



การแตกหักและกลไกการเพิ่มความเหนียวของวัสดุเซรามิก Fracture in Ceramic Materials and their Toughening Mechanisms

ธวัช ชนะดี

สาขาวัสดุศาสตร์ ภาควิชาวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีวัสดุ คณะวิทยาศาสตร์

มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ อ.หาดใหญ่ จ.สงขลา 90110

E-mail: tawat.ch@psu.ac.th

บทคัดย่อ

บทความปริทัศน์นี้นำเสนอความเข้าใจเกี่ยวกับวัสดุเซรามิกเปราะ หัวข้อหลักซึ่งประกอบด้วยสมบัติโดยทั่วไป กลศาสตร์แตกหักและความเหนียวของวัสดุเซรามิกถูกนำเสนอ ความเหนียวเกิดจากความสามารถของวัสดุในการดูดซับพลังงานระหว่างการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกก่อนการแตกหักโดยอาศัยกลไกที่แตกต่างกัน เช่น การหักเหรอยร้าว การเพิ่มความเหนียวด้วยการเปลี่ยนเฟส การเกิดรอยร้าวจุลภาค และการหลุดออกของเส้นใยผ่านการเสริมแรงด้วยอนุภาคหรือเส้นใยในเนื้อพื้นเซรามิก ข้อมูลนี้สามารถใช้ประโยชน์เป็นแนวทางในออกแบบกระบวนการผลิตวัสดุเพื่อเพิ่มความแข็งแรงแก่วัสดุเซรามิก

ABSTRACT

This review article presented an understanding of brittle ceramic materials. The main topics including typical properties, fracture mechanic and toughening of ceramic materials were proposed. Toughening arose from the ability of materials to absorb energy and plastically deform before being fractured by different mechanisms such as crack deflection, transformation toughening, microcracking and fiber pull-out through particulate or fiber reinforcement in ceramic matrix. This information can be used for guiding the processing design to increase the strength of ceramic materials.

คำสำคัญ: วัสดุเซรามิก วัสดุผสมเนื้อพื้นเซรามิก ความเปราะ การร้าว การแตกหัก การเพิ่มความเหนียว

Keywords: Ceramic, Ceramic Matrix Composite, Brittle, Crack, Fracture, Toughening

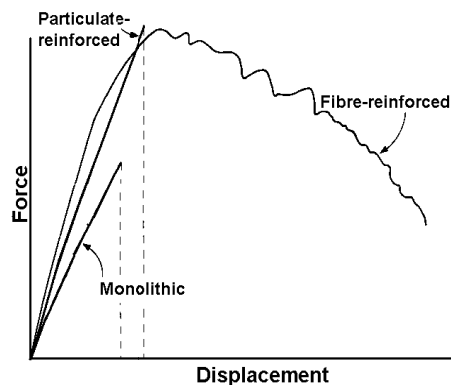
บทนำ

วัสดุเซรามิก (ceramic materials) จัดเป็นวัสดุที่มีความแข็งแรง (strength) และความแกร่ง (stiffness) สูง แต่ในทางกลับกัน วัสดุเซรามิกมีความเปราะ (brittle) ค่อนข้างสูง เนื่องจากเซรามิกมีพันธะระหว่างอะตอมเป็นพันธะไอออนิก (ionic bond) ซึ่งมีความแข็งแรงสูง และมีการจัดวางอะตอมอย่างเป็นระเบียบ ทำให้เกิดการผิดรูป (distortion) ได้ยาก แต่เมื่อเกิดการผิดรูปแล้ว อะตอมที่อยู่โนโครงสร้างไม่สามารถเคลื่อนที่กลับสู่สภาวะเดิมได้เมื่อมีการเปลี่ยนแปลงของอุณหภูมิ ทำให้การเปลี่ยนรูปแบบพลาสติก (plastic deformation) เกิดขึ้นได้น้อยมาก หนึ่งในวิธีการปรับปรุงให้ความเหนียวในวัสดุเซรามิกเพิ่มขึ้น คือ การพัฒนาวัสดุเซรามิกให้เป็นวัสดุผสมเนื้อพื้นเซรามิก (ceramic matrix composite: CMC) (Rosso, 2006; Danzer et al., 2008)

โดยทั่วไป สมบัติของ CMC ที่พึงประสงค์คือ ต้องมีความแข็งแรงควบคู่กับความเหนียว โดยที่ความเหนียวสำหรับวัสดุผสมเนื้อพื้นเซรามิกหรือ CMC มักนิยมเรียกอีกอย่างหนึ่งว่าความทนทานต่อการแตกหัก (fracture toughness) ซึ่งเป็นกลไกการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติก โดยพิจารณาการเคลื่อนที่ของอะตอม ณ

ตำแหน่งปลายสุดของการผิดรูปว่ามีความสามารถในการส่งผ่านความเค้นและความเครียดระหว่างเนื้อพื้นเซรามิกกับวัสดุผสม หากการส่งผ่านความเค้นและความเครียดเกิดได้ง่าย วัสดุจะมีความเปราะ ในทางกลับกันหากการส่งผ่านความเค้นและความเครียดเกิดขึ้นได้ยาก วัสดุจะเปลี่ยนพลังงานสำหรับการส่งผ่านนั้นเป็นพลังงานความร้อนทำให้วัสดุมีความเหนียว เมื่อพิจารณาค่าความเข้มของความเค้นวิกฤติ (critical stress intensity factor, K_{IC}) ซึ่งเป็นค่าสัมประสิทธิ์ความทนทานต่อการแตกหัก K_{IC} สามารถปรับปรุงได้โดยการนำผงอนุภาค (particulate) เส้นใย (fiber) หรือวิสเกอร์ (whisker) ของเซรามิกชนิดหนึ่งเติมในเนื้อพื้นของเซรามิกอีกชนิดหนึ่ง (Callister and Rethwisch, 2014) เพื่อปรับปรุงการส่งผ่านความเค้นและความเครียดภายในวัสดุผสม

กราฟความเค้น-ความเครียด (stress-strain) ของเซรามิกแข็ง (monolithic ceramic) ที่เปรียบเทียบกับ CMC ในรูปที่ 1 แสดงให้เห็นว่าวัสดุเซรามิกที่มีการเสริมแรง (reinforce) ด้วยอนุภาคและเส้นใยต่อเนื่อง (continuous-fiber) มีค่า K_{IC} เพิ่มขึ้น (Matthews and Rawlings, 2008)



รูปที่ 1 ความสัมพันธ์ระหว่างแรงกระทำ (force) กับการกระจัด (displacement) ของวัสดุเซรามิกแข็งกับ CMC (Matthews and Rawlings, 2008)

ทั้งเซรามิกและ CMC ที่เสริมแรงด้วยอนุภาค จะเกิดความเสียหาย (failure) ในลักษณะเดียวกันคือ ความเสียหายแบบทันทีทันใดหลังจากได้รับแรงกระทำ ที่เกินขีดความสามารถที่จะรับได้ ในขณะที่ CMC ที่เสริมแรงด้วยเส้นใยต่อเนื่องสามารถรับแรงกระทำ ต่อไปได้อีกระยะหนึ่ง การเสริมแรงด้วยเส้นใยต่อเนื่อง ไม่เพียงแต่จะช่วยให้ CMC มี K_{IC} ที่ดีขึ้น แต่ยังช่วย ปรับปรุงรูปแบบของความเสียหาย (failure mode) และการส่งผ่านความเค้นและความเครียดภายในวัสดุ ผสมอีกด้วย อย่างไรก็ตาม รูปร่างของวัสดุเสริมแรงมีส่วนเกี่ยวข้องการกับส่งผ่านความเค้นและความเครียด ภายในวัสดุผสมอย่างมาก เช่นวัสดุเสริมแรงที่เป็นเส้น ใยซึ่งเป็นตัวเสริมแรง (reinforcement) ที่มีราคาแพง กว่าอนุภาค และกระบวนการผลิตยังมีความซับซ้อน

กว่า ดังนั้น การเพิ่ม K_{IC} แก่วัสดุเซรามิกจึงจำเป็นต้อง อาศัยต้นทุนที่สูง (Rosso, 2006)

วัสดุที่ใช้เป็นเนื้อพื้นสำหรับ CMC โดยทั่วไป จำแนกได้ 4 ประเภท (Mitchell, 2004) ได้แก่ กลาส เซรามิก (glass ceramic) เช่น ลิเทียมอะลูมิเนียมซิลิเกต (lithium aluminosilicate: $Li_2O \cdot Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$) เซรามิกชนิดออกไซด์ (oxide ceramic) เช่น อะลูมินา (Alumina: Al_2O_3) และมัลลิต (mullite: $3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$) เซรามิก ชนิดไนไตรด์ (nitride ceramic) เช่น ซิลิกอนไนไตรด์ (silicon nitride: Si_3N_4) รวมไปถึงเซรามิกชนิดคาร์ไบด์ (carbide ceramic) เช่น ซิลิกอนคาร์ไบด์ (silicon carbide: SiC) (Chanadee and Niyomwas, 2016) เป็นต้น ซึ่ง สมบัติที่สำคัญบางประการของเนื้อพื้นสำหรับ CMC แสดงดังตารางที่ 1

ตารางที่ 1 สมบัติของวัสดุเซรามิกบางชนิดที่ใช้เป็นเนื้อพื้นสำหรับ CMC (Mitchell, 2004)

เนื้อพื้น	ความหนาแน่น (g/cm^3)	อุณหภูมิที่ใช้งาน ($^{\circ}C$)
Al_2O_3	4.0	~ 1,000
glass ceramic	2.7	900
Si_3N_4	3.1	~ 1,300
SiC	3.2	~ 1,300

CMC จัดเป็นวัสดุผสมที่ถูกพัฒนาขึ้นภายหลัง วัสดุผสมชนิดอื่นเนื่องจากเหตุผล 2 ประการ ประการ แรกคือ กระบวนการการผลิต CMC ส่วนใหญ่ต้องใช้ อุณหภูมิสูง ดังนั้นตัวเสริมแรงที่ใช้จึงต้องทนอุณหภูมิสูง ด้วย ยกตัวอย่างเช่น เส้นใยและวิสเกอร์ของซิลิกอน คาร์ไบด์ ซึ่งมีการใช้อยู่ในปัจจุบัน สมบัติของตัว เสริมแรงที่อุณหภูมิสูงยังมีความสำคัญในระหว่างการใช้ งานอีกด้วย คือจะต้องคงสมบัติเดิมได้ตลอดการใช้งาน ทำให้ เซรามิกซึ่งเป็นวัสดุที่มีเสถียรภาพที่อุณหภูมิสูง ถูกนำมาใช้เป็นหลัก และสาเหตุประการที่สองที่ทำให้

CMC มีการพัฒนาช้าลงเมื่อพิจารณาจากการใช้งานที่ อุณหภูมิสูง คือความแตกต่างของสัมประสิทธิ์การ ขยายตัวเนื่องจากความร้อน (coefficients of thermal expansion: α) และการหดตัว (contract) ระหว่างเนื้อพื้นกับตัวเสริมแรงซึ่งนำไปสู่การเกิด ความเครียดเนื่องจากความร้อน (thermal stresses) จากการเย็นตัวจากอุณหภูมิสูงในกระบวนการผลิต ทำให้เกิดรอยร้าว (crack) ขึ้นในเนื้อของ CMC (Rosso, 2006)

กรณีเสริมแรงด้วยอนุภาค หากสัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อนของตัวเสริมแรงมีค่าสูงกว่าของเนื้อพื้น รอยร้าวของ CMC จะเกิดขึ้นในเนื้อพื้น โดยเริ่มต้นจากบริเวณเส้นรอบวงของอนุภาคเสริมแรงหรือการร้าวตามแนวรัศมี และกรณีที่ตัวเสริมแรงที่ใช้เป็นเส้นใย หากสัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อนของตัวเสริมแรงมีค่าสูงกว่าของเนื้อพื้นจะทำให้เกิดความเค้นดึง (tensile stress) ขึ้นในเส้นใยและทำให้เกิดความเค้นอัด (compressive stress) ขึ้นในเนื้อพื้น

และเมื่อเส้นใยเกิดการหดตัว เส้นใยเหล่านั้นจะแยกตัวออกจากเนื้อพื้นอย่างชัดเจน ดังนั้นการใช้ตัวเสริมแรงและเนื้อพื้นที่มีค่าสัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อนที่ใกล้เคียงกันอาจสามารถช่วยลดปัญหาที่เกิดขึ้นได้ (Krenkel, 2008)

ความทนทานต่อการแตกหักของ CMC ที่ผ่านการปรับปรุงสมบัติแล้วเปรียบเทียบกับเซรามิกแข็งบางประเภทได้แสดงดังตารางที่ 2

ตารางที่ 2 สัมประสิทธิ์ความทนทานต่อการแตกหักของวัสดุเซรามิกและ CMC บางประเภท

วัสดุ	K_{IC} (MPa.m ^{1/2})	อ้างอิง
Al ₂ O ₃	4.5	Callister and Rethwisch, 2014
LAS	2.0	Barsoum, 2003
SiC	4.8	Callister and Rethwisch, 2014
Si ₃ N ₄	3.6	Callister and Rethwisch, 2014
ZrO ₂	10.0	Rösler et al., 2007
Mullite	3.5-4.0	Ghahremani et al., 2015
Porcelain	1.0	Rösler et al., 2007
ZrO ₂ -Al ₂ O ₃	6.5-13	Barsoum, 2003
TiC-Al ₂ O ₃	4.3-5.1	Cheng et al., 2014
Si ₃ N ₄ -TiC	4.5	Barsoum, 2003
SiC-Al ₂ O ₃	7.5-9.0	Callister and Rethwisch, 2014
SiC-LAS	15.0-25.0	Barsoum, 2003
C-SiC	4.8-5.0	Yunlong et al., 2013
B ₄ C-SiC	6.0	Moshtaghion et al., 2013
ZrO ₂ -mullite	10.0-11.0	Khor et al., 2003

กลศาสตร์การแตกหักในวัสดุเซรามิก

วัสดุเปราะโดยเฉพาะวัสดุเซรามิกทุกชนิดจะมีรูและตำหนิ (Flaws) เล็ก ๆ ที่มีขนาด รูปทรง และการเรียงตัวแบบต่าง ๆ อยู่ในปริมาณหนึ่งที่บริเวณผิวและภายในเนื้อวัสดุซึ่งทำให้เกิดรอยร้าวขึ้น รอยร้าวเหล่านี้จะส่งผลด้านลบต่อความทนทานต่อการแตกหักเพราะความเค้นที่กระทำอาจจะไปขยายหรือรวมกันที่

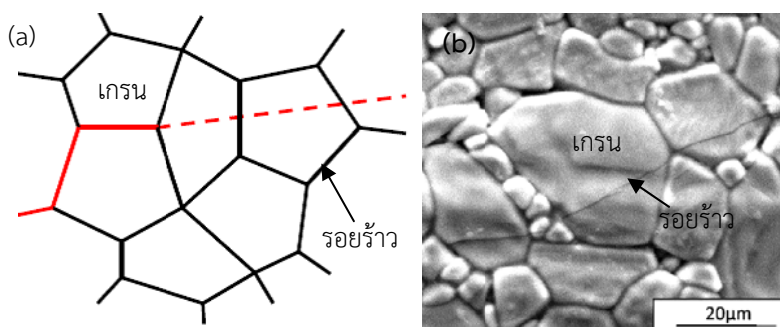
ปลายรอยร้าว (crack tip) ความเค้นที่รวมกันจะเพิ่มขึ้นมากหรือน้อยขึ้นขึ้นกับรูปทรงทางเรขาคณิต (crack geometry) และการเรียงตัวของรอยร้าว เมื่อความเค้นดึงที่ปลายรอยร้าวด้านหนึ่ง มีค่าสูงเกินกว่าค่าความเค้นวิกฤต รอยร้าวจะเกิดขึ้นและขยายตัวจนเกิดการแตกหัก (Callister and Rethwisch, 2014)

เมื่อของแข็งเปราะได้รับความเค้นแบบยืดหยุ่น (elastic stress) ระบบจะสร้างพลังงานขึ้นในสองรูปแบบได้แก่ พลังงานความเครียด (strain energy) และพลังงานพื้นผิว (surface energy) โดยที่พันธะภายในโครงสร้างจะยืดออก (elongate) และสะสมพลังงานความเครียดไว้ ซึ่งระบบจะพยายามผ่อนคลาย (relax) และปลดปล่อยพลังงานความเครียดด้วยการสร้างพื้นผิวย่อยร้าว (fracture surface) ใหม่โดยพลังงานพื้นผิว พื้นผิวของรอยร้าวใหม่ที่ถูกสร้างขึ้นเป็นแหล่งกำเนิดของดิสโลเคชัน (dislocations) โดยที่ดิสโลเคชันจะอยู่ ณ บริเวณใกล้กับปลายรอยร้าวและเคลื่อนที่ไปบนระนาบเลื่อน (slip plane) ภายในโครงสร้างผลึก ค่าความเข้มข้นของความเค้น (stress concentration) สูงในบริเวณใกล้กับปลายร้าวแตกส่งผลให้ดิสโลเคชันเคลื่อนที่ซ้อนทับ (glide) กัน และมีความหนาแน่นเพิ่มขึ้นอย่างมากที่ด้านหน้าของรอยร้าว (crack front) ทำให้ความแหลม (sharp) ของปลายรอยร้าวลดลง ส่งผลให้วัสดุมีการเปลี่ยนแปลงพฤติกรรมจากการเปลี่ยนรูปจากแบบเปราะเป็นแบบเหนียว (fracture to ductile transformation) รอย

ร้าวจึงเคลื่อนที่ได้ช้าหรือหยุดลงในที่สุด อย่างไรก็ตาม จุดวิกฤติของการแตกหักเกิดขึ้นเมื่ออัตราการปลดปล่อยพลังงานความเครียดมีค่าสูงกว่าอัตราของพลังงานที่ถูกใช้ในการสร้างพื้นผิวใหม่ (Hull and Bacon, 2001)

โดยส่วนใหญ่ รอยร้าวในวัสดุเซรามิกจะโตขึ้นในทิศทางเกือบจะตั้งฉากกับทิศของความเค้นดึงที่กระทำ ส่งผลให้เกิดผิวของรอยร้าวแบบแบนเรียบ ความเค้นในตำแหน่งที่อยู่ไกลจากปลายรอยร้าวจะมีขนาดลดลง และ ณ ตำแหน่งที่ไกลออกไปมาก ความเค้นซึ่งอยู่ในแนวตั้งฉากกับแรงกระทำจะมีค่าเท่ากับ ความเค้นที่กระทำต่อวัสดุ เนื่องจากตำแหน่งสามารถขยายตัวและเพิ่มขนาดของความเค้นได้ ดังนั้น บางครั้งบริเวณตำแหน่งนี้อาจถูกเรียกว่าบริเวณเพิ่มความเค้น (stress raisers) (Callister and Rethwisch, 2014)

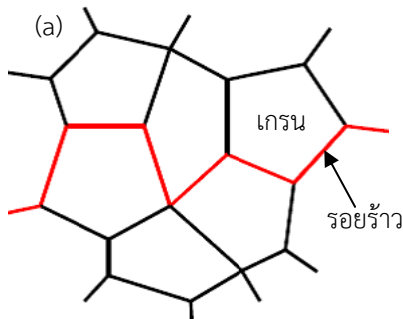
โดยทั่วไป การร้าวในวัสดุเซรามิกเป็นการร้าวแบบผ่านเกรนหรือการร้าวผ่านผลึก (transgranular or transcrystalline) เพราะรอยร้าวจะผ่านทะลุเกรนไป (Carter and Norton, 2007) ดังแสดงในรูปที่ 2 (a) และ (b)



รูปที่ 2 (a) ลักษณะจำลองสำหรับการร้าวผ่านเกรนในวัสดุเซรามิก (ดัดแปลงจาก Wang and Li, 2015) และ (b) ลักษณะการร้าวผ่านเกรนในวัสดุเซรามิก Al_2O_3 (ดัดแปลงจาก Maiti and Sil, 2010)

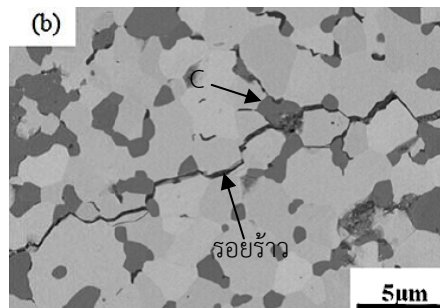
กลไกการปรับปรุงความทนทานต่อการแตกหักของวัสดุเซรามิกในรูปแบบของ CMC

สำหรับการปรับปรุงความต้านทานต่อการแตกหักในวัสดุเซรามิกสามารถทำได้โดยการปรับปรุงโครงสร้างจุลภาค (microstructure) ของวัสดุเซรามิกให้เกิดการดูดซับ (absorb) พลังงานในระหว่างการร้าวด้วยกลไกต่าง ๆ เช่น การหักเหรอยร้าว (crack deflection) รอยร้าวที่ทำให้เกิดการเปลี่ยนเฟส (crack induced phase transformation) การควบคุมรอยร้าวจุลภาค (controlled micro-cracking) และการเสริมแรงด้วยเส้นใย (fiber reinforcement) เป็นต้น (Warren, 1992)



การหักเหรอยร้าว (crack deflection)

เมื่อรอยร้าวเกิดขึ้นในเนื้อพื้นเซรามิก รอยร้าวที่เกิดขึ้นจะขยายตัว (propagate) ไปปะทะกับเกรนของตัวเสริมแรงที่มีความแข็งแรงสูง ทำให้รอยร้าวถูกส่งผ่านในรูปของความเครียด โดยที่ความเครียดเหล่านั้นถูกหักเหให้เดินทางไปตามขอบเกรน (grain boundary) ซึ่งสามารถเห็นเป็นรูปทรงสามมิติและเรียกการร้าวแบบนี้ว่าการร้าวระหว่างเกรน (intergranular) ซึ่งเป็นรูปแบบของการร้าวที่มีลักษณะคล้ายกับการร้าวในโลหะผสม (alloys) ที่มีความเหนียว ดังแสดงในรูปที่ 3 (a) และ (b) การหักเหของรอยร้าวนี้ส่งผลให้ความหนาแน่นของความเค้นที่ปลายของรอยร้าวลดลง ทำให้ความทนทานต่อการแตกหักของวัสดุเซรามิกเพิ่มขึ้น (Warren, 1992)



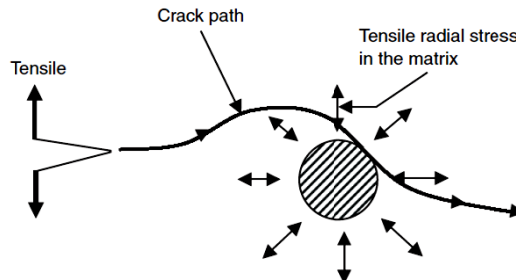
รูปที่ 3 (a) แบบจำลองการหักเหของรอยร้าวที่เกิดขึ้นใน CMC (ดัดแปลงจาก Wang and Li, 2015) และ (b) ลักษณะการหักเหของรอยร้าวตามขอบเกรนของคาร์บอนในวัสดุผสม $ZrB_2/SiC-C$ (ดัดแปลงจาก Guo et al., 2015)

ความหนาแน่นของความเค้นพิจารณาได้จากขนาดมุมของการหักเหของรอยร้าว (kink angle) หากรอยร้าวที่เคลื่อนที่มาปะทะกับตัวเสริมแรงแล้วหักเหทำมุมขนาดใหญ่ จะทำให้ความหนาแน่นของความเค้นซึ่งเกิดขึ้นที่ปลายของรอยร้าวลดลงและส่งผลให้อัตราการโตของรอยร้าวลดลงด้วย (Ritchie, 1999)

นอกจากนี้ การกระจายของอนุภาคเสริมแรงในเนื้อพื้นก่อให้เกิดกลไกที่ทำให้รอยร้าวเกิดการหักเหเนื่องจากความแตกต่างของสัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อนระหว่างเนื้อพื้นกับอนุภาคเสริมแรงเมื่อสัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อนของอนุภาคเสริมแรงมีค่าสูงกว่าสัมประสิทธิ์การขยายตัว

เนื่องจากความร้อนของเนื้อพื้น ส่งผลให้เกิดความเค้นดึงในเชิงรัศมี (tensile radial stress) ขึ้น ซึ่งทำให้รอย

ร้าวเคลื่อนที่อ้อมอนุภาคเสริมแรง (Somiya et al., 2003) ดังแสดงในรูปที่ 4



รูปที่ 4 การขยายตัวของรอยร้าวอ้อมอนุภาคเสริมแรงเนื่องจากความแตกต่างของ สัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อนระหว่างเนื้อพื้นกับตัวเสริมแรง (Somiya et al., 2003)

วัสดุผสมเนื้อพื้น SiC เสริมแรงด้วยอนุภาคของ TiC ในปริมาณร้อยละ 25 โดยปริมาตร ซึ่ง TiC มี K_{IC} และ ความแข็งแรงที่สูงกว่า SiC เท่ากับร้อยละ 60 และร้อยละ 40 ตามลำดับ ความแตกต่างของสัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อนเชิงเส้น (α_L) ของเนื้อพื้น SiC และอนุภาค TiC จะส่งผลให้เกิดความเค้นตกค้าง (residual stress) ในอนุภาคและบริเวณโดยรอบของเนื้อพื้น ความเค้นดึงที่เกิดขึ้นในเนื้อพื้นเนื่องจากการหักเหของรอยร้าวรอบ ๆ อนุภาคของ TiC นี้ นำไปสู่ความทนทานต่อการแตกหักและความแข็งแรงของเซรามิกที่เพิ่มขึ้น (Somiya et al., 2003)

การเพิ่มความเหนียวด้วยการเปลี่ยนเฟส (transformation toughening)

กลไกนี้เป็นการเปลี่ยนเฟสเพื่อยับยั้งการโตของรอยร้าว โดยปกติเซอร์โคเนีย (ZrO_2) บริสุทธิ์มีการเปลี่ยนเฟสจากเตตระโกนอล (tetragonal) ไปเป็นโมโนคลินิก (monoclinic) เมื่ออุณหภูมิใช้งานสูงขึ้น ซึ่งการเปลี่ยนเฟสนี้ทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงเชิงปริมาตรนำไปสู่การเกิดรอยร้าวขึ้นในเนื้อวัสดุเซรามิก การเติมสารรักษาเสถียรภาพ (stabilizer) เช่น แคลเซียมออกไซด์ (CaO) แมกนีเซียมออกไซด์ (MgO) อิทเทียม

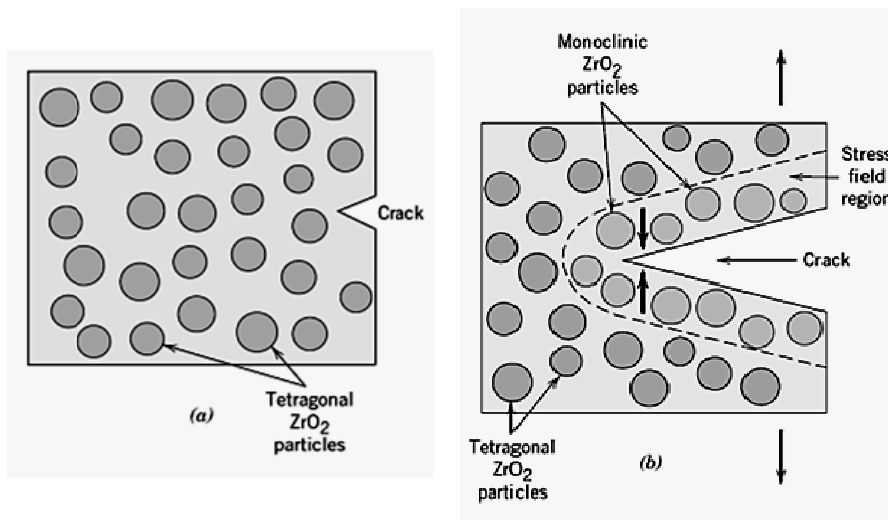
ออกไซด์ (Y_2O_3) และซีเซียมออกไซด์ (CeO) ทำให้เกิดสถานะกึ่งเสถียร (metastable) และทำให้เฟสเตตระโกนอลกึ่งเสถียร (metastable tetragonal) เหลืออยู่แทนที่จะเป็นเฟสโมโนคลินิกที่เสถียร (stable monoclinic) เมื่อวัสดุผสมถูกใช้งานที่อุณหภูมิสูงขึ้นพลังงานความร้อนถูกใช้ในการเปลี่ยนเฟสหรือเปลี่ยนโครงสร้างผลึกซึ่งยังคงโครงสร้างที่เสถียร เป็นกลไกการหยุดการไหลของการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกได้อีกทางหนึ่ง ทำให้ไม่เกิดรอยร้าวขึ้นในเนื้อวัสดุเซรามิก (Callister and Rethwisch, 2014)

อนุภาคนาขนาดเล็กของ ZrO_2 กึ่งเสถียร (metastable- ZrO_2) และสารรักษาเสถียรภาพจะถูกเติมโดยให้กระจายในเนื้อพื้น เช่น Al_2O_3 หรือ ZrO_2 สนามความเค้นที่เกิดขึ้นหน้ารอยร้าวที่กำลังขยายตัว จะทำให้อนุภาคเฟสเตตระโกนอลกึ่งเสถียรที่เหลือค้างใน ZrO_2 เปลี่ยนเฟสกลายเป็นโมโนคลินิกแทน การเปลี่ยนแปลงนี้ทำให้ปริมาตรอนุภาคขยายตัวเพิ่มขึ้นเล็กน้อย (ประมาณร้อยละ 5) และส่งผลให้เกิดความเค้นอัดขึ้นบริเวณผิวรอยร้าวใกล้กับปลายรอยร้าวและมักจะบีบให้รอยร้าวปิดตัวลงและทำให้การโตของรอยร้าวหยุดลงในที่สุด กระบวนการนี้แสดงดังรูปที่ 5 (Callister and Rethwisch, 2014)

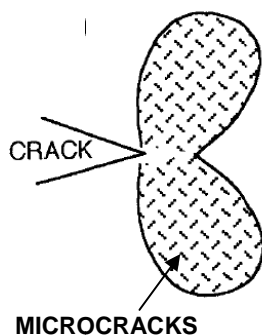
การเกิดรอยร้าวจุลภาค (microcracking)

รอยร้าวจุลภาคสามารถเกิดร่วมกับการเปลี่ยนเฟสใน ZrO_2 ซึ่งจะส่งผลต่อสัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อนและสมบัติความยืดหยุ่น (elastic properties) รวมถึงสมบัติทางกล (mechanical properties) ของวัสดุเซรามิก CMC ที่มี การกระจาย (disperse) ของเฟสเสริมแรงที่มี

สัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อนที่แตกต่างจากเนื้อพื้นเป็นแหล่งที่ก่อให้เกิดรอยร้าวจุลภาคขึ้น ซึ่งส่งผลให้เกิดความแตกต่างของสมบัติความยืดหยุ่น รอยร้าวจุลภาคมีลักษณะเป็นพู (lobe) 2 พูอยู่ด้านบนและล่างตามแนวของรอยร้าวดังแสดงในรูปที่ 6 (Rice, 2000)



รูปที่ 5 การเพิ่มความเหนียวด้วยการเปลี่ยนเฟส (a) รอยร้าวก่อนการเปลี่ยนเฟสของอนุภาค ZrO_2 และ (b) รอยร้าวเนื่องจากการเปลี่ยนเฟสที่มีความเค้นเหนียวนำ (stress-induced phase transformation) (Callister and Rethwisch, 2014)



รูปที่ 6 การเกิดพูของรอยร้าวจุลภาคทั้งด้านบนและล่างของรอยร้าว (ดัดแปลงจาก Rice, 2000)

กลไกการเกิดรอยร้าวจุลภาคมีความคล้ายคลึงกับการเพิ่มความเหนียวโดยการเปลี่ยนเฟส ดังนั้น อิทธิพลจากรอยร้าวจุลภาครอบ ๆ ผิวของรอยร้าวจึงสามารถยับยั้งการร้าวได้เหมือนกับอิทธิพลจากการเปลี่ยนเฟส โดยที่การขยายตัวของความเครียดจะถูกสร้างจากรอยร้าวจุลภาคและส่งผลให้เกิดแรงอัด ซึ่งป้องกันการเกิดความเค้นดึงที่เป็นแรงผลักดันให้ปลายของรอยร้าวขยายตัว (Rice, 2000)

การหลุดออกของเส้นใย (fiber pull-out)

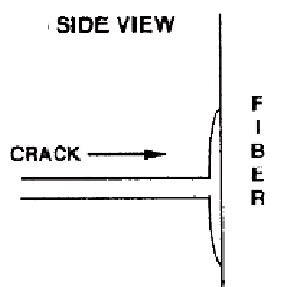
ความเหนียวหรือความทนทานต่อการแตกหักในวัสดุเซรามิก คือปริมาณพลังงานที่ถูกดูดซับต่อหนึ่งหน่วยของรอยร้าวที่ขยายออก ดังนั้นกระบวนการดูดซับพลังงานที่บริเวณปลายของรอยร้าว ทำให้ความทนทานต่อการแตกหักเพิ่มขึ้น (Dassios, 2007)

การหลุดออกของเส้นใยเป็นเทคนิคการเพิ่มความทนทานต่อการแตกหักที่ถูกพัฒนาขึ้นมาใหม่เมื่อเร็ว ๆ นี้ ซึ่งเกี่ยวข้องกับการใช้เส้นใยต่อเนื่อง (continuous-fiber) หรือวิสเกอร์เซรามิก เช่น SiC หรือ Si_3N_4 เพื่อให้วิสเกอร์เหล่านี้ทำหน้าที่ยับยั้งการ

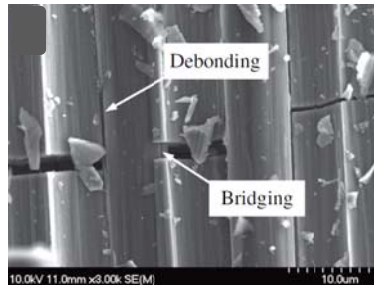
ขยายตัวของรอยร้าว (Callister and Rethwisch, 2014)

การหลุดออกของเส้นใยเป็นกลไกความเสียหาย (failure mechanism) กลไกหนึ่งในวัสดุผสมที่เสริมแรงด้วยเส้นใย การหลุดออกของเส้นใยเป็นผลมาจากพันธะอย่างอ่อน (weak bonding) ที่ยึดเหนี่ยวระหว่างเนื้อพื้กับตัวเสริมแรง ใน CMC กลไกดังกล่าวไม่ใช่กลไกของความเสียหาย แต่เป็นกลไกที่สำคัญในการสร้างความทนทานต่อการแตกหักให้แก่วัสดุเซรามิก กลไกของการหลุดออกของเส้นใยแบ่งได้เป็น 4 ระยะ ดังนี้ (Lamon, 1993; Dassios, 2007)

ระยะที่ 1: initial debonding—ผิวหน้าของรอยร้าวจะเริ่มเกิดขึ้นในเนื้อพื้เนื่องจากเนื้อพื้มีความแข็งแรงน้อยกว่าเส้นใย และเมื่อความเค้นเพิ่มขึ้นทำให้รอยร้าวขยายตัวผ่านไปยังบริเวณรอบ ๆ เส้นใย ส่งผลให้เกิดการแตกของพันธะที่ยึดเหนี่ยวระหว่างเฟสของเนื้อพื้กับเส้นใย (interfacial debonding) ตลอดแนวของเส้นใย ดังแสดงในรูปที่ 7 และ 8 การแตกของพันธะจะสิ้นสุดลงเมื่อพลังงานของกลไกนี้สมดุลกับพลังงานที่ต้องการสำหรับการโตของรอยร้าว



รูปที่ 7 แบบจำลองแสดงระนาบของรอยร้าวที่เกิดขึ้นตามแนวของเส้นใย (Rice, 2000)

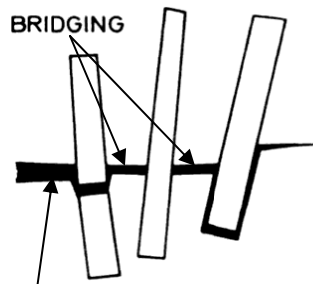


รูปที่ 8 ลักษณะระนาบของรอยร้าวที่เกิดขึ้นตามแนวของเส้นใยที่ถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด (Mei et al., 2014)

ระยะที่ 2: crack deflection—เป็นระยะที่พลังงานที่ให้แก่วัสดุผสมมีค่าสูงเพียงพอต่อการทำลายพื้นที่บริเวณรอบ ๆ เส้นใย ซึ่งทำให้รอยร้าวเกิดได้มากขึ้น รอยร้าวจะขยายตัวไปอีกด้านหนึ่งของบริเวณระหว่างเนื้อพื้นกับเส้นใยหรืออินเทอร์เฟซ (interphase) ระหว่างเนื้อพื้นกับเส้นใยที่เกิดการแตกของพันธะ และรอยร้าวจะโตไปตลอดแนวของเส้นใยใน

ระยะเดียวกันด้วยพลังงานที่ลดลง ซึ่งอาจทำให้รอยร้าวเกิดการหักเห

ระยะที่ 3: bridging and sliding—เมื่อผิวของรอยร้าวเคลื่อนที่ผ่านไป จะมีพื้นที่อิสระทางออก (stretch) ระหว่างเส้นใยเรียกว่าสะพานเชื่อม (bridging) ดังแสดงในรูปที่ 8 และ 9



FIBER FAILURE & PULL-OUT

รูปที่ 9 แบบจำลองกลไกของ fiber-bridging และลักษณะของการหลุดออกของเส้นใยที่เกิดขึ้นใน CMC (ดัดแปลงจาก Warren, 1992)

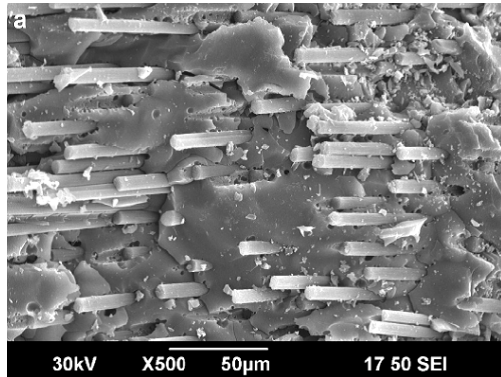
การกางออกของสะพานเชื่อมนี้ถูกจำกัดด้วยความฝืด (friction) จากการเลื่อนไถล (sliding) ของผิวเส้นใยตลอดแนวของอินเทอร์เฟซ บริเวณของสะพานเชื่อมเป็นพื้นที่รับพลังงานหรือแรงที่มากกระทำ จึงส่งผลให้ปลายของรอยร้าวมีพลังงานลดลง นอกจากนี้

พลังงานของรอยร้าวยังสูญเสียบริเวณอินเทอร์เฟซอันเนื่องมาจากกลไกการเลื่อนไถล อย่างไรก็ตาม ความฝืดยังคงเป็นกลไกที่สามารถการกระจาย (dissipation) พลังงานได้น้อยกว่าการเกิดสะพานเชื่อม กลไกการแตกของพันธะ การหักเหของรอยแตก การเกิดสะพานเชื่อม

และการเลื่อนไถล จะเกิดขึ้นตลอดทั้งวัสดุทุกครั้งที่ย่อย
ร้าวเคลื่อนที่ไปปะทะกับเส้นใย

ระยะที่ 4: fiber failure and pull-out—
เมื่อวัสดุผสมรับแรงต่อไปเรื่อย ๆ พลังงานที่สะสมไว้
ภายในบริเวณของสะพานเชื่อมจะเพิ่มขึ้นถึงระดับ
วิกฤติซึ่งเป็นสาเหตุให้เส้นใยเกิดความเสียหาย
(failure) โดยเฉพาะบริเวณที่มีตำหนิบนเส้นใย หาก
ความเสียหายของเส้นใยนั้นเกิดขึ้นตลอดแนวของการ
แตกของพันธะ เส้นใยเหล่านั้นจะถูกดึงออก (pull-out)
(รูปที่ 9 และ 10) ซึ่งปรากฏการณ์ดังกล่าวมีประโยชน์
ต่อการพัฒนาวัสดุผสมเป็นอย่างมากเนื่องจากพลังงาน

ร่อยร้าวถูกใช้ไปในการสร้างแรงเสียดทานเฉือน (shear
frictional force) ในระหว่างการเลื่อนไถลของเส้นใยที่
เสียหายตลอดแนวของอินเตอร์เฟซ ซึ่งก่อให้เกิดการ
กระจายใหม่ของพลังงานในบริเวณที่ติดกับปลายร่อย
ร้าว หากมีเส้นใยจำนวนมากในวัสดุผสม ซึ่งนั่นหมายถึง
มีพื้นที่ผิวสำหรับเลื่อนไถลมากด้วยเช่นกัน ดังนั้น
พลังงานของร่อยร้าวส่วนใหญ่ที่เกิดขึ้นเนื่องจากความ
เค้นจะกระจายและถูกใช้ไปในการสร้างแรงเสียดทาน
จนในที่สุดร่อยร้าวนั้นมีพลังงานไม่เพียงพอต่อการ
ขยายตัวได้อีกต่อไป



รูปที่ 10 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาดของพื้นผิวแตกหัก (fracture surface) ที่แสดง
ลักษณะของการหลุดออกของเส้นใยในวัสดุผสม C_f/SiO_2 (Gao, 2015)

บทสรุป

วัสดุเซรามิกเปราะเป็นวัสดุที่นำมาใช้
ประโยชน์ในหลายด้าน เช่น งานประติมากรรม
(sculpture) และงานขัดผิว (polishing) ซึ่งความ
ทนทานต่อการแตกหักเป็นสิ่งสำคัญที่ต้องพิจารณาเมื่อ
นำวัสดุเซรามิกไปใช้ประโยชน์ในเชิงโครงสร้าง
(structure)

การแตกหักแบบเปราะของวัสดุเซรามิก เกิด
จากรอยร้าวที่ไม่เสถียร ฝักรอยร้าวจะขยายตัวตั้งฉาก
กับทิศทางของแรงดึงที่กระทำ โดยการเกิดรอยร้าวเป็น
ผลจากตำหนิขนาดเล็กที่อยู่ในเนื้อวัสดุ กลศาสตร์การ

แตกหักทำให้เข้าใจกระบวนการแตกหักได้ดียิ่งขึ้น ซึ่ง
เป็นส่วนช่วยในการออกแบบโครงสร้างของวัสดุเซรามิก
เพื่อลดความเสียหายโดยอาศัยพื้นฐานความรู้จาก
กลไกการเพิ่มความทนทานต่อการแตกหักด้วยการสร้าง
วัสดุให้อยู่ในรูปแบบของวัสดุผสมโดยการฝัง (embed)
ตัวเสริมแรง เช่น อนุภาคหรือเส้นใยลงในเนื้อพื้นเซรามิก
ซึ่งตัวเสริมแรงจะสร้างกลไกการดูดซับพลังงานใน
ระหว่างกระบวนการร้าว ทำให้ร่อยร้าวเคลื่อนที่ได้ช้า
ลงหรือหยุดการขยายตัว ทำให้การแตกหักไม่เกิดขึ้น
ส่งผลให้วัสดุมีอายุการใช้งานที่นานขึ้น

เอกสารอ้างอิง

- Askeland, D. and Fulay, P. (2009). Composites: Teamwork and Synergy in Materials. *In* Essentials of Materials Science and Engineering, Second Edition. USA: Cengage Learning. pp. 543-579.
- Barsoum, M. (2003). Mechanical properties: Fast fracture. *In* Fundamentals of Ceramics. UK: IOP Publishing Ltd. pp. 35-366.
- Callister, W. and Rethwisch, D. (2014). Composites. *In* Materials Science and Engineering: An Introduction. USA: John Wiley & Sons, Inc. pp. 634-680.
- Carter, B. and Norton. G. (2007). Fracturing: Brittleness. *In* Ceramic Materials/ Science and Engineering. USA: springer. pp. 325-337.
- Chanadee, T. and Niyomwas. S. (2016). Self-propagating high-temperature synthesis of Si-SiC composite powder. *Key Engineering Materials* 675-676: 623-626.
- Cheng, Y., Sun, S. and Hu, H. (2014). Preparation of Al₂O₃/TiC micro-composite ceramic tool materials by microwave sintering and their microstructure and properties. *Ceramics International* 40: 16761-16766.
- Danzer, R., Lube, T., Supancic, P. and Damani, R. (2008). Fracture of ceramics. *Advanced Engineering Materials* 10(4): 275-298.
- Dassios, K. (2007). A review of pull-out mechanism in the fracture brittle-matrix fiber-reinforced composites. *Advanced Composites Letters* 16(1): 17-24.
- Ghahremani, D., Ebadzadeh, T. and Maghsodipour, A. (2015). Spark plasma sintering of mullite: Relation between microstructure, properties and spark plasma sintering (SPS) parameters. *Ceramics International* 41: 6409-6416.
- Guo, W., You, Y., Zheng, G., Wu, S. and Lin, H. (2015). Improvement of fracture toughness of ZrB₂-SiC composites with carbon interfaces. *Journal of the European Ceramic Society* 35: 1985-1989.
- Guo, T., Zhao, Y., Zhou, G., Han, Y., Zheng, Y., Shan, Z., Hui, D., Xu, F. and Qiu, Y. (2015). Fabrication and characterization of three dimensional woven carbon fiber/silica ceramic matrix composites. *Composites Part B* 77: 122-128.
- Hull, D. and Bacon, D. (2001). Dislocations and Fracture. *In* Introduction to Dislocations. MA: Butterworth-Heinemann. pp. 232-235.
- Khor, K., Yu, L., Li, Y., Dong, Z. and Munir, Z. (2003). Spark plasma reaction sintering of ZrO₂-mullite composites from plasma spheroidized zircon/alumina powders. *Materials Science and Engineering A* 39: 286-296.
- Krenkel, W. (2008). CMC Fiber-Matrix Interfaces. *In* Ceramic Matrix Composites: Fiber Reinforced Ceramics and their Applications. Weinheim: WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. pp. 189-191.
- Lamon, J. (1993). Interfaces and interfacial mechanics: influence on the mechanical behavior of ceramic matrix composites (CMC). *Journal de Physique IV* 3(C7): 1607-1616.
- Maiti, K. and Sil, A. (2010). Relationship between fracture toughness characteristics and morphology of sintered Al₂O₃ ceramics. *Ceramics International* 36: 2337-2344.
- Matthews, F. and Rawlings, R. (2008). Ceramic Matrix Composites. *In* Composite Materials: Engineering and Science. Cambridge: Woodhead Publishing Limited. pp 18-125.
- Mei, H., Zhang, L., Xu, H. and Cheng, L. (2014). Damage mechanism of a carbon fiber ceramic composite during the step-loading

- indentation and its effect on the mechanical properties. *Composites: Part B* 56: 142-148.
- Mitchell, B. (2004). Structure of Composites. *In* An Introduction to Materials Engineering and Science: for chemical and materials engineers. New Jersey: John Wiley & Sons, Inc. pp 103-105.
- Moshtaghioun, B., Ortiz, A., García, D. and Rodríguez, A. (2013). Toughening of super-hard ultra-fine grained B_4C densified by spark-plasma sintering via SiC addition. *Journal of the European Ceramic Society* 33: 1395–1401.
- Rice, R. (2000). Particle (and grain) effects on elastic properties, crack propagation, and fracture toughness of ceramic composites at $\sim 22^\circ C$. *In* Mechanical Properties of Ceramics and Composites. USA: Marcel Dekker, Inc. pp. 457-472.
- Richie, R. (1999). Mechanisms of fatigue-crack propagation in ductile and brittle solids. *International Journal of Fracture* 100: 55-83.
- Rösler, J., Harders, H. and Bäker, M. (2007). Fracture Mechanics. *In* Mechanical Behavior of Engineering Materials. Berlin Heidelberg: Springer-Verlag. pp. 129-164.
- Rosso, M. (2006). Ceramic and metal matrix composites: Routes and properties. *Journal of Materials Processing Technology* 175: 364–375.
- Somiya, S., Aldinger, F., Claussen, N., Spriggs, R., Uchino, K., Koumoto, K. and Kaneno, M. (2003). High-Temperature High-Strength Ceramics. *In* Handbook of Advanced Ceramics VOLUME II Processing and their Applications. UK: Elsevier Inc. pp. 267-275.
- Wang, Z. and Li, P. (2015). Dynamic failure and fracture mechanism in alumina ceramics: Experimental observations and finite element modeling. *Ceramics International* 41: 12763-12772.
- Warren, R. (1992). Introduction. *In* Ceramic-Matrix Composite. New York: Chapman & Hall. pp. 5-6.
- Yunlong, Z., Ming, H., Xiangga, Q. and Xiaogang, S. (2013). The influence of additive content on microstructure and mechanical properties on the C_{sif}/SiC composites after annealed treatment. *Applied Surface Science* 279: 71-75.

