利  
商标事务所

代理人 郭思宇

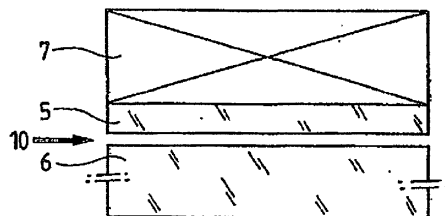
权利要求书 3 页 说明书 15 页 附图 1 页

[54] 发明名称

注入或联合注入后由冲击引发薄层自持转移的方法

[57] 摘要

本发明涉及一种薄层自持转移方法，根据该方法，在相对于源基片一个表面的一给定深度，以一定的剂量往该源基片中注入至少一种物类的离子，将一个加强件与该源基片紧密接触，在给定的温度给定的时间下，向该源基片施加热处理，以便基本上在给定的深度产生一个脆弱化的内埋区域，而不引发薄层的热脱离，以时间上局部化的方式向该源基片施加一个受控能量脉冲，以便引发被界定在表面与脆弱化埋层之间的薄层相对于该源基片的其余部分的自持脱离。



1. 一种薄层自持转移方法，根据所述方法：
  - 准备一个源基片（1），
  - 向该源基片中相对于其一表面（4）的一给定深度处以第一剂量注入至少第一物类的离子或气体（2），该第一物类适于产生缺陷，
  - 将一个加强件（7）与该源基片紧密接触，
  - 对该源基片在给定温度下进行给定时间的热处理，以便在给定深度建立一个脆弱化的内埋区域（3），但并不引发被界定在该表面与脆弱化内埋区域之间的薄层（5）的热脱离，
  - 对该源基片施加一个能量脉冲（10），以便引发该薄层相对于该源基片的其余部分（6）自持脱离，所述自持脱离即完全而瞬间地脱离。
2. 根据权利要求1的方法，其特征在于：将该能量脉冲施加到该脆弱化内埋区域的仅仅一小部分上。
3. 根据权利要求2的方法，其特征在于：以一个局部的热供应的形式施加该能量脉冲。
4. 根据权利要求2的方法，其特征在于：以提供一次由工具施加的冲击运动的形式施加该能量脉冲。
5. 根据权利要求2的方法，其特征在于：以在脆弱化内埋区域的周围区域的一个冲击的形式施加该能量脉冲。
6. 根据权利要求1的方法，其特征在于：该能量脉冲被全面施加到该源基片上。
7. 根据权利要求1至6中任意一项的方法，其特征在于：在至多等于300°C的温度下施加该脉冲。
8. 根据权利要求7的方法，其特征在于：在室温下施加该脉冲。
9. 根据权利要求1至6中任意一项的方法，其特征在于：这样进行该热处理，从而使被脆弱化内埋区域中的缺陷裂开的面积占基片中脆弱化区域总面积的25%至32%。

10. 根据权利要求 9 的方法, 其特征在于: 这样进行该热处理, 从而使脆弱化区域中的缺陷的密度介于每平方微米 0.03 至 0.035 之间。

11. 根据权利要求 9 的方法, 其特征在于: 这样进行该热处理, 从而使脆弱化区域中的缺陷的尺寸为 7 平方微米至 8 平方微米。

12. 根据权利要求 1 至 6 中任意一项的方法, 其特征在于: 与该源基片紧密接触的该加强件是目标基片, 该热处理有助于增强这些基片之间的粘结能量。

13. 根据权利要求 12 的方法, 其特征在于: 该目标基片由非晶质材料制成。

14. 根据权利要求 12 的方法, 其特征在于: 该目标基片由石英玻璃制成。

15. 根据权利要求 12 的方法, 其特征在于: 该目标基片由单晶材料或多晶材料制成。

16. 根据权利要求 15 的方法, 其特征在于: 该目标基片由硅制成。

17. 根据权利要求 1 至 6 中任意一项的方法, 其特征在于: 该第一物类是氢。

18. 根据权利要求 17 的方法, 其特征在于: 该第一物类是 H<sup>+</sup> 类型的氢。

19. 根据权利要求 18 的方法, 其特征在于: 以几个 10<sup>16</sup>H/cm<sup>2</sup> 的剂量注入该第一物类。

20. 根据权利要求 1 至 6 中任意一项的方法, 其特征在于: 当以第一剂量注入至少该第一物类的离子或气体时另外还以第二剂量注入该第二物类, 该第二物类适于占据由该第一物类生成的缺陷。

21. 根据权利要求 20 的方法, 在注入两种物类的情况下, 其特征在于: 首先实施最深轮廓线的注入。

22. 根据权利要求 20 的方法, 其特征在于: 该第二物类是氦。

23. 根据权利要求 22 的方法, 其特征在于: 该第二物类以几个 10<sup>16</sup>He/cm<sup>2</sup> 的剂量被注入, 低于该第一物类的剂量。

24. 根据权利要求 1 至 6 中任意一项的方法, 其特征在于: 准备

由从单晶的、多晶的、或非晶质的半导体和绝缘体中选出的材料制成的该源基片。

25. 根据权利要求 24 的方法，其特征在于：准备由从 IV 族半导体中选出的材料制成的该源基片。

26. 根据权利要求 25 的方法，其特征在于：由硅制成该源基片。

27. 根据权利要求 24 的方法，其特征在于：用锗制成该源基片。

28. 根据权利要求 24 的方法，其特征在于：由 GaAs 制成该源基片。

29. 根据权利要求 1 至 6 中任意一项的方法，其特征在于：在从 200°C-400°C 范围中选出的温度下实施该热处理。

30. 根据权利要求 29 的方法，其特征在于：在从 300°C-350°C 范围中选出的温度下实施该热处理。

31. 根据权利要求 29 的方法，其特征在于：该热处理持续 2 小时至 5 小时。

32. 根据权利要求 24 的方法，其特征在于：准备由 III-V 类型半导体材料制成的该源基片。

33. 根据权利要求 24 的方法，其特征在于：由 LiNbO<sub>3</sub> 或 LiTaO<sub>3</sub> 制成该源基片。

34. 根据权利要求 7 的方法，其特征在于：当以第一剂量注入至少该第一物类的离子或气体时另外还以第二剂量注入该第二物类，该第二物类适于占据由该第一物类生成的缺陷。

35. 根据权利要求 34 的方法，其特征在于：在室温下施加该脉冲。

36. 根据权利要求 21 的方法，其特征在于：该第二物类是氦。

37. 根据权利要求 36 的方法，其特征在于：该第二物类以几个  $10^{16}$  He/cm<sup>2</sup> 的剂量被注入，低于该第一物类的剂量。

38. 根据权利要求 36 的方法，其特征在于：以几个  $10^{16}$  H/cm<sup>2</sup> 的剂量注入该第一物类。

39. 根据权利要求 37 的方法，其特征在于：以几个  $10^{16}$  H/cm<sup>2</sup> 的剂量注入该第一物类。

## 注入或联合注入后由冲击 引发薄层自持转移的方法

### 技术领域

本发明涉及一种应用冲击能量引发的断裂自持扩展的超薄层(也有用薄层这个词的)转移方法。它尤其应用在微电子、微机械、光学、集成电子领域中。

### 背景技术

正如已知的那样,可以通过往源基片(例如由硅构成)中注入化学物类以促使在某个深度形成一个缺陷区的方法来实现薄层的脱离。这些缺陷可能是一些微小泡和/或小盘和/或微小空腔和/或错位的环和/或其它晶体缺陷,从而局部地扰乱了材料的晶体质量;其特性、密度、尺寸都大大地依赖于被注入的物类(典型地,注入氢)以及源基片的特性。然后可以应用热处理,以容许存在于脆弱区中的特定缺陷的发展,从而容许实现该薄层以后从源基片上脱离。这尤其在文档 US-5 374 564 和其发展,文档 US-6 020 252 中被描述。

然而,有时候热退火期间的自发脱离难以适应某些情况,例如当相互接触的基片具有不同的热膨胀系数时。此外,我们知道(例如参见 US-2003/0134489),在由热获得断裂的情况下,在某些条件下,该断裂优先从片的局部开始,这有时候可能导致表面的不均匀性,这种不均匀性以“大理石”花纹类型的外观表现出来。当为了便于形成断裂或为了减少后来提供给片的热预算(budget)(温度-期间偶)而力图通过过量注入如氢这样的物质来过脆弱化时,这些不均匀还会在纯热断裂的情况下出现。

当在高温(典型地,500°C左右)下进行脱离时,在有时候遇到的技术问题中,应该提到表面粗糙度及热脱离过程中转移的膜的劣化。

这使得后续的处理步骤更加困难(例如:需要更多地抛光所转移的膜,在后续处理期间可能产生晶体缺陷,.....)。此外,在异质结构(包括由不同材料构成的基片的重叠)中,所遇到的另一个技术问题就是由于相互接触的各种材料的热膨胀系数不同而在热处理过程中存在于相互接触的各种膜中的很强的应力场。如果热脱离在比临界温度更高的温度下发生,这可能引发异质结构的劣化。典型地,这种劣化可能是相互接触的一个或两个基片的破碎和/或基片在粘结界面的脱离。

这就是为什么可能希望在更低的温度下实现脱离。

一种实现这种脱离的方法就是在注入条件上想办法。例如,被注入物类的过剂量容许增加被注入区的脆弱性,并容许通过提供外力而在低温下引发脱离。

通过施加(通常在热处理之后)一个在脆弱区内引发断裂直至薄层脱离的外力,也可以发生脱离。特别地,可以参阅文档 US-6 225 192 (CEA)。

重要的是要注意到:对于一个给定的基片和一些给定的注入条件,决定后来的薄层脱离条件的不仅仅有处理温度,而且还有处理时间,这已经由热预算的概念表达出来了(见 FR-2 767 416 - CEA);至于提供机械能,它是由一个例如“剪床”类型的工具实施的(见 WO 02/083387 - SOITEC)。

Henttinen 等人(2000) [1]就是这样描述的:如果源基片是硅片的话, $1 \times 10^{17} \text{H}^+/\text{cm}^2$  (即  $5 \times 10^{16} \text{H}_2/\text{cm}^2$ ) 的注入的氢离子量容许在实施如下步骤后通过机械力脱离:通过化学激活等离子进行与目标基片相同的处理; RCA1 类型的清洗,在室温下将源基片粘结到目标基片上,并在  $200^\circ\text{C}$  退火 2 小时。所使用的机械力来源于插在被粘结界面上用以引发脱离的刀片。

尽管降低了被转移表面的粗糙度(与经典的脱离方案(即纯热且无等离子激活)相比,大约为其一半),这种方法意味着断裂波的缓慢而断续的扩展。因此 Henttinen 记述道:刀片的每一次前进导致一个断裂波的扩展,该断裂波在两分钟后稳定在某一距离。

因而这种类型的机械脱离在于从结构的边缘引入一个刀片并在差不多全部的粘结结构上推进该刀片，如同为了沿脆弱区“切割”该结构一般；有时候用辅助脱离这个词，因为工具(例如刀片)的作用是从该结构的一边到另一边扩展断裂波。

这类断裂带来如下缺陷，这些缺陷存在于通过薄层脱离而显现出来的未来表面处：

- 环状缺陷(未转移区域，存在最后成品四周)，例如与相对于界面其余部分太弱的局部粘结能量有关，也与为了启动转移而引入工具有关，

- 尤其是由于机械辅助的(因而是规则的、断续的)断裂波而形成的被转移薄层的厚度不均匀(低频粗糙度)，这然后使得比如抛光这样的处理成为必要，而这些处理通常是力图避免的，

- 困难的工业布署，这是考虑到使用伴随断裂扩展的工具，从而意味着对每个结构(片)的单独处理。

此外，人们已经注意到：如果热预算太低，则薄层转移的质量不佳；而如果热预算太高，则在异质结构的情况下可能存在某个基片的断裂。因而人们认识到原则上对于运行参数存在一个狭窄的窗口(当然这些参数是与各条件，尤其是注入量、材料特性、退火温度等等相关的)，然而该狭窄性对工业运营构成了一个严重的束缚。

这些弊病的大多数存在于从一个均质基片(由单一材料构成，例如 SOI)脱离薄层的情况下。

当然，薄层的脱离还受选择注入的化学物类的影响。

上文已经指出通常注入氢，但其它的选择也被提议过，尤其是注入氮。

甚至可以存在两种不同化学物类的混合使用。

Agarwal 等人(1998) [2]就是这样地注意到了这个事实：同时注入氢和氮容许减少注入离子的总量，看来是由于氢和氮所起的不同作用：氢与由于注入而断裂的 Si-Si 键相互作用，以产生 Si-H 键，从而导致高密度的、大约 3-10nm 大小的小盘类型的缺陷(称作氢-缺陷，小盘类

型), 而化学不活动的氮则导致出现更低密度的、更大的缺陷(尺寸大于 300nm 左右)。该文章中考虑的热处理为 450°C 20 分钟或 750°C 20 秒钟, 这必然意味着前述的关于高温下脱离的弊病。

Cerofolini 等人(2000) [3]还以更加理论的方式研究了这种氢-氮混合, 他们注意到: 对注入氮的缺陷加压比对注入氢加压更加困难, 而且热处理可能根据所选择的温度而有不同的效果: 150°C-250°C 的退火引发 Si-H 键的数量减少, 相反, 300°C-450°C 范围的退火则引发其数量增加, 而超过 550°C 的退火趋向于重新减少其数量。但该文章并没有从中推导出关于以适中的成本获得优质薄层(尤其从表面状况的角度)的方式的实用结论。

本发明的目的就是缓解前述的弊病。

更确切地说, 本发明涉及一种薄层转移方法, 这种方法可以在低温下实施(为了限制在使用具有巨大差异的膨胀系数的材料的情况下的强大机械应力), 可以批量实施, 并且尤其通过避免断裂波的停顿来限制前述的在薄层脱离过程中的缺陷。换句话说, 本发明的目的是通过同时避免高温下热处理弊病, 以及与为了辅助脱离而使用工具相关的、及与为了降低脱离后的粗糙度而进行的附加处理相关的弊病, 从而以适中的成本获得优质薄层。

### 发明内容

为此, 本发明提出一种薄层自持转移方法, 根据该方法:

- 准备一个源基片,
- 往该源基片中相对于其一表面的一给定深度处以第一剂量注入至少第一物类的离子或气体物质, 该第一物类适于产生缺陷,
- 将一个加强件与该源基片紧密接触,
- 对该源基片在给定温度下进行给定时间的热处理, 以便在基本上给定的深度建立一个脆弱化的内埋区域, 但并不引发该薄层的热脱离,
- 对该源基片施加一个能量脉冲, 以便引发一个被界定在该表



面与脆弱化埋层之间的薄层相对于该源基片的其余部分自持脱离。

在此可以定义自持脱离为完全而几乎瞬间的脱离，与通过高温下的简单热处理所获得的脱离类似，但可能由一个不必沿着任何断裂波的工具引发(如果有工具的话，该工具至多与该基片和该薄层接触，而不沿着脱离界面推进)；因而换句话说，这与辅助脱离相反。也可以用“灾变”现象这个术语。

优选地，可以实施如申请 FR2847075 或申请 WO-04/044976 中所描述的那样的两种物类，例如氢和氦，的联合注入；多种物质的注入可以是同时的或不同时的。

有利地选择热处理温度，以便利于脆弱区中晶体缺陷的发展而不因此引发自发的热脱离。该温度将足够低，从而不会在假定源基片和/或可能的目标基片包含具有很不同的膨胀系数的材料的情况下在基片中产生太强的机械应力。正是因此，该方法是一个在相对低温下发生转移的方法(例如在硅/石英异质结构的情况下，不超过 500°C)。

根据本发明，当一个施加在脆弱区范围内的能量脉冲(该脉冲可以是局部的或全范围的)引发断裂波的自持扩展后，通过该扩展就得到了断裂。为了获得该现象，注入条件(剂量、能量、物质的特性、电流、注入顺序(如果有多种的话)和被注入物质沿基片深度方向的相对位置(在注入多种物质的情况下)、注入温度、等等)和被改进的处理(例如热处理)看来容许规范形成脆弱区的晶体缺陷(空腔、小盘、微小的和大的泡，以及其它类型的缺陷)的分布、形态、尺寸。的确正是特定的规范脆弱区的工作看来容许获得自持断裂的结果。

本发明在于支持从本质上接近在热断裂过程中获得的条件的条件，然而并不把这些条件引导至这一点。于是，能量的补足部分由结束时或热处理期间的脉冲补足来提供，并引发一个裂纹的自持扩展。

通过断裂波的自持扩展，当然就不需要通过推进一件工具或通过重复启动能量脉冲来辅助该波的扩展。并且本发明的一个重要特征是，该断裂波在少于 1 秒的时间内被扩展到片的整个表面，甚至对于直径达 300mm 的也在毫秒级(速度大于 100m/s)。

自持(或灾变的)断裂的一个可能原因来自于内埋缺陷的特性。已从事过的研究(针对锗,但对硅也适用)表明:在自持断裂的条件下,缺陷(微裂纹、空腔、小盘、微小的或大的泡,.....)的密度估计在每平方微米 0.03 与 0.035 之间,其尺寸约 7 至 8 平方微米,这些缺陷所裂开的面积与片的总面积之比估计在 25 和 32%之间。脆弱区的这些特征值可能看来与热产生断裂期间所观察到的特征值相似,但与那些在需要辅助机械断裂的脆弱化处理之后所得到的特征值(在这种情况下,裂开的面积的值为大约 10%)不同。

最佳的是,至少前述的关于裂开面积的条件被实现了(该条件看来是最重要的,并且看来可以概括为一个 20%至 35%的范围),该条件有时由关于缺陷的密度或尺寸的条件中的某个来完善。

当然,该解释并不排除一些其它的结果或原因,尤其,基片中的键的化学特性也可能利于自持断裂波现象的出现。

换句话说,本发明看来在于支持从本质上接近在热断裂过程中获得的条件的条件,然而并不把这些条件引导至这一点。于是,能量的补足部分由脉冲补足来提供。

应该着重指出,获得这样的容许产生自持断裂的条件在过去对于专业人士而言并不是显而易见的,即使这个结果本身可能显得极端合乎希望。

寻求改善机械断裂效果的专业人士本可以被激励着通过例如提高提供给被注入并被粘结到加强基片上的结构的热预算来进一步脆弱化基片。专业人士本来能够证实通过提高热预算,为了扩展粘结波所需的努力确实更小了。然而,这些专业人士可能并未能观察到自扩展断裂波的现象,正如在下文中将看到的,该现象只有在一些特别有利的条件下才出现。尤其,专业人士可能并未寻求继续脆弱化直至一个位于热断裂时刻之前的理想点,因为在通常的注入和热处理条件下,这是一个不稳定点,等待它不是危险就是徒劳。尤其在异质结构的制造情况下,超过这个不稳定点,因而也就是基片的热断裂,经常会导致相关成品的完全破碎,这个完全破碎与在断裂期间积蓄在受粘结的

基片中的热力来源的应力突然松弛有关。

因此，专业人士至多不过预测到扩展断裂波所需的持续力量更小了。因而，专业人士尤其没有任何客观理由认为简单地延长脆弱化退火(相对于现有技术)并随后施加一个脉冲力就会导致一个自持断裂波。

事实上，脉冲能量可以全面地(热冲击、超声波，……)或者局部地(激光、机械冲击、牵引力，……)施加。

最佳的是，该脉冲是局部的，由一个被短暂而低幅度的运动驱动的工具有利地施加。这个能量供应被有利地施加到埋层附近，只局限于埋层的一部分，最好是其周边。

尤其，该脉冲还可以由一个局部的热供应(例如由一个激光脉冲施加)或一个外部应力(例如在脆弱区的附近，沿着其一边)构成。

出于实施简便的原因，断裂可以在室温(0至50°C)附近获得，例如通过施加一个沿着整体的边沿的局部机械冲击。然而，该特殊实施方式并不限制本发明。在某些情况下，在更高温度下(例如300°C左右)引发断裂更为可取。

这样的事实已经被观察到：当断裂波导致一个在脆弱化层范围内的非常局部化的界面开口时，能量脉冲发挥出引发断裂波的全部效果。因此一个由刀片类型的工具提供的冲击，或者更通常地任何牵引类型的力，都非常有效地引发一个断裂的自持扩展。

当补充处理以提供热预算的形式实施时，该热预算低于为了获得断裂所需的热预算。

断裂后形成的基片的表面状况具有一些相对于现有技术而言改善了的高频和低频粗糙度。这个结果对于尤其是没有断裂波的低频而言尤其明显。我们猜想这个结果与如下事实有关：就本发明而言，断裂波不停顿地、而且是在一个相对于在现有技术中获得的层而言高度脆弱化的层(这便于在脆弱化层内沿着一个最佳的区域扩展该波)内持续扩展。

在标准注入条件(往硅-Si中注入大约 $5 \times 10^{16}$ at/cm<sup>2</sup>、20与300keV

之间的  $H^+$ )下, 自持断裂现象只在一些狭窄的、难以系统地再现的运行点上被观察到。

相反, 在一些特殊的、不同的条件下, 用于获得自持断裂现象的运行窗口却是宽的, 这意味着对于获得脆弱化层的参数(尤其是注入和附加热处理的参数)的大幅度变化, 所述现象都是可以被观察到的。例如当注入为规定条件下的联合注入(见下文)和/或当附加处理的温度曲线包括一些调整阶段时就是这种情况。对工业经营而言, 重要的是保证该方法相对于漂移、不精确、运行参数变化(这些当然是不可避免的)的强壮性。实际上, 这种高度的强壮性使得按照批量片、而不是如在微电子工业中常见的那样逐片地运用本方法提供了可能。因此如下事实已经得到证实: 可以通过一个如 WO03013815 中所披露的那样的对片进行操作的工具来获得一批片(25片)的断裂。如下事实也被注意到: 实施本方法所需的时间与实施现有技术的方法所需的时间基本相当。

换句话说, 根据本发明的一个特殊方面, 本发明提出一种制造一批基片的方法, 该方法包括如下步骤:

- 注入每个基片,
- 按批对基片进行脆弱化处理,
- 同时对每个基片施加能量脉冲, (批量处理)。

看来应该注意到: 根据本发明, 基片被脆弱化, 脆弱化的能量不需要维持到施加能量脉冲的时刻。甚至可以补充一句: 在异质结构的情况下不推荐引发热自持扩展, 因为由于热膨胀系数的差异而在断裂时释放出来的应力可能导致基片破碎。

值得着重指出的是, 根据本发明, 在某些注入条件下, 会实现高度脆弱化注入区域而不产生纯热脱离, 甚至对于长时间的退火也是如此(在下面规定的低温下退火 24 小时后仍未观察到脱离); 相反, 通过简单地脉冲能量(例如象在界面范围内的机械冲击这样的)供应, 脱离就以自持的方式开始了。

这些结果说明了:

- 退火步骤的运行窗口可以很宽: 这种预脆弱化的退火的时间

的最大界限被大大地往后推了(甚至不再存在);这完全有利于本方法的工业化,

- 既然自持断裂容许瞬间并且在片的整个表面无停顿地扩展断裂波,那么就不存在辅助脱离了;不需要任何刀片在基片与未来的薄层之间穿过,从而避免了对由脱离工具转移的薄层的损伤。自持断裂还明显改善如此产生的表面的拓扑学(例如粗糙度更低(尤其是低频的)),并避免环状缺陷,从而使得整个薄层,包括其周边,都可以使用,

- 不再需要引入工具这一事实还有利于本方法的工业化和按批来集体处理基片。

如果最迟在热处理的时刻将源基片通过所述表面与一个加强件或目标基片紧密接触,那么热处理有助于增进这些基片间的粘结能量。

目标基片或加强件最好从单晶材料或多晶材料,尤其例如硅或蓝宝石中选取,或者是非晶质形式的,例如石英玻璃形式的。

根据本发明的一个特别有利的特征,我们同时或不同时地实施多种物类的注入。有利的是,这是关于氢和氦的联合注入。

有利的是,在硅的情况下,在氢-氦联合注入的情况下,可以以较低的剂量(典型地,大约几个  $10^{16}\text{H}/\text{cm}^2$ )注入氢(最好以  $\text{H}^+$  的形式),注意氢对产生脆弱化膜有重要的效用。在该膜范围内,可以注入较低剂量的氦(典型地,大约  $10^{16}\text{He}/\text{cm}^2$  或几个  $10^{16}\text{He}/\text{cm}^2$ )。

当源基片被粘结到一个目标基片后,低温热处理(然而仍然足以获得粘结界面的良好牢固程度)的作用就是容许极不粗糙(大约几个纳米)的超薄层脱离,该脱离由一个外部冲击(impulsion)引发。联合注入的优点在于在足以保证粘结界面的牢固程度的温度下获得该区域的最大限度的脆弱化,而不必因此等到温度太高以至于异质结构可能不能承受,也不必使用很大剂量的注入(这是一种已知的限制脆弱区发展所需温度的值的方法)。

有利的是,两种物质注入在同一个区域,但一种变型在于错开注入轮廓线。两种物类可以按任何顺序注入,但有利的是,在硅基片和

氢-氮联合注入的情况下，最好首先注入最深的轮廓线。

事实上，至少当着手往硅基片中联合注入氢-氮时，可以选择 200°C 至 400°C 的热处理温度。

优先地，源基片由从单晶的、多晶的或非晶质的半导体和绝缘体中选出的材料构成。因此可以从 IV 半导体中选取它；一个特别有意思的实例就是硅，但也涉及锗或 Si-Ge 合金。还涉及 III-IV 族或 II-VI 族的材料，例如 As-Ga 或 InP 或由作为铁电材料的绝缘材料(例如 LiNbO<sub>3</sub> 和 LiTaO<sub>3</sub>)构成。

热处理还可以具有一个调整曲线，以便降低该处理的温度，正如例如于 2002 年 12 月 10 日提交的欧洲专利申请 02-293049 中所披露的那样。

事实上，温度范围主要依赖于被注入物质的特性和源基片的构成材料的特性，以及尤其在异质结构中加强件基片的特性。

#### 附图说明

本发明的目的、特征、优点会从随后的、与附图对照的说明性的而非限制性的描述中显现出来，这些图中：

- 图 1 是一个正处于注入过程中的源基片的示意图，
- 图 2 是它与一个目标基片紧密接触(粘结)之后的后期视图，  
和
- 图 3 是它正处于使来自源基片一个薄层脱离的过程中的视图。

#### 具体实施方式

因此，图 1 表示一个基片 1，例如由硅构成，有利地被氧化了表面 4，该基片正处于离子或气体物类注入处理(例如通过轰击)的过程中，由箭头 2 示意。

这种注入意味着在一给定的深度注入能够产生缺陷的第一物类，例如氢，最好以 H<sup>+</sup> 离子的形式。在本发明的一个最佳实施例子中，这

种注入可以是两种物类的联合注入，例如氢-氮。在所表示的情况下，两种物质被注入到同一深度，但在变型方式中，更可取的方案是：被注入的第一物类为其轮廓线最深的那种，例如氮在氢之前。

事实上，可以先注入第一物类，也就是氢，随后可以注入氮。然而，相反的注入顺序可能更可取，即使两次注入并不在同一深度。

这就导致一个具有缺陷的脆弱化内埋区域 3。

该脆弱区 3 在源基片内界定了一个未来的薄层 5 和源基片剩余部分 6，也就是在薄层脱离之后源基片将剩余的部分；该剩余部分将可以作为本方法新一轮实施中的源基片。

图 2 表示将包含了脆弱化内埋区域 3 的源基片通过表面 4 与目标基片 7 的对应面紧密接触的步骤，这种紧密接触一般是通过直接分子粘合来实现的，直接分子粘合是加强件的功能。

于是我们应用热处理，热处理将一方面容许埋层 3 的脆弱化的发展，另一方面容许在粘结步骤完成后加强源基片与目标基片之间的粘合连接。

更确切地说，该热处理的温度是从适合发展脆弱区的一系列温度中选取的。

有利的是，该处理被引入一个从温度范围 200°C-400°C 中选出的温度，最好是 300°C-350°C，持续一个典型地选定的、几个小时的期间，例如 2 小时。因此，热预算(温度-期间偶)是工业可实现的。

图 3 表示薄层 3 相对于源基片的剩余部分脱离下来的步骤，这个脱离步骤是通过应用一个能量脉冲 (*impulsionel d'énergie*) (最好是简短的并且幅度受限的，例如以冲击或脉冲 (*impulsion*) 的形式) 的供应来实现的。

例如，它由一个由箭头 10 示意的机械应力构成。

不存在工具沿着脆弱化层的运动，从这个意义上来说，所获得的脱离是自持的。

在此，该局部能量供应被限制在埋层的一部分，该能量供应被以一个楔子效应的形式示意出来，该楔子效应与一个象刀片这样的工具

施加在该脆弱化埋层的一部分上(或附近)的冲击相对应;但它也可以是任何其它性质的,例如一个平行于脆弱化内埋区域的平面的、有利地以一个角形小幅值脉冲形式被施加的力偶。得益于本发明的方法,通过自持脱离而从脆弱化内埋区域(实际上几乎是平面的)释放出来的薄层的表面具有比根据经典方案小得多的粗糙度,而并未需要提供对被转移表面的特殊处理及脱离后的大量(“粗糙”)抛光。应该注意到:既然脱离是自持的,就不存在易于在表面产生波纹的断裂波的真正断裂扩展,并且,既然不存在任何工具沿着新产生的表面的运动(或埋层的两部分之间的相对运动),就不存在如此释放出的表面的劣化,因此由自持脱离引发的各表面具有很光滑的表面状况。

源基片 1 不仅可以由硅构成,而且更通常是由任何已知的适合的材料制成,例如 IV、III-V 或 II-VI 半导体、铁电材料的、单晶的或多晶的、甚至非晶质的。因此该源基片可以是:

- 元素周期表第 IV 列的其它半导体,例如锗,
- 尤其象 AsGa 或 InP 这样的 III-V 或 II-VI 类型的半导体,
- 例如铌酸盐或钽酸盐类型的绝缘体,尤其象 LiNbO<sub>3</sub> 或 LiTaO<sub>3</sub> 这样的。

至于目标基片,它可以根据需要选择由各种单晶或多晶的材料(例如从用于源基片的相同材料中选择的半导体)甚至非晶质的材料(例如玻璃或聚合物)制成;因此它尤其可以是:

- 象蓝宝石这样的晶状材料,
- 石英玻璃或另一种玻璃,
- 用任何已知的合适技术拆下的简单的硬化层(确实,这就不再与各图中所表示的类型的整块目标基片相对应了),例如几微米厚的氧化物。

应该注意:目标基片可以只是一个中间基片,其薄层然后被转移到一个最终基片上。

## 实例



### 联合注入

根据本发明的一个第一实施例子，一个在表面(例如 145nm)包含一个热 SiO<sub>2</sub>层的 Si 基片(-700μm)可以首先在 70KeV - 10<sup>16</sup>He/cm<sup>2</sup> 的注入条件下被注入氦原子，然后在 30KeV - 4.25x10<sup>16</sup>H/cm<sup>2</sup> 的注入条件下被注入氢原子。由此实现了首先注入最深的轮廓线。然后该源基片可以通过分子粘合而被粘结到一个目标 Si 基片(-700μm)上。然后，对该结构实施持续一定时间(例如 2 小时)的 350°C 左右的热处理。如果该热处理被调整，正如例如欧洲专利申请 02-293049 中所披露的那样，那么获得自持断裂现象的窗口为大约几个小时(即介于 2 至 6 小时之间的脆弱化退火)。然后，刚一以冲击的形式往粘结界面的之间插入一个刀片，氢浓度最大处的自持脱离就导致 Si 薄层转移到目标基片上。就这样，本发明条件下的往源基片中联合注入氢和氦的实验导致了自持脱离，即完全的并且几乎瞬间的脱离，伴随着由脉冲能量供应的帮助的引发的、自持的、连续而平整的断裂波扩展，这尤其是为了避免表面波纹，即避免与递进脱离相比较的、断裂后表面粗糙度的重大差异。因此，该脉动脱离随后意味着更少的抛光。

高频下测得(用原子力显微镜)的被转移表面的粗糙度为大约 45 至 50 埃 RMS，低频下测得(机械轮廓仪)的该被转移表面的粗糙度为大约 10 埃 RMS，这些粗糙度大大低于在只有氢注入(32KeV - 5.5x10<sup>16</sup>H/cm<sup>2</sup>)、然后进行 500°C 热处理的情况下可能获得的粗糙度(高频粗糙度约 75 埃 RMS，低频粗糙度约 26 埃 RMS)。

根据本发明的另一个实施例子，一个在表面(例如 200nm)包含一个热 SiO<sub>2</sub>层的 Si 基片(大约 700μm)首先在 70KeV-2x10<sup>16</sup>He/cm<sup>2</sup> 的注入条件下被注入氦原子，然后在 30KeV-3x10<sup>16</sup>H/cm<sup>2</sup> 的注入条件下被注入氢原子。由此首先注入最深的轮廓线。然后该源基片通过直接粘合而被粘结到一个石英玻璃材料的目标基片(大约 1000μm)上。然后，对该结构实施持续一定时间(例如 3 小时，或者，如果脆弱化处理被调整的话就更长时间)的 300°C 左右的热处理。然后，该结构恢复至室温下后通过一个刚插入粘结界面的之间并由一个运动脉冲(因而，一个冲击)

驱动的刀片，氢浓度最大处的自持脱离导致 Si 薄层转移到石英玻璃基片上，不仅没有破碎发生，而且脱离后从异质结构中产生的基片中的任何一个都没有劣化(石英玻璃基片包含 Si 薄层，而起初的 Si 基片则被剥去了表面的薄层)。该被转移表面的由轮廓仪在低频下测得的粗糙度(低频下大约 14 埃 RMS)和由原子力显微镜测得的粗糙度(高频下大约 75 埃)大大低于在只有氢注入( $32\text{KeV} - 5.5 \times 10^{16}\text{H}/\text{cm}^2$ )、 $400^\circ\text{C}$  退火 2 小时、并根据室温下递进机械脱离方式的情况下可能获得的粗糙度(高频粗糙度约 90 埃 RMS，低频粗糙度约 40 埃 RMS)。

### 绝缘体上锗

前面的信息可以被推广到由整块锗构成的源基片、并有如下脆弱化参数的情况：剂量  $7 \times 10^{16}\text{H}/\text{cm}^2$ ，根据要转移的厚度的一个介于 30 和 200KeV 之间的能量， $300^\circ\text{C}$  的退火—持续一定时间(典型地，30 分钟至 1 小时，即 30 分钟的运行窗口)。

在这个专门适用于这些注入条件的热处理之后，出现在注入区域范围内的微裂纹的密度估计为每平方微米 0.03 至 0.035 之间，微裂纹的尺寸为大约 7 至 8 平方微米，被这些缺陷裂开的面积与片的总面积之比介于 25 与 32% 之间。脆弱区的各特征可能显得与当通过热方式获得断裂时所观察到的特征相似，但与要求机械辅助断裂的、 $280^\circ\text{C}$ -15 分钟的脆弱化处理之后所获得的特征不同，在后者的情况下，这些值更低：例如，被微裂纹裂开的表面积占片的总面积的不足 10%。

### 绝缘体上硅

为了打开本方法的窗口，例如可以更倾向于注入更大的剂量，例如  $30\text{keV} - 1 \times 10^{17}\text{H}/\text{cm}^2$ ，然后应用一个持续 30 分钟、 $350^\circ\text{C}$  的热处理。由此可以获得一个 1 至 2 分钟的出现自持断裂现象的窗口，而不会导致热断裂。

### 绝缘体上 AsGa

应用如下条件:

- 注入  $5 \times 10^{16}$  at/cm<sup>2</sup>; 100keV 左右,
- 250°C、3 至 30 分钟之间的退火。

当在一个 3 至 30 分钟的窗口中进行脆弱化退火时, 可以观察到自持断裂现象。

#### 参考文献

[1] K.Henttinen 等人, 应用物理快报, 16 卷, 17、24 号, 2000 年 4 月; 2370-2372 页 (K.Henttinen et al. Applied Physics Letters, Volume 16, Number17, 24 April 2000; pp. 2370-2372)

[2] A.Argawal 等人, 应用物理快报, 72 卷, 9、2 号, 1998 年 3 月; 1086-1088 页 (A.Argawal et al. Applied Physics Letters, volume 72, Number 9, 2 March 1998; pp. 1086-1088)

[3] G. F. Cerofolini 等人, 材料科学与工程 B71-2000, 196-202 页 (G. F. Cerofolini et al., Materials Science and Engineering B71 – 2000, pp. 196-202)

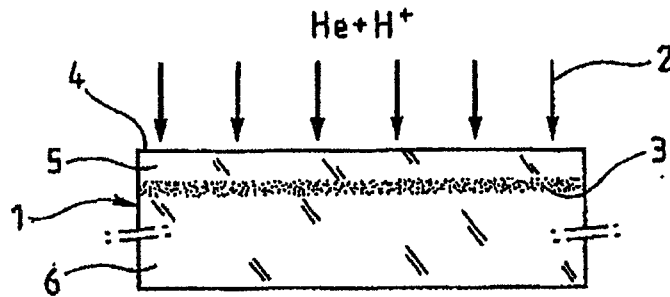


图 1

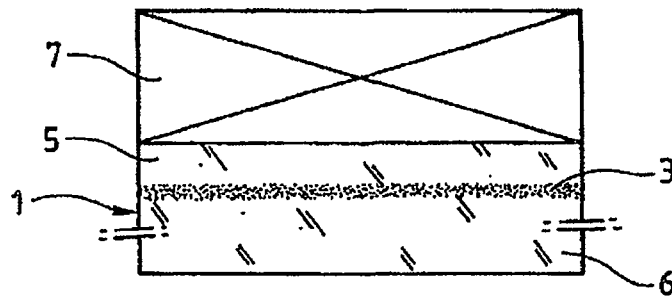


图 2

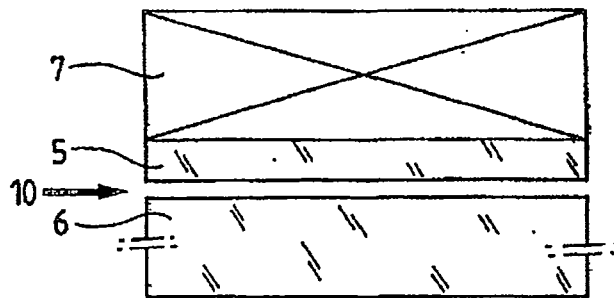


图 3