

## บทที่ 5

### อภิปรายผลการทดลอง

การขึ้นรูปซิลิคอนไนไตรด์ด้วยวิธี Reaction-bonded silicon nitride ในงานวิจัยนี้ มีข้อสังเกตอยู่หลายประการ ไม่ว่าจะเป็นค่าโมดูลัสของชิ้นงานหลังการเผาผนึก ความสามารถในการเจาะกลึงชิ้นงาน กลไกการเกิดปฏิกิริยาไนไตรเดชัน และสมบัติของชิ้นงานหลังการไนไตรเดชัน โดยจะกล่าวดังรายละเอียดต่อไปนี้

ชิ้นงานที่ผ่านการเผาผนึกขั้นต้น เมื่อทดสอบค่าโมดูลัสของยังพบว่าค่าเบี่ยงเบนมาตรฐานมีค่าการกระจายของข้อมูลค่อนข้างมาก แต่ก็มีค่าความแข็งแรงเพียงพอที่จะเคลื่อนย้ายและนำไปทำการตัดแต่งชิ้นงานได้ เมื่อทำการลดขนาดผงซิลิคอนเริ่มต้นเป็น  $13\ \mu\text{m}$  อัตราที่แรงดันเพิ่มขึ้นเป็น 4 tons พบว่าโมดูลัสของยังหลังการเผาผนึกขั้นต้นมีค่าเพิ่มขึ้นและค่าเบี่ยงเบนมาตรฐานลดลง และเมื่อเปรียบเทียบกับชิ้นงานที่อัดด้วยแรงดัน 4tons และ CIP ที่ 20 kpsi พบว่า โมดูลัสของยังเพิ่มขึ้นและค่าเบี่ยงเบนมาตรฐานลดลงอย่างมาก (ข้อมูลแสดงในภาคผนวก ก) เนื่องจากขนาดผงที่เล็กส่งผลให้การเผาผนึกสมบูรณ์ขึ้น และการอัดด้วยแรงดันที่เพิ่มขึ้นส่งผลให้ขนาดของรูพรุนในชิ้นงานลดลง เมื่อทดสอบค่าโมดูลัสด้วยวิธี fundamental resonant frequency จึงทำให้โมดูลัสของยังหลังการเผาผนึกมีค่าสูงขึ้นและความเบี่ยงเบนมาตรฐานน้อยลง

#### 5.1 ผลของความสามารถในการเจาะกลึงชิ้นงานที่ผ่านการเผาผนึกขั้นต้น

##### การเจาะ (drilling)

จากผลการทดลอง พบว่าความเร็วรอบดอกสว่านที่สูงจะให้ความสามารถในการเจาะที่ดีกว่าความเร็วรอบดอกสว่านต่ำ และอัตราการป้อนดอกสว่านต่ำจะให้ความสามารถในการเจาะชิ้นงานได้ดีกว่าอัตราการป้อนดอกสว่านสูง ในทุกๆ ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางของดอกสว่าน ซึ่งจะให้ผลในแนวโน้มเดียวกับความเร็วรอบเจาะ เนื่องจากที่อัตราการป้อนดอกสว่านเร็ว ชิ้นงานจะถูกเจาะ

อย่างรวดเร็วเป็นผลให้บริเวณปากกูเจาะถูกกระแทก ซึ่งชิ้นงานที่ผ่านการเผาผนึกขั้นต้นมีความแข็งแรงไม่มากจึงมีรอยแตกออกบริเวณรูเจาะ เมื่อคงอัตราการป้อนดอกสว่าน ทำการปรับเปลี่ยนความเร็วรอบดอกสว่านพบว่า ที่ความเร็วรอบสูงจะให้ผลของการเจาะที่สมบูรณ์กว่า เนื่องจากความเร็วรอบสูง จะทำให้การกินเนื้อของชิ้นงานในแต่ละรอบการหมุนของดอกสว่านต่ำ เกิดแรงเสียดทานกับชิ้นงานน้อยกว่า ทำให้ได้รอยเจาะที่สมบูรณ์กว่าการใช้ความเร็วรอบต่ำ โดยชิ้นงานซิลิคอนที่ผ่านการเผาผนึกขั้นต้นสามารถรับแรงและมีแฟกเตอร์ของการเจาะ (MRRV) ที่ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 3 mm และ 4 mm ได้ไม่เกิน 0.13 และ 0.17 ตามลำดับ ซึ่งแฟกเตอร์ของการเจาะเป็นค่าเปรียบเทียบที่แสดงถึงความสามารถในการรับแรงของชิ้นงานซิลิคอนที่ผ่านการเผาผนึกในงานวิจัยนี้

เมื่อเปรียบเทียบความสามารถในการเจาะรู ของขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางรอยเจาะที่ต่างกัน พบว่าการเจาะรูชิ้นงานที่มีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางใหญ่จะมีโอกาสเสียหายได้มากกว่า เนื่องจากมีความเร็วตัดมากกว่าโดยค่าความเร็วตัดแสดงดังสมการ

$$V = \frac{\pi D n}{1000} \quad (\text{m/min}) \quad [5.1]$$

โดยที่

- V = ความเร็วตัด (m/min)
- D = ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง (mm)
- n = ความเร็วรอบ (rpm)

จากสมการจะได้ว่า เส้นผ่านศูนย์กลางดอกสว่านใหญ่จะกินงานได้มากกว่าและเร็วกว่าดอกสว่านขนาดเล็ก ซึ่งจะให้ความเร็วตัดสูงเมื่อใช้ความเร็วรอบเท่ากัน เป็นผลให้ดอกสว่านร้อนและเกิดการเจาะที่รุนแรงส่งผลให้ชิ้นงานมีโอกาสแตกง่ายได้ง่าย ดังนั้นในงานวิจัยนี้การเจาะรูชิ้นงานที่มีเส้นผ่านศูนย์กลางใหญ่ ( $\phi$  5 mm) จึงใช้ดอกสว่านเจาะนำร่องก่อน ซึ่งในวิทยานิพนธ์นี้ได้ใช้ดอกสว่านขนาด  $\phi$  3 mm เจาะนำร่องเพื่อลดแรงต้านทานที่เกิดจากเนื้อของชิ้นงานระหว่างการเจาะ

การกลึง (turning)

จากผลของความเรียบผิวของชิ้นงานจากการกลึง พบว่าที่ความเร็วรอบการหมุนชิ้นงานสูง และอัตราการป้อนมีดกลึงต่ำจะให้ค่าความขรุขระของผิวชิ้นงานเฉลี่ย (surface roughness average, Ra) น้อย คือมีความสามารถในการกลึงที่ดี และที่ความเร็วรอบต่ำและอัตราการป้อนมีดกลึงสูงจะให้

ค่าความขรุขระของผิวชิ้นงานเฉลี่ย Ra ที่มาก (ความสามารถในการกลิ้งไม่ดี) อธิบายได้ว่า ที่ความเร็วรอบชิ้นงานคงที่ อัตราการป้อนมีดกลิ้งเร็วจะทำให้ชิ้นงานถูกกินเนื้อเร็วจึงส่งผลถึงความเรียบผิวที่น้อยกว่าการป้อนมีดกลิ้งช้าๆ เมื่อคงอัตราการป้อนมีดกลิ้งคงที่ และปรับเปลี่ยนความเร็วรอบในการหมุนชิ้นงานพบว่า ที่ความเร็วรอบสูงจะให้ความเรียบของผิวมากกว่า เนื่องจากมีการกินเนื้อของชิ้นงานในแต่ละรอบการหมุนชิ้นงานต่ำ ส่งผลถึงความเรียบของผิวชิ้นงานที่มากกว่า โดยชิ้นงานซิลิคอนที่ผ่านการเผาผนึกขั้นต้น สามารถรับแรงและมีแฟกเตอร์ของการกลิ้ง (MRRV) ไม่เกิน 2.9 (เมื่อต้องการความขรุขระของผิว, Ra ไม่เกิน 4.5 ไมครอน)

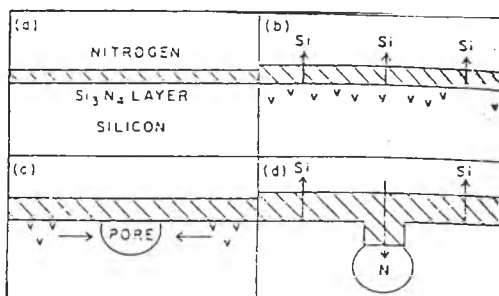
## 5.2 กลไกการเกิดปฏิกิริยาไนไตรเดชั่น

การวิเคราะห์ผลิตภัณฑ์ที่ได้จากปฏิกิริยาไนไตรเดชั่นด้วยเทคนิคต่างๆ ร่วมกับการสังเกตโครงสร้างจุลภาค ให้ผลว่าที่อุณหภูมิไนไตรเดชั่นต่ำ (1350-1375°C) ปฏิกิริยายังเกิดไม่สมบูรณ์ โดยจะเกิดผลิตภัณฑ์เป็นแอลฟา-ซิลิคอนไนไตรด์และมีซิลิคอนเหลือในโครงสร้างประมาณ 35-39% ที่อุณหภูมิไนไตรเดชั่น 1400-1450°C ปฏิกิริยาจะเกิดมากกว่าที่อุณหภูมิไนไตรเดชั่นต่ำ โดยจะเกิดเฟสแอลฟา-ซิลิคอนไนไตรด์ เบตา-ซิลิคอนไนไตรด์ และยังมีซิลิคอนเหลือในโครงสร้างประมาณ 2-10% และที่อุณหภูมิไนไตรเดชั่นสูง 1500°C ปฏิกิริยาที่เกิดขึ้นเกือบจะสมบูรณ์โดยไม่พบซิลิคอนที่เหลือจากการทำปฏิกิริยา พบเฟสแอลฟา-ซิลิคอนไนไตรด์ เบตา-ซิลิคอนไนไตรด์ และตรวจพบซิลิคอนไดออกไซด์ (SiO<sub>2</sub>) ที่บริเวณผิวของชิ้นงาน การทำปฏิกิริยาไนไตรเดชั่นที่อุณหภูมิต่างกันจะได้ผลของโครงสร้างจุลภาคที่ต่างกัน จากกลไกการเกิดปฏิกิริยาต่างๆ ดังนี้

ที่อุณหภูมิการไนไตรเดชั่นต่ำ (1350-1375°C) ปฏิกิริยายังเกิดไม่สมบูรณ์ เมื่อตรวจสอบชิ้นงานพบเฟสแอลฟา-ซิลิคอนไนไตรด์ 2 ลักษณะได้แก่ ผลึกแบบ matte และผลึกรูปเข็ม (alpha needle), พบเบตา-ซิลิคอนไนไตรด์เล็กน้อย และอนุภาคซิลิคอนขนาดใหญ่ (>25 μm) ที่เหลือจากการทำปฏิกิริยาอยู่บางส่วน โดยสามารถอธิบายกลไกการเกิดโครงสร้างดังนี้

กลไกการเกิดโครงสร้างผลึกแบบ alpha matte อธิบายได้ว่าในช่วงแรกของการเกิดปฏิกิริยาซิลิคอนจะทำปฏิกิริยากับไนโตรเจนที่บริเวณผิวของซิลิคอนที่มีอนุภาคเล็ก เกิดเป็นชั้นของซิลิคอนไนไตรด์ที่ละเอียด โดยปฏิกิริยาจะเกิดได้ง่ายที่พื้นผิว จากนั้นซิลิคอนจะแพร่ผ่านชั้นของซิลิคอนไนไตรด์ไปที่บริเวณเกิดปฏิกิริยาเข้าทำปฏิกิริยากับไนโตรเจน ส่งผลให้บริเวณใกล้เคียงเกิดช่องว่างเกิดขึ้น ไนโตรเจนจะแพร่ผ่านชั้นของซิลิคอนไนไตรด์ เข้าไปภายในช่องว่างทำปฏิกิริยากับซิลิคอนโดยปฏิกิริยาจะเกิดเข้าไปในอนุภาคของซิลิคอนเรื่อยๆ จนไนโตรเจนไม่สามารถแพร่ผ่านชั้นของซิลิคอน

ไนไตรด์ได้ เมื่อปฏิกิริยาดำเนินไปอนุภาคซิลิคอนที่เล็กจะทำปฏิกิริยาเปลี่ยนเป็นซิลิคอนไนไตรด์ได้ สมบูรณ์ โดยปฏิกิริยาจะสิ้นสุดก่อนที่อนุภาคขนาดใหญ่ของซิลิคอนจะเกิดเป็นเฟสแอลฟาอย่างสมบูรณ์ จึงมีซิลิคอนเหลืออยู่ในโครงสร้าง [Jennings และ Richman,1976] แสดงกลไกการเกิด alpha matte ดังรูปที่ 5.1



รูปที่ 5.1 แสดงกลไกการเกิดแอลฟาซิลิคอนไนไตรด์ (alpha matte) [Atkinson et al.,1974]

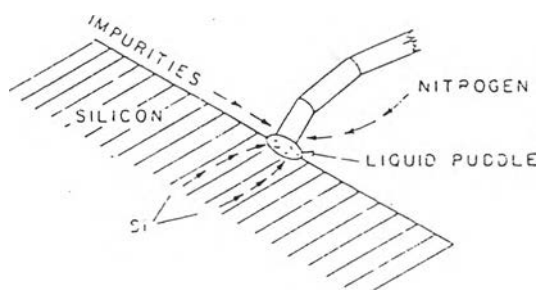
- (a) ซิลิคอนที่มีชั้นของซิลิคอนไนไตรด์อยู่
- (b) ซิลิคอนจะแพร่ออกไปทำปฏิกิริยาที่ผิว
- (c) เกิดการรวมกันของช่องว่างเป็นรูพรุนที่ซิลิคอนไนไตรด์กับซิลิคอน
- (d) ซิลิคอนไนไตรด์จะเกิดเข้าไปในช่องว่างภายในเกรนซิลิคอน

จากกลไกดังกล่าวจะเกิดแอลฟา-ซิลิคอนไนไตรด์ ซึ่งจะเกิดอย่างเด่นชัดในบรรยากาศไนโตรเจนและได้ซิลิคอนไนไตรด์ที่ผิวของอนุภาคซิลิคอนเริ่มต้น (outer product) ซึ่งผลึกแอลฟา matte จะมีขนาดเกรนเล็กมากอธิบายว่าน่าจะเกิดจากเฟสที่เป็นก๊าซ จากบรรยากาศที่มีออกซิเจน หรือไอน้ำ ดังสมการที่ 2.7

กลไกการเกิดโครงสร้างผลึกแบบ alpha needle มีผู้อธิบายกลไกการเกิดไว้ 2 ลักษณะ ได้แก่ กลไกก๊าซ-ของเหลว-ของแข็ง (vapour-liquid-solid mechanism) และกลไกการกลายเป็นไอแล้วควบแน่น (evaporation condensation) ดังนี้

กลไกก๊าซ-ของเหลว-ของแข็ง จะเกิดกับผงซิลิคอนเริ่มต้นที่มีสารปนเปื้อน (impurities) บริเวณผิว เช่น เหล็ก ซึ่งจะลดจุดหลอมเหลวของซิลิคอนลงประมาณ 200°C ทำให้เกิดบริเวณหลอมเหลว (liquid puddle) โดยผลึกรูปเข็มจะโตไปในบริเวณที่มีช่องว่าง ซิลิคอนจะเข้าไปทำปฏิกิริยาใน liquid puddle โดยการแพร่จากข้างในเกรนที่ไม่ได้ทำปฏิกิริยา ส่งผลให้เกิดการสร้างช่องว่างในผลึก

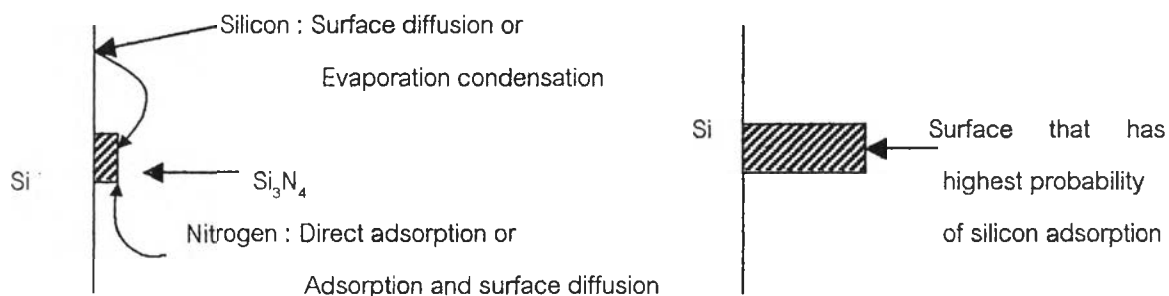
ซิลิคอน เป็นการทำลายผลึกที่มีขนาดใหญ่ของซิลิคอน โดยผลึกของแอลฟาซิลิคอนไนไตรด์จะโตขึ้นเรื่อยๆ ลักษณะรูปร่างเข็มไปที่บริเวณที่มีช่องว่าง [Gibkov และคณะ,1971] ดังรูปที่ 5.2



รูปที่ 5.2 แสดงกลไกการเกิดผลึกรูปเข็มของแอลฟาซิลิคอนไนไตรด์บนผิวของซิลิคอน

[Atkinson et al.,1974]

กลไกการเกิดผลึก alpha needle แบบการกลายเป็นไอแล้วควบแน่น โดย alpha needle จะโตไปในที่มีช่องว่าง สารตั้งต้นของปฏิกิริยาจะอยู่ด้านนอกผิวของนิวเคลียสซิลิคอนไนไตรด์ ซึ่งสถานการณ์เช่นนี้จะเกิดเมื่ออุณหภูมิของก๊าซลดลงตามระยะจากผิวของซิลิคอน โดยซิลิคอนจะแพร่ไปที่บริเวณที่เกิดปฏิกิริยาแบบแพร่ไปตามผิว (surface diffusion) หรือ การกลายเป็นไอแล้วควบแน่น (evaporation condensation) ทำปฏิกิริยากับไนโตรเจนเกิดเป็นนิวเคลียสของซิลิคอนไนไตรด์ จากนั้นซิลิคอนจะกลายเป็นไอ ทำปฏิกิริยากับไนโตรเจนแล้วควบแน่นตรงบริเวณที่มีนิวเคลียสของซิลิคอนไนไตรด์อยู่ก่อนเกิดเป็นผลึกแอลฟา-ซิลิคอนไนไตรด์รูปเข็ม [Atkinson และคณะ,1976] ดังรูปที่ 5.3

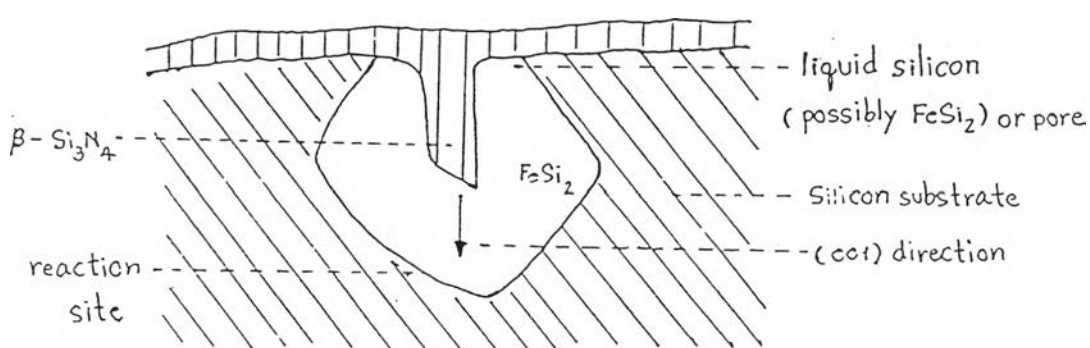


รูปที่ 5.3 แสดงการเกิดนิวเคลียสของซิลิคอนไนไตรด์ และโตไปที่บริเวณช่องว่าง [Atkinson et al.,1976]

จากการวิเคราะห์กลไกการเกิด alpha needle คาดว่า alpha needle ที่เกิดจากการทดลองนี้ มีความเป็นไปได้ที่จะเกิดได้ทั้ง 2 กลไก แต่คาดว่าน่าจะเกิดจากกลไกก๊าซ-ของเหลว-ของแข็ง เป็นส่วนใหญ่ เนื่องจากผงซิลิคอนเริ่มต้นมีความบริสุทธิ์ไม่มากโดยมีส่วนประกอบของแคลเซียม อลูมิเนียม และเหล็กผสมอยู่ ซึ่งจะลดจุดหลอมเหลวของซิลิคอนทำให้เกิดเป็น liquid puddle ได้

ที่อุณหภูมิการไนไตรเดชัน 1400 และ 1450°C พบเฟสแอลฟา-ซิลิคอนไนไตรด์, เบตา-ซิลิคอนไนไตรด์ และซิลิคอนที่เหลือจากการทำปฏิกิริยาเล็กน้อย โดยสามารถอธิบายกลไกการเกิดเบตาซิลิคอนไนไตรด์ได้ดังนี้

กลไกการเกิดเบตาซิลิคอนไนไตรด์ได้มีนักวิจัยหลายท่าน อธิบายกลไกการเกิดไว้ว่าเบตาซิลิคอนไนไตรด์จะเกิดที่อุณหภูมิไนไตรเดชันสูงและมีเฟสของเหลวเกิดขึ้นที่อุณหภูมินั้น [Parr et al. , 1961 Dalglish,1975] การเกิดเบตา-ซิลิคอนไนไตรด์จะเกิดจากไนโตรเจนแพร่เข้าไปทำปฏิกิริยาซึ่งเกิดได้ 2 ลักษณะ ลักษณะแรกไนโตรเจนจะแพร่เข้าไปในเฟสของเหลวของซิลิคอนเพื่อทำปฏิกิริยา ดังนั้นการเกิดเบตา-ซิลิคอนไนไตรด์ จึงจำเป็นต้องมีเฟสของเหลวเกิดขึ้น [Boyer และ Moulson,1978] ลักษณะที่สอง เกิดจากไนโตรเจนจะแพร่เข้าไปในโครงสร้างของเบตา-ซิลิคอนไนไตรด์เพื่อทำปฏิกิริยาโดยตรง [Jenning และ Richman,1976] เมื่ออุณหภูมิไนไตรเดชันสูงกว่าจุดหลอมเหลวของซิลิคอน จะพบผลึกของเบตาซิลิคอนไนไตรด์ลักษณะแหลม (spike) ที่เกิดบริเวณขอบเกรนโตเข้าไปในบริเวณซิลิคอนที่หลอมเหลว หรือบริเวณช่องว่าง โดยกลไกหลักของการเกิดเบตา-ซิลิคอนไนไตรด์จะเกิดจากซิลิคอนที่หลอมเหลว บริเวณที่เกิดปฏิกิริยาจะอยู่ที่บริเวณปลายแหลมของผลึกซึ่งผลึกจะโตในทิศทางแกน z [Jenning,1983] ดังแสดงในรูปที่ 5.4 พบว่าการเกิดเบตา-ซิลิคอนไนไตรด์จากช่องว่างจะให้ผลึกของซิลิคอนไนไตรด์ที่เล็กกว่าการเกิดเบตา-ซิลิคอนไนไตรด์จากเฟสของเหลว



รูปที่ 5.4 แสดงกลไกการเกิดเบตา-ซิลิคอนไนไตรด์ [Jenning,1983]

จากการวิเคราะห์กลไกการเกิดเบตา-ซิลิคอนไนไตรด์ คาดว่าโครงสร้างเบตา-ซิลิคอนไนไตรด์ที่ได้จากการทดลองนี้เกิดจากกลไกที่มีเฟสของเหลวเกิดขึ้น โดยสังเกตได้จากโครงสร้างจุลภาคของเบตา-ซิลิคอนไนไตรด์ที่เกิดที่อุณหภูมิสูงกว่า  $1400^{\circ}\text{C}$  ผลึกเบตา-ซิลิคอนไนไตรด์ที่สังเกตได้ส่วนใหญ่มีขนาดใหญ่เมื่อเทียบกับผลึกของซิลิคอนไนไตรด์ข้างเคียง และจากสารปนเปื้อนที่อยู่ในผงเริ่มต้นน่าจะส่งเสริมให้เกิดเฟสของเหลวได้ง่ายขึ้น

ที่อุณหภูมิการไนไตรเดชัน  $1500^{\circ}\text{C}$  พบแอลฟา-ซิลิคอนไนไตรด์และเบตาซิลิคอนไนไตรด์ไม่พบอนุภาคของซิลิคอนไนไตรด์ โครงสร้างจุลภาคมีลักษณะเดียวกับที่อุณหภูมิไนไตรเดชันต่ำและปานกลางแต่โครงสร้างจะละเอียดมากกว่า อธิบายได้ว่าที่อุณหภูมิไนไตรเดชันสูงปฏิกิริยาจะเกิดได้สมบูรณ์กว่าที่อุณหภูมิไนไตรเดชันต่ำ ทำให้พบผลึกของซิลิคอนที่เหลือน้อยมาก ปฏิกิริยาเกิดขึ้นเกือบจะสมบูรณ์ด้วยกลไกการเกิดทั้งแอลฟาและเบตาซิลิคอนไนไตรด์ ตรวจพบซิลิคอนไดออกไซด์บริเวณผิวชิ้นงาน อธิบายได้ว่าการทำไนไตรเดชันที่อุณหภูมิสูงขึ้น ส่งผลให้ reactivity ของก๊าซออกซิเจนมีมากขึ้นดังนั้นที่บริเวณผิวชิ้นงานที่มี partial pressure ของออกซิเจนมากกว่าภายในชิ้นงานจะเกิดการออกซิเดชันทำให้ที่ผิวชิ้นงานเกิดเป็นซิลิคอนไดออกไซด์ขึ้น จากงานวิจัยนี้ไม่สามารถวัด partial pressure ของออกซิเจนได้เนื่องจากไม่มีอุปกรณ์การวัด

### 5.3 สมบัติทางกายภาพและทางกลของชิ้นงานที่ผ่านการไนไตรเดชัน

ชิ้นงานที่ผ่านการไนไตรเดชันจะมีความหนาแน่น (bulk density) ต่างกันในแต่ละอุณหภูมิการไนไตรเดชันโดยที่อุณหภูมิการไนไตรเดชันสูง ชิ้นงานมีแนวโน้มที่จะมีความหนาแน่นมากกว่าเนื่องจากปฏิกิริยาจะเกิดได้สมบูรณ์มากกว่า (ซิลิคอนเมื่อเกิดปฏิกิริยากับไนโตรเจนจะขยายตัว 22%) ส่งผลให้ความหนาแน่นของชิ้นงานเพิ่มขึ้น แต่ในงานวิจัยนี้ค่าความหนาแน่นยังไม่สูงเท่าที่ควร (72-82% ความหนาแน่นทางทฤษฎี) ซึ่งมีสาเหตุจาก

1. ความหนาแน่นหลังการเผาผนึกชิ้นต้น (ก่อนการไนไตรเดชัน) ไม่สูงเท่าที่ควรเนื่องจากการอัดขึ้นรูปด้วยแรงดันต่ำ เพราะต้องการลดเวลาการไนไตรเดชัน
2. ใช้เวลาในการไนไตรเดชันน้อยเกินไป (ควบคุมเวลาไนไตรเดชัน 14 ชั่วโมง เพื่อศึกษาผลของอุณหภูมิต่อการเกิดปฏิกิริยา) เมื่อเทียบกับขนาดของชิ้นงาน
3. ขนาดของอนุภาคซิลิคอนเริ่มต้นมีขนาดใหญ่ (ขนาดเฉลี่ย 25.13 ไมครอน) ทำให้เกิดปฏิกิริยาไม่สมบูรณ์

ส่งผลถึงค่าความหนาแน่นหลังจากการไนไตรเดชัน ทำให้มีค่าไม่สูงเท่าที่ควรเมื่อเปรียบเทียบกับชิ้นงานเชิงพาณิชย์ (84% ความหนาแน่นทางทฤษฎี)

การที่ชิ้นงานที่อุณหภูมิ 1350-1375°C มีเปอร์เซ็นต์รูพรุนในชิ้นงานน้อยกว่าชิ้นงานที่อุณหภูมิ 1400 และ 1450°C เนื่องจากที่อุณหภูมิดังกล่าวเป็นอุณหภูมิต่ำกว่าจุดหลอมเหลวของซิลิคอน ซึ่งจากผลของข้อมูล XRD พบว่ามีซิลิคอนเหลืออยู่ 35-39% ดังนั้นการที่ความหนาแน่นของชิ้นงานเพิ่มขึ้น อาจเกิดจากกลไกการเผาผนึก (sintering) ระหว่างอนุภาคของซิลิคอนที่ยังเหลืออยู่ ร่วมกับกลไกการเกิดซิลิคอนไนไตรด์ ซึ่งจะส่งผลให้ความหนาแน่นที่อุณหภูมิ 1350 และ 1375°C มีค่ามาก ที่อุณหภูมิไนไตรด์ขึ้น 1400 และ 1450°C ซิลิคอนเหลืออยู่น้อยเนื่องจากเกิดปฏิกิริยาเป็นซิลิคอนไนไตรด์ ดังนั้นความหนาแน่นที่เพิ่มขึ้นจะเกิดเนื่องจากการเกิดซิลิคอนไนไตรด์เพียงอย่างเดียว สำหรับที่อุณหภูมิ 1500°C มีความหนาแน่นมากกว่าที่อุณหภูมิ 1400 และ 1450°C เนื่องจากการเกิดปฏิกิริยาไนไตรด์ขึ้นที่สมบูรณ์ขึ้น (ไม่พบซิลิคอนในโครงสร้าง)

เมื่อพิจารณาความหนาแน่นจริง (True density) พบว่าความหนาแน่นจะเพิ่มขึ้นตามอุณหภูมิไนไตรด์ขึ้นที่เพิ่มขึ้น อธิบายได้ว่าปฏิกิริยาจะเกิดได้สมบูรณ์มากขึ้นเมื่ออุณหภูมิไนไตรด์สูงขึ้น เนื่องจากซิลิคอนไนไตรด์จะมีความหนาแน่นประมาณ 3.18 g/cm<sup>3</sup> ซึ่งมีค่ามากกว่าซิลิคอนที่มีความหนาแน่น 2.33 g/cm<sup>3</sup> ดังนั้นการเกิดปฏิกิริยาที่สมบูรณ์มากกว่าจะทำให้ความหนาแน่นจริงมากกว่าชิ้นงานที่เกิดปฏิกิริยาที่สมบูรณ์น้อยกว่า

ค่าความแข็งแรงต่อการดัดและค่าโมดูลัสของยัง มีแนวโน้มลดลงตามเปอร์เซ็นต์รูพรุนที่เพิ่มขึ้นในชิ้นงาน

จากผลการทดลองพบว่าค่าโมดูลัสมีค่า (68-138 GPa) น้อยกว่าชิ้นงานเชิงพาณิชย์ (255 GPa) เป็นผลมาจากการมีรูพรุนมากในชิ้นงาน (16-24%) วัสดุโดยทั่วไปสามารถอธิบายค่าโมดูลัส (E) ต่อสัดส่วนปริมาตรรูพรุนในชิ้นงาน (P) ได้ดังสมการ

$$E = E_0 (1 - 1.9P + 0.9P^2) \quad [5.2]$$

โดยที่  $E_0$  = modulus of elasticity of the nonporous material [William, 1994]

จากสมการพบว่าค่าโมดูลัสจะลดลงอย่างมากเมื่อสัดส่วนปริมาตรรูพรุนเพิ่มขึ้น เช่นเดียวกับค่าความแข็งแรงที่ได้จากการทดลองมีค่าน้อย (42-143 MPa) เมื่อเทียบกับชิ้นงานเชิงพาณิชย์ (197 MPa) โดยความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งแรง ( $\sigma$ ) ต่อสัดส่วนปริมาตรรูพรุนในชิ้นงาน (P) มีความสัมพันธ์กันตามสมการ



$$\sigma = \sigma_0 \exp(-nP) \quad [5.3]$$

โดยที่  $\sigma_0$  และ  $n$  เป็นค่าคงที่จากการทดลอง [William, 1994]

ดังนั้นการที่ชิ้นงานมีความหนาแน่นน้อยหรือมีรูพรุนในชิ้นงานมากและขนาดใหญ่ จึงส่งผลต่อสมบัติทางกลของชิ้นงานเป็นอย่างมากและมีอิทธิพลต่อความแข็งแรงในชิ้นงาน มากกว่าผลของเฟสที่ตรวจพบจากโครงสร้างจุลภาค