

[19] 中华人民共和国国家知识产权局

[51] Int. Cl<sup>7</sup>

H01L 21/322

H01L 29/12 H01L 29/36



# [12] 发明专利说明书

[21] ZL 专利号 98803695.9

[45] 授权公告日 2004 年 7 月 21 日

[11] 授权公告号 CN 1158696C

[22] 申请日 1998.2.25 [21] 申请号 98803695.9

[30] 优先权

[32] 1997. 2. 26 [33] US [31] 08/806,436

[86] 国际申请 PCT/US1998/003686 1998.2.25

[87] 国际公布 WO1998/038675 英 1998.9.3

[85] 进入国家阶段日期 1999.9.24

[71] 专利权人 MEMC 电子材料有限公司

地址 美国密苏里

[72] 发明人 罗伯特·法尔斯特 马克·克纳拉

达尼拉·加姆巴罗

马赛米廉欧·奥尔莫

审查员 刘天飞

[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

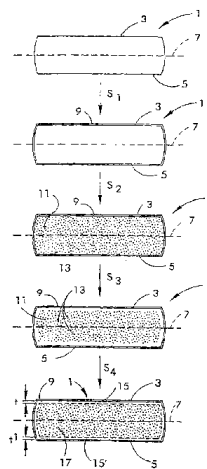
代理人 王以平

权利要求书 8 页 说明书 16 页 附图 10 页

[54] 发明名称 理想的氧沉淀硅晶片及氧外扩散较小的方法

[57] 摘要

一种对单晶硅晶片(1)进行热处理以影响在后热加工步骤中晶片中的氧的沉淀行为的工艺。该晶片具有正表面(3)、背表面(5)和正表面与背表面之间的中心平面(7)。在该工艺中,对晶片进行热处理(S2),以便形成晶格空位(13),该空位形成在硅的本体中。然后,使晶片从热处理温度冷却,冷却速率控制成使某些但不是全部晶格空位能够扩散到正表面,以便产生具有其峰值密度位于中心平面处或其附近的空位浓度分布的晶片,该浓度通常朝着晶片正表面的方向降低。



ISSN 1008-4274

1. 一种单晶硅晶片，它具有两个平行的主表面，其一是晶片的正表面，另一个是晶片的背表面；还具有位于正表面与背表面之间的中心平面、连接正表面与背表面的周边、包含离正表面的距离  $D_2$  不大于 15 微米之内的晶片区域的表面层、以及包含中心平面与表面层之间的晶片区域的本体层，其中：本体层具有均匀的氧浓度和晶格空位浓度，从而使当对晶片进行由 800℃ 下 4 小时然后 1000℃ 下 16 小时的退火组成的氧沉淀热处理时，晶片将在表面层中具有洁净区，且具有其浓度分布为本体层中沉淀的峰值密度位于中心平面处或其附近的氧沉淀，本体层中的沉淀浓度朝着表面层的方向降低。

2. 权利要求 1 所述的晶片，其中  $D_2$  不大于 10 微米。

3. 权利要求 1 所述的晶片，其中  $D_2$  不大于 5 微米。

4. 权利要求 1 所述的晶片，其中  $D_2$  不大于 3 微米。

5. 权利要求 1 所述的晶片，其中晶片还包含晶片表面上的外延层。

6. 一种单晶硅晶片，它具有两个平行的主表面，其一是晶片的正表面，另一个是晶片的背表面，还具有位于正表面与背表面之间的中心平面、连接正表面与背表面的周边、洁净区以及本体层，该洁净区包含朝着中心平面方向离正表面的距离  $D_1$  至少为 10 微米并含有填隙氧的晶片区域，该本体层包含中心平面与表面层之间的晶片区域且包含氧沉淀，该晶片的特征在于：

在距离等于  $D_1$  一半处的洁净区中的填隙氧浓度，至少是洁净区中的填隙氧最大浓度的 75%。

7. 权利要求 6 所述的晶片，其中  $D_1$  至少为 20 微米。

8. 权利要求 6 所述的晶片，其中洁净区中距离等于  $D_1$  的一半处的填隙氧浓度，至少是洁净区中的填隙氧最大浓度的 80%。

9. 权利要求 7 所述的晶片，其中洁净区中距离等于  $D_1$  的一半处的填隙氧浓度，至少是洁净区中的填隙氧最大浓度的 90%。

10. 权利要求 6 所述的晶片，其中  $D_1$  至少为 50 微米。

11. 权利要求 10 所述的晶片，其中洁净区中距离等于  $D_1$  的一半处的填隙氧浓度，至少是洁净区中的填隙氧最大浓度的 85%。

12. 权利要求 10 所述的晶片，其中洁净区中距离等于  $D_1$  的一半处的填隙氧浓度，至少是洁净区中的填隙氧最大浓度的 95%。

13. 权利要求 6 所述的晶片，其中  $D_1$  在 30 到 100 微米之间。

14. 权利要求 13 所述的晶片，其中洁净区中距离等于  $D_1$  的一半处的填隙氧浓度，至少是洁净区中的填隙氧最大浓度的 85%。

15. 权利要求 6 所述的晶片，其中晶片还包含晶片表面上的外延层。

16. 一种单晶硅晶片，具有正表面、背表面、位于正表面与背表面之间的中心平面、连接正表面与背表面的周边、包含在正表面与从正表面向中心平面的距离  $D_1$  至少为 10 微米处之间的晶片区域的表面层、以及包含在中心平面与表面层之间的晶片区域的本体层，该晶片的特征在于：

该晶片具有深度上不均匀的晶格空位分布，其中本体层中的空位浓度大于表面层中的空位浓度，从而使当对晶片进行由 800℃ 下 4 小时然后 1000℃ 下 16 小时的退火组成的氧沉淀热处理时，晶片将在本体层中形成氧沉淀，并在表面层中形成洁净区。

17. 权利要求 16 所述的晶片，其中  $D_1$  至少为 20 微米。

18. 权利要求 16 所述的晶片，其中  $D_1$  至少为 50 微米。

19. 权利要求 16 所述的晶片，其中  $D_1$  在 30 和 100 微米之间。

20. 权利要求 16 所述的晶片，其中晶片还包含晶片表面上的外延层。

21. 权利要求 16 所述的晶片，其中在离晶片表面 3 微米以上处的填隙氧浓度，是本体层中的填隙氧浓度的至少 50%。

22. 权利要求 21 所述的晶片，其中晶片还包含晶片表面上的外延层。

23. 权利要求 16 所述的晶片，其中在离晶片表面 10 微米以上处

的填隙氧浓度，是本体层中的填隙氧浓度的至少 80%。

24. 权利要求 23 所述的晶片，其中  $D_1$  至少为 20 微米。

25. 权利要求 23 所述的晶片，其中  $D_1$  至少为 50 微米。

26. 权利要求 23 所述的晶片，其中  $D_1$  在 30 和 100 微米之间。

27. 权利要求 23 所述的晶片，其中晶片还包含晶片表面上的外延层。

28. 权利要求 16 所述的晶片，其中在离晶片表面 15 微米以上处的填隙氧浓度，是本体层中的填隙氧浓度的至少 90%。

29. 权利要求 28 所述的晶片，其中晶片还包含晶片表面上的外延层。

30. 权利要求 16 所述的晶片，其中：空位的浓度分布中，空位的峰值密度位于中心平面处或其附近，且浓度从峰值密度位置朝着晶片的正表面方向降低，从而使当对晶片进行由 800℃ 下 4 小时然后 1000℃ 下 16 小时的退火组成的氧沉淀热处理时，晶片将具有其浓度分布为本体层中沉淀的峰值密度位于中心平面处或其附近的氧沉淀，且本体层中的沉淀浓度朝着表面层的方向降低。

31. 权利要求 30 所述的晶片，其中  $D_1$  至少为 20 微米。

32. 权利要求 30 所述的晶片，其中  $D_1$  至少为 50 微米。

33. 权利要求 30 所述的晶片，其中  $D_1$  在 30 和 100 微米之间。

34. 权利要求 30 所述的晶片，其中在离晶片表面 3 微米以上处的填隙氧浓度，是本体层中的填隙氧浓度的至少 50%。

35. 权利要求 30 所述的晶片，其中在离晶片表面 10 微米以上处的填隙氧浓度，是本体层中的填隙氧浓度的至少 80%。

36. 权利要求 35 所述的晶片，其中  $D_1$  至少为 20 微米。

37. 权利要求 35 所述的晶片，其中  $D_1$  至少为 50 微米。

38. 权利要求 35 所述的晶片，其中  $D_1$  在 30 和 100 微米之间。

39. 权利要求 30 所述的晶片，其中在离晶片表面 15 微米以上处的填隙氧浓度，是本体层中的填隙氧浓度的至少 90%。

40. 权利要求 30 所述的晶片，其中晶片还包含晶片表面上的外

延层。

41. 一种对单晶硅晶片进行热处理以影响后续热加工步骤中氧在晶片中的沉淀行为的方法，该硅晶片具有正表面、背表面、正表面与背表面之间的中心平面、包含在正表面与从正表面朝着中心平面算起的距离为  $D_1$  处之间的晶片区域的表面层、以及包含在中心平面与表面层之间的晶片区域的本体层，该方法包括下列步骤：

在具有小于 10000ppma 的氧化分压的气氛中对晶片进行热处理，加热到大于 1150℃，以便在表面层和本体层中形成晶格空位，以及把被热处理过的晶片的冷却速率控制成通过在硅中晶格空位比较容易移动的温度范围时，为大于每秒 5℃，以便产生具有深度上非均匀分布的空位浓度分布的晶片，且表面层的空位浓度比本体层中的空位浓度小，从而使当对晶片进行由 800℃ 下 4 小时然后 1000℃ 下 16 小时的退火组成的氧沉淀热处理时，晶片将在本体层中形成氧沉淀，并在表面层中形成洁净区，该本体层中的氧沉淀的浓度依赖于空位的浓度。

42. 权利要求 41 所述的方法，其中所述热处理包括：将晶片加热到 1175℃ 以上的温度。

43. 权利要求 42 所述的方法，其中在通过硅中晶格空位比较容易移动的温度范围时，所述冷却速率至少为每秒 50℃。

44. 权利要求 42 所述的方法，其中在通过硅中晶格空位比较容易移动的温度范围时，所述冷却速率至少为每秒 100℃。

45. 权利要求 41 所述的方法，其中所述热处理包括：将晶片加热到 1200℃ 以上的温度。

46. 权利要求 45 所述的方法，其中在通过硅中晶格空位比较容易移动的温度范围时，所述冷却速率至少为每秒 50℃。

47. 权利要求 45 所述的方法，其中在通过硅中晶格空位比较容易移动的温度范围时，所述冷却速率至少为每秒 100℃。

48. 权利要求 41 所述的方法，其中  $D_1$  至少为 20 微米。

49. 权利要求 41 所述的方法，其中  $D_1$  至少为 50 微米。

50. 权利要求 41 所述的方法，其中  $D_1$  为 30~100 微米。

51. 权利要求 41 所述的方法，其中离晶片表面距离大于 3 微米处的填隙氧的浓度至少是本体层中的填隙氧浓度的 50%。

52. 权利要求 41 所述的方法，其中离晶片表面距离大于 10 微米处的填隙氧的浓度至少是本体层中的填隙氧浓度的 80%。

53. 权利要求 52 所述的方法，其中  $D_1$  至少为 20 微米。

54. 权利要求 52 所述的方法，其中  $D_1$  至少为 50 微米。

55. 权利要求 52 所述的方法，其中  $D_1$  为 30~100 微米。

56. 权利要求 41 所述的方法，其中离晶片表面距离大于 15 微米处的填隙氧的浓度至少是本体层中的填隙氧浓度的 90%。

57. 权利要求 41 所述的方法，其中所述热处理包括：

在非氮化气氛中对晶片进行加热处理，以在表面层和本体层中形成晶格空位，以及

控制被热处理过的晶片的冷却速率，产生具有其峰值密度位于中心平面处或其附近的空位浓度分布的晶片，该浓度朝着晶片的正表面方向降低，其中上述空位浓度分布为，当对晶片进行由 800℃ 下 4 小时然后 1000℃ 下 16 小时的退火组成的氧沉淀热处理时，晶片将具有其浓度分布为本体层中沉淀的峰值密度位于中心平面处或其附近的氧沉淀，且本体层中的沉淀浓度朝着表面层的方向降低。

58. 权利要求 57 所述的方法，其中所述热处理还包括：在含氧的气氛中，在短于 60 秒钟的时间内将晶片加热到 1175℃ 以上的温度，氧的分压小于 5000ppma。

59. 权利要求 58 所述的方法，其中所述气氛中除氧以外是氩气或氮气。

60. 权利要求 58 所述的方法，其中在通过硅中晶格空位比较容易移动的温度范围时，所述冷却速率至少为每秒 50℃。

61. 权利要求 58 所述的方法，其中在通过硅中晶格空位比较容易移动的温度范围时，所述冷却速率至少为每秒 100℃。

62. 权利要求 57 所述的方法，其中所述热处理还包括：在含氧

的气氛中,将晶片加热到 1200℃以上的温度,氧的分压小于 5000ppma。

63. 权利要求 62 所述的方法,其中所述气氛中除氧以外是氩气或氮气。

64. 权利要求 62 所述的方法,其中在通过硅中晶格空位比较容易移动的温度范围时,所述冷却速率至少为每秒 50℃。

65. 权利要求 62 所述的方法,其中在通过硅中晶格空位比较容易移动的温度范围时,所述冷却速率至少为每秒 100℃。

66. 权利要求 57 所述的方法,其中所述热处理还包括:在含氧的气氛中,将晶片加热到 1175℃以上的温度,氧的分压小于 1000ppma。

67. 权利要求 66 所述的方法,其中所述气氛中除氧以外是氩气或氮气。

68. 权利要求 66 所述的方法,其中在通过硅中晶格空位比较容易移动的温度范围时,所述冷却速率至少为每秒 50℃。

69. 权利要求 66 所述的方法,其中在通过硅中晶格空位比较容易移动的温度范围时,所述冷却速率至少为每秒 100℃。

70. 权利要求 57 所述的方法,其中所述热处理还包括:在含氧的气氛中,将晶片加热到 1200℃以上的温度,氧的分压小于 1000ppma。

71. 权利要求 70 所述的方法,其中所述气氛中除氧以外是氩气或氮气。

72. 权利要求 70 所述的方法,其中在通过硅中晶格空位比较容易移动的温度范围时,所述冷却速率至少为每秒 50℃。

73. 权利要求 70 所述的方法,其中在通过硅中晶格空位比较容易移动的温度范围时,所述冷却速率至少为每秒 100℃。

74. 权利要求 41 所述的方法,其中还包括下列步骤:

用在含氧的气氛中对晶片进行加热的方法,在晶片的正表面上生长氧化层;

把被热处理过的晶片的冷却速率控制成产生具有其峰值密度位于中心平面处或其附近的空位浓度分布的晶片,该浓度朝着晶片的正表面方向降低,其中上述空位浓度分布为,当对晶片进行由 800℃下 4

小时然后 1000℃下 16 小时的退火组成的氧沉淀热处理时,晶片将具有其浓度分布为本体层中沉淀的峰值密度位于中心平面处或其附近的氧沉淀,本体层中的沉淀浓度朝着表面层的方向降低。

75. 权利要求 74 所述的方法,其中的冷却速率至少为每秒 50℃。

76. 权利要求 75 所述的方法,其中所述热处理还包括:在含氧的气氛中,将晶片加热到 1200℃以上的温度,氧的分压小于 5000ppma。

77. 权利要求 75 所述的方法,其中所述热处理还包括:在含氧的气氛中,将晶片加热到 1200℃以上的温度,氧的分压小于 1000ppma。

78. 权利要求 75 所述的方法,其中所述气氛中除氧以外是氩气或氮气。

79. 权利要求 75 所述的方法,其中所述气氛中除氧以外是氮气。

80. 权利要求 74 所述的方法,其中冷却速率至少为每秒 100℃。

81. 权利要求 80 所述的方法,其中所述热处理还包括:在含氧的气氛中,将晶片加热到 1200℃以上的温度,氧的分压小于 5000ppma。

82. 权利要求 80 所述的方法,其中所述热处理还包括:在含氧的气氛中,将晶片加热到 1200℃以上的温度,氧的分压小于 1000ppma。

83. 权利要求 80 所述的方法,其中所述气氛中除氧以外是氩气或氮气。

84. 权利要求 80 所述的方法,其中所述气氛中除氧以外是氮气。

85. 权利要求 41 所述的方法,其中所述热处理包括:

在含氧的气氛中对晶片进行加热,且

控制被热处理过的晶片的冷却速率,产生具有其峰值密度位于中心平面处或其附近的空位浓度分布的晶片,该浓度朝着晶片的正表面方向降低,其中上述空位浓度分布为,当对晶片进行由 800℃下 4 小时然后 1000℃下 16 小时的退火组成的氧沉淀热处理时,晶片将具有其浓度分布为本体层中沉淀的峰值密度位于中心平面处或其附近的氧沉淀,本体层中的沉淀浓度朝着表面层的方向降低。

86. 权利要求 71 所述的方法,其中所述热处理还包括:在含氧的气氛中,将晶片加热到 1175℃以上的温度,氧的分压小于 5000ppma。



87. 权利要求 86 所述的方法，其中所述气氛中除氧以外是氮气或氦气。

88. 权利要求 86 所述的方法，其中所述气氛中除氧以外是氮气。

89. 权利要求 86 所述的方法，其中冷却速率至少为每秒 50℃。

90. 权利要求 86 所述的方法，其中冷却速率至少为每秒 100℃。

91. 权利要求 85 所述的方法，其中所述热处理还包括：在含氧的气氛中，将晶片加热到 1175℃ 以上的温度，氧的分压小于 1000ppma。

92. 权利要求 91 所述的方法，其中所述气氛中除氧以外是氮气或氦气。

93. 权利要求 91 所述的方法，其中所述气氛中除氧以外是氮气。

94. 权利要求 91 所述的方法，其中冷却速率至少为每秒 50℃。

95. 权利要求 91 所述的方法，其中冷却速率至少为每秒 100℃。

96. 权利要求 91 所述的方法，其中所述热处理还包括：将晶片加热到 1200℃ 以上的温度。

97. 一种制备单晶硅晶片的方法，该晶片具有包含洁净区的近表面区和包含氧沉淀的本体区，该方法包括：

对单晶硅晶片进行氧沉淀热处理，其中晶片在至少 800℃ 的温度下被退火，该硅晶片具有正表面、背表面、正表面与背表面之间的中心平面、连接正表面于背表面的周边、包含在正表面与从正表面向中心平面算起的距离  $D_1$  至少为 10 微米处之间的晶片区域的表面层、以及包含中心平面与表面层之间的晶片区的本体层，并具有本体层中空位浓度大于表面层中空位浓度的深度上不均匀的晶格空位分布，

其中，在进行氧沉淀热处理时，在表面层中形成洁净区，而在本体层中形成氧沉淀，且洁净区的形成和晶片本体中氧沉淀的形成，与晶片的这些区域中的氧浓度的差别无关。

98. 权利要求 97 所述的方法，还包括：

使在本体层中形成的氧沉淀生长到足以使氧沉淀稳定，从而在不大于 1150℃ 的温度下不能溶解的尺寸；以及

在氧沉淀被稳定化了的晶片的至少一个表面上淀积外延层。

## 理想的氧沉淀硅晶片及氧外扩散较小的方法

### 技术领域

本发明一般涉及到电子元件制造中所用的半导体材料衬底，特别是硅晶片的制备。更确切地说，本发明涉及到硅晶片的处理工艺，此工艺使晶片在几乎任何电子器件制造工艺过程中能够形成氧沉淀的理想的不均匀深度分布。

### 背景技术

作为大多数半导体电子元件制造工艺的原材料的单晶硅，通常用所谓的直拉（CZ）工艺来制备，其中，将单晶籽晶浸入熔融的硅中，然后缓慢提拉而生长。由于熔融的硅盛在石英坩埚中，故被各种各样的杂质沾污，其中主要是氧。在硅熔体的温度下，氧进入晶格，直至达到由熔体温度下氧在硅中的溶解度和氧在凝固的硅中的实际分凝系数所确定的浓度。这一浓度大于电子器件制造工艺中典型温度下氧在固体硅中的溶解度。因此，随着晶体从熔体的生长和冷却，氧在其中的溶解度急剧地下降，从而在得到的晶片中导致过饱和浓度的氧。

电子器件制造中通常采用的热处理循环能够在氧过饱和的硅晶片中引起氧的沉淀（或称析出）。根据其在晶片中的位置，此沉淀可以是有害的或是有益的。位于晶片有源区中的氧沉淀会损害器件的运行。但位于晶片本体中的氧沉淀却能够捕获可能与晶片接触的不希望有的金属杂质。用位于晶片本体中的氧沉淀来捕获金属的过程，通常称为内部吸杂或本征吸杂（“IG”）。

传统上，电子器件制造工艺包括一系列步骤，这些步骤被设计成产生在晶片表面附近具有与为IG目的而含有足够数量的氧沉淀的晶片亦即晶片本体保持平衡的无氧沉淀的区域（通常称为“洁净区”或“无沉淀区”）的硅。例如，在诸如（a）在高温（ $>1100^{\circ}\text{C}$ ）下，于惰性气

氛中进行至少约 4 小时的氧外扩散热处理, (b) 在低温 (600-750℃) 下, 进行氧沉淀成核, 以及 (c) 在高温 (1000-1150℃) 下, 生长氧 ( $\text{SiO}_2$ ) 沉淀之类的高-低-高热工序中, 能够形成洁净区。见例如 F.Shimura, Semiconductor Silicon Crystal Technology, Academic Press, Inc., San Diego, California (1989), pp361-367。此处将其引作参考。

然而, 诸如 DRAM 制造工艺之类的先进电子器件制造工艺最近已经开始尽可能少用高温工艺步骤。虽然这些工艺中的某些保留着足够的高温步骤来产生洁净区和足够的本体沉淀密度, 但要使其成为工业上有前途的产品, 对材料的要求就太严苛了。目前其它的高新电子器件制造工艺完全不含有外扩散步骤。因此, 由于与有源区中的氧沉淀相关的问题, 这些电子器件的制造厂家必需采用在其工艺条件下在晶片的任何地方都不形成氧沉淀的硅晶片。结果就丧失了所有的 IG 潜力。

### 发明内容

因此, 本发明的目的是: 提供一种单晶硅晶片, 在几乎任何电子器件制造工艺的热处理循环过程中, 此晶片将形成理想的不均匀的氧沉淀深度分布; 提供一种将最佳地和可重复地形成深度足够的洁净区和晶片本体中氧沉淀密度足够的晶片; 提供一种其洁净区的形成和晶片本体中的氧沉淀的形成, 与晶片这些区域中的氧浓度的差别无关的晶片; 提供一种其洁净区的形成不依赖于氧外扩散的工艺; 提供一种其得到的洁净区的厚度与 IC 制造工艺过程的细节基本上无关的晶片; 以及提供一种其洁净区的形成和晶片本体中的氧沉淀的形成不受切成此硅晶片的直拉生长的单晶硅锭条的热历史和氧浓度的影响的晶片。

因此, 简而言之, 本发明提供一种单晶硅晶片, 它具有两个平行的主表面, 其一是晶片的正表面, 另一个是晶片的背表面; 还具有位于正表面与背表面之间的中心平面、连接正表面与背表面的周边、包含离正表面的距离  $D_2$  不大于 15 微米之内的晶片区域的表面层、以及

包含中心平面与表面层之间的晶片区域的本体层，其中：本体层具有均匀的氧浓度和晶格空位浓度，从而使当对晶片进行由 800℃ 下 4 小时然后 1000℃ 下 16 小时的退火组成的氧沉淀热处理时，晶片将在表面层中具有洁净区，且具有其浓度分布为本体层中沉淀的峰值密度位于中心平面处或其附近的氧沉淀，本体层中的沉淀浓度朝着表面层的方向降低。

本发明还提供一种单晶硅晶片，它具有两个平行的主表面，其一是晶片的正表面，另一个是晶片的背表面，还具有位于正表面与背表面之间的中心平面、连接正表面与背表面的周边、洁净区以及本体层，该洁净区包含朝着中心平面方向离正表面的距离  $D_1$  至少为 10 微米并含有填隙氧的晶片区域，该本体层包含中心平面与表面层之间的晶片区域且包含氧沉淀，该晶片的特征在于：在距离等于  $D_1$  一半处的洁净区中的填隙氧浓度，至少是洁净区中的填隙氧最大浓度的 75%。

本发明还提供一种单晶硅晶片，具有正表面、背表面、位于正表面与背表面之间的中心平面、连接正表面与背表面的周边、包含在正表面与从正表面向中心平面的距离  $D_1$  至少为 10 微米处之间的晶片区域的表面层、以及包含在中心平面与表面层之间的晶片区域的本体层，该晶片的特征在于：该晶片具有深度上不均匀的晶格空位分布，其中本体层中的空位浓度大于表面层中的空位浓度，从而使当对晶片进行由 800℃ 下 4 小时然后 1000℃ 下 16 小时的退火组成的氧沉淀热处理时，晶片将在本体层中形成氧沉淀，并在表面层中形成洁净区。

本发明还提供一种对单晶硅晶片进行热处理以影响后续热加工步骤中氧在晶片中的沉淀行为的工艺，该硅晶片具有正表面、背表面、正表面与背表面之间的中心平面、包含在正表面与从正表面朝着中心平面算起的距离为  $D_1$  处之间的晶片区域的表面层、以及包含在中心平面与表面层之间的晶片区域的本体层，该工艺包括下列步骤：在具有小于 10000ppma 的氧化分压的气氛中对晶片进行热处理，加热到大于

1150℃，以便在表面层和本体层中形成晶格空位，以及把被热处理过的晶片的冷却速率控制成通过在硅中晶格空位比较容易移动的温度范围时，为大于每秒 5℃，以便产生具有深度上非均匀分布的空位浓度分布的晶片，且表面层的空位浓度比本体层中的空位浓度小，从而使对晶片进行由 800℃下 4 小时然后 1000℃下 16 小时的退火组成的氧沉淀热处理时，晶片将在本体层中形成氧沉淀，并在表面层中形成洁净区，该本体层中的氧沉淀的浓度依赖于空位的浓度。

本发明还提供一种制备单晶硅晶片的工艺，该晶片具有包含洁净区的近表面区和包含氧沉淀的本体区，该工艺包括：对单晶硅晶片进行氧沉淀热处理，其中晶片在至少 800℃的温度下被退火，该硅晶片具有正表面、背表面、正表面与背表面之间的中心平面、连接正表面于背表面的周边、包含在正表面与从正表面向中心平面算起的距离  $D_1$  至少为 10 微米处之间的晶片区域的表面层、以及包含中心平面与表面层之间的晶片区的本体层，并具有本体层中空位浓度大于表面层中空位浓度的深度上不均匀的晶格空位分布，其中，在进行氧沉淀热处理时，在表面层中形成洁净区，而在本体层中形成氧沉淀，且洁净区的形成和晶片本体中氧沉淀的形成，与晶片的这些区域中的氧浓度的差别无关。

下面将部分地了解并部分地指出本发明的其它目的和特点。

#### 附图说明

图 1 是本发明的工艺的示意图。

图 2 是如例 1 所述被加工过的晶片（样品 4-7）的剖面照片。

图 3 是进行了例 1 所述系列步骤的晶片（样品 4-8）的剖面照片。

图 4 是进行了例 1 所述系列步骤的晶片（样品 3-14）的剖面照片。

图 5 是进行了例 1 所述系列步骤的晶片（样品 4-7）的铂浓度（原子/cm<sup>3</sup>）的对数与离晶片表面的深度的关系曲线。

图 6 是进行了例 2 所述系列步骤的晶片 (样品 3-4) 的剖面照片。

图 7 是进行了例 2 所述系列步骤的晶片 (样品 3-5) 的剖面照片。

图 8 是进行了例 2 所述系列步骤的晶片 (样品 3-6) 的剖面照片。

图 9 是进行了例 3 所述系列步骤的晶片 (样品 1-8) 的剖面照片。

图 10 是在例 4 所述的根据本发明的单晶硅晶片的快速热退火过程中, 本体微缺陷 (BMD) 的数量密度与气氛中的氧分压的对数关系曲线。

### 具体实施方式

根据本发明, 公开了一种理想的沉淀晶片, 它在几乎任何电子器件制造工艺中, 将形成深度足够的洁净区和含有 IG 所需的足够的氧沉淀密度的晶片本体。有利的是, 用半导体硅制造工业中常用的方法, 在几分钟之内就能够制备这种理想沉淀的晶片。此工序在硅中产生一个决定或“印制”电子器件制造过程中氧的沉淀方式的“样板”。

本发明的理想沉淀晶片的原材料是切自根据常规直拉晶体生长方法生长的单晶硅锭条的单晶硅晶片。例如在 F.Shimura, *Semiconductor Silicon Crystal Technology*, Academic Press, 1989 和 *Silicon Chemical Etching*, (J.Grabmaier ed.), Springer-Verlag, New York, 1982 中, 公开了这些方法以及标准的硅切割、研磨、腐蚀和抛光技术 (此处列为参考)。

直拉生长的硅通常具有大约  $5 \times 10^{17}$  到大约  $9 \times 10^{17}$  原子/cm<sup>3</sup> 范围内的氧浓度 (ASTM 标准 F-121-83)。由于理想沉淀晶片中的晶片的氧沉淀行为变得基本上与氧浓度无关, 故原材料晶片的氧浓度可以在直拉工艺可能获得的范围中的任何数值处, 甚至可以在此范围之外。

根据单晶硅锭条从硅的熔点温度 (大约 1410°C) 通过大约 750°C ~ 大约 350°C 范围时的冷却速率, 在切得晶片的单晶硅锭条中可以形成

氧沉淀成核中心。然而，只要这些中心能够被硅在不高于大约 1300℃ 温度下的热处理溶解，原材料中的这些成核中心的存在与否就对本发明无关紧要。诸如在大约 800℃ 的温度下对硅进行大约 4 小时的退火之类的某些热处理，能够稳定这些中心，使之在不高于大约 1150℃ 的温度下不能够被溶解。氧沉淀的探测限目前约为  $5 \times 10^6$  原子/cm<sup>3</sup>。无法用目前能够得到的技术来直接测量氧沉淀成核中心的存在（或密度）。但可以用各种各样的技术来间接地探测它们的存在。如前所述，能够稳定硅中预先存在的氧沉淀，并且借助于对硅进行氧沉淀热处理而在这些位置处生长沉淀。于是，在氧沉淀热处理之后，例如将晶片在 800℃ 的温度下进行 4 小时退火然后在 1000℃ 的温度下进行 16 小时退火之后，能够间接地测量这些成核中心的存在。

当替位碳作为单晶硅中的杂质存在时，对氧沉淀成核中心的形成具有催化的能力。因此，由于这一原因和其它的原因，单晶硅原材料最好具有低的碳浓度。亦即，单晶硅的碳浓度应该低于  $5 \times 10^{16}$  原子/cm<sup>3</sup>，最好是低于  $1 \times 10^{16}$  原子/cm<sup>3</sup>，低于  $5 \times 10^{15}$  原子/cm<sup>3</sup> 则更好。

现参照图 1，本发明的理想沉淀晶片的原材料单晶硅晶片 1 具有正表面 3、背表面 5、以及想象的位于正表面与背表面之间的中心平面 7。本文中的术语“正”和“背”被用来区分晶片的二个通常平坦的主表面；此处术语所用的正表面不一定是稍后要在其上制造电子器件的表面，背表面也不一定是与制造电子器件的表面相反的晶片主表面。此外，由于硅晶片的总厚度通常都有某些变化（TTV）、翘曲和弯曲，故正表面上每个点与背表面上每个点之间的中点可能不准确地落在一个平面内；但实际上，TTV、翘曲和弯曲是如此的小，以至于可以说各个中点非常近似地落在位于正表面与背表面之间大致等距离的想象的中心平面内。

在本发明的工艺的第一实施例中，在步骤 S<sub>1</sub> 中，在含氧的气氛中对晶片 1 进行热处理，以便生长包围晶片 1 的表面氧化层 9。通常，此氧化层的厚度大于形成在硅上的天然氧化层（大约 15 埃）；此氧化层的厚度最好是至少约为 20 埃，而在某些实施例中，至少约为 25 埃，

或甚至至少约为 30 埃。然而，迄今得到的实验证据表明，厚度大于大约 30 埃的氧化层虽然不与所希望的效应发生冲突，却很少或没有什么别的好处。

在步骤 S<sub>2</sub> 中，晶片进行热处理，其中晶片被加热到高温以形成并从而提高晶片 1 中的晶格空位 13 的数量密度。此热处理步骤最好在快速热退火炉中进行，其中晶片被快速加热到目标温度，并在此温度下退火较短的时间。通常，晶片处理温度在 1150℃ 以上，最好至少为 1175℃，至少约为 1200℃ 更好，而约为 1200℃ - 1275℃ 最好。

在本发明的第一实施例中，在氮化气氛，亦即含有氮气 (N<sub>2</sub>) 或诸如氨之类的含氮的化合物气体的能够氮化暴露的硅表面的气氛中，执行快速热退火步骤。此气氛因而可以完全由氮气或氮化物气体组成，也可以额外含有氨之类的非氮化气体。当达到退火温度时，如果不是立即的话，也是很快在整个晶片中获得了空位浓度的提高。晶片在此温度下通常至少保持 1 秒钟，典型是至少几秒钟（例如至少 3 秒钟），最好是几十秒钟（例如 20、30、40 或 50 秒钟），而且，根据所需的晶片特性，此时间可以达到大约 60 秒钟（接近市售快速热退火炉的极限）。得到的晶片具有相当均匀的空位浓度（数量密度）分布。

根据迄今得到的实验证据，执行快速热退火步骤的气氛中的氧、水汽和其它氧化气体的分压最好不超过某一较低的水平；亦即，此气氛完全不含有氧化气体，或其分压不足以引入足够数量的抑制空位浓度的建立的硅自填隙原子。虽然尚未精确地确定氧化气体浓度的下限，但已经表明，对于 0.01 大气压 (atm)，亦即每一百万原子 10000 份（即 ppma）的氧分压，没有观察到空位浓度的增加和作用。于是，气氛的氧和其它氧化气体的分压最好小于 0.01 atm (10000 ppma)；气氛中的这些气体的分压不高于大约 0.005 atm (5000 ppma) 更好，不高于大约 0.002 atm (2000 ppma) 更好，而不高于大约 0.001 atm (1000 ppma) 最好。

除了引起晶格空位形成之外，快速热退火步骤还引起存在于硅原材料中的任何不稳定的氧沉淀成核中心的溶解。例如，在生长切出晶



片的单晶硅锭条的过程中，或由于晶片或切出晶片的锭条的先前热历史中的某个原因，就可能形成这些成核中心。因此，只要这些中心在快速热退火步骤中能够被溶解，则这些成核中心在原材料中的是否存在是无关紧要的。

可以在许多市售快速热退火（“RTA”）炉中的任何一种中进行快速热退火，其中晶片被大功率灯组分别加热。RTA 炉能够快速加热硅晶片，例如，能够在几秒钟之内将晶片从室温加热到 1200℃。AG Associates (Mountain View, CA)有售的 610 型炉子就是一种这样的市售 RTA 炉。

本征点缺陷（空位和硅自填隙）能够以与温度有关的扩散速率扩散通过单晶硅。因此，本征点缺陷的浓度分布是本征点缺陷的扩散率与与温度有关的复合速率的函数。例如，在快速热退火步骤中晶片被退火的温度附近，本征点缺陷是比较容易移动的，而在高达 700℃ 的温度下，在任何工业可行的时间内，本征点缺陷基本上是不易移动的。迄今得到的实验证据表明，在低于大约 700℃ 的温度下，空位的有效扩散速率明显降低，而在或许高达 800℃、900℃、甚至 1000℃ 的温度下，对于任何工业可行时间，可以认为空位是不易移动的。

当步骤 S<sub>2</sub> 完成时，晶片在步骤 S<sub>3</sub> 中，通过晶格空位在单晶硅中比较容易移动的温度范围，被快速冷却。当晶片的温度通过这一温度范围降低时，空位扩散到氧化层 9 并湮没，于是导致空位浓度分布随依赖于晶片在此温度范围内保持的时间长度的改变程度而改变。若晶片在此温度范围内保持无限长时间，则空位浓度可能再次变成在这个晶片本体 11 中基本上均匀，浓度成为平衡值，明显地小于热处理步骤刚刚完成时的晶格空位浓度。然而，借助于使晶片快速冷却，能够得到晶格空位的不均匀分布，最大空位浓度位于中心平面 7 处或其附近，且空位浓度沿晶片的正表面 3 和背表面 5 的方向降低。通常，在此温度范围内的平均冷却速率至少约为每秒 5℃，而至少约为每秒 20℃ 最好。根据所需的洁净区深度，平均冷却速率最好可以是大约每秒 50℃，大约每秒 100℃ 更好，对于某些应用，冷却速率目前最好是在大约每

秒  $100^{\circ}\text{C}$  到大约每秒  $200^{\circ}\text{C}$  的范围内。一旦晶片被冷却到晶格空位在单晶硅中比较容易移动的温度范围之外的温度，冷却速率就不明显影响晶片的沉淀特性，从而不成为过分关键的问题。通常，可以在进行加热步骤的同一气氛中执行冷却步骤。

在步骤  $S_4$  中，对晶片进行氧沉淀热处理。例如，可以在  $800^{\circ}\text{C}$  的温度下对晶片进行 4 小时退火，然后在  $1000^{\circ}\text{C}$  的温度下对晶片进行 16 小时退火。作为变通，最好将晶片装入温度约为  $800^{\circ}\text{C}$  的炉子中，以此作为电子器件制造工艺的第一步骤。当在此温度下装入炉子时，先前被快速热退火过的晶片将具有呈现不同的氧沉淀的分立区域。在高空位区域（晶片本体）中，当晶片进入炉子时，氧迅速成团。在达到安装温度之前，成团过程就完成了，并达到只依赖于空位起始浓度的团簇分布。在低空位区域（靠近晶片表面）中，晶片的表现与缺乏预先存在的氧沉淀成核中心的正常晶片相似；亦即，观察不到氧成团。当温度被提高到  $800^{\circ}\text{C}$  以上时，或如果温度保持恒定，空位富集区中的团簇就生长成沉淀从而被消耗，而在空位贫乏区不发生任何情况。借助于将晶片分成各种各样的空位浓度区，有效地产生了一个样板，通过它写出了晶片装入炉子时确定的氧沉淀情况。

如图 1 所示，得到的晶片中的氧沉淀的深度分布的特征是，分别从正表面 3 和背表面 5 延伸到深度  $t$  和  $t'$  的无氧沉淀的材料组成的清洁区（洁净区）15 和 15'。在无氧沉淀的区域 15 和 15' 之间，有一个含有基本上均匀密度的氧沉淀的区域 17。

区域 17 中的氧沉淀浓度主要是加热步骤的函数，其次才是冷却速率的函数。通常，氧沉淀的浓度随加热步骤中温度的增高和退火时间的增加而上升，一般得到的沉淀密度在大约  $1 \times 10^7$  到大约  $5 \times 10^{10}$  沉淀/ $\text{cm}^3$  的范围内。

无氧沉淀材料（洁净区）15 和 15' 分别从正表面和背表面算起的深度  $t$  和  $t'$ ，主要是通过晶格空位在硅中比较容易移动的温度范围时的冷却速率的函数。通常，深度  $t$  和  $t'$  随冷却速率的降低而增大，可以得到至少约为 10、20、30、40、50、70 甚至超过 100 微米的洁净区

深度。重要的是，洁净区的深度基本上与电子器件制造工艺的细节无关，此外，也不像通常那样依赖于氧的外扩散。

虽然本发明这一工艺中所用的快速热处理可以导致少量氧从晶片的正表面和背表面外扩散，但外扩散的量明显地小于在形成洁净区的常规工艺中所观察到的量。结果，本发明的理想沉淀晶片具有作为到硅表面的距离的函数的基本上均匀的填隙氧浓度。例如，在氧沉淀热处理之前，在从晶片中心到离硅表面大约 15 微米处的晶片区域中，从硅中心到离硅表面大约 10 微米处的晶片区域中更好，从硅中心到离硅表面大约 5 微米处的晶片区域中更好，从硅中心到离硅表面大约 3 微米处的晶片区域中最好，晶片具有基本上均匀的填隙氧浓度。在本文中，基本上均匀的氧浓度意味着氧浓度的变化不大于约 50%，不大于约 20%更好，不大于约 10%最好。

通常，氧沉淀热处理不导致显著数量的氧从被热处理的晶片外扩散。结果，离晶片表面几微米以上距离的洁净区中的填隙氧的浓度不会由于沉淀热处理而明显地改变。例如，若晶片的洁净区由硅表面与从正表面向中心平面算起距离为  $D_1$ （至少约为 10 微米）处之间的晶片区域组成，则在洁净区中离硅表面的距离为  $D_1$  的一半的位置处，氧浓度通常至少是洁净区任何地方的填隙氧浓度的峰值浓度的 75%。对于某些氧沉淀热处理，此位置处的填隙氧浓度甚至更大，亦即，至少为洁净区中任何地方的最大氧浓度的 85%、90%或甚至 95%。

在本发明第二实施例中，非氮化气氛被用来代替第一实施例的加热（快速热退火）和冷却步骤中所用的氮化气氛。适合的非氮化气氛包括氢、氨、氩、二氧化碳、以及其它非氧化、非氮化元素和化合物气体或这些气体的混合物。与氮化气氛相似，非氮化气氛可能含有较小的氧分压，亦即分压小于 0.01atm（10000ppma），小于 0.005atm（5000ppma）更好，小于 0.002atm（2000ppma）更好，小于 0.001atm（1000ppma）最好。

在本发明的第三实施例中，略去了步骤  $S_1$ （热氧化步骤），且起始晶片只有天然氧化层。然而，当这一晶片在氮气气氛中被退火时，其

效果不同于具有厚度大于天然氧化层的氧化层（“增强氧化层”）的晶片在氮气中退火时所观察到的效果。当含有增强氧化层的晶片被退火时，在达到退火温度时，如果不是立即，在整个晶片中也是很快得到空位浓度的基本上均匀的增加；而且，空位浓度不随给定退火温度下的退火时间而明显增加。然而，若晶片只有天然氧化层且晶片的正表面和背表面在氮气中被退火，则得到的晶片的剖面上将具有通常为“U形”的空位浓度（数量密度）分布；亦即，最大浓度将出现在离正表面和背表面几微米处，而比较恒定和较低浓度出现在整个晶片本体中，晶片本体中的最小浓度一开始大约等于在具有增强氧化层的晶片得到的浓度。而且，退火时间的增加将引起只有天然氧化层的晶片中的空位浓度的增加。

实验证据还表明，借助于在气氛中包含分子氧或其它氧化气体，能够避免只有天然氧化物的晶片与具有增强氧化层的晶片的这一行为差异。换言之，当只有天然氧化物的晶片在含有小分压的氧的氮气气氛中被退火时，晶片的表现与具有增强氧化层的晶片相同。因此，无需牵涉到任何理论，厚度大于天然氧化层的表面氧化层看来起了妨碍氮化的屏蔽作用。在起始晶片上于是可以提供这一氧化层，或借助于在退火步骤中生长增强氧化层而原位制作。

因此，根据本发明，快速热退火步骤中的气氛最好包含至少约为 0.0001atm（100ppma）的氧分压，至少约为 0.0002atm（200ppma）的氧分压更好。然而，由于前述的原因，氧分压最好不超过 0.01atm（10000ppma），小于 0.005atm（5000ppma）更好，小于 0.002atm（2000ppma）更好，小于 0.001atm（1000ppma）最好。

在本发明的其它实施例中，晶片的正表面和背表面可以暴露于不同的气氛，各个气氛可以含有一种或更多种氮化或非氮化气体。例如，当正表面暴露于非氮化气氛时，晶片的背表面可以暴露于氮化气氛。作为变通，在面对面层叠的情况下，可以同时多个晶片（例如二个、三个或更多个晶片）进行退火；当以这种方式退火时，面对面接触的表面在退火过程中被机械地屏蔽于气氛。作为变通，且根据快速热退

火步骤中所使用的气氛以及所需的晶片氧沉淀分布，氧化层可以只形成在希望有洁净区的晶片的侧面上，例如晶片的正表面3上（见图1）。

本发明的工艺的原材料可以是抛光过的硅晶片，或作为变通，可以是已经被研磨和腐蚀过但未加抛光的硅晶片。此外，晶片可以具有空位或自填隙点缺陷作为占主导的本征点缺陷。例如，可以从中心到边沿由空位占主导、从中心到边沿由自填隙占主导，或者可以包含被自填隙占主导的材料组成的轴向对称环围绕的由空位占主导的材料组成的中心核。

若在理想沉淀晶片上待要淀积外延层，则可以在外延淀积之前或之后执行本发明的工艺。若在之前执行，则可能希望在本发明的工艺之后和外延淀积之前稳定晶片中的氧沉淀成核中心。若在之后执行，只要能够达到本发明的工艺所要求的冷却速率，则可能希望在外延淀积之后立即在外延反应器中执行本发明的工艺。

用铂扩散分析方法，可以进行单晶硅中的晶格空位测量。通常，铂被淀积在样品上并沿水平表面扩散，扩散时间和温度最好选择成使 Frank-Turnbull 机制主导铂的扩散，但足以达到铂原子对空位染色的稳定状态。对于具有本发明典型空位浓度的晶片，可以使用 20 分钟的扩散时间和 730℃ 的温度，尽管更精确的示踪看来可在更低的温度，例如 680℃ 下得到。此外，为了尽量减小硅化过程的可能影响，铂淀积方法最好引起小于一个单层的表面浓度。在文献例如 Jacob et al., *J.Appl.Phys.*, vol.82, p.182(1997); Zimmermann and Ryssel, "The Modeling of Platinum Diffusion In Silicon Under Non-Equilibrium Conditions", *J.Electrochemical Society*, vol.139, p.256(1992); Zimmermann, Goesele, Seilenthal and Eichner, "Vacancy Concentration Wafer Mapping In Silicon", *Journal of Crystal Growth*, vol.129, p.582(1993); Zimmermann and Falster, "Investigation of The Nucleation of Oxygen Precipitates in Czochralski Silicon At An Early Stage", *Appl.Phys.Lett.*, vol.60, p.3250(1992); 以及 Zimmermann and Ryssel, *Appl.Phys.A*, vol.55, p.121(1992)中，描述了铂的扩散技术。

例 1-4 说明了本发明的理想氧沉淀工艺。这些例子不应该认为是限制性的。

### 例 1

用直拉法拉制了硅单晶，对其进行切片和抛光以形成硅晶片。然后使这些晶片在表 I 所示的条件下进行表面氧化步骤 ( $S_1$ )、氮气或氩气中的快速热退火步骤 ( $S_2$ )、快速冷却步骤 ( $S_3$ ) 以及氧稳定和生长步骤 ( $S_4$ )。表 I 还列出了晶片在步骤  $S_1$ - $S_4$  之前的起始氧浓度 ( $O_i$ )、晶片本体中在步骤  $S_4$  之后的氧沉淀密度 (OPD)、以及在步骤  $S_4$  之后的洁净区深度 (DZ)。

表 I

样品	4-7	4-8	3-14
$S_1$	$N_2$ + 约 1% $O_2$ 中 1000°C, 15 分钟	$N_2$ + 约 1% $O_2$ 中 1000°C, 15 分钟	无
$S_2$	$N_2$ 中, 1250°C 35 秒钟	Ar 中, 1250°C 35 秒钟	$N_2$ 中, 1250°C 35 秒钟
$S_3$	100°C/sec	100°C/sec	100°C/sec
$S_4$	$N_2$ 中, 800°C, 4 小时 + 1000°C, 16 小时	$N_2$ 中, 800°C, 4 小时 + 1000°C, 16 小时	$N_2$ 中, 800°C, 4 小时 + 1000°C, 16 小时
$O_i$ (原子/cm <sup>3</sup> )	$7 \times 10^{17}$	$6.67 \times 10^{17}$	$7.2 \times 10^{17}$
OPD (原子/cm <sup>3</sup> )	$1 \times 10^{10}$	$4.4 \times 10^9$	$1.69 \times 10^{10}$
DZ (厚度, 微米)	70	95	0

图 2、3 和 4 示出了得到的晶片的剖面图 (这些图是放大 200 倍的照片); 样品 4-7 示于图 2, 样品 4-8 示于图 3, 样品 3-14 示于图 4。

此外, 用铂扩散技术对样品 4-7 中的晶格空位浓度进行了绘图。图 5 示出了铂浓度对从晶片表面算起的深度 (0 微米的深度相当于晶片的正表面) 的关系。

### 例 2

为了证实本发明的工艺相对地不依赖于直拉生长硅晶片的氧浓度, 对三个具有不同氧浓度的晶片执行了例 1 所示的同样的一系列步

骤。表 II 列出了三个步骤中的每一个的条件、晶片在步骤  $S_1$ - $S_4$  之前的起始氧浓度 ( $O_i$ )、晶片本体中在步骤  $S_4$  之后的氧沉淀密度 (OPD)、以及在步骤  $S_4$  之后从晶片表面算起的洁净区深度 (DZ)。图 6、7 和 8 示出了得到的晶片的剖面图 (这些图是放大 200 倍的照片); 样品 3-4 示于图 6, 样品 3-5 示于图 7, 样品 3-6 示于图 8。

表 II

样品	3-4	3-5	3-6
$S_1$	$N_2$ + 约 1% $O_2$ 中 1000°C, 15 分钟	$N_2$ + 约 1% $O_2$ 中 1000°C, 15 分钟	$N_2$ + 约 1% $O_2$ 中 1000°C, 15 分钟
$S_2$	$N_2$ 中, 1250°C 35 秒钟	$N_2$ 中, 1250°C 35 秒钟	$N_2$ 中, 1250°C 35 秒钟
$S_3$	125°C/sec	125°C/sec	125°C/sec
$S_4$	$N_2$ 中, 800°C, 4 小时 + 1000°C, 16 小时	$N_2$ 中, 800°C, 4 小时 + 1000°C, 16 小时	$N_2$ 中, 800°C, 4 小时 + 1000°C, 16 小时
$O_i$ (原子/cm <sup>3</sup> )	$6 \times 10^{17}$	$7 \times 10^{17}$	$8 \times 10^{17}$
OPD (原子/cm <sup>3</sup> )	$4 \times 10^{10}$	$1 \times 10^{10}$	$6 \times 10^{10}$
DZ (厚度, 微米)	约 40	约 40	约 40

## 例 3

为了证实本发明的工艺相对于不依赖于用于氧沉淀稳定和生长步骤 ( $S_4$ ) 相对无关, 除了用有专利权的市售 16 兆位 DRAM 工艺作为氧沉淀稳定和生长步骤 ( $S_4$ ) 之外, 对具有相同的起始氧浓度的晶片 (样品 1-8) 执行了与例 2 中对样品 3-4 所述相同的一系列步骤。图 9 示出了得到的晶片的剖面图 (此图是 200 倍放大的照片)。在步骤  $S_4$  之后, 样品 1-8 和 3-4 具有可比拟的本体氧沉淀密度 (样品 1-8 为  $7 \times 10^{10}/\text{cm}^3$ , 而样品 3-4 为  $4 \times 10^{10}/\text{cm}^3$ ) 以及可比拟的洁净区深度 (大约 40 微米)。

## 例 4

此例说明了在本体微缺陷密度 (BMD) 亦即氧沉淀密度以及由于热处理过程的气氛中的氧浓度增加所引起的洁净区深度 (DZ) 中可能

观察到的趋向。在不同的工艺条件下，对三组不同的晶片进行了快速热退火。A组中的晶片在氮气气氛中于1200℃退火30秒钟；B组中的晶片在相同的条件下退火20秒钟；而C组中的晶片在氮气气氛中于1200℃退火30秒钟。在此例子的三组中的任何一个晶片上都未进行预氧化步骤。

下面如表III所示，对于给定组的各个晶片，增加了氧分压。一旦完成退火，就用本技术领域的标准来确定各个晶片的BMD密度和DZ深度。结果示于下面的表III中。

上述数据表明，随着气氛中氧分压的上升，本体微缺陷的数量密度下降。此外，当氧分压达到10000ppma时，本体微缺陷的数量密度与在已经经受没有根据本发明的预先快速热退火的氧沉淀热处理的晶片中所观察到的本体微缺陷的数量密度相比，几乎无法区别了。

考虑到上述情况，可见达到了本发明的几个目的。

在上述结构和工艺中，可以在不超越本发明的范围的前提下作出各种各样的改变，上面所述的一切都是为了说明而不是用来限制的。



表 III

晶片组	氧分压 (ppma)	BMD 密度 (每 $\text{cm}^3$ 缺陷数)	DZ 深度 (微米)
A	250	$6.14 \times 10^9$	70
A	500	$6.24 \times 10^9$	80
A	1000	$2.97 \times 10^9$	80
A	2000	$7.02 \times 10^8$	100
A	5000	$2.99 \times 10^7$	ND
A	$1 \times 10^6$	$6.03 \times 10^6$	ND
B	500	$2.59 \times 10^9$	80
B	1000	$1.72 \times 10^9$	100
B	2000	$9.15 \times 10^8$	100
B	5000	$2.65 \times 10^7$	ND
B	$1 \times 10^6$	$2.17 \times 10^6$	ND
C	250	$2.65 \times 10^9$	90
C	500	$4.03 \times 10^9$	70
C	1000	$1.72 \times 10^9$	140
C	5000	$1.69 \times 10^8$	120

ND=未确定

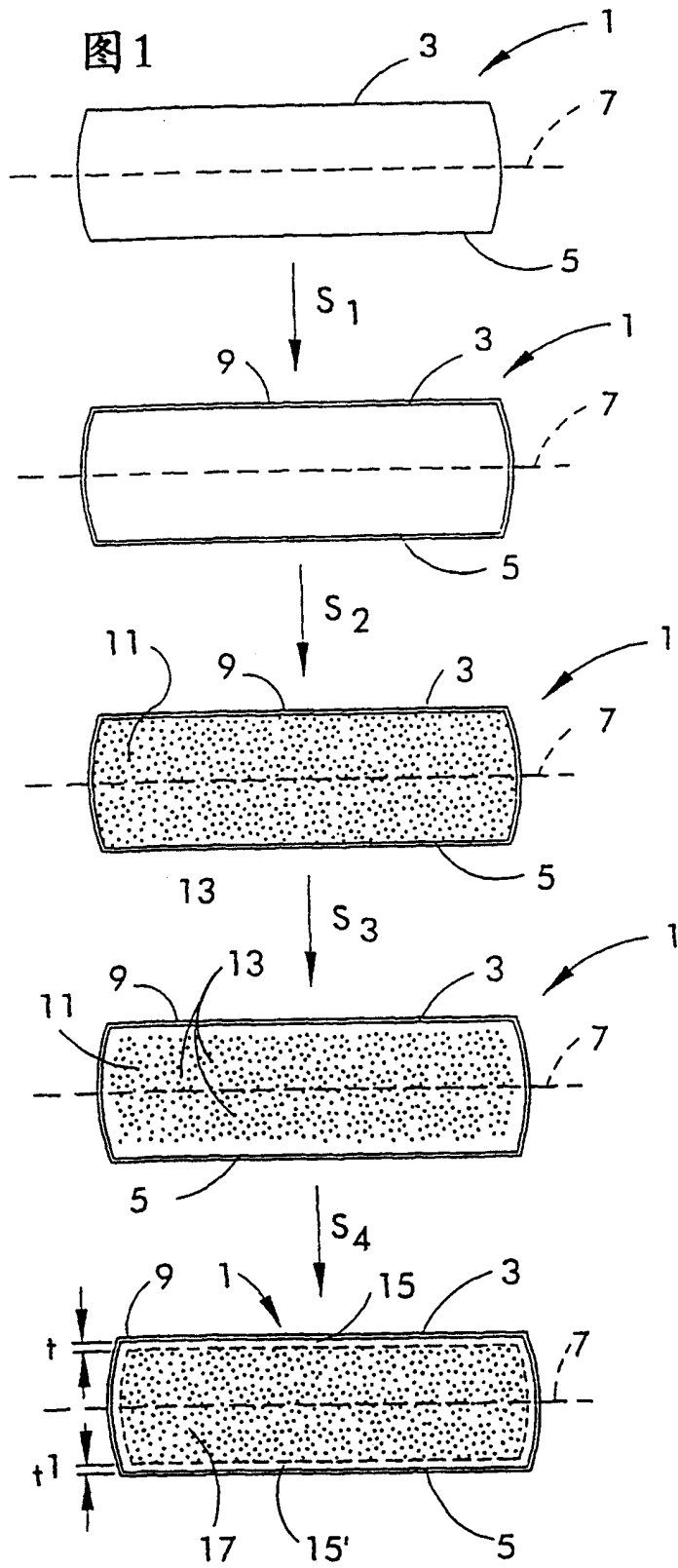
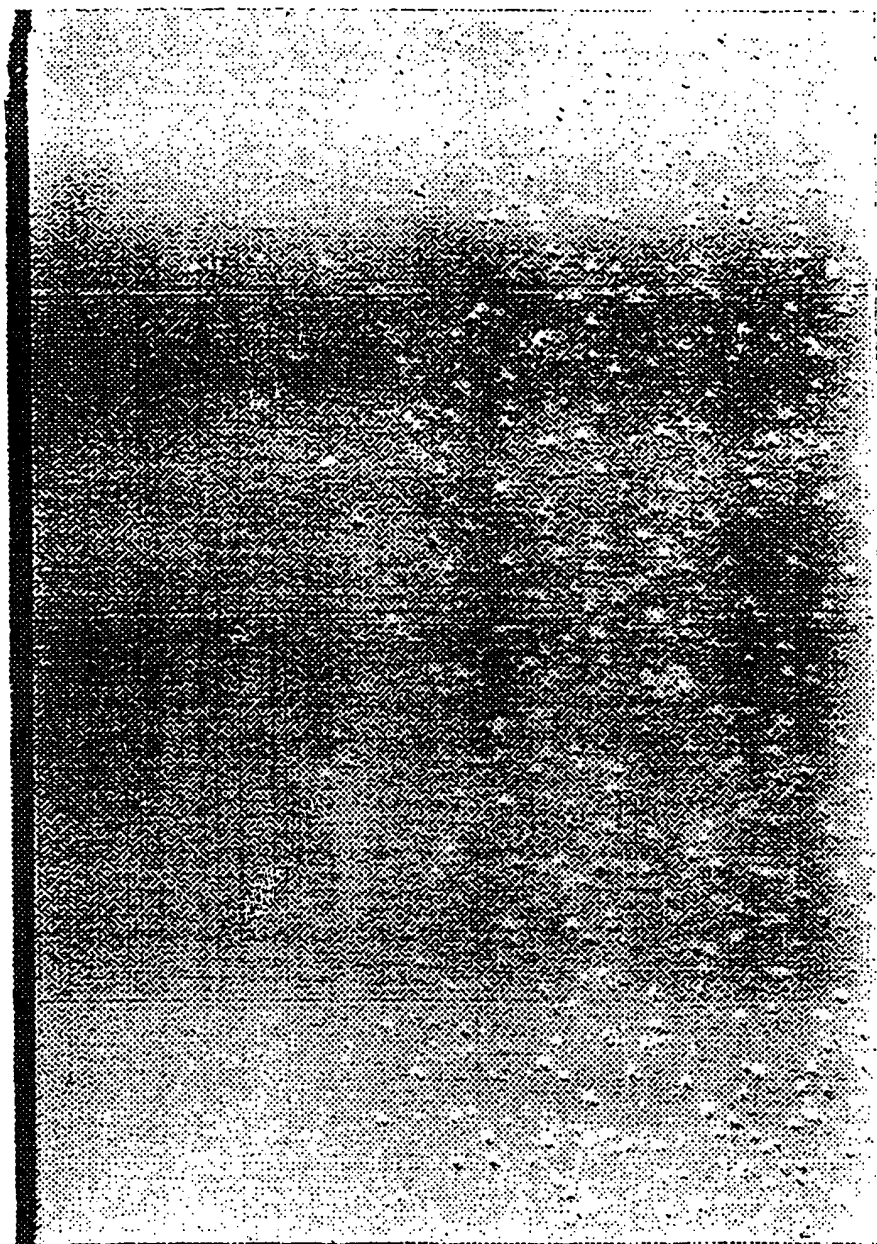


图2



图3



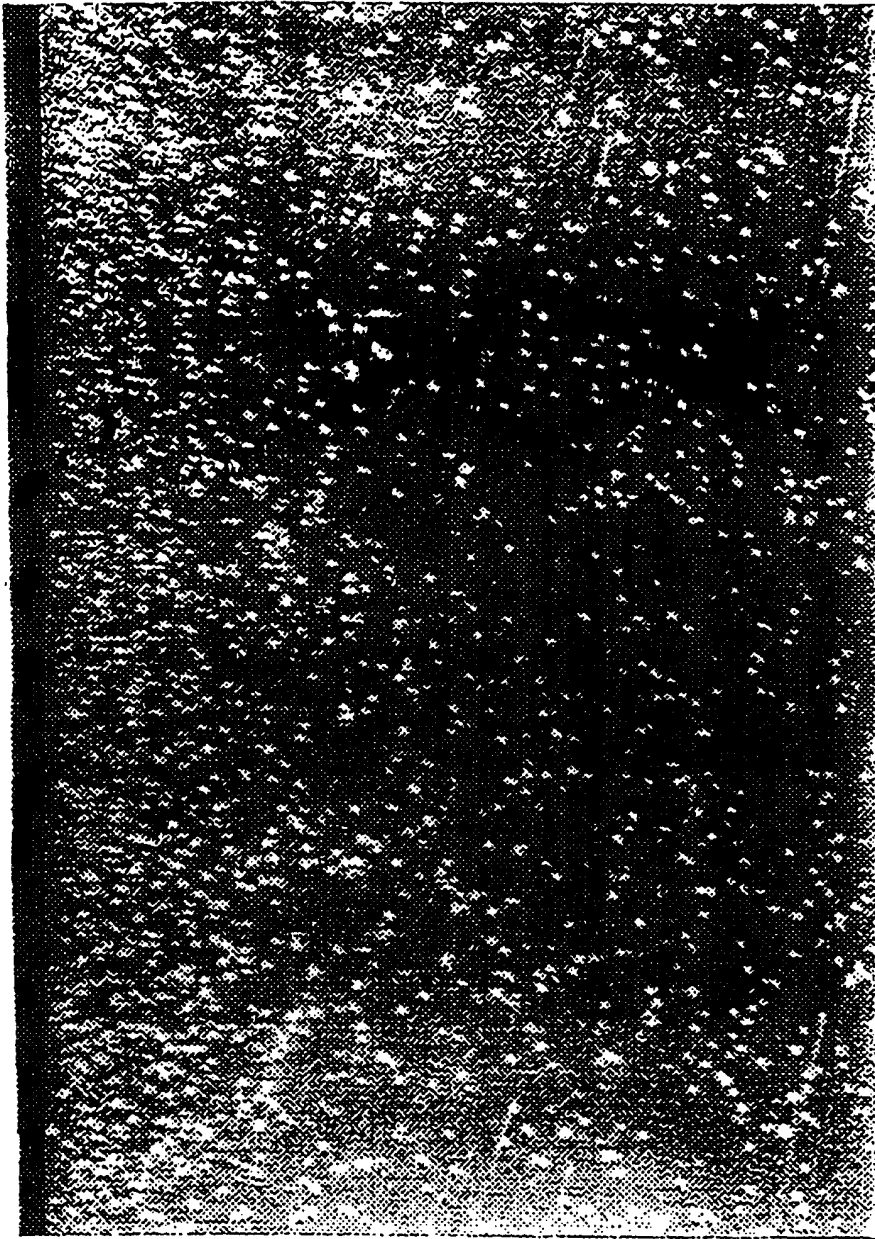


图4

图5

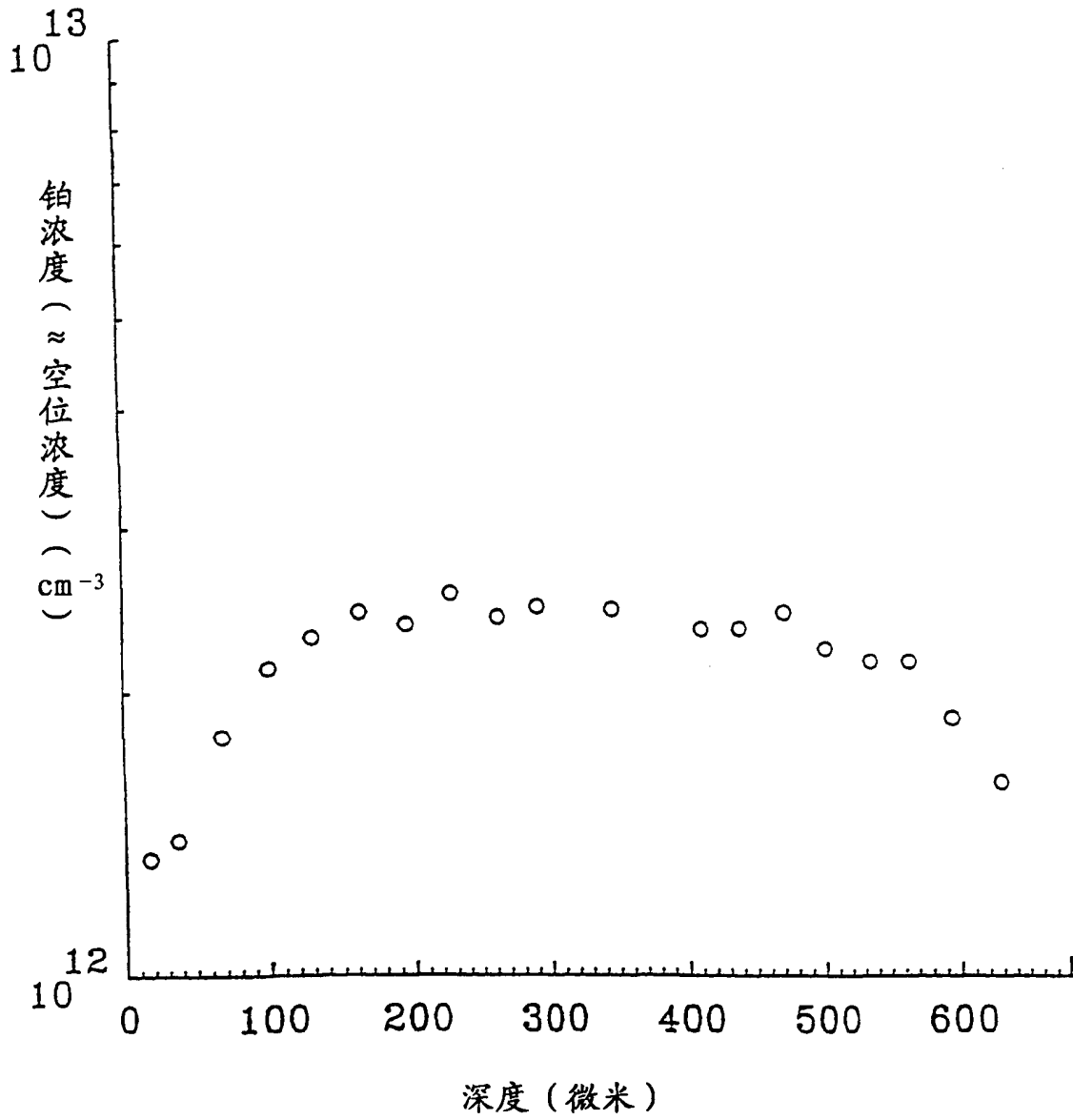


图6

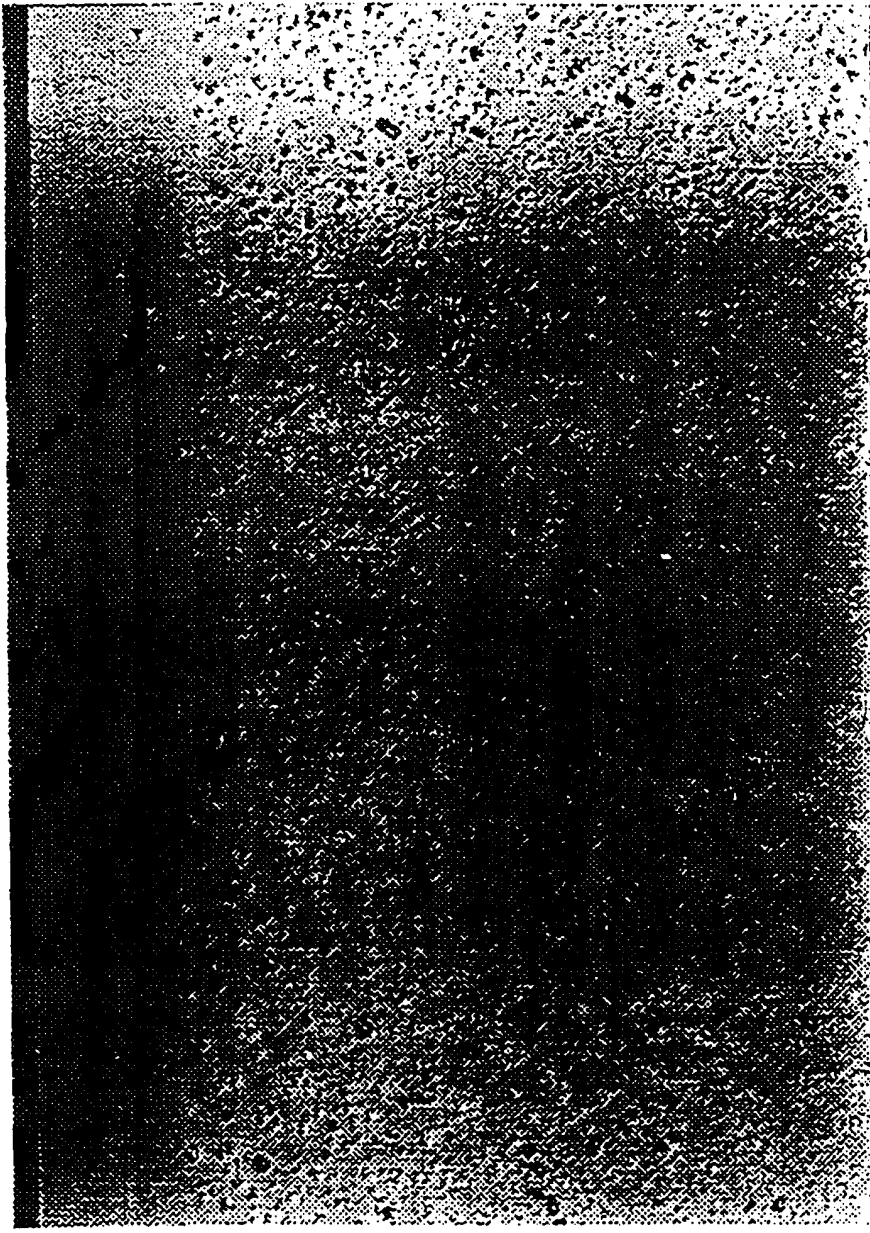


图7

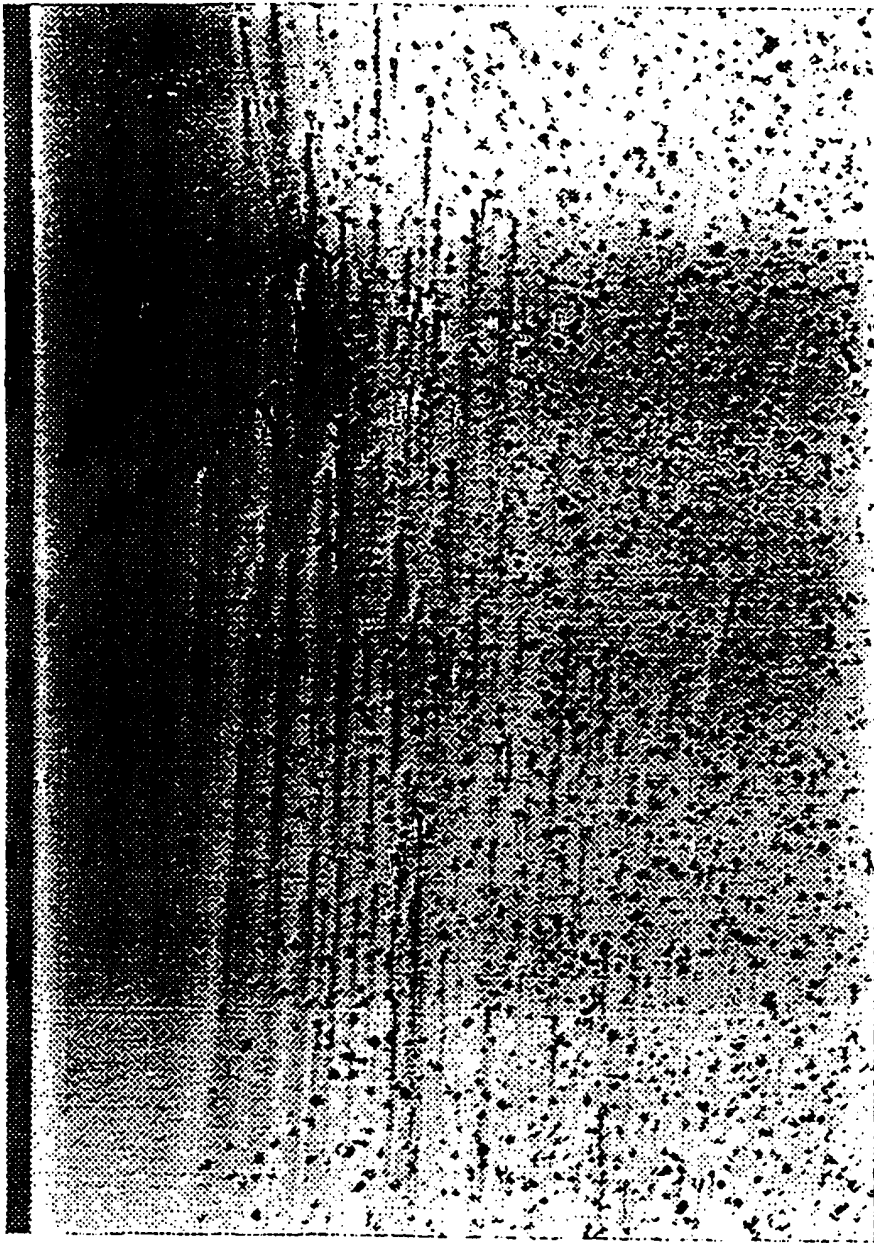




图8

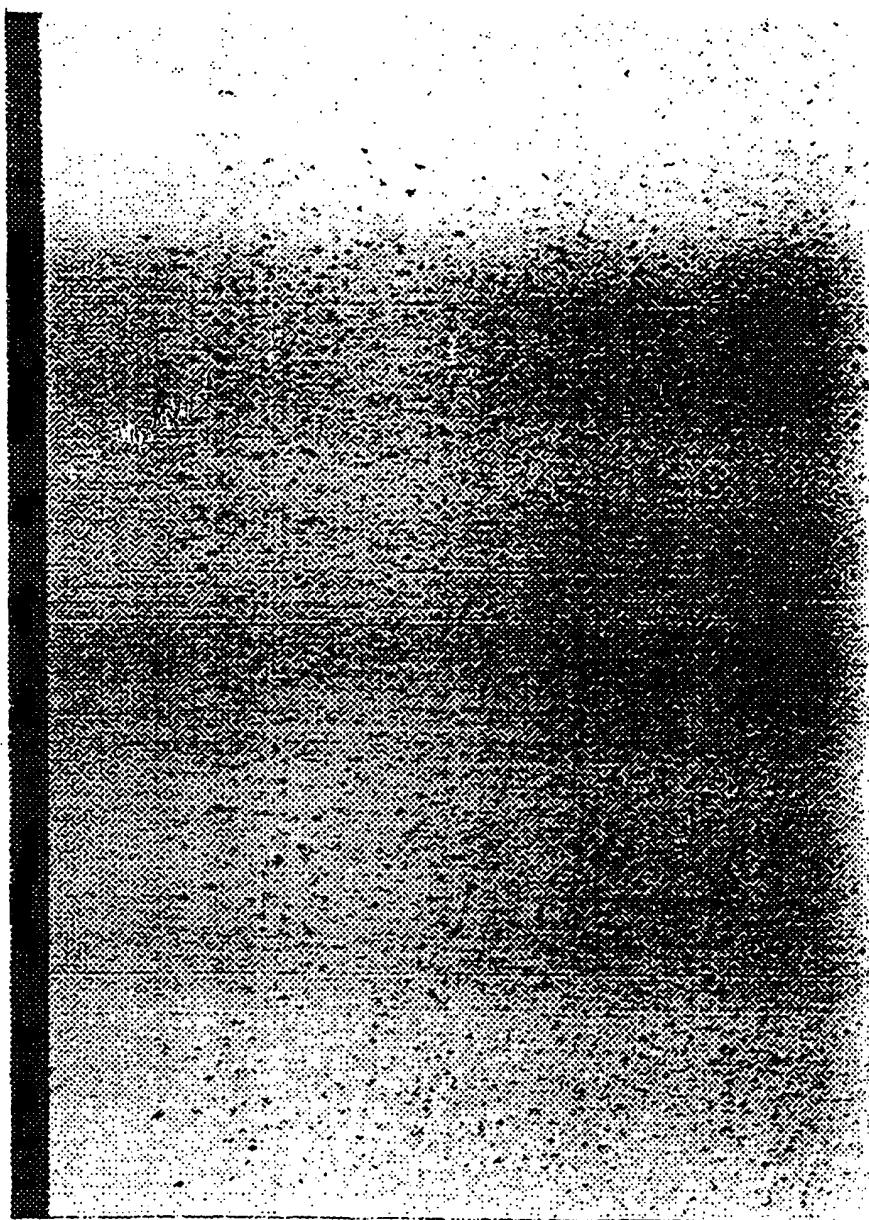


图9

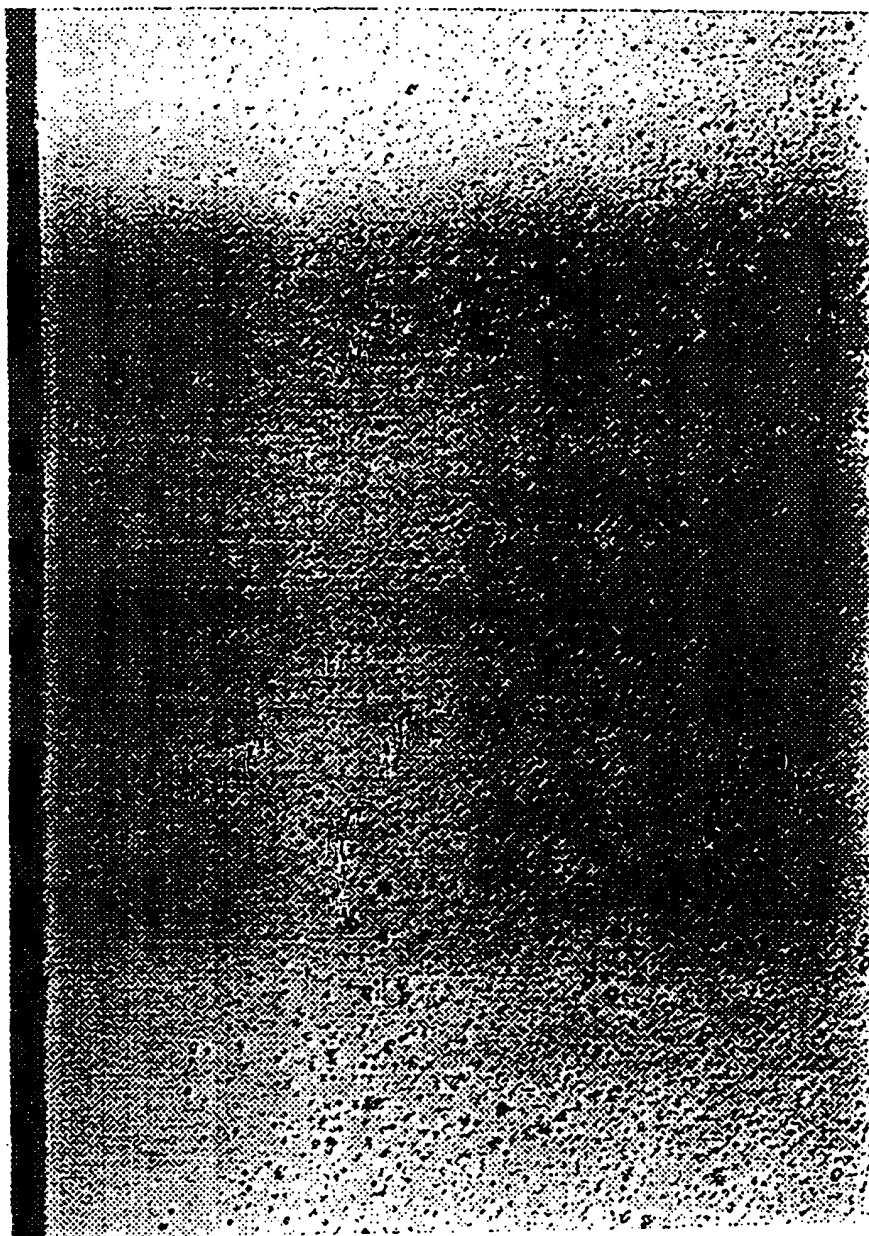


图 10

