



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 1936112 B

(45) 授权公告日 2011.05.11

(21) 申请号 200610139268.9

US 5474020 A, 1995.12.12, 全文.

(22) 申请日 1998.04.09

审查员 贾连锁

(30) 优先权数据

60/041,845 1997.04.09 US

(62) 分案原申请数据

98806904.0 1998.04.09

(73) 专利权人 MEMC 电子材料有限公司

地址 美国密苏里州

(72) 发明人 R·法尔斯特 J·C·霍尔泽

(74) 专利代理机构 北京市中咨律师事务所

11247

代理人 马江立 吴鹏

(51) Int. Cl.

C30B 29/06 (2006.01)

C30B 15/00 (2006.01)

(56) 对比文件

DE 4414947 A, 1995.08.31, 第3栏第31行
到62行.

权利要求书 5 页 说明书 11 页 附图 17 页

(54) 发明名称

低缺陷浓度的硅

(57) 摘要

本发明涉及具有不含聚集本征点缺陷轴对称区的单晶硅(硅棒或硅片形式)及其制备工艺。这种生长单晶硅棒的工艺包括在自-填隙原子很活跃的温度范围内控制生长条件,如生长速度V、瞬时轴向温度梯度G₀以及冷却速度,以避免这类聚集缺陷的形成。在晶棒形式下,从晶棒的圆周边径向朝中心轴测得的轴对称区宽度至少约为晶棒半径长度的30%,沿中心轴测得的轴对称区长度至少约为晶棒恒定直径段长度的20%。

1. 一种单晶硅晶片,具有中心轴、与该轴大体上垂直的前端面 and 后端面、圆周边、从中心轴延伸到晶片圆周边的半径以及 150mm 的直径,该晶片的特征在于:该晶片是从按提拉法生长的单晶硅棒上切下来的并具有基本无聚集本征点缺陷的轴对称区,该轴对称区从晶片的圆周边沿径向向内延伸并具有当从圆周边沿径向朝中心轴测量时至少为晶片半径长度的 60% 的宽度。

2. 如权利要求 1 所述的晶片,其中,轴对称区具有当从圆周边沿径向朝中心轴测量时至少为晶片半径长度的 80% 的宽度。

3. 如权利要求 1 所述的晶片,其中,轴对称区具有当从圆周边沿径向朝中心轴测量时等于所述半径长度的宽度。

4. 如权利要求 1 所述的晶片,其中,轴对称区的形状总体上为圆环形,晶片还包括由空位为主材料构成的沿径向处于圆环区内部的圆柱区。

5. 一种单晶硅晶片,具有中心轴、与该轴大体上垂直的前端面 and 后端面、圆周边、从中心轴延伸到晶片圆周边的半径以及 200mm 的直径,该晶片的特征在于:该晶片是从按提拉法生长的单晶硅棒上切下来的并具有基本无聚集本征点缺陷的轴对称区,该轴对称区从晶片的圆周边沿径向向内延伸并具有当从圆周边沿径向朝中心轴测量时为晶片半径长度的至少 60% 的宽度。

6. 如权利要求 5 所述的晶片,其中,轴对称区具有当从圆周边沿径向朝中心轴测量时至少为晶片半径长度的 80% 的宽度。

7. 如权利要求 5 所述的晶片,其中,轴对称区具有当从圆周边沿径向朝中心轴测量时等于所述半径长度的宽度。

8. 如权利要求 5 所述的晶片,其中,轴对称区的形状总体上为圆环形,晶片还包括由空位为主材料构成的沿径向处于圆环区内部的圆柱区。

9. 一种单晶硅晶片,具有中心轴、与该轴大体上垂直的前端面 and 后端面、圆周边、从中心轴延伸到晶片圆周边的半径以及 150mm 的直径,该晶片的特征在于:该晶片是从按提拉法生长的单晶硅棒上切下来的并具有基本无聚集本征点缺陷的轴对称区,该轴对称区从晶片的圆周边沿径向向内延伸并具有当从圆周边沿径向朝中心轴测量时至少为所述半径长度的 30% 的宽度,其中,在该轴对称区内硅自填隙原子是为本征点缺陷。

10. 如权利要求 9 所述的晶片,其中,轴对称区的宽度至少为所述半径长度的 40%。

11. 如权利要求 9 所述的晶片,其中,轴对称区的宽度至少为所述半径长度的 60%。

12. 如权利要求 9 所述的晶片,其中,轴对称区具有当从圆周边沿径向朝中心轴测量时至少为晶片半径长度的 80% 的宽度。

13. 如权利要求 9 所述的晶片,其中,轴对称区具有当从圆周边沿径向朝中心轴测量时等于所述半径长度的宽度。

14. 一种单晶硅晶片,具有中心轴、与该轴大体上垂直的前端面 and 后端面、圆周边、从中心轴延伸到晶片圆周边的半径以及 200mm 的直径,该晶片的特征在于:该晶片是从按提拉法生长的单晶硅棒上切下来的并具有基本无聚集本征点缺陷的轴对称区,该轴对称区从晶片的圆周边沿径向向内延伸并具有当从圆周边沿径向朝中心轴测量时至少为所述半径长度的 30% 的宽度,其中,在该轴对称区内硅自填隙原子是为本征点缺陷。

15. 如权利要求 14 所述的晶片,其中,轴对称区的宽度至少为所述半径长度的 40%。

16. 如权利要求 14 所述的晶片,其中,轴对称区的宽度至少为所述半径长度的 60%。

17. 如权利要求 14 所述的晶片,其中,轴对称区具有当从圆周边沿径向朝中心轴测量时至少为晶片半径长度的 80%的宽度。

18. 如权利要求 14 所述的晶片,其中,轴对称区具有当从圆周边沿径向朝中心轴测量时等于所述半径长度的宽度。

19. 如权利要求 1-18 中任一项所述的晶片,其中,晶片具有低于 13PPMA 的氧含量。

20. 如权利要求 1-18 中任一项所述的晶片,其中,晶片具有低于 11PPMA 的氧含量。

21. 如权利要求 1-18 中任一项所述的晶片,其中,晶片没有氧沉积成核中心。

22. 一种按提拉法生长的单晶硅棒,具有中心轴、籽晶锥、尾晶锥以及位于籽晶锥和尾晶锥之间的恒定直径段,该恒定直径段具有圆周边、从中心轴延伸到圆周边的半径以及 150mm 的直径,该单晶硅棒的特征在于:晶棒长成并从结晶温度冷却后,恒定直径段具有基本无聚集本征点缺陷的轴对称区,其中,该轴对称区从晶棒的圆周边沿径向向内延伸、具有当从圆周边沿径向朝晶棒的中心轴测量时至少为恒定直径段的半径长度的 30%的宽度并具有当沿中心轴测量时至少为晶棒恒定直径段长度的 80%的长度。

23. 如权利要求 22 所述的单晶硅棒,其中,轴对称区的宽度至少为晶棒恒定直径段的半径长度的 60%。

24. 如权利要求 22 所述的单晶硅棒,其中,轴对称区的宽度等于晶棒恒定直径段的半径长度。

25. 一种按提拉法生长的单晶硅棒,具有中心轴、籽晶锥、尾晶锥以及位于籽晶锥和尾晶锥之间的恒定直径段,该恒定直径段具有圆周边、从中心轴延伸到圆周边的半径以及 200mm 的直径,该单晶硅棒的特征在于:晶棒长成并从结晶温度冷却后,恒定直径段具有基本无聚集本征点缺陷的轴对称区,其中,该轴对称区从晶棒的圆周边沿径向向内延伸、具有当从圆周边沿径向朝晶棒的中心轴测量时至少为恒定直径段的半径长度的 30%的宽度并具有当沿中心轴测量时至少为晶棒恒定直径段长度的 80%的长度。

26. 如权利要求 25 所述的单晶硅棒,其中,轴对称区的宽度至少为晶棒恒定直径段的半径长度的 60%。

27. 如权利要求 25 所述的单晶硅棒,其中,轴对称区的宽度等于晶棒恒定直径段的半径长度。

28. 一种按提拉法生长的单晶硅棒,具有中心轴、籽晶锥、尾晶锥以及位于籽晶锥和尾晶锥之间的恒定直径段,该恒定直径段具有圆周边、从中心轴延伸到圆周边的半径以及 150mm 的直径,该单晶硅棒的特征在于:晶棒长成并从结晶温度冷却后,恒定直径段具有基本无聚集本征点缺陷的轴对称区,其中,该轴对称区从晶棒的圆周边沿径向向内延伸、具有当从圆周边沿径向朝晶棒的中心轴测量时至少为恒定直径段的半径长度的 30%的宽度并具有当沿中心轴测量时至少为晶棒恒定直径段长度的 20%的长度,其中,在该轴对称区内硅自填隙原子是为本征点缺陷。

29. 如权利要求 28 所述的单晶硅棒,其中,轴对称区的宽度至少为晶棒恒定直径段的半径长度的 40%。

30. 如权利要求 28 所述的单晶硅棒,其中,轴对称区的宽度至少为晶棒恒定直径段的半径长度的 60%。

31. 如权利要求 28 所述的单晶硅棒,其中,轴对称区的宽度至少为晶棒恒定直径段的半径长度的 80%。

32. 如权利要求 28 所述的单晶硅棒,其中,轴对称区的宽度等于晶棒恒定直径段的半径长度。

33. 一种按提拉法生长的单晶硅棒,具有中心轴、籽晶锥、尾晶锥以及位于籽晶锥和尾晶锥之间的恒定直径段,该恒定直径段具有圆周边、从中心轴延伸到圆周边的半径以及 200mm 的直径,该单晶硅棒的特征在于:晶棒长成并从结晶温度冷却后,恒定直径段具有基本无聚集本征点缺陷的轴对称区,其中,该轴对称区从晶棒的圆周边沿径向向内延伸、具有当从圆周边沿径向朝晶棒的中心轴测量时至少为恒定直径段的半径长度的 30% 的宽度并具有当沿中心轴测量时至少为晶棒恒定直径段长度的 20% 的长度,其中,在该轴对称区内硅自填隙原子是为本征点缺陷。

34. 如权利要求 33 所述的单晶硅棒,其中,轴对称区的宽度至少为晶棒恒定直径段的半径长度的 40%。

35. 如权利要求 33 所述的单晶硅棒,其中,轴对称区的宽度至少为晶棒恒定直径段的半径长度的 60%。

36. 如权利要求 33 所述的单晶硅棒,其中,轴对称区的宽度至少为晶棒恒定直径段的半径长度的 80%。

37. 如权利要求 33 所述的单晶硅棒,其中,轴对称区的宽度等于晶棒恒定直径段的半径长度。

38. 如权利要求 22-37 中任一项所述的单晶硅棒,其中,轴对称区的长度至少为晶棒恒定直径段长度的 40%。

39. 如权利要求 22-37 中任一项所述的单晶硅棒,其中,轴对称区的长度至少为晶棒恒定直径段长度的 60%。

40. 如权利要求 22-37 中任一项所述的单晶硅棒,其中,轴对称区的长度至少为晶棒恒定直径段长度的 80%。

41. 如权利要求 22-37 中任一项所述的单晶硅棒,其中,轴对称区的长度等于晶棒恒定直径段长度。

42. 一种单晶硅棒的生长工艺,其中,晶棒包括中心轴、籽晶锥、尾晶锥以及位于籽晶锥和尾晶锥之间的恒定直径段,该恒定直径段具有圆周边、从中心轴延伸到圆周边的半径以及 150mm 的直径,该晶棒按提拉法从硅熔体生长并然后从结晶温度冷却,该工艺包括:在晶棒恒定直径段生长过程中控制晶体的生长速度 V 和瞬时轴向温度梯度 G_0 ,使得比值 V/G_0 在它的临界值的 0.5 至 2.5 倍之间变化,以便使晶棒从结晶温度冷却后形成基本无聚集本征点缺陷的轴对称区,其中,该轴对称区从晶棒的圆周边向内延伸、具有当从圆周边沿径向朝晶棒的中心轴测量时至少为晶棒的半径长度的 30% 的宽度并具有当沿中心轴测量时至少为晶棒恒定直径段长度的 20% 的长度,其中,控制 G_0 包括控制在熔体/固体界面处的热传递。

43. 一种单晶硅棒的生长工艺,其中,晶棒包括中心轴、籽晶锥、尾晶锥以及位于籽晶锥和尾晶锥之间的恒定直径段,该恒定直径段具有圆周边、从中心轴延伸到圆周边的半径以及 200mm 的直径,该晶棒按提拉法从硅熔体生长并然后从结晶温度冷却,该工艺包括:在晶

棒恒定直径段生长过程中控制晶体生长速度 V 和瞬时轴向温度梯度 G_0 , 使得比值 V/G_0 在它的临界值的 0.5 至 2.5 倍之间变化, 以便使晶棒从结晶温度冷却后形成基本无聚集本征点缺陷的轴对称区, 其中, 该轴对称区从晶棒的圆周边向内延伸、具有当从圆周边沿径向朝晶棒的中心轴测量时至少为晶棒的半径长度的 30% 的宽度并具有当沿中心轴测量时至少为晶棒恒定直径段长度的 20% 的长度, 其中, 控制 G_0 包括控制在熔体 / 固体界面处的热传递。

44. 如权利要求 42-43 中任一项所述的工艺, 其中, 轴对称区的长度至少为晶棒恒定直径段长度的 40%。

45. 如权利要求 42-43 中任一项所述的工艺, 其中, 轴对称区的长度至少为晶棒恒定直径段长度的 60%。

46. 如权利要求 42-43 中任一项所述的工艺, 其中, 轴对称区具有至少为晶恒定直径段的半径长度的 60% 的宽度。

47. 如权利要求 45 所述的工艺, 其中, 轴对称区具有至少为恒定直径段的半径长度的 80% 的宽度。

48. 一种单晶硅棒的生长工艺, 其中, 晶棒包括中心轴、籽晶锥、尾晶锥以及位于籽晶锥和尾晶锥之间的恒定直径段, 该恒定直径段具有圆周边、从中心轴延伸到圆周边的半径以及 150mm 的直径, 该单晶硅棒的特征在于: 在晶棒按提拉法从硅熔体生长并然后从结晶温度冷却后, 晶棒恒定直径段具有基本无聚集本征点缺陷的轴对称区, 该工艺包括: 控制生长速度 V 和瞬时轴向温度梯度 G_0 , 使得比值 V/G_0 在它的临界值的 0.6 至 1.5 倍之间变化, 其中, 控制 G_0 包括控制在熔体 / 固体界面处的热传递。

49. 如权利要求 48 所述的工艺, 还包括在 1400°C 到 800°C 的温度范围内控制冷却速度, 使得该冷却速度在 0.2°C /min 至 1.5°C /min 的范围内。

50. 一种单晶硅棒的生长工艺, 其中, 晶棒包括中心轴、籽晶锥、尾晶锥以及位于籽晶锥和尾晶锥之间的恒定直径段, 该恒定直径段具有圆周边、从中心轴延伸到圆周边的半径以及 200mm 的直径, 该单晶硅棒的特征在于: 在晶棒按提拉法从硅熔体生长并然后从结晶温度冷却后, 晶棒恒定直径段具有基本无聚集本征点缺陷的轴对称区, 该工艺包括: 控制生长速度 V 和瞬时轴向温度梯度 G_0 , 使得比值 V/G_0 在它的临界值的 0.6 至 1.5 倍之间变化, 其中, 控制 G_0 包括控制在熔体 / 固体界面处的热传递。

51. 如权利要求 50 所述的工艺, 还包括在 1400°C 到 800°C 的温度范围内控制冷却速度, 使得该冷却速度在 0.2°C /min 至 1.5°C /min 的范围内。

52. 如权利要求 48-51 中任一项所述的工艺, 其中, 控制生长速度 V 和瞬时轴向温度梯度 G_0 , 使得比值 V/G_0 在它的临界值的 0.75 至 1 倍的范围内。

53. 如权利要求 48-51 中任一项所述的工艺, 其中, 在 1400°C 到 1000°C 的温度范围内控制冷却速度。

54. 如权利要求 48-51 中任一项所述的工艺, 其中, 控制冷却速度, 使得该冷却速度在 0.2°C /min 至 1°C /min 的范围内。

55. 如权利要求 48-51 中任一项所述的工艺, 其中, 通过对单晶硅退火将在单晶生长过程中形成的氧沉积成核中心分解掉。

56. 如权利要求 42-43 或 48-51 中任一项所述的工艺, 其中, 通过改变熔体表面和位于该熔体表面上方的装置之间的距离来控制在熔体 / 固体界面处的热传递。

57. 如权利要求 56 所述的工艺,其中,所述装置选自反射器、辐射屏蔽、热屏蔽、排气管或光导管。

58. 如权利要求 56 所述的工艺,其中,通过改变熔体表面相对于所述装置的位置来控制热传递。

59. 如权利要求 56 所述的工艺,其中,通过改变所述装置相对于熔体表面的位置来控制热传递。

低缺陷浓度的硅

[0001] 本申请是申请日为 1998 年 4 月 9 日、申请号为 98806904.0、发明名称为“低缺陷浓度的硅”的专利申请的分案申请。

[0002] 发明背景

[0003] 本发明与用于电子元件制造的半导体级单晶硅的制备有关,特别涉及具有不含聚集本征点缺陷轴对称区的单晶硅棒与晶片及其制备工艺。

[0004] 单晶硅是半导体电子元件大多数制造工艺的初始材料,通常用所谓提拉 (“Cz”) 方法制备。在该方法中,将多晶硅装入坩埚并使之熔化,再用一籽晶与熔融硅接触,并经缓慢提拉而生成单晶。形成轴颈之后,通过降低拉晶速度和 / 或熔烧温度而使晶体直径增大,直至达到所希望的目标直径为止。然后,通过控制拉晶速度和熔烧温度以补偿因溶化程度的降低而生成具有近乎恒定直径的圆柱状晶体主体。生长过程结束但坩埚中熔融硅尚未耗尽之前,必需使晶体直径逐渐缩小以形成端锥。一般来说,通过增大拉晶速度和提高坩埚温度来形成端锥。当直径变得足够小时,晶体即与熔融硅分离。

[0005] 近几年来,已经确认单晶硅中的大量缺陷是在晶体生长室里随结晶后的晶体冷却而形成的。这种缺陷的产生,部分原因是由于过量 (即浓度超出溶解度极限) 本征点缺陷的存在,称之为空位和自 - 填隙原子。从熔融体生长的硅晶体一般带有过量的一种或另一种本征点缺陷,或者是晶格空位 (“V”),或者是硅填隙原子 (“I”)。已经确认在结晶时定形的硅中这些点缺陷的类型和初始浓度受比值 V/G_0 的控制,其中 V 是生长速度, G_0 是结晶时晶体中的瞬时轴向温度梯度。参照图 1,当增大比值 V/G_0 时,在一临界 V/G_0 值附近便产生从自 - 填隙原子为主的生长减缓过渡到空位为主的生长加快,这个临界值根据通常可获得的信息约为 $2.1 \times 10^{-5} \text{cm}^2/\text{sk}$ 。在这个临界值处,这些本征点缺陷的浓度处于平衡状态。

[0006] 当 V/G_0 值超过临界值时,空位浓度增大,而当 V/G_0 值低于临界值 时,则自 - 填隙原子浓度增大。如果这些浓度在系统中达到一个临界过饱和值,且点缺陷的迁移率足够高时,就可能发生一种反应或一种聚集现象。硅中聚集的本征点缺陷可能严重影响在复杂而高集成度电路生产中材料的产出潜力。

[0007] 空位 - 型缺陷被确认是一些可观测晶体缺陷的根源,如 D- 缺陷、流图缺陷 (FPDs)、栅氧化完整性 (GOI) 缺陷、晶格自生微粒 (COP) 缺陷、晶格自生发光点缺陷 (LPDs),以及用扫描红外显微照相和激光扫描层析 X 射线摄影等红外光扫描技术观察到的某些类型的体缺陷。还有,出现在过量空位区域的是起环氧化诱发堆垛层错 (OISF) 核作用的缺陷。可以推测这种特殊的缺陷是一种由于出现过量空位而催化的高温成核的氧聚集而成。

[0008] 对与自 - 填隙原子相关的缺陷研究较少,一般将其视为低密度的填隙原子 - 型位错环或网格。这种缺陷并非是造成栅氧化物完整性缺陷 (一个重要的晶片性能判据) 的原因,但普遍认为它们是与通常漏电问题有关的其他类型器件缺陷的根源。

[0009] 在提拉法硅中这种空位和自 - 填隙原子聚集缺陷的密度一般在 $1 \times 10^3/\text{cm}^3$ 到 $1 \times 10^7/\text{cm}^3$ 的范围内。当这些值相对较低时,聚集的本征点缺陷对器件制作的重要性迅速增大,因而实际上目前在器件制造过程中将其视为产额 - 限制的因素。

[0010] 至今,通常有三种主要的手段来处理聚集的本征点缺陷问题。第一种手段包括的

方法集中在拉晶技术,为的是减少晶棒聚集本征点缺陷的数密度。这种手段可进一步分为两种方法:一是拉晶条件形成空位为主材料的那些方法,二是拉晶条件形成以自-填隙原子为主材料的那些方法。例如,已确认聚集缺陷的数密度可通过下述方法得以减小:(1) 控制 V/G_0 值的大小来生长其晶格空位是主要本征点缺陷的晶体;(2) 通过在拉晶过程中从 1100°C 到 1050°C 的温度范围内改变硅棒冷却速度(一般是降温)来影响聚集缺陷的成核速度。当这种手段使聚集缺陷的数密度减小时,并不能避免缺陷的形成。因器件制造提出的要求变得越来越严格,这种缺陷的存在将继续成为一个重要的问题。

[0011] 提出的其他方法有在晶体生长期间将拉晶速度降低到低于 0.4mm/min(毫米/分钟)左右。然而,这种建议也不令人满意,因为这样缓慢的拉晶速度使每台拉晶机的产量降低。更重要的是这样的拉晶速度会导致含高浓度自-填隙原子单晶硅的形成。同时,这种高浓度还导致聚集自-填隙原子缺陷以及所有与这种缺陷相关的问题。

[0012] 处理聚集本征点缺陷问题的第二种手段包括的方法致力于聚集本征点缺陷形成之后的分解和消除。通常这是通过对晶片形式的硅进行高温热处理来实现的。例如,在欧洲专利申请 503,816A1 中 Fusegawa 等人提出以超过 0.8mm/min 的速度生长硅棒,并将硅棒切割成的硅片在 1150°C 到 1280°C 的温度范围进行热处理,来消除晶体生长过程中形成的缺陷。已证明这样的热处理可减小靠近硅片表面薄层区域的缺陷密度。所需的专门处理要根据硅片中聚集本征点缺陷的浓度和位置而改变。从这类缺陷轴向浓度不均匀的晶体上切割的不同硅片可能要求不同的生长后处理条件。而且,这类硅片热处理的成本相当高,并有可能在硅片中引入金属杂质,因而并非对各类晶体相关的缺陷普遍有效。

[0013] 处理聚集本征点缺陷问题的第三种手段是在单晶硅片表面外延淀积一薄层硅结晶。这种工艺提供一种其表面基本不含聚集本征点缺陷的单晶硅片。然而,外延淀积会显著增大硅片的成本。

[0014] 纵观这些发展,仍然有必要找到一种通过对产生聚集本征点缺陷的聚集反应进行抑制来避免形成这种缺陷的单晶硅制备方法。与其简单限制这类缺陷形成的速度,还不如在缺陷形成之后努力去消除某些缺陷,一种能抑制聚集反应的方法将生产出基本上不含聚集本征点缺陷的硅晶片。就每硅片得到的集成电路数量而论,这样的一种方法还可提供具有外延一样生产潜力的单晶硅片,而不会有与外延工艺相联系的高成本。

[0015] 发明概要

[0016] 因此,本发明的目的是提供具有相当大径向宽度轴对称区、且该区内基本不含由晶格空位或硅自-填隙原子聚集产生的缺陷的单晶硅棒或硅片;并提供一种单晶硅棒的制备工艺,该工艺中对硅中的空位和自-填隙原子的浓度加以控制,以防止当硅棒从结晶温度冷却时在硅棒恒定直径段的轴向对称区本征点缺陷的聚集。

[0017] 简单地说,本发明旨在获得一种单晶硅片,使之具有一中心轴、与中心轴垂直的前端面 and 后端面、圆形周边以及从中心轴延伸到圆周边的半径。这种硅片包含一个基本不含聚集本征点缺陷的轴对称区。该轴对称区从硅片的圆周边沿径向朝内延伸,当从圆周边沿径向朝中心轴测量时有一定宽度,该宽度至少为硅片半径长度的 40% 左右。

[0018] 本发明的进一步目标是获得一种单晶硅棒,使之具有一中心轴、一籽晶锥,一尾晶锥、以及位于籽晶锥与尾晶锥之间具有圆形周边和从中心轴延伸到圆周边的半径的恒定直径段。该单晶硅棒的特征在于:在晶棒长成且从结晶温度冷却之后,其恒定直径段包含一个

基本不含聚集本征点缺陷的轴对称区。该轴对称区从园形周边沿径向朝里延伸,当从圆周边沿径向朝中心轴测量时有一定宽度,该宽度至少为恒定直径段半径长度的 30%左右。该轴对称区也有一定的长度,沿中心轴测量时至少是晶棒恒定直径段长度的 20%。

[0019] 本发明的再一个目的是提供一种生长单晶硅棒的工艺,按该工艺,包含一中心轴、一籽晶锥,一尾晶锥、以及位于籽晶锥与尾晶锥之间具有圆形周边和从中心轴延伸到圆周边的半径的恒定直径段的晶棒从熔融硅生长,然后按提拉方法从结晶温度冷却。该工艺包括控制生长速度 V 和在恒定直径段生长过程中晶体的瞬时轴向温度梯度 G_0 ,以利当晶棒从结晶温度冷却时形成一个基本不含聚集本征点缺陷的轴对称区。该轴对称区从圆周边沿径向朝中心轴延伸,其宽度至少是恒定直径段半径长度的 30%,沿中心轴测量的长度至少是恒定直径长度的 20%。

[0020] 本发明的其他目的和特点有的是显而易见的,有的将在后面说明。

[0021] 附图简要描述

[0022] 图 1 表明自填隙原子 $[I]$ 和空位 $[V]$ 的初始浓度随比值 v/G_0 的增大而变化的例子,其中 v 是生长速度, G_0 是瞬时轴向温度梯度。

[0023] 图 2 表明在给定的自填隙原子初始浓度 $[I]$ 下,形成聚集填隙原子缺陷所需自由能改变量 ΔG_I 随温度 T 的降低而增大的例子。

[0024] 图 3 的例子表明通过径向扩散的手段抑制自填隙原子浓度 $[I]$,使形成聚集填隙原子缺陷所需自由能改变量 ΔG_I 随温度 T 的降低而减小(当时)。其中实线描述无径向扩散的情况,虚线表示扩散的效果。

[0025] 图 4 的例子表明通过径向扩散手段抑制自-填隙原子浓度 $[I]$,致使聚集反应得以避免,使形成聚集填隙原子缺陷所需自由能改变量 ΔG_I 随温度 T 的降低而充分减小。其中实线描写无径向扩散的情况,而虚线表示扩散的效果。

[0026] 图 5 表明因 G_0 值的增大使自填隙原子初始浓度 $[I]$ 和空位初始浓度 $[V]$ 可能随比值 V/G_0 的减小而沿晶棒或晶片的半径发生改变。注意到在 V/I 边界出现从空位为主材料向自-填隙原子为主材料的过渡。

[0027] 图 6 是一个单晶硅棒或晶片的顶视图,分别表明空位 V 和自-填隙原子 I 为主的材料区以及两者之间的分界。

[0028] 图 7a 表明空位或自-填隙原子初始浓度因自-填隙原子的径向扩散而随径向位置变化的例子。还表明这种扩散因空位和自-填隙原子的复合而引起 V/I 边界位置移近晶棒中心以及自-填隙原子浓度 $[I]$ 被抑制。

[0029] 图 7b 是 ΔG_I 与径向位置的关系曲线,表明自-填隙原子浓度 $[I]$ 的抑制(如图 7a 所示)足以到处保持 ΔG_I 都低于硅自-填隙原子作用发生的临界值的大小。

[0030] 图 7c 表明空位或自-填隙原子初始浓度由于自-填隙原子的径向扩散而随径向位置变化另一个例子。注意与图 7a 比较,这种扩散引起的 V/I 边界移近晶棒中心(因空位和自-填隙原子的复合)并引起 V/I 边界外部区域中填隙原子浓度的增大。

[0031] 图 7d 是 ΔG_I 与径向位置的关系曲线,表明自-填隙原子浓度 $[I]$ 的抑制(如图 7a 所示)不足以到处保持 ΔG_I 都低于硅自-填隙原子反应发生的临界值的例子。

[0032] 图 7e 表明空位或自-填隙原子初始浓度由于自-填隙原子的径向扩散而随径向位置变化另一个例子。注意与图 7a 比较,增强扩散导致对自-填隙原子浓度更强的抑制。

[0033] 图 7f 是 ΔG_T 与径向位置的关系曲线,表明自-填隙原子浓度 $[I]$ 的更强抑制(如图 7e 所示)而引起 ΔG_T 更大程度的抑制(与图 7b 比较)的例子。

[0034] 图 7g 表明空位或自-填隙原子初始浓度由于自-填隙原子的径向扩散而随径向位置变化另一个例子。注意与图 7c 比较,增强扩散导致对自-填隙原子浓度更强的抑制。

[0035] 图 7h 是 ΔG_T 与径向位置的函数关系曲线,表明自-填隙原子浓度 $[I]$ 的更强抑制(如图 7g 所示)引起 ΔG_T 更高程度的抑制(与图 7d 比较)的例子。

[0036] 图 7i 表明空位或自-填隙原子初始浓度由于自-填隙原子的径向扩散而随径向位置变化另一个例子。注意在本例中足够量的自-填隙原子与空位的复合使之不再存在以空位为主的区域。

[0037] 图 7j 是 ΔG_T 与径向位置的关系曲线,表明自-填隙原子的径向扩散(如图 7i 所示)足以沿晶体径向到处维持聚集填隙原子缺陷的抑制的例子。

[0038] 图 8 是一根单晶硅棒纵向、横截面视图,详细表明晶棒恒定直径段的轴对称区。

[0039] 图 9 是一根单晶硅棒一恒定直径段的纵向、横截面视图,详细表明轴对称区宽度的轴向变化。

[0040] 图 10 是一个其轴对称区宽度小于晶棒半径的单晶硅棒恒定直径段的纵向、横截面视图,详细表明这轴对称区还包含一个空位为主材料构成的一般圆柱区。

[0041] 图 11 是图 10 所示轴对称区的侧向、横截面视图。

[0042] 图 12 是一个其轴对称区宽度等于晶棒半径的单晶硅棒恒定直径段的纵向、横截面视图,详细表明该区是一个基本不含聚集本征点缺陷的自-填隙原子为主材料构成的一般圆柱区。

[0043] 图 13 是经一系列氧沉积热处理晶棒轴向切割的少数载流子寿命扫描图象,详细表明一个空位为主材料构成的一般圆柱区,一个自-填隙原子为主材料构成的一般圆形轴对称区(V/I 边界出现在两者之间),以及一个聚集填隙原子缺陷区。

[0044] 图 14 是拉晶速度(即籽晶提升)与晶体长度的关系曲线,表明在一部分晶体长度上拉晶速度线性下降。

[0045] 图 15 是经一系列如例 1 中所述氧沉积热处理晶棒轴向切割的少数载流子寿命扫描图象。

[0046] 图 16 是四根单晶棒的拉晶速度(即籽晶提升)与晶体长度的关系曲线,分别标注 1-4,用来给出一条在例 1 中所述的曲线 $V^*(z)$ 。

[0047] 图 17 是对例 2 中两种不同情况下晶体/熔融体界面轴向温度梯度 G_0 与径向位置的关系曲线。

[0048] 图 18 对例 2 中两种不同情况下空位初始浓度 $[V]$ 和自-填隙原子初始浓度 $[I]$ 与径向位置的关系曲线。

[0049] 图 19 是温度与轴向位置的关系曲线,表明例 3 所述两种不同情况下晶棒的温度分布。

[0050] 图 20 是如图 19 所示从两种冷却条件下产生的自-填隙原子浓度图,在例 3 中有更详细的描述。

[0051] 图 21 是在如例 4 所述经一系列氧沉积热处理的整根晶棒轴向切割的少数载流子寿命扫描图象。

[0052] 优选实例的详细描述

[0053] 正如这里使用过的,下述句子和术语应有给定的含义:“聚集本征点缺陷”系指由以下原因引起的缺陷:(1)空位聚集产生D-缺陷、流图缺陷、栅氧化完整性缺陷、晶体源生的微粒缺陷、晶体源生的发光点缺陷以及其他空位相关缺陷的反应,或(2)自-填隙原子聚集产生错位环和网格以及其它这类自-填隙原子聚集相关缺陷的反应;“聚集填隙原子缺陷”应指由硅自-填隙原子聚集反应引起的聚集本征点缺陷;“聚集空位缺陷”应指由晶格空位聚集反应引起的聚集空位点缺陷;“半径”指从晶片或晶棒中心轴到圆周边测得的距离;“基本不含聚集本征点缺陷”应指聚集缺陷浓度低于这种缺陷的检测极限,通常约为 10^4 个缺陷/厘米³;“V/I边界”指沿晶棒或晶片半径方向材料从空位为主变为自-填隙原子为主的位置;以及“空位为主”和“自-填隙原子为主”指材料的本征点缺陷分别为空位还是自-填隙原子占优势。

[0054] 根据本发明,发现硅自-填隙原子作用产生聚集填隙原子缺陷的反应可在单晶硅棒生长过程中予以抑制。无需受限于任何特殊理论可以相信在本发明的工艺中自-填隙原子浓度在晶棒生长和冷却过程中受到控制,使得系统自由能的变化决不会超过聚集反应自发产生而形成聚集填隙原子缺陷的临界值。

[0055] 一般来说,为在单晶硅中激发由硅自-填隙原子形成聚集填隙原子缺陷反应可获得的系统自由能变化由方程(1)决定:

$$[0056] \quad \Delta G_i = KT \ln \left(\frac{[I]}{[I]^{eq}} \right) \quad (1)$$

[0057] 式中

[0058] ΔG_i 是自由能的变化

[0059] K 是波尔兹曼常数

[0060] T 是绝对温度 (K)

[0061] $[I]$ 是单晶硅中某一时空点的自-填隙原子浓度

[0062] $[I]^{eq}$ 是在产生 $[I]$ 的同一时空点和温度 T 下的平衡自-填隙原子浓度

[0063] 根据这个方程,对于一给定的自-填隙原子浓度 $[I]$,由于 $[I]^{eq}$ 随温度而迅速降低,因而温度的降低通常会使 ΔG_i 增大。

[0064] 图 2 阐明对于一根从结晶温度冷却而没有同时采用某些手段来抑制自-填隙原子浓度的晶棒其 ΔG_i 和硅填隙原子浓度的变化。当晶棒冷却时,由于 $[I]$ 过饱和的增大, ΔG_i 按方程(1)增大,接近形成聚集填隙原子缺陷的势垒。当继续冷却时,有可能超出这个势垒,在该点即产生反应。这种反应导致聚集填隙原子缺陷的形成且 ΔG_i 随过饱和系统的缓解而伴随减小。

[0065] 当晶棒从结晶温度冷却时,维持硅自-填隙原子系统自由能低于发生聚集反应的值,即可避免自-填隙原子的聚集。换言之,可以将系统控制到使之永不临界过饱和。这可以通过建立一个足够低的自-填隙原子初始浓度使临界过饱和永远不可能达到。然而,实际上这样的浓度很难在整个晶体半径上实现,因此,临界过饱和一般只可能在晶体结晶之后通过抑制硅自-填隙原子初始浓度来避免。

[0066] 图 3 和 4 阐明当图 2 中晶棒从结晶温度冷却时抑制 $[I]$ 对 ΔG_i 增长的两种可能的影响。在图 3 中, $[I]$ 的抑制引起 ΔG_i 增长速度的降低,但在此情形下,这样的抑制不足

以到处将 ΔG_i 保持在一个低于产生该反应的临界值上；所以，这样的抑制仅用来降低产生该反应的温度。在图 4 中，增强对 $[I]$ 的抑制足以到处将 ΔG_i 保持在一个低于产生该反应的临界值上；因此，这样的抑制会阻止缺陷的形成。

[0067] 令人惊异的发现是，由于自-填隙原子的迁移率相当大，有可能通过自-填隙原子径向扩散到位于晶体表面的陷阱上或空位为主的区域而在较大距离上影响这种抑制作用。只要时间足以允许自-填隙原子初始浓度的径向扩散，就可以有效地利用径向扩散来抑制自-填隙原子浓度。一般来说，扩散时间将取决于自-填隙原子初始浓度的径向变化，较小的径向变化要求的扩散时间较短。

[0068] 一般来说，对于按提拉方法生长的单晶硅，其轴向温度梯度 G_0 随半径的增大而增大。这意味着在晶棒半径方向比值 V/G_0 一般不是单一的。由于这种变化，本征点缺陷的类型和初始浓度不是恒定的。假如在沿半径 r 的某点处 V/G_0 达到临界值（在图 5 和 6 中表示为 V/I 界面 2），则材料将从空位为主变为自-填隙原子为主。此外，晶棒将包含一个自-填隙原子为主材料的轴对称区 6（其中硅自-填隙原子初始浓度随半径的增大而增大），四周由一个空位为主材料的一般圆筒区 8 所环绕（其中空位初始浓度随半径的增大而减小）。

[0069] 图 7a 和 7b 根据本发明的一个实例阐明当晶棒从结晶温度冷却时抑制 $[I]$ 对 ΔG_i 增长的影响。当晶棒按提拉方法拉制时，该晶棒包含一个由填隙原子为主材料构成的、从晶棒边缘向半径延伸到出现 V/I 界面处的轴对称区，以及一个空位为主材料构成的、从晶棒中心沿半径延伸到出现 V/I 界面的一般圆柱区。当晶棒从结晶温度冷却时，由于自-填隙原子与空位的复合以及 V/I 界面外自-填隙原子浓度的显著抑制而使填隙原子的径向扩散引起 V/I 界面沿径向朝内偏移。而且， $[I]$ 的抑制足以到处保持 ΔG_i 都低于硅自-填隙原子作用发生的临界值的大小。

[0070] 现在参见图 8 和图 9，在本发明的工艺中，单晶硅棒 10 按照提拉方法生长。硅棒包含一根中心轴 12、一个籽晶锥 14、一个尾晶锥 16 和一个位于籽晶锥和尾晶锥之间的恒定直径段 18。该恒定直径段具有一个圆形周边 20 和一个从中心轴延伸到圆周边的半径 r 。这种工艺包括在晶棒恒定直径段生长过程中控制晶棒的生长速度 v 和瞬时轴向温度梯度 G_0 ，以便在晶棒从结晶温度冷却时形成基本不含聚集本征点缺陷的轴对称区域 6。

[0071] 对生长条件宜适当加以控制，使 V/I 界面 2 保持在轴对称区 6 体积相对于晶棒 10 恒定直径段 18 体积为最大的位置上。因此，一般希望轴对称区的宽度 22（从晶棒的圆周边沿径向朝中心轴测量）和长度 24（沿晶棒的中心轴测量）分别等于晶棒恒定直径段的半径 r 和长度 26。但实际上，操作条件和拉晶机硬件的限制可能使得轴对称区域只占晶棒恒定直径段的较小部分。所以，一般希望轴向对称区宽度至少为晶棒恒定直径段半径的 30% 左右，更好一点至少 40%，再好一点至少 60%，最好至少 80%。另外，轴对称区延伸的长度至少为晶棒恒定直径段长度的 20% 左右，更好一点至少 40%，再好一点至少 60%，最好至少 80%。

[0072] 参见图 9，轴对称区 6 的宽度 22 可能沿中心轴 12 长度方向有一些波动。所以，对于一给定长度的轴对称区，其宽度通过测量从晶棒 10 的圆周边 20 到离中心轴最远一点的径向距离来确定。换言之，对宽度 22 的测量就是要确定轴对称区 6 给定长度 24 内的最小距离。

[0073] 现参见图 10 和 11，当晶棒 10 恒定直径段 18 轴对称区 6 的宽度 22 小于恒定直径

段的半径 4 时,该区一般为园环状。一个以中心轴 12 为中心、以空位为主材料 8 构成的一般圆柱区在径向上位于该一般环形区段以内。参见图 12,应当理解当轴对称区 6 的宽度 22 等于恒定直径段 18 的半径 4 时,该区不含空位为主的区域;而轴对称区本身一般是圆柱形,且由基本不含聚集本征点缺陷的自-填隙原子为主材料构成。

[0074] 如果希望控制晶体生长条件使填隙原子为主的区域宽度最大时,对一给定单晶拉制机热区的设计可能有所限制。当 V/I 界面移近中心晶轴时,只要冷却条件和 $G_0(r)$ 不变 ($G_0(r)$ 是 G_0 的径向变化),则所要求的最小径向扩散量增大。在这些情况下,空位为主区可能有一个最小半径,这是为通过径向扩散来抑制聚集填隙原子缺陷形成所要求的。

[0075] 图 7c 和 7d 阐明一个空位为主区超过最小半径的例子。在此例中,冷却条件和 $G_0(r)$ 与图 7a 和 7b 中所采用的相同,对所示 V/I 界面位置有足够的外扩散来避免聚集填隙原子缺陷。在图 7c 和 7d 中, V/I 界面位置移近中心轴(相对于图 7a 和 7b)而引起 V/I 界面外部区域填隙原子浓度的增大。所以,要求更强的径向扩散来充分抑制填隙原子浓度。如果不能实现足够的外扩散,则系统 ΔG_L 将增大而超出临界值,并出现产生聚集填隙原子缺陷的反应,从而在 V/I 界面与晶体边缘之间的圆环区内形成这种缺陷区。出现这种反应的 V/I 界面半径对给定加热区而言是最小半径。假如更强的填隙原子径向扩散允许的话,则这最小半径减小。

[0076] 图 7e、7f、7g 和 7h 阐明对于以图 7a、7b、7c 和 7d 所例举晶体相同初始空位和填隙原子浓度分布生长的晶体,增强径向向外扩散对填隙原子浓度分布以及系统 ΔG_L 增长的影响。增强填隙原子的径向扩散会造成对填隙原子更强的抑制,从而对系统 ΔG_L 增长的抑制程度比在图 7a、7b、7c 和 7d 中所示情况更高。在此情况下,系统 ΔG_L 不会超出 对于较小 V/I 界面半径所要求的值。

[0077] 图 7i 和 7j 阐明一个允许足够的径向扩散使得通过确保径向扩散足以沿晶体半径处处抑制聚集填隙原子缺陷而使最小半径减小到零的例子。

[0078] 在本发明工艺的一个优选实例中,晶棒轴向对称的自-填隙原子为主区中硅自-填隙原子的初始浓度受到控制。再参见图 1,硅自-填隙原子的初始浓度一般通过控制晶体生长速度 V 和瞬时轴向温度梯度 G_0 来控制,使得比值 V/G_0 相当靠近出现 V/I 界面的该比值的临界值。此外,可能建立瞬时轴向温度梯度 G_0 使得 G_0 (因而 V/G_0) 随晶棒半径的变化也得以控制。

[0079] 生长速度 V 和瞬时轴向温度梯度 G_0 一般要控制到使 V/G_0 的取值从其临界值的 0.5 到 2.5 倍左右(按通常可获得的 V/G_0 临界值的信息,即 $1 \times 10^{-5} \text{cm}^2/\text{sK}$ 到 $5 \times 10^{-5} \text{cm}^2/\text{sK}$ 左右)。较好的选择是 V/G_0 取值从其临界值的 0.6 到 1.5 倍左右(按通常可获得的 V/G_0 临界值的信息,即 $1.3 \times 10^{-5} \text{cm}^2/\text{sK}$ 到 $3 \times 10^{-5} \text{cm}^2/\text{sK}$ 左右)。最好选择 V/G_0 从其临界值的 0.75 到 1 倍左右(按通常可获得的 V/G_0 临界值的信息,即 $1.6 \times 10^{-5} \text{cm}^2/\text{sK}$ 到 $2.1 \times 10^{-5} \text{cm}^2/\text{sK}$ 左右)。这些比值通过独立控制生长速度 V 和瞬时轴向温度梯度 G_0 来实现。

[0080] 瞬时轴向温度梯度 G_0 的控制一般主要可通过拉晶机“热区”(即构成加热器、绝缘、以及热屏蔽等等的石墨或其他材料)的设计来实现。虽然这种设计细节可能依拉晶机的制作和造型而变,但一般可采用在熔体/固体界面(包括使热传输轴向变化最小所常用的任何工艺手段对 G_0 进行控制,包括反射器、辐射屏蔽、排气管、光导管和加热器等。一般来说,通过在熔体/固体界面上方约一个晶棒直径以内处定位这些装置来控制 G_0 的径向变化。还

可通过调整这些装置与熔体和晶体的相对位置进一步控制 G_0 。这是通过调整这些装置在热区中的位置、或调整在热区中熔体表面的位置来完成的。这些方法的一种或两者在工艺过程将熔体耗尽的分批提拉作业中均可采用。

[0081] 对于本发明的某些实例而言,通常希望瞬时轴向温度梯度 G_0 随晶棒直径的变化相对恒定。但应当指出的是,当热区设计的改善允许 G_0 的变化减至最小时,与维持恒定生长速度相关的机械问题显得愈加重要。这是因为生长过程对拉晶速度的任何变化变得更为敏感,它同时直接影响生长速度 V 。从工艺控制而论,这意味着在整个晶棒半径上 G_0 取不同值是有利的。然而, G_0 值相差过大可能在晶片边缘附近产生较高的自-填隙原子浓度,由此而增大避免形成聚集本征点缺陷的困难。

[0082] 从上述分析来看, G_0 的控制涉及在使 G_0 的径向变化最小和保持有利的工艺控制条件之间取平衡。因此,一般在控制大约一个直径的晶体长度后,拉晶速度将大致在 0.2 毫米/分钟到 0.8 毫米/分钟之间,更好一点是 0.25 毫米/分钟到 0.6 毫米/分钟之间,最好是取 0.3 毫米/分钟到 0.5 毫米/分钟之间。要注意的是,上述取值范围是对 200 毫米直径晶体的典型值。然而,拉晶速度决定于晶体直径和拉晶机的设计。一般来说,拉晶速度将随晶体直径的增大而降低。

[0083] 从商品生产考虑,自-填隙原子扩散量可通过控制晶棒从结晶温度(1410°C左右)冷却到硅自-填隙原子变得不能移动的冷却速度来控制。硅自-填隙原子在邻近硅结晶温度(即 1410°C左右)的温度下显得特别活跃。然而,这种迁移率随单晶硅棒温度的下降而减小。至今获得的实验数据表明:对于工业生产的时间周期而言,在低于约 700°C 的温度下,也许在高到 800°C、900°C 甚至 1,000°C 的温度下,自-填隙原子扩散速度可慢到基本不动的可观程度。

[0084] 在自-填隙原子表现出可移动的温度范围内,并取决于热区温度,冷却速度一般为 0.2°C/分钟到 2°C/分钟左右,较好的是 0.2°C/分钟到 1.5°C/分钟左右,最好是 0.2°C/分钟到 1°C/分钟左右。冷却速度的控制可通过使热传输最小所常用的任何手段(包括使用绝热器、加热器和辐射屏蔽)来实现。

[0085] 如上所述,存在一个可使聚集填隙原子缺陷被抑制的空位为主区最小半径。这个最小半径值决定于 $V/G_0(r)$ 和冷却速度。由于拉晶机和热区设计会改变,因而上述关于 $V/G_0(r)$ 、拉晶速度和冷却速度的取值范围也会改变。同样,这些条件还可能沿生长晶体的长度发生改变。还如上所述,希望无聚集填隙原子缺陷的填隙原子为主区的宽度最大。因此,希望在给定拉晶机中沿生长晶体的长度上保持这一区域的宽度尽可能接近(但不超过)晶体半径与空位为主区最小半径之差。

[0086] 对于一给定拉晶机热区设计,其轴向对称区的最佳宽度和所要求的最佳拉晶速度分布可根据实验来确定。一般来说,这种实验方法首先要得到易于获取的在特定拉晶机中生长的晶棒轴向温度分布、以及在同一拉晶机中生长的晶棒瞬时轴向温度梯度径向变化的数据。总起来说,用这些数据来拉制一根或多根单晶硅棒,然后分析其聚集填隙原子缺陷出现的情况。按此方法即可确定最佳拉晶速度分布。

[0087] 图 13 是经一系列显示缺陷分布图的氧沉积热处理后一段 200 毫米直径晶棒轴向切割少数载流子寿命的扫描图象。它描述采用近-最佳拉晶速度分布于一给定拉晶机热区设计的例子。在这个例子中,出现了一个从轴对称区有最大宽度的最佳 $V/G_0(r)$ 值到一个

超出填隙原子为主区最大宽度的 $V/G_0(r)$ 值的过渡,因而形成聚集填隙原子缺陷区 28。

[0088] 除了从晶棒半径上 G_0 增大引起的 V/G_0 径向变化外, V/G_0 也可能由于 V 的改变、或者由于提拉工艺引起 G_0 的自然变化而发生轴向变化。对于标准提拉工艺, V 将随生长周期中拉晶速度的调整而改变,以保持晶棒直径恒定。拉晶速度的这种调整或改变同时引起 V/G_0 在晶棒恒定直径长度上发生变化。按本发明的工艺,拉晶速度因此而受到控制以使晶棒轴对称区宽度最大。然而,其结果可能使晶棒半径发生改变。因此,为保证所得晶棒直径恒定,最好使晶棒生长的直径大于所希望的尺寸。然后将晶棒按工艺处理标准从表面削去多余材料,这样就确保得到直径恒定的晶棒。

[0089] 对于按本发明工艺制备且有 V/I 界面的晶棒,实验证明希望获得低氧含量的材料,即低于约 13PPMA (每百万个原子中的原子含量,ASTM 标准 F-121-83)。更好一点是单晶硅含氧量低于约 12PPMA,再好一点是低于约 11PPMA,最好是低于约 10PPMA。这是因为在中到高氧含量的晶片(即 14 到 18PPMA),正好在 V/I 界面内的氧诱发堆垛层错和增强的氧集束带变得更加明显。其每一种在给定集成电路制造工艺中都是出问题的潜在因素。

[0090] 可采用两种方法来削弱增强聚氧团的作用,这两种方法可单独使用也可同时使用。氧沉积成核中心一般在约 350°C 到约 750°C 温度范围内退火的硅中形成。因此,对于某些应用来说,可能希望采用“短”晶,即一种按提拉工艺生长直到籽晶端已从硅熔点(1410°C)冷到约 750°C 后晶棒迅速冷却的晶体。采用此方法时,在对成核中心形成的临界温度范围内耗费的时间应维持最短,因而在拉晶机中来不及形成氧沉积成核中心。

[0091] 另一种更可取的方法是,通过对单晶硅退火将单晶生长过程中形成的氧沉积成核中心分解掉。只要它们未经稳定的热处理,迅速将硅加热到至少 875°C 且最好继续升温到 1000°C,就可能使氧沉积成核中心经退火而从硅中逐出。当硅达到 1000°C 时,这类缺陷基本上可全部(例如 > 99%)消除掉。重要的是硅片要很快加热到这样的温度,即温升速度至少为每分钟 10°C,最好是每分钟 50°C。否则,部分或全部氧沉积成核中心可能因这种热处理而稳定下来。在相当短的时间周期内(即 1 分钟量级)会达到平衡状态。因此,单晶硅中的氧沉积成核中心可通过将其在至少约 875°C 的高温下退火至少 30 秒钟而分解掉,最好是 10 分钟。这种分解可在普通炉子中、或快速热退火(RTA)系统中进行。此外,这种分解可在晶棒、或晶片上进行,但以晶片为佳。

[0092] 虽然从理论上讲发生自-填隙原子聚集反应的温度可以在一个宽的温度范围内改变,但实际上对于普通提拉法生长硅而言这个范围相当窄。这是按提拉方法生长硅中通常所获得的初始自-填隙原子浓度范围相当窄的结果。因此,在约 1100°C 到约 800°C 范围内的无论哪一温度下,自-填隙原子聚集反应一般都会发生。

[0093] 正如下述例子将要阐明的,本发明提供一种制备单晶硅棒的工艺,在此工艺中,当晶棒按提拉方法从结晶温度冷却时,在晶棒恒定直径段的轴对称区内不会形成本征点缺陷的聚集,由此即可切割成晶片。

[0094] 下述例子陈述一组可用来实现上述结果的条件。还有另外一些方法用来确定一给定拉晶机的最佳拉晶速度。例如,与其以不同拉晶速度生长一系列晶棒,还不如沿晶体长度提高和降低拉晶速度来生长一根单晶;按此方法,在单晶生长过程中可能引起聚集自-填隙原子缺陷多次出现和消失。因而可能要对许多不同晶体部位来确定最佳拉晶速度。因此,对下述例子不可能作精确的解释。

[0095] 例 1

[0096] 先存热区设计拉晶机的优化工艺规程

[0097] 第一根 200 毫米单晶硅棒在沿晶体长度拉晶速度从 0.75 毫米 / 分钟到 0.35 毫米 / 分钟线性跳变条件下生长成。图 14 表明拉晶速度与晶体长度的关系。考虑到在拉晶机中生长一根 200 毫米晶棒而预先设置的轴向温度分布和预先设置的瞬时轴向温度梯度 G_0 的径向变化（即熔体 / 固体界面上的轴向温度梯度），对这些拉晶速度进行选择，以保证晶棒一端从中心到边缘总是空位为主材料，而另一端从中心到边缘总是填隙原子为主材料。将生长的晶棒轴向切割并进行分析以确定聚集填隙原子缺陷开始形成的位置。

[0098] 图 15 是晶棒肩部 635 毫米到 760 毫米一段的轴向切割少数载流子寿命的扫描图象，该晶棒经一系列氧沉积热处理揭示其缺陷的分布图。在大约 680 毫米的晶体部位，可以看到一个聚集填隙原子缺陷带 28。这个部位相应于 $V^*(680 \text{ 毫米}) = 0.33 \text{ 毫米 / 分钟}$ 的拉晶速度。在该点处，轴对称区 6 的宽度（一个填隙原子为主区，但没有聚集填隙原子缺陷）取最大值；空位为主区 8 的宽度 $R_v^*(680)$ 约为 35 毫米，而轴对称区的宽度 $R_l^*(680)$ 约 65 毫米。

[0099] 然后，在比第一根 200 毫米晶棒获得最大宽度轴对称区的拉晶速度稍快和稍慢的拉晶速度下生长一组四根单晶硅棒。图 16 表明其每一种晶体的拉晶速度随晶体长度的变化，分别标记为 1-4。然后对这四种晶体进行分析以确定聚集填隙原子缺陷最初出现和消失的轴向位置（和相应的拉晶速度）。这四个实验确定的点（用“*”标记）示于图 16。作为一阶近似，这条曲线代表对 200 毫米晶体的拉晶速度与在拉晶机中轴对称区取最大宽度的长度的关系。

[0100] 在其他拉晶速度下附加晶体的生长以及这些晶体的分析将使 $V^*(z)$ 的实验界定更为精确。

[0101] 例 2

[0102] $G_0(r)$ 径向变化的减小

[0103] 图 17 和 18 阐明通过减小晶体 / 熔体界面上轴向温度梯度 $G_0(r)$ 的径向变化可能获得的质量改善。空位和填隙原子的初始浓度（大约离晶体 / 熔体界面 1 厘米）从两种不同 $G_0(r)$ 的情况来计算：(1) $G_0(r) = 2.65 + 5 \times 10^{-4} r^2 (\text{K/mm})$ 以及 (2) $G_0(r) = 2.65 + 5 \times 10^{-5} r^2 (\text{K/mm})$ 。在每种情况下，调整拉晶速度使得富空位硅与富填隙原子硅的分界面处在 3mm 的半径处。对情况 1 和 2 采用的拉晶速度分别为 0.4mm/min 和 0.35mm/min。从图 18 清楚地看到在晶体富填隙原子区的填隙原子初始浓度随初始轴向温度梯度径向变化的减小而急剧减小。这导致材料质量的改善，因为由填隙原子过饱和引起的填隙原子缺陷团的形成变得比较容易避免。

[0104] 例 3

[0105] 延长填隙原子的外 - 扩散时间

[0106] 图 19 和 20 阐明延长填隙原子外扩散时间可能实现的质量改善。填隙原子的浓度对晶体中两种不同轴向温度分布 dT/dz 进行计算。两种情况下在晶体 / 熔体界面的轴向温度梯度是一样的，因而填隙原子的初始浓度（大约离晶体 / 熔体界面 1 厘米）也是相同的。在此例中，调整拉晶速度使得整个晶体有富裕的填隙原子。两种情况下的拉晶速度同为 0.32mm/min。在第 2 种情况下填隙原子较长的外 - 扩散时间引起填隙原子浓度的全面

降低。这导致材料质量的改善,因为由填隙原子过饱和引起的填隙原子缺陷团的形成变得比较容易避免。

[0107] 例 4

[0108] 一根长 700 毫米、直径 150 毫米的晶体用变化的拉晶速度生长成。拉晶速度从在肩部处的 1.2mm/min 近乎线性改变到离肩部 430mm 处的 0.4mm/min,然后在离肩部 700mm 处又近乎线性地返回到 0.65mm/min。在这特定拉晶机的这种生长条件下,整个半径是在填隙原子富裕状态下从离晶体肩部约 320mm 到约 525mm 的晶体长度上生长的。在大约 525mm 的轴向位置和约 0.47mm/min 的拉晶速度下,在晶体的整个直径上不存在聚集本征点缺陷团。换一种说法就是存在一小段其轴向对称区(即基本无聚集缺陷区)宽度等于晶棒半径。

[0109] 从以上所述可见,本发明的多项目的均被实现。

[0110] 由于上述构思和工艺可能作各种改变而并不超越本发明的辖域,试图用以上描述中所含全部内容当作例证予以解释而未作精确说明。

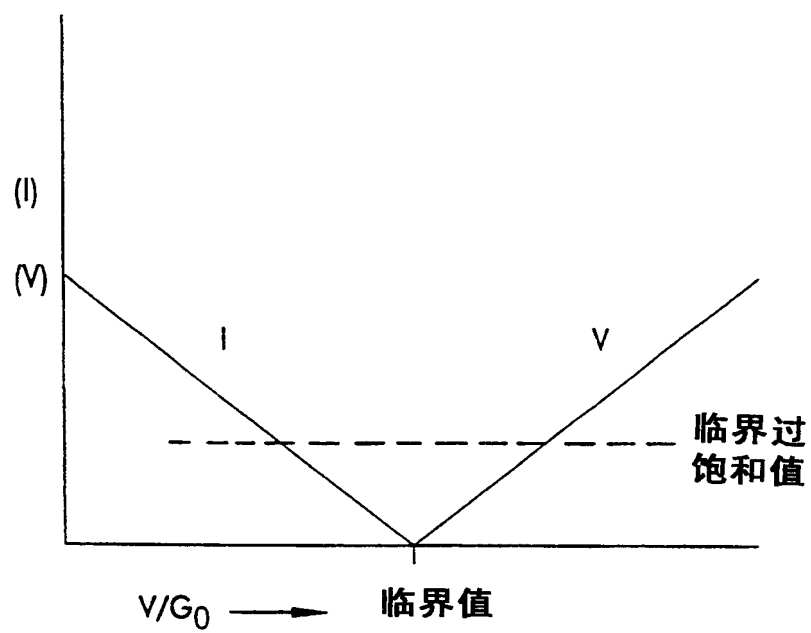


图 1

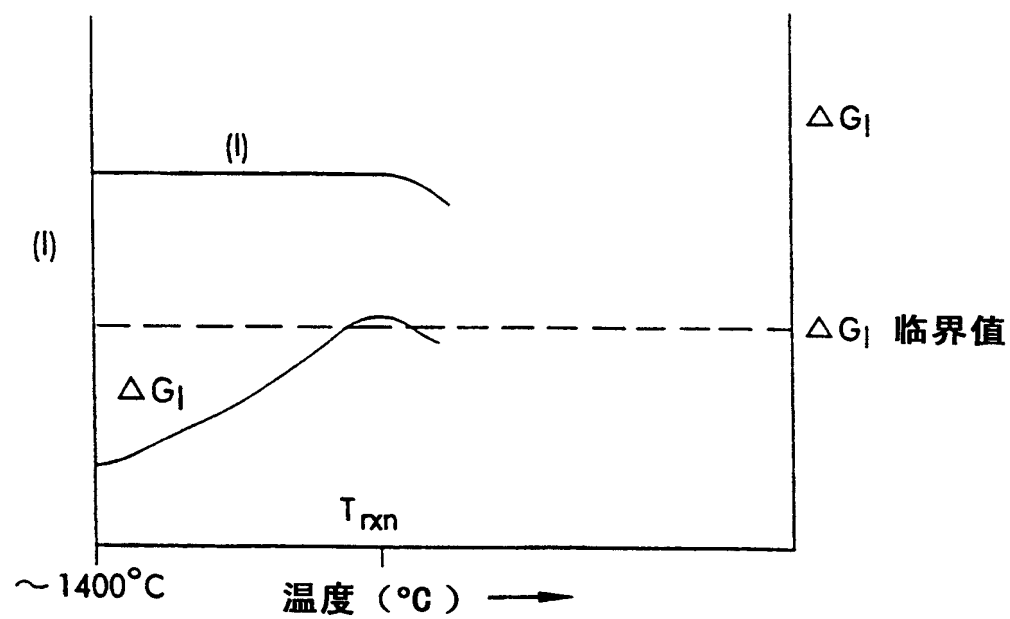


图 2

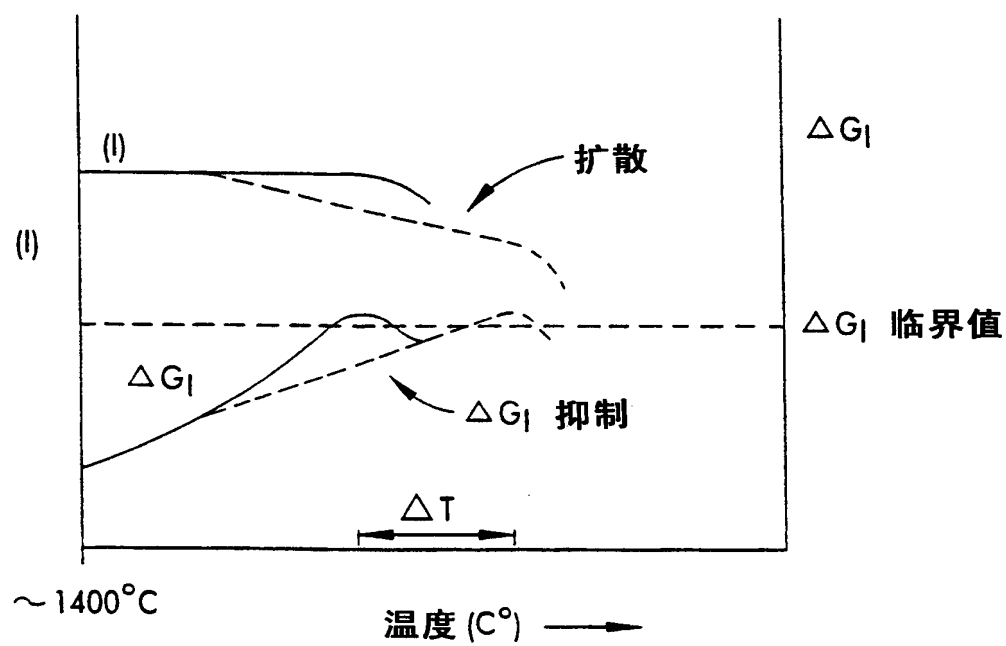


图 3

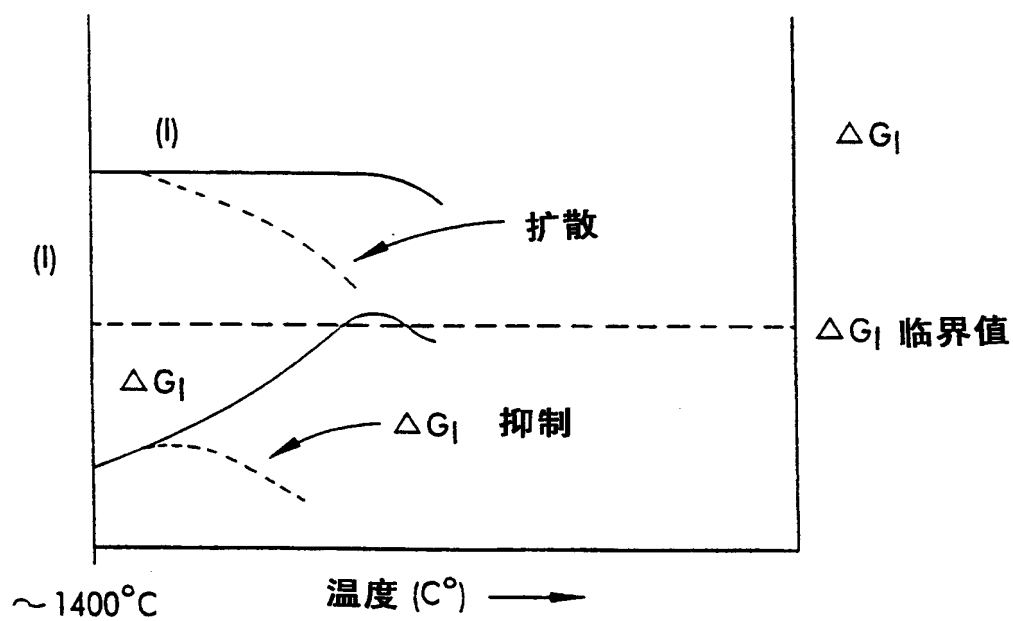


图 4

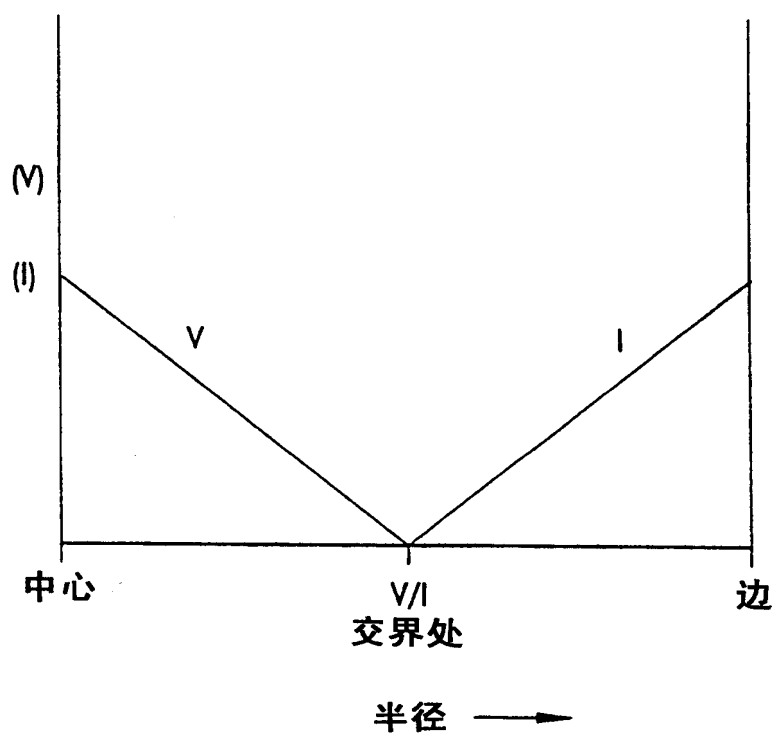


图 5

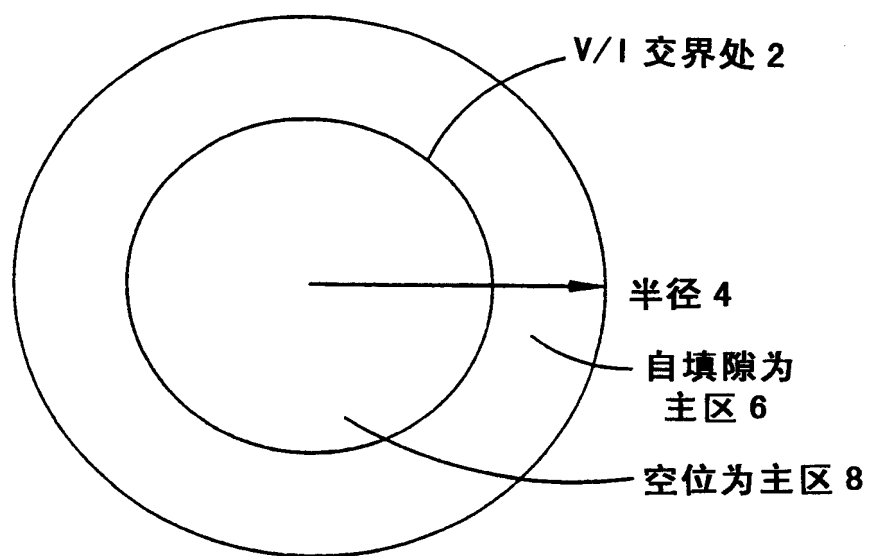


图 6

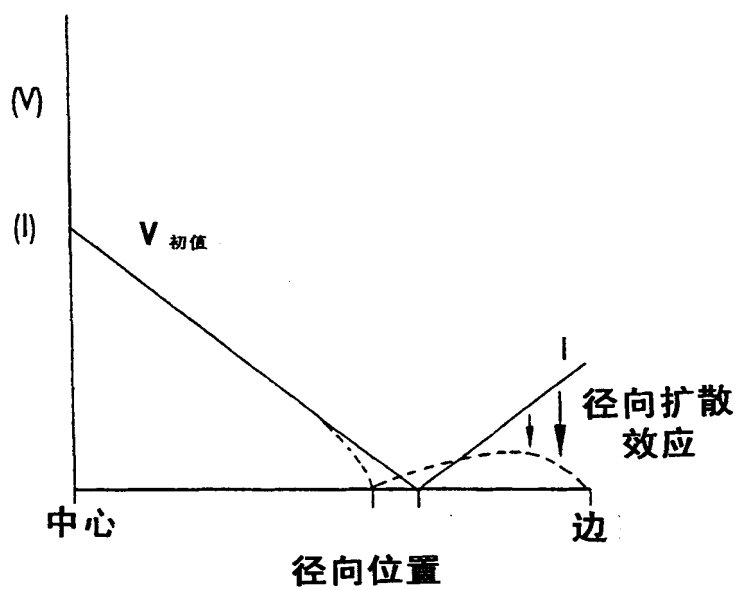


图 7A

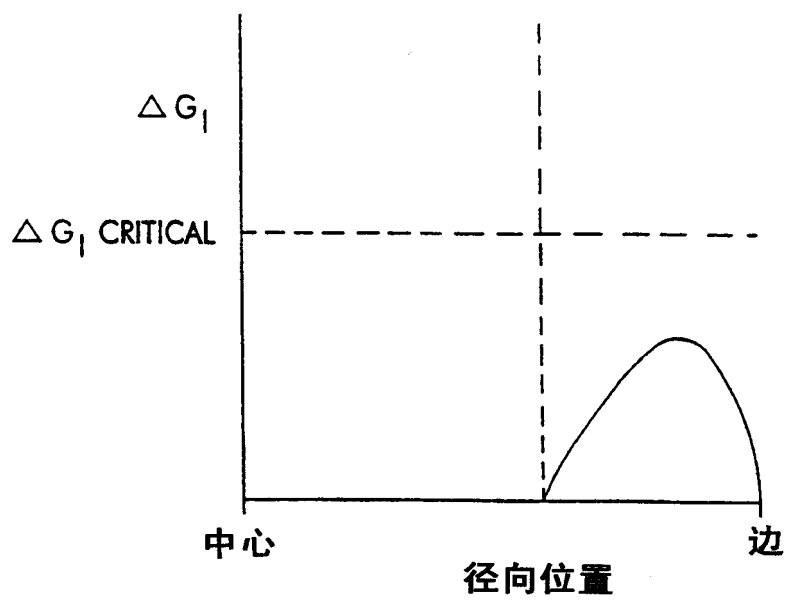


图 7B

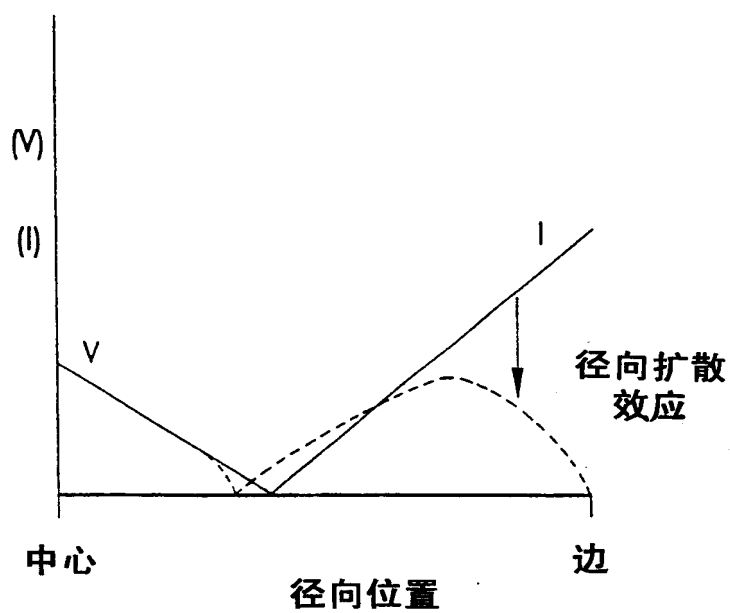


图 7C

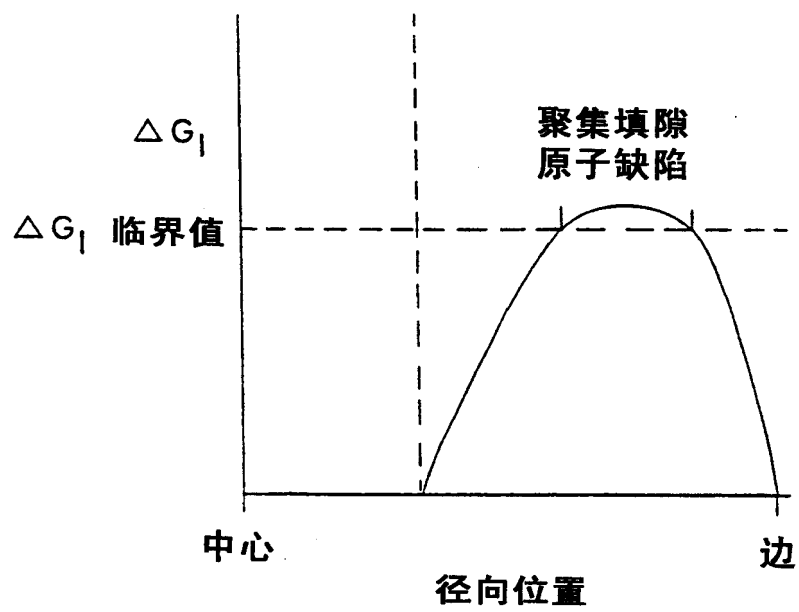


图 7D

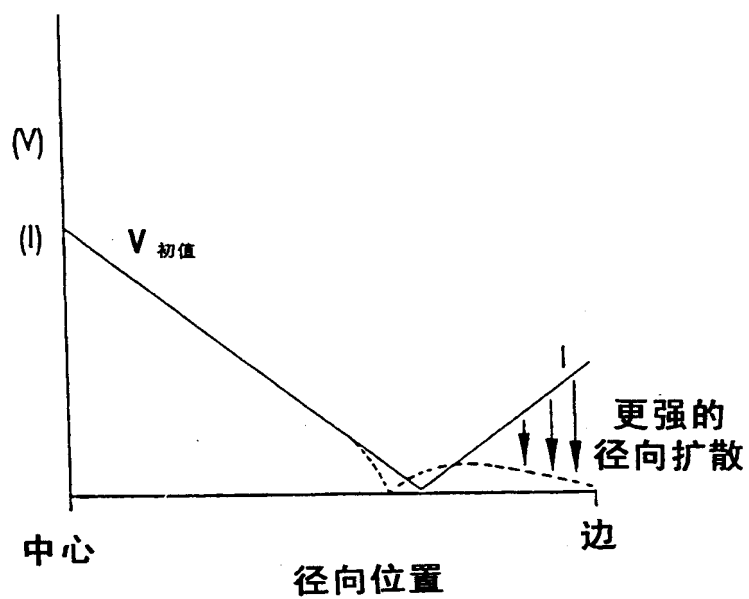


图 7E

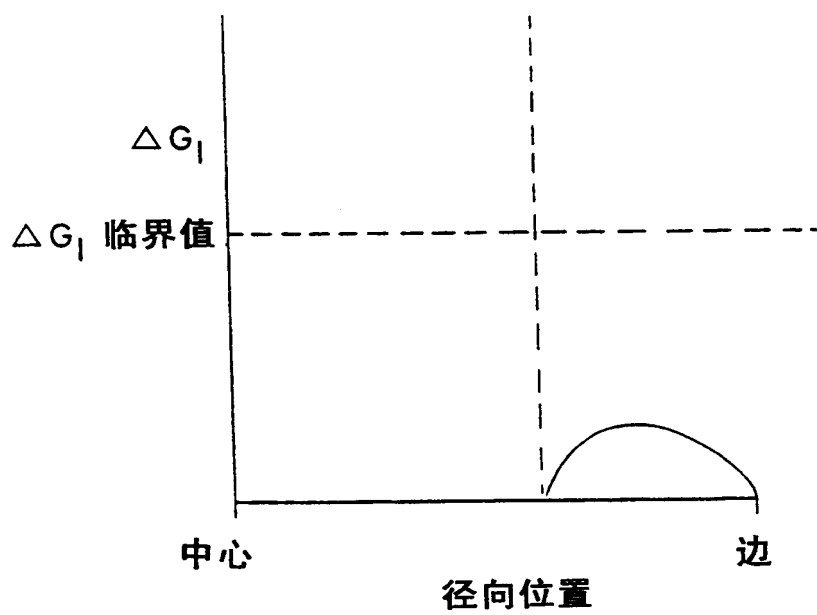


图 7F

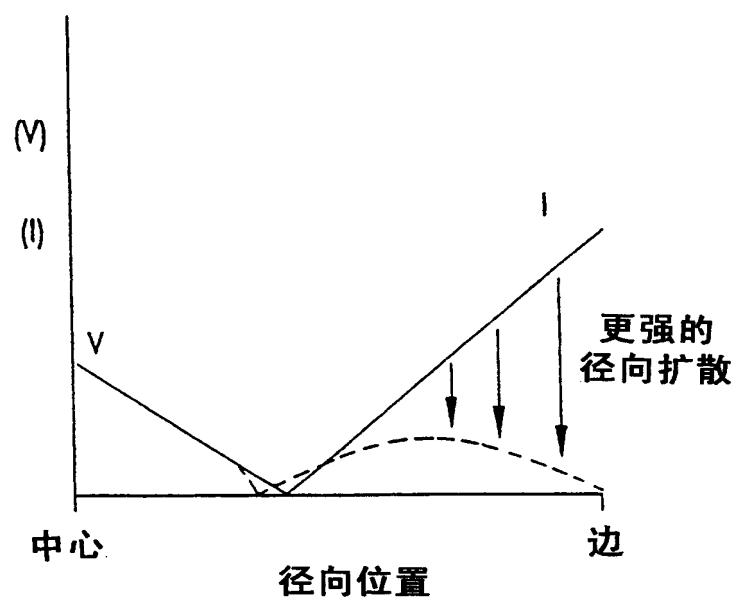


图 7G

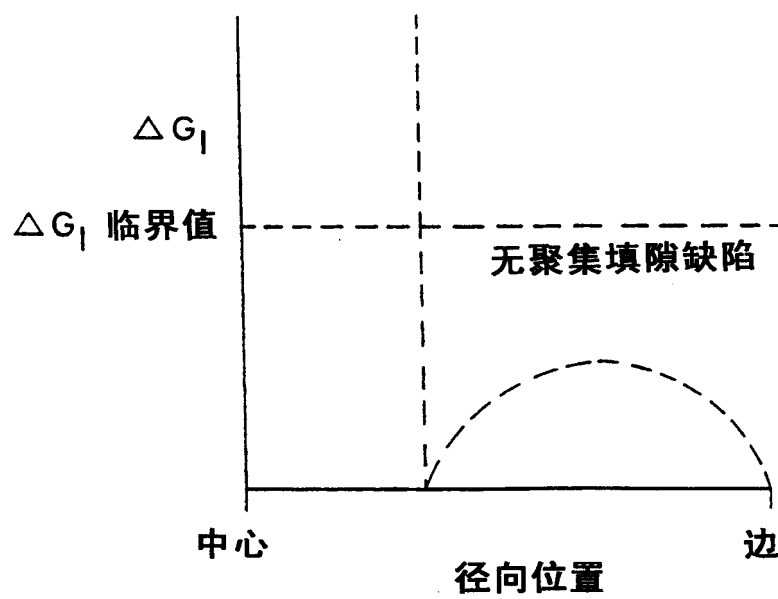


图 7H

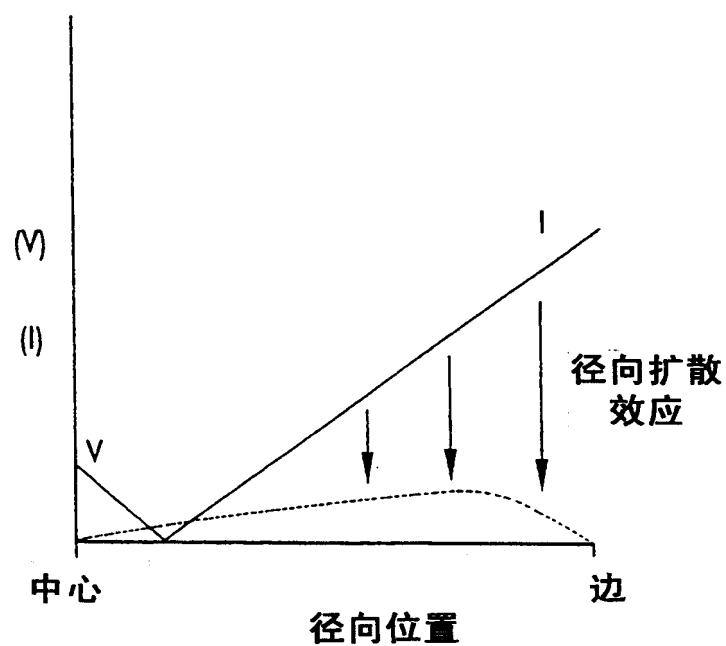


图 7I

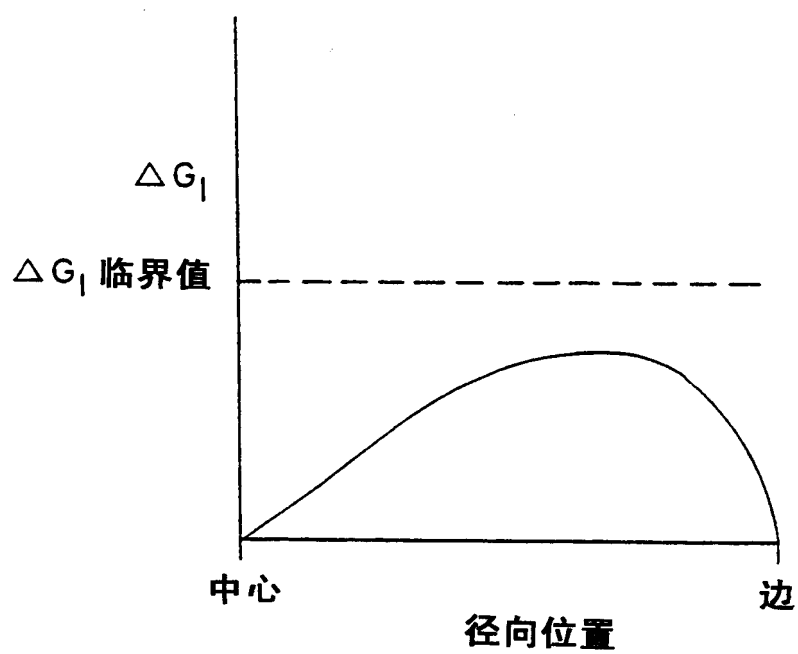


图 7J

图 8

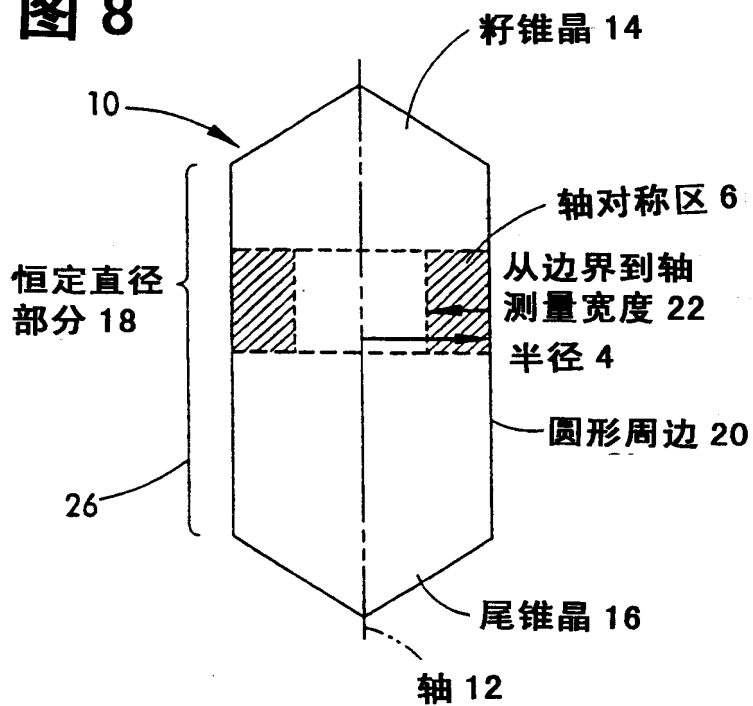


图 9

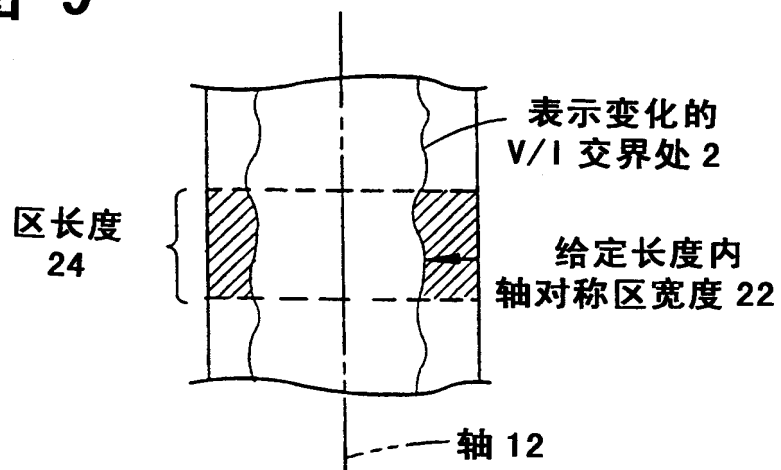


图 10

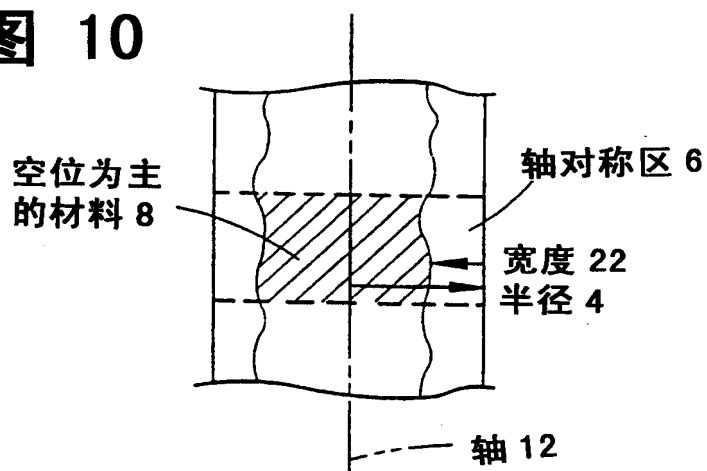


图 11

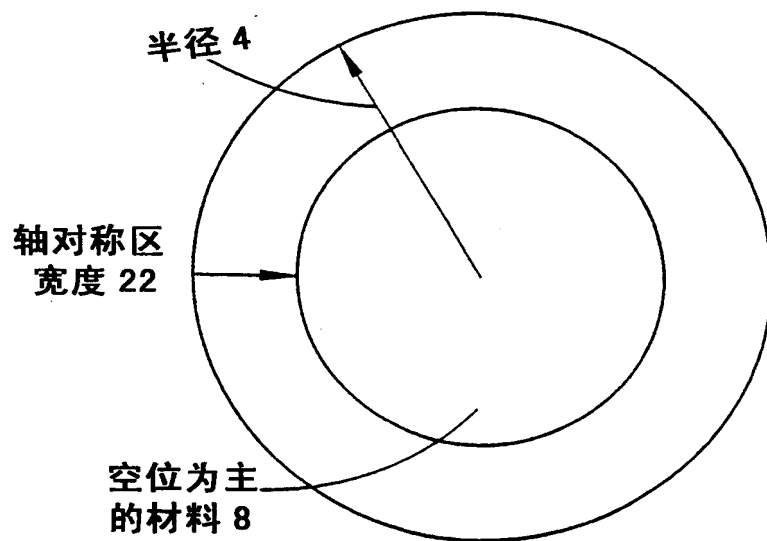


图 12

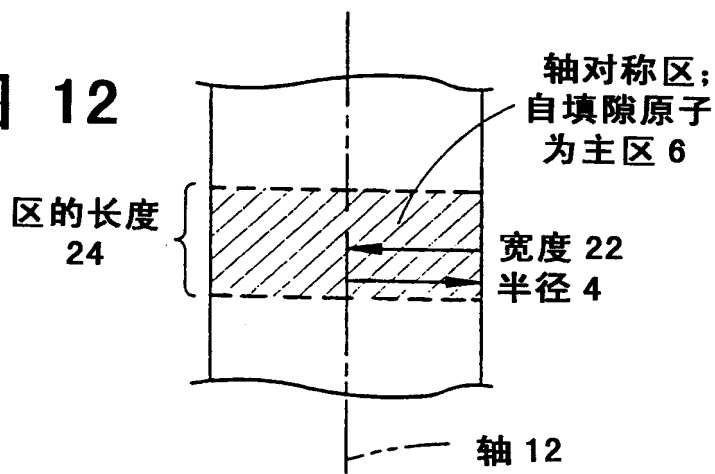


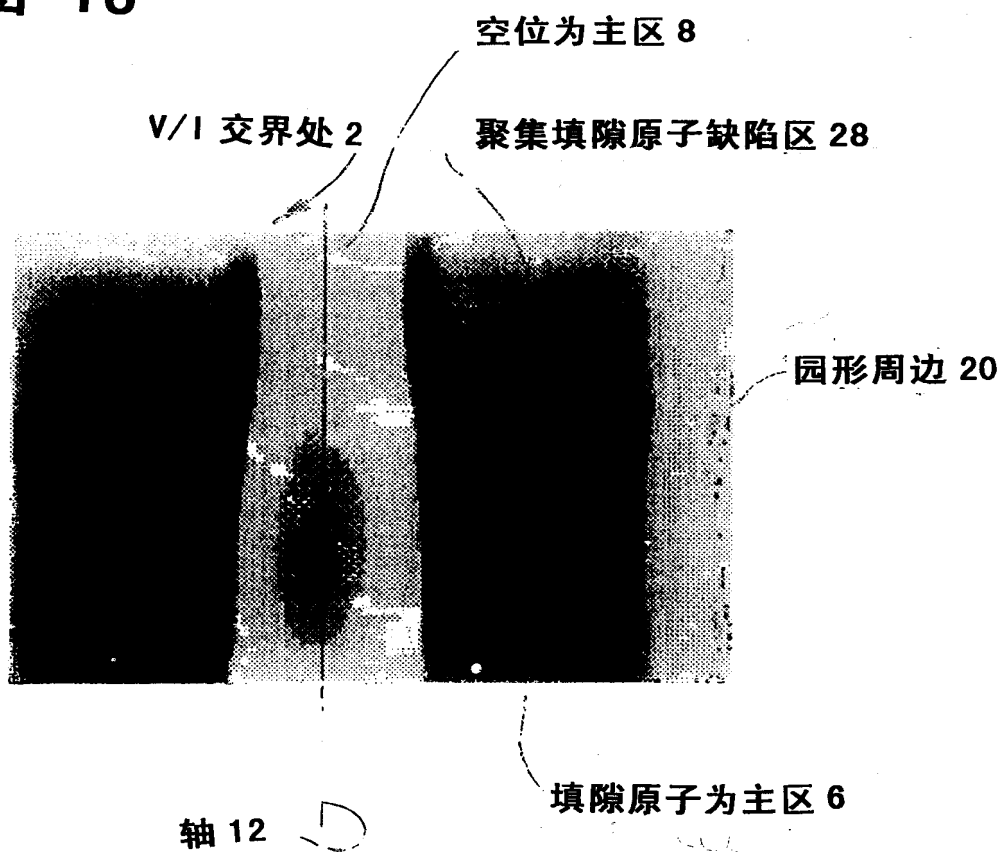
图 13

图 14

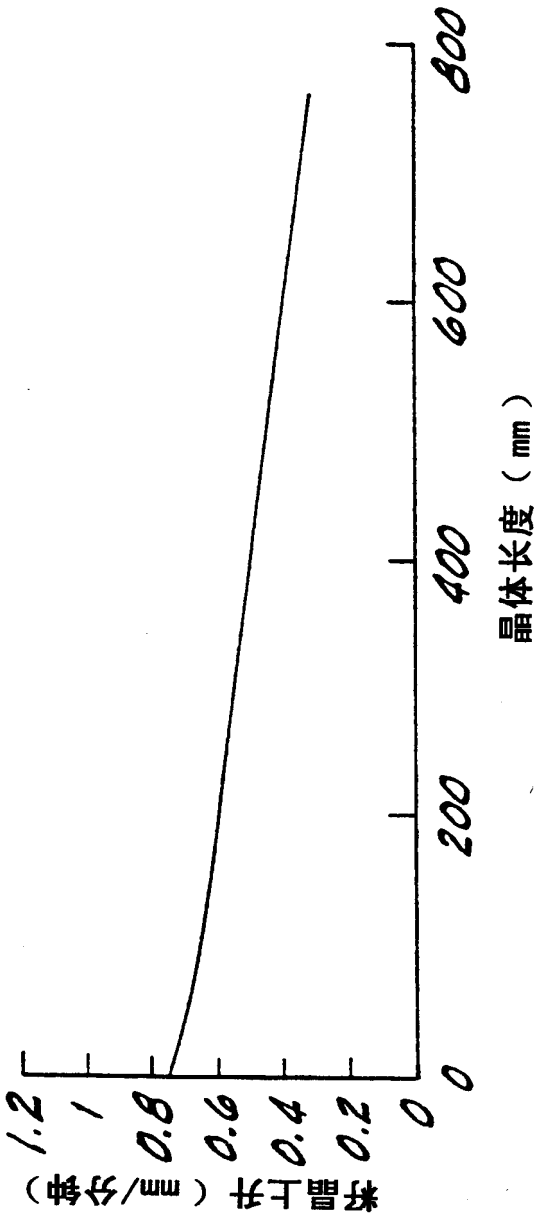
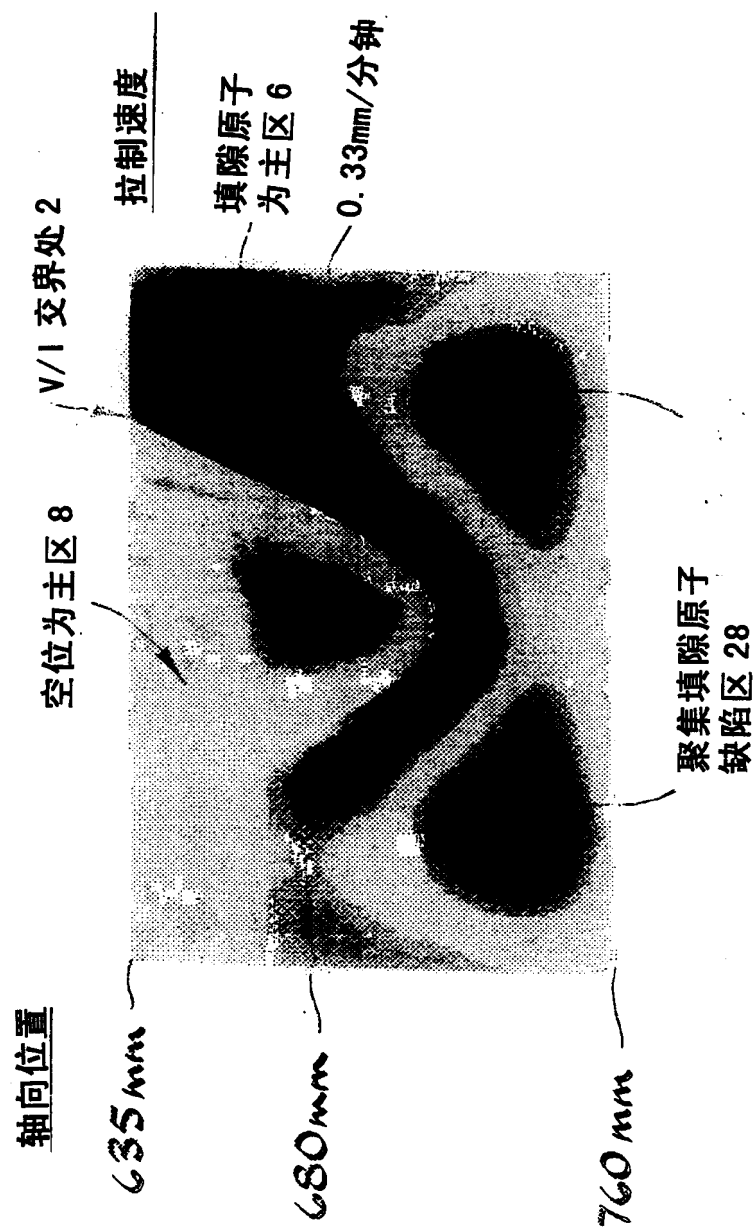


图 15



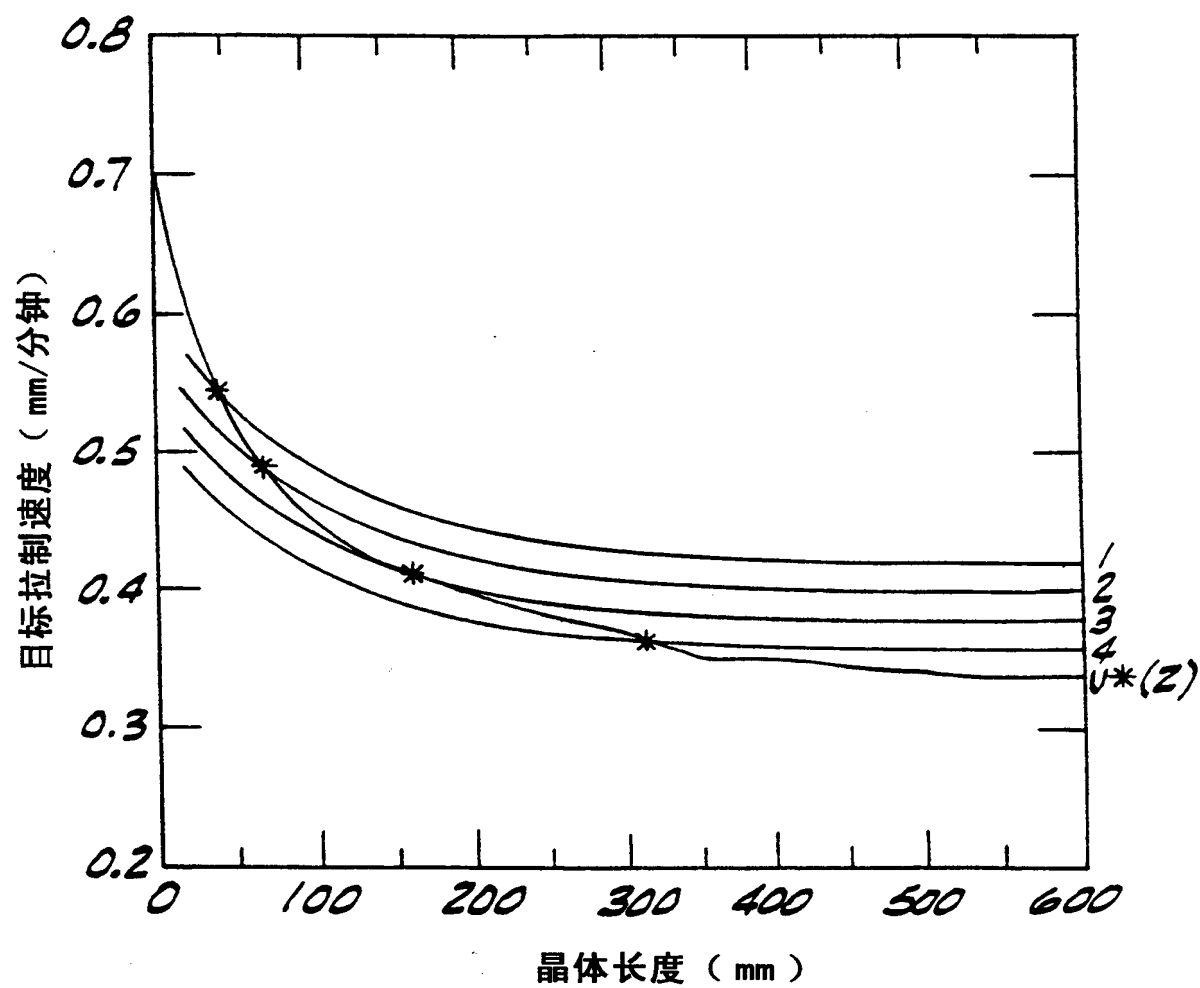


图 16

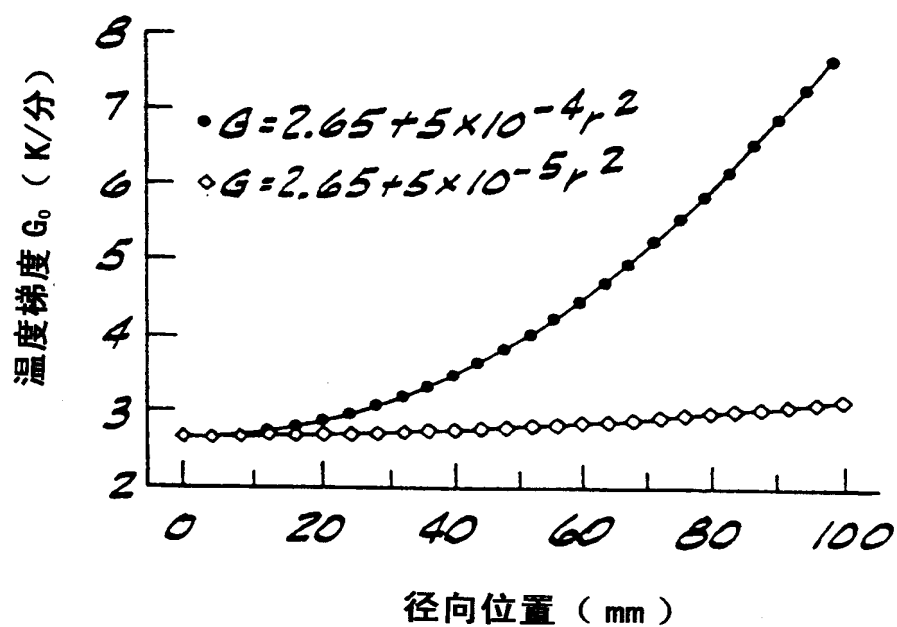


图 17

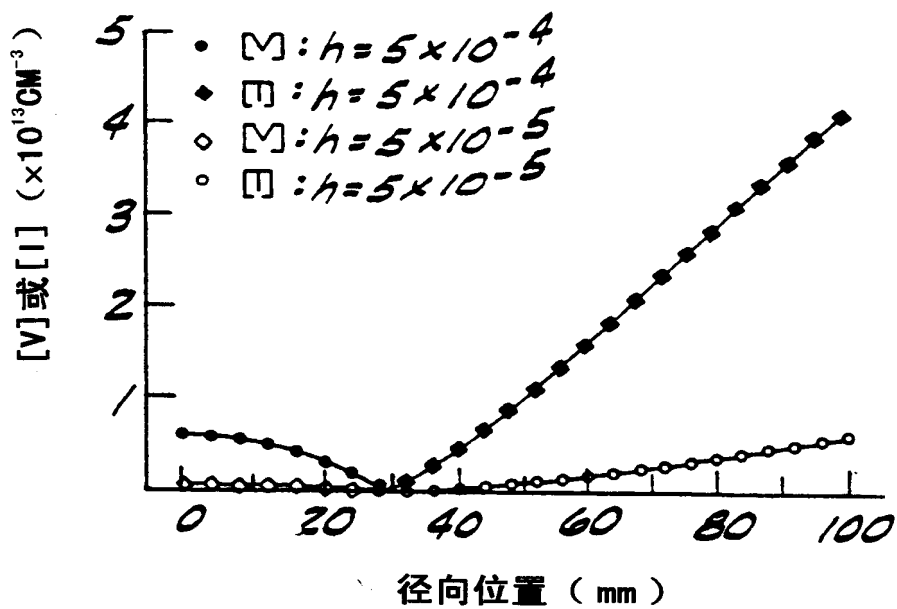


图 18

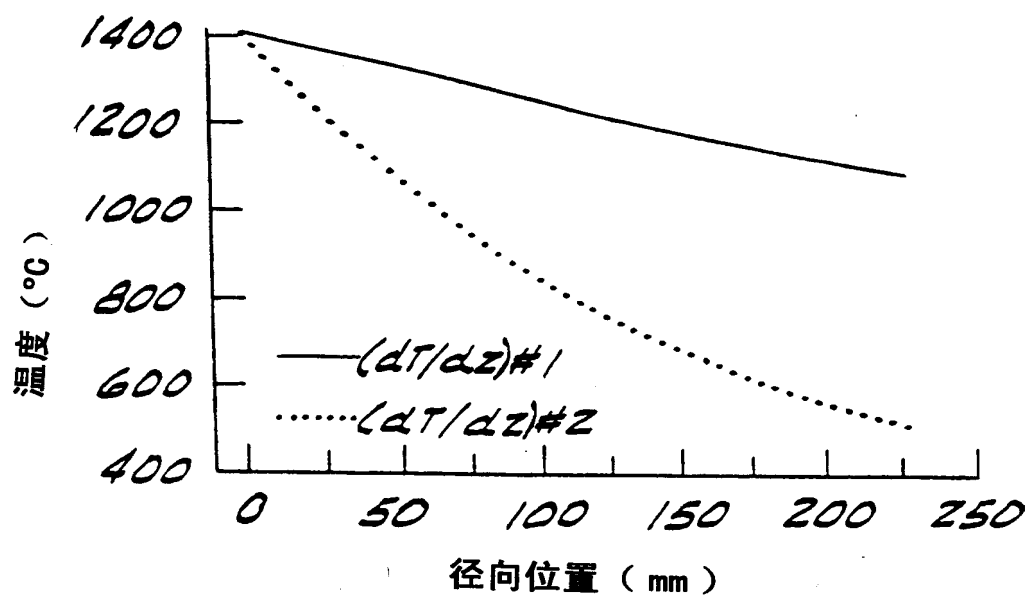


图 19

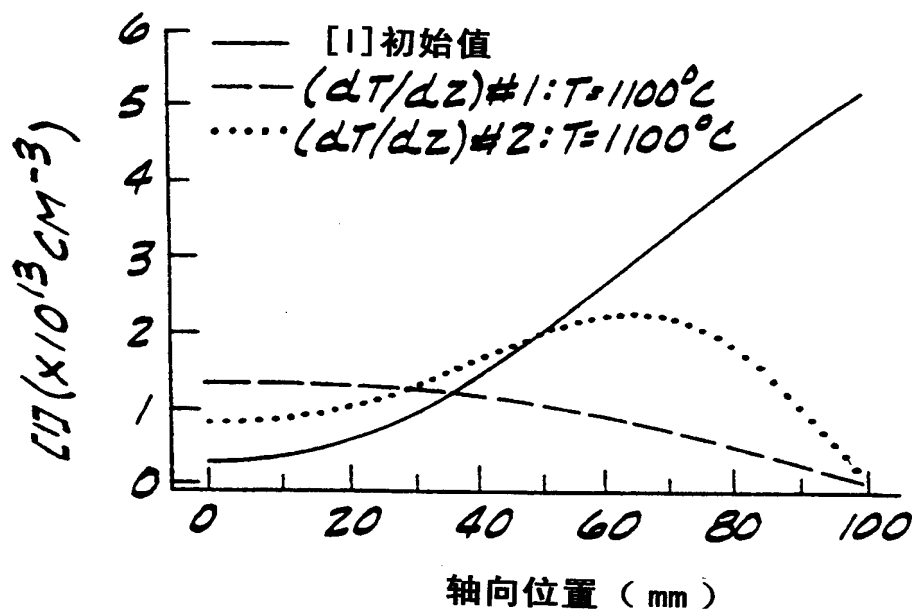


图 20

图 21

