

บทที่ 2

วารสารปริทัศน์

2.1 ความเป็นมาและวิวัฒนาการของเซรามิกสำหรับงานตัดแต่ง (Ceramic-Cutting Tools)

อะลูมินาสำหรับงานตัดแต่ง (Al_2O_3 Based Cutting Tool) ได้มีการเริ่มพิจารณานำมาใช้เป็นเครื่องมือสำหรับงานตัดแต่งตั้งแต่ปีค.ศ.1905 และได้มีการจดสิทธิบัตรเกี่ยวกับเทคโนโลยีการผลิตในปี ค.ศ.1912 ในอังกฤษ และในปี ค.ศ.1913 ในเยอรมันระหว่างสงครามโลกครั้งที่สอง ทั้งสองเดนมียบทบาทสูงมาก และมีความพยายามที่จะใช้อะลูมินามาทดแทน และได้มีการค้นคว้าวิจัยใช้อะลูมินาเป็นเครื่องมือสำหรับงานตัดแต่งในทางการค้าต่อมาในปีค.ศ.1960 เซรามิกสำหรับงานตัดแต่งจะใช้วิธีการเผาผนึก(Sintering)หรือการอัดขึ้นรูปโดยใช้ความร้อน (Hot-Pressing) สำหรับอัลฟา-อะลูมินา ($\alpha-Al_2O_3$) ด้วยสารช่วยในการสุกตัว (Sintering Aids) โดยใช้ส่วนผสมที่แตกต่างกัน เมื่อนำมาใช้เป็นเครื่องมือสำหรับงานตัดแต่งประสบความสำเร็จมากสำหรับงานตัดตกแต่งเหล็กหล่อและสามารถใช้ความเร็วรอบที่สูงได้ในการตัดตกแต่งเหล็กเหนียว แต่สามารถใช้อัตราป้อนตัด(Feed)ได้เพียงเล็กน้อย และการตัดที่ความลึกไม่มากนัก การขัดสีที่เกิดขึ้นระหว่างชิ้นงานและปลายคมตัดของเครื่องมือสำหรับงานตัดแต่ง ในขณะที่ทำการตัดตกแต่งชิ้นงานซึ่งเป็นสาเหตุสำคัญที่ทำให้เกิดการสึกหรอของคมตัด เนื่องจากการเกิดปฏิกิริยาทางเคมีของธาตุเหล็กที่ผิวของชิ้นงานกับปลายคมตัดของเครื่องมือสำหรับงานตัดแต่ง และบรรยากาศรอบๆปลายคมตัดจะทำให้เกิดเป็นสารประกอบของ $Fe \cdot Al_2O_3$ spinel ซึ่งทำให้ความแข็งของคมตัดลดลงเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้น และอายุการใช้งานสั้นลง ทำให้มีข้อจำกัดในการนำมาใช้งานในอุตสาหกรรมตัดตกแต่งโลหะ

ข้อจำกัดในการใช้งานของ อะลูมินาสำหรับงานตัดแต่ง (Al_2O_3 Based Cutting Tool) คือ

1. มีความเหนียว (Fracture Toughness)ต่ำ ทำให้มีช่วงการใช้งานแคบสามารถใช้ได้กับวัสดุบางชนิด
2. มีค่าการนำความร้อน (Thermal Conductivity) ต่ำ ทำให้เกิดการแตกหักเนื่องจากการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิโดยฉับพลัน (Thermal Shock)ได้ง่าย

สมบัติที่ต้องการสำหรับเซรามิกสำหรับงานตัดแต่ง

1. มีความแข็ง (Hardness) สูง ทนต่อการเสียดสี
2. มีความเหนียว (Fracture Toughness) ดี สามารถรับแรงกระแทกได้ดี
3. มีการนำความร้อน (Thermal Conductivity) ดี เพื่อป้องกันการแตกหักเนื่องจากการเปลี่ยนอุณหภูมิโดยฉับพลัน (Mosikant, 1991)

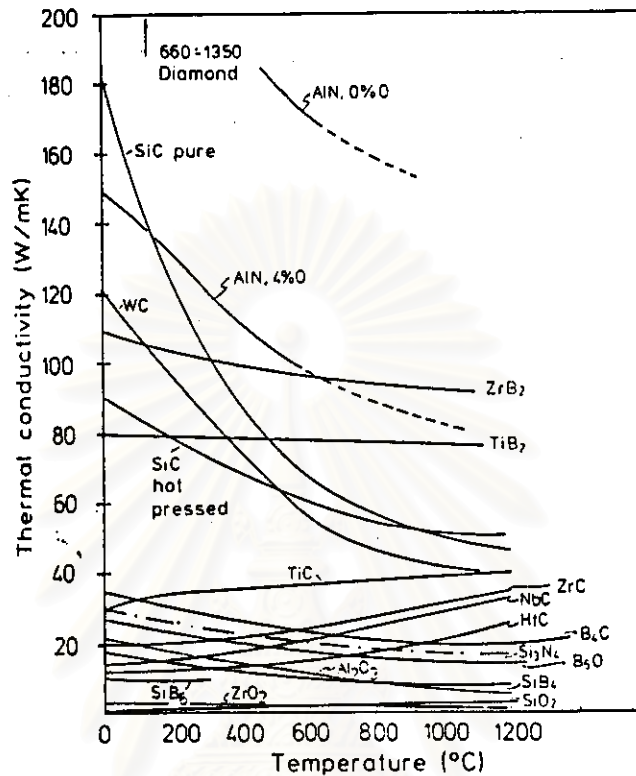
จึงได้มีการแก้ไขคุณสมบัติเชิงกลที่อุณหภูมิสูงเพื่อให้ Ceramic Cutting Tool ได้รับการยอมรับ จึงได้มีการพัฒนา Al_2O_3 -based composite โดยผสม TiC ช่วง 30 %wt. เข้าไปกระจายตัวอยู่ในเนื้อ Al_2O_3 ซึ่งการผสมโลหะคาร์ไบด์นี้ เป็นการเพิ่มค่าการนำความร้อนให้สูงขึ้น และเพิ่มคุณสมบัติเชิงกลได้แก่ความแข็งและความเหนียวให้ดีขึ้นเมื่อเปรียบเทียบกับกรณี Al_2O_3 เฟสเพียงอย่างเดียว

อะลูมินา (Al_2O_3)

อะลูมินาเป็นวัสดุออกไซด์ที่นิยมใช้มากในอุตสาหกรรมเซรามิกใช้ทำวัสดุขัดสี (Abrasive) วัสดุทนไฟ (Refractories) หัวเทียน (Spark Plugs) ลูกบด (Mill linings) เป็นต้น มีจุดหลอมเหลวสูงถึง 2030 องศาเซลเซียส และมีความแข็งสูงถึง Mohs 9 การนำความร้อนต่ำ ซึ่งทำให้มีข้อจำกัดในการใช้งาน ทำให้เกิดการแตกหักเนื่องจากการเปลี่ยนอุณหภูมิโดยฉับพลันได้ง่าย

ไททานเนียมคาร์ไบด์ (TiC)

ไททานเนียมคาร์ไบด์เป็นวัสดุที่มีทั้งความแข็งและความเหนียว ความยืดหยุ่นตัวสูง ทนต่อแรงกระแทกได้ดี เป็นตัวนำความร้อนได้ดีเมื่อเปรียบเทียบกับอะลูมินาดังรูปที่ 2.1 จึงสามารถทนการแตกหักเนื่องจากการเปลี่ยนอุณหภูมิโดยฉับพลัน (thermal shock) ได้ดีเมื่อใช้งานที่อุณหภูมิสูงมีจุดหลอมเหลวสูงถึง 3140 องศาเซลเซียส และมีความแข็งสูงถึง Mohs9+ (Loran, 1984)

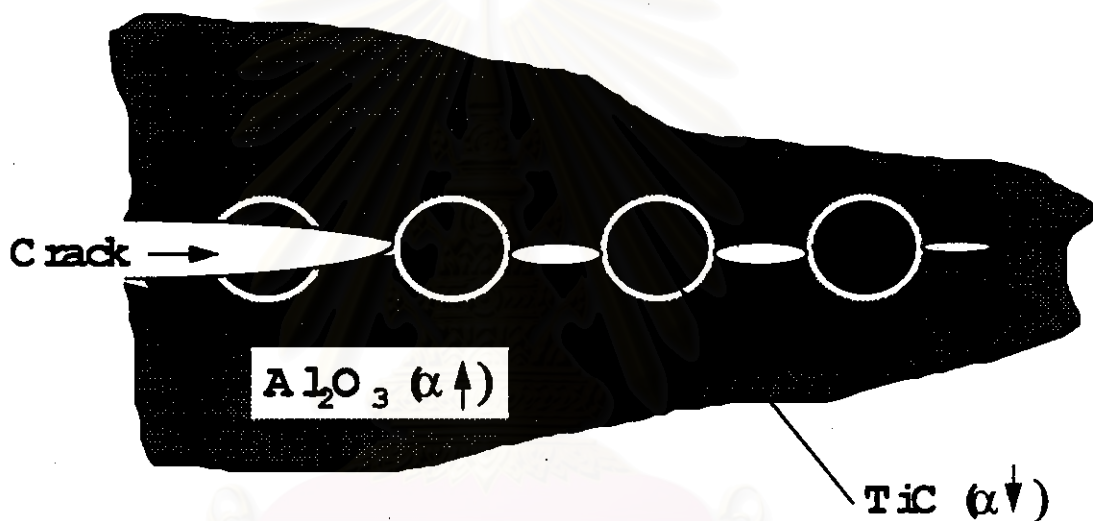


รูปที่ 2.1 การเปรียบเทียบค่าการนำความร้อน (Thermal Conductivity) ของ Al_2O_3 กับ TiC
(David, 1982)

กลไกของการเกิดความเหนียวของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา-ไททาเนียมคาร์ไบด์ นั้นเกิดจากการนำวัสดุ 2 ชนิด ที่มีค่าสัมประสิทธิ์ของการขยายตัวที่แตกต่างกันนำมารวมเป็นวัสดุเชิงประกอบเพื่อให้มีสมบัติเชิงกลดีขึ้น อาทิ ด้านความเหนียว

อะลูมินาซึ่งเป็นเนื้อวัสดุหลัก (Matrix) มีค่าสัมประสิทธิ์ของการขยายตัวเท่ากับ $8.5 \times 10^{-6} / ^\circ\text{C}$ ส่วนไททาเนียมคาร์ไบด์ซึ่งเป็นอนุภาค (Particle) กระจายตัวอยู่ในเนื้อของอะลูมินา มีค่าสัมประสิทธิ์ของการขยายตัวเท่ากับ $7.6 \times 10^{-6} / ^\circ\text{C}$ ดังนั้นเมื่อให้ความร้อนแก่ อะลูมินา และไททาเนียมคาร์ไบด์ที่อยู่ในลักษณะที่เป็นวัสดุเชิงประกอบปล่อยให้เย็นตัวลง อะลูมินาซึ่งมีค่าสัมประสิทธิ์ของการขยายตัวสูงกว่าไททาเนียมคาร์ไบด์ ก็จะมีการหดตัวมากกว่าไททาเนียมคาร์ไบด์ซึ่งมีค่าสัมประสิทธิ์ของการขยายตัวต่ำ จากการที่อะลูมินามีหดตัวมากกว่าจึงทำให้เกิดความเค้นกดอัด (Compression stress) อยู่รอบๆผิวของอนุภาคไททาเนียมคาร์ไบด์ ดังรูปที่ 2.2

เมื่อมีแรงจากภายนอกมากกระทำกับชิ้นงานมีความเค้นเกิดขึ้นภายในเนื้อวัสดุ ทำให้เกิดรอยแตกภายในชิ้นงานซึ่งเป็นพลังงานที่วิ่งมาปะทะกับความเค้นกดอัดซึ่งเกิดอยู่รอบๆผิวของอนุภาคไททาเนียมคาร์ไบด์ ทำให้พลังงานที่วิ่งมาปะทะนั้นลดลงได้เนื่องจากจะต้องใช้พลังงานเป็นจำนวนมากพอในการเอาชนะความเค้นกดอัดซึ่งอยู่รอบๆผิวของอนุภาคไททาเนียมคาร์ไบด์ ดังนั้นพลังงานที่วิ่งเข้ามาปะทะจะเลือกทิศทางของการวิ่งไปตามรอบๆผิวของอนุภาคไททาเนียมคาร์ไบด์ซึ่งมีระยะทางที่ยาวเป็นผลทำให้พลังงานลดลงในที่สุด จึงไม่สามารถทำให้เกิดรอยแตกยาวขึ้นต่อไป ความสามารถในการดูดซับพลังงานนี้เองที่เป็นสิ่งที่บอถึงสมบัติด้านความเหนียวของวัสดุ



(α หมายถึง ค่าสัมประสิทธิ์ของการขยายตัวของวัสดุ)

รูปที่ 2.2 แสดงกลไกของการเกิดความเหนียวของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา-ไททาเนียมคาร์ไบด์

2.2 กระบวนการผลิตวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา-ไททาเนียมคาร์ไบด์ (Al_2O_3 - TiC Composites)

ได้มีความพยายามที่จะศึกษาและพัฒนาวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา-ไททาเนียมคาร์ไบด์ เพื่อนำมาใช้เป็นเครื่องมือสำหรับงานตัดแต่งให้มีศักยภาพสูงกว่าเครื่องมือสำหรับงานตัดแต่งแบบดั้งเดิมอย่างเช่น ทั้งสแตน เหล็กหล่อสูง อะลูมินาเซรามิก โดยใช้กระบวนการการขึ้นรูปให้เป็นวัสดุแข็ง ได้แก่ วิธีการสังเคราะห์ที่เกิดขึ้นเองที่อุณหภูมิสูง (Self-propagating High-Temperature Synthesis, SHS) วิธีการเผาผนึกโดยใช้อัตราความร้อนสูง (Rapid Rate Sintering)

Temperature Synthesis, SHS) วิธีการเผาผนึกโดยใช้อัตราความร้อนสูง (Rapid Rate Sintering) วิธีการเผาผนึกโดยไม่ใช้ความดัน (Pressureless Sintering) วิธีการเผาผนึกโดยเกิดการเผาไหม้ด้วยตัวเองภายใต้ความดันสูง (High-Pressure Self-Combustion Sintering, HPCS) วิธีการอัดขึ้นรูปโดยใช้ความร้อน (Hot Pressing) วิธีการอัดขึ้นรูปแบบใช้ความดันที่เท่ากันทุกทิศทางโดยใช้ความร้อน (Hot Isostatic Pressing, HIP) (Nagano, 1991)

2.2.1 การเผาผนึกโดยอาศัยการเผาไหม้ด้วยตนเองภายใต้ความดันสูง (High-Pressure Self-Combustion Sintering, HPCS)

Seiji และ Takahiro (1990) ทำการวิจัยโดยใช้วิธีการผลิตวัสดุเชิงประกอบ อะลูมินา-ไททานเนียมรวมกัน 2 วิธี คือวิธี Self-propagating High-temperature Synthesis (SHS) และ วิธี High-Pressure มาเป็นวิธี High-Pressure Self-Combustion Sintering (HPCS) ซึ่งสามารถที่จะทำการเผาผนึกให้ชิ้นงานได้ความหนาแน่นที่สูงโดยปราศจากการใช้สารปรับปรุงสมบัติ และทำการเผาผนึกได้ภายในเวลาอันสั้น โดยอาศัยประโยชน์ของการเกิดปฏิกิริยาของวัสดุภายใต้ความดันสูง วิธีการนี้สามารถลดต้นทุนการผลิตลงได้ประมาณร้อยละ 10 เมื่อเปรียบเทียบกับการผลิตวัสดุเชิงประกอบแบบดั้งเดิม

จากรูปที่ 2.3 (A) จะเห็นได้ว่าบนเกรนของอะลูมินา (บริเวณสีดำ) และระหว่างเกรนของรอยแตกในส่วนอื่นๆ จะยังคงยึดเกาะกับเกรนของไททานเนียมคาร์ไบด์ (บริเวณสีขาว) ด้วย เมื่อเปรียบเทียบกับรูปที่ (B) จะเห็นได้ว่าการยึดเกาะของเกรนจะมีเฉพาะระหว่างเกรนเท่านั้น แต่จะไม่อยู่บนเกรนของอะลูมินา



รูปที่ 2.3 (A) ชิ้นงานที่ผลิตโดยวิธี HPCS



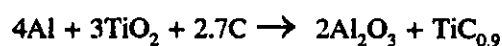
รูปที่ 2.3 (B) ชิ้นงานที่ขายในห้องตลาดผลิตโดยวิธี HIP

รูปที่ 2.3 แสดงคิวน้ำรอยแตกของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา-ไททาเนียม
ที่ผลิตโดยวิธี HPCS และ ชิ้นงานที่ขายในห้องตลาดผลิตโดยวิธี HIP



รูปที่ 2.4 แสดงรอยแตกที่เกิดจากการวัดความแข็งด้วยหัวกดแบบวิกเกอร์ส

จากรูปโครงสร้างภาคของชิ้นงาน HPCS สามารถอธิบายได้โดยกลไกการเกิด
ปฏิกิริยาอุณหภูมิอะเดียบาติก (adiabatic temperature, T_{ad}) ซึ่งคำนวณจากตารางเทอร์โมไดนามิก
และอุณหภูมิสูงสุดในการเกิดปฏิกิริยาของสมการคือ 2380 องศาเซลวิน



2.2.2 การเผาผนึกโดยไม่ใช้ความดัน (Pressureless Sintering)

เป็นการเผาผนึกวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา-ไททาเนียมคาร์ไบด์ โดยให้ชิ้นงานฝังลงในผง $Al_2O_3 + C$ หรือ $Al_2O_3 + TiC$ หรือ $Al_2O_3 + C + TiC$ ในระหว่างทำการเผาผนึกเพื่อระงับการเกิดปฏิกิริยาที่จะเกิดขึ้นในระหว่าง อะลูมินา กับ ไททาเนียมคาร์ไบด์ ปฏิกิริยาที่เกิดขึ้นจะเกิดเป็นแก๊สคาร์บอนมอนอกไซด์ซึ่งมีผลต่อความหนาแน่น

1. ใช้ ผงอะลูมินา (Al_2O_3) ผสมกับ แมกนีเซียมออกไซด์(MgO) เพื่อเป็นตัวได้ป(doped) ประมาณ 1000 พีพีเอ็ม. เพื่อยับยั้งการเกิดเกรนโต (Grain-growth) โดยคำนวณปริมาณการใช้ $Mg(NO_3)_2 \cdot 7H_2O$
2. นำ ผงอะลูมินา ที่ได้ปด้วยแมกนีเซียมออกไซด์แล้วในปริมาณร้อยละ 70 โดยน้ำหนัก ผสมกับผงไททาเนียมคาร์ไบด์ ในปริมาณร้อยละ30โดยน้ำหนัก แล้วบดด้วย ลูกบดอะลูมินา และ ใช้ อะซิโตน(acetone) เป็นตัวหล่อเย็น
3. นำไปอบแห้ง
4. ได้ผงอะลูมินาผสมกับผงไททาเนียมคาร์ไบด์ นำมาขึ้นรูปด้วยเครื่องอัดขึ้นรูปแบบแกนเดียว (Uniaxially Pressing) ใช้ความดัน 50 เมกกะปาสกาล
5. นำชิ้นงานที่ได้ไปทำการเพิ่มความหนาแน่นด้วยการอัดขึ้นรูปแบบใช้ความดันที่เท่ากันทิศทางโดยไม่ใช้ความร้อน (Cold Isostatic Pressing (CIP)) โดยใช้ความดัน 200 เมกกะปาสกาล
6. ทำการเผาผนึกด้วยเตาเผาที่อุณหภูมิ 1870 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 10 นาที ภายใต้บรรยากาศแก๊สฮีเลียม โดยใช้อัตราการความร้อน(Heating Rate) 5 องศาเซลเซียส/นาที ซึ่งจะต้องฝังชิ้นงานอยู่ในผง อะลูมินา(Al_2O_3) + คาร์บอน(C) + ไททาเนียมคาร์ไบด์(TiC) เพื่อป้องกันการเกิดปฏิกิริยาเคมีและไอระเหยออกมาจากชิ้นงาน (Kim และ Lee, 1989)

2.2.3 การอัดขึ้นรูปโดยใช้ความร้อน (Hot-Pressing)

เป็นการอัดขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา-ไททาเนียมคาร์ไบด์ โดยใช้ความดันและความร้อนพร้อมกัน ในระหว่างทำการเผาผนึกเป็นอัดขึ้นรูปแบบแกนเดียว(Uniaxially Pressing) ดังนั้นความแข็งแรงของชิ้นงานที่ได้จาก Hot Pressing จึงไม่มีความสม่ำเสมอเท่ากันทุกทิศทาง เมื่อเทียบกับวิธี HIP

1. ใช้ผงอะลูมินาปริมาณร้อยละ 70 โดยน้ำหนัก ผสมกับผงไททานเนียมคาร์ไบด์ ในปริมาณร้อยละ 26 โดยน้ำหนักและผสมกับผงเซอร์โคเนียมออกไซด์ ในปริมาณร้อยละ 4 โดยน้ำหนัก
2. บดส่วนผสมตามข้อที่ 1 โดยใช้เครื่องบดแบบแอตทริชันมิล(Attrition Mill) เป็นเวลา 90 นาที
3. นำผงที่ได้จากการบดไปอบแห้ง
4. ทำผงแกรนูล
5. ผงแกรนูลทำการอัดขึ้นรูปโดยใช้ความร้อนที่อุณหภูมิ 1675 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 30 นาที ภายใต้บรรยากาศสุญญากาศใช้ความดัน 30 เมกกะปาสกาล โดยใช้กราฟไฟท์โมล(Graphite mold) (Stephen และ คณะ, 1988)

2.2.4 การอัดขึ้นรูปแบบใช้ความดันที่เท่ากันทิศทางโดยใช้ความร้อน (Hot Isostatic Pressing, HIP)

ใช้กรรมวิธีโดยไม่ใช้แคปซูลห่อหุ้มชิ้นงาน (Without Encapsulation) โดยการนำชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา-ไททานเนียมคาร์ไบด์ที่ผ่านการเผาผนึกมาก่อนโดยมีความหนาแน่นไม่น้อยกว่าร้อยละ 95 ของความหนาแน่นทางทฤษฎี

กระบวนการ HIP โดยไม่ใช้แคปซูล (Capsule) มีประโยชน์ ดังนี้

1. ไม่มีค่าใช้จ่ายเงินในการทำแคปซูลห่อหุ้ม (Encapsulation)
2. สามารถทำให้ปริมาณผลผลิตต่อครั้งได้สูงกว่า การใช้วิธีแคปซูลห่อหุ้ม
3. ลดปัญหาที่เกิดจากการขีดแคปซูลไม่สมบูรณ์ทำให้เกิดการรั่ว
4. สามารถขึ้นรูปชิ้นส่วนที่มีรูปร่างซับซ้อนได้ไม่ต้องใช้เทคนิคพิเศษในการทำแคปซูลห่อหุ้ม
5. ไม่เกิดปัญหาด้านปฏิกิริยาที่อาจจะเกิดขึ้นระหว่างวัสดุที่ใช้ทำแคปซูลกับชิ้นงาน
6. ในปัจจุบันยังไม่พบว่ามีวัสดุทำแคปซูลชนิดใดที่สามารถใช้งานในช่วงอุณหภูมิกว้างได้ จึงอาจเกิดปัญหาด้านการเลือกประเภทวัสดุใช้ทำแคปซูลได้ไม่เหมาะสม ดังนั้นแนวทางการศึกษาและวิจัยการขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา-ไททานเนียมคาร์ไบด์ สำหรับอุปกรณ์ประเภทงานตัด

โดยกระบวนการ HIP แบบไม่ใช้แคปซูลห่อหุ้ม(Capsule free) หรือแบบการเผาผนึกผสมกับการ HIP(Sintering-Plus-HIP Method) จึงมีความน่าสนใจ เพราะมีความเป็นไปได้ที่จะพัฒนาในเชิง ขยายเป็นอุตสาหกรรมผลิตแบบต่อเนื่อง (Mass Production) ได้อีกในอนาคต

1. ใช้ ผงอะลูมินา (Al_2O_3) ผสมกับ แมกนีเซียมออกไซด์(MgO) เพื่อเป็นตัวโด๊ป(doped) ประมาณ 1000 พีพีเอ็ม. เพื่อยับยั้งการเกิดเกรนโต (Grain-growth) โดยคำนวณปริมาณการใช้ $Mg(NO_3)_2 \cdot 7H_2O$

2. นำ ผงอะลูมินา ที่โด๊ปด้วยแมกนีเซียมออกไซด์แล้วในปริมาณร้อยละ 70 โดยน้ำหนัก ผสมกับผงไททาเนียมคาร์ไบด์ ในปริมาณร้อยละ30โดยน้ำหนัก แล้วบดด้วย ลูกบดอะลูมินา และ ใช้ อะซิโตน(acetone) เป็นตัวหล่อเย็น

3. นำไปอบแห้ง

4. ได้ผงอะลูมินาผสมกับผงไททาเนียมคาร์ไบด์ นำมาขึ้นรูปด้วยเครื่องอัดขึ้นรูปแบบแกน เดียว (Uniaxially Pressing) ใช้ความดัน 50 เมกกะปาสกาล

5. นำชิ้นงานที่ได้ไปทำการเพิ่มความหนาแน่นด้วยการอัดขึ้นรูปแบบใช้ความดันที่เท่ากัน ทุกทิศทางโดยไม่ใช้ความร้อน (Cold Isostatic Pressing (CIP)) โดยใช้ความดัน 200 เมกกะปาส คาล

6. ทำการเผาผนึกด้วยเตาเผาที่อุณหภูมิ 1870 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 10 นาที ภายใต้ บรรยากาศแก๊สฮีเลียม โดยใช้อัตราการร้อน(Heating Rate) 5 องศาเซลเซียส/นาที ซึ่งจะต้องฝัง ชิ้นงานอยู่ในผง อะลูมินา(Al_2O_3) + คาร์บอน(C) + ไททาเนียมคาร์ไบด์(TiC) เพื่อป้องกันการเกิด ปฏิกิริยาเคมีและไอระเหยออกมาจากชิ้นงาน

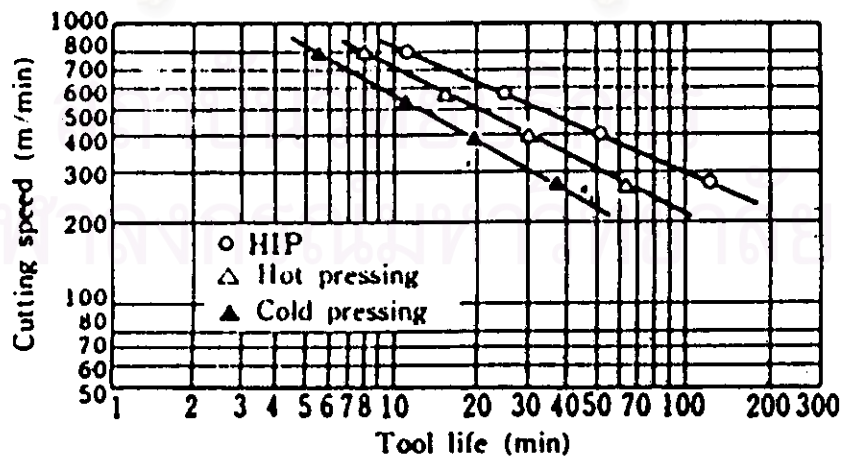
7. นำชิ้นงานที่ผ่านการเผาผนึกมาแล้ว มาทำการเพิ่มความหนาแน่นด้วย Hot Isostatic Pressing (HIP) ที่อุณหภูมิ 1550 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 30 นาที ใช้ความดัน 150 เมกกะปาสคาล ภายใต้บรรยากาศแก๊สอาร์กอน (Kim และ Lee, 1989)

จากการผลิตวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา-ไททาเนียมคาร์ไบด์ทั้ง 3 กระบวนการจะ พบว่าการใช้กระบวนการขึ้นรูปด้วย วิธี Hot Pressing จะมีค่าความเหนียว (Fracture Toughness) และค่าความทนต่อการดัดโค้ง (Flexural Strength) ดีที่สุด ดังตารางที่ 2.1

ตารางที่ 2.1 แสดงสมบัติของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา-ไททาเนียมคาร์ไบด์จากกระบวนการขึ้นรูปด้วยวิธีต่าง ๆ (Kim และ Lee, 1989)

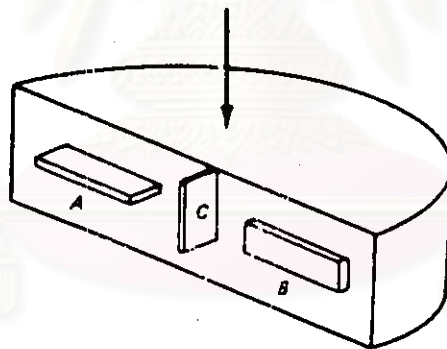
No.	Material	Densification Conditions	Density (%TD)	Fracture toughness (MPa.m ^{1/2})	Flextural strength (MPa)
1	Sintered with embedding	1870 °C, helium, 10 min. Al ₂ O ₃ +C+TiC embedding	96.7	4.2 ± 0.5	625 ± 121
2	Sintered and hot isostatically pressed. (HIP)	Sample 1. is HIP, 1500 °C argon, 30 min. 150 MPa	99.8	4.3 ± 0.3	686 ± 95
3	Hot-pressed	1650 °C, vacuum, 30 min. 40 MPa	99.9	4.3 ± 0.3	721 ± 84

แม้ว่าผลจากการวัดสมบัติเชิงกลของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา-ไททาเนียมคาร์ไบด์ โดยใช้ Hot Pressing จะมีค่าสูงกว่า Hot Isostatic Pressing (HIP) แต่จากการทดสอบด้วยการกลึงชิ้นงานจริง พบว่าอายุการใช้งานของเครื่องมือสำหรับงานตัดแต่ง ที่ทำจาก HIP จะมีอายุการใช้งานที่นานกว่าชิ้นงานที่ทำจาก Hot Pressing ดังรูปที่ 2.5



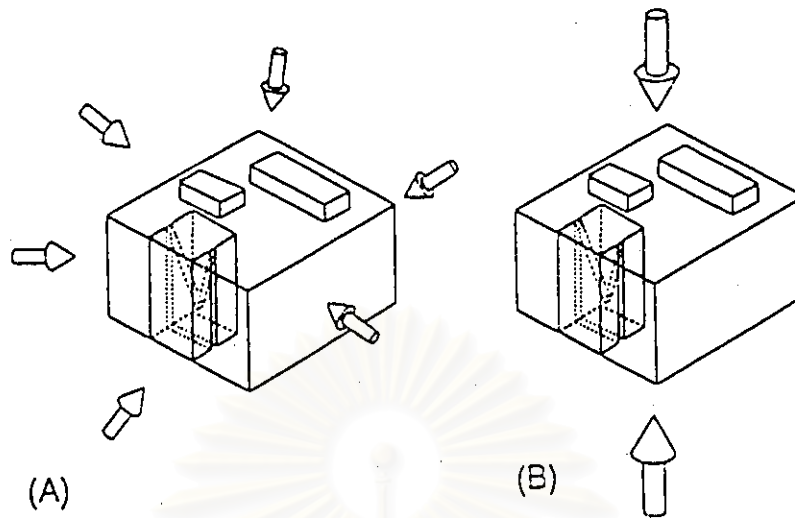
รูปที่ 2.5 การเปรียบเทียบอายุการใช้งาน (Tool life) ของเครื่องมือสำหรับงานตัดแต่งที่ได้จาก HIP Hot Pressing และ Cold Pressing (Stephen และ คณะ, 1988)

ขนาดรูปร่างและการกระจายตัวของรอยตำหนิในโครงสร้างเครื่องมือสำหรับงานตัดแต่งสำคัญมาก การหลีกเลี่ยงรอยตำหนิในโครงสร้างได้จะต้องใช้เทคนิคโดยการใช้ความดันสูงเพื่อเพิ่มความหนาแน่นให้กับชิ้นงานซึ่งจะสามารถควบคุมอายุการใช้งานของเครื่องมือสำหรับงานตัดแต่งได้ ระหว่างการทำ Hot Pressing นั้น มักจะมีรูพรุนเหลืออยู่ในแนวราบที่ตั้งฉากกับทิศทางในการอัดของ Hot Pressing ดังนั้นจะมีผลกระทบต่อด้านตัดขวางของชิ้นงาน เมื่อได้รับแรงกระทำจากภายนอกจะทำให้มีความแข็งแรงไม่เท่ากันทุกทิศทาง ดังแสดงรูปที่ 2.6 แสดงการเปรียบเทียบค่าความแข็งแรงของชิ้นงานที่ได้จาก Hot Pressing ในทิศทางต่างๆ จากรูปที่ 2.6 จะเห็นว่าชิ้นงานทดสอบ A ซึ่งมีทิศทางที่ตั้งฉากกับแนวแรงกดอัดของ Hot Pressing จะมีความแข็งแรงสูงกว่าทิศทางอื่นๆ ดังนั้นความแข็งแรงของชิ้นงานที่ได้จาก Hot Pressing จึงไม่มีความสม่ำเสมอเท่ากันทุกทิศทาง ในขณะที่ HIP มีรูพรุนที่เหลืออยู่ในโครงสร้างในลักษณะที่เป็นทรงกลมมีความสม่ำเสมอและสามารถรับแรงกระทำจากภายนอกได้ทุกทิศทาง



	A	B	C
Average four-point bend strength, MPa (ksi)	876 (127)	761 (110)	713 (103)
Standard deviation, MPa (ksi)	105 (15.3)	142 (20.6)	92 (13.3)

รูปที่ 2.6 แสดงค่าความแข็งแรงในทิศทางต่างๆของชิ้นงานซิลิกอนไนไตรด์ที่ผ่านการ Hot Pressing (Jack และ Rubin, 1991)



รูปที่ 2.7 ทิศทางแรงที่กระทำกับชิ้นงานของ HIP, Hot pressing (Stephen และ คณะ, 1988)

เทคโนโลยีที่มีความเป็นไปได้สำหรับการขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา-ไททาเนียมคาร์ไบด์ เพื่อให้เป็นวัสดุสำหรับตัดขนาดเล็ก เช่น เครื่องมือสำหรับงานตัดแต่ง คือ กระบวนการ Hot Isostatic Pressing (HIP) เพราะสามารถขึ้นรูปวัสดุประเภท Hard Metal, Ferrite, Piezoelectric, Oxide (ZrO_2 , Al_2O_3 , BeO), Nitride (TiN , BN) และ Carbide (SiC) เป็นต้น แสดงตารางที่ 2.2

ตารางที่ 2.2 ภาวะการใช้งานของ HIP สำหรับวัสดุเซรามิก (Fukuura, 1985)

	Temperature ($^{\circ}C$)	Pressure (MPa)	Density (% TD)
Ni-Zn-ferrite	1050-1180	100	>99.5
Mn-Zn-ferrite	1180-1250	100	>99.5
PZT	1000-1100	100	>99.5
Al_2O_3	1350-1450	100	~100
Al_2O_3 -30 TiC	1450-1600	100	~100
Si_3N_4 - Al_2O_3 - Y_2O_3	1700-1800	100 (N_2)	~100
TiN	1850	145	99
BN	1850	145	97
Si_3N_4	1900	145	98
SiC	1950-2050	100	~100

สมบัติทางกายภาพและสมบัติเชิงกลที่ได้ มีคุณภาพดีขึ้น แสดงตารางที่ 2.3 และ ค่าใช้จ่ายลดลงเมื่อเปรียบเทียบกับกระบวนการดั้งเดิม เช่น Hot Pressing นอกจากนั้นระยะเวลาที่ผ่านมา อุปกรณ์ HIP ได้รับการพัฒนาให้สามารถทำงานได้ที่อุณหภูมิมากกว่า 2200 องศาเซลเซียส และจากการให้ความดันสูงที่เท่ากันจากทุกทิศทาง ทำให้สมบัติของชิ้นงานที่ได้มีความแข็งแรงเท่ากันทุกๆด้าน (Isotropic) และมีความสม่ำเสมอ (Homogeneous) ประการที่สอง การใช้ความดันได้สูงถึง 300 เมกกะปาสคาล ซึ่งมากกว่า Hot Pressing สำหรับชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา-ไททาเนียมคาร์ไบด์สามารถใช้สารปรับปรุงสมบัติ(Additive)ในปริมาณที่น้อยลงได้ ประการที่สาม คือความแข็งแรงสูงชิ้นโครงสร้างมีความสม่ำเสมอและเกรนมีขนาดเล็ก(Kolzumi,1987)สมบัติทั้งหมดดังกล่าวทำให้วัสดุเชิงประกอบอะลูมินา-ไททาเนียมคาร์ไบด์ สามารถใช้งานได้ดีที่อุณหภูมิสูง

ตารางที่ 2.3 เปรียบเทียบสมบัติของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา-ไททาเนียมคาร์ไบด์จากกระบวนการขึ้นรูปด้วยวิธีต่าง ๆ(Kolzumi และ Nishihara, 1987)

			Density (g/cm ³)	Hardness (H _R A)	Flexural strength (kg/cm ²)
Cold-pressed products			3.95	93.5	65
Hot-pressed products	Al ₂ O ₃	*	4.00	94.0	75
		°	4.00	93.0	60
Hip-processed products	70 Al ₂ O ₃ -30 TiC		4.24	94.5	90
		Al ₂ O ₃	3.99	95.0	80
	70 Al ₂ O ₃ -30 TiC	With capsule	3.98	94.0	75
		Without capsule	4.24	94.8	90
		4.23	94.1	70	

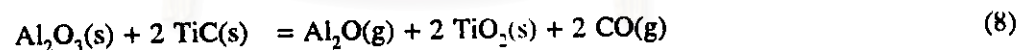
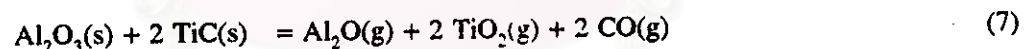
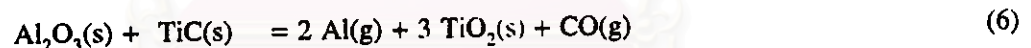
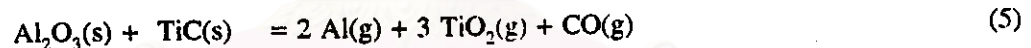
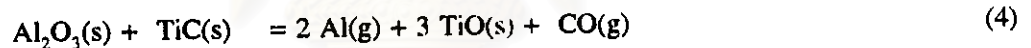
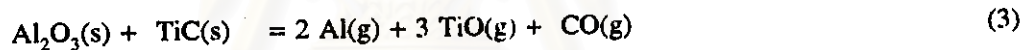
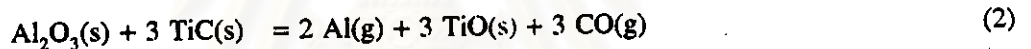
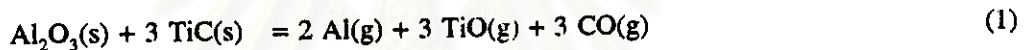
* Face perpendicular to hot pressing direction.

° Face parallel to hot pressing direction.

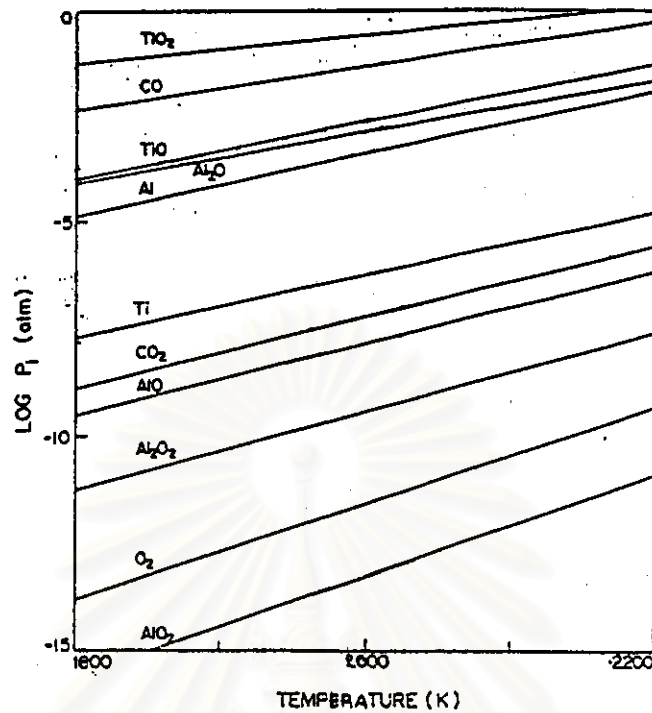
ปัญหาอันหนึ่งซึ่งเกิดขึ้นระหว่างการเพิ่มความหนาแน่นของชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา-ไททาเนียมคาร์ไบด์ ก็คือ การเกิดปฏิกิริยาระหว่าง อะลูมินา และ ไททาเนียมคาร์ไบด์ ในระหว่างการเผาผนึกที่อุณหภูมิสูง ไม่เพียงแต่การเกิดปฏิกิริยาเท่านั้นแต่ยังเกิดแก๊สที่ชิ้นงานไม่ต้องการ ซึ่งเป็นปัญหาใหญ่ที่ทำให้การเผาผนึกมีความยุ่งยากขึ้น และยังมีผลกระทบต่ออัตราการบอบที่อยู่ในไททาเนียมคาร์ไบด์ ซึ่งจะทำให้ไททาเนียมคาร์ไบด์ มีความแข็งแรงลดลงอีกด้วย ตัวอย่างอันหนึ่งที่ช่วยแก้ไขปัญหาคือการใช้ Hot Pressing ซึ่งจะช่วยเพิ่มแรงผลักดัน สำหรับการเผาผนึก การเกิดปฏิกิริยาของ 2 องค์ประกอบจะเกิดขึ้นน้อยสุดระหว่างการทำ Hot Pressing ทำให้เกิดความหนาแน่นที่อุณหภูมิต่ำและเวลาที่สั้น แต่แก๊สที่ออกมาจากชิ้นงานอาจจะถูกจำกัดด้วย

กราไฟท์โมลซึ่งเป็นภาชนะปิดของ Hot Pressing อีกด้วย ดังนั้น Hot Isostatic Pressing (HIP) จึงเป็นกรรมวิธีการขึ้นรูปที่ถูกใช้แทน Hot Pressing ในการทำวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา-ไททานเนียมคาร์ไบด์ เพราะสามารถแก้ไขปัญหาดังกล่าวได้ (Stephen และ คณะ, 1988)

ในการหาปฏิกิริยาที่เกิดขึ้นระหว่างการเผาผนึกวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา-ไททานเนียมคาร์ไบด์ จะอาศัยหลักการทางเทอร์โมไดนามิกโดยใช้คอมพิวเตอร์ช่วยในการคำนวณเพื่อศึกษาส่วนผสมที่สมดุลในระบบของ Al-O-Ti-C ดังรูปที่ 2.6 จะพิจารณาจาก $TiO_2(g)$, $CO(g)$, $TiO(g)$, $Al_2O_3(g)$, และ $Al(g)$ ซึ่งมีผลมากใน แก๊สเฟส โดยพิจารณาจากปฏิกิริยาดังต่อไปนี้ที่อุณหภูมิ 1800, 2000, 2200 องศาเซลวิน

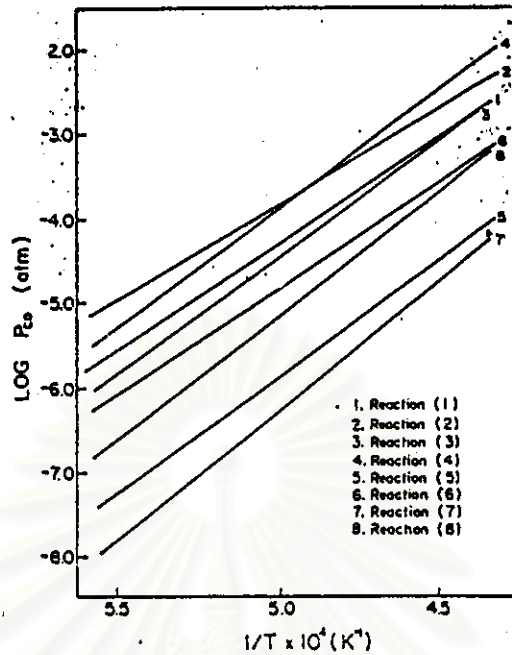


จากปฏิกิริยาที่ (1)-(8) เป็นปฏิกิริยาที่เกิดจาก อะลูมินา(Al_2O_3) กับ ไททานเนียมคาร์ไบด์ (TiC)ระหว่างการเผาผนึก ซึ่งส่วนผสมทางเคมีของ Al_2O_3 จะกลายเป็น Al_2O และ O_2 และ เกิดปฏิกิริยาออกซิเดชันกับ TiC ซึ่งเป็นปฏิกิริยาระหว่างแก๊สกับของแข็ง (Gas-Solid) ส่วนปฏิกิริยาระหว่าง ของแข็งกับของแข็ง(Solid-Solid) คือ Al_2O_3 และ TiC ซึ่งจะทำให้เกิดแก๊สคาร์บอนมอนอกไซด์(CO) ตั้งแต่ตอนแรกที่อุณหภูมิเริ่มเคลื่อนตัวสัมผัสกัน



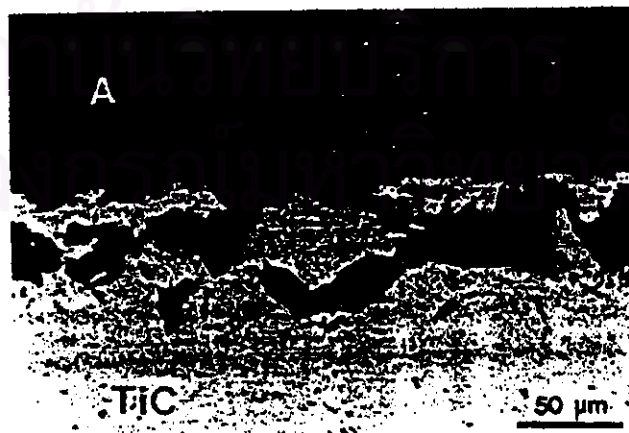
รูปที่ 2.8 ความดันย่อยสมดุลของส่วนที่เป็นแก๊สในระบบของ Al - O -TiC (Stephen และ คณะ, 1988)

จากรูปที่ 2.9 เป็นการแสดงปฏิกิริยาของ Al_2O_3 -TiC หลังจากการเผาผนึกเมื่อรูปพูนปิดหมดแล้ว โดยวัดออกมาเป็นค่าพลังงานอิสระ (Gibbs-Free Energy) กับความดันย่อยสมดุลของส่วนที่เป็นแก๊สคาร์บอนมอนอกไซด์ (P_{CO}) ของปฏิกิริยา (1) ถึง (8) อัตราส่วนของแก๊สในแต่ละปฏิกิริยาที่อยู่ในลักษณะเหมาะสมกัน ปฏิกิริยาที่ (2) และ (4) ซึ่งมีความดันย่อยสมดุลของส่วนที่เป็นแก๊สคาร์บอนมอนอกไซด์สูง และ ส่วนใหญ่ปฏิกิริยามักจะเกิดต่อไปอีกถ้า ความดันย่อยสมดุลของส่วนที่เป็นแก๊สคาร์บอนมอนอกไซด์ต่ำกว่า 4.42×10^{-3} บรรยากาศ (เท่ากับ 4.48×10^2 ปาสคาล) ที่อุณหภูมิ 2200 องศาเซลวิน ดังนั้นถ้าสามารถทำให้ความดันย่อยสมดุลของส่วนที่เป็นแก๊สคาร์บอนมอนอกไซด์อยู่สูงกว่า 4.42×10^{-3} บรรยากาศ ในระหว่างการเผาผนึกก็สามารถป้องกันไม่ให้เกิดปฏิกิริยาได้เช่นเดียวกัน การรักษาความดันของผลิตภัณฑ์ก๊าซอื่นๆให้มีค่าสมดุลสูงกว่าปฏิกิริยาที่ (2) และ (4) ก็จะสามารถป้องกันไม่ให้เกิดปฏิกิริยาได้



รูปที่ 2.9 ความดันย่อยสมดุลของส่วนที่เป็นแก๊สคาร์บอนมอนอกไซด์(CO) ในการเกิดปฏิกิริยาของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา-ไททานเนียมคาร์ไบด์ (Stephen และ คณะ, 1988)

การเกิดปฏิกิริยาระหว่าง อะลูมินา กับ ไททานเนียมคาร์ไบด์ ในระบบของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา-ไททานเนียมคาร์ไบด์ในตอนแรกของการเผาผนึกอาจทำให้เกิดรูพรุนเปิด (Open Pores) ซึ่งจะทำให้น้ำหนักของชิ้นงานหายไปร้อยละ 7.8 แสดงรูปที่ 2.10 จะเห็นการเกิดปฏิกิริยาระหว่างอะลูมินากับไททานเนียมคาร์ไบด์ ที่ผิวหน้าของไททานเนียมคาร์ไบด์จะหายไป ซึ่งจะอยู่บริเวณขอบของเฟสอะลูมินาจะเกิดลักษณะเป็นรูพรุนระหว่างผิว



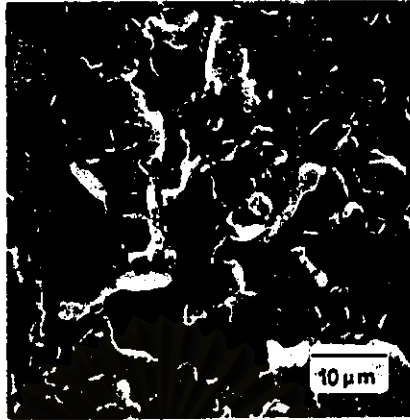
รูปที่ 2.10 แสดงภาพชิ้นงานด้านตัดขวาง(Cross Section)ซึ่งผ่านการขัดผิวหน้าแสดงให้เห็นปฏิกิริยาที่เกิดขึ้นระหว่าง Al_2O_3 และ TiC (A= Al_2O_3) (Stephen และ คณะ, 1988)

อย่างไรก็ตามแลตทิซพารามิเตอร์(Lattice Parameter) ของไททาเนียมคาร์ไบด์จะเปลี่ยนไปเล็กน้อยจาก Stoichiometric 0.4327 นาโนเมตร เป็น 0.4319 นาโนเมตร ซึ่งเกิดจากจำนวนคาร์บอนในไททาเนียมคาร์ไบด์ได้ขาดหายไป หรือ อยู่ในรูปแบบของ TiO_xC_y ในขณะที่ทำการเผาผนึกนั้นปฏิกิริยาจะเกิดแบบแก๊สกับของแข็ง(Gas-Solid) จากการวิเคราะห์เฟสของอะลูมินาและไททาเนียมคาร์ไบด์ โดยเครื่องเอ็กซ์เรย์ดีฟแฟกโตรมิเตอร์ (XRD) แลตทิซพารามิเตอร์ของไททาเนียมคาร์ไบด์จะเปลี่ยนเป็น 0.4316 นาโนเมตร จากการวิเคราะห์โดยละเอียดด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน (TEM) ในชิ้นงานที่ผ่านการขึ้นรูปด้วย Hot pressing พบว่าชั้นของการเกิดปฏิกิริยาจะมีความหนาประมาณ 40-50 นาโนเมตร ซึ่งมีความเป็นไปได้ที่เกิดจากกระบวนการแพร่ในลักษณะสถานะของแข็ง(Solid-State) การวิเคราะห์แบบจุลภาค (Micro analysis) โดยใช้เอ็กซ์เรย์เอ็นเนอร์จี้ดิสเพอร์ซีฟสเปกโทรสโคปี (X-ray energy dispersive spectroscopy,EDS) จะเห็นชั้นของการเกิดปฏิกิริยาที่ 40.8 เปอร์เซ็นต์อะลูมิเนียม และ ที่ 59.2 เปอร์เซ็นต์ไททาเนียมคาร์ไบด์ ส่วนคาร์บอน และออกซิเจนไม่ได้ทำการวิเคราะห์เนื่องจากเครื่องมือจำกัดในเรื่องของความไวต่อการตรวจวัด

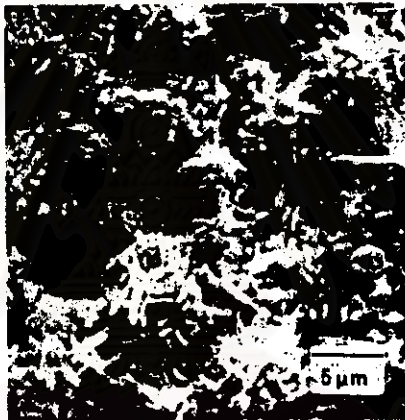
จากปฏิกิริยาที่เกิดขึ้นระหว่างการเผาผนึกวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา-ไททาเนียมคาร์ไบด์ทำให้เกิดแก๊สคาร์บอนมอนอกไซด์นั้นจะสามารถแก้ไขได้ โดยให้ชิ้นงานฝังลงในผง $Al_2O_3 + C$ หรือ $Al_2O_3 + TiC$ หรือ $Al_2O_3 + C + TiC$ ในระหว่างทำการเผาผนึกเพื่อระงับการเกิดปฏิกิริยาได้ซึ่งจะมีผลต่อการเกิดความหนาแน่น ดังตารางที่ 2.4 จะเห็นได้ว่าการใช้ผงสำหรับฝังกลบชิ้นงานชนิดต่างกันก็จะได้แก๊สในการระงับการเกิดปฏิกิริยาที่ต่างกันด้วยและยังมีผลต่อความหนาแน่นของชิ้นงาน

ตารางที่ 2.4 แสดงผลกระทบจากการใช้ผงฝังกลบชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา-ไททาเนียมคาร์ไบด์ (Stephen และ คณะ, 1988)

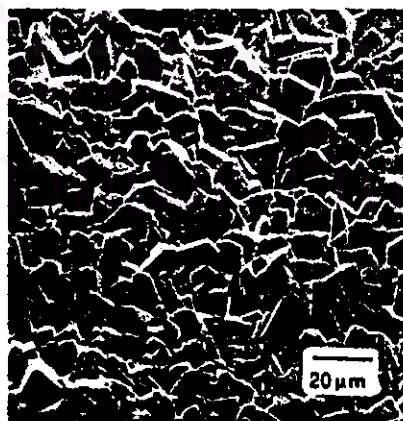
Embedding powder	Gas phases expected to be evolved	Sintered density (%TD)
None	-	89.5
$Al_2O_3 + 30 \text{ wt\% TiC}$	Al_2O, CO, TiO	93.6
$Al_2O_3 + 20 \text{ wt\% C}$	Al_2O, CO	95.3
$Al_2O_3 + 10 \text{ wt\% C} + 15 \text{ wt\% TiC}$	Al_2O, CO, TiO	96.7



(A) ที่อุณหภูมิ 400 องศาเซลเซียส



(B) ที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส



(C) ที่อุณหภูมิ 1000 องศาเซลเซียส

รูปที่ 2.11 แสดงการเกิดออกซิเดชันบนผิวหน้าของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา-ไททานเนียมคาร์ไบด์
(Tampieri และ Bellosi, 1992)

โครงสร้างและรูปร่างการเกิดออกซิเดชันที่ผิวของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา-ไททาเนียมคาร์ไบด์จากการตรวจที่ผิวของการเกิดออกซิเดชัน พบว่าเป็นโครงสร้างไททาเนียมไดออกไซด์แบบรูไทล์ (TiO_2 -Rutile) ซึ่งเริ่มเกิดขึ้นเป็นจำนวนเล็กน้อยที่อุณหภูมิ 700 องศาเซลเซียส และ 800 องศาเซลเซียส ไททาเนียมไดออกไซด์จะปรากฏเป็นหลายระนาบที่อุณหภูมิเหนือ 900 องศาเซลเซียส การโตของผลึกจะเกิดขึ้นในทิศทาง [221] และ ทิศทาง [101] แสดงรูปที่ 2.11

การเกิดปฏิกิริยา $\text{TiC} \rightarrow \text{TiO}_2$ จนปริมาณมีการขยายตัวขึ้นมากจึงทำให้เกิดรอยแตกขึ้นระหว่างอะลูมินากับไททาเนียมคาร์ไบด์ ซึ่งมีความเป็นไปได้ที่เป็นสาเหตุมาจากการเกิดออกซิเดชันของอนุภาคไททาเนียมคาร์ไบด์ ที่อยู่ภายใต้ผิวหน้าของตัวอย่างที่อุณหภูมิมากกว่า 900 องศาเซลเซียส ต่อเนื่องเป็นชั้นบางๆ ที่โตขึ้นเรื่อย ๆ จนกลายเป็นผลึกรูไทล์ (Rutile) ปกคลุมผิวหน้าของตัวอย่าง

2.3 สารปรับปรุงสมบัติ

สารที่ช่วยปรับปรุงสมบัติเชิงกลของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา-ไททาเนียมคาร์ไบด์ ให้ดีขึ้นและเพิ่มความสามารถในการใช้เป็นเครื่องมือสำหรับงานตัดแต่ง เพื่อให้อายุการใช้งานนานขึ้น ได้แก่ โลหะออกไซด์ เช่น GaO , CeO_2 , MgO , NiO , Cr_2O_3 , ZrO_2 , Y_2O_3 , เป็นต้น และสารโลหะคาร์บอเนต เช่น BaCO_3 , CaCO_3 , SrCO_3 เป็นต้น แสดงตารางที่ 2.5

จากตารางที่ 2.5 แสดงผลของสารปรับปรุงสมบัติชนิดต่าง ๆ ที่มีต่อความสามารถในการตัดตกแต่งวัสดุ (Machinability)



ตารางที่ 2.5 แสดงสารปรับปรุงสมบัติชนิดต่าง ๆ ที่ใช้กับวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา-ไททาเนียมคาร์ไบด์ (Kawaguchi และ Yamaguchi, 1987)

Additive		Machinability
Type	Amount (parts)	Cutting rate (m.m./min.)
GaO	2	22
BaCO ₃	2	30
CaCO ₃	2	25
SrCO ₃	2	20
CeO ₂	2	20
MgO	1	10
Y ₂ O ₃	1	15
Cr ₂ O ₃	1	14
NiO	1	20
ZrO ₂	1	14
Mo	1	14

2.4 สารช่วยยับยั้งในการเกิดปฏิกิริยาระหว่าง อะลูมินา กับ ไททาเนียมคาร์ไบด์

การเผาผนึกระหว่างอะลูมินากับไททาเนียมคาร์ไบด์นั้นสามารถทำได้ยากเนื่องจากจะเกิดปฏิกิริยาเคมีที่อุณหภูมิสูงทำให้เกิดแก๊สขึ้นมาซึ่งเป็นเรื่องที่ไม่พึงปรารถนาในการเผาผนึกและมีผลทำให้ความหนาแน่นไม่ดีเท่าที่ควรและต่อเนื่องไปถึงสมบัติเชิงกลของชิ้นงานด้วยจึงมีความจำเป็นต้องใช้สารที่สามารถช่วยยับยั้งไม่ให้เกิดปฏิกิริยาทางเคมีขึ้นในระหว่างการเผาผนึกที่อุณหภูมิสูง ได้แก่พวกโลหะออกไซด์ TiO₂, MgO, Cr₂O₃, HfO₂, ZrO₂ เป็นต้น (Minyoung, 1988)

2.5 สมบัติของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา-ไททานเนียมคาร์ไบด์

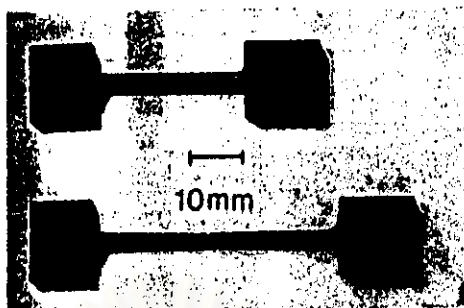
ตารางที่ 2.6 สมบัติของวัสดุเชิงประกอบที่ผ่านการ Hot-Pressing (Tampieri และ Bellosi, 1992)

Sample	Electrical resistivity, ρ ($\Omega \cdot \text{cm}$)	Thermal expansion coefficient, λ ($^{\circ}\text{C}^{-1}$)	Young's modulus, E (GPa)	Vickers hardness HV 0.5 (GPa)	Fracture toughness, K_{IC} ($\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$)	Four-point bending strength, σ (MPa)		
						RT	700 $^{\circ}\text{C}$	800 $^{\circ}\text{C}$
$\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiN}$	6.94×10^{-4}	8.11	415	19.02	5.16	729 \pm 53	521 \pm 44	448 \pm 16
$\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiC}$	6.15×10^{-3}	7.94	410	20.71	4.27	785 \pm 86	565 \pm 52	495 \pm 122
Al_2O_3	$> 10^{13}$	8.01	396	18.70	3.24	436 \pm 35	346 \pm 35	364 \pm 19

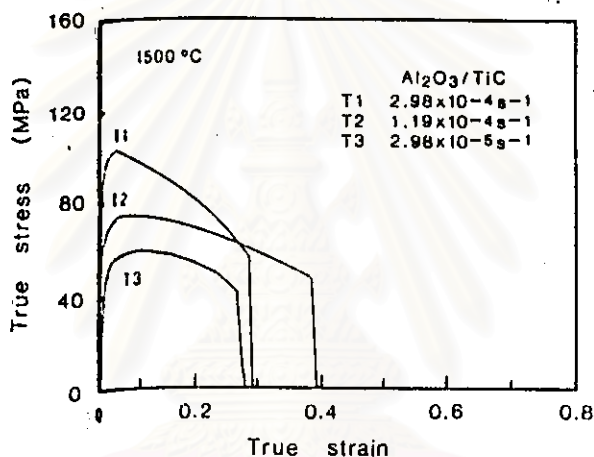
จากตารางที่ 2.6 เมื่อเปรียบเทียบสมบัติด้านต่าง ๆ ของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา-ไททานเนียมคาร์ไบด์ กับ วัสดุเชิงประกอบอะลูมินา-ไททานเนียมไนไตรด์ ($\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiN}$) หรืออะลูมินาที่ใช้เป็นเครื่องมือสำหรับงานตัดแต่งเหมือนกันแล้ว วัสดุเชิงประกอบอะลูมินา-ไททานเนียมคาร์ไบด์ จะมีสมบัติเชิงกลที่ดีกว่าหลายด้าน เช่น ค่าความแข็งวิกเกอร์ (H_V) 20.71+0.86 จิกกะปาสคาล มีความแข็งแรงที่อุณหภูมิห้องสูงถึง 788 \pm 86 เมกกะปาสคาล และที่อุณหภูมิสูง 800 องศาเซลเซียส มีค่า 495 \pm 12.2 เมกกะปาสคาล ค่าสัมประสิทธิ์การขยายตัวต่ำ 7.94 องศาเซลเซียส ส่วนความเหนียว และ ค่าโมดูลัสของยัง จะอยู่ค่ากลาง ๆ ระหว่าง วัสดุเชิงประกอบอะลูมินา-ไททานเนียมไนไตรด์ กับ อะลูมินา

2.5.1 สมบัติความทนต่อแรงดึง (Tensile Strength)

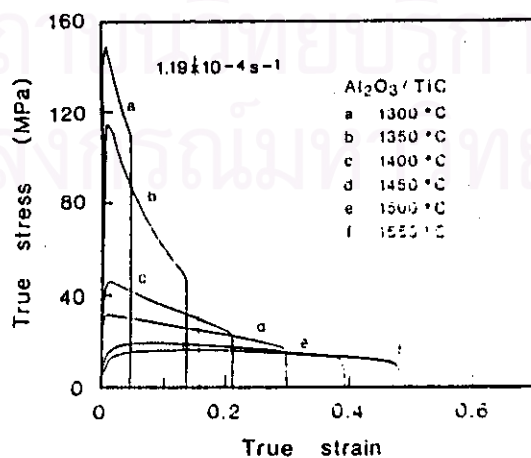
จากการทดสอบความทนต่อแรงดึงโดยใช้เครื่องทดสอบแรงดึง(Universal Testing)ทำการทดสอบชิ้นงานที่อุณหภูมิ 1300 ถึง 1500 องศาเซลเซียส ในภาวะสุญญากาศ เครื่องชิ้นงานทดสอบโดยการกลึงด้วยเพชร (Diamond Cutting Tool) ให้มีความยาวช่วงกลาง (Gauge Length) ยาวเท่ากับ 28 มิลลิเมตร ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 3 มิลลิเมตร แสดงรูปที่ 2.12



รูปที่ 2.12 แสดงชิ้นงานทดสอบแรงดึงของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา-ไททาเนียมคาร์ไบด์ (Nagano, 1991)

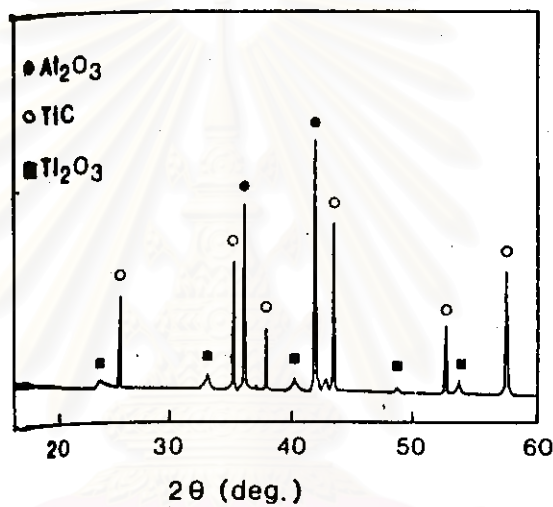


รูปที่ 2.13 ค่า True Stress-True Strain Curves โดยใช้ความเร็วในการดึงคงที่ ที่อุณหภูมิ 1500 องศาเซลเซียส (Nagano, 1991)

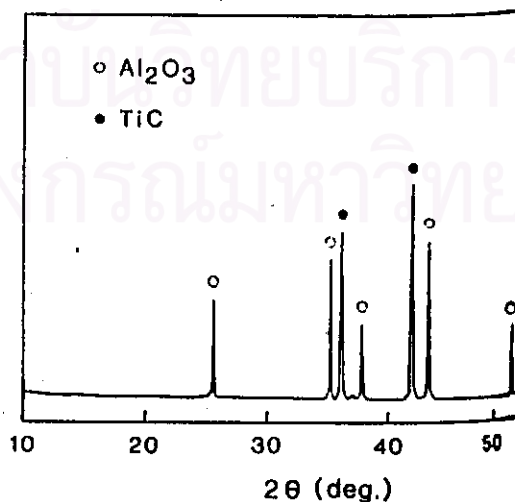


รูปที่ 2.14 ค่า True Stress-True Strain Curves ด้วยการทดสอบแรงดึงที่อุณหภูมิต่าง ๆ กัน (Nagano, 1991)

จากการทดสอบแรงดึงที่มีอัตราการดึงที่ความเร็วต่าง ๆ กัน ได้แก่ T1, T2, T3 ที่อุณหภูมิ 1500 องศาเซลเซียส แสดงรูปที่ 2.13 จะเห็นได้ว่า T2 ที่มีอัตราการดึงที่ 1.19×10^{-4} ต่อนาที แต่จะทดสอบที่อุณหภูมิ 1300-1500 องศาเซลเซียส ตามลำดับ แสดงรูปที่ 2.14 จะพบว่าที่อุณหภูมิ 1500 องศาเซลเซียส จะมี True Strain มากที่สุด จึงมีการวิเคราะห์หาสาเหตุที่อุณหภูมิ 1500 องศาเซลเซียส จากการวิเคราะห์ด้วยเครื่องเอกซเรย์ดิฟแฟรคโทรมิเตอร์ (XRD) จะพบสารประกอบ Ti_2O_3 เกิดขึ้นแสดงรูปที่ 2.15 ซึ่งมีผลต่อความแข็งแรงของชิ้นงาน โดยผลการวิเคราะห์จะแตกต่างจากการวิเคราะห์ชิ้นงานก่อนการทดสอบแรงดึง แสดงรูปที่ 2.16

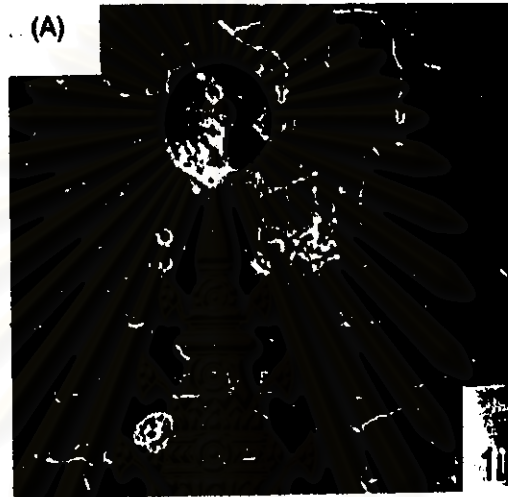


รูปที่ 2.15 แสดงผลการวิเคราะห์จากเครื่องเอกซเรย์ดิฟแฟรคโทรมิเตอร์ (XRD) ของชิ้นงานที่ใช้ความเร็วในการดึง เท่ากับ 1.19×10^{-4} ต่อนาที ที่ 1550 องศาเซลเซียส (Nagano, 1991)



รูปที่ 2.16 แสดงผลการวิเคราะห์จากเครื่องเอกซเรย์ดิฟแฟรคโทรมิเตอร์ (XRD) ของชิ้นงานก่อนการทดสอบแรงดึง (Nagano, 1991)

นำชิ้นงานที่ผ่านการทดสอบแรงดึง ที่มีอัตราความเร็วในการดึง 1.19×10^{-4} ต่อ นาที ที่ 1550 องศาเซลเซียส ไปดูโครงสร้างรอยแตกจากการดึงด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning Electron Microscope, SEM) แสดงรูปที่ 2.17

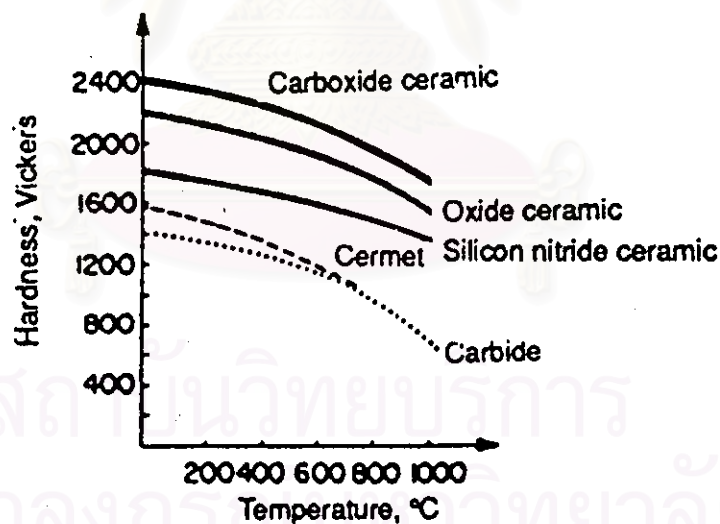


รูปที่ 2.17 แสดงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานทดสอบแรงดึง ที่ได้จากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด(SEM) (Nagano, 1991)

จากรูปที่ 2.17(a) เป็นภาพก่อนการทดสอบแรงดึง และรูปที่ 2.17(b) จะเห็นว่าเกิดสารประกอบ Ti_2O_3 ขึ้นมาที่อุณหภูมิ 1550 องศาเซลเซียส(ดังแสดงในพีค XRD รูปที่ 2.15) ซึ่งจะทำให้โครงสร้างมีรูพรุนเกิดขึ้นระหว่างอะลูมินากับไททาเนียมคาร์ไบด์ทำให้ชิ้นงานมีความแข็งแรงลดลง

2.5.2 สมบัติความแข็งที่อุณหภูมิสูง (Hot Hardness)

การตัดตกแต่งชิ้นงาน (Machining) โดยใช้เครื่องมือสำหรับงานตัดแต่งนั้นมีความจำเป็นต้องใช้ความเร็วรอบในการตัดตกแต่งที่สูง ทำให้เกิดการเสียดสีระหว่างปลายคมตัดของเครื่องมือสำหรับงานตัดแต่งกับผิวของชิ้นงานและมีผลทำให้อุณหภูมิสูงขึ้นความแข็งของเครื่องมือสำหรับงานตัดแต่งลดลงและอายุการใช้งานสั้นลงดังนั้นวัสดุที่เหมาะสมนำมาใช้เป็นเครื่องมือสำหรับงานตัดแต่งควรมีความแข็งที่อุณหภูมิสูงดี และ อายุการใช้งานยาวนานขึ้น



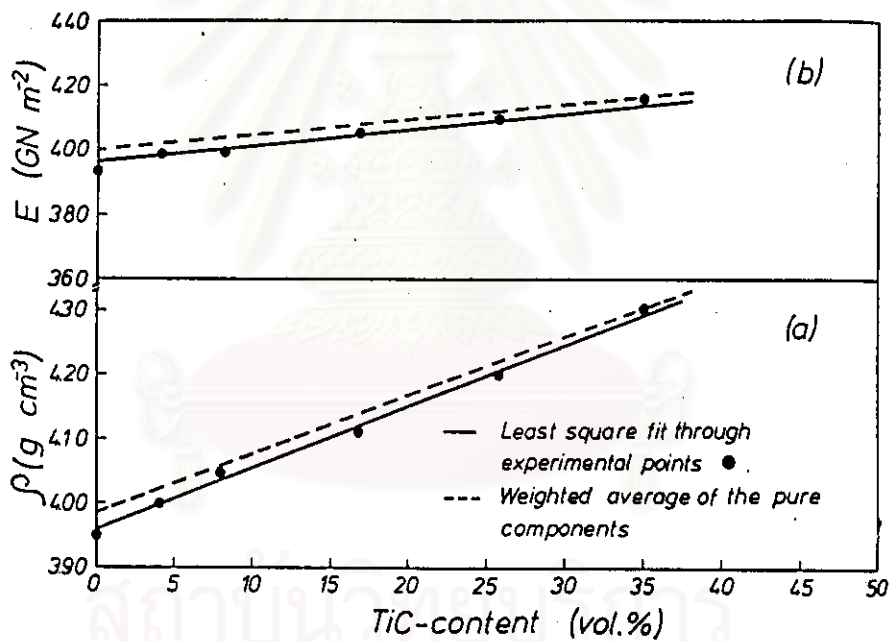
รูปที่ 2.18 แสดงความแข็งที่อุณหภูมิสูง(Hot Hardness) ของวัสดุต่าง ๆ ที่ใช้เป็นเครื่องมือสำหรับงานตัดแต่ง (Schwartz, 1992)

จากรูปที่ 2.18 จะเห็นได้ว่าคาร์บอกไซด์เซรามิก (Carboxide Ceramic) หรือ วัสดุเชิงประกอบอะลูมินา-ไททาเนียมคาร์ไบด์ มีค่าความแข็งที่อุณหภูมิสูง (Hot Hardness) ที่สูงกว่าวัสดุอื่น ๆ มีค่าความแข็งเท่ากับ 2400 วิกเกอร์ส

2.6 ผลของปริมาณไททานเนียมคาร์ไบด์ที่มีต่อสมบัติของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา - ไททานเนียมคาร์ไบด์

2.6.1 สมบัติความยืดหยุ่น (Elastic modulus, E)

จากรูปที่ 2.19(b) จะพบว่าค่าความยืดหยุ่น (E) จะสูงขึ้นตามปริมาณของไททานเนียมคาร์ไบด์ เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตรที่เพิ่มมากขึ้น



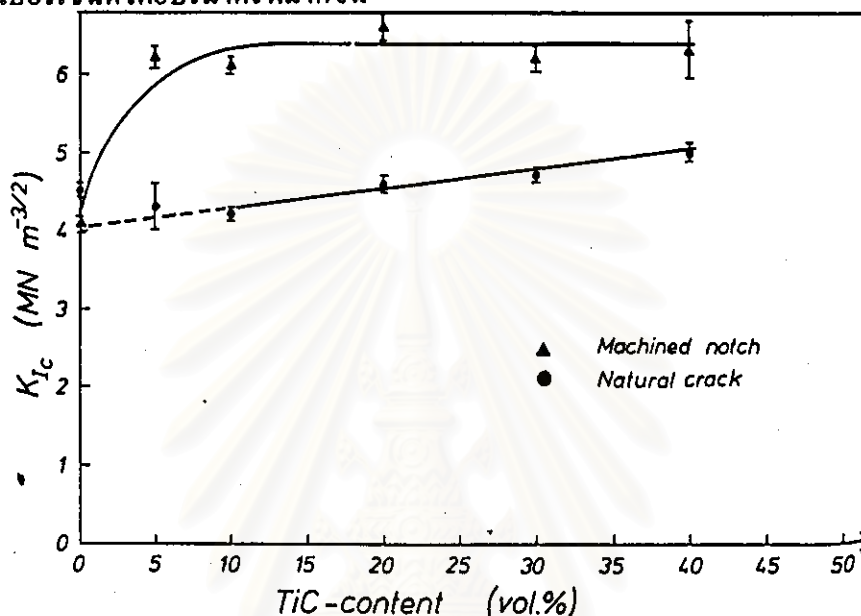
รูปที่ 2.19 แสดงค่าความหนาแน่น และ ค่าความยืดหยุ่นของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา-ไททานเนียมคาร์ไบด์ ที่มีปริมาณไททานเนียมคาร์ไบด์ ต่าง ๆ กัน (Wahi, 1980)

2.6.2 ค่าความหนาแน่น (Density, ρ)

จากรูปที่ 2.19(a) จะพบว่าค่าความหนาแน่นจะเพิ่มขึ้นตามปริมาณของไททานเนียมคาร์ไบด์ เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตรที่มากขึ้นเช่นเดียวกับค่าความยืดหยุ่น (E)

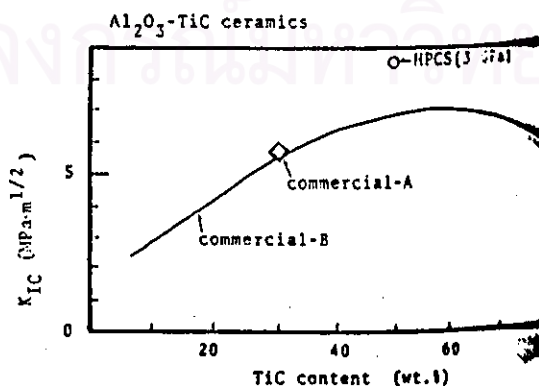
2.6.8 สมบัติความเหนียว (Fracture Toughness, K_{IC})

จากรูปที่ 2.20 จะพบว่าค่าความเหนียวก็จะเพิ่มขึ้นตามปริมาณของไททาเนียมคาร์ไบด์ เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตรที่มากขึ้น



รูปที่ 2.20 แสดงค่าความเหนียว (Fracture Toughness) ตามปริมาณของไททาเนียมคาร์ไบด์ (Wahi, 1980)

ปริมาณของไททาเนียมคาร์ไบด์ที่ผสมอยู่ในวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา-ไททาเนียมคาร์ไบด์พบว่าปริมาณที่เหมาะสมที่สุดคือ อัตราส่วนผสม อะลูมินาร้อยละ 70 โดยน้ำหนัก กับไททาเนียมคาร์ไบด์ร้อยละ 30 โดยน้ำหนัก เพราะมีค่าความเหนียว (K_{IC}) ที่เหมาะสม ถ้าปริมาณของไททาเนียมคาร์ไบด์ เพิ่มมากขึ้นค่าความเหนียว (K_{IC}) มีแนวโน้มลดลง แสดงรูปที่ 2.21



รูปที่ 2.21 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความเหนียว (K_{IC}) กับปริมาณของไททาเนียมคาร์ไบด์ (Seiji และ Takahiro, 1990)

ส่วนค่าความแข็งและค่าความหนาแน่นที่เหมาะสมจะอยู่ที่อัตราส่วนผสมอะลูมินา ร้อยละ 70 โดยน้ำหนัก กับ ไททาเนียมคาร์ไบด์ร้อยละ 30 โดยน้ำหนัก เช่นเดียวกัน แสดงตารางที่

2.7

ตารางที่ 2.7 แสดงอัตราส่วนระหว่าง อะลูมินา กับไททาเนียมคาร์ไบด์ซึ่งมีผลต่อ ความหนาแน่น และความแข็งของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา-ไททาเนียมคาร์ไบด์ (Kazuki และ Fukuoka, 1971)

Lot No.	Composition of the employed powder mixture Al ₂ O ₃ : TiC : TiO ₂	Condition of hot pressing			Physical & mechanical properties of the yielded material		
		temperature	pressure	time	density	hardness	Bending strength
		(°C)	(kg/cm ²)	(min.)	(%)	(HRA)	(kg/mm ²)
1	70 30 0	1720	200	60	99.0	93.2	62.8
2	70 29 1	1600	200	60	98.9	94.0	68.0
3	70 28 2	1600	200	60	99.4	94.2	75.5
4	70 26 4	1600	200	60	100	94.4	80.3
5	70 24 6	1560	200	60	100	94.4	73.5
6	70 20 10	1560	200	60	98.8	94.1	55.0

2.7 โครงสร้างจุลภาค (Microstructure)

จากรูปที่ 2.22 เป็นโครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา-ไททาเนียมคาร์ไบด์ พบว่าจะประกอบด้วย 2 เฟส ได้แก่ เฟสสีขาวคือเฟสของไททาเนียมคาร์ไบด์ ส่วนเฟสสีดำคือเฟสของอะลูมินา



(ก) ชิ้นงานผ่านการขัดผิวหน้า (Polishing) กำลังขยาย 5000 เท่า



(ข) ชีงงานผ่านการกัดผิวหน้าด้วยความร้อน (Thermal Etching)

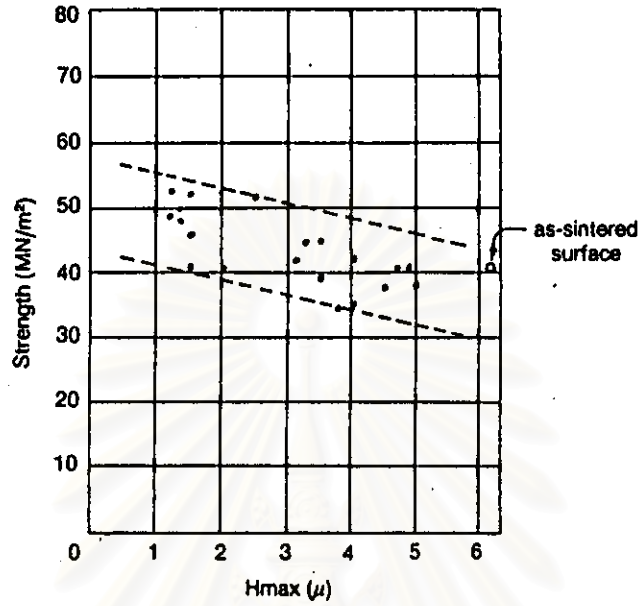
กำลังขยาย 10000 เท่า

รูปที่ 2.22 แสดงภาพโครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด(SEM) ของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา-ไททานเนียมคาร์ไบด์ (Song และ You, 1989)

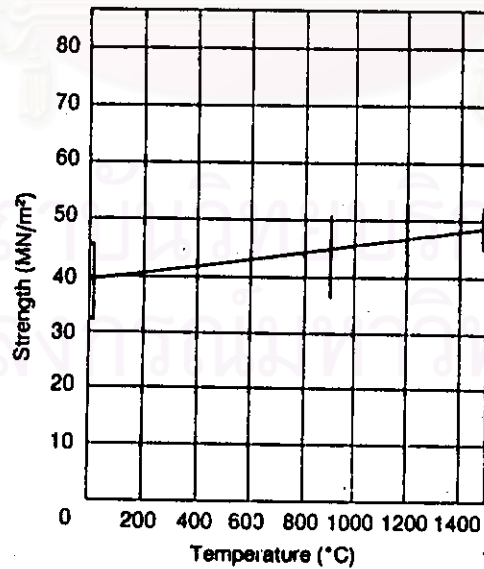
2.8 ภาวะของการตกแต่งผิวหน้าหลังการเผาผนึกชิ้นงาน อะลูมินา และวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา-ไททานเนียมคาร์ไบด์ ที่มีผลต่อความแข็งแรง

อะลูมินาทั่วไปจะมีการหดตัวประมาณร้อยละ 20 ขึ้นอยู่กับการเผาผนึก ดังนั้น ต้องมีการเผื่อค่าการหดที่สูงสำหรับชิ้นงานที่ต้องทำการเผาผนึกและมีความจำเป็นต้องใช้เพชรในการตัดตกแต่งชิ้นงานภายหลังการเผาผนึกแล้วเพื่อให้ได้ขนาดของชิ้นงานตามต้องการ การตัดตกแต่งผิวหน้าชิ้นงานนั้นสามารถที่ทำให้เกิดรอยตำหนิขึ้นได้ ความเค้น(Stress)สูงสุดมักจะเกิดขึ้นที่ผิวหน้า ดังนั้นสภาพของผิวหน้าชิ้นงานจะมีผลกระทบมากต่อความแข็งแรง

จากรูปที่ 2.23 เป็นตัวอย่างของการวัดความแข็งแรงเป็นฟังก์ชันของชิ้นงาน อะลูมินาความบริสุทธิ์ร้อยละ 99 ที่ผ่านการตัดตกแต่งผิวหน้าให้เรียบด้วยเพชร นาย Fukuura และ Asano(1985) ได้ศึกษาความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งแรงและรอยแตกที่ผิวหน้าและความแข็งแรงของชิ้นงานเมื่อนำไปทำ แอนนีลลิ่ง (annealing) ผลที่ได้ดังรูปที่ 2.23 ชิ้นงานที่มี H_{max} เท่ากับ 1 ไมครอนจะแข็งแรงกว่าชิ้นงานที่มี H_{max} เท่ากับ 5 ไมครอนประมาณ 10 เมกะนิวตัน/ตารางเมตร สำหรับชิ้นงานที่ผ่านการเผาผนึกเท่ากับความแข็งแรงของ H_{max} เท่ากับ 5 ไมครอน เขายังอธิบายเพิ่มเติมว่าการทำให้รอยตำหนิที่ผิวหน้าให้เรียบสำหรับชิ้นงานเผาผนึกนั้นทำได้โดยการทำแอนนีลลิ่ง



รูปที่ 2.23 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างความเรียบของผิวหน้า (Surface Roughness) กับ ความแข็งแรง (Fukuura และ Asano, 1985)

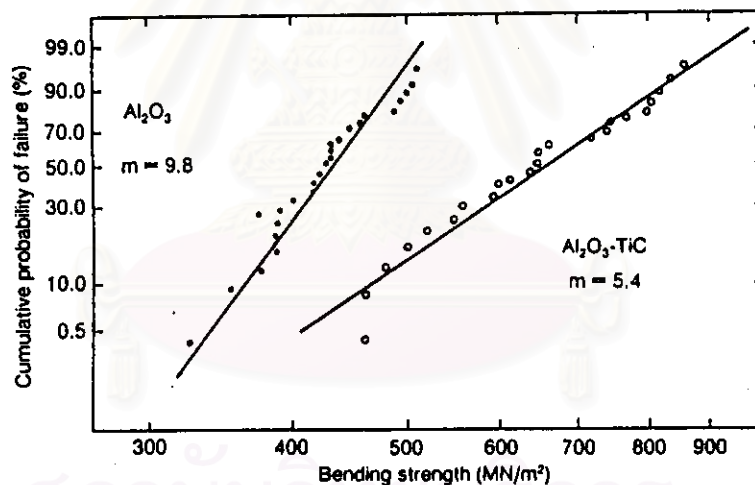


รูปที่ 2.24 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิที่ใช้ในการแอนนัลกับ ความแข็งแรง (Fukuura และ Asano, 1985)

จากรูปที่ 2.24 ชิ้นงานเผาผนึกมีแนวโน้มที่มีผิวหน้าเรียบขึ้นตั้งแต่ 900 องศาเซลเซียส ขึ้นไปจนถึง 1500 องศาเซลเซียส ถ้าหากเกินจากอุณหภูมินี้ผิวหน้าจะฉุดทำลาย

2.9 การวิเคราะห์การกระจายตัวของค่าความแข็งแรงของอะลูมินา และวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา-ไททาเนียมคาร์ไบด์

การกระจายของค่าความแข็งแรงโดยทั่วไปของชิ้นงานประมาณร้อยละ 20 เนื่องจากการแตกหักของชิ้นงานที่เกิดจากความไม่สม่ำเสมอของเนื้องาน ได้แก่บริเวณขอบเกรน, รูพรุน, เกรนมีขนาดใหญ่ และมีสิ่งมลทินเจือปน การแตกหักซึ่งเกิดขึ้นภายในชิ้นงานมีผลกระทบไปถึงสถานะการใช้เป็นเครื่องมือสำหรับงานตัดคดแต่งชิ้นงานผลิตภัณฑ์ด้วย



รูปที่ 2.25 กราฟแสดงการกระจายตัวแบบเวบบูลล์ (Weibull Distribution) ของค่าความทนต่อการตัดโค้งของ อะลูมินา และ วัสดุเชิงประกอบอะลูมินา-ไททาเนียมคาร์ไบด์ (Fukuura และ Asano, 1985)

ผลกระทบของรูพรุนและเกรนขนาดใหญ่ที่มีต่อความแข็งแรงมีการศึกษา โดยทำการวัดความแข็งแรงของชิ้นงานอะลูมินาที่ผ่านการเผาผนึกแล้วและชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา-ไททาเนียมคาร์ไบด์ ที่ผ่านการขึ้นรูปแบบใช้ความร้อน (Hot Pressing) สมบัติเชิงกลของสองวัสดุที่ใช้ที่นำมาใช้ในการศึกษาคือการทนต่อการแตกหัก (Fracture Strength) ที่ได้จากการวัดในตารางที่ 2.8

ตารางที่ 2.8 แสดงสมบัติเชิงกลของ อะลูมินา และ วัสดุเชิงประกอบ อะลูมินา-ไททานเนียมคาร์ไบด์
(Fukuura และ Asano, 1985)

Property	Material	Al ₂ O ₃	Al ₂ O ₃ -30% TiC
Density	g/cm ³	3.93	4.25
Strength	MN/m ²	440	670
Fracture toughness	MN/m ^{3/2}	4.85	7.12
Weibull modulus m		9.8	5.4
Hardness, H _{RA}		93.5	94.5
Thermal expansion	10 ⁻⁶ /°C	7.8	7.9
Thermal conductivity	W/mk	17	21

และมาสร้างกราฟในรูปที่ 2.25 จะทำการสุ่มตัวอย่าง ผิวหน้ารอยแตกของแต่ละตัวอย่างและรอยแตกหักที่เกิดขึ้น, ขนาดของตำหนิในเนื้อและความสัมพันธ์กับความแข็งแรงผลที่ได้จากการวิเคราะห์โดยใช้สมการดังนี้

$$\sigma_d = \sigma_m (1 - Z \Delta t / t) (1 - 2 \Delta t / t) \text{-----(1)}$$

$$\sigma_o = \sigma_d (1 + Z \sqrt{a / p}) \text{-----(2)}$$

เมื่อ

σ_m = ความทนต่อการคัดโค้ง

σ_d = ความเค้นจากภายนอกที่กระทำต่อรอยตำหนิ

$2a$ = ความยาวที่ยาวที่สุดของรอยตำหนิ

p = รัศมีของเส้นโค้ง

σ_o = ความแข็งแรงในอุดมคติ

$1 + \sqrt{a / p}$ = แฟกเตอร์ความเข้มข้นของความเค้น

2.10 ทฤษฎี

2.10.1 แบบจำลองการเกิดความหนาแน่นด้วยความดัน (Densification Model Consolidated by Pressure)

กระบวนการ อาจแบ่งได้เป็น 2 ขั้นตอนหลัก ขึ้นกับลักษณะรูปร่างของรูช่องว่างของชิ้นวัสดุ

ขั้นตอนที่ 1: ระยะเริ่มต้น

รูช่องว่างถูกสมมุติให้มีลักษณะเป็น cup-shaped และความหนาแน่นจริงมีค่าน้อยกว่า 90 เปอร์เซ็นต์ของความหนาแน่นตามทฤษฎี (Theoretical Density, TD)

ขั้นตอนที่ 2: ระยะสุดท้าย

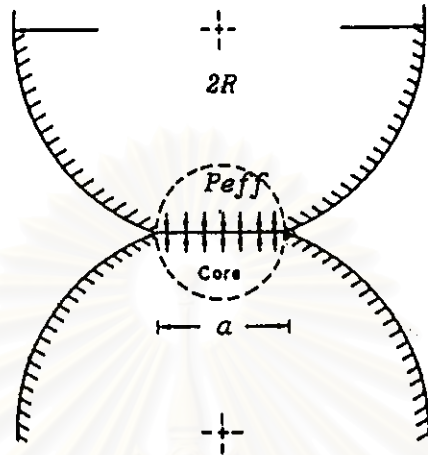
รูช่องว่างถูกสมมุติให้มีลักษณะกลมและมีขนาดเท่า ๆ กันอยู่ที่บริเวณจุดยอดของอนุภาคที่มีรูปร่างแบบ tetrakaidecahedral และความหนาแน่นจริงมีค่ามากกว่า 90 เปอร์เซ็นต์ของความหนาแน่นตามทฤษฎี

ในระยะเริ่มต้นอนุภาคยังคงมีสภาพเหมือนเดิมและอาจถือได้ว่ามีลักษณะเป็นทรงกลมที่มีขนาดเท่ากัน ซึ่งเป็นกรณีที่ง่ายต่อการพิจารณา การเกิดความหนาแน่น (Densification) ในช่วงเริ่มต้นนั้น คอคอด (พื้นที่สัมผัส) จะยังคงลักษณะเดิมเอาไว้ ช่องว่างและรูต่าง ๆ ยังคงมีความต่อเนื่องระหว่างกัน กระบวนการเกิดความหนาแน่นจึงถูกกำหนดโดยการขยายตัวของรัศมีทรงกลมเริ่มต้น (R) ไปเป็นรัศมีทรงกลมขนาดใหม่ (R') ซึ่งมีความสัมพันธ์คือ

$$R' = (D/D_0)^{1/3} R \quad \dots\dots (1)$$

โดย D คือความหนาแน่นสัมพัทธ์ และ D_0 คือ ความหนาแน่นสัมพัทธ์เริ่มต้น (ประมาณ 64 เปอร์เซ็นต์) เมื่อทรงกลมมีขนาดโตขึ้น จำนวนการสัมผัสจากรอบข้างของอนุภาค (Z) และพื้นที่สัมผัสทั้งหมดต่ออนุภาค (aZ) เพิ่มขึ้น เมื่อ a คือ พื้นที่สัมผัสเฉลี่ยที่บริเวณคอคอด และพื้นที่สัมผัส

นอร์มาไลส์ (a) คือ พื้นที่สัมผัสทั้งหมดบนพื้นผิวของอนุภาคหนึ่ง ๆ หารด้วยพื้นที่ทั้งหมดของอนุภาค



รูปที่ 2.26 แสดงแบบจำลองการเกิดความหนาแน่นด้วยความดันของอนุภาคทรงกลม

Helle และ คณะ ได้กำหนดสมการเพื่อประมาณค่าต่าง ๆ ไว้ดังนี้

$$a_t = \frac{aZ}{4\pi R^2} = D (D - D_0) / (1 - D_0) \quad \dots\dots(2)$$

การเปลี่ยนรูปของอนุภาคถูกจำกัดโดยแถบสัมผัสความดันสัมผัส (contact pressure) ขึ้นกับพื้นที่สัมผัสทั้งหมดที่มีอยู่บนพื้นผิวอนุภาค และความดันประสิทธิผล (effective pressure, P_{eff}) บนบริเวณสัมผัสของอนุภาคใด ๆ ในระหว่างขั้นที่ 1 คือความดันจากภายนอก (external pressure, P) ซึ่งกระจายทั่วบริเวณพื้นที่สัมผัสเหล่านี้ ความหนาแน่น (D) ที่เกิดขึ้นในขณะนั้นมีความสัมพันธ์กับความดัน ดังสมการที่(3)

$$P_{eff} = \frac{P}{D \cdot a_t} = \frac{4\pi R^2 \cdot P}{aZD} \quad \dots\dots(3)$$

สมการ(3) ไม่รวมถึงความดันที่เป็นผลมาจากแรงดึงผิวและผลของแก๊สที่ถูกกักเอาไว้ภายใน เพราะมีความสำคัญน้อยมากเมื่อเปรียบเทียบกับความดันจากภายนอก ดังนั้นในกระบวนการHIPจึงไม่จำเป็นต้องคำนึงถึงผลของแก๊สได้ถ้ามีการดึงเอาแก๊สออกก่อนการอัดแน่น (consolidate)

ค่าเฉลี่ยของพื้นที่สัมผัสซึ่งกำหนดไว้โดยHellaและคณะมีความสัมพันธ์กับความหนาแน่นและรัศมีทรงกลมของอนุภาค ดังนี้

$$a = \frac{\pi(D-D_0)R^2}{3(1-D_0)} \quad \text{.....(4)}$$

โดยที่ $Z = 12D$ คือ จำนวนการสัมผัสต่ออนุภาค

และความดันประสิทธิผลจะได้จากสมการต่อไปนี้

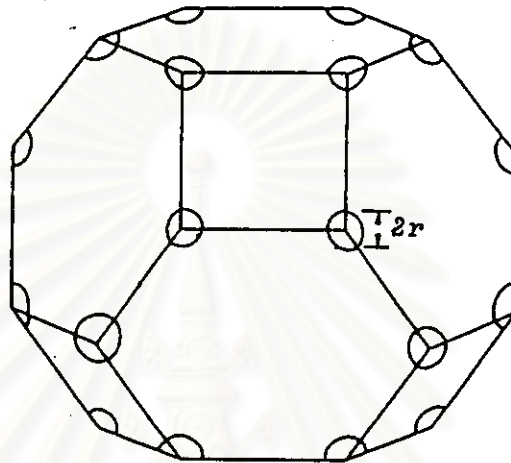
$$P_{\text{eff}} = \frac{P(1-D_0)}{D^2(D-D_0)} \quad \text{.....(5)}$$

เมื่อให้ความดันครั้งแรกที่จุดสัมผัสระหว่างอนุภาค (ที่ $D = D_0$) จะเป็นผลให้ค่าความดันประสิทธิผลสูงขึ้นอย่างไม่จำกัด เมื่อพื้นที่สัมผัสเพิ่มขึ้น ความดันประสิทธิผลเริ่มมีค่าลดลงและเปลี่ยนเป็นมีค่าเท่ากับความดันที่ให้เข้าไปในระบบเมื่อความหนาแน่นมีค่าเข้าใกล้ 1

ในขั้นสุดท้ายของการเกิดความหนาแน่น ของแข็งถูกพิจารณาให้เป็นเนื้อเดียวกันทั้งหมดและช่องว่างต่างๆมีรูปร่างใกล้เคียงกับทรงกลมและมีขนาดเท่ากันและถ้าสมมติให้รูปร่างของอนุภาคเป็น tetrakai-decahedral ขนาดรัศมีของรูช่องว่างคือ

$$r = R(1-D)^{1/3} \quad \text{.....(6)}$$

ความดันประสิทธิผลบนอนุภาคอาจมีค่าเท่ากับความดันที่ให้เข้าไปในระบบ ถ้าไม่คำนึงถึงแรงตึงผิวและความดันจากแก๊สที่ถูกกักเอาไว้ภายใน



รูปที่ 2.27 แสดงลักษณะของอนุภาค tetrakai-decahedron ที่มีรัศมอยู่บริเวณมุมทั้ง 24 มุม

2.10.2 สมการอัตราการเกิดความหนาแน่น (The Densification Rate Equation)

กลไกหลัก 3 ประการที่ทำให้เกิดความหนาแน่นภายใต้ความดัน คือ Plastic yielding Power-law creep และ Diffusional densification โดยกลไกประการหลังสามารถเกิดขึ้นได้ในกระบวนการเผาผนึกที่ไม่ใช้ความดัน (Pressureless Sintering) และมีอัตราสูงขึ้นเมื่อมีการใช้ความดันเข้าเสริมส่วนกลไก 2 ประการแรก จะต้องอาศัยความดันช่วยให้เกิดความหนาแน่นขึ้น

อัตราการเกิดความหนาแน่น (Densification rate) ที่เป็นผลมาจากช่วงของการเกิด plasticity, Power-law creep และ Diffusion ถูกกำหนดด้วยความดันประสิทธิผล (effective pressure) ที่บริเวณแถบสัมผัสของอนุภาค ดังนั้นอัตราการเกิดความหนาแน่นทั้งหมดจึงเป็นผลรวมของกลไกต่างๆ ประกอบกันดังนี้

1. Plastic Yielding

เมื่อมีความดันจากภายนอก (P) เกิดขึ้น ความดันประสิทธิผล (P_{eff}) ที่บริเวณคอคอดมีค่าสูงมากเพราะเป็นจุดพื้นที่สัมผัสระหว่างอนุภาค ความดันนี้อาจจะมีค่าเกินกำลังของวัสดุ (Plastic yielding) โดยที่การเกิดการคราก(yield) แบบนี้จะเพิ่มพื้นที่สัมผัสเฉลี่ยและเป็นสาเหตุให้ความดันประสิทธิผลมีค่าลดลงต่ำกว่าความเค้นคราก (yield stress, σ_y) yield ที่เกิดขึ้นในช่วงระยะเริ่มต้นของการเกิดความหนาแน่น สามารถคำนวณได้จากสมการต่อไปนี้

$$P_{eff} \geq 3 \sigma_y \quad \dots\dots(7)$$

ถ้าใช้สมการ (5) แทนความดันประสิทธิผล (P_{eff}) ความดันจากภายนอกที่จะทำให้เกิด yield (P_{lim}) คือ

$$\begin{aligned} P_{lim} &= \frac{3 D^2(D-D_0)\sigma_y}{(1-D_0)} \\ &\approx \frac{1.3 (D^3-D_0^3)\sigma_y}{(1-D_0)} \quad \dots\dots(8) \end{aligned}$$

ความหนาแน่นที่มาจาก Plastic yielding จะเกิดขึ้นอย่างรวดเร็วในระยะเริ่มต้น ซึ่งความหนาแน่นเริ่มต้น D_{yield} สามารถคำนวณได้จากสมการ (8) ดังนี้

$$D_{yield} = \frac{[(1-D_0)P + D_0^3]^{1/3}}{1.3 \sigma_y} \quad \dots(9)$$

วัสดุที่ถูกอัดจะเข้าสู่ระยะการเกิดความหนาแน่นขั้นสุดท้ายในช่วงการเกิด Plastic yielding โดยลำพังได้ ถ้าความดันสูงพอที่จะทำให้เปลือกทรงกลมที่ล้อมรอบรูช่องว่างแต่ละรูเอาไว้เกิด yield ขึ้นได้ ความหนาแน่นเริ่มต้นที่ได้จากการเกิด yield ในขั้นสุดท้ายคือ

$$D_{\text{yield}} = \frac{1 - \exp[-3P]}{2\sigma_y} \quad \dots(10)$$

2. Densification by Power-Law Creep

เมื่อการเกิด yield หยุดลง พื้นที่สัมผัสยังคงเพิ่มขึ้นโดยการ Creep (Power-law Creep) อัตราการเกิดความหนาแน่นโดยการ Creep ในขั้นเริ่มต้น คือ

$$D = \frac{5.3 (D^2 D_0)^{1/3} [(D-D_0)]^{1/2} [\epsilon_0] [P_{\text{eff}}]^n}{(1-D_0) \sigma_0^n 3} \quad \dots(11)$$

โดย ϵ_0 , σ_0 และ n เป็น Creep Parameter ของวัสดุ

อัตราการเกิดความหนาแน่นในขั้นสุดท้าย คือ

$$D = \frac{3 [\epsilon_0] D(1-D)}{2 \sigma_0^n [1 - (1-D)^{1/n}]^n} \frac{[3P]^n}{2n} \quad \dots(12)$$

Power-law Creepมีส่วนสนับสนุนให้เกิดความหนาแน่นเพียงเล็กน้อยในกระบวนการที่ใช้ความดันและอุณหภูมิสูงแต่มีช่วงระยะเวลาด้าน

3. Densification by Diffusion

การแพร่ซึม (Diffusion) ทั้งจาก grain boundary และ lattice สนับสนุนให้เกิดการเคลื่อนที่ของเนื้อวัสดุจากแถบสัมผัสไปสู่บริเวณผิวของคอคอด (sintering neck) ในช่วงกระบวนการเผาผลาญ การแพร่ซึมถูกเร่งให้เกิดเร็วขึ้นโดยความดันจากภายนอกเพราะแรงขับที่เกิดจากแรงตึงผิวเพิ่มขึ้น (surface tension driving force) และความเค้นเฉือน (shear stress) ที่เกิดขึ้นระหว่างขอบเกรนของอนุภาคช่วยเสริมให้เกิดการเคลื่อนที่ของอะตอม

Hell และคณะ แสดงให้เห็นว่ากระบวนการ plastic flow ภายใต้ load ภายนอกที่ใส่เข้าไป การแพร่ซึมจะเกิดขึ้นอย่างรุนแรงเพราะเป็นการเพิ่มปริมาณความหนาแน่นของสิ่งบกพร่องภายใน lattice (Lattice defect density) ภายใต้สภาวะดังกล่าวชี้ให้เห็นว่าปริมาณสิ่งบกพร่องภายใน lattice สามารถเพิ่มระดับอุณหภูมิเริ่มหลอมละลายได้ อัตราการเพิ่มความหนาแน่นในขั้นเริ่มต้นมีรูปแบบของสมการดังนี้

$$D = \frac{A P_{\text{eff}}}{R^3} \Omega \left[\frac{D_v R}{kT} (D - D_0) + \frac{\delta D_b}{kT} \right] \quad \dots\dots\dots(13)$$

$$\text{เมื่อ } A = C_1 (1 - D_0)^2 / (D - D_0)^2$$

โดย C_1 เป็นจำนวนค่าคงที่ Ω เป็นปริมาตรของอะตอมหรือโมเลกุลที่แพร่ซึม D_v เป็นสัมประสิทธิ์การแพร่ซึมของ lattice (Lattice diffusion coefficient) δD_b เป็นสัมประสิทธิ์การแพร่ซึมของขอบเกรน (boundary diffusion coefficient) คูณกับค่าความหนาแน่นของมัน และ kT เป็นค่ามาตรฐาน

รอยสัมผัสเล็กๆ จำนวนมากทำให้ความหนาแน่นเกิดขึ้นเร็วกว่ารอยสัมผัสขนาดใหญ่ แต่มีจำนวนน้อย ดังนั้นกลไกของอัตราการแพร่ซึมจะขึ้นกับขนาดของอนุภาค (R) อย่างมาก ซึ่งตรงข้ามกับอัตราการเกิดความหนาแน่นจาก Power-law creep ซึ่งไม่ขึ้นกับค่า R (สมการ (11) และ (12))

การแพร่ซึมมีส่วนสนับสนุนอัตราการเพิ่มความหนาแน่นในขั้นสุดท้าย ดังสมการ

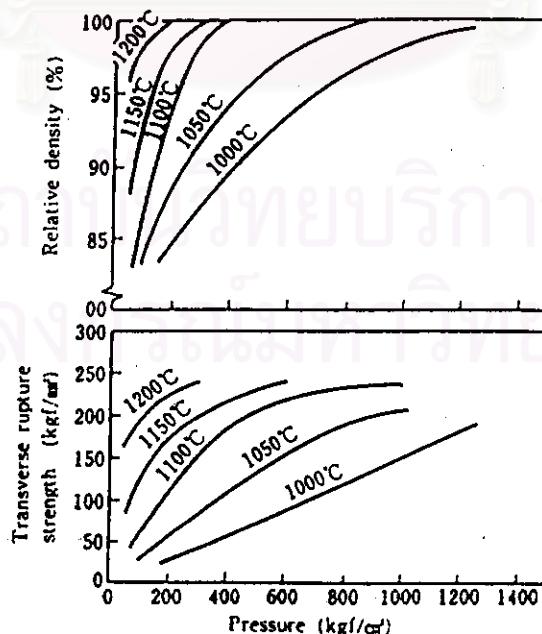
$$D = \frac{B P \Omega}{R^3} \left[\frac{D_V R}{K T} (1-D)^{1/3} + \frac{\delta D b}{K T} \right] \quad \dots\dots\dots(14)$$

เมื่อ $B=C_2(1-D)^{1/2}$ โดย C_2 เป็นจำนวนค่าคงที่

กระบวนการเกิดความหนาแน่นจะแปรผันกับอุณหภูมิโดยที่อุณหภูมิสูงการแพร่ซึมของ lattice จะควบคุมอัตรา แต่ที่อุณหภูมิต่ำกว่าการแพร่ซึมตามขอบเกรนจะควบคุมอัตราแทน กระบวนการแพร่ซึมเพิ่มขึ้นอย่างรุนแรงได้ เป็นเพราะเกิด plastic flow ซึ่งคาดว่าจะเกิดขึ้นในขั้นสุดท้ายของการเกิดความหนาแน่นเมื่อพื้นที่สัมผัสเริ่มเป็นตัวแปรที่สำคัญ

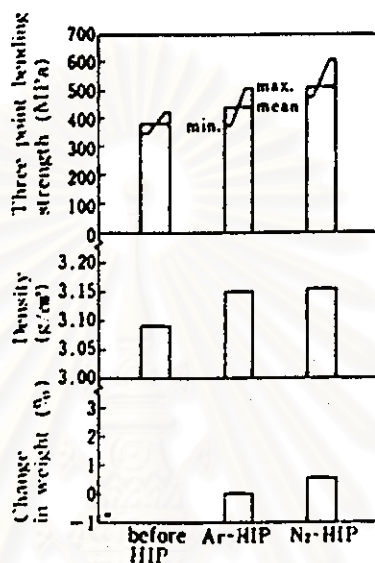
2.11 ผลของสภาวะของกระบวนการ HIP

ตัวแปรที่สำคัญของกระบวนการที่มีผลต่อความหนาแน่นและสมบัติเชิงกลของชิ้นงานได้แก่ อุณหภูมิ ความดัน และเวลา รวมไปถึงบรรยากาศที่ใช้ในการHIPที่อุณหภูมิสูง และความดันสูง และเวลาที่นานขึ้นมีผลทำให้ชิ้นงานมีความหนาแน่นสูงและสมบัติทางเชิงกลดีขึ้น ดังจะเห็นได้จากรูปที่ 2.28



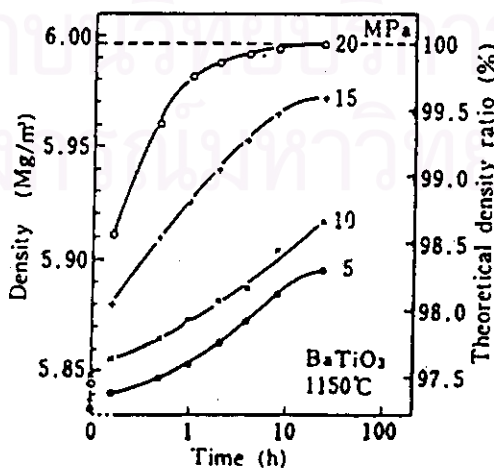
รูปที่ 2.28 แสดงอิทธิพลของอุณหภูมิและความดันของ HIP ที่มีต่อความหนาแน่นและสมบัติเชิงกล (เวลา 30 นาที : วัสดุเหล็กเกรด SKH 55) (Kolzumi และ Nishihara, 1987)

บรรยากาศที่ใช้ในการ HIP ก็มีส่วนสำคัญมากต้องเลือกใช้ให้เข้ากับวัสดุที่จะทำการ HIP เนื่องจากมีผลกระทบต่อความหนาแน่นและสมบัติเชิงกลของชิ้นงานดังรูปที่ 2.29



รูปที่ 2.29 แสดงผลของการเลือกใช้อากาศในการเผาผนึกซิลิกอนคาร์ไบด์ ก่อน HIP และหลัง HIP (Kolzumi และ Nishihara, 1987)

เวลาที่ใช้ในการ HIP ก็มีส่วนสำคัญมากเนื่องจากมีผลกระทบต่อความหนาแน่นและสมบัติเชิงกลของชิ้นงานดังแสดงรูปที่ 2.30 พบว่าเมื่อใช้เวลานานขึ้นความหนาแน่นก็มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเช่นกัน

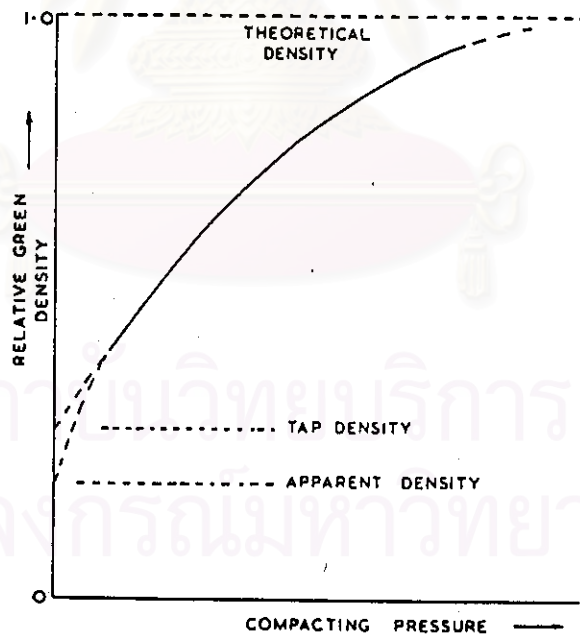


รูปที่ 2.30 แสดงอิทธิพลของเวลาที่ใช้ในการ HIP ที่มีต่อความหนาแน่นของชิ้นงาน (Kolzumi และ Nishihara, 1987)

2.12 กลไกการเกิดความหนาแน่นของกระบวนการอัดขึ้นรูปแบบไอโซสแตติก (Cold Isostatic Pressing, CIP)

การเกิดความหนาแน่นที่เหมาะสมของวัสดุผงโดยวิธี Cold หรือ Hot Isostatic Pressing นั้นอาจขึ้นอยู่กับปัจจัยหลายอย่างได้แก่ คุณสมบัติของรูปร่างของอนุภาค, โครงสร้างผลึกและสมบัติทางกายภาพของอนุภาค กระบวนการที่ใช้ในการผลิตสิ่งเหล่านี้ล้วนมีอิทธิพลต่อการเกิดความหนาแน่น เมื่อขึ้นรูปวัสดุผงด้วยกระบวนการ Cold Isostatic Pressing (CIP) หรือ Hot Isostatic Pressing (HIP)

ตัวแปรที่เกี่ยวข้องกับการขึ้นรูปด้วย Cold Isostatic Pressing (CIP) ได้แก่การจัดเรียงตัวของอนุภาค, แรงเสียดทานระหว่างอนุภาค, การส่งผ่านแรงการยึดเกาะระหว่างอนุภาคและกลไกของการอัดแน่น



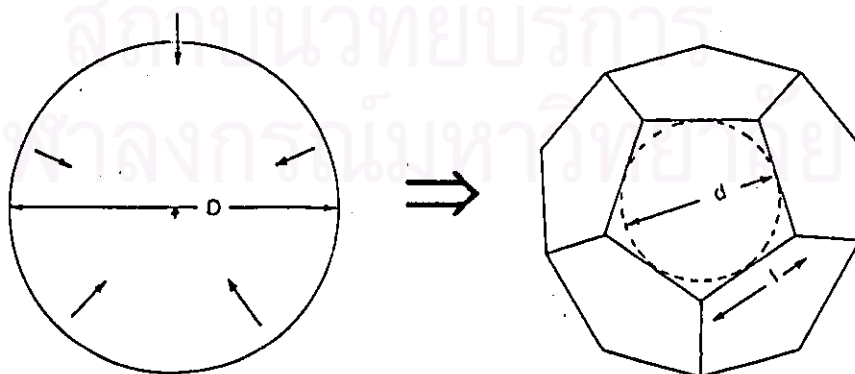
รูปที่ 2.31 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความหนาแน่นกับแรงดันของ CIP (James, 1983)

จากรูปที่ 2.31 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความหนาแน่นกับแรงดันของ Cold Isostatic Pressing (CIP) ซึ่งความหนาแน่นนั้นก็มีผลต่อความแข็งแรงของวัสดุและสมบัติทางกายภาพของชิ้นงานจะขึ้นอยู่กับสถานะของชิ้นงานก่อนเผาผนึกและหลังเผาผนึก ส่วนการ CIP นั้นจะ

ขึ้นอยู่กับ การเติมวัสดุผงลงในแบบก่อนให้แรงดัน, อัตราการให้แรงดัน, อุปกรณ์เครื่องมือและแบบอัดที่ดี

Cold Isostatic Pressing จะไม่เหมือนวิธีการแบบ Die Pressing และวิธีการขึ้นรูปด้วยแรงดันแบบอื่น ๆ เนื่องจากใช้แรงดันที่เท่ากันทุกทิศทางกระทำกับชิ้นงานทำให้ได้ชิ้นงานที่มีความหนาแน่นสูงเป็นผลมาจากอนุภาคได้รับการกดอัดจากแรงดันที่เท่ากันทุกทิศทาง ทำให้เกิดการอัดแน่นของอนุภาคและมีความสม่ำเสมอทุกทิศทางและขนาดหรือรูปร่างไม่มีผลกระทบต่อความแข็งแรงของชิ้นงาน กลไกการเกิดความหนาแน่นในชิ้นงานจะขึ้นอยู่กับลักษณะของวัสดุผงและรายละเอียดโครงสร้าง ความแข็ง ผลจากการเปลี่ยนรูปร่างอย่างถาวรและลักษณะของผิวหน้ารูปทรงทางเรขาคณิต ขนาด และรูปร่างของอนุภาค การกระจายขนาดของอนุภาคและผลกระทบจากการเพิ่มการขีดเกาะหรือสารช่วยในการหล่อลื่นที่อยู่รอบอนุภาคทำให้อนุภาคเกิดการเคลื่อนตัวและขีดเกาะกันแน่นระหว่างการอัดขึ้นรูป

วัสดุผงระหว่างการอัดแน่นที่แรงดันต่ำ แรงเสียดทานระหว่างอนุภาคจะมีมาก ซึ่งมีผลกระทบต่อ การเคลื่อนตัวของอนุภาคจำนวนของรูพรุนจะมีมากจะถูกควบคุมโดยรูปทรงทางเรขาคณิตลักษณะภายนอกของอนุภาคได้แก่รูปร่าง, พื้นผิวและชั้นบาง ๆ ที่ห่อหุ้มผิวของของอนุภาคเช่น ออกไซด์ ที่แรงดันกลางๆ จะเกิดการเปลี่ยนรูปแบบชั่วคราว (Elastic Deformation) และการเปลี่ยนรูปแบบถาวร (Plastic Deformation) อยู่ในวงจำกัดมากขึ้นที่พื้นที่สัมผัสระหว่างอนุภาคเมื่อสมบัติธรรมชาติของวัสดุกลายมาเป็นตัวแปรที่สำคัญในการควบคุมการเกิดความหนาแน่น การเชื่อมประสานแบบเย็น (Cold Welding) และ/หรือการขีดเกาะกันทางเชิงกลของอนุภาค มีส่วนช่วยเพิ่มความแข็งแรงของชิ้นงานที่ผ่านการอัดขึ้นรูป



รูปที่ 2.32 แสดงแบบจำลองของการเปลี่ยนรูปของอนุภาคจาก Sphere มาเป็น Dodecahedron ของ CIP (James, 1983)

อัตราการเกิดความหนาแน่นจะเปลี่ยนเมื่อแรงดึงเพิ่มมากถึงกลายเป็นข้อจำกัดของตัวแปรที่แรงดันสูง การส่งผ่านแรงผ่านเข้าไปในระบบ ควรจะมีแนวโน้มน้ำที่มีความสม่ำเสมอและเหมือนกันทุก ๆ ด้านมากขึ้น สามารถอธิบายได้ด้วยแบบจำลอง ดังรูป 2.32 ซึ่งคำนึงถึงอนุภาคที่ความสามารถเปลี่ยนแปลงรูปร่างแบบถาวร (Plastic Deformation) ได้โดยในเบื้องต้นอนุภาคมีรูปร่างเป็นทรงกลม (Spherical) ทั้งหมดเมื่ออนุภาคที่อยู่ใกล้เคียงกันเริ่มสัมผัสกันเป็นจำนวน 12 อนุภาค แต่ละอนุภาคก็จะเปลี่ยนเป็นรูปทรงหลายหน้าจำนวนสิบสองหน้า (Twelve-Faced Polyhedron) และกลายมาเป็นรูปมีทรวงสิบสองหน้า (Dodecahedron) ที่สมบูรณ์ในกรณีที่กำจัดรูพรุนออกหมด

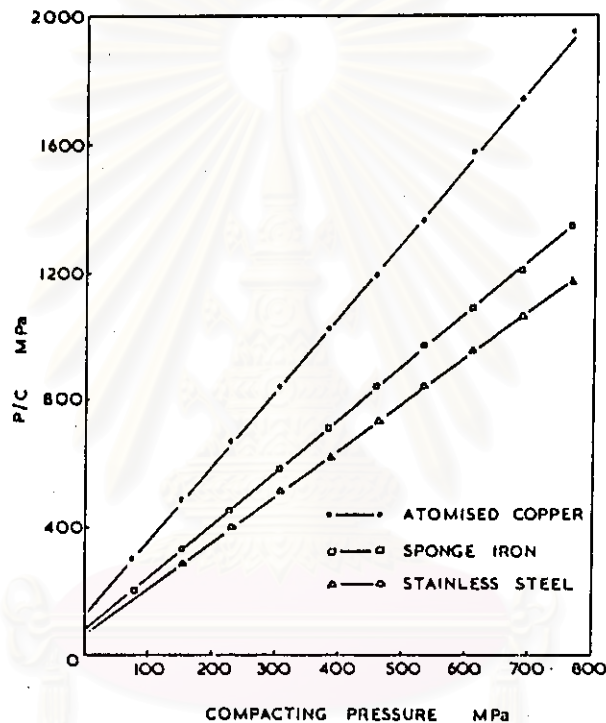
ขณะเพิ่มขึ้นของพื้นที่สัมผัสระหว่างอนุภาคในโลหะผงรูปทรงเหลี่ยมจะเป็นการเปลี่ยนแปลงรูปร่างแบบถาวร (Plastic Deformation) รูปร่างที่ไม่มีรูปทรง และวัสดุผง ที่มีความเหนียวน้อย อนุภาคเซรามิก แนวโน้มที่จะแตกแยกออกเป็นชิ้นเล็กชิ้นน้อยที่จุดหน้าสัมผัสที่มีแรงดันสูง ในแต่ละกรณีลักษณะของแรงกดทั้งชิ้นจะถูกครอบงำเมื่อรูพรุนมีขนาดใหญ่ไม่ติดต่อกัน และไม่สามารถปิดรูพรุนกลายมาเป็นสิ่งที่ยากที่สุด

เมื่อพิจารณาถึงของเส้นกราฟที่ทับกันของการอัดแน่นตัวแบบเย็น (Cold Compaction) ที่เกิดขึ้นดังรูปที่ 2.33 ไม่แสดงว่าหรือมีอันใดอันหนึ่งมีอำนาจเหนือกัน ณ จุดที่มาบรรจบทับกันเป็นอิทธิพลเนื่องมาจากรูปทรงทางเรขาคณิตของอนุภาค, โครงสร้างและพฤติกรรมทางกายภาพมีความพยายามที่จะวิเคราะห์สภาวะที่เกิดขึ้นในรูปของสมการเส้นตรง โดยให้สูตรคณิตศาสตร์และสมการของสภาวะ มีสมการสองสมการเป็นที่นิยมใช้กันมากในการศึกษา การอัดแน่นตัวแบบเย็น (Cold Compaction) ใช้กับระบบโลหะและอโลหะ เป็นสมการของ Kawakita และปรับปรุงใหม่ โดย Shapiro & Kolthoff และสมการของ Konopicky

สมการ Kawakita ใช้กับอนุภาคทั่วไป และมีความสัมพันธ์กับการลดปริมาตรของมวลวัสดุผล C , แรงดัน, P

$$C = \frac{V_0 - V_g}{V_0} = 1 - \frac{D_s}{D_g} = \frac{abP}{1 + bP} \quad (1)$$

- เมื่อ V_o = ปริมาตรเริ่มต้นของมวลวัสดุผง
 V_g = ปริมาตรของมวลวัสดุผงภายใต้แรงดัน, P
 D_a = ความหนาแน่นจริง (apparent density) ของมวลวัสดุผงที่อัดตัวกันอย่างหลวม ๆ
 D_g = ความหนาแน่นของมวลวัสดุผงภายใต้แรงดัน P
 a, b = ค่าคงที่ ; จัดเรียงใหม่ในสมการ (1) เป็น



รูปที่ 2.33 แสดงความสัมพันธ์ของ Kawakita ของ โลหะผงในอัตราส่วนผสมที่มีขนาดเดียว (Monosize) (James, 1983)

จากรูป 2.33 แสดงการใช้สมการ Kawakita ของสภาวะของโลหะผงในอัตราส่วนผสมที่มีขนาดเดียว ทำการ CIP โดยใช้แรงดันในช่วง 77-770 เมกกะปาสกาล กำหนดใช้สมการเส้นตรงของ Kawakita ความลาดชันเท่ากับ $1/a$ เมื่อที่ตัดความดันเท่ากับศูนย์บนแกนของ P/C แม้ว่าทางคณิตศาสตร์กำหนดให้เป็นที่ยอมรับโดยทั่วไปในกรณีวิเคราะห์ผงของค่าคงที่ $1a$, นำมาวัดรูปทรงเริ่มต้น, $1-D_o$ ของวัสดุผง

สมการที่สอง คือสมการ Konopicky (และ Shapiro & Kolthoff) เป็นสมการดิฟเฟอเรนเชียล (Differential equation) โดยคำนึงถึงพลังงานจลน์ของการเกิดความหนาแน่นเหมือนกระบวนการเกิดปฏิกิริยาซึ่งเปลี่ยนความหนาแน่นด้วยความดันเป็นสัดส่วนกับอัตราส่วนของรูพรุน

$$\frac{dD}{dP} = K(1 - D_g) \quad (3)$$

เมื่อ

$$K = a \text{ คงที่}$$

$$D_g = \text{ความหนาแน่นภายใต้ความดัน } ; P$$

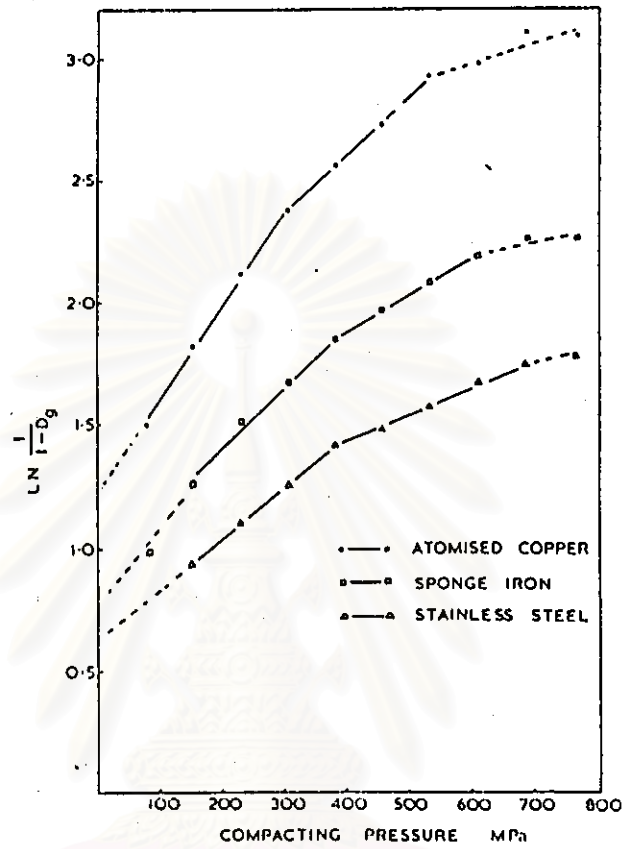
ทำการอินทิเกรต (Integrating) แต่ละข้างระหว่างความสัมพันธ์ของความหนาแน่นจริง , D_1 และ D_g ที่ความดันเป็นศูนย์, P_0 และ P ตามลำดับ

$$\int_{D_1}^{D_g} \frac{dD}{1 - D_g} = \int_{P_0}^P dP \quad (4)$$

$$\ln \frac{1}{1 - D_g} = KP + A \quad (5)$$

เมื่อ

$$A = \ln \frac{1}{1 - D_1}$$



รูป 2.34 แสดงความสัมพันธ์ Konopicky-Shapiro ของโลหะผงในอัตราส่วนผสมที่มีขนาดเดียว (Monosize)(James, 1983)

สถาบันวิทยบริการ
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย