

# Research Progress of Ohmic Contacts for p-Type SiC

Ziwei Pei, Jing Zhang

Department of Microelectronics, North China University of Technology, Beijing

Email: peiziwei@ime.ac.cn

Received: Apr. 2<sup>nd</sup>, 2016; accepted: Apr. 17<sup>th</sup>, 2016; published: Apr. 20<sup>th</sup>, 2016

Copyright © 2016 by authors and Hans Publishers Inc.

This work is licensed under the Creative Commons Attribution International License (CC BY).

<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>



Open Access

---

## Abstract

Ohmic contact is one of the technical difficulties in the study of the new generation power electronic devices of SiC. In addition to the metal selection, compared to n-type doping, the ionization energy of p-type SiC is much higher. The superior quality of p-type SiC ohmic contact is more difficult to form. In this paper, it is summarized that ohmic contacts for Al-base traditional materials and non Al-base traditional metal materials made on p-type SiC, and discussed for its development prospects.

## Keywords

p-Type SiC, Power Electronic Devices, Ohmic Contact

---

# p型SiC欧姆接触的研究进展

裴紫微, 张 静

北方工业大学微电子学系, 北京

Email: peiziwei@ime.ac.cn

收稿日期: 2016年4月2日; 录用日期: 2016年4月17日; 发布日期: 2016年4月20日

---

## 摘 要

欧姆接触是碳化硅(Silicon Carbide, SiC)新一代电力电子器件研究中的技术难点之一。除了金属选择外,

文章引用: 裴紫微, 张静. p 型 SiC 欧姆接触的研究进展[J]. 智能电网, 2016, 6(2): 116-128.

<http://dx.doi.org/10.12677/sg.2016.62013>

相对于n型掺杂, SiC材料中p型杂质的离化能比n型杂质的离化能高, 优质的p型SiC欧姆接触更难于形成。该文对近十几年来极具代表性的传统Al基金属体系和非传统Al基金属体系在p型SiC材料上形成欧姆接触的研究进行了总结, 并对其发展前景进行了展望。

## 关键词

p型SiC, 电力电子器件, 欧姆接触

## 1. 引言

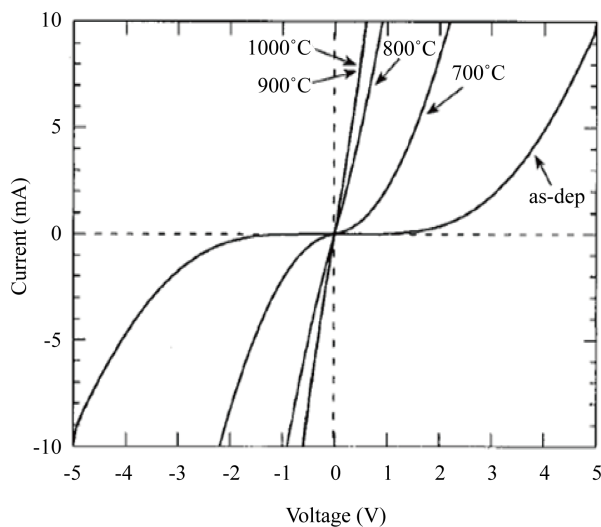
SiC 电力电子器件主要包括功率整流器(SBD、PiN 和 JBS 等)、单极型功率晶体管(MOSFET、JFET 和 SIT 等)和双极型载流子功率晶体管(BJT、IGBT 和 GTO 等)。其中极具代表的 SiC PiN、SiC MOSFET 和 SiC BJT 等器件, 均需要形成良好的 p 型欧姆接触。经过大量的研究工作, SiC 欧姆接触问题目前主要集中在两个技术点上: 一是大剂量的离子注入, 这能显著地增加 SiC 的载流子密度, 并减少它的耗尽层宽度, 形成隧穿; 这种方法的关键问题是: 在离子注入过程中容易形成晶格缺陷或非晶状态, 这些缺陷是非常顽固的, 需经过大约 2000K 的极高温退火来复原, 从而使制造 SiC 器件复杂化[1]; 二是通过淀积金属和退火技术, 产生一种具有较窄带隙或高载流子密度的中间层。为形成这种层, 大范围的材料可供选择, 包括金属化物、硅化物、碳化物、氮化物和石墨等等[2]。实际欧姆工艺制备是在综合以上两个技术点的情况下完成的。

## 2. p 型 SiC 欧姆接触研究进展

和相对成熟的 n 型 SiC 欧姆接触(Ni 基金属制备的 n 型 SiC 欧姆接触已经被普遍应用和比接触电阻值低于  $10^{-5} \Omega \text{ cm}^2$  量级[3] [4])相比, 获得高质量的 p 型 SiC 欧姆接触依旧是个挑战。为了实现 SiC 材料半导体器件的全部优势, p 型 SiC 材料的比接触电阻值应当和 n 型 SiC 材料所获得的比接触电阻值相匹配。最成功和最广泛的 p 型 SiC 接触是被 Suzuki 等人[5]在 1991 年提出来的, 使用的金属为 Al 和 Ti, 这之后又被 Crofton 等人[6]研究, 在掺杂浓度为  $2 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$  的情况下, 报出出的最低比接触电阻值为  $1.5 \times 10^{-5} \Omega \text{ cm}^2$ 。可因为 Al 的低熔点和易被氧化性, Al 基欧姆接触应用在商业高温和大功率器件下是不可靠的[7], 因此后来, 大量的研究人员对传统 Al 基金属体系作了改进, 在传统 TiAl 两层金属体系的基础上加入了其它金属(TiAl 基金属体系), 或者直接采用非 TiAl 基金属体系, 以期获得质量更优的 p 型 SiC 欧姆接触。

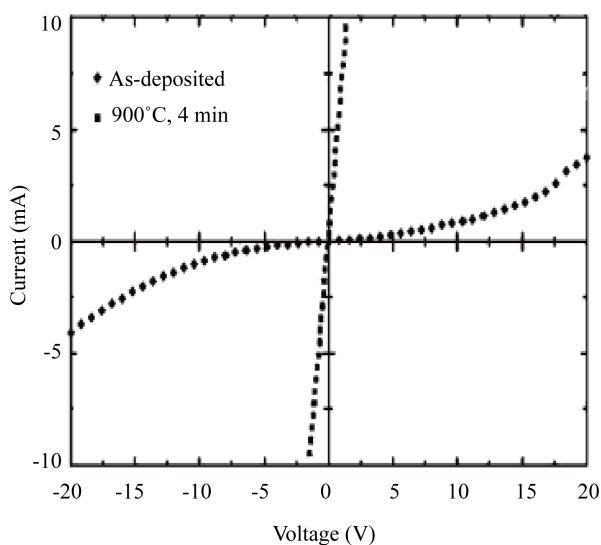
### 2.1. 传统 Al 基金属体系

1998 年, 为了全面了解传统 Al 基金属体系在 p 型 4H-SiC 上的欧姆接触, 美国华盛顿海军研究室实施了一项相关实验[8]。实验采用厚度分别为 25 nm 和 150 nm 的传统 Al/Ti 金属体系, 淀积后分组分别实施了 700°C, 800°C, 900°C, 1000°C 的退火, 最后测试其电压随电流的变化, 用 I-V 特征曲线分别表示(图 1 所示)。700°C 退火后依旧为肖特基特性, 800°C 退火后开始表现出欧姆特性, 900°C 和 1000°C 退火后结果区别不大, 但均好于 800°C 退火后的欧姆行为。并且在 900°C 退火后所得的最小比接触电阻值为  $6.4 \times 10^{-4} \Omega \text{ cm}^2$ 。2002 年, 匈牙利的 B.Pecz 和法国的 J.Vacas 等人[9]使用了 Al (150 nm)/Ti (30 nm)金属体系结合高掺杂( $1.6 \times 10^{19} \text{ cm}^{-2}$ )的 p 型 6H-SiC 外延片, 在氮气氛围中经 900°C, 4 min 的退火后, 形成了欧姆接触。通过 I-V 特征曲线来表征退火后接触的电学特性(图 2 所示), 使用 TLM 模型计算得到的最小比接触电阻值为  $4 \times 10^{-4} \Omega \text{ cm}^2$ 。此量级的比接触电阻值, 相对于  $10^{-5}$ ,  $10^{-6}$  甚至更低量级的 n 型比接触电阻值, 依旧不够。



**Figure 1.** I-V characteristics of the Al/Ti metallization on p-SiC before and after annealing at various temperatures

**图 1.** p 型 SiC 上 Al/Ti 金属体系在不同温度条件下退火前后的 I-V 特征



**Figure 2.** I-V characteristics of the Al/Ti contacts on p-SiC before and after annealing

**图 2.** p 型 SiC 上 Al/Ti 接触退火前后的 I-V 特征

因为 Al 的不稳定性, 虽然后来相继也有一些关于 AlTi 传统金属体系 p 型欧姆接触的报道, 但均是作为其他金属体系的参考来研究, 主金属体系使用的金属体系均非传统的 AlTi 两层金属体系。

## 2.2. 非传统 Al 基金属体系

### 2.2.1. TiAl 基金属体系

2003 年, 日本京都大学材料科学与工程部的 Ryohei Konishi 等人在传统 TiAl 两层金属的基础上加入了 Ni 金属, 使用 Ni/Al (53 nm/44 nm) 和 Ni/Ti/Al (25 nm/50 nm/300 nm) 分别与 p 型 SiC 进行实验(和传统的 Ti (50 nm)/Al (300 nm) 金属体系做比较) [10]。Ni/Al 接触在 800°C 的退火后形成了欧姆接触, 比接触电阻

值为  $5 \times 10^{-3} \Omega\text{cm}^2$ ; 而 Ni/Ti/Al 经  $800^\circ\text{C}$  退火后形成的欧姆接触比接触电阻值达到  $1.0 \times 10^{-5} \Omega\text{cm}^2$ 。其 I-V 特性曲线如图 3 所示。结果表明, 三层金属 Ni/Ti/Al 的比接触电阻值要比同条件下 Ni/Al 两层金属的比接触电阻值低两个量级。

该研究还对  $800^\circ\text{C}$ 、 $1000^\circ\text{C}$  退火后的 Ni/Al 接触样片和  $800^\circ\text{C}$  退火后的 Ni/Ti/Al 样片进行了 XRD (X-ray diffraction, X 射线衍射仪) 扫描分析, 分别如图 4(a) 和图 4(b) 所示。前者验证了  $\text{Ni}_2\text{Si}$ ,  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  和  $\text{NiAl}_3$  化合物的生成; 研究认为  $\text{Ni}_2\text{Si}$  的形成能够使所掺杂质 Al 集中在 SiC 和金属界面上, 进而降低  $1000^\circ\text{C}$  退火后的接触电阻。后者展示的是 Ni (25 nm)/Ti (50 nm)/Al (300 nm) 的样片。验证了具有显著特征的三元化合物  $\text{Ti}_3\text{SiC}_2$  的生成, 和 Al-Ti-SiC 位相图的预测一致[11]; 同时也探测到了  $\text{TiAl}_3$ ,  $\text{TiAl}_2$ ,  $\text{Ti}_3\text{Al}$ ,  $\text{Ni}_2\text{Si}$  和  $\text{NiAl}_3$  的存在。研究表明, 不同 Ni 层厚度(8, 15 和 35 nm) 的 Ni/Ti/Al 接触经  $800^\circ\text{C}$  退火后也有上述化合物生成。并且在这些反应中, Ni 能够和 SiC 反应生成  $\text{Ni}_2\text{Si}$ , 此化合物有助于加强 Ti 和 SiC 的反应, 形成三元化合物  $\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 。

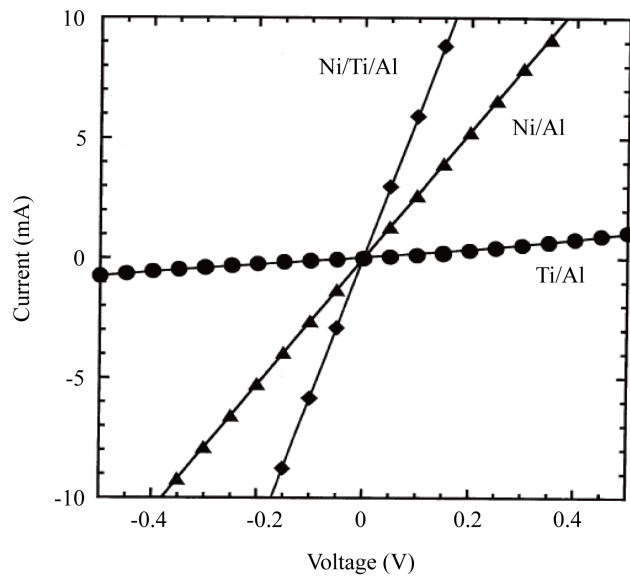
传统的 Ti/Al 欧姆接触, 退火温度需高达  $1000^\circ\text{C}$ , 该研究中 Ni/Al 和 Ni/Ti/Al 接触均在  $800^\circ\text{C}$  退火后即表现出欧姆行为。另外, Ni/Ti/Al 欧姆接触在 Ar 氛围中  $400^\circ\text{C}$  退火 10 h 的条件下展示出了极好的热稳定性。微观分析结果显示, Ni/Al 接触形成了  $\text{Ni}_2\text{Si}$ ,  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  和  $\text{NiAl}_3$  化合物, 而 Ni/Ti/Al 接触除了形成这些二元化合物之外, 还形成了三元化合物  $\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 。

随后的 2004 年, S. TSUKIMOTO 等人使用电子蒸发设备, 分别将金属组成为 Ti (50 nm)/Al (190 nm) 和 Ni (35 nm)/Ti (50 nm)/Al (300 nm) 的金属体系, 沉积在掺 Al 浓度为  $4.5 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$  的 p 型 4H-SiC 外延片上, 实验中 Ti (50 nm)/Al (190 nm) 金属体系采用的退火条件分别为  $1000^\circ\text{C}$ , 2 min 和  $800^\circ\text{C}$ , 30 min; Ni (35 nm)/Ti (50 nm)/Al (300 nm) 金属体系采用的退火条件为  $800^\circ\text{C}$ , 30 min。所得最优比接触电阻值分别为  $2 \times 10^{-5} \Omega \text{cm}^2$  和  $7 \times 10^{-5} \Omega \text{cm}^2$  [12]。实验结果表明, Ti (50 nm)/Al (190 nm) 金属体系在  $1000^\circ\text{C}$ , 2 min 的退火条件下表现出欧姆行为, 而在  $800^\circ\text{C}$ , 30 min 的退火条件下则表现出肖特基特性; Ni/Ti/Al 在  $800^\circ\text{C}$  退火后表现出欧姆行为。实验中所测 I-V 特征曲线如图 5 所示。结果和前期的研究结果[13]大致相同: 当退火温度低于  $800^\circ\text{C}$  的时候没有获得传统的 Ti/Al 欧姆接触。而 Ni/Ti/Al 在  $800^\circ\text{C}$  退火后却表现出欧姆行为。结论是 Ni 的加入有助于退火温度的降低, 这归因于 Ni 和 SiC 在低至  $500^\circ\text{C}$  下反应[14]。

该实验的 XRD 分析结果如图 6(a) 和图 6(b) 所示, 分别是 Ti/Al 和 Ni/Ti/Al 金属系统在  $1000^\circ\text{C}$ , 2 min 和  $800^\circ\text{C}$ , 30 min 退火后的样片结果。对于 Ti/Al 接触, 除了生成  $\text{Al}_3\text{Ti}$  之外, 还探测到三元化合物  $\text{Ti}_3\text{SiC}_2$  的存在。而对于 Ni/Ti/Al 接触, 探测到几种化合物( $\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ ,  $\text{Al}_4\text{C}_3$ ,  $\text{Al}_3\text{Ti}$ ,  $\text{NiSi}_2$  和  $\text{NiAl}_3$ ) 相关的峰值, 也探测到相应于  $\text{Ti}_3\text{SiC}_2$  尖锐的峰。该 XRD 分析符合 Al-Ti-SiC 均衡位相图解[11]。研究分析认为, 形成于 TiAl 基欧姆接触上的  $\text{Ti}_3\text{SiC}_2$  化合物可控制金属和 SiC 接触间的电流传输。

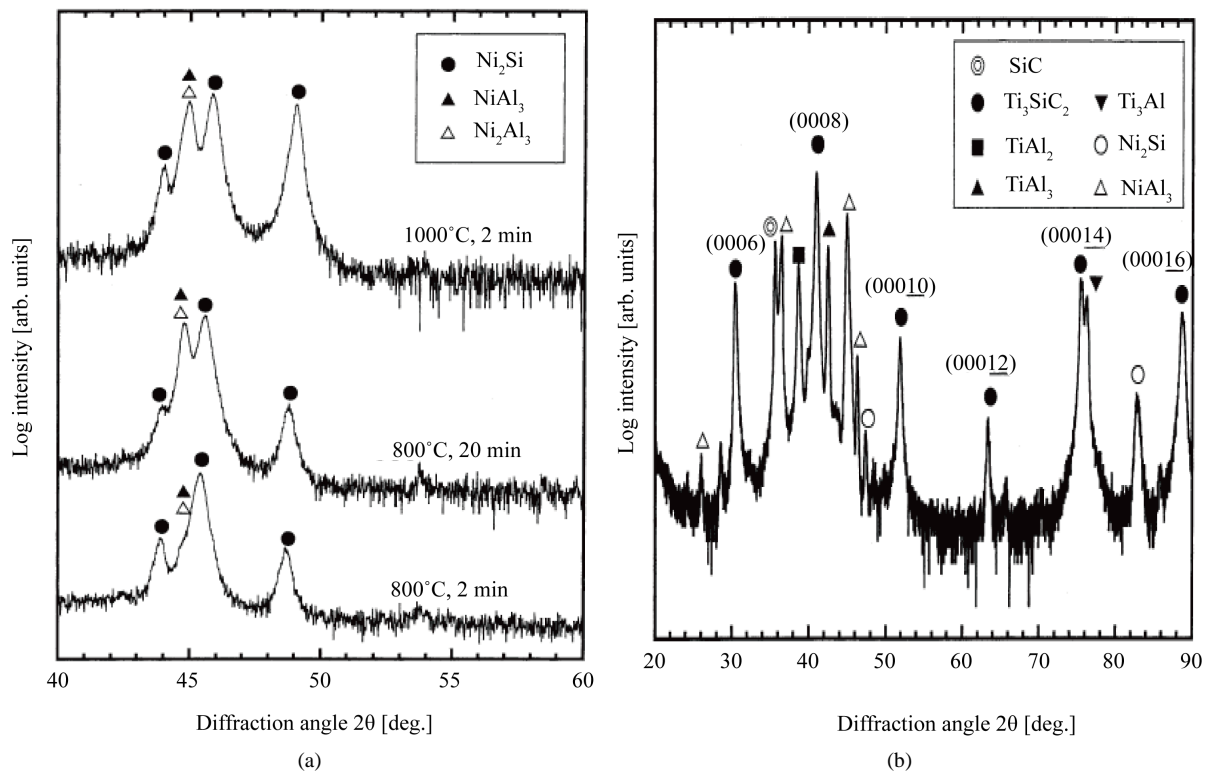
同年, 日本的 T. Sakai 等人传统的 TiAl 金属体系中加入了金属 Ge 锗, 然后沉积在 p 型 4H-SiC 上, 发现了一种低退火温度就可形成低比接触电阻的实验[15]。传统 TiAl 接触在  $1000^\circ\text{C}$  的温度下才能将肖特基接触转化为欧姆接触, 样品 Ge (24 nm)/Ti (32 nm)/Al (144 nm) 接触在退火温度低至  $600^\circ\text{C}$  时即可达到的比接触电阻值为  $1 \times 10^{-4} \Omega \text{cm}^2$ 。此低退火温度在减小 SiC 器件栅漏电流方面是令人满意的。并且此样品在 Ar 氛围中经  $400^\circ\text{C}$  的热退火, 5 h 和 10 h 后展示出极好的热稳定性, 这也是器件封装所要求的。XRD 分析结果表明, Ti/Al 样品上形成了  $\text{Al}_3\text{Ti}$ , 却没有形成硅化物或碳化物。在 Ge/Ti/Al 样品上形成了二元化合物  $\text{Al}_4\text{C}_3$  和三元化合物  $\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ 。在其他 TiAlGe 样品上也形成了上述中间层化合物。证明 TiAlGe 和 SiC 衬底发生了反应。最终得出结论,  $\text{Al}_4\text{C}_3$  和  $\text{Ti}_3\text{SiC}_2$  等物质在降低金半接触势垒高度方面扮演着重要的角色。

以上三次研究均来自日本京都大学材料科学工程部, 虽然作者不同, 但从一定程度上可以看出日本半导体行业对 p 型 SiC 欧姆接触研究的系统性。2003 年的采用了 Ni/Al 和 Ni/Ti/Al 金属体系, 2004 年的



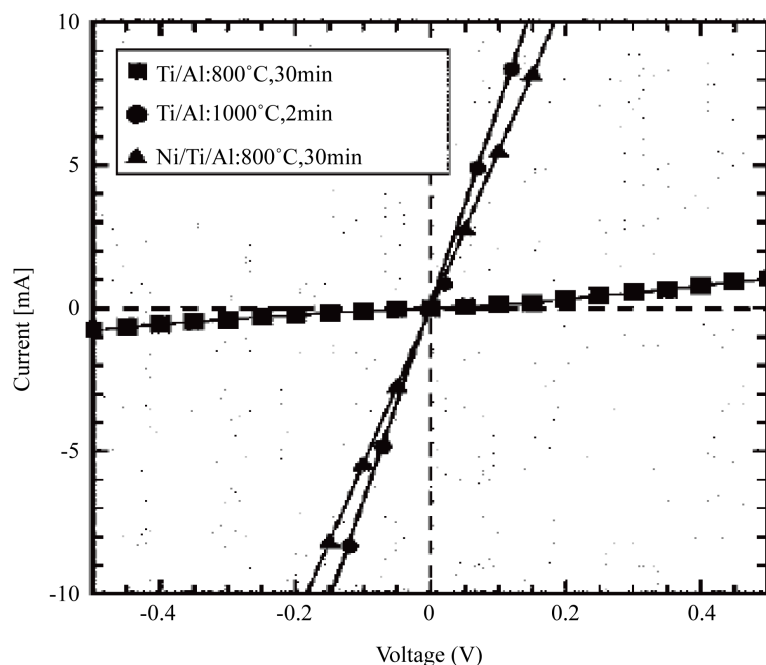
**Figure 3.** The I-V characteristics of the Ni (53 nm)/Al (44 nm), Ni (25 nm)/Ti (50 nm)/Al (300 nm), and Ti (50 nm)/Al (300 nm) contacts after annealing at 800°C for 2 min

**图 3.** Ni (53 nm)/Al (44 nm), Ni (25nm)/Ti (50 nm)/Al (300 nm), 和 Ti (50 nm)/Al (300 nm)接触样片分别在 800°C 的温度下退火 2 min 后的 I-V 特征



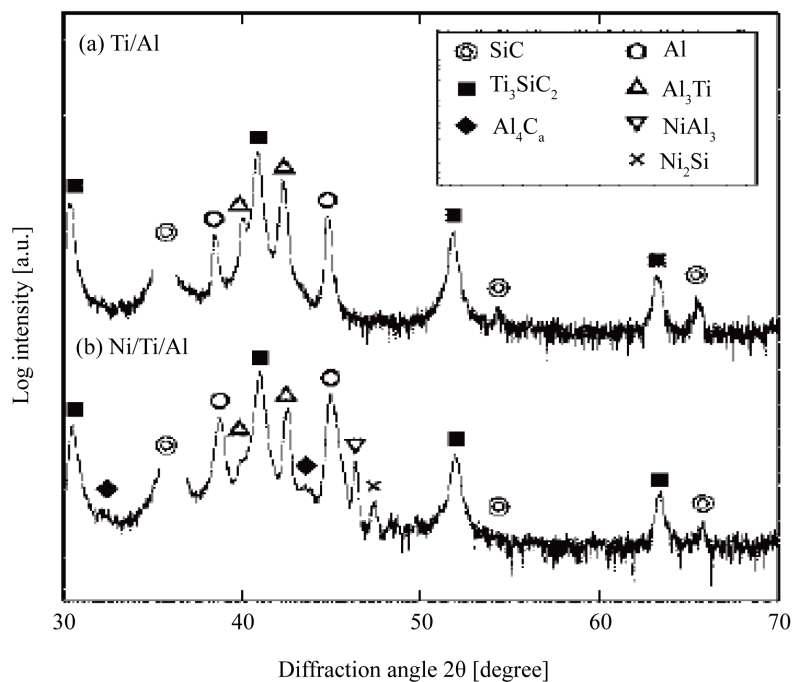
**Figure 4.** (a) XRD profiles of the Ni/Al contacts after annealing at 800°C for 2 min, 800°C for 20 min and 1000°C for 2 min, respectively; (b) XRD profiles of the Ni (25 nm)/Ti (50 nm)/Al (300 nm) contact after annealing at 800°C for 30 min

**图 4.** (a) 不同 Ni/Al 接触样片分别经 800°C 2 min, 800°C 20 min 和 1000°C 2 min 退火后的 XRD 剖面分析; (b) Ni (25 nm)/Ti (50 nm)/Al (300 nm) 接触样片经 800°C, 30 min 退火后的 XRD 剖面分析



**Figure 5.** The current-voltage characteristics of Ti (50 nm)/Al (190 nm) contacts after annealing at 800°C for 30 min and 1000°C for 2 min, respectively and a Ni (35 nm)/Ti (50 nm)/Al (300 nm) contact after annealing at 800°C for 30 min

**图 5.** Ti (50 nm)/Al (190 nm)接触样片分别经 800°C 30 min 和 1000°C 2 min, 以及 Ni(35 nm)/Ti (50 nm)/Al (300 nm)接触样片经 800°C 30 min 退火后的 I-V 特征



**Figure 6.** XRD profiles of (a) Ti/Al contact annealed at 1000°C for 2 min and (b) Ni/Ti/Al contact annealed at 800°C for 30 min

**图 6.** (a) Ti/Al 接触经 1000°C 2 min 退火后的 XRD 剖面分析; (b) Ni/Ti/Al 接触经 800°C 30 min 退火后的 XRD 剖面分析

S. TSUKIMOTO 则用了 Ti/Al 和 Ni/Ti/Al 金属体系; 同年的 T. Sakai 在传统的 TiAl 金属体系中加入了金属 Ge 锆, GeTiAl 接触在退火温度低至 600°C 时即可达到的比接触电阻值为  $1 \times 10^{-4} \Omega \text{ cm}^2$ 。前两者都在传统 TiAl 两层金属体系中加入了 Ni 金属, 第三者则均在传统 TiAl 两层金属体系中加入了 Ge 金属, 三次研究均是为摆脱传统 TiAl 两层金属体系而做的延伸和改进。实验结果表明, Ni 或 Ge 的加入有助于退火温度的降低; 三层金属 Ni/Ti/Al 与 p 型 SiC 的欧姆接触要优于 Ni/Al 和 Ti/Al 金属体系; GeTiAl 与 p 型 SiC 的欧姆接触要优于传统 Ti/Al 金属体系。

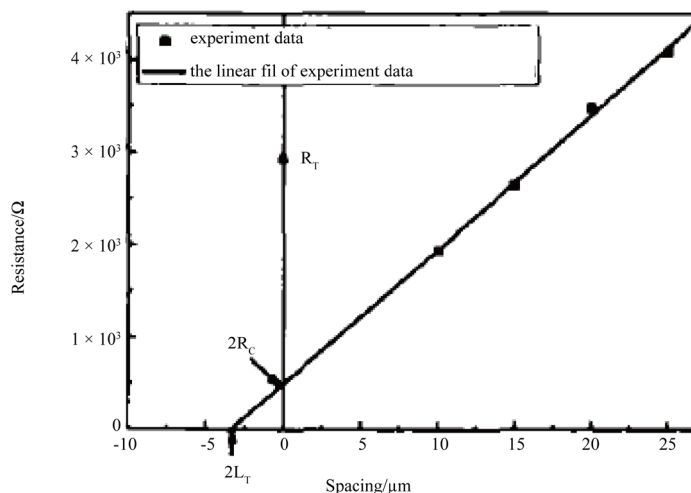
2007 年, 中国厦门大学微机电中心的朱会丽等人在 p 型 4H-SiC 外延片上实施了 Ti/Al/Au 欧姆接触的研究[16], 经 930°C 的退火后, 传输线长度法(Transfer length method, TLM)测得的最小比接触电阻值达到  $5.4 \times 10^{-4} \Omega \text{ cm}^2$ , 其 TLM 拟合表征曲线如图 7 所示。该实验也对退火前后的表面形貌和金属界面情况进行了 SEM、AES 和 XPS 等分析。分析结果表明, 退火前样品表面平整, 退火后的样品表面则变得粗糙, 有片状物生成, 结果可以肯定在高温退火过程中, 金属之间以及金属与半导体之间发生了一定的化学反应, 并且认为 TiC、TiAl<sub>3</sub> 和 AuTi 等物质对提高欧姆接触的性能有重要作用。

2013 年, 有研究[17]在 Ni/Ti/Al 的基础上又加了一层 Ni 金属, 形成 Ni/Ti/Al/Ni 金属体系, 效果很好; 而另一组是在传统 Ti/Al 两层金属上又加两层 Ti/Ni 金属, 形成 Ti/Al/Ti/Ni 金属体系, 效果则不佳。实验首先在掺杂浓度为  $3 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$  的 p 型 4H-SiC 外延片上制备 TLM 测试结构, 然后在氩气氛围中快速热退火(RTA), 退火温度范围从 700°C~1000°C, 持续 90 s。随后用 I-V 特征曲线来检验接触的电学特性, 获得的最低比接触电阻值为  $1.5 \times 10^{-5} \Omega \text{ cm}^2$ , 是 Ni/Ti/Al/Ni 接触在 800°C, 90 s 的退火条件下实现的。700°C, 90 s 退火后, Ti/Al/Ti/Ni 依旧表现出肖特基特性, 而 Ni/Ti/Al 和 Ni/Ti/Al/Ni 均表现出欧姆行为, 且 Ni/Ti/Al/Ni 要更优一些(图 8 所示)。700°C 的退火温度, 比之前研究 Ni/Ti/Al 的 800°C 更低。

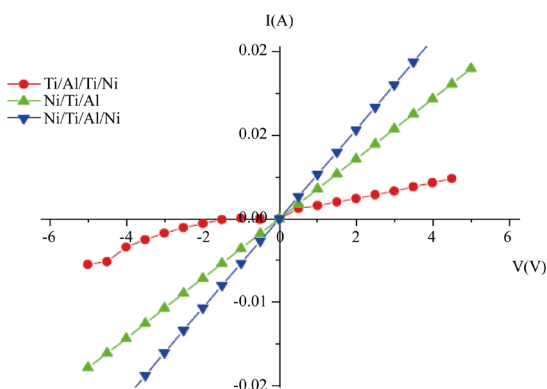
该研究集中实验了退火温度对 Ti/Al/Ti/Ni 接触的影响(图 9 所示)。左半图表示的是退火温度在 700°C~900°C 范围下的 Ni (10)/Ti (40)/Al (240)/Ni (10 nm) 样品获得的比接触电阻随退火温度的变化, 右半图则是接触电阻随 TLM 电极间距变化的拟合图(可用来计算比接触电阻值)。XRD 分析 Ni/Ti/Al/Ni 样品在 800°C 退火前后的界面层成分如图 10 所示。退火前, 只有 SiC (0001) 基片和非合金金属(Ti, Al, 和 Ni) 的存在。高温退火后, 发现了 Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub>, Ni<sub>2</sub>Si, Al<sub>2</sub>Ti 和 NiAl<sub>3</sub>, 证明了几种合金相的形成。此外, 研究还得出结论: Al-Ti 和 Al-Ni 合金相的形成限制了元素 Al 的存在和 Al 的氧化; 该欧姆接触的热稳定性高达 300°C; Ti-Al 接触合金上增加的 Ni 金属有助于获得良好的欧姆接触, 并且有限制潜在 Al 元素被氧化的作用。

2015 年, 中国西安电子科技大学的韩超和张玉明等人研究了一种 Ti(x)/Al/Au 在 p 型 4H-SiC 上形成欧姆接触的实验[18]。其中 p 型 SiC 外延层的掺杂浓度为  $1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ , Ti 厚度分组分别淀积厚度值为 50 nm 和 20 nm, 退火条件为 1050°C 3 min, N<sub>2</sub> 氛围。结果在一组 50 nm 厚的 Ti 成分下获得一个较低的比接触电阻值为  $6.4 \times 10^{-5} \Omega \text{ cm}^2$ 。Ti (50 nm)/Al/Au 接触在 1050°C 退火前后的 I-V 特征曲线如图 11 所示。退火前明显表现出肖特基特性, 2 min 的退火后 I-V 特性曲线有所改善, 当退火时间为 3 min 的时候, 接触展示出典型的欧姆行为, 暗示了微观结构发生了实质性的改变。不同 Ti 成分下典型的 Ti/Al/Au 欧姆接触的 TLM 拟合表征曲线如图 12 所示, Ti 厚度为 50 nm 的组分获得了较好的欧姆接触, 比接触电阻值为  $6.4 \times 10^{-5} \Omega \text{ cm}^2$ , 而 Ti 厚度为 20 nm 的组分获得的比接触电阻值仅为  $2 \times 10^{-4} \Omega \text{ cm}^2$ 。

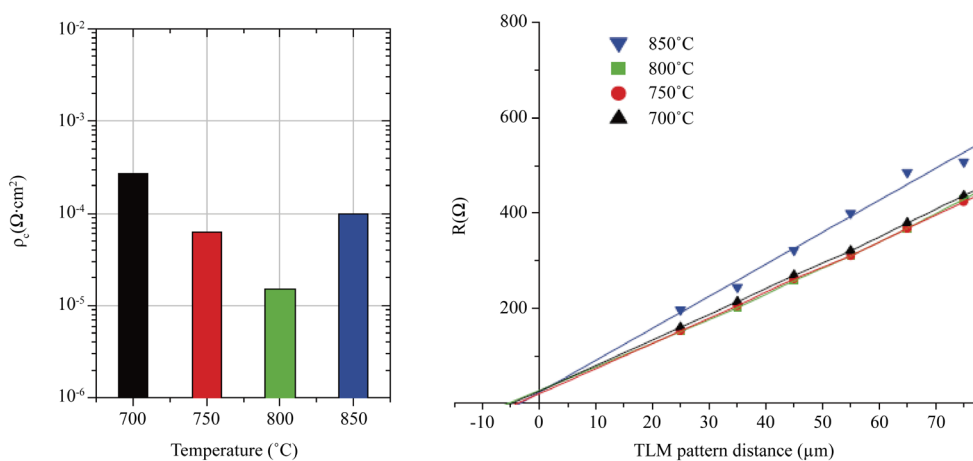
该研究对 2 min 退火后样品 XRD 分析结果表明: 即有纯 Al 和纯 Au、纯 Ti 的峰值, 也有其它合金相 AlAu<sub>2</sub>Ti, Al<sub>3</sub>Ti, 和 AlTi 的峰值。研究认为, 2 min 退火后表现出整流行为是因为没有碳化物或硅化物的形成, 而碳化物和硅化物能够作为中间层降低金属和半导体之间的肖特基势垒[19]-[22]。3 min 退火后的 Ti/Al/Au 的 XRD 光谱分析结果认为, 三元化合物 Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> 是形成了欧姆接触的主要原因; 20 nm 厚



**Figure 7.** Fitting curve of  $R_s$  versus spacing based on I-V curve  
**图 7.** 基于 I-V 曲线的电阻  $R_s$  随间距变化的拟合曲线



**Figure 8.** Typical I-V characteristics of the contacts for the three different families of the used alloys obtained after 90 s annealing at 700°C  
**图 8.** 三种不同合金体系经 700°C, 90 s 退火后的 I-V 特征



**Figure 9.** Resistance extracted versus distance between TLM pads of the Ni (10)/Ti (40)/Al (240)/Ni (10 nm) contacts and dependence of the specific contact resistance from annealing temperatures at 700°C-850°C  
**图 9.** Ni (10)/Ti (40)/Al (240)/Ni (10 nm) 样片在退火温度范围为 700°C~850°C 的比接触电阻变化示意图以及不同 TLM 电极间距上获得的电阻示意图



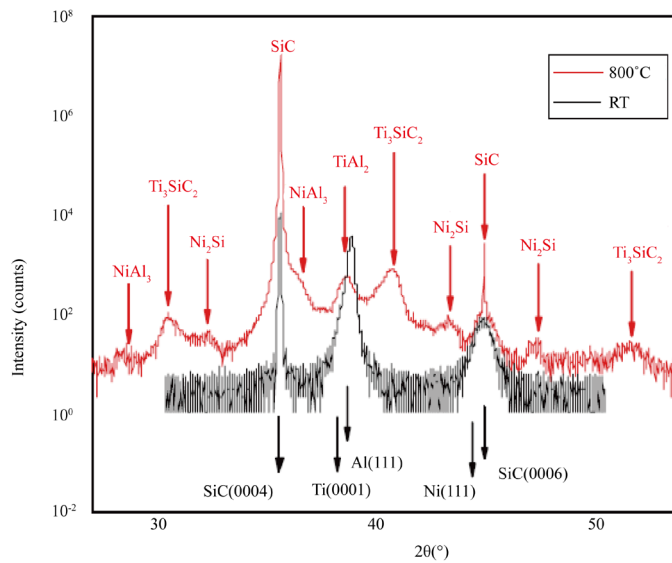


Figure 10. X-ray spectra of Ni/Ti/Al/Ni contacts on 4H-SiC before and annealed at 800°C  
 图 10. 800°C退火前后 4H-SiC 上 Ni/Ti/Al/Ni 接触的 X 射线光谱

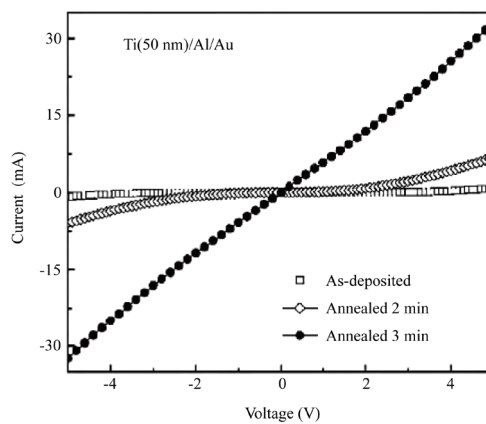


Figure 11. I-V characteristics of the Ti (50 nm)/Al/Au contact before and after annealing at 1050°C  
 图 11. Ti (50 nm)/Al/Au 接触在 1050°C退火前后的 I-V 特征

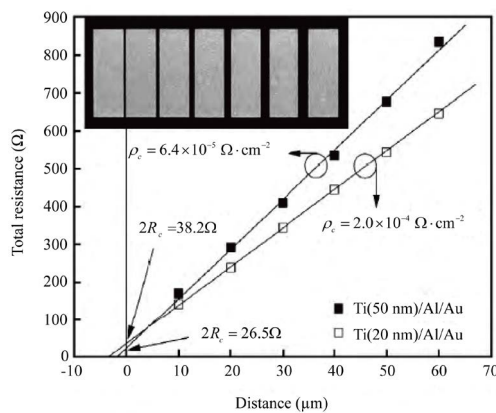


Figure 12. Comparison of TLM data for Ti/Al/Au ohmic contacts with different Ti content after annealing at 1050°C for 3 min  
 图 12. 不同 Ti 含量的 Ti/Al/Au 接触在 1050°C 3 min 退火后的 TLM 数据比较

Ti 组分的样品, 探测到了  $\text{Al}_3\text{Ti}$ 、 $\text{Al-Ti-O}_2$ 、 $\text{AlAu}_4$  的存在, 却没有探测到碳化物和硅化物, 但表现出欧姆行为。最终原因解释为和  $\text{Al}_3\text{Ti}$ 、 $\text{Al-Ti-O}_2$  相比, 碳化物和硅化物的量过少, 设备没有探测到。

### 2.2.2. 非 TiAl 基金属体系

非传统 Al 基金属体系除了 TiAl 基金属体系外, 还有一些关于非 TiAl 基金属体系的研究。

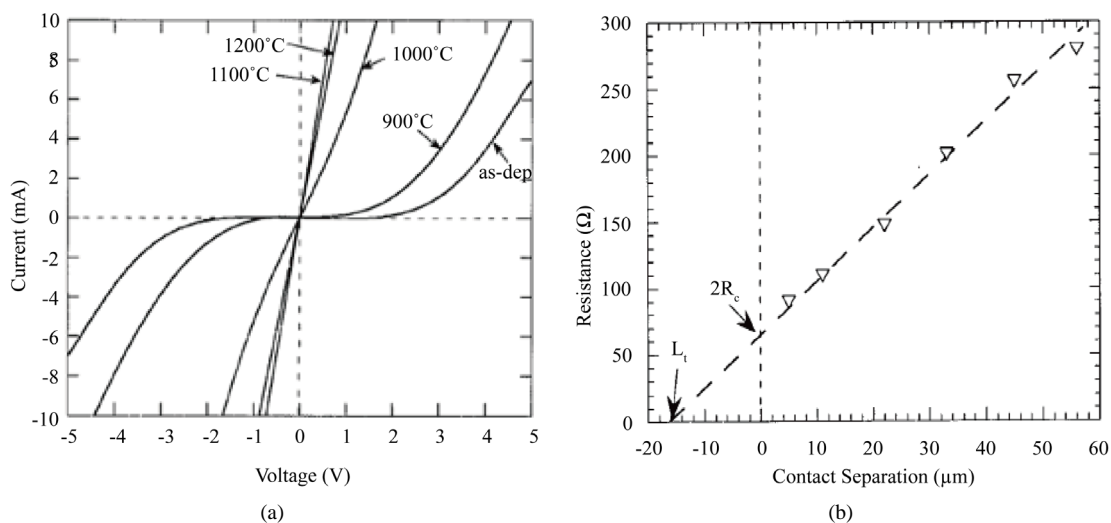
来自美国的 N. A. Papanicolaou 等人直接采用非 TiAl 金属的金属体系, 实验了 Si (20 nm)/Pt (80 nm) 在 p 型 4H-SiC 上的欧姆接触, 对比于传统的 Al/Ti 金属系统[8]。该研究是在掺 Al 浓度为  $1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$  的 p 型 SiC 外延片上完成的。接触形成于真空下  $1100^\circ\text{C}$  3 min 的退火后, 得到的比接触电阻低至  $10^{-4} \Omega \text{ cm}^2$  量级。研究用 I-V 特征曲线表示 p 型 SiC 上 Si/Pt 接触  $900^\circ\text{C}$ ,  $1000^\circ\text{C}$ ,  $1100^\circ\text{C}$ , 和  $1200^\circ\text{C}$  退火后的电学特性(图 13(a)所示), 未经退火的样品表现出整流特性。900 和 1000 度退火后, I-V 特征曲线越来越趋向欧姆行为。 $1100^\circ\text{C}$  3 min 退火后完全形成了欧姆接触。在室温下所测电阻做间距的函数的 TLM 拟合(图 13(b)所示), 得到的最优比接触电阻值为  $5.8 \times 10^{-4} \Omega \text{ cm}^2$ 。

俄歇电子能谱仪(Auger electron spectroscopy, AES)分析结果表明, 有 Pt 迁移到 SiC 中, 使得 C 扩散出来进入金属层中。该现象有降低比接触电阻值和改善退火后表面形态的作用。SEM 检查  $900^\circ\text{C}$  退火后的表面形态, 发现它是光滑的, 类似于未退火前的表面, 而  $1100^\circ\text{C}$  退火后的表面形态则很粗糙。该实验还在 p-SiC 上研究了 Si/Pt/Au 和 Si/Pt/Ni/Au 金属体系, 验证了 Au 能够改善金属的导电性和粘合性。该研究的缺点在于退火温度过高, 达  $1100^\circ\text{C}$ , 且比接触电阻值也不够优, 仅为  $10^{-4}$  量级。

2000 年, 瑞典皇家学会电子科技部门的 S.-K. Lee 等人报道了一种使用金属 TiC (150 nm) 的掺杂浓度大于  $10^{20} \text{ cm}^{-3}$  的 p 型 Si 面 4H-SiC 欧姆接触[23]。退火条件选择在氩气氛围中退火  $950^\circ\text{C}$ , 180 s。得到最小比接触电阻值为  $1.9 \times 10^{-5} \Omega \text{ cm}^2$  ( $300^\circ\text{C}$  的测试条件)。

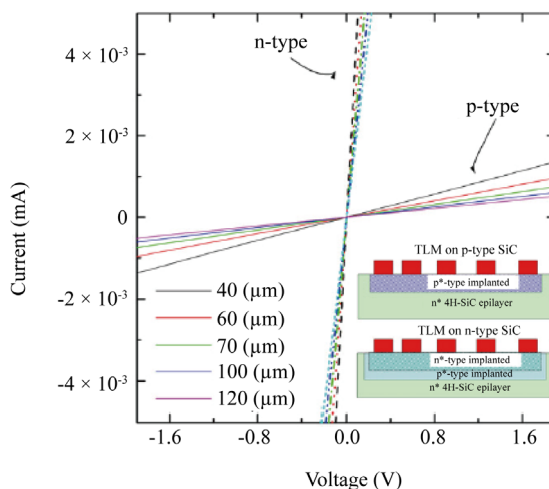
2014 年, 来自意大利 CNR-IMM 实验室的 M Vivona 等人研究在 n 型和 p 型 4H-SiC 上同时形成欧姆接触的实验[24]中, 使用了 100 nm 厚的 Ni 金属, 然后在氮气中经  $1000^\circ\text{C}$  60 s 退火后, 利用 TLM 测试法获得的 p 型比接触电阻值为  $1 \times 10^{-3} \Omega \text{ cm}^2$ 。Ni 金属与 n 型和 p 型 4H-SiC 接触的 I-V 特性曲线如图 14 所示。

XRD 分析结果如图 15 所示, 退火后有硅化物合金相形成, 且所有的峰值均是  $\text{Ni}_2\text{Si}$  的映射。该结果

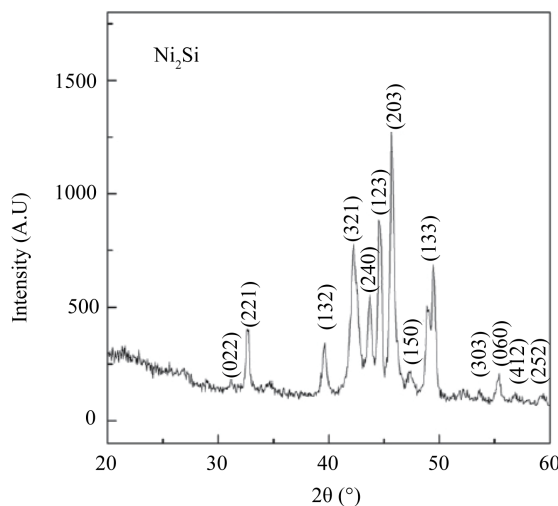


**Figure 13.** (a) I-V characteristics of the Si/Pt metallization on p-SiC before and after annealing at various temperatures; (b) Fitting curve of  $R_s$  versus spacing based on I-V curve

**图 13.** (a) p 型 SiC 上 Si/Pt 金属接触体系经不同温度退火前后的 I-V 特征; (b) 基于 I-V 曲线的电阻  $R_s$  随间距变化的拟合曲线



**Figure 14.** I-V characteristics in terms of different distances between patterns using the TLM model  
**图 14.** TLM 模型中不同间距的 I-V 特征



**Figure 15.** XRD pattern recorded on the Ni/4H-SiC sample after the annealing at 1000°C for 60 s  
**图 15.** Ni/4H-SiC 样品在 1000°C 退火 60 s 后的 XRD 模型

和之前报道出  $\text{Ni}_2\text{Si}$  在高温下是最稳定物质之一的热力学数据是吻合的[25]。同时也证明,  $\text{Ni}^2\text{Si}$  对形成 p 型欧姆接触有着很好的促进作用。

虽然还有一些关于非 TiAl 基金属体系在 p 型 SiC 上形成欧姆接触的研究有待列出, 但总体来讲, 效果均不如 TiAl 基金属体系(传统 TiAl 两层金属外加其它金属形成的金属体系)好。在可预见的将来, p 型 SiC 欧姆接触研究采用的金属体系主要还是传统 TiAl 两层金属外加其他金属形成的金属体系, 亦即 TiAl 基金属体系。

### 3. 总结和展望

p 型 SiC 欧姆接触的研究是在缺乏高质量的 p 型 SiC 欧姆接触的背景下被逐渐放到研究前沿的, 该文总结了近十几年来极具代表性的关于传统 Al 基金属体系和非传统 Al 基金属体系在 p 型 SiC 材料上形

成欧姆接触的研究。目前 p 型 SiC 欧姆接触的研究主要是通过掺杂工艺结合沉积退火工艺来实现。掺杂浓度均高于  $10^{18} \text{ cm}^{-3}$ ; 传统的 TiAl 接触退火温度均高达  $1000^\circ\text{C}$  左右, 而高的退火温度会引起了极粗糙的表明形态, 且传统 Al 基金属体系是不可靠的, 在传统 TiAl 两层金属体系中加入 Ni、Ge、Au 等金属后, 有利于退火温度的降低及稳定性的改善。截止目前, 大量 p 型 SiC 欧姆接触研究报道出的比接触电阻值在  $10^{-3}\sim 10^{-5} \Omega\text{cm}^2$  范围之内, 和相对成熟的 n 型 SiC 欧姆接触比接触电阻值依旧存在着差距。在可预见的将来, p 型 SiC 欧姆接触研究的方向主要还在 TiAl 基金属体系的选择以及掺杂激活工艺的改进上。相信随着工艺技术的不断改进和完善, p 型 SiC 欧姆接触的难题一定能够成功解决。

## 基金项目

项目支持: 02 重大专项支持。项目编号: 2013ZX02501。

## 参考文献 (References)

- [1] Lee, S.K., Zetterling, C.M., Danielsson, E., *et al.* (2000) Electrical Characterization of TiC Ohmic Contacts to Aluminum Ion Implanted 4H-Silicon Carbide. *Applied Physics Letters*, **77**, 1478-1480. <http://dx.doi.org/10.1063/1.1290690>
- [2] Pécz, B. (2001) Contact Formation in SiC Devices. *Applied Surface Science*, **184**, 287-294. [http://dx.doi.org/10.1016/S0169-4332\(01\)00678-X](http://dx.doi.org/10.1016/S0169-4332(01)00678-X)
- [3] Crofton, J., Luckowshi, E.D., Williams, J.R., *et al.* (1996) Specific Contact Resistance as a Function of Doping for n-Type 4H- and 6H-SiC. *Institute of Physics Conference Series*, **142**, 569-572.
- [4] Yakimova, R., Hemmingsson, C., Macmillan, M.F., *et al.* (1998) Barrier Height Determination for n-Type 4H-SiC Schottky Contacts Made Using Various Metals. *Materials Science and Engineering*, **27**, 871-875. <http://dx.doi.org/10.1007/s11664-998-0112-5>
- [5] Suzuki, A., Fujii, Y., Saito, H., *et al.* (1991) Effect of the Junction Interface Properties on Blue Emission of SiC Blue LEDs Grown by Step-Controlled CVD. *Journal of Crystal Growth*, **115**, 623-627. [http://dx.doi.org/10.1016/0022-0248\(91\)90815-m](http://dx.doi.org/10.1016/0022-0248(91)90815-m)
- [6] Crofton, J., Barnes, P.A., Williams, J.R., *et al.* (1993) Contact Resistance Measurements on p-Type 6H-SiC. *Applied Physics Letters*, **62**, 384. <http://dx.doi.org/10.1063/1.108964>
- [7] Porter, L.M. and Davis, R.F. (1995) Chemistry, Microstructure, and Electrical Properties at Interfaces between Thin Films of Cobalt and Alpha (6H) Silicon Carbide (0001). *Journal of Materials Research*, **10**, 668-679. <http://dx.doi.org/10.1557/jmr.1995.0026>
- [8] Papanicolaou, N.A., Edwards, A., Rao, M.V., *et al.* (1998) Si/Pt Ohmic Contacts to p-type 4H-SiC. *Applied Physics Letters*, **73**, 2009. <http://dx.doi.org/10.1063/1.122351>
- [9] Pecz, B., Toth, L., di Forte-Poisson, M.A., *et al.* (2003)  $\text{Ti}_3\text{SiC}_2$  Formed in Annealed Al/Ti Contacts to p-Type SiC. *Applied Surface Science*, **206**, 8-11. [http://dx.doi.org/10.1016/S0169-4332\(02\)01195-9](http://dx.doi.org/10.1016/S0169-4332(02)01195-9)
- [10] Konishi, R., Yasukochi, R., Nakatsuka, O., *et al.* (2003) Development of Ni/Al and Ni/Ti/Al Ohmic Contact Materials for p-Type 4H-SiC. *Materials Science and Engineering*, **B98**, 286-293.
- [11] Viala, J.C., Peillon, N., Bosselet, F. and Bouix, J. (1997) Phase Equilibria at  $1000^\circ\text{C}$  in the Al-C-Si-Ti Quaternary System: An Experimental Approach. *Materials Science and Engineering: A*, **229**, 95-113. [http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093\(97\)00002-6](http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093(97)00002-6)
- [12] Tsukimoto, S., Nitta, K., Sakai, T., Moriyama, M. and Murakami, M. (2004) Correlation between the Electrical Properties and the Interfacial Microstructures of TiAl-Based Ohmic Contacts to p-Type 4H-SiC. *Journal of Electronic Materials*, **33**, 460-466. <http://dx.doi.org/10.1007/s11664-004-0203-x>
- [13] Crofton, J., Porter, L.M. and Williams, J.R. (1997) The Physics of Ohmic Contacts to SiC. *Physica Status Solidi (b)*, **202**, 581-603. [http://dx.doi.org/10.1002/1521-3951\(199707\)202:1<581::AID-PSSB581>3.0.CO;2-M](http://dx.doi.org/10.1002/1521-3951(199707)202:1<581::AID-PSSB581>3.0.CO;2-M)
- [14] Bächli, A., Nicolet, M.-A., Baud, L., Jaussaud, C. and Madar, R. (1998) Nickel Film on (001) SiC: Thermally Induced Reactions. *Materials Science and Engineering: B*, **56**, 11-23. [http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5107\(98\)00204-9](http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5107(98)00204-9)
- [15] Sakai, T., Nitta, K., Tsukimoto, S., Moriyama, M. and Murakami, M. (2004) Ternary TiAlGe Ohmic Contacts for p-Type 4H-SiC. *Journal of Applied Physics*, **95**, 2187. <http://dx.doi.org/10.1063/1.1643772>
- [16] 朱会丽, 陈厦平, 吴正云. 用于 4H-SiC 雪崩光电探测器 p 型欧姆接触的研究[J]. 量子电子学报, 2007, 24(6): 743-747.
- [17] Laariedh, F., Lazar, M., Cremillieu, P., Penuelas, J., Leclercq, J.-L. and Planson, D. (2013) The Role of Nickel and Ti-

- tanium in the Formation of Ohmic Contacts on p-Type 4H-SiC. *Semiconductor Science and Technology*, **28**, Article ID: 045007. <http://dx.doi.org/10.1088/0268-1242/28/4/045007>
- [18] Han, C., Zhang, Y.M., Song, Q.W., Tang, X.Y., Guo, H., Zhang, Y.M., *et al.* (2015) Interface Annealing Characterization of Ti/Al/Au Ohmic Contacts to p-Type 4H-SiC. *Journal of Semiconductors*, **36**, Article ID: 123006.
- [19] Johnson, B.J. and Capano, M.A. (2004) Mechanism of Ohmic Behavior of Al/Ti Contacts to p-Type 4H-SiC after Annealing. *Journal of Applied Physics*, **95**, 5616. <http://dx.doi.org/10.1063/1.1707215>
- [20] Vassilevski, K., Zekentes, K., Tsagaraki, K., Constantinidis, G. and Nikitina, I. (2001) Phase Formation at Rapid Thermal Annealing of Al/Ti/Ni Ohmic Contacts on 4H-SiC. *Materials Science and Engineering: B*, **80**, 370-373. [http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5107\(00\)00597-3](http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5107(00)00597-3)
- [21] Vang, H., Lazar, M., Brosselard, P., Raynaud, C., Cremillieu, P., Leclercq, J.-L., *et al.* (2006) Ni-Al Ohmic Contact to p-Type 4H-SiC. *Superlattices and Microstructures*, **40**, 626-631. <http://dx.doi.org/10.1016/j.spmi.2006.08.004>
- [22] Han, L.C., Shen, H.J., Liu, K.A., Wang, Y.Y., Tang, Y.D., Bai, Y., *et al.* (2014) Improved Adhesion and Interface Ohmic Contact on n-Type 4H-SiC Substrate by Using Ni/Ti/Ni. *Journal of Semiconductors*, **35**, Article ID: 072003. <http://dx.doi.org/10.1088/1674-4926/35/7/072003>
- [23] Lee, S.-K., Zetterling, C.-M., Ostling, M., Palmquist, J.-P., Högberg, H. and Jansson, U. (2000) Low Resistivity Ohmic Titanium Carbide Contacts to n- and p-Type 4H-Silicon Carbide. *Solid-State Electronics*, **44**, 1179-1186. [http://dx.doi.org/10.1016/S0038-1101\(00\)00056-3](http://dx.doi.org/10.1016/S0038-1101(00)00056-3)
- [24] Vivona, M., Greco, G., Giannazzo, F., Lo Nigro, R., Rascunà, S., Saggio, M. and Roccaforte, F. (2014) Thermal Stability of the Current Transport Mechanisms in Ni-Based Ohmic Contacts on n- and p-Implanted 4H-SiC. *Semiconductor Science and Technology*, **29**, Article ID: 075018. <http://dx.doi.org/10.1088/0268-1242/29/7/075018>
- [25] Roccaforte, F., La Via, F. and Ranieri, V. (2005) Ohmic Contacts to SiC. *International Journal of High Speed Electronics and Systems*, **15**, 781-820. <http://dx.doi.org/10.1142/S0129156405003429>