

三、砷化鎵晶圓直接接合之相對角度與電性的關係

3.1. 研究背景與文獻回顧

化合物光電半導體的應用中，經常需要結合各種不同的半導體。結合的方式除了一般的異質磊晶製程外，還包括了晶圓接合製程來結合晶格常數差異較大的兩材料。然而在晶圓接合製程中經常使用所謂的晶圓直接接合製程(Wafer direct bonding technique)，廣泛的被應用在許多光電元件的整合上，近年來最大的應用就屬發光二極體和雷射二極體。

在第一章已經提到過了接合介面的影響因素，其中包括了兩大項：一個是介面的潔淨程度或者是殘留物(原生氧化層)；另一個是晶圓之間相對的旋轉角度差。這兩項對於接合介面的物理性質會有非常顯著的影響，原生氧化層的影響在第二章已經討論過了，文中提到了介面之原生氧化層對於電性有很明顯的關聯，明確的點出了介面電阻會隨著接合介面原生氧化層存在而提高。另一方面，影響因素的第二項即是晶圓之間相對的旋轉角度差，將在這一章節作一些討論。這研究其實已經被前人討論，在 Y. Okuno 的論文中，將晶圓接合的方向歸類為順相(In-phase)與反相(Anti-phase)，[1] 而兩者的區別是在於接合時兩試片旋轉 90 度與否。利用圖 3.1 來做示意，圖中指出了順相與返相的差異性，在圖 3.1 中順相結構就有如一完美晶體，而反相結構就有如雙晶。

Y. Okuno 的研究是將 n-型砷化鎵與 n-型磷化銦基材接合，以製做面射型雷射二極體。接合溫度大約為 600-700°C，時間為 30 分鐘。3.1 圖中能夠明顯的看出兩者的差別接合時的差異主要是接合時的旋轉角度所造成，若兩晶片的表面方向皆是 [100]，當兩晶片以大平邊相對並且對面相接觸，兩晶片的原子排列狀況就如圖 3.1(a) 中的反相結構。若將兩晶片以大平邊為基準相互旋轉 90 度，則兩晶片的原子排列狀況就會像圖 3.1(b) 中的順相結構。因此，在晶體結構上兩者確實是具有明顯的差異。接合後製作 1.55 μm 的長波長雷射二極體，順相結構的雷射二極體確實是比反相結構雷射二極體的特性好。[1] 這論文中提到，順相結構元件無論是起使電壓以及輸出功率皆比反相好，其特性如圖 3.2 所示。但是，一樣是此作者在後續發表的論文中順相與反相兩者電性卻無太大差異，[2] 同一作者前後結果竟相互矛盾，因此這論點將是值得被探討的。

另一方面，在另一研究群中利用兩表面方向皆為 [100] 往 [101] 方向偏 2 度的 n-型磷化銦鎵與 n-型磷化鎵在 1000°C 執行晶圓接合。論文中，探討的是接合介面各種旋轉角度與電性的關係，研究中證實晶圓接合的相互旋轉角度與電性有密切的關係。[3] 圖 3.3 是各種旋轉角度與接合介面電阻的關係，圖中明顯的看出這研究將

接合細分為許多角度，由 0 度旋轉到 180 度，電阻變化剛好是一個週期性的分佈，電阻最低值是出現在接合旋轉角度為 0 度與 180 度。論文中提到當旋轉角度為 0 度時（大平邊相對準）其兩晶片的表面方向差值為 0 度，然而，當旋轉角度為 180 度，其真實的表面方向差值為 4 度，但是其電阻值卻相同。另一情況將試片相互旋轉 90 度，在這狀況下其真實的表面方向差值為 2.83 度，而電阻的最大值的卻是出現在這角度。

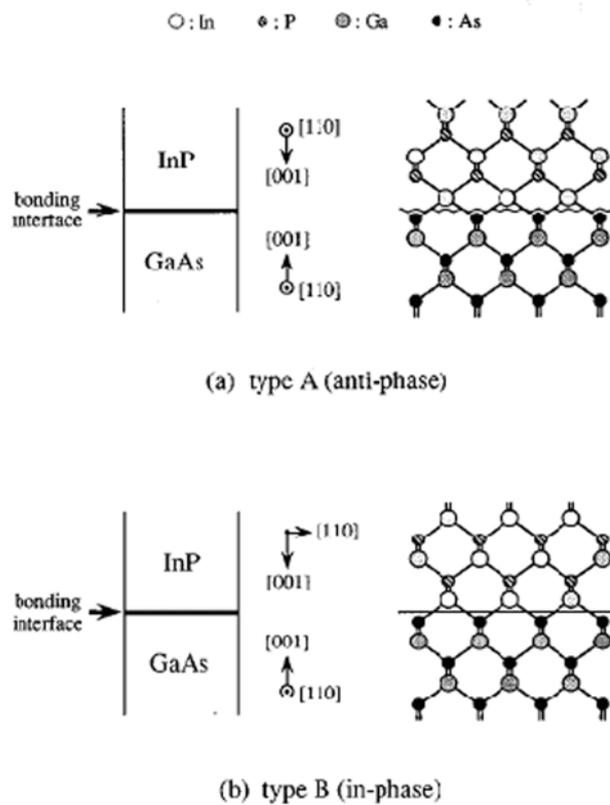


圖 3.1 順相與反相晶圓接合的差異 [1]

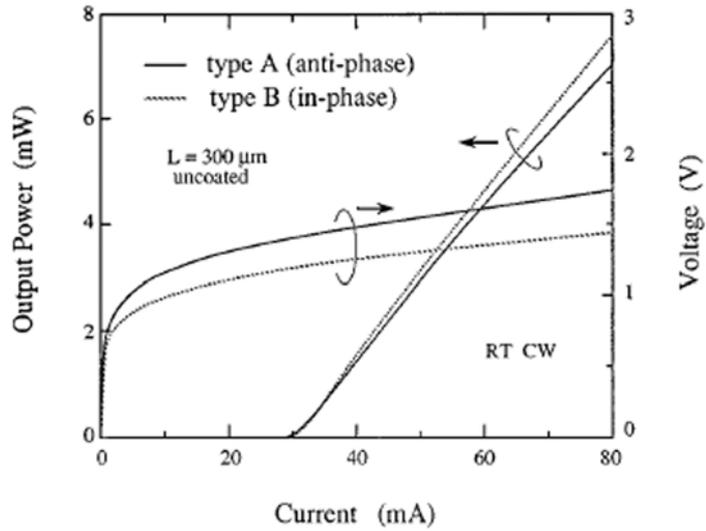


圖3.2 順相與反相結構之雷射二極體特性差別 [1]

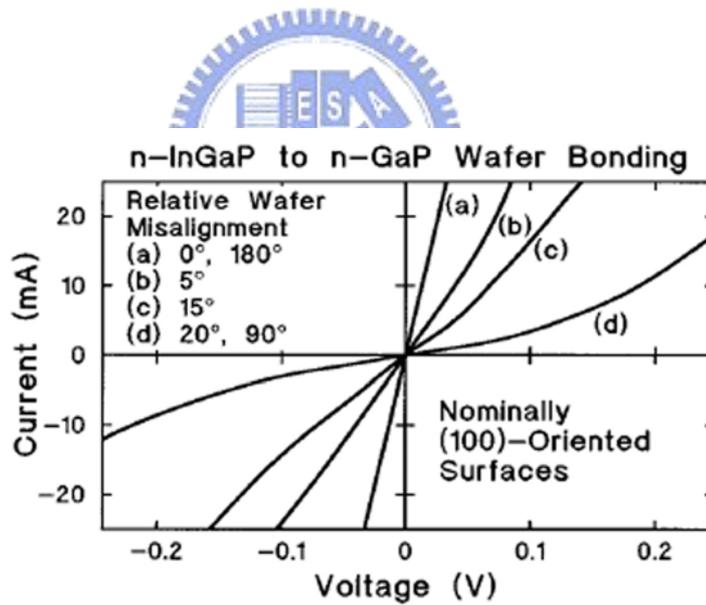


圖3.3 n-型的磷化銦鎵與n-型磷化鎵在不同的旋轉角度執行晶圓接合之電壓電流特性 [3]

另一方面，晶圓本身表面偏移角度也是一影響因素，在 Kish 與本實驗中所使用的晶片具有 2 度的表面偏移角度，因此，相對旋轉角 180°時造成的兩晶片方向差異角(Misorientation)最多是 4 度，在相對旋轉角度 90°晶片方向差異角是 2.83°。但是其對介面電阻無太大的關連性，反而是順相與反相的影響較為顯著。實驗中一樣有探討晶片表面方向(Surface orientation)差異對電性的影響，論文中是將一[100]+2°偏向[101]的晶片與另一[100]+8°偏向[101]的晶片接合，此時即會造成 6°晶片方向差異，當然這會使電阻上升，圖 3.4 表示出有 6°晶片方向差異之接合試片電壓電流曲線為非線性，並且電阻比較大。

探究上面的結果，這論文是以接合介面的懸空鍵結 (Dangling bond) 的存在與否來討論電性。由其圖 3.5 很明顯的能夠看出有無旋轉角度存在的差別，其中，具有 20 度旋轉角度的接合試片中及具有晶片相對表面方向差異的試片，能明顯的看出的旋轉接合試片具有密度較高的懸空鍵結，這懸空鍵結被解釋為電阻增加的主要因素，懸空鍵結會造成能帶圖中接合介面處的能障上升 (如圖 3.6)。導致電流通過介面時受到阻礙，此時電阻即會較未有旋轉角度的接合結構高出許多。

比較兩者的研究，可以觀察出兩者的異同，特別的是 Yae Okuno 先生在其研究中明確的點出了其順相與反相接合的研究結果與 F.A. Kish 的研究結果完全不同〔2〕。以晶體學的角度來看，兩種研究所使用的化合物半導體皆是閃鋅礦結構(Znblend structure)，另外，試片使用的都是 n-型試片，最重要的表面方向都是 [100] 方向，但 F. A. Kish 的實驗中所使用的試片表面方向具有 2 度的偏移角度偏向 [101] 方向。接著比較兩個實驗在進行接合時旋轉方向的差異，試著以順相與反相的定義來分辨其異同，比較圖 3.1 與圖 3.3，由晶相指示箭頭可以觀察出圖 3.3 中的未被旋轉的接合介面即是順相的接合介面，而當接合旋轉角度為 90 度時，就會變成反相的接合結構，因此，在圖 3.2 觀察到順相 (接合旋轉角度為 0 度) 接合結構可得到低電阻以及良好的線性歐姆行為，相反的，若將其旋轉 90 度，電壓電流特性曲線的線性變的較差，而電阻也變的較高，接著繼續製作發光二極體元件，他們發現到順相的發光二極體結構在啟使電壓以及電阻的表現上，都比反相結構來的好。雖然 Yae Okuno 先生在其早期製作雷射二極體實驗中亦發現此現象，但是，後續的實驗卻不見此現象，因此，此實驗中將就順相與反相和其餘不同的旋轉角度探討一些介面現象，並就其介面現象與介面電阻的關係做討論來確定異同。

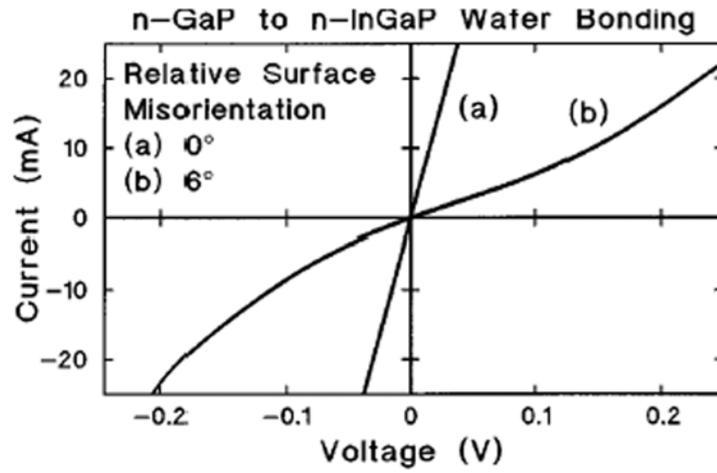


圖 3.4 n-型的磷化銦鎵與 n-型磷化鎵在不同的表面角度差執行晶圓接合之電壓電流特性 [3]

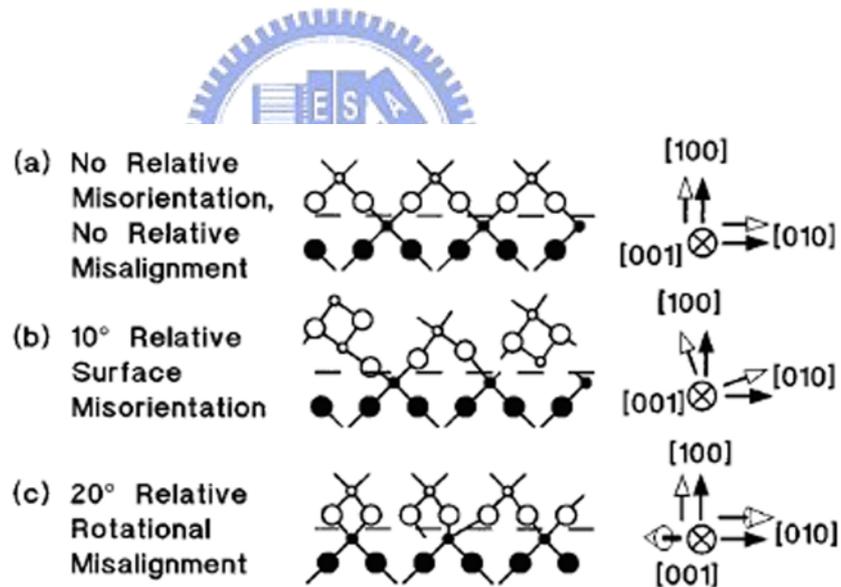


圖 3.5 晶片具旋轉角度與表面角度差時所產生的懸空鍵結 [3]

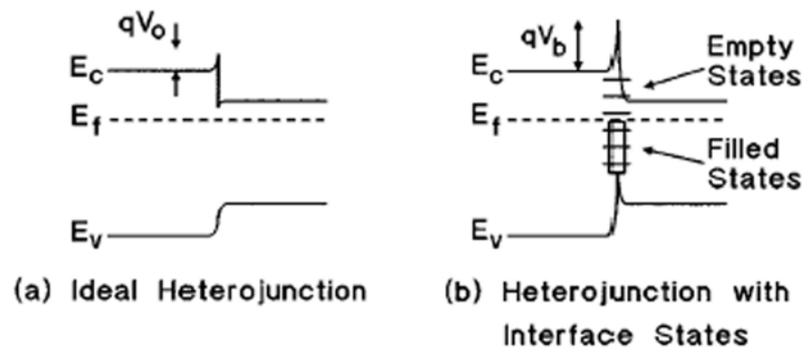


圖 3.6 接合介面懸空鍵結所產生的介面態 [3]



3.2. 研究動機

本章的研究目的，主要釐清順相與反相和其餘旋轉角度接合造成的電性差異性，以瞭解電性與接合界面旋轉角度的關係，並配合著接合界面微觀結構影像之觀察。藉由此接合實驗尋求較低的介面電阻，以利於應用各類的光電元件。另一個主題，接合時兩晶片表面方向的差異(Misorientation)也將被討論，但是為整合不同實驗之用，其實驗方法與結果將在第四章做詳盡的討論。

3.3. 研究方法

3.3.1. 試片準備

此實驗應用的試片都為三五族化合物半導體，試片的種類為三英吋的n-型砷化鎵(GaAs)和磷化銦鎵(InGaP)兩種材料。砷化鎵與磷化銦鎵晶片是矽摻雜的n-型化合物半導體，其摻雜濃度大約為 $1 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ ，表面方向為 [100] 方向並且往 [110] 方向偏離2度 (以[100]+2°偏向[110]表示)。另外，磷化銦鎵為磊晶層是以有機金屬氣相沈積法 (MOCVD) 執行磊晶，而其基板是n-型砷化鎵基板，砷化鎵基板的表面方向為[100]+2°偏向[110]，執行成長前砷化鎵晶片在0.1atm氫氣的氣氛下被升溫到600°C並維持幾分鐘，反應物為trimethylindium (TMIn), trimethylgallium (TMGa), PH_3 ，這些反應物皆是藉由氫氣來輸送，而矽的摻雜是由雙矽烷 (Disilane ; Si_2H_6) 提供，磷化銦鎵的成長速率在800°C為0.46 nm/s。

3.3.2. 晶圓接合

試片被鑽石刀切割成 $1 \times 1 \text{ cm}^2$ (切割線平行與垂直大平邊)，而為獲得良好的接合介面，晶圓接合前最重要的當然是清洗步驟。清洗的流程包括了：利用丙酮以及異丙醇配合超音波震盪去除有機髒污，沖去離子純水之後，再利用硫酸、雙氧水和水的混和液去除原生氧化層，再次沖完去離子純水後，短暫的浸泡稀釋過的氫氟酸，再沖去離子純水，最後在異丙醇終將兩晶片接觸，最後放到結合夾具中進行接合退火，如圖 3.7。

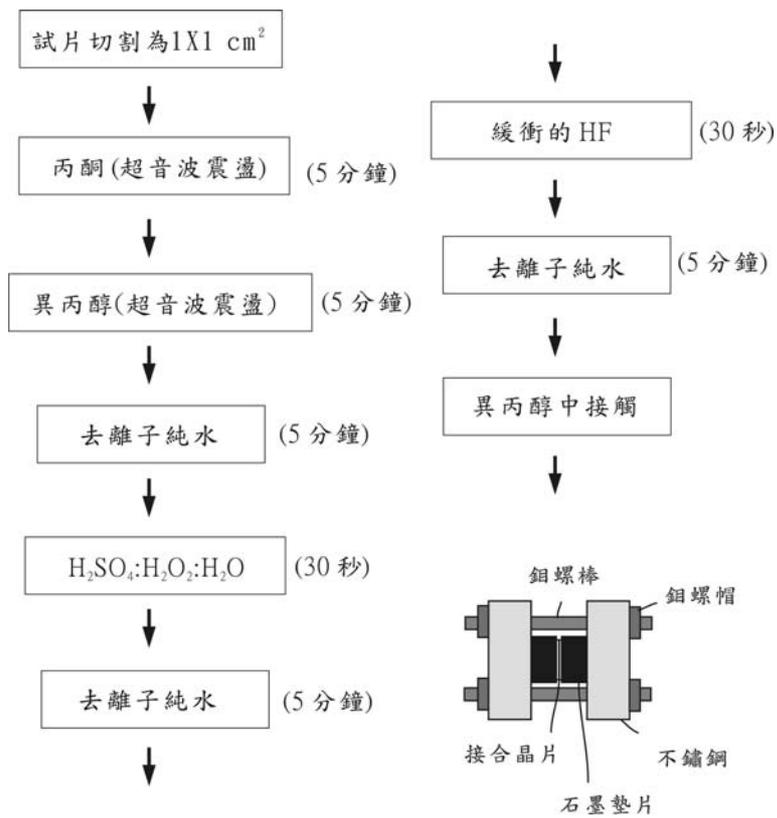


圖 3.7 晶片清洗以及接合工作

此實驗中最重要的是執行晶圓接觸時的旋轉角度，刻意製作旋轉角度的方式是利用試片背面的標記為基準做旋轉，此標記是利用鑽石切割筆在晶片背面刻畫記號“-”並平行晶片的大平邊在小的 $1 \times 1 \text{ cm}^2$ 的試片上，如圖 3.8 所示。當兩晶片的記號相互差 90 度，而此時的狀況為順像接合。然而，當兩試片的記號相對時為反相接合（180 度），順相與反相如圖 3.9 所示。而為了比較之用亦在其他的旋轉角度執行接合，以瞭解順相與返相角度之間其他角度與電性的關係，如圖 3.10，這晶圓是以大平邊來旋角度後再進行試片切割，切割完之後利用一樣的方式做標記，並且進行晶片清洗及接觸，這些角度包括了：**10 度、30 度、40 度、60 度與 80 度**。

3.3.3. 試片退火接合

試片置入接合的夾具後，隨即進行接合退火。為避免介面氧化層影響接合介面電阻，退火的溫度為 500、600 與 700°C，來分辨非晶質介在物有無的行為，接合時間為 1-2 小時，接合退火的保護氣氛是氫氣，接合完成後將執行介面電性分析。

3.3.4. 電性分析

試片接合將外表面研磨拋光清洗後，將整面的金屬利用電子束蒸鍍鍍附上，金屬種共有三層分別是 Ni/Ge/Au (30/70/200 nm)，鍍完之後經過快速退火，最後利用快速鑽石切割機將試片切成 $2 \times 2 \text{ mm}^2$ ，最後再進行電性量測，以瞭解電性與接合角度的關係。

3.3.5. 穿透式電子顯微鏡分析

在本實驗中，砷化鎵接合介面微觀結構亦使用穿透式電子顯微鏡來觀察，為了來分辨有順相與反相結構以及旋轉角度接合介面之差別，並且，配合電性分析的結果，以瞭解其物理意義。

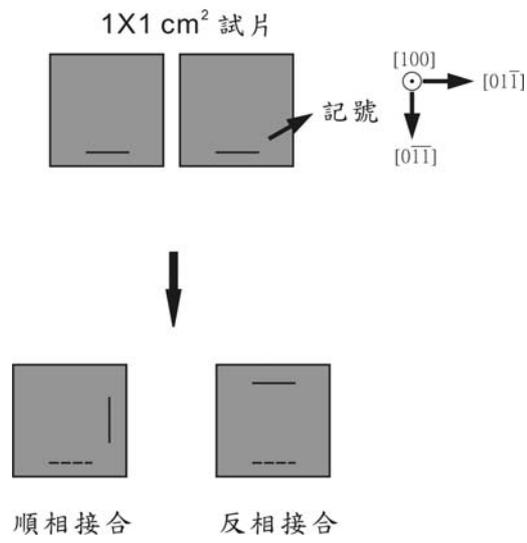


圖 3.8 順相與反相晶片標示與接觸的方式

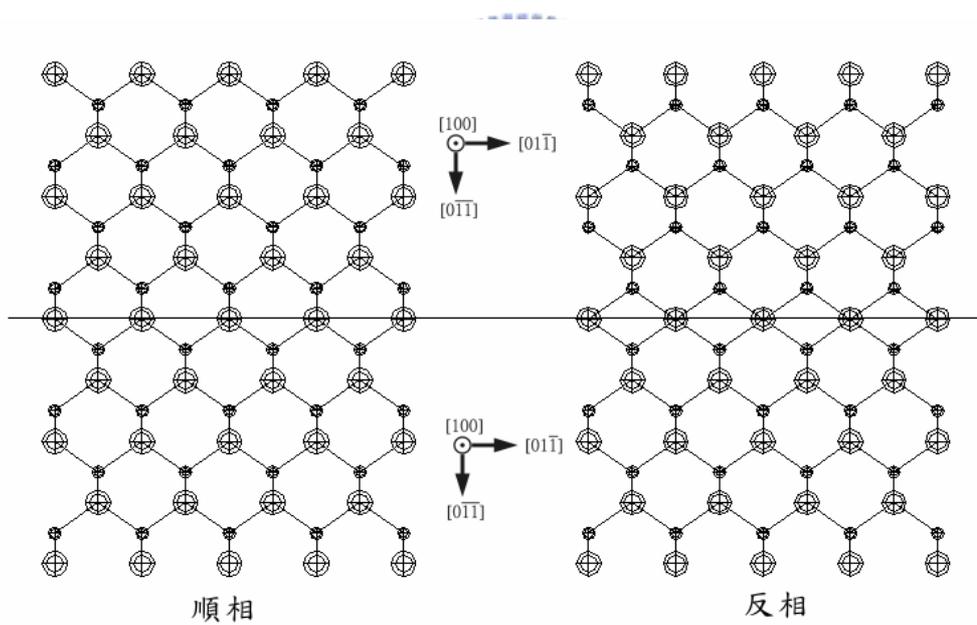


圖 3.9 接觸後順相與反相原子鍵結示意圖

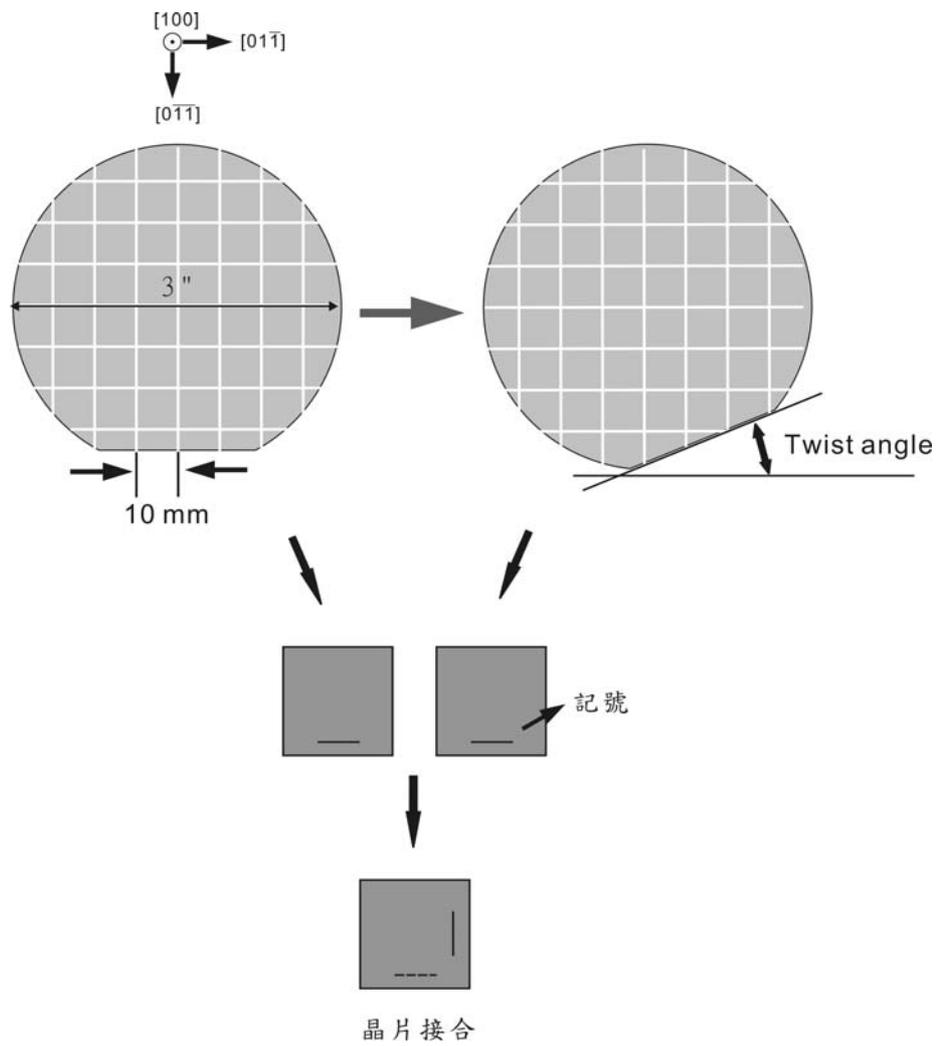


圖 3.10 試片旋轉接合切割、標記和接合方式

3.4. 結果與討論

3.4.1. n-型砷化鎵接合介面(順相與反相)

1. 順相與反相之接合介面特性

(1) 介面電阻之差異

圖 3.11 指出了 n-型砷化鎵在 500°C 和 700°C 接合時間為 1 小時的接合條件順相與反相電性的差異。在 700°C 接合條件下，順相（標記相差 90 度）的接合結構中，電壓電流特性為線性的歐姆行為，試片在 0.25 V 總電阻大約為 5.71Ω（總電阻=介面電阻+量測系統電阻+2×溫度影響的電阻），利用第二章的公式可以求得介面電阻為 0.47Ω（系統電阻~2.4Ω、溫度影響半導體的電阻~1Ω）。另一方面，在反相的接合結構中，在相同的電壓值 0.25 V，其總電阻為 7.142Ω，介面電阻為 2.87Ω。因此，反相結構的電阻大於順相接合結構。另一個值得注意的結果是，一樣在 700°C 執行接合，在第二章中的順相接合介面電阻 0.711Ω 大於這章的 0.47Ω，這差異造成的原因是原生氧化層的存在。在第二章中的實驗的清洗過程中，我們並沒有特意的用溶液來去掉原生氧化層。這樣的不同結果，也證實很多的氧化層在這實驗中應該是被清除掉了。另外在 500°C 其介面電阻無論是順相或反相皆比 700°C 的順相或反相者高，但是，電性行為與 700°C 相仿。

(2) 介面微觀結構之觀察

微觀結構是以穿透式電子顯微鏡觀察，圖 3.12(a) 與 3.12(b) 分別為在 500°C 下接合 2 小時之無原生氧化層之順相與反相結構之介面微觀型態，兩圖中可以觀察出兩者皆具有連續非晶質層存在，只是局部的分佈有些差異。圖中發現到，反相的介面非晶質層是以連續方式存在，而順相的介面非晶質層是以不連續的方式存在，良好的接合區域也較多，因此，在介面電阻是以順相結構的較為低，我們可將此差異規類為反相結構的介面能量較高，所以，無論雜質或缺陷都較易在這介面聚集。另外，圖 3.12(c) 與 3.12(d) 分別為在 500°C 下接合 2 小時之無原生氧化層之順相與反相結構之介面微觀型態，除了半球型的非晶質層外其餘的區域是以砷化鎵本身自行直接鍵合，以此區域區分順相與反相微觀結構異同，將其局部放大後觀察到順相結構此區域是一個良好的接合區，其原子排列有如完美晶格一般，另外，反相結構則是以一些較為不整齊的介面來呈現，換句話說即是其介面存在較多的缺陷。因此，不難了解反相結構介面電阻較大的因素。

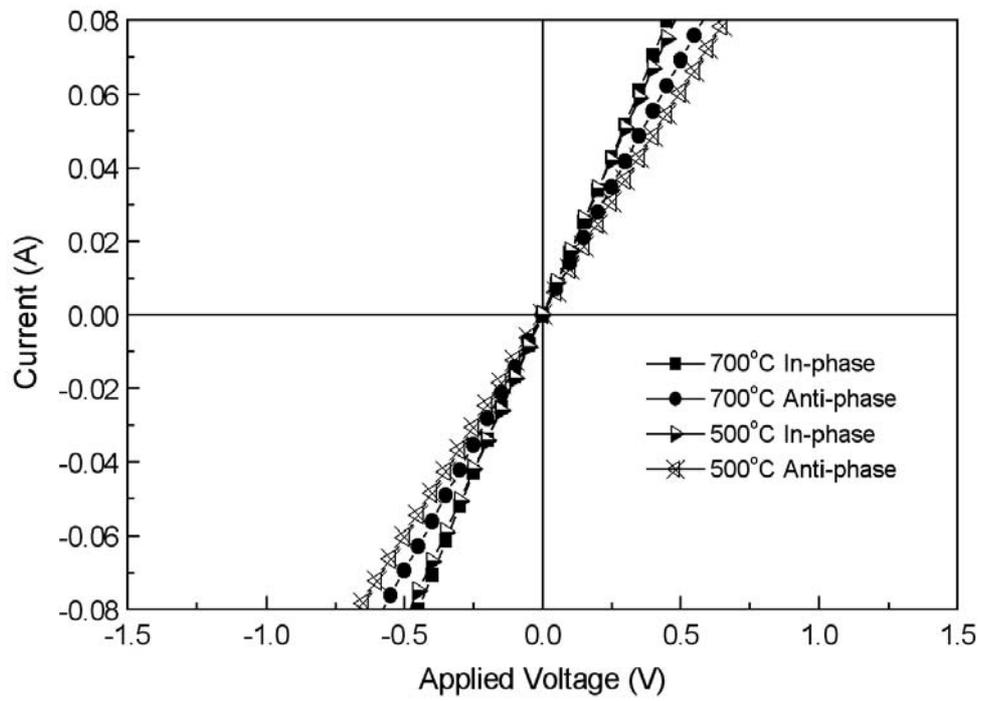


圖 3.11 n-型砷化鎵晶片不同接合結構於 500°C 和 700°C 接合退火時的電壓電流特性





圖 3.12(a) 無原生氧化層之 n-型砷化鎵於 500°C 順相接合退火 2 小時之穿透式電子顯微鏡影像



圖 3.12(b) 無原生氧化層之 n-型砷化鎵於 500°C 反相接合退火 2 小時之穿透式電子顯微鏡影像

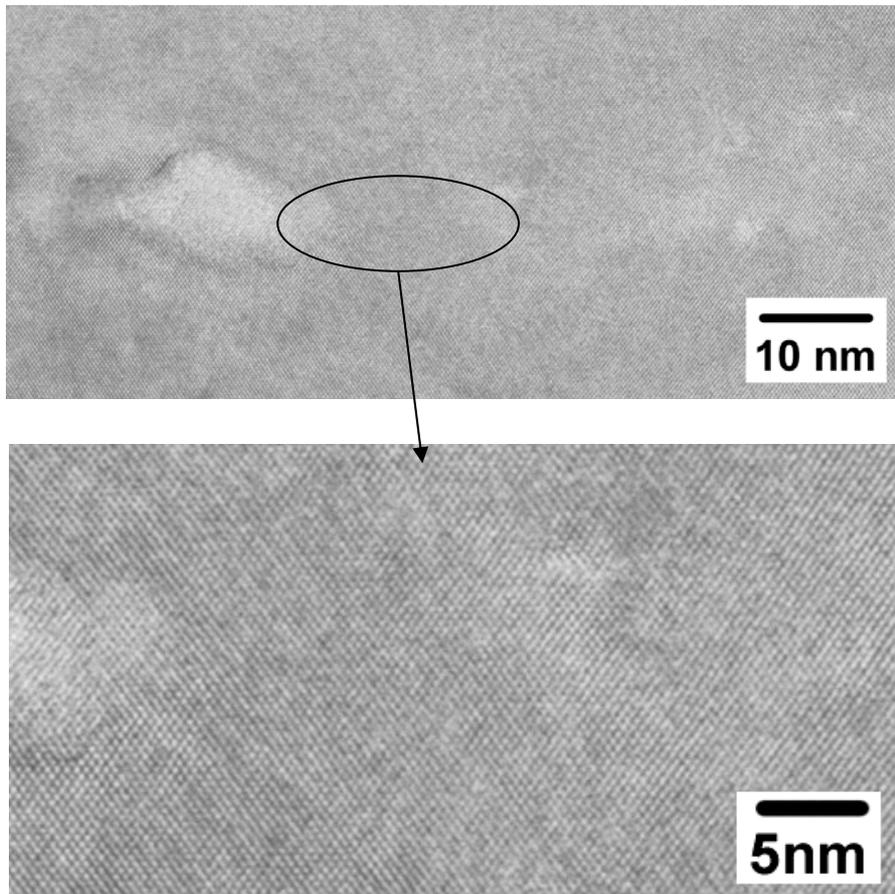


圖 3.12(c) 無原生氧化層之 n-型砷化鎵於 600°C 順相接合退火 2 小時之穿透式電子顯微鏡影像

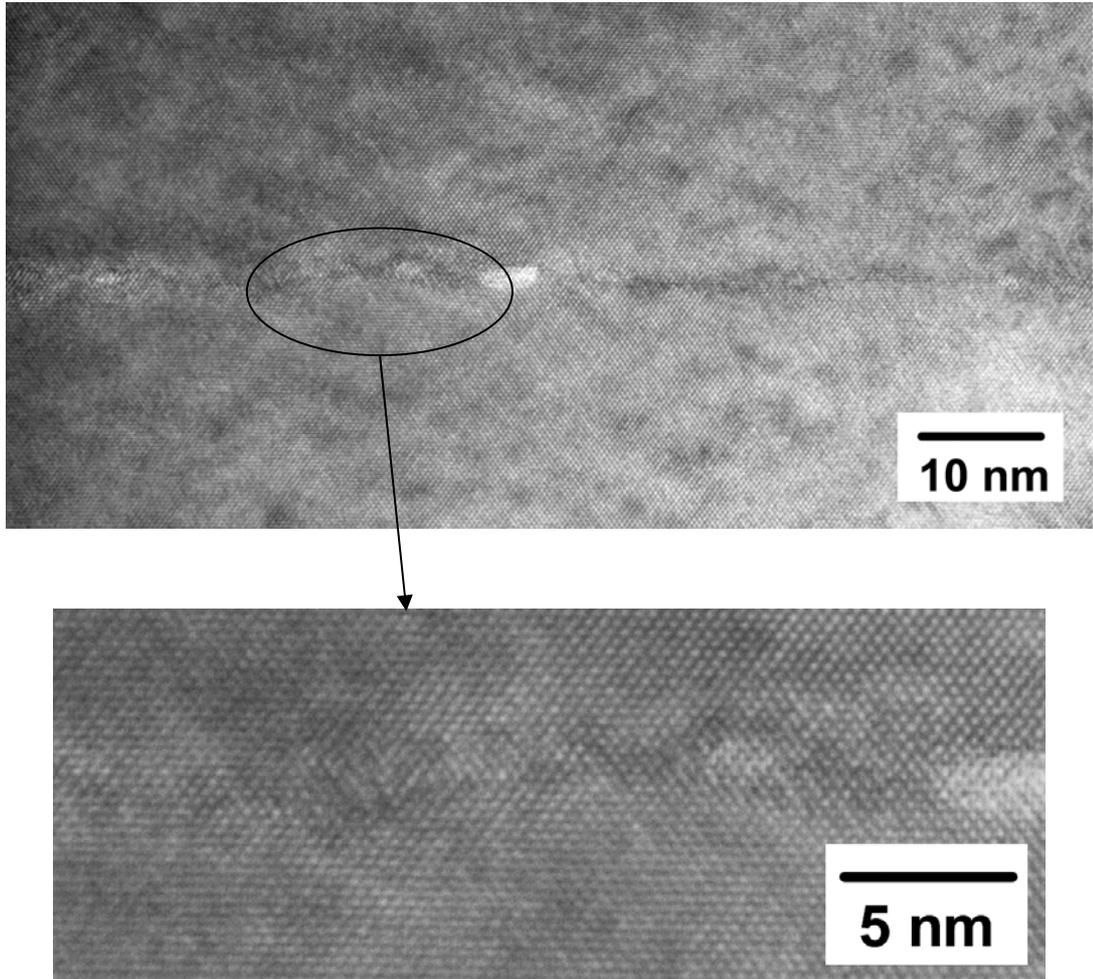


圖 3.12 (d) 無原生氧化層之 n-型砷化鎵於 600°C 反相接合退火 2 小時之穿透式電子顯微鏡影像

接著討論具有無原生氧化層之差異，圖 3.13(a), (b)分別是順相和反相接合的高解析度穿透式電子顯微鏡影像。這試片是具原生氧化層之 n-型砷化鎵試片的接合條件是在 500°C 執行接合 2 小時。首先，比較有無原生氧化層介面結構之差異，比較圖 3.12 與 3.13，能夠明顯的看出兩者非晶質層的分佈型態與厚度。在留有原生氧化層的試片中此非晶質層分佈較為連續，並且，厚度也較厚。而去除原生氧化層的試片其氧化層是以不連續狀態來分佈，厚度亦比較薄。這結果正符合著兩者電性的差異，亦即，具原生氧化層之介面電阻較大。

相同的在留有原生氧化層的試片中亦顯現出順相與返相接合介面處的差異，圖 3.13 (a) 是順相接合介面影像，除了不連續的氧化層區域以外，還包括無接合介面良好的接合區(Well bonded area)被觀察到。另一方面，圖 3.13 (b)的反相接合介面中，除非晶質氧化層區域，明顯的可以觀察到其餘的接合介面還存在一層薄薄的非晶質區域，這非晶質區可能是由於反相接合介面的鍵結與原子重構造成，重構造成的原因不外乎是接合介面鍵結扭轉，以達成接合的目的。因此，正可以說明反相結構電阻較大的原因。



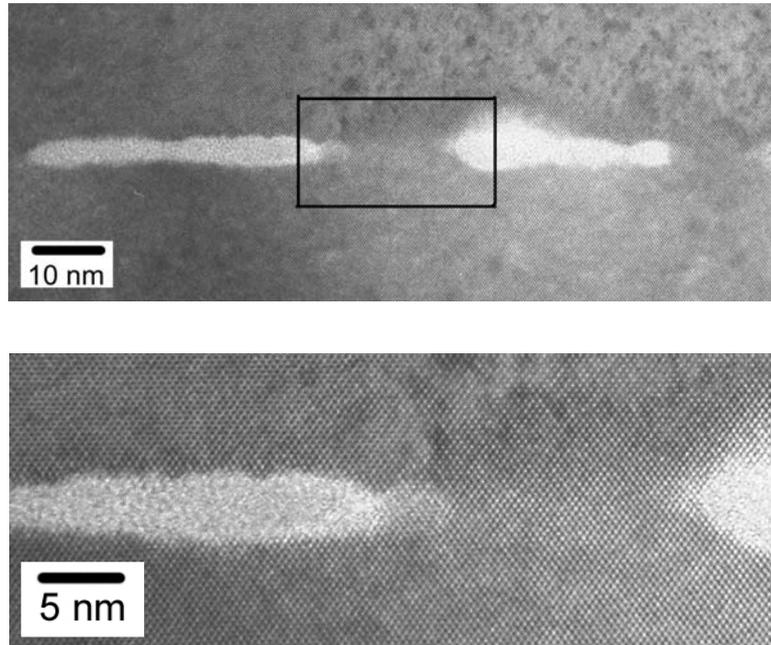


圖 3.13(a) 具原生氧化層之 n-型砷化鎵於 500°C 順相接合退火 2 小時之穿透式
電子顯微鏡影像

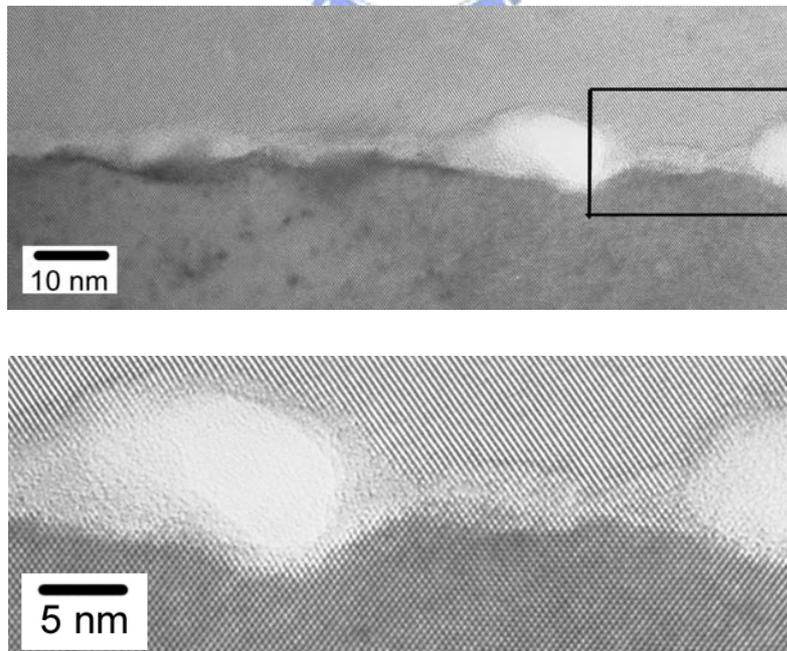


圖 3.13 (b) 具原生氧化層之 n-型砷化鎵於 500°C 反相接合退火 2 小時之穿透式
電子顯微鏡影像

2. 順相與反相間其餘角度的接合介面特性

(1) 介面電阻之差異

然而，0度與90度間其餘角度之電壓電流特性在圖3.14(a), (b)中被顯示出來，兩圖中很明顯的看出500°C與700°C的電性行為相仿，但是，700°C條件下的介面電阻較低。除0度與90度(順相與反相)是線性的歐姆特性外，其餘的角度都是非線性的電壓電流特性，電阻值也變的很大。

將電阻值與角度的關係做圖，如圖3.15所示，有趣的是這電阻值具有一週期性分佈。圖中發現無論是500°C或700°C電阻值以45度角為中心電阻值呈對稱分佈，10度與80度的電阻很接近，30度和60度的電阻值也非常接近。電阻的變化說明了立方晶系的對稱關係。在其他的期刊中他們以砷化鎵在不同的角度做接合，如圖3.16，在結果中提到砷化鎵的接合強度以0度與90度(順相與反相)角度是最高的，在45度時是最低，而且，其強度隨接合角度不同形成正弦函數分佈〔4〕，這關係與本實驗的結果形成強烈對應。本實驗中的電壓電流特性若將90度增加到180度這現象將會更加明顯，然而此現象的原因將要由穿透是電子顯微鏡來觀察介面才得以論斷。



(2) 介面微觀結構之觀察

圖3.17 (a), (b)是無原生氧化層的n-型砷化鎵晶片分別旋轉90度(In-phase)、60度在500°C下接合2小時的察穿透式電子顯微鏡影像。圖3.17 (a)發現照片中之接合介面具有大約5 nm以下的非晶質層，而當旋轉60度時(圖3.15(b))，其非晶質層增加到大約10 nm左右，這明顯的變化則是因為旋轉晶圓後的角度差異所造成。利用晶格投影圖來解釋，圖3.18(a), (b)分別為旋轉90度(In-phase)與60度的晶格投影圖，圖3.18(b)在相對旋轉之後發現到介面鍵結狀況很紊亂，因此，接合之後才會在介面造成比較厚的非晶質層。經由上面結果，我們不訝異電性在除了0度與90度(順相與反相)外的旋轉角度電阻較高，並且，接合強度也比較低，原因都歸咎於非晶質層的存在與否以及非晶質層的厚度。

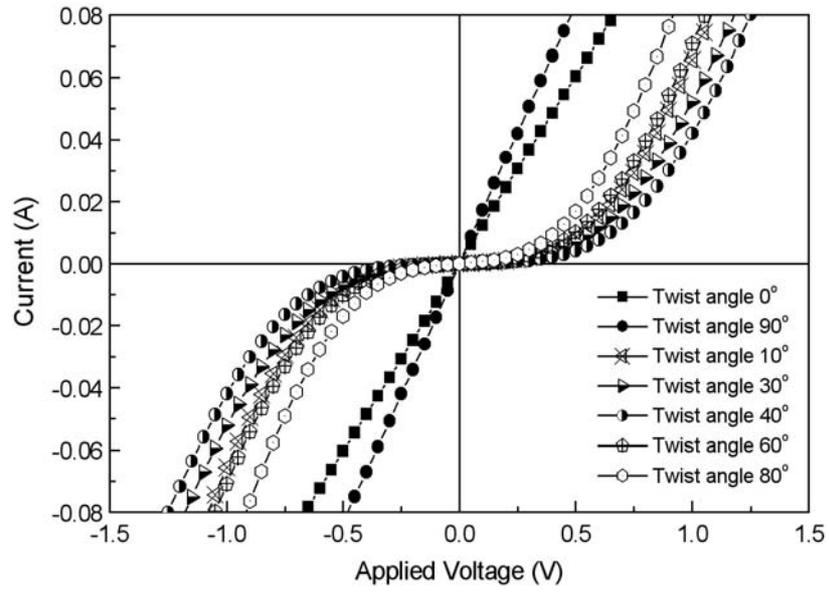


圖 3.14(a) n-型砷化鎵晶圓於 500°C 接合 1 小時 0 度與 90 度之間其餘的角度之電壓電流特性

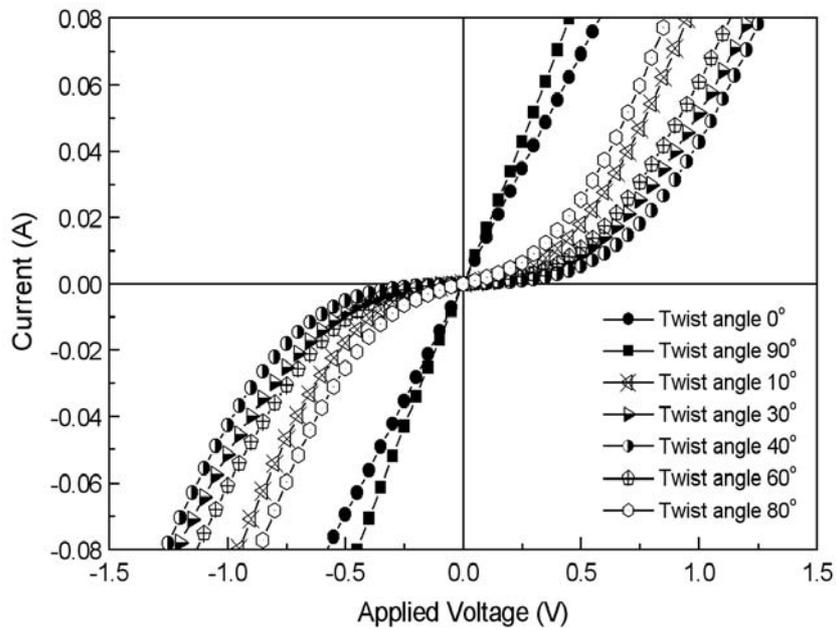


圖 3.14(b) n-型砷化鎵晶圓於 700°C 接合 1 小時 0 度與 90 度之間其餘的角度之電壓電流特性

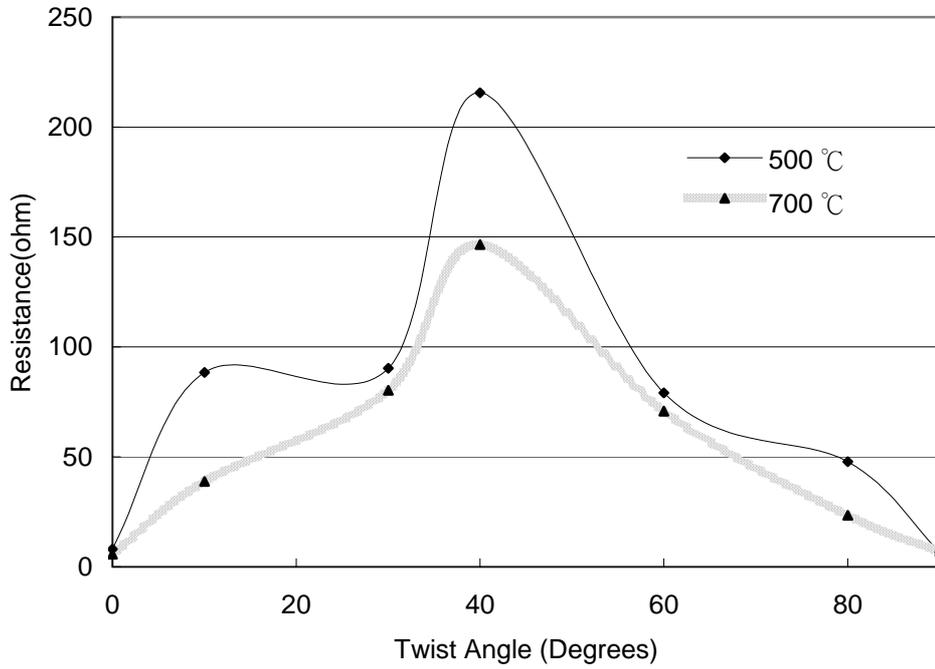


圖 3.15 n-型砷化鎵晶圓接合介面電阻值與接合角度的關係圖

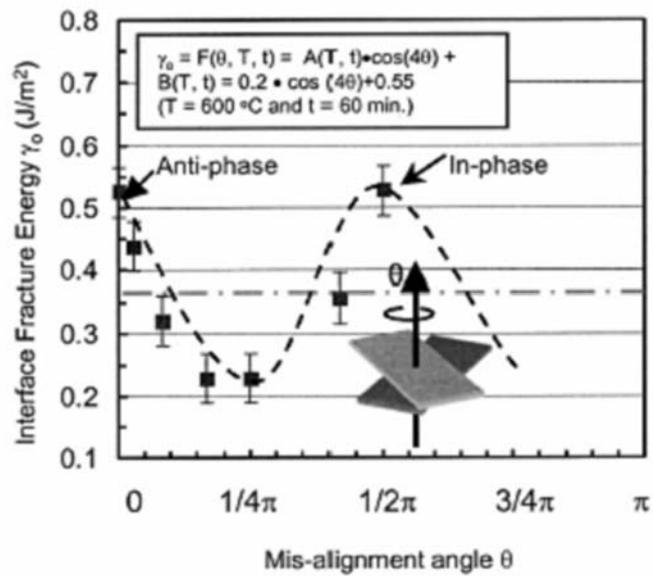
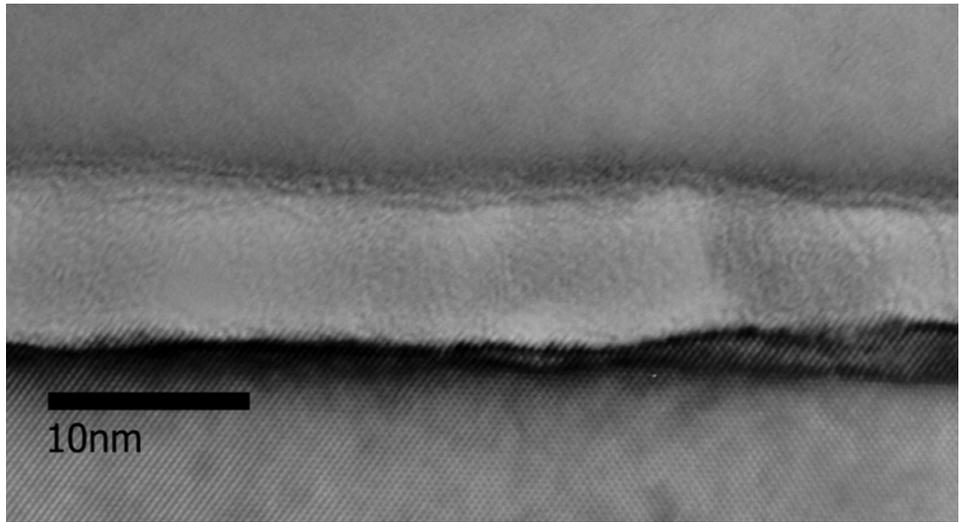


圖 3.16 n-型砷化鎵在不同角度執行接合後接合強度與旋轉角度的關係 [4]

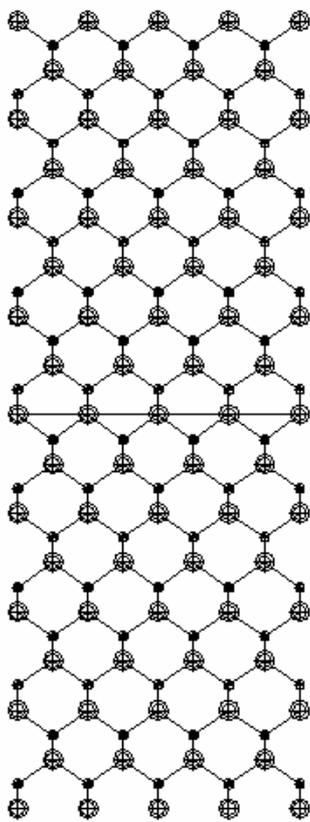


(a)

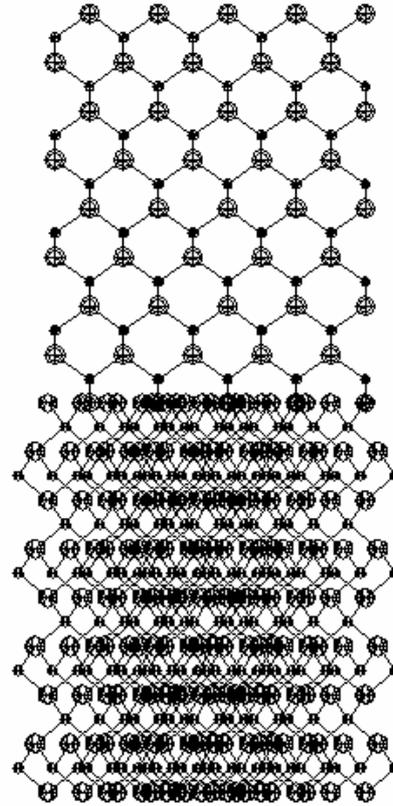


(b)

圖 3.17 (a), (b) 砷化鎵晶片分別旋轉 90 度、60 度在 500°C 下接合 1 小時的穿透式電子顯微鏡影像



(a)



(b)

圖 3.18(a), (b) 分別為砷化鎳晶片旋轉 90 度(in-phase) 與 60 度的(110)晶格投影圖

3.4.2. n-型磷化銦鎵接合 (順相與反相)

磷化銦鎵接合介面在本實驗中也被討論，磷化銦鎵屬三元合金，但卻一樣是屬於閃鋅礦結構。因為此磊晶層的結構會隨著基材的晶向與晶體結構成長，所以順相與反相的接合介面應與砷化鎵的相同。雖然如此，磷化銦鎵的結構與特性還是需要被瞭解。方才提過磷化銦鎵的結構是閃鋅礦結構，其化學式表示法為 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{P}$ ，在本實驗中的原子比例 $x = 0.5$ ，此比例的晶格常數與砷化鎵的完全相同。因此，在閃鋅礦的結構中假設磷佔據的是面心立方體 (FCC) 的正常的位址，銦與鎵所佔的位址則是位於 $(1/4 a + 1/4 b + 1/4 c; a, b, c \text{ 代表三軸})$ 四面體間隙，但是銦與鎵原子所佔的比例各是 50%。事實上 x 值改變是會影響晶格常數但不會影響其結構，如圖 3.19。鎵與磷此兩個三族的元素在閃鋅礦結構中位置的排列是有所分別的，一般可分為兩大類：一是有序排列 (Ordered distribution)，另一個則是散亂排列 (Random distribution)。這兩者排列的不同會造成一些物理特性的不同，例如其光學性質。有序排列的原子會照著相同的位置排列一直重複，而散亂排列的兩個三族是隨機排列的方式。在前人的研究中發現到，利用有機金屬氣相沈積成長的磷化銦鎵磊晶層，當結構屬有序排列，其能隙大約為 $\sim 1.85 \text{ eV}$ ，但若是散亂隨機排列的結構為 $\sim 1.90 \text{ eV}$ ，[5][6]。在本實驗中所使用的是三族元素散亂隨機排列的磷化銦鎵，事實上，這散亂的分佈的結構並不會影響實驗的結果，因為，實驗是以同一個參數同一晶片取下的試片來進行，所以，不在此進行太多的討論。

在這實驗中，以相同的製程條件在 700°C 下接合 2 小時，圖 3.20 是磷化銦鎵的接合介面的電壓電流特性曲線，圖中很容易觀察出與砷化鎵接合介面相同的特性。相同的，在順相結構中的電阻比反相結構的接合介面還小，順相接合的介面電阻為 1.413Ω ，而反相接合介面電阻為 10.6Ω 。反相介面電阻增加的原因亦是與砷化鎵晶片接合的理由一樣，而在順相接合時亦能獲得低的電阻。因此，更能證實這反相結構的確會造成電阻的上升。無論是二元亦或是三元的合金皆會具備這種順相與反相的特性。

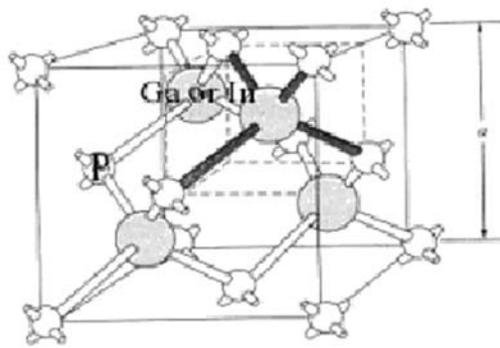


圖 3.19 磷化銦鎵的晶體結構

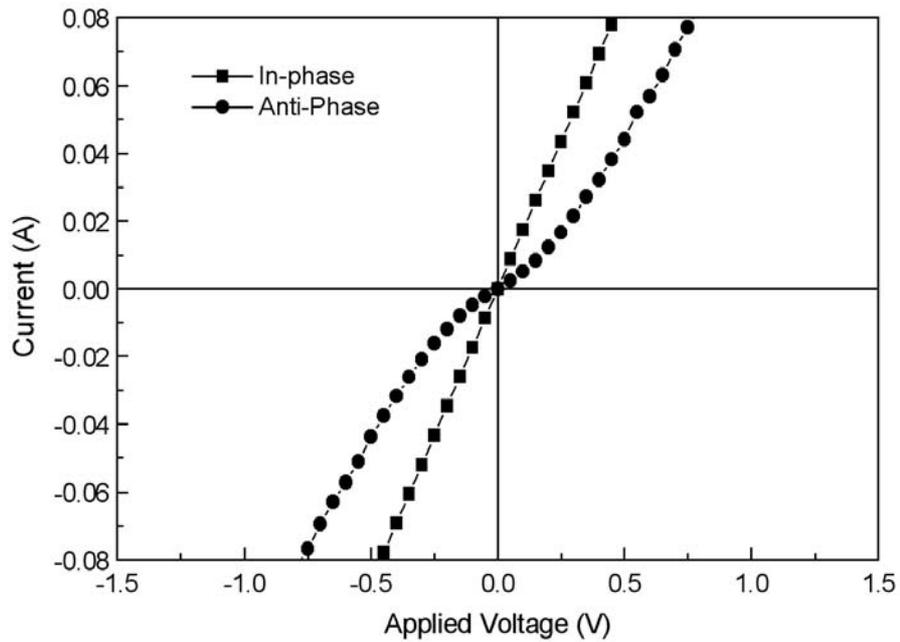


圖 3.20 n-型磷化銦鎵晶片於 700°C 接合退火 1 小時兩種不同型態的電壓電流特性

3.5. 結論

本實驗的結果與 Kish 和 Okuno 早期的實驗結果相同，並證明了晶圓接合旋轉角度確實是與電壓電流特性有非常強烈的關連性。順相結構能夠獲得較低的介面電阻，而反相結構因為接合介面存在一層薄薄的(5nm)非晶質區域，因此，其電阻值較順相接合結構高許多。另外，加入其餘的轉角度之後，發現介面電阻以旋轉 45 度為中心呈對稱分佈，以順相和反相結構電阻為最低，這是因為其餘的旋轉角度造成介面會有較後的非晶質介在物存在。

還有一些原因可能被忽略了，其中最重要的就屬差排。晶圓接合時的旋轉角度常會造成一些螺旋差排，這些螺旋差排會形成網狀交錯，這些交錯的螺旋差排是因為兩晶體相互旋轉而產生的，差排網間距大小與兩晶體相對的旋轉角度大小有絕對關係，可以使用 Frank's rule 來推導：〔7〕

$$d = |b| / 2 \sin(\theta/2) \approx |b| / \theta$$

d: 差排網的間距

b: 布格向量

θ : 晶圓相對旋轉角度



圖 3.21 就是接合介面的穿透式電子顯微鏡圖形，這實驗是將兩砷化鎳晶片相互旋轉約 4.6 度所造成的螺旋差排網。另外，兩晶片表面角度的差異亦會造成介面刃差排，在介面穿透式電子顯微鏡影像圖 3.22 中，晶片角度差異(傾斜角度 0.34°)造成的刃差排在圖中是與圖片呈 45 度較粗的黑線，而圖中密佈的規則的螺旋差排網一樣是由接合旋轉角度(2.75°)造成。

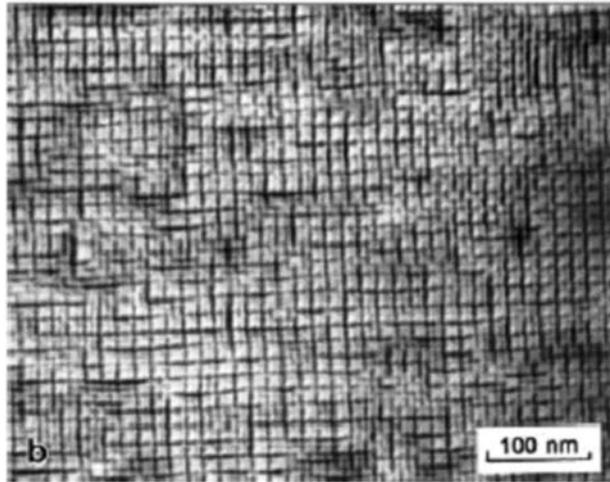


圖3.21 兩砷化鎵晶片相互旋轉約4.6度所造成的介面螺旋差排網〔8〕

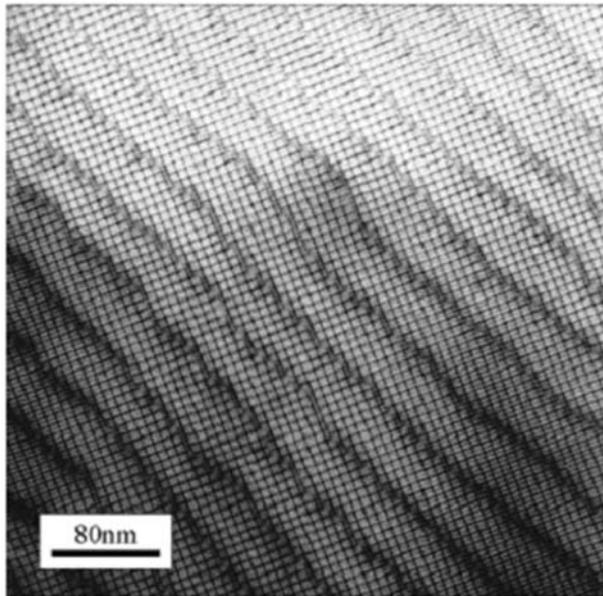


圖 3.22 矽晶片角度差異(傾斜角度 0.34°)造成的刃差排在圖中是與圖片呈45度較粗的黑線〔9〕

一般而言，刃差排會在其附近生成空間電荷(Space charge)，會造成如圖 3.6 中的能帶向上舉的情形提高了能障，〔10〕 因此，空間電荷會影響電子通過介面的速度，如圖 3.23，所以提高了電阻，因此，這亦是介面電阻提高的一個主要的原因。所以接合時應盡量避免此類差排的產生。

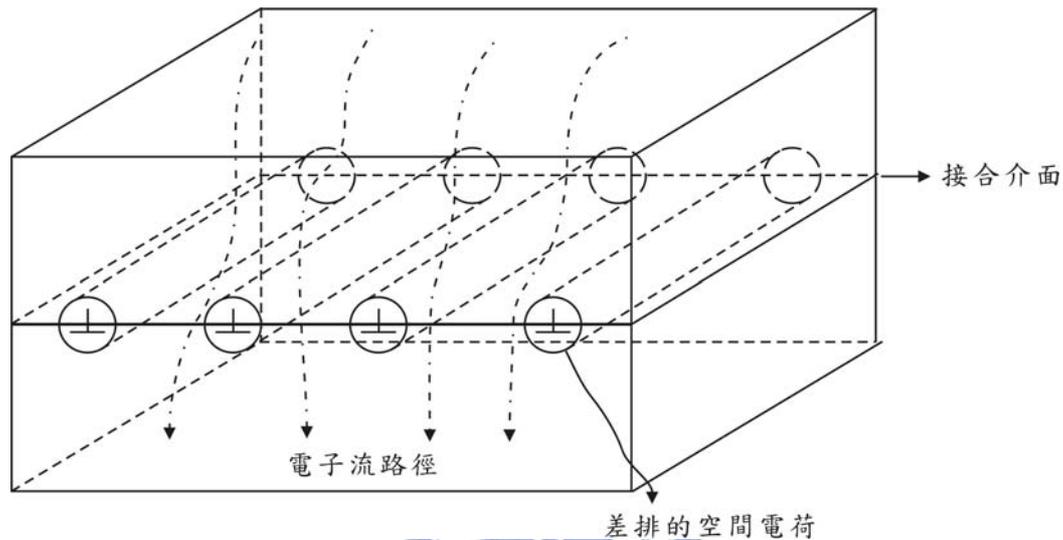


圖 3.23 接合介面的刃差排對於電子流動的影響

3.6. 参考文献

- [1] Y. Okuno, K. Uomi, M. Aoki, T. Taniwatari, M. Suzuki, and M. Kondow, “Anti-phase direct bonding and its application to the fabrication of InP-based 1.55 μm wavelength lasers on GaAs substrates”, Appl. Phys. Lett., 66, pp.451-453, January 1995.
- [2] Yae Okuno, “Investigation on direct bonding of III–V semiconductor wafers with lattice mismatch and orientation mismatch”, Appl. Phys. Lett., 68, pp.2855-2857, May 1996.
- [3] F. A. Kish, D. A. Vanderwater, M. J. Peanasky, M. J. Ludowise, S. G. Hummel, and S. J. Rosner, “Low-resistance Ohmic conduction across compound semiconductor wafer-bonded interfaces”, Appl. Phys. Lett., 67, pp.2060-2062, October 1995.
- [4] Frank Shi, Scott MacLaren, Chaofeng Xu, K. Y. Cheng, and K. C. Hsieh, “Hybrid-integrated GaAs/GaAs and InP/GaAs semiconductors through wafer bonding technology: Interface adhesion and mechanical strength”, J. Appl. Phys., 93, pp.5750-5756, May 2003.
- [5] A. Gomyo, T. Suzuki, K. Kobayashi, S. Kawata, I. Hino, and T. Yuasa, “Evidence for the existence of an ordered state in $\text{Ga}_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{P}$ grown by metalorganic vapor phase epitaxy and its relation to band-gap energy”, Appl. Phys. Lett., 50, pp.673-675, March 1987.
- [6] P. Bellon, J. P. Chevaller, G. P. Martin, E. Dupont-Nivet, C. Thiebaut, and J. P. Andre, “Chemical ordering in $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{P}$ semiconductor alloy grown by metalorganic vapor phase epitaxy”, Appl. Phys. Lett., 52, pp.567-569, February 1988.
- [7] D. Hull and D. J. Bacon, Introduction to Dislocations, Vol. 37, p. 184, 1984.
- [8] G. Kästner, T. Akatsu, S. Senz, A. Plöbl, U. Gösele, “Large-area wafer bonding of GaAs using hydrogen and ultrahigh vacuum atmospheres”, Appl. Phys. A, A70, pp.13-19, January 2000.
- [9] Frank Fournel, Hubert Moriceau, Bernard Aspar, Karine Rousseau, Joël Eymery, Jean-Luc Rouvière, and Noël Magnea, “Accurate control of the misorientation angles in direct wafer bonding”, Appl. Phys. Lett., 80, pp.793-795, February 2002.
- [10] James W. Mayer and S. S. Lau, Electronic Materials Science: For Integrated Circuits in Si and GaAs, New York, 1990.