

DENIS BARBOSA SOUSA

**MICROUSINAGEM A VERDE DE
CERÂMICA AVANÇADA**



UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA

2019

DENIS BARBOSA SOUSA

MICROUSINAGEM A VERDE DE CERÂMICA AVANÇADA

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia, como parte dos requisitos para a obtenção do título de **MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA.**

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Arthur Alves Fiocchi

Uberlândia – MG

2019

Ficha Catalográfica Online do Sistema de Bibliotecas da UFU
com dados informados pelo(a) próprio(a) autor(a).

S725	Sousa, Denis Barbosa, 1995-
2019	Microusinagem a verde de cerâmica avançada [recurso eletrônico] / Denis Barbosa Sousa. - 2019.
<p>Orientador: Arthur Alves Fiocchi. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de Uberlândia, Pós-graduação em Engenharia Mecânica. Modo de acesso: Internet. Disponível em: http://dx.doi.org/10.14393/ufu.di.2019.2195 Inclui bibliografia.</p>	
<p>1. Engenharia mecânica. I. Alves Fiocchi, Arthur , 1981-, (Orient.). II. Universidade Federal de Uberlândia. Pós-graduação em Engenharia Mecânica. III. Título.</p>	
CDU: 621	

Bibliotecários responsáveis pela estrutura de acordo com o AACR2:
Gizele Cristine Nunes do Couto - CRB6/2091
Nelson Marcos Ferreira - CRB6/3074



UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA

ATA DE DEFESA

Programa de Pós-Graduação em:	Engenharia Mecânica			
Defesa de:	Dissertação de Mestrado Acadêmico, 545, COPEM			
Data:	primeiro de julho de dois mil e dezenove	Hora de início:	14:00	Hora de encerramento: 16:10
Matrícula do Discente:	11722EMC016			
Nome do Discente:	Denis Barbosa Sousa			
Título do Trabalho:	Microusinagem a Verde de Cerâmica Avançada			
Área de concentração:	Materiais e Processos de Fabricação			
Linha de pesquisa:	Processos de Fabricação (Usinagem e Soldagem)			
Projeto de Pesquisa de vinculação:	TEC - APQ-01759-17, FEPREMIG, "PROJETO CONCEITUAL E PROTÓTIPO DE UMA MINIMÁQUINA MULTIPROCESSOS DE PRECISÃO CNC PARA INVESTIGAÇÃO DA USINABILIDADE DO AÇO INOXIDÁVEL ABNT 304 NO MICROTORNEAMENTO."			

Reuniu-se no Anfiteatro A do Bloco 50, Campus Santa Mônica, da Universidade Federal de Uberlândia, a Banca Examinadora, designada pelo Colegiado do Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, assim composta: Professores Doutores: Carlos Alberto Fortulan - EESC/USP; Márcio Bacci da Silva - FEMEC/UFU e Arthur Alves Fiocchi - FEMEC/UFU orientador do candidato.

Iniciando os trabalhos o(a) presidente da mesa, Dr. Arthur Alves Fiocchi, apresentou a Comissão Examinadora e o candidato, agradeceu a presença do público, e concedeu ao Discente a palavra para a exposição do seu trabalho. A duração da apresentação do Discente e o tempo de arguição e resposta foram conforme as normas do Programa.

A seguir o senhor(a) presidente concedeu a palavra, pela ordem sucessivamente, aos(as) examinadores(as), que passaram a arguir o(a) candidato(a). Ultimada a arguição, que se desenvolveu dentro dos termos regimentais, a Banca, em sessão secreta, atribuiu o resultado final, considerando o(a) candidato(a):

Aprovado.

Esta defesa faz parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre .

O competente diploma será expedido após cumprimento dos demais requisitos, conforme as normas do Programa, a legislação pertinente e a regulamentação interna da UFU.

Nada mais havendo a tratar foram encerrados os trabalhos. Foi lavrada a presente ata que após lida e achada conforme foi assinada pela Banca Examinadora.



Documento assinado eletronicamente por Arthur Alves Fiocchi, Professor(a) do Magistério Superior, em 01/07/2019, às 16:18, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por Márcio Bacci da Silva, Professor(a) do Magistério Superior, em 01/07/2019, às 16:19, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por Carlos Alberto Fortulan, Usuário Externo, em 01/07/2019, às 16:32, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



A autenticidade deste documento pode ser conferida no site https://www.sei.ufu.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0, informando o código verificador 1350557 e o código CRC 041CBDDED.

DEDICATÓRIA

*À minha família pelo imenso amor e cuidado
com a minha vida.*

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a **DEUS**, ao qual devo tudo, porque Ele, por Ele e para Ele são todas as coisas para sempre.

Aos meus **PAIS** *Diogo Ribeiro de Sousa* e *Edna Santos Barbosa*, pelo apoio imensurável em todos os momentos da minha vida, por acreditar e me impulsionar a cada dia ir mais longe. Vocês são a base da minha vida, essa conquista é nossa.

Aos meus **IRMÃOS** *Diego Barbosa*, *Daniel Barbosa* e *Diogo Junio Barbosa* por sempre estarem ao meu lado e por fazerem todos os momentos difíceis serem fáceis.

As minhas **CUNHADAS** *Anna Luisa Macedo*, *Luima Macedo* e *Luana Barreto* por todos conselhos que me ajudaram a ser quem sou hoje.

A **IGREJA ABA CHURCH** por me fazer ter uma compreensão mais profunda do Reino de Deus, e o entendimento que devo viver uma vida no sobrenatural de forma natural.

Ao **AWAKEN**, por meio dele conheci a minha igreja local, e esse projeto cristão me impulsionou em várias áreas da minha, e me empoderou a buscar sempre excelência em tudo que eu vá fazer.

A todos da minha **IGREJA**, cada um com seu esforço me auxiliaram neste trabalho.

Ao meu **PASTOR** *Felipe Oliveira* por cada discipulado e aconselhamento que estão constantemente me moldando a ser um homem mais semelhante a Jesus.

Aos **AMIGOS DA ABA CHURCH**, especialmente *Marco Aurélio Ferreira* e *Ana Carolina da Silva*, que me acolheram de uma forma singular e nunca pararam de acreditar no meu potencial. Amo a vida vocês.

Ao meu **ORIENTADOR**, *Arthur Alves Fiocchi*, por aceitar partilhar desse desafio comigo e prestar todo o apoio, ajuda e orientação em inúmeros momentos e ser referência de um bom profissional.

A todos os meus **AMIGOS**, por todo companheirismo durante esses anos. Vocês são alvo da bondade de Deus, e isso reflete em minha vida. Obrigado por me motivarem sempre e claro, por todos os momentos divertidos que passamos juntos.

Aos **PROFESSORES**, especialmente *Prof. Márcio Bacci da Silva, Prof. Rosemar Batista da Silva, Prof. Rhander Viana, Prof. Carlos Alberto Fortulan e Prof. Renato Goulart Jasinevicius*, pela disponibilidade em ajudar e empenho na realização deste trabalho.

Ao **CNPq** (Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico) pela Bolsa de Estudo concedida.

Agradeço a todos que participaram de alguma forma neste trabalho.

SOUZA, D.B. **Microfresamento a verde de cerâmica avançada.** 2019, 168 f. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Uberlândia - MG.

Resumo

A usinagem a verde de cerâmicas avançadas (*green ceramic machining*) vem se destacando na solução de alguns desafios da usinagem de cerâmicas sinterizadas (*hard ceramic machining*). As exigências por máquinas-ferramentas rígidas e ferramentas ultraduras visando o modo dúctil de remoção dificultam a usinagem, sendo o modo frágil o dominante, resultando na introdução de defeitos críticos dada a relativa elevada dureza e baixa tenacidade à fratura das cerâmicas sinterizadas. Uma alternativa é realizar a usinagem a verde, pois devido à menor resistência mecânica entre partículas da peça nesse estado é possível utilizar ferramentas de corte menos duras e aumentar consideravelmente a taxa de remoção na formação do perfil, com mecanismo aproximado ao do regime dúctil, com baixa probabilidade de introdução de defeitos críticos. O presente trabalho tem por finalidade investigar o processo de microfresamento a verde de peças de Alumina Calcinada A1000-SG fabricadas com diferentes condições de prensagem e quantidade de ligante PVB. Foram fabricados microcanais na superfície do bloco cerâmico com comprimentos de 5 mm sob diferentes condições de usinagem. Os resultados demonstraram que quando as velocidades de corte eram mais elevadas, a remoção de material ocorreu predominantemente por fraturas interaglomerada e o destacamento de borda foi menor, além disso o lado concordante de corte exibiu maiores destacamentos de borda ao se comparar com o lado discordante. Os cavacos obtidos por fraturas interaglomerada apresentaram bandas visíveis de cisalhamento e pequenas lamelas. Na análise dos perfis de rugosidade, foram observadas marcas típicas do fresamento. A redução numérica da rugosidade Ra no fundo dos microcanais após a sinterização foi de aproximadamente 8,99 %, para peças prensadas uniaxialmente a 100 MPa e 17,72 % para peças compactadas isostaticamente a 200 MPa. Em relação a contração volumétrica, os microcanais com profundidade de corte de 150 µm tiveram menores contrações do que os de 75 µm, em razão da maior remoção do gradiente de densidade. No que diz respeito a microferramenta, a microfresa foi capaz de usinar 240 mm, em diferentes condições com um desgaste máximo de 9,4 µm. Nesse contexto, os resultados obtidos validam o microfresamento a verde como um processo de microfabricação de produtos de cerâmicas avançadas.

Palavras Chave: microusinagem, usinagem a verde, cerâmica avançada, alumina, fratura interaglomerada, cavacos, contrações volumétricas, rugosidade.

SOUZA, D. B. **Green micromachining of advanced ceramics.** 2019. 168 p. M.Sc. Dissertation, Federal University of Uberlândia - MG.

Abstract

The green ceramic machining has been excellent in solving some of the challenges of the hard ceramic machining. The requirements for stiff machine tools, ultra-hard cutting tools for ductile mode of removal make machining difficult, being the fragile mode the dominant one resulting in the introduction of critical defects given the relative high hardness and low fracture toughness of the sintered ceramics. An alternative is to perform the green ceramic machining. Due to the lower mechanical resistance among particles of the part in the green state, it is possible to use less hard cutting tools and considerably increase the removal rate in the formation of the profile with a mechanism similar to that of the ductile regime, with low probability of introducing critical defects. The present work aims to investigate the green ceramic micromilling process of Alumina Calcined A1000-SG parts manufactured with different pressing conditions and amount of PVB binder. Microchannels were manufactured on the surface of the ceramic block with 5 mm in length, under different machining conditions. The results showed that when cutting speeds were higher, material removal occurred predominantly by interagglomerated fractures and the edge detachment was smaller; in addition the down milling exhibited larger edge detachments comparing with the up milling. The chips obtained by interagglomerated fractures presented shear bands and small lamellae. In the analysis of the roughness profiles, typical milling marks on bottom of the channels were observed. The numerical reduction of Ra roughness after sintering was approximately 8.99 % for workpieces pressed uniaxially at 100 MPa and 17.72 % for isostatically compacted workpieces at 200 MPa. In relation to volumetric contraction, the microchannels with a depth of cut of 150 µm had smaller contractions than those of 75 µm, due to the greater removal of the density gradient. Regarding to the microtool, it was able to machine 240 mm under different conditions, with a maximum wear of 9.4 µm. In this context, the results obtained validate the green ceramic micromachining as a process of microfabrication of advanced ceramic products.

Keywords: micromachining, green ceramic machining, advanced ceramics, alumina, interagglomerate fracture, chips, volumetric contractions, roughness.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1. Componentes fabricados pelo processo de microusinagem (a) agulhas cirúrgicas (b) base de relógios e (c) peças para microbombas (KER MICRO e FEINWERKTECHNIK, 2015; VENKATESH <i>et al.</i> , 2016).....	20
Figura 2.1. Rota tradicional de manufatura para uma peça cerâmica (Adaptado de KING, 2002 e EVANS, 2008).....	26
Figura 2.2. Moinho de bolas (TECAN, 2019).....	27
Figura 2.3. Processos de secagem por pulverização (a) sentido da corrente e (b) contracorrente (BOCH E NIÈPCE, 2007 <i>apud</i> FIOCCHI, 2014).....	29
Figura 2.4. Grânulos de alumina A1000-SG obtidos por secagem por pulverização para diferentes ampliações (Adaptado de BUKVIC, 2011).....	30
Figura 2.5. Tipos de prensagem: (a) simples ação e (b) dupla ação (Adaptado de ALBARO, 2001 e corrigido por FIOCCHI, 2014).....	31
Figura 2.6. Evolução da porosidade intergranular e intragrangular durante a prensagem (RAHAMAN, 2005 <i>apud</i> FIOCCHI, 2014)	32
Figura 2.7. Perfis de pressão em uma peça compactada por simples ação (Adaptado de GERMAN, 1987).....	33
Figura 2.8. Prensagem isostática em molde úmido (Adaptado de BOCH e NIÈPCE, 2007).33	
Figura 2.9. Gradiente de densidade (g/cm^3) radial de uma peça prensada por (a) simples ação e (b) dupla ação (Adaptado de TOMPSON,1981 <i>apud</i> RICHERSON,1992).	34
Figura 2.10. Representação esquemática da curva de densidade de um pó compacto e os seus três estágios de sinterização (Adaptado de KANG, 2005 e FANG, 2010).....	36
Figura 2.11. Seis mecanismos observados no processo de sinterização: (1) difusão superficial, (2) difusão na rede a partir da superfície, (3) transporte de vapor, (4) difusão no contorno de grão, (5) difusão na rede a partir do contorno de grão e (6) fluxo viscoso (BROOK,1990; RAHAMAN, 2005 <i>apud</i> FIOCCHI, 2014).....	37
Figura 2.12. Técnicas de processamento para materiais cerâmicos (Adaptado de EL-WARDANY <i>et al.</i> , 2009).....	38
Figura 2.13. Ensaio para observar a retenção de borda em peças cerâmicas (Adaptado de DESFONTAINES <i>et al.</i> , 2005)	41
Figura 2.14. Teste de riscamento em uma peça cerâmica (Adaptado de DESFONTAINES <i>et al.</i> , 2005).....	41
Figura 2.15. Análise da rugosidade Rz [μm] e força resultante F [N] em função da variação (a) velocidade de corte vc , (b) avanço fz e (c) profundidade de corte ap (Adaptado de MAIER e MICHAELI, 1997).....	42

Figura 2.16. Distorção da peça de alumina A-1000 SG em relação à variação da profundidade de corte (0,25 mm; 0,50 mm; 0,75 mm e 1,00 mm) (Adaptado de BUKVIC <i>et al.</i> , 2012).....	43
Figura 2.17. Peças de alumina a verde após a usinagem em três condições diferentes (GONÇALVES JUNIOR <i>et al.</i> , 2015).....	43
Figura 2.18. Zona plástica e formação de trincas devido à ação de partícula abrasiva em cerâmicas avançadas sinterizadas (Adaptado de MALKING e HWANG, 1996).	45
Figura 2.19. Fraturas no fresamento a verde de corpos cerâmicos de alumina <i>pyrofine A</i> (a) intraaglomerado e (b) interaglomerado (Adaptado de DESFONTAINES <i>et al.</i> , 2005)....	46
Figura 2.20. MEV do cavaco produzido durante a usinagem a verde de alumina A-1000 SG com quatro ampliações (BUKVIC, 2011).....	47
Figura 2.21. Representação da aresta de corte na (a) usinagem convencional e na (b) microusinagem (Adaptado de BISSACCO, HANSEN e CHIFFRE, 2005).....	51
Figura 2.22. Efeito da espessura mínima de corte h_{min} (Adaptado de CHAE, PARK e FREIHEIT, 2006).	52
Figura 2.23. Formação de cavaco no microfresamento (Adaptado de FILIZ <i>et al.</i> , 2007)....	53
Figura 2.24. Metodologia para medição do desgaste da microfresa na superfície secundária de folga (SILVA, 2017).....	55
Figura 2.25. Microrrebrolo de diamante (a) esquemático; Imagem no MEV (b) da superfície lateral da microferramenta e (c) da ponta da microrrebrolo (Adaptado de LEE <i>et al.</i> , 2003)..	56
Figura 2.26. (a) Dimensão do furo realizado por microrretificação a verde em alumina a verde e (b) mesmo furo com diâmetro menor após sinterização (Adaptado de LEE <i>et al.</i> , 2003).	56
Figura 2.27. Geometria da ferramenta (Adaptado de LI, WU e ZHANG, 2012).	57
Figura 2.28. (a) Microfuro realizado por furação em peças de alumina a verde e (b) mesmo furo após a sinterização (Adaptado de LI, WU e ZHANG, 2012).....	57
Figura 2.29. Microrrebrolo de ponta cônica. (a) geometria da ferramenta e (b) imagem da região abrasiva de diamante e ligante metálico (Adaptado de DADHICH <i>et al.</i> , 2015).....	58
Figura 2.30. Microengrenagens fabricadas a verde por diferentes métodos em alumina, (a) microrretificação e (b) microusinagem a laser (Adaptado de DADHICH <i>et al.</i> , 2015).....	58
Figura 2.31. Microcanais realizados a verde em peças cerâmicas de SiC com diferentes profundidades (a) 80 μm , (b) 160 μm e (c) 240 μm (Adaptado de CHINN <i>et al.</i> , 2015).....	59
Figura 2.32. Microcanais fabricados em peças de AlN e SiC, com diferentes condições de microfresamento. (a) Peça de AlN, profundidade de corte de 100 μm e avanço 15 $\mu\text{m/dente}$ e (b) Amostra de SiC, profundidade de corte de 200 μm e avanço 30 $\mu\text{m/dente}$ (Adaptado de KATE <i>et al.</i> , 2014).....	60

Figura 2.33. Rugosidade (Ra) em função do avanço para peças (a) SiC e (b) AlN (Adaptado de KATE <i>et al.</i> , 2014).....	60
Figura 2.34. Geometria da ferramenta utilizada (a) nova, (b) após a usinagem de SiC e (c) após a usinagem de AlN (Adaptado de KATE <i>et al.</i> , 2014).....	61
Figura 2.35. Imagens da microferramenta (a) antes da usinagem e (b) após a usinagem (Adaptado de Onler <i>et at.</i> , 2019).....	61
Figura 3.1. Preparação do pó de alumina para fabricação dos corpos de prova.	65
Figura 3.2. Molde quadrado para prensagem uniaxial de simples ação do LTC-EESC-USP.	65
Figura 3.3. Procedimento de prensagem uniaxial de simples ação para obtenção de corpos cerâmicos verdes, (a) preenchimento do molde, (b) aplicação de força no pistão, (c) remoção da peça e (d) peças cerâmicas verdes.....	66
Figura 3.4. Preparação da peça de alumina verde em luvas cirúrgicas isentas de talco para prensagem isostática em molde úmido.	66
Figura 3.5. Representação da microfresa utilizada <i>Mitsubishi Materials</i> modelo MS2SS....	68
Figura 3.6. Imagens da ferramenta <i>Mitsubishi Materials</i> modelo MS2SS nova no MEV, (a) topo e (b) lateral da microfresa	68
Figura 3.7. Ciclo térmico de sinterização da alumina A 1000-SG em forno elétrico tipo câmara.....	69
Figura 3.8. Desenho técnico do dispositivo para fixação dos corpos de prova, (a) vista frontal, (b) vista lateral esquerda em corte e (c) vista isométrica.....	70
Figura 3.9. Fotografia do corpo de prova colado na base retificada de aço carbono ABNT 1050 temperado.....	71
Figura 3.10. Imagem da montagem da base retificada, corpo de prova e microfresa preparados para os ensaios de microfresamento.	71
Figura 3.11. Esquemático do microfresamento na peça de alumina A1000-SG compactada.	72
Figura 3.12. Exemplo de medição do destacamento de borda no microfresamento da alumina com fresa de metal duro.	73
Figura 3.13. Exemplo de medição dos perfis de dois canais com profundidades distintas... ..	74
Figura 3.14. Exemplo da separação dos microcanais para posterior medição do volume dos microcanais empregando o software <i>Vision</i>	74
Figura 3.15. Sobreposição da ferramenta usada sobre o contorno da nova para medição do desgaste.	75
Figura 3.16. Exemplo de medição do desgaste da ferramenta no software <i>ImageJ</i>	76
Figura 4.1. Microscopia eletrônica de varredura da alumina A1000-SG (matéria-prima).....	79

Figura 4.2. Microscopia eletrônica de varredura dos pós após a secagem com concentrações de (a) 1,0 % de PVB, (b) 1,5 % de PVB e (c) 2,0 % de PVB.....	80
Figura 4.3. Microscopia eletrônica de varredura dos pós após a granulação com concentrações de (a) 1,0 % de PVB, (b) 1,5 % de PVB e (c) 2,0 % de PVB.....	81
Figura 4.4. Microscopia eletrônica de varredura da peça de alumina A1000-SG verde conformadas a 200 MPa com 2,0 % de PVB, em diferentes ampliações.....	82
Figura 4.5. Microscopia eletrônica de varredura da peça de alumina A1000-SG sinterizada a 1 600 °C, conformadas a 200 MPa com 2,0 % de PVB, em diferentes ampliações.....	83
Figura 4.6. Pré-testes com baixa qualidade superficial para $ap = 300 \mu\text{m}$ e $fz = 7,5 \mu\text{m/dente}$ e $vc = 25,13 \text{ m/min}$ ($n = 20\,000 \text{ rpm}$) em alumina A1000-SG prensada uniaxialmente a 100 MPa com 1,0 % de PVB.....	84
Figura 4.7. Microcanais fabricados por microfresamento a verde em peças de alumina A1000-SG prensadas uniaxialmente a 100 MPa, para diferentes condições de usinagem e porcentagem de ligante PVB.	85
Figura 4.8. Topografia da Alumina A1000-SG, após a usinagem inicial para correção do paralelismo e nivelamento da superfície, apresentando platôs de aglomerados compactados.	86
Figura 4.9. Destacamento médio de borda (Dmed) para peças de alumina A1000-SG prensadas uniaxialmente a 100 MPa com diferentes porcentagens de ligante PVB e usinadas com diferentes velocidades de corte, avanço por dente e profundidade.	88
Figura 4.10. Imagens dos perfis dos canais para diferentes condições: (a) $vc = 50,26 \text{ m/min}$, $ap = 150 \mu\text{m}$, $fz = 15 \mu\text{m}$ com 1,0 % de PVB e prensados a 100 MPa e (b) $vc = 25,13 \text{ m/min}$, $ap = 150 \mu\text{m}$ e $fz = 30 \mu\text{m}$ com 2,0 % de PVB e prensados a 100 MPa.	88
Figura 4.11. Microcanais fabricados por usinagem a verde em peças de alumina prensadas isostaticamente a 200 MPa, para diferentes condições de usinagem e fabricação da peça. 89	89
Figura 4.12. Representação esquemática da vista superior do processo de microusinagem frontal da alumina A1000-SG com fresa de topo de dois canais com maior destacamento de borda do lado concordante de corte.....	90
Figura 4.13. Destacamento médio de borda (Dmed) para peças de alumina A1000-SG prensadas isostaticamente a 200 MPa com diferentes porcentagens de ligante PVB e usinadas com diferentes velocidades de corte, avanço por dente e profundidade.	92
Figura 4.14. Cavacos observados na usinagem de microcanais em peças de alumina A1000-SG prensadas uniaxialmente a 100 MPa, para diferentes condições de usinagem e porcentagem de ligante.	94
Figura 4.15. Cavaco curto com presença de bandas de cisalhamento distinguindo lamelas, para a condição: $vc = 50,26 \text{ m/min}$, $ap = 150 \mu\text{m}$ e $fz = 30 \mu\text{m/dente}$	95

Figura 4.16. Cavacos observados na usinagem de microcanais em peças de alumina A1000-SG prensadas isostaticamente a 200 MPa, para diferentes condições de usinagem e porcentagem de ligante.....	96
Figura 4.17. Topografia do microcanais usinado com: (a) $vc = 25,13$ m/min, $ap = 150$ μm e $fz = 30$ $\mu\text{m/dente}$ e prensada uniaxialmente a 100 MPa com 1,0 % de ligante PVB, e (b) $vc = 50,26$ m/min, $ap = 150$ μm e $fz = 15$ $\mu\text{m/dente}$, prensada isostaticamente a 200 MPa com 2,0 % de ligante PVB, da alumina A1000-SG.....	97
Figura 4.18. Rugosidade Ra dos microcanais a verde para peças prensadas uniaxialmente a 100 MPa com diferentes porcentagens de ligante PVB e condições de usinagem.....	98
Figura 4.19. Rugosidade Ra dos microcanais sinterizados para peças prensadas uniaxialmente a 100 MPa com diferentes porcentagens de ligante PVB e condições de usinagem.....	98
Figura 4.20. Rugosidade Ra dos microcanais a verde para peças prensadas isostaticamente a 200 MPa com diferentes porcentagens de ligante PVB e condições de usinagem.....	99
Figura 4.21. Rugosidade Ra dos microcanais sinterizados para peças prensadas isostaticamente a 200 MPa com diferentes porcentagens de ligante PVB e condições de usinagem.....	100
Figura 4.22. Redução volumétrica para peças de alumina A1000-SG prensadas a 100 MPa.....	101
Figura 4.23. Redução volumétrica para peças de alumina A1000-SG prensadas a 200 MPa.....	101
Figura 4.24. Curva de desgaste acumulado da microfresa de metal duro com revestimento de (Al,Ti)N fabricada pela <i>Mitsubishi Materials</i> , modelo MS2SS.....	102

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1. Propriedades das principais cerâmicas avançadas empregadas em engenharia.	25
Tabela 2.2. Definições de microusinagem.	49
Tabela 2.3. Rugosidade média (R_a) para diferentes tipos de processos de usinagem.	59
Tabela 3.1. Composição química da alumina Calcinada A1000-SG (Almatis, Inc.), % em peso.....	63
Tabela 3.2. Parâmetros de corte selecionados para os ensaios de microfresamento de alumina prensada uniaxialmente a 100 MPa e isostaticamente a 200 MPa.....	72
Tabela 3.3. Parâmetros de Entrada e Variáveis de Saída do microfresamento de Alumina A1000-SG.....	77
Tabela 4.1. Análise de Variância (ANOVA) do destacamento médio de borda (D_{med}) para os parâmetros de microfresamento velocidade de corte (v_c), avanço por dente (f_z) e profundidade de corte (a_p) variáveis, para todas as peças de alumina prensadas uniaxialmente 100 Mpa.....	87
Tabela 4.2. Análise de Variância (ANOVA) do destacamento médio de borda (D_{med}) para os parâmetros de microfresamento velocidade de corte (50,26 m/min), avanço por dente (f_z) e profundidade de corte (a_p) variáveis, para todas as peças de alumina A1000S-G prensadas isostaticamente a 200 MPa.....	92

LISTA DE ABREVIACÕES E SÍMBOLOS

Al	Alumínio
AIN	Nitreto de alumínio
ap	Profundidade de usinagem
CBN	Nitreto de boro cúbico
CNC	Comando numérico computadorizado
DLC	<i>Diamond-Like Carbon</i>
Dmed	Destacamento médio
E	Módulo de elasticidade
ECG	<i>Eletrochemical grinding</i>
EDS	Espectroscopia de energia dispersiva
F	Força
f _z	Avanço por dente
h	Espessura de corte
H ₁	Hipótese alternativa
h _{mín}	Espessura de corte mínima
H ₀	Hipótese nula
HV	<i>Hardness vickers</i>
MCPs	Microfuros para amplificação eletrônica
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
n	Rotação
N	Nitrogênio
NBR	Norma Brasileira Regulamentadora
PEG	Polietilenoglicol
PVA	Álcool de polivinila
PVB	Polivinil butiral
Ra	Desvio aritmético médio do perfil avaliado
r _e	Raio da aresta de corte
Rz	Altura máxima do perfil avaliado
SiC	Carbeto de silício

SUMÁRIO

CAPÍTULO I - INTRODUÇÃO	19
1.1 Considerações iniciais	19
1.2 Objetivo	22
1.3 Justificativa	22
CAPÍTULO II - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	23
2.1. Materiais Cerâmicos	23
2.1.1. Definições	23
2.1.2. Propriedades mecânicas das cerâmicas avançadas	24
2.1.3. Manufatura Cerâmica.....	25
2.1.3.1. Trituração do Pó.....	26
2.1.3.2. Mistura	27
2.1.3.3. Secagem.....	28
2.1.3.4. Conformação	30
2.1.3.5. Tratamentos térmicos	35
2.1.3.6. Acabamento.....	37
2.2. Usinagem de Cerâmicas Avançadas	38
2.2.1. Usinagem cerâmica branca e dura.....	39
2.2.2. Usinagem a verde	39
2.2.3. Mecanismo de formação de cavaco	44
2.2.3.1. Mecanismo de formação de cavaco em cerâmicas sinterizadas	44
2.2.3.2. Mecanismo de formação de cavaco em compactados	46
2.2.4. Características das máquinas-ferramentas para usinagem de cerâmicas.....	47
2.3. Microusinagem.....	48
2.3.1. Efeito Escala (<i>Size Effect</i>).....	49
2.3.2. Mecanismo de formação de cavaco	52
2.3.3. Vida de Ferramenta	53
2.3.4. Microusinagem cerâmica a verde.....	55
CAPÍTULO III - METODOLOGIA	63
3.1 Corpos de prova	63
3.1.1 Preparação do pó cerâmico	63
3.1.2. Compactação.....	65
3.2 Caracterização das cerâmicas	67
3.3 Microfresadora	67

3.4 Microferramenta.....	67
3.5 Processo de sinterização	69
3.6 Microfresamento	69
3.6.1 Fixação dos corpos de prova	69
3.6.2 Seleção dos parâmetros de microfresamento	72
3.6.3 Medição do destacamento de borda	73
3.6.4 Análise dos cavacos, rugosidade e contração volumétrica.....	73
3.6.5 Medição do Desgaste da Ferramenta	75
CAPÍTULO IV - RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	79
4.1. Fabricação da Cerâmica Alumina A1000-SG.....	79
4.1.1 Caracterização da matéria-prima A1000-SG.....	79
4.1.2 Caracterização da alumina A1000-SG após a secagem	79
4.1.3 Caracterização da alumina A1000-SG após a granulação	80
4.1.4 Caracterização das peças após a conformação	81
4.1.5 Caracterização das peças após a sinterização	82
4.2 Processos de microfresamento.....	83
4.2.1 Ensaios preliminares.....	83
4.2.2 Ensaios finais.....	84
4.2.2.1 Destacamento de borda para peças prensadas uniaxialmente a 100 MPa	84
4.2.2.2 Destacamento de borda para peças prensadas isostaticamente a 200 MPa.....	89
4.2.2.3 Cavacos.....	93
4.2.2.4 Rugosidade dos canais.....	96
4.2.2.5 Análise de contração dos microcanais	100
4.2.2.6 Desgaste da microferramenta	102
CAPÍTULO V - CONCLUSÕES.....	105
Sugestões para trabalhos futuros	106
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	109
APENDICES	121
APÊNDICE A - Análise dos perfis dos microcanais.....	121
APÊNDICE B - Análise da rugosidade dos microcanais	145

CAPÍTULO I

INTRODUÇÃO

1.1 Considerações iniciais

A demanda por componentes cada vez menores tem impulsionado a invenção e adaptação de processos e máquinas no intuito de produzir micropeças, razão pela qual, os processos de microfabricação tornaram-se uma área em desenvolvimento (LIU *et al.*, 2004; Onler *et al.*, 2019).

Dentre as diversas técnicas utilizadas para fabricar microcomponentes, destaca-se a microusinagem mecânica, a qual gera características geométricas, que por sua vez, podem variar de dezenas de micrometros a alguns milímetros em seu tamanho (CHAE, PARK, FREIHET, 2006). Essa, além de conferir características com tolerâncias estreitas, é capaz de usinar diversos materiais, tais como: metais, polímeros, cerâmicas e compósitos. Por isso, micropeças podem ser vistas em diversos setores como, por exemplo, o aeroespacial, o automotivo, o biomédico e o eletrônico (LIU *et al.*, 2004; VENKATESH *et al.*, 2016).

A definição do conceito de microusinagem ainda não é unanimidade entre os pesquisadores. No que tange a microusinagem de metais, pode-se compreender como a usinagem que utiliza ferramentas com diâmetro variando entre 1 µm a 999 µm ou produz características na peça com dimensões nessa faixa, bem como a comparação ao raio da aresta de corte quanto à espessura de corte e o tamanho do grão do material policristalino da peça a ser usinada (MASUZAWA, 2000; ARAMCHAROEN *et al.*, 2008).

Já para materiais cerâmicos no estado verde (compactado e não sinterizado), em razão da ausência de ligações químicas fortes entre as partículas cerâmicas, constata-se a presença de ligações fracas do ligante que envolve as partículas dando estabilidade ao compactado verde, desse modo, as dimensões das partículas são inferiores ao do raio de aresta de corte. Nesse caso, a definição sugerida por Rodrigues e Jasinecicius (2017) torna-se interessante para esses casos, e é conceituada com base nos valores dos parâmetros de corte, em virtude de esses afetarem diretamente o mecanismo de corte. Os processos mecânicos de remoção dessa técnica são derivados da escala macro e há o aparecimento do efeito escala (*Size Effect*), que é ocasionado em função da redução dimensional da

ferramenta e dimensões de corte. Com isso, a compreensão desses processos não se limita apenas à redução de escala, mas também se leva em consideração certas características negligenciadas na usinagem macro, como o efeito do raio de arredondamento da aresta de corte, o ângulo de saída efetivo negativo da ferramenta, contato ferramenta-peça na superfície de folga da ferramenta, espessura mínima de corte, efeito da microestrutura e o aumento da energia específica de corte (CHAE, PARK, FREIHET, 2006; CHENG e HUO, 2013).

Os principais processos de microusinagem mecânica empregando ferramenta de geometria definida são: microtorneamento, microfuração e microfresamento, com destaque maior ao último, em função da capacidade de fabricação de peças complexas. Na Figura 1.1 são apresentados componentes que foram submetidos ao processo de microfresamento em alguma etapa de sua fabricação (JACKSON, 2006; SILVA, 2017; GOMES, 2019).

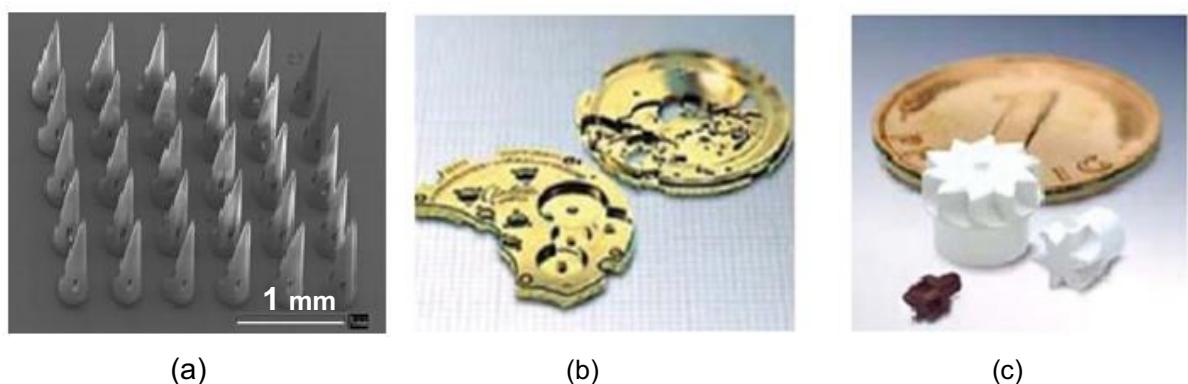


Figura 1.1. Componentes fabricados pelo processo de microusinagem (a) agulhas cirúrgicas (b) base de relógios e (c) peças para microbombas (KER MICRO e FEINWERKTECHNIK, 2015; VENKATESH *et al.*, 2016).

Micropeças fabricadas em cerâmicas avançadas sinterizadas são representadas na Fig. 1.1c. Devido as suas propriedades como: resistência a altas temperaturas e ao desgaste, elevada dureza e estabilidade química, essas se apresentam como materiais promissores em aplicações que requerem tais características (QIN, 2015).

A manufatura de materiais cerâmicos geralmente é realizada a partir da sinterização de pós compactados e, na maioria dos casos, as peças necessitam ser usinadas após o tratamento térmico em estado sólido para conferir as dimensões e acabamentos desejados. Devido à elevada dureza da cerâmica sinterizada, aspectos desafiadores desse processo (*hard ceramic machining*) são a utilização de ferramentas de corte ultraduras, o elevado tempo de usinagem (LEE *et al.*, 2003; NG, HULL e HENSHALL, 2006), necessidade de

máquina-ferramenta de maior rigidez e dificuldade de remoção de material sem introduzir defeitos críticos (FIOCCHI, 2014; FIOCCHI *et al.*, 2016; SANCHEZ *et al.*, 2018).

No intuito de reduzir os custos e fabricar peças com melhores propriedades mecânicas, a usinagem a verde (*green ceramic machining*) apresenta-se como uma alternativa. Esse processo de usinagem é realizado nos corpos após a prensagem, e é identificado por ser até 1 000 vezes mais rápido (maior taxa de remoção de material) do que a usinagem de cerâmica sinterizada, permitindo utilizar a maioria das ferramentas e técnicas convencionais aplicadas à usinagem de metais e ligas metálicas (DESFONTAINES *et al.*, 2005).

Outro aspecto importante da usinagem a verde é a remoção de defeitos superficiais e subsuperficiais, e a possibilidade de remoção do gradiente de densidade adquirido no processo de conformação, ocasião na qual reduzirá as distorções nas peças após a sinterização (ROBERT-PERRON *et al.*, 2005; ROBERT-PERRON, BLAIS e PELLETIER, 2009; BUKVIC *et al.*, 2012; SANCHEZ *et al.*, 2018).

Diante do exposto, aliado à demanda de miniaturização dos componentes nas mais diversas áreas da ciência e tecnologia e as nobres propriedades mecânicas das cerâmicas sinterizadas que as enquadram como materiais de difícil usinagem, a fabricação de micropeças cerâmicas por usinagem a verde demonstra-se como uma rota de manufatura técnica e economicamente viável, porém ainda é uma área de estudo incipiente com poucos artigos científicos publicados. As influências das variações dos valores dos principais parâmetros da rota completa de manufatura das cerâmicas avançadas para fabricação de microcomponentes não foram encontradas na literatura (segundo a revisão bibliográfica realizada até o momento nas principais bases de periódicos e patentes). Fenômenos relacionados à (a) influência da porcentagem de ligante, (b) tipo e pressão de compactação do pó cerâmico, (c) parâmetros de microfresamento a verde, (d) mecanismos de remoção de material a verde, (e) remoção do gradiente de compactação por microusinagem a verde, (f) remoção de imperfeições de prensagem sem a introdução de defeitos críticos e (g) mecanismos de desgaste de microferramentas exemplificam aspectos importantes que carecem de pesquisas científicas para serem esclarecidos.

1.2 Objetivo

Ao estudar o microfresamento a verde de peças fabricadas em alumina, o presente trabalho tem o objetivo de contribuir na elucidação dos fenômenos que ocorrem no fresamento em escala micro, avaliando a influência dos parâmetros de prensagem e porcentagem de ligante da cerâmica nos gradientes de densidade da peça compactada, e a relação dos parâmetros de corte com a qualidade superficial da peça antes e após a sinterização, visando fabricar microcomponentes isentos de danos críticos que podem comprometer o desempenho, diminuindo a confiabilidade das cerâmicas avançadas em aplicações de elevada responsabilidade.

1.3 Justificativa

Em razão das propriedades das cerâmicas avançadas, suas aplicações destacam-se nos setores aeroespacial, eletrônico e médico. No que se diz respeito ao processo de fabricação de microcomponentes cerâmicos, geralmente há a necessidade de usinagem após a sinterização para alcançar as tolerâncias dimensionais e geométricas de projeto.

Considerando o elevado custo das ferramentas e dos processos de remoção, a distorção das peças sinterizadas e a dificuldade e morosidade da usinagem do sinterizado, faz-se importante pesquisas científicas e tecnológicas por novas metodologias com o objetivo de superar os desafios da manufatura de microcomponentes ou microcaracterísticas das cerâmicas avançadas. Dessa forma, a microusinagem a verde cerâmica se apresenta como uma alternativa por se tratar de um processo que tende a reduzir os pontos negativos citados e a literatura é incipiente sobre o tema.

Além da contribuição dos professores do Laboratório de Ensino e Pesquisa em Usinagem (LEPU-UFU) e do Laboratório de Usinagem Convencional (LUC-UFU), o presente trabalho foi realizado em parceria com o Laboratório de Tribologia e Compósitos (LTC) da Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de São Paulo (ESSC-USP) sob a coordenação do Prof. Dr. Carlos Alberto Fortulan, o qual possui grande experiência na área de projeto mecânico e manufatura de cerâmicas avançadas comprovadas por orientações, publicações de artigos científicos, patentes, além de experiência industrial. Na área de caracterização e microusinagem o Prof. Renato Goulart Jacinevícius (ESSC-USP) também contribuiu significativamente para realização da pesquisa, o qual possui experiência em manufatura de ultraprecisão, atuando principalmente nos seguintes temas: torneamento com ferramenta de diamante de cristais e semicondutores, cerâmica avançada, polímeros e metais não ferrosos, integridade superficial e acabamento superficial.

CAPÍTULO II

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Materiais Cerâmicos

Os tópicos para entendimento da definição de material cerâmico, cerâmica avançada e a fabricação de componentes desses materiais serão abordados neste trabalho da seguinte forma: no item 2.1.1, são destacadas as definições de cerâmica e cerâmica avançada; no item 2.1.2, as propriedades mecânicas das cerâmicas avançadas e, no item 2.2.3, a manufatura da cerâmica avançada da matéria-prima até o produto finalizado.

2.1.1. Definições

Inicialmente, cumpre destacar que não há consenso quanto à definição do que vem a ser “cerâmica”, dada a complexidade que envolve o seu estudo, seu significado varia de acordo com o âmbito de pesquisa escolhido (FIOCCHI, 2014).

A ciência dos materiais divide-se em três grupos: materiais orgânicos; materiais inorgânicos e metálicos; e por fim, materiais inorgânicos e não metálicos. As cerâmicas avançadas se encaixam neste último (BOCH e NIÈPCE, 2007).

Boch e Niépce (2007) recomendam que, para cada grupo dessa classificação, seja realizada uma nova divisão, adicionando dois novos grupos, os quais são as cerâmicas naturais e as sintéticas. Tal fato é observado no âmbito da engenharia dos materiais, pois além de considerar a estrutura química e a propriedade dos sólidos, faz-se importante a análise dos métodos de fabricação.

Na *Concise Encyclopedia of Advanced Ceramic Material* (BROOK, 1990) os materiais cerâmicos são baseados em compostos não metálicos inorgânicos, principalmente óxidos, mas também há nitretos, carbonetos e silicatos. Esses apresentam um comportamento frágil, regidos pela curva tensão-deformação que segue a lei de Hooke. Nessa definição, as temperaturas de sinterização em geral, são superiores a 800 °C.

No *Dictionary of Ceramic Science and Engineering* (O' BANNON, 1984), as cerâmicas são definidas da seguinte maneira: “*Todo produto inorgânico ou não metálico*

preparado por tratamento térmico acima de 540 °C ou utilizado em condições que implicam essas temperaturas, incluindo óxidos metálicos, boretos, carbonetos, nitretos e misturas destes compostos”.

Na área química, Wells (1984), Jaffe (1988) e West (1990), relataram a importância da força de ligação atômica, dividindo em ligações fortes (metálica, iônica e covalente) e outras fracas, como de Van der Waals. Concluíram que cerâmicas são sólidos que possuem principalmente ligações iônicas e/ou covalentes.

Já os autores Boch e Niépce (2007) definem cerâmicas como materiais sintéticos compostos, em sua maioria, por fases inorgânicas, não totalmente amorfas e geralmente consolidadas pela sinterização de um compacto na forma da peça desejada. Inicialmente os pós são obtidos a partir de rochas sintéticas trituradas. Relataram ainda, que não identificaram a importância de definir um limiar para a temperatura de sinterização.

A Associação Brasileira de Cerâmica (ABC) define que cerâmica compreende todos os materiais inorgânicos, não metálicos, obtidos geralmente após tratamento térmico em temperaturas elevadas.

Devido ao setor cerâmico ser amplo e diversificado, a ABC optou pela divisão em mais subsetores, levando em consideração a matéria-prima, as propriedades e as áreas de utilização (ABC, 2019).

Em razão disso, sugeriu a seguinte classificação: (a) cerâmica vermelha, (b) materiais de revestimento, (c) cerâmica branca, (d) materiais refratários, (e) isolantes térmicos, (f) fritas e corantes, (g) abrasivos, (h) vidro, cimento e cal e (i) cerâmicas avançadas (ABC, 2019).

2.1.2. Propriedades mecânicas das cerâmicas avançadas

Ao utilizar cerâmicas avançadas, uma das propriedades que deve ser considerada no projeto é a baixa tenacidade à fratura se comparada aos metais e ligas metálicas, que é a energia necessária para causar o início e propagar uma trinca até a ruptura da peça. Menor tenacidade à fratura também gera redução da resistência ao impacto e desprezível deformação plástica (SUNDH e SJÖGREN, 2006; ARGAWAL e RAO, 2008).

Outra característica a ser considerada na aplicação de cerâmicas avançadas é a dureza do sinterizado, em geral, superiores a 1 000 HV (*Hardness Vickers*), fato este que resulta em uma usinagem dispendiosa (BOCH e NIÈPCE, 2007).

Do mesmo modo, as resistências à tração e à compressão também são fatores importantes a serem analisados. Isso porque as ligações químicas que formam as cerâmicas avançadas são fortes, resultando em uma resistência teórica elevada. Esses materiais submetidos a ensaios de compressão possuem alta resistência, pois defeitos

como poros e trincas permanecem fechados durante a exposição a cargas compressivas. Diferentemente, quando esses materiais são submetidos a cargas trativas, uma vez que essas forças podem acarretar na propagação de defeitos internos, os quais poderão fraturar os materiais (YADAV e RAVICHANDRAN, 2003; TANG *et al.*, 2012).

Abaixo, na Tabela 2.1, são indicadas as propriedades de alguns materiais cerâmicos, como a tensão de compressão (σ_c), o módulo de elasticidade (E) e a tenacidade à fratura (Kt), as quais são importantes na escolha para uma determinada aplicação.

Tabela 2.1. Propriedades das principais cerâmicas avançadas empregadas em engenharia.

Material	Densidade (g/cm ³)	σ_c (MPa)	E (GPa)	Kt (MPa \sqrt{m})
SiC - α	3,10 - 3,21	4 600	410	4,6
Al ₂ O ₃ 99,99%	3,96	3 000	370	4,0
ZrO ₂	5,68 - 6,10	2 000 - 2 500	200 - 210	-
Si ₃ N ₄	3,20	3 000	260 - 320	5,80 - 8,50

Fonte: MATWEB, 2019.

Outros fatores que resultam na utilização de materiais cerâmicos são: excelentes resistências ao desgaste, estabilidade química, elevada temperatura de fusão e baixa densidade, e em geral, são isolantes térmicos e elétricos (CALLISTER, 2000; ARGAWAL e RAO, 2008).

Devido às características positivas, as cerâmicas avançadas podem ser aplicadas em vários setores industriais, seu emprego é observado nos isolantes térmicos, câmaras de combustão, isoladores elétricos, trocadores de calor para agentes corrosivos, próteses e ferramentas de corte. Porém, existem fatores que limitam a aplicação dessas, como, por exemplo, a dificuldade de reproduzibilidade, os defeitos ocasionados no processo de fabricação e o custo elevado (FANTOZZI *et al.*, 2001; ARGAWAL e RAO, 2008; JANSSEN, SCHEPPOKAT e CLAUSSEN, 2008).

2.1.3. Manufatura Cerâmica

No que se diz respeito à manufatura de materiais cerâmicos, constata-se a presença de pelo menos 70 rotas para fabricar esses materiais, dentre essas destaca-se a prensagem de pó em moldes seguida de sinterização. Essa rota por conciliar bom custo e desempenho é muito utilizada no âmbito industrial. Entretanto, estudos apontam que para obtenção de peças de geometrias complexas ou redução da distorção de sinterização causada pelo

gradiente de densidade de prensagem, podem ser realizadas a usinagem em cerâmica branca (*white ceramic machining*) ou em verde (*green ceramic machining*) (EVANS, 2008).

Na rota tradicional, por exemplo, após a obtenção dos pós cerâmicos estes são moídos e misturados, depois adicionados aditivos para melhorar a conformação e sinterização. Posteriormente, os pós são prensados, moldados ou conformados para dar forma às peças compactadas, momento em que os produtos são chamados de peças verdes, pois não estão sinterizados. Dentre as técnicas de prensagem, destaca-se a prensagem uniaxial por simples ação por se tratar de um processo com um bom custo benefício, e a prensagem isostática a qual possui a capacidade de reduzir o gradiente de densidade na peça. Por fim, a peça é sinterizada para que adquira dureza e densidade finais almejadas. Caso necessário há necessidade de usinagem para ajustar tolerâncias dimensionais e geométricas (KING, 2002 e EVANS, 2008).

Adiante, na Figura 2.1 visualiza-se o processo tradicional de produção de peças cerâmicas, o qual se inicia com a extração da matéria-prima, segue com a Trituração do pó, a mistura desse com os aditivos, formação do perfil e posterior sinterização para alcançar a dureza e a densidade desejadas. Caso a peça necessite ser usinada, ter-se-á a operação de acabamento, usualmente é realizada por meio da usinagem, sendo o processo mais utilizado a retificação com rebolo diamantado. Nas seções seguintes, essas etapas serão detalhadas.

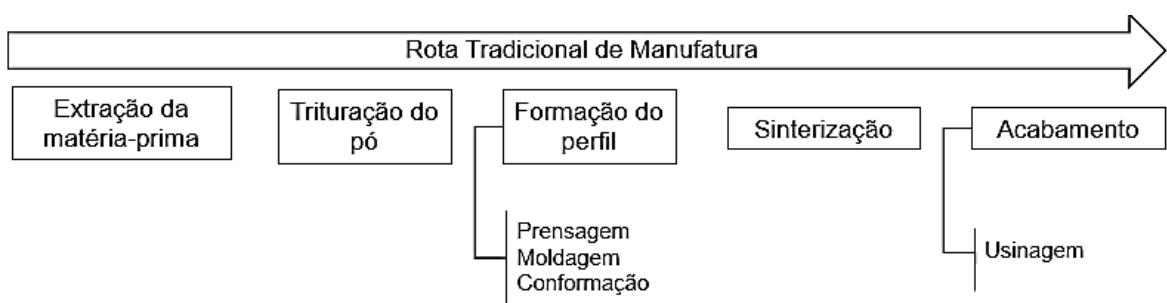


Figura 2.1. Rota tradicional de manufatura para uma peça cerâmica (Adaptado de KING, 2002 e EVANS, 2008).

2.1.3.1. Trituração do Pó

Para obtenção do pó, pode-se realizar a moagem para redução do tamanho do material, bem como se utilizar de técnicas químicas. Com relação ao tamanho do pó, ele pode ser menor do que 100 µm, caso em que as cerâmicas serão classificadas como finas, ou menores do que 10 µm, hipótese em que elas serão definidas como ultrafinas (WELLENKAMP, 1999; CARVALHO e FORTULAN, 2006).

No que tange ao processo de moagem, o objetivo é fragmentar agregados e aglomerados, moldar e reduzir o tamanho das partículas e obter uma mistura homogênea. O processo pode ser realizado mediante o mecanismo de impacto, atrito e cisalhamento, utilizando-se, principalmente, moinhos de atrito, de bolas e vibratório (LU e LANNUTTI, 2000; BOCH e NIÈPCE, 2007; BUKVIC *et al.*, 2012).

A fase de trituração do pó é fundamental para o processamento, uma vez que se deseja a obtenção de um pó capaz de favorecer alcançar a microestrutura desejada, a qual em componentes estruturais geralmente é homogênea e densa (RAHAMAN, 2005; BOCH e NIÈPCE, 2007).

Dentre os aspectos dos pós que devem ser observados nessa etapa, destacam-se a forma, tamanho e distribuição de partículas, área superficial específica, estado de aglomeração, densidade, composição química e pureza. Cabe destacar que se deve evitar que os pós sejam contaminados durante todo o processamento, pois a contaminação pode afetar a microestrutura e as propriedades finais do sinterizado (RAHAMAN, 2005; BOCH e NIÈPCE, 2007, FIOCCHI, 2014).

2.1.3.2. Mistura

A mistura pode ser realizada no moinho, que pode ser de bolas, vibratório ou outros, o qual permite a formação de partículas de dimensão submicrométrica, as quais são fundamentais por possuir alta reatividade, favorecer a sinterização e assegurar uma elevada resistência mecânica na peça final. Isso só é possível devido ao fato de que esse tipo de moinho realiza a mistura dos pós com seus ligantes, e ocasiona a fragmentação das partículas utilizando elementos cerâmicos tipicamente cilíndricos ou esféricos dentro do recipiente (vaso ou jarro) (CARVALHO e FORTULAN, 2006; EL-WARDANY *et al.*, 2009). Um exemplo do moinho de bolas pode ser visto na Fig. 2.2.



Figura 2.2. Moinho de bolas (TECAN, 2019).

O meio é fundamental nos processos de trituração e mistura, uma vez que estes podem ser realizados a seco ou umedecido. São necessárias esferas de material mais duro ou do mesmo material do pó, para auxiliar na redução das partículas e evitar contaminação da mistura (CARVALHO e FORTULAN, 2006; EL-WARDANY *et al.*, 2009).

Na moagem realizada em meio úmido há a adição de um fluido, sendo que a escolha desse depende da técnica a ser utilizada, gerando uma suspensão coloidal denominada barbotina. São diversos os tipos de fluidos que podem ser utilizados, cada um com sua função. Os principais meios são listados por Souza *et al.* (2014), destacando-se o álcool isopropílico. Demais aditivos importantes são dispersante, ligante, plastificante, lubrificante, modificadores de tensão superficial e antiespumante. Após essa etapa será necessária a secagem da mistura (EL-WARDANY *et al.*, 2009; BOCH e NIÈPCE, 2007; FIOCCHI, 2014).

Em relação ao ligante, sua adição é necessária para conferir maior resistência mecânica à peça em verde (compactada), de forma que ela depende tanto do volume (% em peso) como das características do ligante e pressão de compactação, influenciando também na ejeção do molde e manipulação posterior. Dentre os ligantes mais utilizados, destacam-se o polivinilbutiral (PVB), o álcool de polivinila (PVA) e polietileno glicol (PEG) (EL-WARDANY *et al.*, 2009).

2.1.3.3. Secagem

A secagem da barbotina pode ser realizada por liofilização (*freeze-drying*) ou por pulverização (*spray-drying*). Essa última é um método largamente utilizado industrialmente e consiste na pulverização de uma suspensão sob a forma de gotículas, em um gás inerte ou corrente de ar quente, para produzir grânulos praticamente esféricos com diâmetro variável de 20 µm a 500 µm. Esse processo é contínuo, econômico e reproduzível (BOCH e NIÈPCE, 2007).

A secagem por pulverização pode ser visualizada na Fig. 2.3. Os grânulos podem ser formados mediante a centrifugação, usando-se um rotor a alta velocidade angular, ou por cisalhamento da suspensão sob pressão através de um tubo de diâmetro reduzido (BOCH e NIÈPCE, 2007).

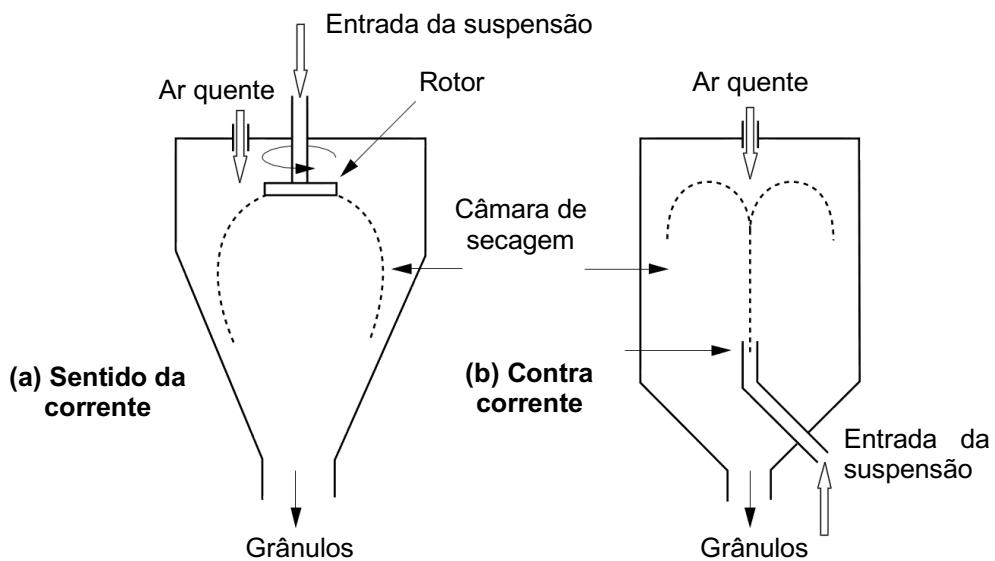


Figura 2.3. Processos de secagem por pulverização (a) sentido da corrente e (b) contracorrente (BOCH E NIÈPCE, 2007 *apud* FIOCCHI, 2014).

Na Figura 2.4 são representadas imagens para diferentes ampliações dos grânulos de alumina A1000-SG obtidas no microscópio eletrônico de varredura (MEV) provenientes da secagem por pulverização (BUKVIC, 2011).

A etapa seguinte que pode ser realizada é a classificação do pó, tipicamente realizada em peneiras vibratórias. O peneiramento permite obter classes com tamanho mínimo de 20 µm. Destaca-se que a classificação pode ser realizada em duas etapas do processo de fabricação: após a secagem e na etapa inicial da rota de manufatura (BOCH e NIÈPCE, 2007; FIOCCHI, 2014).

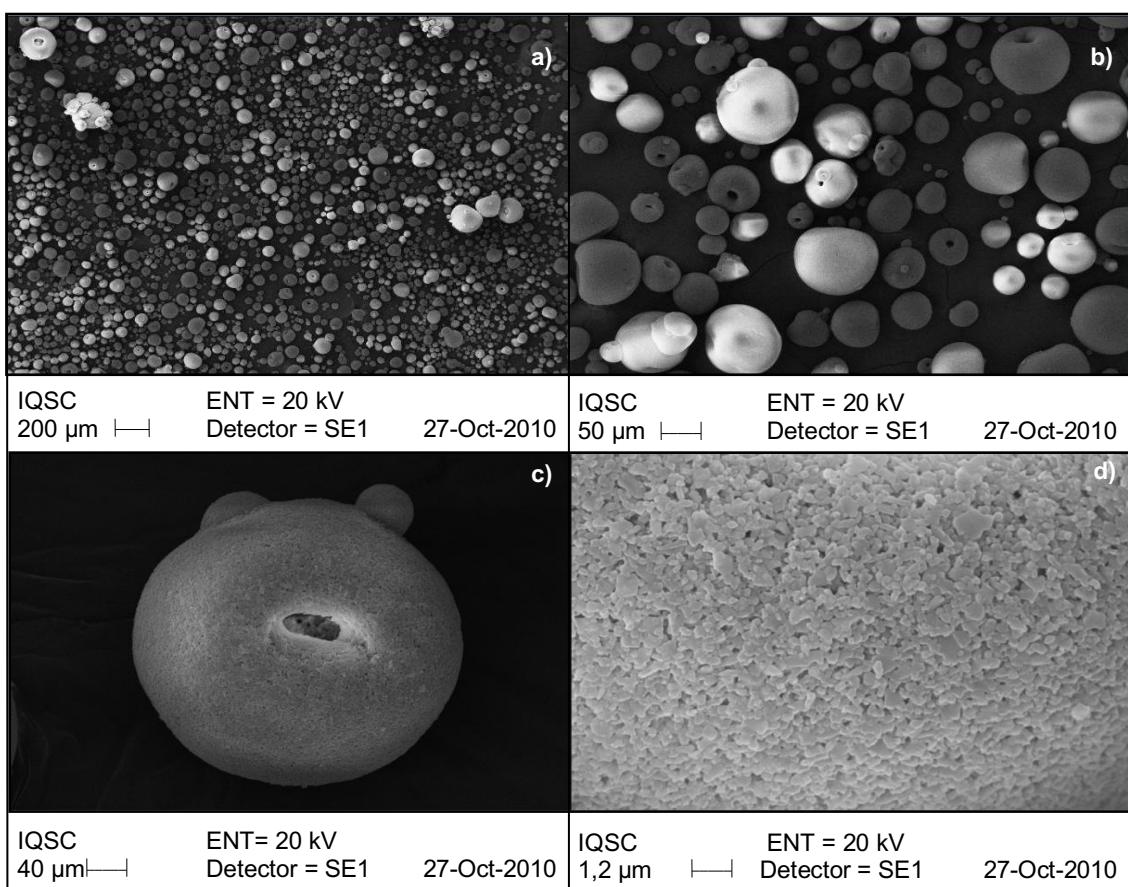


Figura 2.4. Grânulos de alumina A1000-SG obtidos por secagem por pulverização para diferentes ampliações (Adaptado de BUKVIC, 2011).

2.1.3.4. Conformação

A conformação apresenta-se como uma das possíveis rotas de fabricação de materiais cerâmicos e demanda a utilização de líquidos (água, solventes orgânicos) e/ou aditivos orgânicos (ligantes, plastificantes, lubrificantes etc.), com o intuito de conferir aos pós cerâmicos propriedades coesivas durante o processo de moldagem. Esses elementos obrigatoriamente são eliminados antes da sinterização para que haja homogeneidade da peça e sua integridade seja preservada (FIOCCHI, 2014).

Os processos cerâmicos comumente utilizados para conformação são: prensagem, injeção, colagem por barbotina e extrusão em molde. A prensagem apresenta-se como um dos principais processos, possuindo grande relevância no âmbito industrial, devido à sua elevada produtividade, facilidade de automação, capacidade de produzir peças de formas relativamente complexas e ao custo relativamente baixo da prensagem uniaxial (ZIPSE, 1997; SATO, BESSHII e MATSUI, 1998; ALBARO, 2000).

Elas são caracterizadas por compactar uma quantidade de pó no interior de uma matriz rígida ou de um molde flexível mediante aplicação de pressão. Para que haja uma boa uniformidade na peça, é necessário que o pó cerâmico seja capaz de preencher toda a cavidade do molde (ALBARO, 2000).

Uniaxial e isostática são formas de prensagem que podem ser utilizadas. A primeira, geralmente, faz a utilização de uma matriz metálica, que pode ser de simples ação ou dupla ação. No primeiro caso, a pressão aplicada é apenas por um dos pistões (tipicamente o superior) (Fig. 2.5a), já no segundo, tanto o pistão superior como o inferior exercem pressão sobre a peça contida no molde (Fig. 2.5b). Essa operação pode ser dividida em três etapas, são elas: (1) preenchimento da cavidade do molde, (2) compactação da massa e (3) extração da peça Fig. (2.5).

A isostática por sua vez, faz o uso de molde flexível e, devido às suas características, possibilita a fabricação de peças intrincadas com melhores propriedades mecânicas devido ao menor gradiente de densidade (BOCH e NIÈPCE, 2007; ALBARO, 2000; FIOCCHI, 2014).

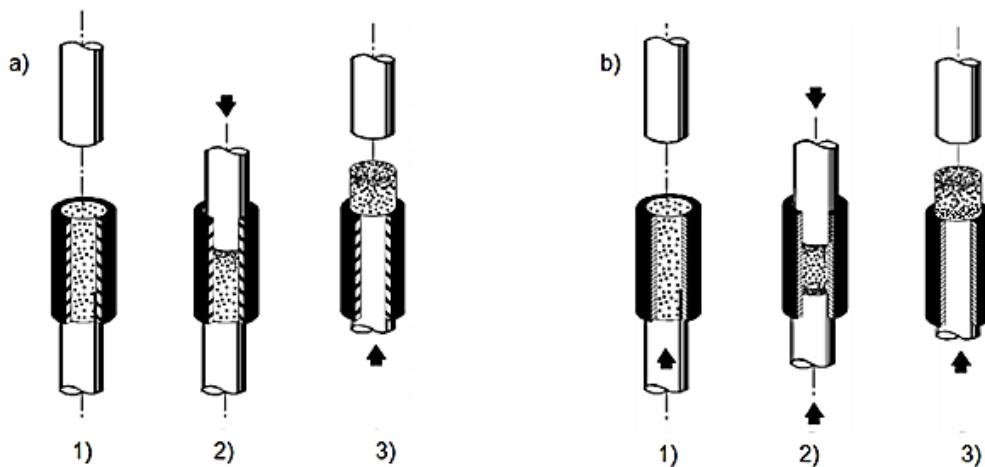


Figura 2.5. Tipos de prensagem: (a) simples ação e (b) dupla ação (Adaptado de ALBARO, 2001 e corrigido por FIOCCHI, 2014).

Na Figura 2.6 observa-se o processo de compactação de um material granular, no qual são identificados três estágios. Na primeira, há a ocorrência do rearranjo dos grânulos, em seguida, incide a deformação e/ou fragmentação destes e, por fim, verifica-se a eliminação da porosidade intergranular. Nesta fase final, a microporosidade intragrânular é reduzida mediante o rearranjo e fragmentação das partículas. Ressalta-se que tanto a segunda, quanto a terceira etapa estão relacionadas diretamente com o gradiente de densidade da peça compactada (REED, 1995; RAHAMAN, 2005).

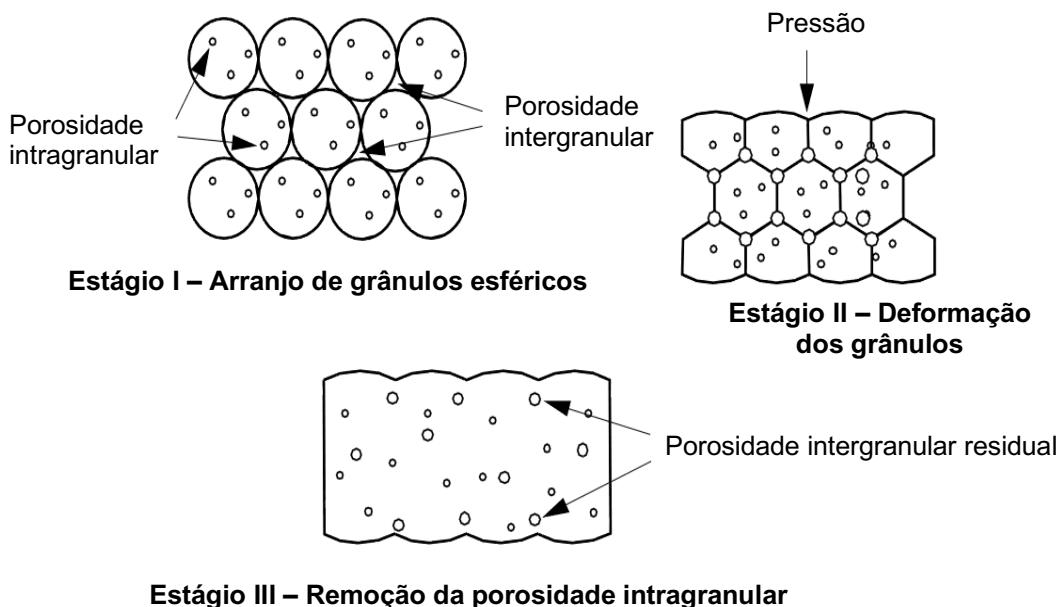


Figura 2.6. Evolução da porosidade intergranular e intragranular durante a prensagem (RAHAMAN, 2005 *apud* FIOCCHI, 2014).

A formação dos gradientes de densidade ocorre porque não há homogeneidade nos perfis de pressão. Na Figura 2.7 são representados esses perfis em uma peça compactada por simples ação. Durante o processo, ocorre intenso atrito entre as partículas adjacentes e, mais intenso ainda, delas com a parede do molde. Como resultado, tem-se um preenchimento heterogêneo do pó na cavidade do molde (ROBERT-PERRON *et al.*, 2005; BENCOE, DIANTONIO e EWSUK, 2008; BUKVIC, 2011; FIOCCHI, 2014).

Ao ser realizada a extração, verifica-se distribuições de densidades variáveis ao longo do comprimento e do raio da peça, sendo mais notório no processo de prensagem de simples ação. No caso de dupla ação, o gradiente de densidade observado é menor (ROBERT-PERRON *et al.*, 2005; BUKVIC, 2011; SANCHEZ *et al.*, 2018).

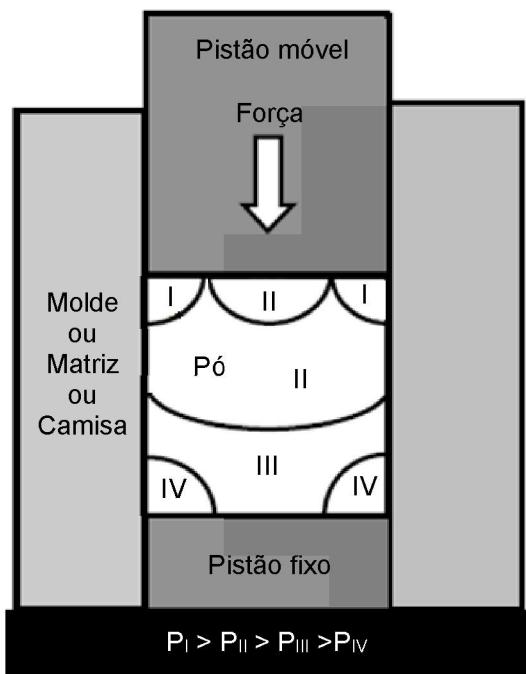


Figura 2.7. Perfis de pressão em uma peça compactada por simples ação (Adaptado de GERMAN, 1987).

A prensagem isostática, por sua vez, é uma técnica mais elaborada, caracterizada pelo fato de a peça estar submetida a pressões mais homogêneas (Fig. 2.8), viabilizando a fabricação de peças de maior complexidade.

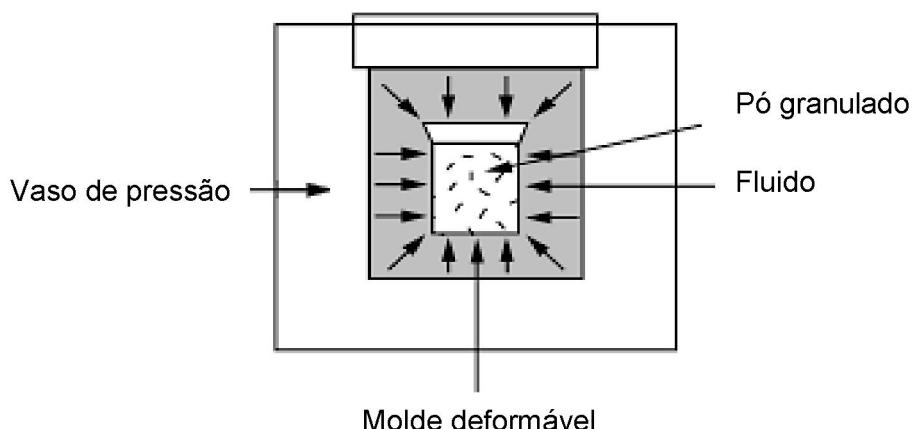


Figura 2.8. Prensagem isostática em molde úmido (Adaptado de BOCH e NIÈPCE, 2007).

De acordo com Albaro (2000), Robert-Perron (2005), Bukvic (2011) e Sanchez *et al.* (2018), o gradiente de densidade resultante desse processo influenciará na sinterização, pois devido às contrações volumétricas de diferentes intensidades, a peça poderá sofrer

distorções, tensões residuais e podem produzir trincas. Cabe destacar que as tensões residuais ocasionam uma expansão da peça (restituição elástica) no momento da extração do molde, com consequências mais negativas na extração de peças de moldes rígidos.

Mediante análises realizadas por Richerson (1992), foram obtidos os gradientes de densidade em uma peça cerâmica compactada por prensagem uniaxial pelo método simples ação e dupla ação. Na Figura 2.9, observa-se os maiores valores de densidade nas partes superior e inferior da peça, principalmente na situação na qual a razão r (raio de medição) sobre R (raio da peça cerâmica) tem por valor 1. Observa-se também que na região central, pouca variação de densidade.

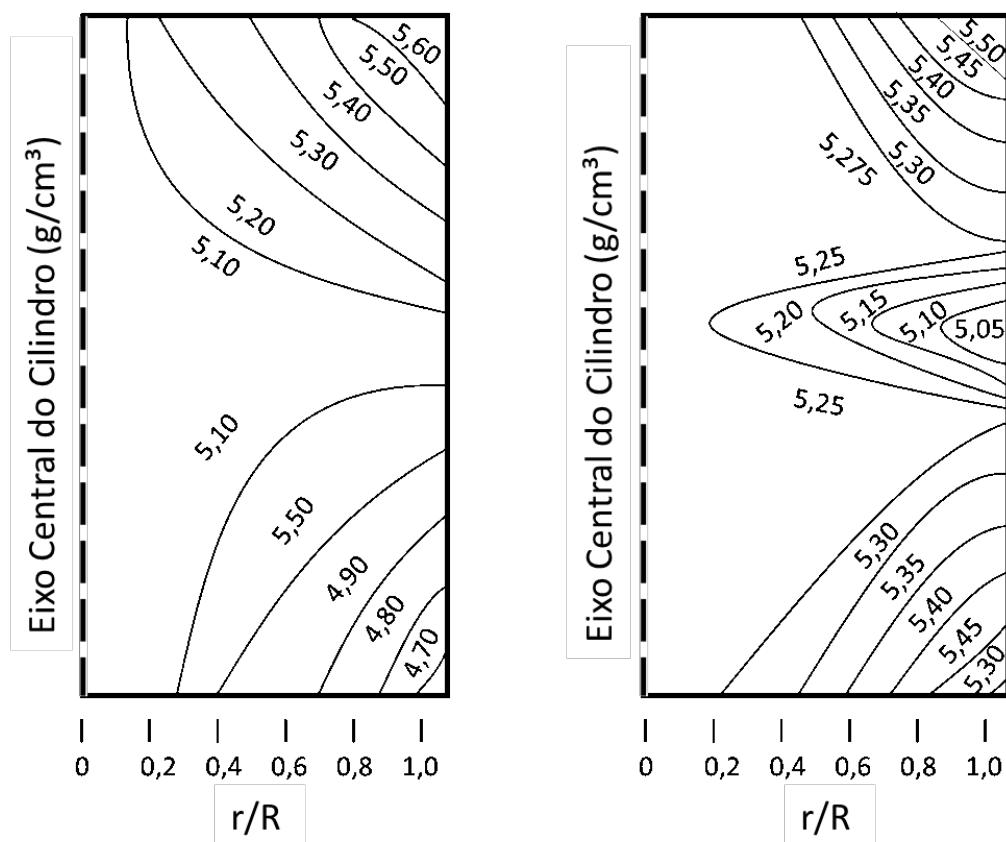


Figura 2.9. Gradiente de densidade (g/cm^3) radial de uma peça prensada por (a) simples ação e (b) dupla ação (Adaptado de TOMPSON, 1981 *apud* RICHERSON, 1992).

Zipse (1997) infere que a tolerância do gradiente de densidade deve ser inferior a um por cento por milímetro em peças cerâmicas. Nas regiões cujo gradiente for superior a esse valor, deve haver a remoção de material por usinagem em verde, de modo que evite a formação de trica, e a peça sofra menor distorção devido a sinterização.

2.1.3.5. Tratamentos térmicos

Após a etapa de compactação, a peça geralmente é aquecida para que ocorra a decomposição e remoção dos ligantes adicionados na fase da mistura, processo denominado pré-queima. Esse procedimento é importante, pois se não for realizado adequadamente, trincas e deslocamento de aglomerados poderão ocorrer na peça (GERMAN, 1987; FIOCCHI, 2014).

Realizada a pré-queima, a peça é submetida a altas temperaturas para adquirir as propriedades desejadas, processo denominado de sinterização. Para a maioria dos materiais, a temperatura de sinterização é de aproximadamente 70 % da sua temperatura de fusão (RAHAMAN, 2005).

Boch e Nièpce (2007) definem sinterização como sendo a consolidação, mediante temperatura, de um material granular não coeso (pó), chamado de compactado, por meio da união de partículas para criar um sólido coeso mecanicamente. Nesse processo, podem ser identificados quatro fenômenos que acontecem simultaneamente e muitas vezes competem entre si, são eles: consolidação, densificação, crescimento de grão e reações físico-químicas.

A sinterização de um pó compacto geralmente pode ser dividida em três estágios: inicial, intermediário e final. A curva de densificação característica de um compactado cerâmico e as transformações microestruturais durante as três etapas de sinterização são representadas na Fig. 2.10 (RAHAMAN, 2005; KANG, 2005).

No estágio inicial, há o contato entre as partículas, a formação de uma junção entre elas, resultando na formação do pescoço, característica principal dessa etapa. Durante o estágio intermediário, ocorre uma densificação considerável e os poros se conectam. No estágio final, por fim, tem-se a formação dos contornos de grãos e os poros são isolados (RAHAMAN, 2005; KANG, 2005).

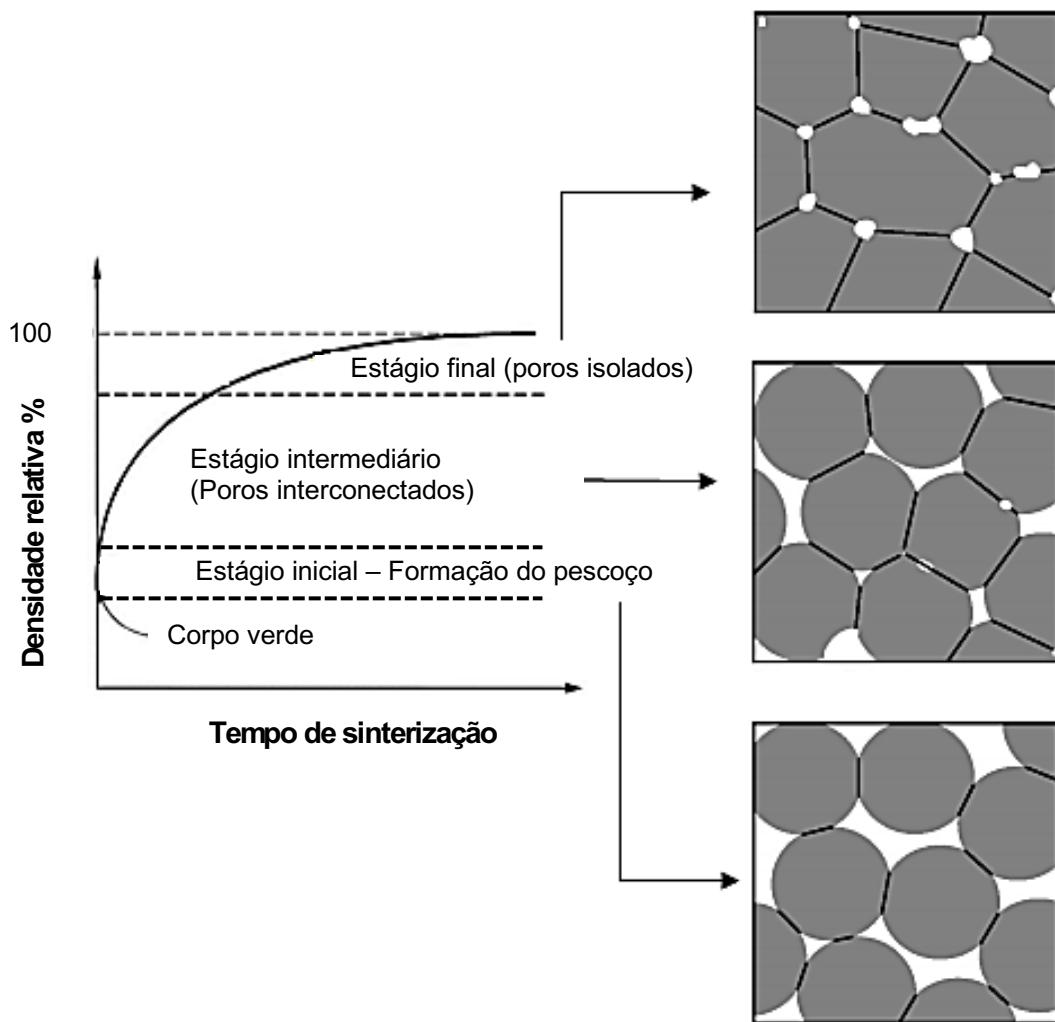


Figura 2.10. Representação esquemática da curva de densidade de um pó compacto e os seus três estágios de sinterização (Adaptado de KANG, 2005 e FANG, 2010).

Navarro (2006) relata seis mecanismos que ocorrem durante esse processo, os quais auxiliam no crescimento do pescoço e são representados na Figura 2.11. O autor revela que apenas os mecanismos de transporte de rede originam a densificação.

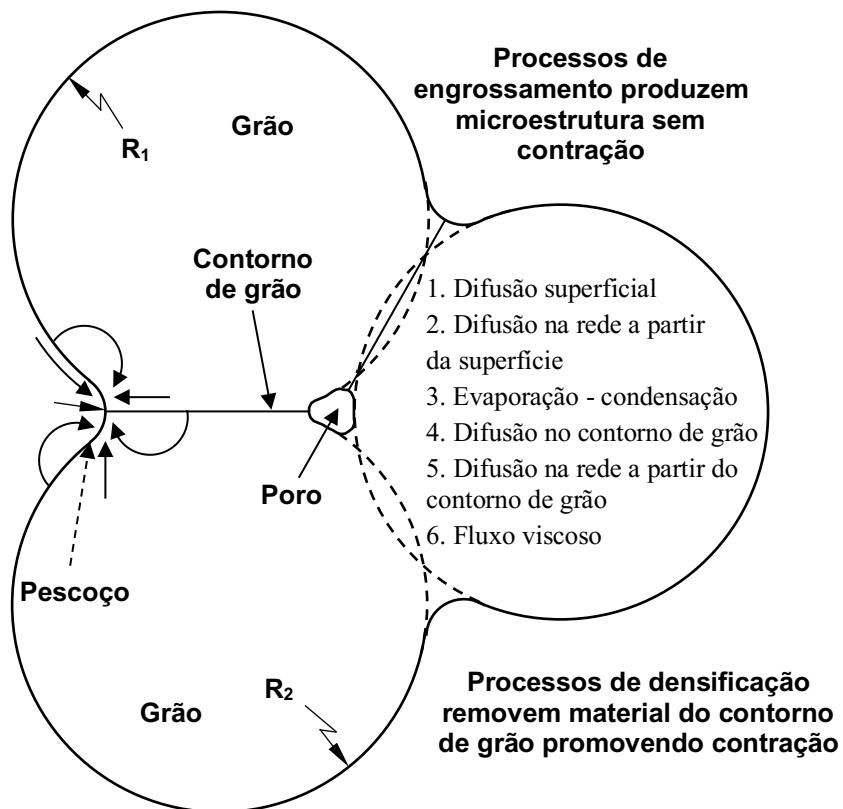


Figura 2.11. Seis mecanismos observados no processo de sinterização: (1) difusão superficial, (2) difusão na rede a partir da superfície, (3) transporte de vapor, (4) difusão no contorno de grão, (5) difusão na rede a partir do contorno de grão e (6) fluxo viscoso (BROOK, 1990; RAHAMAN, 2005 *apud* FIOCCHI, 2014).

2.1.3.6. Acabamento

Para peças cerâmicas geometricamente complexas que exigem acabamento e tolerâncias dimensional e geométricas estreitas, a fabricação não pode ser concluída logo após a sinterização, desta forma a usinagem se apresenta como uma importante maneira de alcançar as características desejadas (BOCH e NIÈPCE, 2007), especialmente por meio dos processos de usinagem por abrasão (FIOCCHI, 2014; FIOCCHI *et al.*, 2016).

A usinagem de materiais cerâmicos pode ocorrer em três etapas da rota de manufatura, após a prensagem, denominada usinagem cerâmica em verde (*green ceramic machining*), após a pré-queima, denominada (*white ceramic machining*), e por fim, após a sinterização, denominada de usinagem cerâmica dura (*hard ceramic machining*) (EL-WARDANY *et al.*, 2009; FIOCCHI, 2014; FIOCCHI, FORTULAN e SANCHEZ, 2015; FIOCCHI *et al.*, 2016).

Tradicionalmente, são utilizados três processos abrasivos de acabamento, a saber: retificação, lapidação e polimento. A usinagem por abrasão apresenta-se como uma importante alternativa no meio industrial, haja vista que se destaca pelo seu custo-benefício, pela possibilidade de aumento da qualidade superficial e, notoriamente, pela capacidade de conciliar remoção de material e correção de forma (OHMORI, MARINESCU e KATAHIRA, 2011).

A tarefa de usinar cerâmicas avançadas é um tanto quanto delicada e mais desafiadora que a usinagem dos metais e suas ligas metálicas, haja vista que se deve evitar a produção de defeitos críticos que comprometem definitivamente a utilização da peça, sendo essencial coibir a formação e propagação de trincas superficiais e subsuperficiais nesses materiais de reconhecida baixa tenacidade à fratura e elevada dureza (FIOCCHI, 2014; FIOCCHI *et al.*, 2015; FIOCCHI *et al.*, 2016; BRINKSMEIER *et al.*, 2010).

Cumpre ressaltar que a qualidade superficial de peças cerâmicas obtidas pela retificação tem relação direta com o seu desempenho, como é o caso de componentes ópticos e eletrônicos (OHMORI, 2011; FIOCCHI, 2014).

2.2. Usinagem de Cerâmicas Avançadas

A remoção de material pode ocorrer em três momentos no processo de fabricação das cerâmicas avançadas: 1) após a prensagem; 2) após a pré-queima, e 3) após a sinterização, possuindo suas respectivas especificidades de processo e características do usinado. Na Figura 2.12 está ilustrado o processo de fabricação de uma cerâmica e cada tipo de usinagem em seu devido estágio (EL- WARDANY *et al.*, 2009).

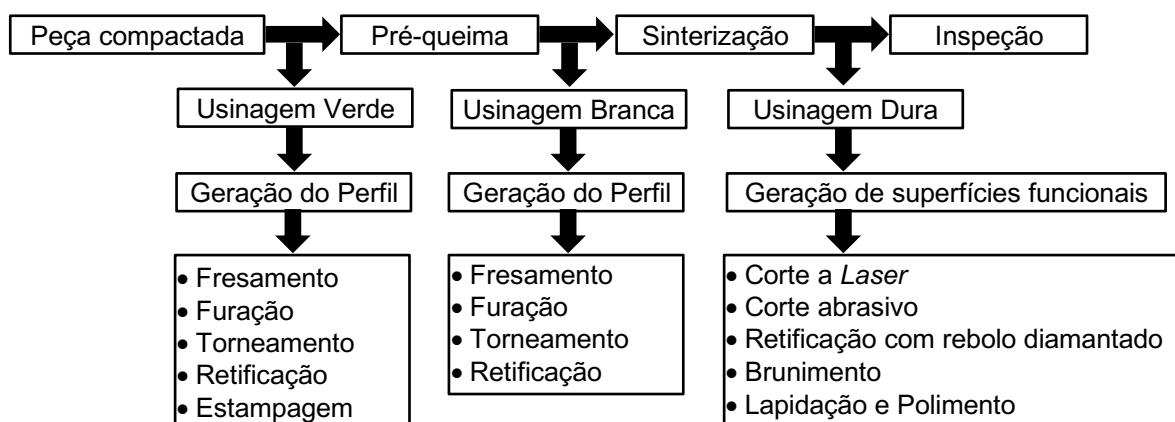


Figura 2.12. Técnicas de processamento para materiais cerâmicos (Adaptado de EL-WARDANY *et al.*, 2009).

2.2.1. Usinagem cerâmica branca e dura

A usinagem cerâmica branca é realizada após a peça ser submetida a uma temperatura que varia entre 60 % e 70 % da temperatura de sinterização, etapa conhecida como pré-queima, à qual é importante para o aumento da resistência mecânica do material, sem, contudo, alcançar as propriedades finais. Em razão disso, a usinagem torna-se interessante, uma vez que os danos nas bordas (lascamento e formação de trincas) são reduzidos. No entanto, como aspecto negativo desse processo, verifica-se um maior desgaste da ferramenta de corte se comparado à usinagem cerâmica a verde, consequentemente podendo elevar o custo de fabricação (LI *et al.*, 2012).

Em razão da elevada dureza das cerâmicas sinterizadas a usinagem de cerâmica dura emprega ferramentas caracterizadas pela presença de diamante ou nitreto de boro cúbico (CBN). Deste modo, a retificação apresenta-se como a principal opção para obtenção de peças com as dimensões e acabamentos superficiais desejados. Além das ferramentas de diamante e CBN, neste processo são necessárias máquinas-ferramentas que possuam elevada rigidez estática e dinâmica, inércia térmica e melhores precisões e resoluções, dentre outras importantes especificidades que elevam consideravelmente o custo da fabricação (KING, 2002; FIOCCHI, 2014; ONLER *et al.*, 2019).

2.2.2. Usinagem a verde

Os processos mecânicos de remoção de material para as cerâmicas no estado verde geralmente utilizam ferramentas de geometria definida em razão das propriedades mecânicas a verde serem relativamente muito baixas comparadas às peças cerâmicas sinterizadas. Já no estado o qual as peças estão sinterizadas, faz-se necessário ferramentas abrasivas ultraduras de geometria não definida, por se tratar de um material com elevada dureza (ONLER, 2019).

A usinagem em verde é realizada na peça após a prensagem, de maneira que a escolha do ligante e sua quantidade possuem grande relevância, uma vez que ele atua na resistência e plasticidade do componente. Devido à menor resistência mecânica, a usinagem deve ser realizada com cautela, pois pode acarretar defeitos que são observados apenas após a sinterização ou mesmo levar à fratura completa do compactado durante a usinagem a verde. Consequentemente, a peça deve ser capaz de suportar os esforços e vibração da usinagem, ainda que elas sejam pequenas se comparadas à usinagem de peças sinterizadas (KING, 2002; KOH e HALLORAN, 2004; ROBERT-PERRON *et al.*, 2005).

A usinagem a verde apresenta-se como uma interessante alternativa à utilização das usinagens cerâmicas branca e dura, pois, possui a capacidade de minimizar os erros

geométricos da peça final, reduzindo tanto as distorções quanto os custos. Também se torna atrativo pelo fato de as peças possuírem propriedades mecânicas superiores após a sinterização (DHARA, SU, 2005; SANCHEZ *et al.*, 2018).

Esse processo tem por principais características o menor desgaste da ferramenta de corte, menor geração de calor na zona de corte, menores forças de usinagem e maiores taxas de remoção de material (KOH, HALLORAN, 2004; ROBERT-PERRON *et al.*, 2005; ROBERT-PERRON, BLAIS e PELLETIER, 2009).

Destacam-se ainda como aspectos positivos para esse processo: o tempo de usinagem, que é cerca de mil vezes mais rápido do que nas peças sinterizadas e a utilização de ferramentas e processos convencionais de remoção de material aplicados à usinagem de metais e ligas metálicas (DESFONTAINES *et al.*, 2005).

Desfontaines *et al.* (2005) relataram a dificuldade de encontrar embasamento teórico para esse tipo de usinagem, pois, em geral, o conhecimento a seu respeito é baseado no empirismo. A caracterização da usinabilidade em corpos cerâmicos verdes é um ponto crítico, razão pela qual os autores têm focado suas pesquisas na elucidação das consequências das interações entre diferentes materiais de ferramenta, materiais cerâmicos das peças, máquinas-ferramentas e demais características do processo que influenciam as variáveis de saída.

Konig e Wagemann (1993) e Janasovits *et al.* (1999) caracterizam a usinabilidade em relação ao desgaste das ferramentas. Para Maier (1997), esse parâmetro está relacionado ao modo de corte (dúctil ou frágil). Song e Evans (1997), por sua vez, utilizaram a retenção de borda para essa análise, à qual é dependente do tamanho crítico dos defeitos nos compactados, sendo estes relacionados inversamente com a pressão de compactação. Desfontaines *et al.* (2005) inferem que o melhor método para analisar esse indicador é relacionar o destacamento de borda e a presença de trincas após a usinagem. Eles ainda realizaram testes de riscamento em uma peça verde de nitreto de alumínio (AlN) prensada a 100 MPa, para relacionar a retenção de borda com a usinabilidade. Esse teste foi realizado com um riscador de diamante com raio de ponta de 0,5 mm (Fig. 2.13).

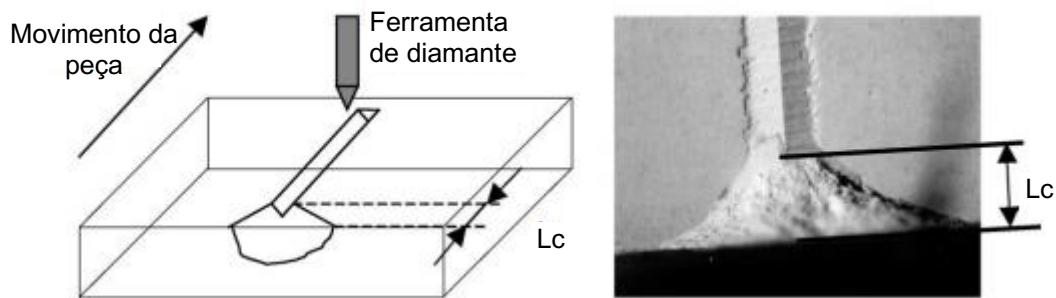


Figura 2.13. Ensaio para observar a retenção de borda em peças cerâmicas (Adaptado de DESFONTAINES *et al.*, 2005).

Ainda em relação ao trabalho realizado por Desfontaines *et al.* (2005), cabe destacar que os estudiosos observaram, mediante a realização do teste de riscamento, o número de lascamentos e suas características próximas ao risco. Esses parâmetros foram quantificados a partir de fotografias, sendo essa análise realizada nas proximidades do risco principal. Os efeitos foram verificados baseado na usinagem de um canal de 1 mm de profundidade e velocidade do riscador de 375 mm/min (Fig. 2.14).

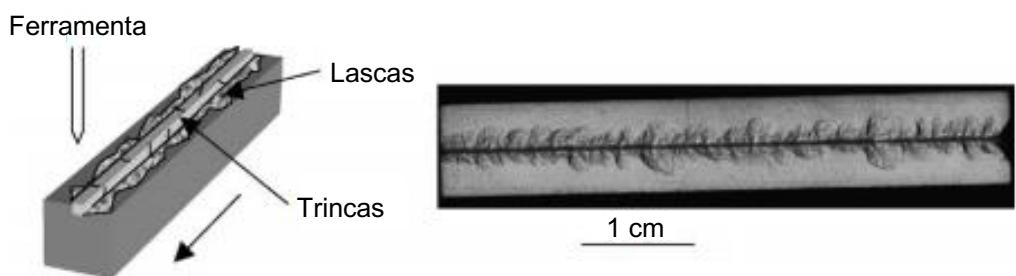


Figura 2.14. Teste de riscamento em uma peça cerâmica (Adaptado de DESFONTAINES *et al.*, 2005).

Assim como a análise da usinabilidade, a tarefa de compreender como os parâmetros de usinagem influenciam as variáveis de saída apresenta-se de extrema relevância. Maier e Michaeli (1997) tornearam peças de alumina com 99,7 % de pureza, compactadas a 150 MPa, variaram três parâmetros de usinagem (velocidade de corte, avanço e profundidade) e os relacionaram com a rugosidade Rz da peça. Como resultado, observaram que a relação entre eles são: inversamente, diretamente e inversamente proporcionais, respectivamente (Fig. 2.15).

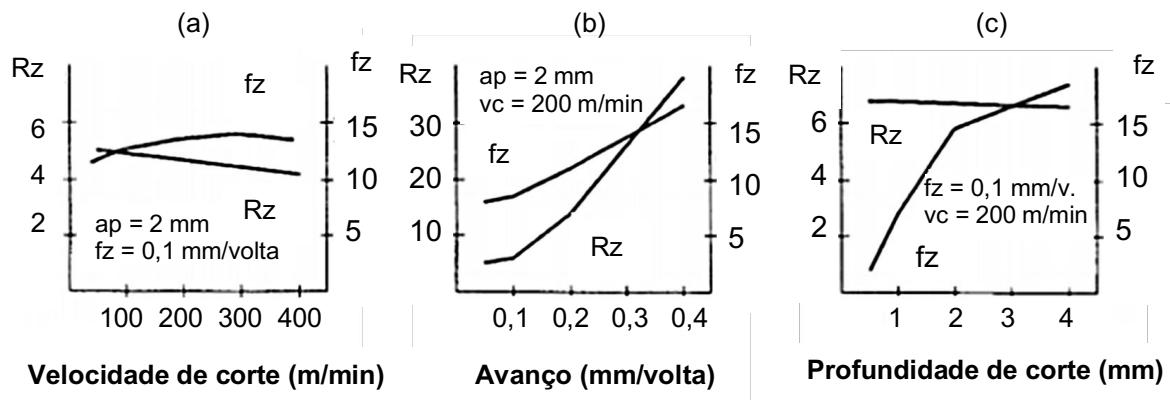


Figura 2.15. Análise da rugosidade R_z [μm] e força resultante F [N] em função da variação (a) velocidade de corte v_c , (b) avanço f_z e (c) profundidade de corte a_p (Adaptado de MAIER e MICHAELI, 1997).

Já Bukvic *et al.* (2012), analisaram a distorção pós sinterização em corpos torneados a verde de alumina, utilizando como referencial uma peça não usinada e sinterizada. Para tanto, utilizaram quatro profundidades de corte (0,25 mm; 0,50 mm; 0,75 mm e 1,00 mm) e em todos os casos retiraram uma parcela do gradiente de densidade da peça a verde.

Ainda sobre os resultados do experimento, pôde-se observar o efeito do gradiente de densidade gerado pela prensagem uniaxial. O ponto 1 possui a maior distorção entre todos os casos e o ponto 5 a menor, devido à variação de densidade. A profundidade de corte de 1,00 mm foi capaz de obter um corpo com um menor nível de heterogeneidade, de modo que foi observada uma menor distorção na peça (Fig. 2.16).

Gonçalves Júnior *et al.* (2015) verificaram a influência das forças de corte e dos parâmetros de usinagem na superfície do corpo de alumina a verde, tendo como parâmetros de análise a rugosidade e o desgaste da ferramenta. O processo de usinagem foi o torneamento, para isso utilizaram ferramenta de corte de cermet sem revestimento e sem quebra-cavacos com raio de ponta de 0,05 mm.

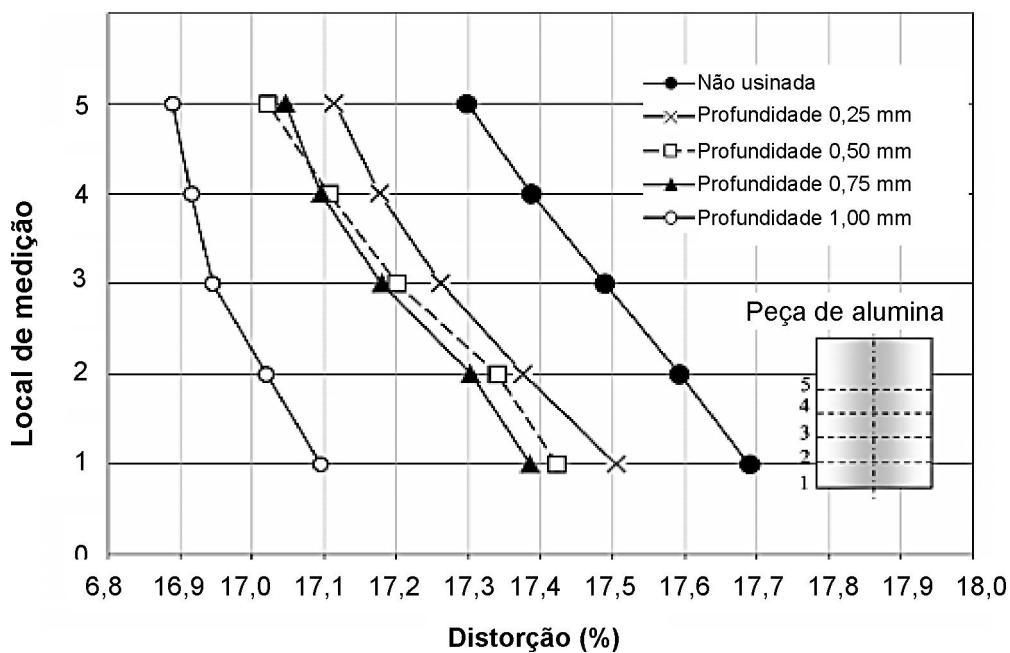


Figura 2.16. Distorção da peça de alumina A-1000 SG em relação à variação da profundidade de corte (0,25 mm; 0,50 mm; 0,75 mm e 1,00 mm) (Adaptado de BUKVIC et al., 2012).

Os autores observaram o aumento da força de usinagem com o incremento da profundidade de corte, porém verificaram que a profundidade de corte não interfere na qualidade superficial tanto quanto a velocidade de corte e o avanço influenciam. Relataram a melhor qualidade da peça na condição com profundidade de corte de 1 mm, em que não houve danos na borda (Fig. 2.17).

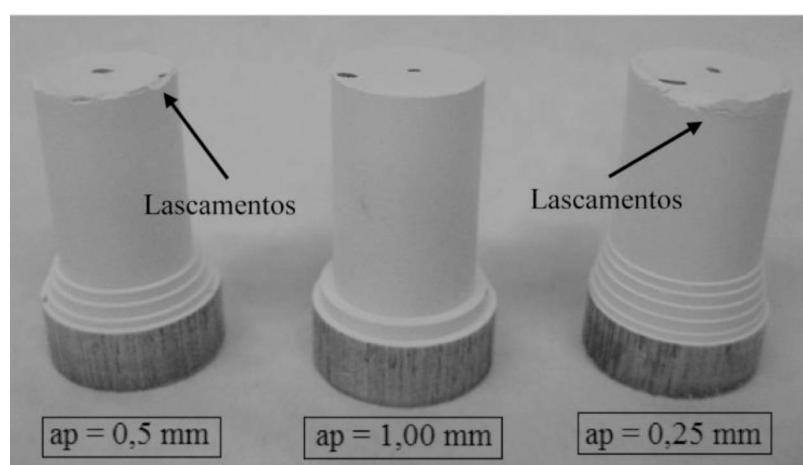


Figura 2.17. Peças de alumina a verde após a usinagem em três condições diferentes (GONÇALVES JUNIOR et al., 2015).

Já ao analisarem os desgastes das ferramentas de corte, notaram que parâmetros de corte mais severos ocasionam maior desgaste da ferramenta de corte, pois quanto maiores os valores de profundidade de corte e avanço, maiores os esforços, em razão da maior área da seção transversal de corte. O atrito mais intenso entre a ferramenta e a peça, intensificou o desgaste de flanco.

2.2.3. Mecanismo de formação de cavaco

Os mecanismos de formação de cavaco são apresentados a seguir: no item 2.2.3.1, são abordados os mecanismos de formação de cavaco em cerâmicas avançadas e, no item 2.2.3.2, são abordados esses mecanismos em cerâmicas verdes.

2.2.3.1. Mecanismo de formação de cavaco em cerâmicas sinterizadas

Para as cerâmicas sinterizadas que necessitem de usinagem, normalmente utiliza-se a retificação, processo pelo qual podem ser observados dois mecanismos principais de remoção de material, modos frágil e dúctil (MAMALIS *et al.*, 2002; ZHANG *et al.*, 2014; FIOCCHI, 2014; FIOCCHI *et al.*, 2016).

No modo frágil, a remoção de material é realizada pela nucleação e propagação de trincas, seguida do destacamento de material. De acordo com a teoria de Griffith, um corpo frágil contém microtrincas, e ao ser submetido a um campo de tensão externo, as extremidades das microtrincas atuam como concentradores de tensão. Como a deformação plástica para materiais frágeis não é significativa, o corpo submetido ao campo de tensão absorve energia até atingir a resistência teórica (MAMALIS *et al.*, 2002; FUJITA *et al.*, 2006; ZHANG *et al.*, 2014; CHEN *et al.*, 2016).

Esse processo pode ser visualizado analogamente na Fig. 2.18, na qual é demonstrado que uma partícula abrasiva exerce pressão na superfície da peça, sendo observado inicialmente uma zona plástica. Devido ao campo de tensão, trincas longitudinais e laterais podem ser formadas. As trincas longitudinais são responsáveis pelos danos residuais durante o processo de retificação, enquanto as propagações das trincas laterais são responsáveis pela formação dos cavacos em virtude do destacamento do material na forma de calota quando as trincas alcançam a superfície (MAMALIS *et al.*, 2002; FUJITA *et al.*, 2006; ZHANG *et al.*, 2014; CHEN *et al.*, 2016).

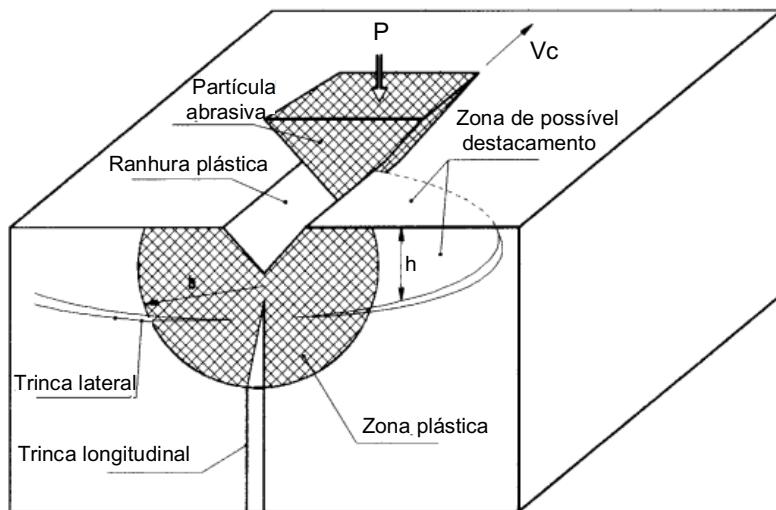


Figura 2.18. Zona plástica e formação de trincas devido à ação de partícula abrasiva em cerâmicas avançadas sinterizadas (Adaptado de MALKING e HWANG, 1996).

Já no modo dúctil, verifica-se a ausência de trincas residuais na peça, que ocorre em razão da profundidade de corte e da carga crítica estarem abaixo do limite que permite a formação dessas trincas, sendo que essa primeira, deve variar entre 50 nm a 1 μm . Nessa região a deformação plástica ocorre antes da fratura. Tal fato, está contido na Hipótese de Retificação no Regime Dúctil. Essa estabelece que caso a escala dimensional de retificação para qualquer material for reduzida suficientemente, a remoção de material se dará por fluxo plástico e não por fratura (YAN *et al.*, 2002; ZHONG, 2003; FUJITA *et al.*, 2006; ZHANG *et al.*, 2014; GUO e ZHAO, 2015).

Em um determinado momento do processo de usinagem, na região intermediária entre micrometro e submicrometro, verifica-se não há uma alteração significativa da tensão crítica, com a redução do campo tensionado, isso se dá em razão das microtrincas raramente serem observadas dentro dessa região. Desse modo, verifica-se um novo processo denominado frágil-dúctil. Nele, existe um limite no qual a fratura do material da peça é substituída pela deformação plástica. A transição frágil-dúctil, no que diz respeito à remoção de cavaco, é influenciada pelas tensões mecânicas no material da peça, próximas ao contato da aresta de corte (FUJITA *et al.*, 2006; BRINKSMEIER *et al.*, 2010; ZHANG *et al.*, 2014).

2.2.3.2. Mecanismo de formação de cavaco em compactados

Kamboj, Dhara e Bhargava (2003) caracterizaram o mecanismo de formação de cavaco na usinagem cerâmica a verde com base na fratura intraaglomerado e interaglomerado. Desfontaines *et al.* (2005) puderam observar esses mecanismos de fraturas no fresamento a verde de corpos cerâmicos (Fig. 2.19).

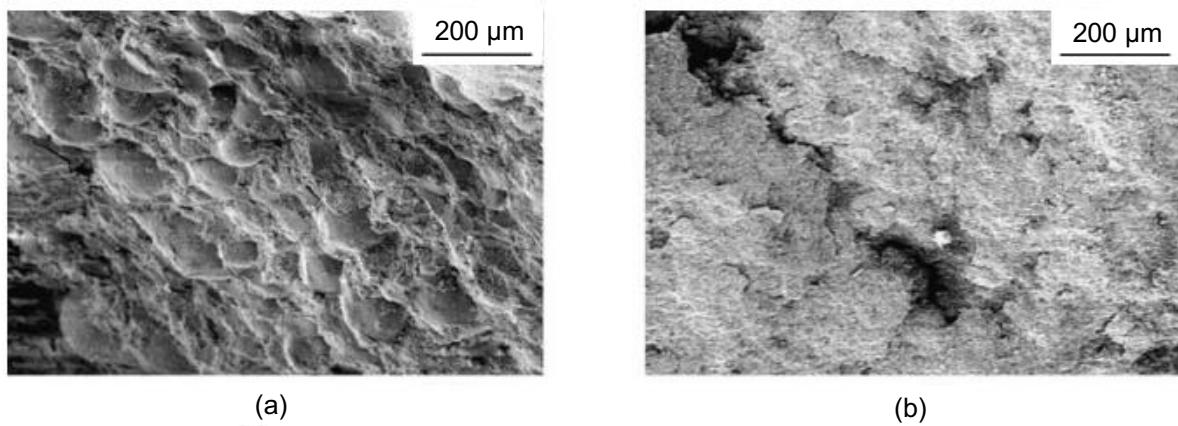


Figura 2.19. Fraturas no fresamento a verde de corpos cerâmicos de alumina *pyrofine A* (a) intraaglomerado e (b) interaglomerado (Adaptado de DESFONTAINES *et al.*, 2005).

Consequentemente, a formação de cavacos ocorre em razão das fraturas nos aglomerados. Bukvic (2011) identificou o cavaco produzido no torneamento a verde em pequenos aglomerados com formatos aleatórios (Fig. 2.20) e constatou que parâmetros de usinagem inadequados podem introduzir danos superficiais excessivos na peça, o que ocasiona o aparecimento de pequenos vazios devido ao destacamento de aglomerados.

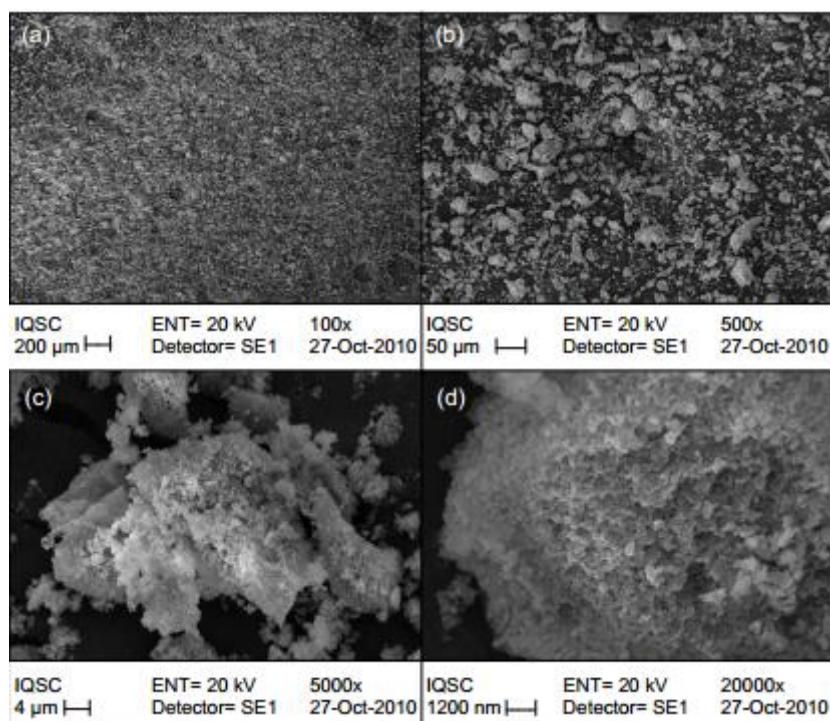


Figura 2.20. MEV do cavaco produzido durante a usinagem a verde de alumina A-1000 SG com quatro ampliações (BUKVIC, 2011).

2.2.4. Características das máquinas-ferramentas para usinagem de cerâmicas

As máquinas tradicionalmente utilizadas para usinagem de materiais cerâmicos sinterizados devem possuir características como elevada rigidez (estática e dinâmica), estabilidade dimensional, resolução submicrométrica de posicionamento e capaz de empregar ferramentas de corte ultraduras (TUERSLEY, JAWAID e PASHBY, 1994; MARINESCU, 2006).

A usinagem a verde, por sua vez, pode ser conduzida em máquinas convencionais, pois nesse estado as peças possuem propriedades mecânicas inferiores se comparadas com as cerâmicas sinterizadas. Podem ser utilizados, também, os processos de furação, fresamento, torneamento, retificação, entre outros. Cabe ressaltar que as técnicas e ferramentas utilizadas são semelhantes às aplicadas na usinagem dos metais e os parâmetros de corte dependem das características como a porosidade e a força de ligação entre as partículas e aglomerados cerâmicos (SHEPPARD, 1999; DESFONTAINES, 2005).

Os resíduos ou cavacos que são gerados no processo de usinagem a verde geralmente são pós, motivo pelo qual é necessária especial atenção, pois eles podem aderir a componentes fundamentais da máquina, como rolamentos e guias, o que pode reduzir a vida da máquina-ferramenta. Em razão disso, a utilização de proteções extras e aspiradores

apresenta-se como uma importante solução (NG, HULL e HENSHALL, 2006; DADHICH, 2015; BUCKVIC *et al.*, 2012).

2.3. Microusinagem

A demanda por peças miniaturizadas, aliada às estreitas tolerâncias, tem gerado grande interesse pela microusinagem. Esse tipo de usinagem tem se mostrado atrativa por atender às necessidades das indústrias aeroespacial, automotiva, biomédica, eletrônica, óptica e militar (CHAE, PARK e FREIHEIT, 2006; DORNFELD, MIN e TAKEUCHI, 2006).

A microusinagem pode ser definida como o processo de fabricação de produtos ou características em peças na escala micrométrica, não existindo, entretanto, uma definição comum a todos os estudiosos. Na Tabela 2.2 é apresentado onze posicionamentos de pesquisadores a respeito do conceito de microusinagem. Os processos de microusinagem são derivados da escala convencional, obtendo maior destaque o microfresamento que, em função da sua versatilidade nas operações de usinagem, possui a capacidade de fabricar peças com geometrias complexas (CÂMARA *et al.*, 2012; GRZESIK, 2017).

Quanto ao diâmetro das ferramentas de corte na microusinagem, os valores variam entre 1 µm e 1 000 µm de diâmetro, razão pela qual esse processo demanda altas rotações para obtenção de velocidades de corte adequadas (CÂMARA *et al.*, 2012). Jahanmir (2011) infere que a rotação deve variar até 150 000 rpm.

Esse processo é caracterizado, também, por possuir avanços inferiores a 5 µm para metais e 30 µm para cerâmicos no estado verde, avanços menores que a espessura mínima de corte resulta no aumento da energia específica de corte, ocasionando um aumento na força radial e consequentemente a quebra da ferramenta (CHAE, PARK e FREIHEIT, 2006; CÂMARA *et al.*, 2012; GRZESIK, 2017).

Grzesik (2017) constatou que os parâmetros relacionados à profundidade e penetração de corte na microfresamento são consideravelmente inferiores aos da escala convencional, mas ressalta que o valor de cada um depende com a operação de usinagem desejada.

Tabela 2.2. Definições de microusinagem.

Pesquisadores	Ano	Definição
Masuzawa e Tönshoff	1997	Processo no qual o tamanho da espessura de corte varia de 0,1 μm a 200 μm.
Masuzawa	2000	Processo no qual o tamanho da espessura de corte é menor que 900 μm.
Liu <i>et al.</i>	2004	Raio de ponta da ferramenta é comparável a espessura de corte.
Chae, Park e Freiheit	2006	Fabricação de peças com características que variam entre dezenas de micrometros a alguns milímetros.
Dornfeld, Min e Takeuchi	2006	Usinagem com arestas de corte definidas, utilizando ferramentas menores que 1 mm.
Simoneau <i>et al.</i>	2006	A espessura de corte não deformado é menor que o tamanho médio do menor grão da microestrutura da peça.
Ng <i>et al.</i>	2006	Remoção de material quando a espessura de corte não deformado estiver entre 10 nm e 2 μm.
Aramcharoen <i>et al.</i>	2008	Diâmetro da ferramenta entre 1 μm e 999 μm ou se a espessura de corte não deformado for similar ao raio de ponta da ferramenta.
Jayanti <i>et al.</i>	2012	É um processo que utiliza máquinas ferramentas e ferramentas de corte específicas para obter em escala micro a espessura de corte e os acabamentos superficiais.
Rodrigues e Jasinevicius	2017	Processo no qual a espessura de corte está entre 5 μm e 20 μm, profundidade de corte variando de 1 μm e 100 μm, raio da aresta de corte entre 1 μm e 5 μm e tamanho do grão da peça variando de 1 μm a 5 μm.
Ziberov	2018	Operação de fabricação que a microferramenta varia em dimensões de 1 μm a 1 000 μm.

Fonte: Autor, 2019.

2.3.1. Efeito Escala (*Size Effect*)

Nos processos de microusinagem, observa-se um fenômeno denominado Efeito Escala (*Size Effect*) (CAMARA, 2012). Liu e Melkote (2007) relatam que a característica principal desse efeito é o aumento não linear na energia específica de corte, isso ocorre em razão da espessura de corte se aproximar do raio da aresta de corte e do tamanho de grão do material usinado. Importante salientar que a maior parte dos trabalhos em microusinagem foi realizada em peças metálicas e as principais teorias e conceitos formulados a partir destas pesquisas. A microusinagem a verde de cerâmicas avançadas é

ainda incipiente, não foram encontrados artigos que embasassem a definição de efeito escala para as cerâmicas no estado verde.

A compreensão do Efeito Escala é de fundamental importância, pois com ele fatores que eram tidos por irrelevantes na usinagem convencional passam a ser considerados importantes na microusinagem. Como exemplos desses fatores, pode-se citar o raio de arredondamento da aresta de corte e sua influência na formação de cavaco; energia específica de corte; e microestrutura do material. As forças de corte e o mecanismo de formação de cavaco estão estreitamente relacionados com o raio da aresta de corte no processo de microusinagem (BISSACCO, HANSEN, DE CHIFRE, 2005; ARAMCHAROEN, MATIVENGA, 2009).

Na Figura 2.21, são ilustradas as duas escalas (macro e micro) que representam a usinagem de metais. A ferramenta de corte na macrousinagem é considerada perfeitamente afiada, ou a influência da geometria das arestas de corte são desprezadas considerando a magnitude dos parâmetros de usinagem, e a formação do cavaco engloba vários grãos de uma estrutura policristalina. A anisotropia e a orientação cristalográfica têm menor influência. Verifica-se, também, que na microusinagem o cavaco pode ser gerado pela ação da ferramenta em um ou poucos grãos (BISSACCO, HANSEN e CHIFFRE, 2005).

Constatase, ainda, que a ferramenta na microusinagem possui um expressivo ângulo efetivo de saída negativo, devido ao fato de a espessura do cavaco não deformado ser menor do que o raio da ferramenta, motivo pelo qual sua formação se dá na zona do raio de arredondamento da aresta da ferramenta (BISSACCO, HANSEN e CHIFFRE, 2005).

Existe um grande desafio tecnológico envolvido na fabricação de microferramentas de geometria complexa, por exemplo, as microfresas de topo. As ferramentas disponíveis comercialmente são predominantemente de metal duro, com ou sem revestimento e voltadas à usinagem de metais e ligas metálicas (RODRIGUES, 2005; FIOCCHI, 2017 informação verbal¹).

A fabricação de microfresas por meio de processos de remoção que empregam ferramenta de geometria não definida puramente mecânicos, como é o caso da retificação com rebolos superabrasivos, é praticamente impossível alcançar arestas com raios de arredondamentos inferiores a 1 µm. Existem relatos de processos híbridos de manufatura como a retificação eletroquímica (*electrochemical grinding – ECG*) visando obter arestas mais afiadas. Há ainda o desafio do ponto de vista da ciência dos materiais para fabricar arestas perfeitamente afiadas. A remoção seletiva de átomos pode ser inviável devido ao

¹ Informação fornecida por Fiocchi na disciplina Usinagem de Ultraprecisão (PM 584), em setembro de 2017.

rompimento das ligações químicas, o rearranjo da estrutura cristalina e a deformação plástica (FIOCCHI, 2017 informação verbal¹).

A presença de revestimento aumenta ainda mais os raios das arestas, dificultando a formação de cavaco, muito embora o uso de camadas de maior dureza, maior inércia química e menor coeficiente de atrito possa aumentar a vida da ferramenta. Por outro lado, arestas muito afiadas e ferramentas, com ângulo de saída muito positivo podem ter a cunha de corte fragilizada, principalmente na usinagem de materiais de elevada resistência mecânica, como bem definido na usinagem em macroescala (RODRIGUES, 2005; FIOCCHI, 2017 informação verbal¹).

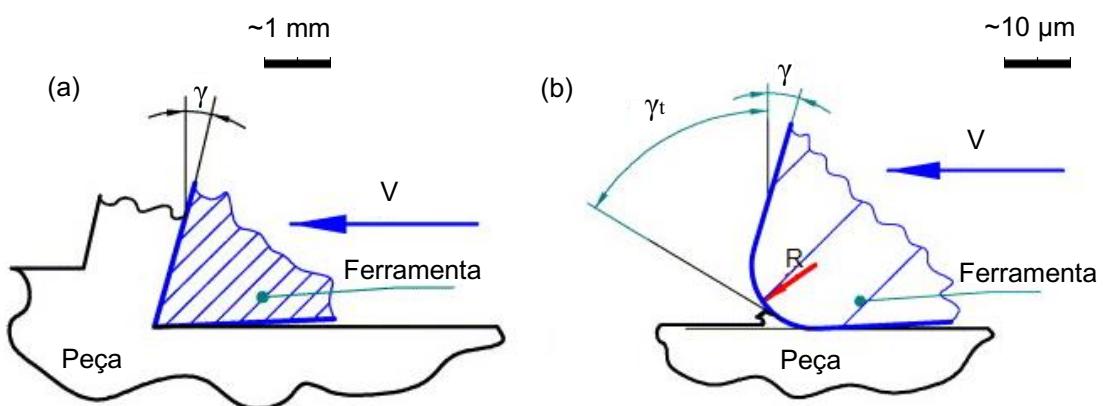


Figura 2.21. Representação da aresta de corte na (a) usinagem convencional e na (b) microusinagem (Adaptado de BISSACCO, HANSEN e CHIFFRE, 2005).

Destaca-se que existem situações em que não ocorre a formação de cavacos, em razão de haver apenas a deformação elástica do material, situações estas denominadas de efeito *ploughing* (YUN *et al.*, 2011).

De acordo com os autores Chae, Park e Freiheit (2006), o ângulo de saída negativo na microusinagem tende a elevar a força de cisalhamento e provocar o surgimento do efeito *ploughing*, fato que pode ocasionar o aumento da rugosidade superficial.

O efeito *ploughing* também pode ser entendido como a ocorrência de deformações elásticas e plásticas na superfície da peça em decorrência da passagem da ferramenta sem que ocorra a remoção de cavaco. No caso específico do microfresamento de topo, essas deformações são causadas no fundo do canal, por exemplo, pelas arestas secundárias de corte da microfresa (FIOCCHI, 2017 informação verbal¹).

O termo *ploughing* também é empregado para elucidar os mecanismos de remoção nos processos abrasivos, onde foi originalmente estabelecido. Está relacionado com a

¹ Informação fornecida por Fiocchi na disciplina Usinagem de Ultraprecisão (PM 584), em setembro de 2017.

interação de uma ou mais partículas abrasivas (livres ou fixas) que devido ao somatório da sua geometria, esforços (processo que visa remoção), cinemática, parâmetros de corte e propriedades do material levam a deformação plástica similar ao efeito de arar o solo, produzindo um sulco de bordas elevadas sem que ocorra, necessariamente, a remoção imediata de material (FIOCCHI, 2017 informação verbal¹). Segundo Fiocchi (2014), o mecanismo de *ploughing* pode ser traduzido livremente como sulcamento.

2.3.2. Mecanismo de formação de cavaco

Os processos de formação de cavaco em macro e microescala são similares e ocorrem quando a espessura de corte (h) for maior que o valor crítico (h_{min}) (Fig. 2.22c). Se a referida espessura for inferior a h_{min} (Fig. 2.22a), será observado apenas deformação elástica seguida de restituição na superfície da peça, sem que ocorra remoção de material (CHAE, PARK, FREIHEIT, 2006; MACHADO *et al.*, 2011; OLIVEIRA, 2014). De acordo com Rodrigues e Jasinevicius (2017) é característica do processo de microusinagem a espessura de corte crítica estar próxima de 5 µm, independente do material a ser usinado.

Cabe destacar que, se a espessura de corte for similar ao valor crítico, a geração de cavacos torna-se favorável (Fig. 2.22b). Quando isso ocorre, nota-se que o volume de material removido desejado (ideal) é inferior ao removido, fato que é explicado pela presença de deformações elásticas notórias. Em razão disso, uma parcela do material é comprimida, ocorre posteriormente a recuperação elástica, e outra parcela há a formação de cavacos (CHAE; PARK; FREIHEIT, 2006; FILIZ *et al.*, 2007).

Já para valores maiores que h_{min} a deformação elástica é pouco pronunciada, com possibilidades de serem observados os volumes de material removido, desejado e obtido, semelhantes (CHAE, PARK, FREIHEIT, 2006; FILIZ *et al.*, 2007).

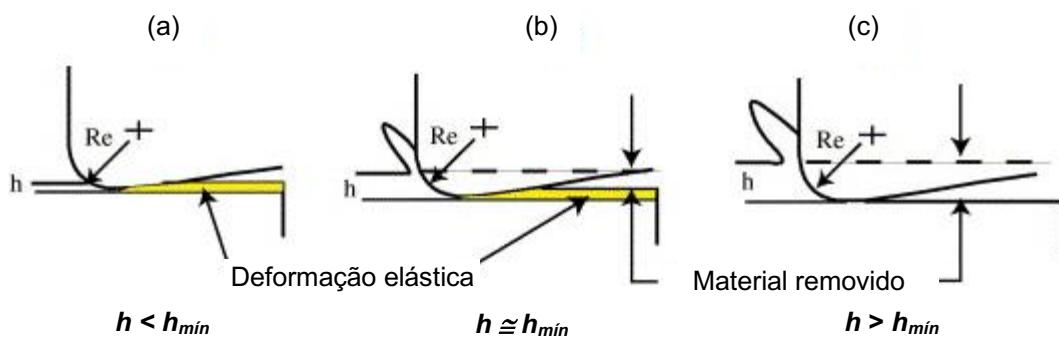


Figura 2.22. Efeito da espessura mínima de corte h_{min} (Adaptado de CHAE, PARK e FREIHEIT, 2006).

FILIZ *et al.* (2007) ilustraram na Fig. 2.23 a relação entre a espessura de corte (h) e o raio da aresta de corte (r_e) durante o fresamento de topo para uma determinada velocidade angular (Ω). Durante este processo, a espessura do material não deformado cresce desde o início do contato entre ferramenta-peça pelo lado discordante, obtendo seu valor máximo no centro do canal, situação na qual a espessura de corte é igual ao avanço por dente (f_z), diminuindo até a saída da ferramenta da peça. A Figura 2.23a demonstra a etapa em que o cavaco não é formado, em razão de não ter sido atingida a espessura de corte mínima (h_{min}). Já na Figura 2.23b, é possível observar que a espessura mínima de corte é atingida e são formados os cavacos. Na Figura 2.23c, verifica-se a diminuição da espessura de corte durante o processo. Vê-se, então, que existem regiões em que são formados cavacos e outras onde eles não são observados. Nos casos em que a aresta encontra a região onde não foram formados cavacos, conclui-se que a espessura do corte será maior e, se $h > h_{min}$, cavaco será formado (Fig. 2.23d).

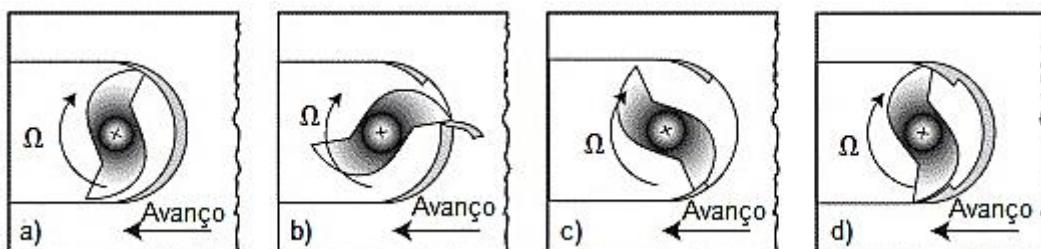


Figura 2.23. Formação de cavaco no microfresamento (Adaptado de FILIZ *et al.*, 2007).

2.3.3. Vida de Ferramenta

Segundo conceitos estabelecidos para usinagem em macroescala, também chamada apenas de usinagem ou também de usinagem convencional, a vida da ferramenta é o tempo que ela trabalha efetivamente até perder sua capacidade de corte, atingindo um critério previamente estabelecido. Posto isso, é importante analisar os tipos e mecanismos de desgaste aos que as ferramentas de corte estão sujeitas (TRENT e WRIGHT, 2000; SHAW, 2005; DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2013).

Geralmente na escala macro empregando ferramentas de metal duro na usinagem de ligas metálicas, seis tipos de desgaste ou avaria podem ser observados, são eles: flanco, cratera, entalhe, deformação plástica, trincas térmicas e lascamento. Os quatro mecanismos de desgaste mais aceitos são oxidação, difusão, abrasão e adesão seguida de arrastamento (*Attrition*) (TRENT e WRIGHT, 2000; SHAW, 2005; DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2013).

O desgaste de flanco é o mais comum, ocorre devido à abrasão causada por constituintes duros no material da peça e pode ser observado nas superfícies de folga da

ferramenta. A craterização, por sua vez, acontece devido a reações químicas entre o material da peça e a ferramenta de corte e localiza-se na superfície de saída da ferramenta (TRENT e WRIGHT, 2000; SHAW, 2005; DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2013).

O desgaste de entalhe é causado pela adesão (solda por pressão de cavacos), pela deformação na superfície endurecida e pode ser localizado nas superfícies de saída da ferramenta. Já a deformação plástica é observada quando o material da ferramenta é amolecido, o que acontece quando a temperatura de corte é maior do que a ferramenta pode suportar (TRENT e WRIGHT, 2000; SHAW, 2005; DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2013).

As trincas térmicas são formadas quando ocorre significativa alteração da temperatura. Por fim, o lascamento é resultado de uma sobrecarga das tensões de tração mecânica, sendo que arestas postiças de corte favorecem esse tipo de desgaste (TRENT e WRIGHT, 2000; SHAW, 2005; DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2013).

A compreensão dos desgastes das ferramentas é importante tanto na macrousinagem quanto na microusinagem. Na usinagem em escala convencional, um pequeno desgaste da aresta de corte resulta em um baixo incremento na força de corte, enquanto que na microusinagem um pequeno desgaste tem a capacidade de reduzir a aresta de corte pela metade, o que pode ocasionar em uma força de corte duas vezes maior (RAHAMAN, KUMAR e PRAKASH, 2001).

Há poucos trabalhos publicados sobre a usinagem a verde de cerâmicas em escala macro, em geral, porém há consenso entre os pesquisadores no que se diz respeito ao desgaste das microferramentas nessas condições, comprehende-se que essas apresentam predominância de desgaste abrasivo nas superfícies de folga (BUKVIC, 2011; BUKVIC *et al.*, 2012; SANCHEZ *et al.*, 2018; ONLER *et al.*, 2019). Quando se trata de microusinagem a verde de cerâmicas avançadas, as publicações são ainda mais incipientes.

Diversos autores relatam a dificuldade de encontrar um padrão para o critério de vida da ferramenta na microusinagem, critério este que está relacionado com a geometria e dimensões da ferramenta, condições de corte e material da peça. Atualmente, não há uma norma que defina o critério de vida para microferramentas na microusinagem. Em virtude disso, o parâmetro de fim de vida a ser adotado dependerá da pesquisa em análise, apresentando-se como exemplos o comprimento usinado, desgaste da ferramenta, rugosidade e vibração (BAHARUDIN, DIMOU e HON, 2004; ARAMCHAROEN *et al.*, 2008; PRAKASH *et al.*, 2011; SANTOS, 2016; SILVA, 2017; ZIBEROV, 2018).

Zibetrov (2016) com o intuito de quantificar o desgaste da microfresa, sugere uma metodologia, sendo essa realizada a partir de imagens da superfície principal de folga da microferramenta obtida em um microscópio eletrônico de varredura. Silva (2017) realiza

metodologia semelhante, porém na superfície secundária de folga, esse procedimento pode ser visualizado na Fig. 2.24. Gomes (2019) realizou processo similar ao de Silva (2017) e observou na usinagem do aço AISI 316L, a microferramenta usinou 123,40 mm até atingir o critério de fim de vida.

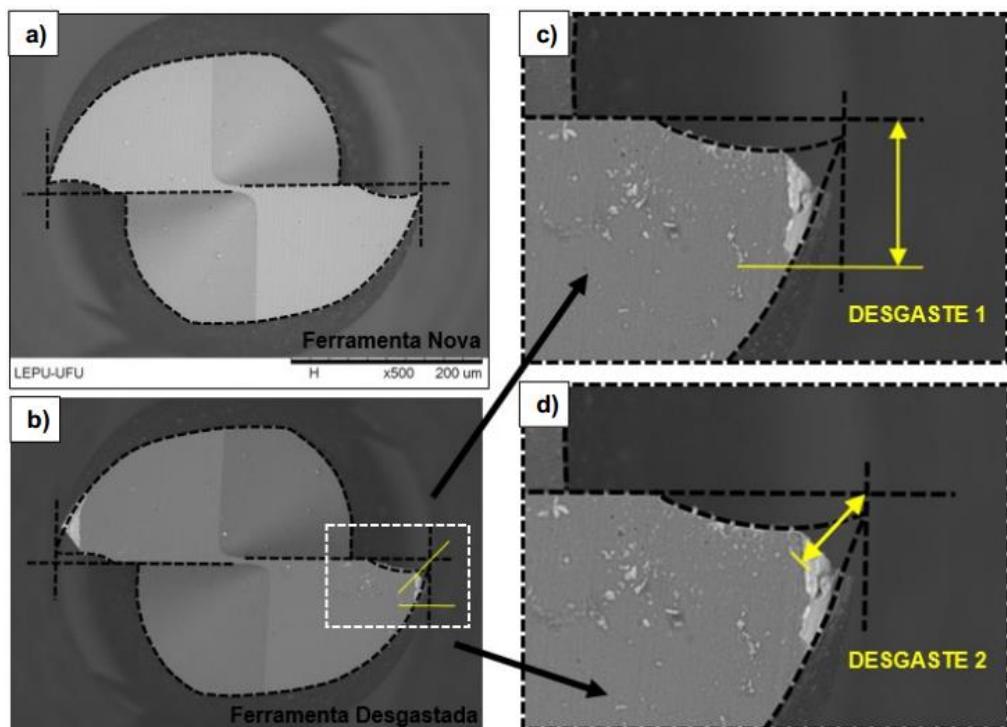


Figura 2.24. Metodologia para medição do desgaste da microfresa na superfície secundária de folga (SILVA, 2017).

2.3.4. Microusinagem cerâmica a verde

Componentes cerâmicos contendo microcaracterísticas podem ser observados em aplicações como placa com microfuros para amplificação eletrônica (MCPs), isoladores elétricos e microengrenagens. Embora essas microcaracterísticas possam ser fabricadas em peças cerâmicas sinterizadas, essa alternativa não se apresenta como a mais conveniente em razão do custo e dificuldades técnicas. Diante disso, a microusinagem cerâmica a verde mostra-se como uma alternativa viável (LEE *et al.*, 2003; RHEAUME e PISANO, 2011).

Lee *et al.* (2003) utilizaram a microusinagem a verde com a finalidade de produzir furos em placas de alumina para amplificação eletrônica e investigaram a contração do diâmetro do furo na peça verde, após a sinterização. Para tanto, utilizaram microrebolos fabricados com abrasivos de diamante com granulometria de 1 000 *mesh* (Fig. 2.25),

velocidade de avanço de 10 mm/min, diâmetro da ferramenta de 200 μm e velocidade de corte de 97,39 m/min para fabricarem furos com profundidade de corte de 1,5 mm. Realizaram as medições após a usinagem e depois da sinterização, como resultado, observaram uma redução de 13 % nos diâmetros dos furos após a sinterização (Fig. 2.26).

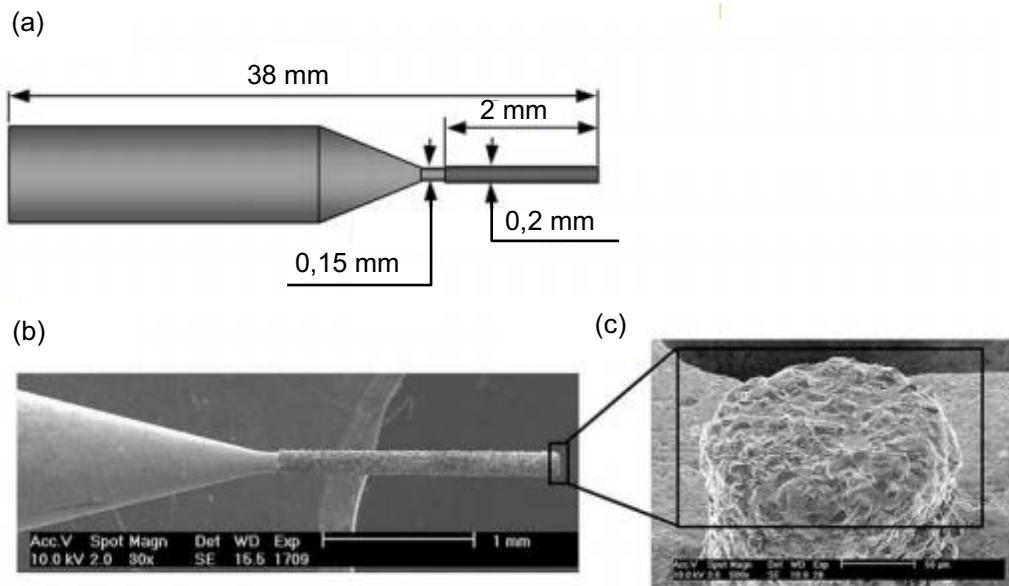


Figura 2.25. Microrrebolo de diamante (a) esquemático; Imagem no MEV (b) da superfície lateral da microferramenta e (c) da ponta da microrrebolo (Adaptado de LEE *et al.*, 2003).

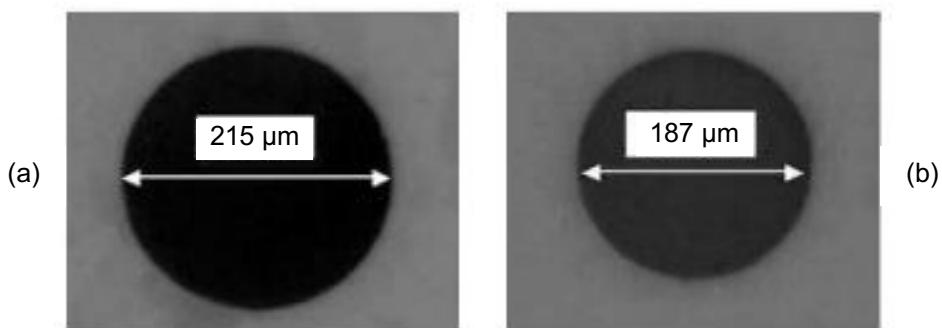


Figura 2.26. (a) Dimensão do furo realizado por microrretificação a verde em alumina a verde e (b) mesmo furo com diâmetro menor após sinterização (Adaptado de LEE *et al.*, 2003).

Li, Wu e Zhang (2012) realizaram microfuros com 0,6 mm de profundidade em peças de alumina compactadas a 165 MPa. A rotação utilizada foi de 1 000 rpm e a velocidade de avanço de 10 $\mu\text{m}/\text{s}$. A ferramenta possuía diâmetro de 100 μm e sua geometria pode ser

vista na Fig. 2.27. Os autores analisaram os erros dimensionais do furo na peça antes e após a sinterização e obtiveram 1,5 % e 2,0 %, respectivamente (Fig. 2.28). Relataram, também, que ao inserir o movimento planetário, obtiveram redução no desgaste da ferramenta.

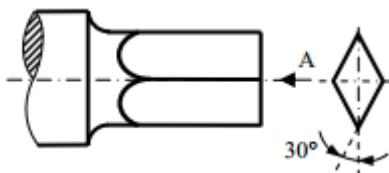


Figura 2.27. Geometria da ferramenta (Adaptado de LI, WU e ZHANG, 2012).

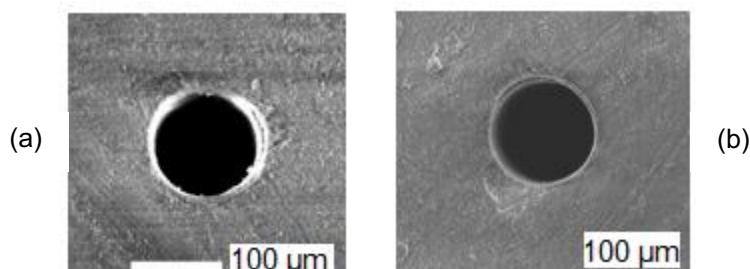


Figura 2.28. (a) Microfuro realizado por furação em peças de alumina a verde e (b) mesmo furo após a sinterização (Adaptado de LI, WU e ZHANG, 2012).

Dadhich *et al.* (2015) com o intuito de definir qual o melhor método para fabricação de microengrenagens possuindo 12 dentes, 3 mm de diâmetro e espessura de 0,5 mm, utilizaram dois processos: a microrretificação e a microusinagem a *laser* em peças cerâmicas verde. Nas duas situações, as peças de trabalho foram fabricadas em alumina. Para a microrretificação, utilizaram uma fresada CNC de bancada com 4 eixos fabricada pela *Roland DG*, modelo MDX 540 e empregaram rotação de 10 000 rpm, profundidade de corte de 500 μm e rebolo diamantado com ponta côncava de diâmetro mínimo de 1 000 μm (Fig. 2.29). Já na microusinagem a *laser*, utilizaram uma máquina CNC de *laser* fabricada pela *Universal Laser System*, modelo VLS 2.30. A potência do *laser* utilizada foi de 40 W e 600 pulsos por polegada. As microengrenagens realizadas pelos dois métodos podem ser visualizadas na Fig. 2.30.

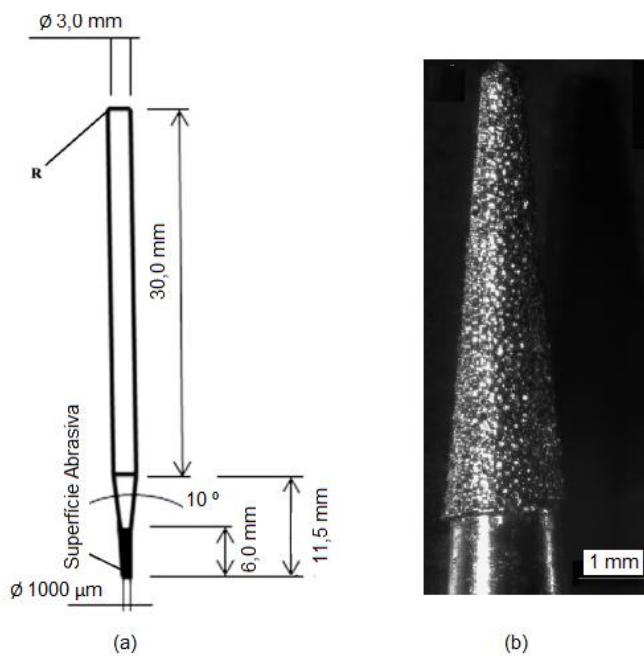


Figura 2.29. Microrrebro de ponta cônica. (a) geometria da ferramenta e (b) imagem da região abrasiva de diamante e ligante metálico (Adaptado de DADHICH *et al.*, 2015).

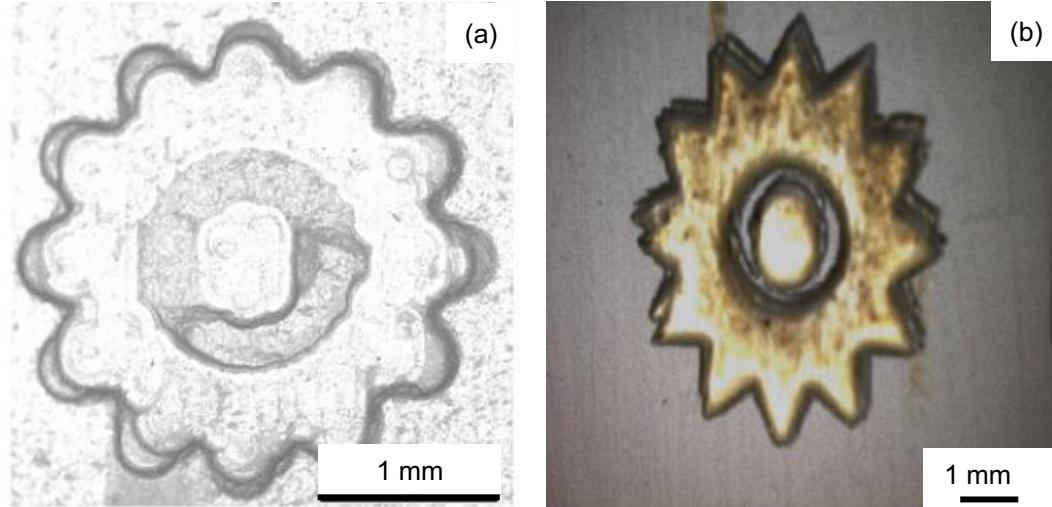


Figura 2.30. Microengrenagens fabricadas a verde por diferentes métodos em alumina, (a) microrretificação e (b) microusing a *laser* (Adaptado de DADHICH *et al.*, 2015).

As rugosidades (R_a) das peças usinadas foram medidas no estado verde e sinterizado e os dados obtidos foram inseridos na Tab. 2.3. Percebe-se que a microrretificação possui a capacidade de realizar um melhor acabamento superficial em comparação à microusing a *laser* (DADHICH *et al.*, 2015).

Tabela 2.3. Rugosidade média (Ra) para diferentes tipos de processos de usinagem.

Tipo de usinagem	Peca em estado verde	Peca sinterizada	Variação em %
Microusinagem a <i>laser</i>	0,6715 µm	0,6334 µm	6,02
Microrretificação	0,4372 µm	0,4066 µm	7,52

Fonte: Adaptado de DADHICH, 2015.

Ainda em relação ao trabalho de Dadhich *et al.* (2015), os autores analisaram o tempo de fabricação da peça e constataram que a usinagem a *laser* foi capaz de fabricar a peça em um tempo cerca de 3 vezes menor do que a microrretificação. De posse desses dados, concluíram que uma rota de manufatura adequada para essa peça seria utilizar a usinagem a *laser* para desbaste e, em seguida, realizar o acabamento por microrretificação.

Chinn *et al.* (2015) investigaram o dano às bordas e a contração da peça após a sinterização por meio da usinagem de microcanais com 25 mm de comprimento em amostras de carbeto de silício (SiC) verde, utilizando ferramentas de carboneto de tungstênio de diâmetro 254 µm em diferentes profundidades de corte (80 µm, 160 µm e 240 µm) e rotação de 160 000 rpm. Observaram que os danos às bordas foram expressivos para profundidade de 240 µm (Fig. 2.31) e notaram uma redução linear de aproximadamente 17 % após a sinterização.

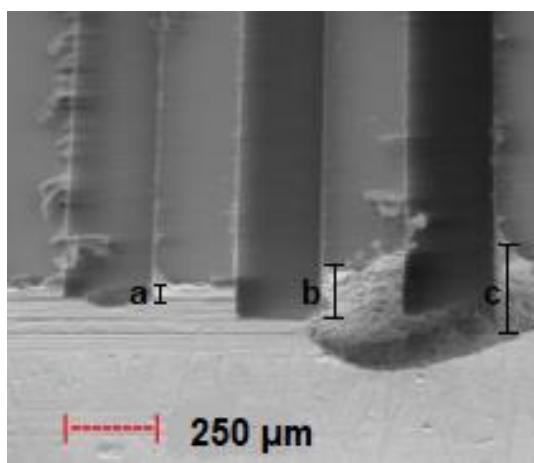


Figura 2.31. Microcanais realizados a verde em peças cerâmicas de SiC com diferentes profundidades (a) 80 µm, (b) 160 µm e (c) 240 µm (Adaptado de CHINN *et al.*, 2015).

Kate *et al.* (2014) estudaram a usinagem de microcanais com 25 mm de comprimento, utilizando ferramentas de 305 µm de diâmetro e rotação de 21 000 rpm em peças fabricadas em AlN e SiC verde. Para isso, variaram o avanço em três níveis para as peças de AlN (5 µm/dente, 15 µm/dente e 30 µm/dente) e dois níveis para as amostras de

SiC (15 μm /dente e 30 μm /dente) e, em ambos os casos, as variações das profundidades de corte foram de 100 μm e 200 μm . A Figura 2.32 ilustra dois microcanais realizados em condições diferentes de corte.

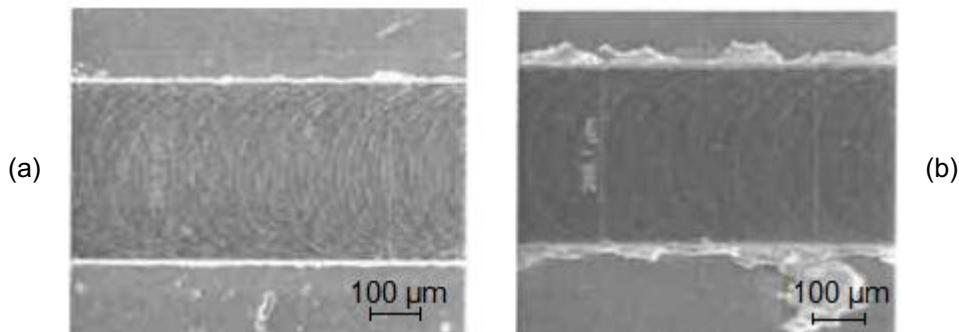


Figura 2.32. Microcanais fabricados em peças de AlN e SiC, com diferentes condições de microfresamento. (a) Peça de AlN, profundidade de corte de 100 μm e avanço 15 $\mu\text{m}/\text{dente}$ e (b) Amostra de SiC, profundidade de corte de 200 μm e avanço 30 $\mu\text{m}/\text{dente}$ (Adaptado de KATE *et al.*, 2014).

Ainda em relação ao trabalho, os autores analisaram a rugosidade dos microcanais em função do avanço (Fig. 2.33), sendo que o melhor acabamento superficial foi observado para peças de SiC com avanço por dente de 15 μm e a rugosidade (Ra) constatada foi de 375 nm. Já para peças de AlN com os mesmos parâmetros, o menor valor encontrado para rugosidade foi de 410 nm. Foi observado, também, o comportamento da força durante o processo e obtido, em condições extremas, forças de 490 mN.

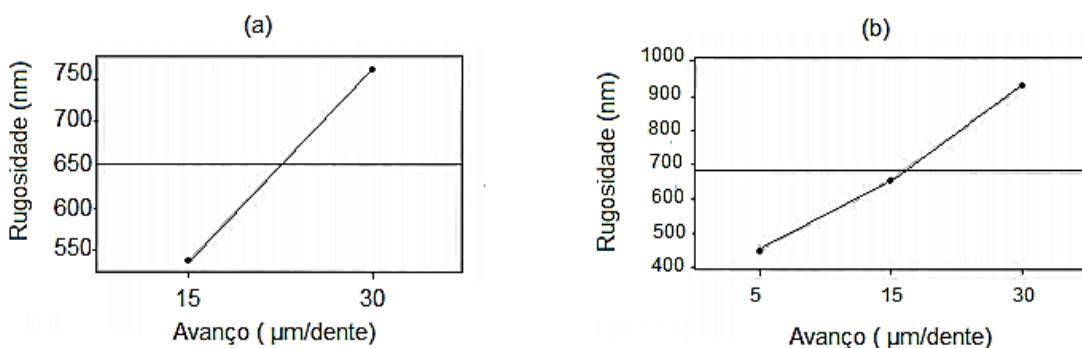


Figura 2.33. Rugosidade (Ra) em função do avanço para peças (a) SiC e (b) AlN (Adaptado de KATE *et al.*, 2014).

Kate *et al.* (2014), por fim, analisaram as ferramentas qualitativamente, mediante a imagens obtidas no MEV (Fig. 2.34) e observaram um desgaste superior das ferramentas ao usinarem SiC em comparação com a usinagem de AlN. Cabe destacar que não foi

identificado o motivo desse efeito, porém, acredita-se que ele é causado devido às propriedades mecânicas dos materiais.

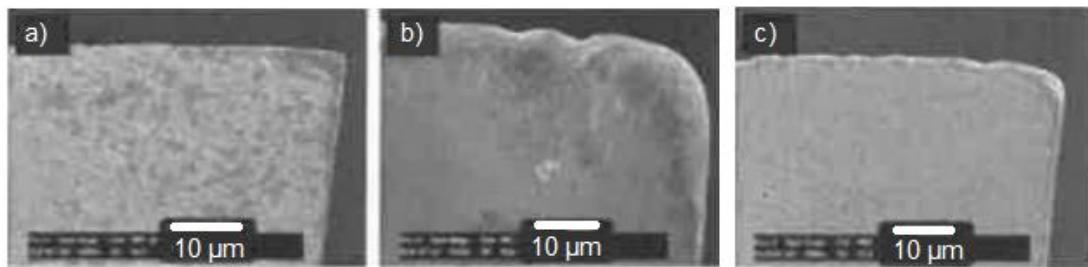


Figura 2.34. Geometria da ferramenta utilizada (a) nova, (b) após a usinagem de SiC e (c) após a usinagem de AlN (Adaptado de KATE *et al.*, 2014).

No trabalho de Onler *et al.* (2019), os autores analisaram o desgaste da microfresa, com substrato de carbeto de tungstênio revestidas de nitreto de titânio fabricadas pela *Perfomance Micro Tools*, modelo TR-2-00100-S com diâmetro de 254 μm . Usinaram a verde microcanais em peças de alumina prensada uniaxialmente a 160 MPa com 7,5 mm de comprimento e 150 μm de profundidade, variando o avanço por dente (7,5 $\mu\text{m}/\text{dente}$, 15 $\mu\text{m}/\text{dente}$ e 30 $\mu\text{m}/\text{dente}$) e a velocidade de corte (50 m/min, 80 m/min e 110 m/min), observaram que o mecanismo de desgaste mais evidente na ferramenta foi o abrasivo em virtude das partículas cerâmicas possuírem elevada dureza. Na Figura 2.35 são apresentadas as arestas (a) novas e (b) desgastadas das microfresas exemplificando o mecanismo de desgaste abrasivo.

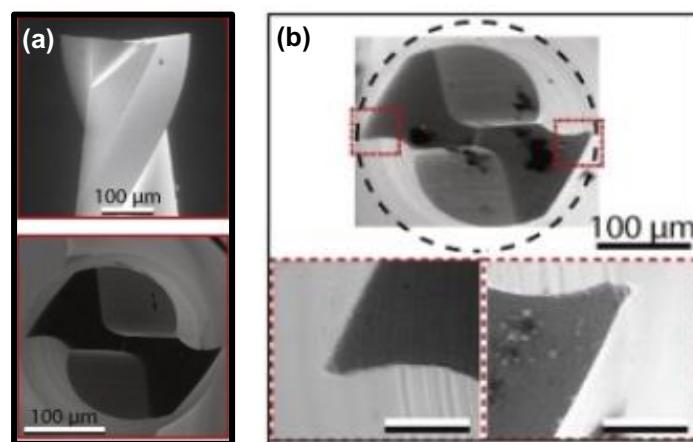


Figura 2.35. Imagens da microferramenta (a) antes da usinagem e (b) após a usinagem (Adaptado de Onler *et al.*, 2019).

CAPÍTULO III

METODOLOGIA

Neste capítulo são apresentadas detalhadamente as etapas do procedimento experimental para microfresamento a verde de alumina compreendendo toda a rota de manufatura da cerâmica avançada.

3.1 Corpos de prova

A alumina foi a cerâmica avançada escolhida para o presente estudo por se tratar de um material cerâmico de aplicação universal difundido na indústria e academia, com desejadas propriedades mecânicas após a sinterização e rota de manufatura bem conhecida. O material foi fornecido pelo Laboratório de Tribologia e Compósitos (LTC-EESC-USP), parceiro desta pesquisa.

A fabricação dos corpos de prova implicou nas seguintes etapas: (1º) mistura do pó cerâmico com defloculante, ligante e solvente em um moinho de bolas, (2º) secagem, (3º) granulação e (4º) compactação.

3.1.1 Preparação do pó cerâmico

A cerâmica utilizada neste trabalho se trata da Alumina Calcinada A1000-SG (Almatis, Inc.) com partículas de 0,4 µm de diâmetro médio equivalente, área superficial de 7,7 mm²/g e $\rho_{real} = 3,99 \text{ g/cm}^3$. A composição química desse material é apresentada na Tab. 3.1.

Tabela 3.1. Composição química da alumina Calcinada A1000-SG (Almatis, Inc.), % em peso.

Al ₂ O ₃ %	SiO ₂ %	Fe ₂ O ₃ %	Na ₂ O %	CaO %	B ₂ O ₃ %	MgO %
99,8	0,03	0,02	0,07	0,02	0,001	0,04

Fonte: Almatis (2018).

Na etapa inicial visando mistura e desaglomeração, os aditivos foram colocados em um jarro com volume útil de 300 mL, sendo 30 vol% do volume útil preenchido com pó de alumina, 1 250 g de agentes de moagem cilíndricos de alumina (\varnothing 12,00 mm x 12,00 mm), 67,2 vol% do volume útil de álcool isopropílico ($\rho = 0,786 \text{ g/cm}^3$, ACS da *Labsynth Ltda.*) como solvente e meio líquido da barbotina, 0,05 massa% de PABA (ácido 4-aminobenzóico) como defloculante e 0,75 vol% de etilenoglicol como lubrificante. O jarro contendo a suspensão foi rotacionado (moinho de bolas) por 12 horas para desagregação dos particulados. Todas as massas foram medidas em uma balança analítica OHAUS, modelo TS4000D, com resolução de 0,01 g, exceto a massa de PABA que foi mensurada em uma balança analítica SHIMADZU modelo AUW220D com resolução de 0,00001 g.

Essa etapa foi realizada três vezes, o que as diferiu foi o fato de após o término da agitação inicial, para cada suspensão adicionou-se uma determinada concentração do ligante Polivinil-butiral (PVB - Butvar B98; $\rho = 1,1 \text{ g/cm}^3$), foram elas: 2,0 %, 1,5 % e 1,0 % da massa de Al_2O_3 , sendo necessária nova movimentação por duas horas para dispersar o ligante na barbotina. A agitação foi realizada a 92 rpm, sendo que essa proporcionou a transformação da energia cinética em energia potencial, ocasionando o choque entre os cilindros (FIOCCHI, 2014). A rotação foi mensurada utilizando um tacômetro digital Minipa modelo MDT-2238b, com resolução de 0,1 rpm.

O PVB foi escolhido com base na facilidade de produção da alumina com este ligante, principalmente no que se refere à sua secagem, a qual que pode ser feita manualmente em corrente de ar quente em atmosfera limpa, facilitando a produção de pequenos lotes e sem a necessidade de *spray drier* em atmosfera sem oxigênio para evitar o risco de ignição dos vapores de álcool.

A etapa de mistura e desaglomeração finalizou com o transbordo do conteúdo do jarro em uma cuba de vidro, dentro da capela do LTC-EESC-USP para evitar a inalação de vapor de álcool, e reduzir a possibilidade de contaminação. De posse de um soprador térmico, a mistura foi agitada manualmente para acelerar o processo de secagem. Vale ressaltar que foram utilizadas luvas de procedimento isentas de talco para evitar a contaminação.

O estágio final consistiu na granulação do pó e a classificação em peneiras (Solotest), iniciado pela malha #30 (NBR 600 μm), tendo como intermediária a malha #50 (NBR 300 μm), e por fim a malha #80 (NBR 150 μm), tal processo (peneiramento) é fundamental para homogeneidade dimensional e geométrica dos aglomerados.

O processamento está exemplificado nas imagens apresentadas na Fig. 3.1.

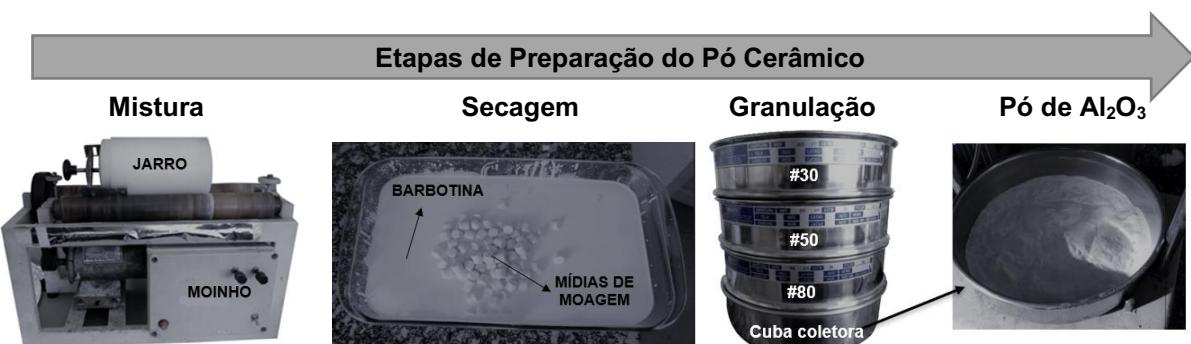


Figura 3.1. Preparação do pó de alumina para fabricação dos corpos de prova.

3.1.2. Compactação

Com o intuito de realizar a compactação em diferentes pressões, foram utilizados dois tipos de prensagem, a uniaxial de simples efeito e a isostática em molde úmido.

A prensagem uniaxial de simples ação foi realizada em molde quadrado de dimensões 40 mm x 40 mm (Fig. 3.2) disponível no LTC-EESC-USP. A espessura desejada para os corpos cerâmicos verde foi de 8 mm.



Figura 3.2. Molde quadrado para prensagem uniaxial de simples ação do LTC-EESC-USP.

Essa etapa foi realizada na prensa hidráulica Skay de 60 toneladas de capacidade máxima, com divisão de escala de 2 000 kgf. A pressão almejada foi de 100 MPa, desse modo, foi imposto uma força de 16 000 kgf.

O procedimento de prensagem uniaxial de simples ação pode ser visualizado na Fig. 3.3. O processo iniciou-se com o preenchimento da cavidade do molde (Fig. 3.3a), adicionou-se o pistão superior ao molde e a carga de prensagem foi imposta durante 60 s (Fig. 3.3b) e finalizou-se com a extração das peças (Fig. 3.3c e d). Após a compactação, as peças adquiriram espessura de $7,52 \pm 0,38$ mm.

Os compactados prensados isostaticamente foram inicialmente prensados uniaxialmente a 100 MPa, conforme descrito anteriormente. Após a prensagem uniaxial de

simples ação, as peças foram inseridas em luvas de procedimento isentas de talco e houve a evacuação do ar por uma bomba de vácuo (Fig. 3.4).

Foi imposto a pressão isostática de 200 MPa com duração de 60 s para homogeneizar a compactação, condição na qual os gradientes de densidade formados na prensagem anterior são minimizados. O alívio da pressão da câmara teve duração de 15 s. A prensa utilizada foi do tipo molde úmido, de projeto e fabricação própria do LTC-EESC-USP.

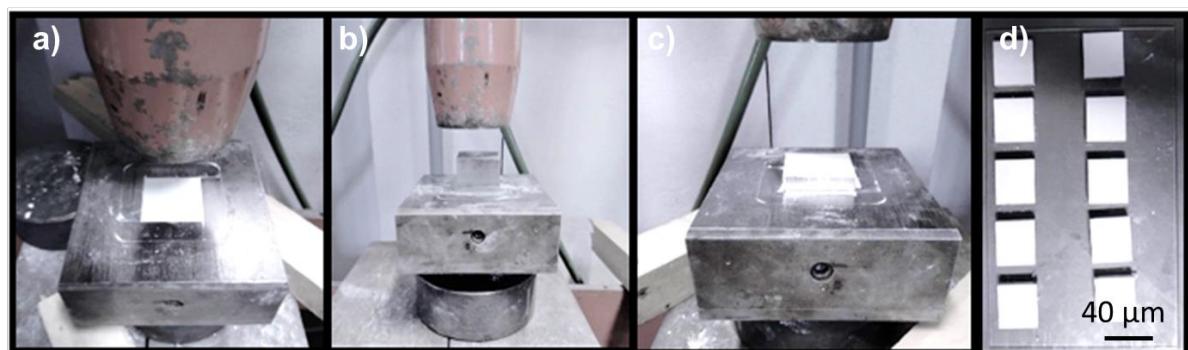


Figura 3.3. Procedimento de prensagem uniaxial de simples ação para obtenção de corpos cerâmicos verdes, (a) preenchimento do molde, (b) aplicação de força no pistão, (c) remoção da peça e (d) peças cerâmicas verdes.



Figura 3.4. Preparação da peça de alumina verde em luvas cirúrgicas isentas de talco para prensagem isostática em molde úmido.

3.2 Caracterização das cerâmicas

Com o objetivo de analisar a microestrutura quanto à forma e tamanho das partículas e aglomerados, amostras do pó cerâmico foram obtidas durante as três principais etapas do processo (matéria-prima, secagem e granulação), para posterior observação no Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) da marca *HITACHI* modelo *TM3000*. As peças compactadas também foram analisadas no MEV.

Já para análises dos perfis dos canais e rugosidade utilizou-se o perfilômetro óptico fabricado pela Veeco modelo *Wyko NT1100*, com resolução vertical de 0,1 nm. Para medição de rugosidade, foram realizadas 3 medições ao longo do canal de forma aleatória, e no que diz respeito a análise dos perfis, o volume do canal foi obtido, ambas as medições foram para condições das peças a verde e sinterizada.

3.3 Microfresadora

A minifresadora utilizada nos ensaios foi uma CNC Mini-mill/GX, fabricada pela *Minitech Machinery Corporation*. Esse equipamento possui rotação do eixo árvore máxima de 60 000 rpm, 3 eixos lineares com resolução de posicionamento de 0,1 µm, e uma velocidade de avanço máxima de 1 000 mm/min. Para realizar o controle da Microfresadora, utilizou-se um Comando Numérico Computadorizado (CNC) através do software *Mach3Mill*. A máquina-ferramenta possui estrutura de granito natural para melhorar a estabilidade térmica e dimensional e dissipar vibração do processo de usinagem, também está montada sob uma mesa inercial de granito natural especialmente projetada, que diminui a influência de vibrações de fontes externas.

3.4 Microferramenta

A microferramenta utilizada foi de metal duro com revestimento de (Al,Ti)N fabricada e fornecida pela *Mitsubishi Materials* modelo MS2SS. A escolha do metal duro foi baseada nas suas propriedades mecânicas, superiores ao aço rápido, visando baixos desgastes e por apresentar menor valor de aquisição do que as ferramentas de materiais ultraduros. O uso de macroferramentas de geometria definida de metal duro tem demonstrado bons resultados na usinagem cerâmica a verde na academia e na indústria e também motivou a adoção do material para avaliar seu desempenho no microfresamento de alumina.

Na Figura 3.5 está ilustrado o desenho esquemático da ferramenta, a qual possui diâmetro (D) de 400 μm , diâmetro de haste (Do) de 4 mm, comprimento (L) de 41 mm e comprimento de corte da fresa (L1) de 0,6 mm.

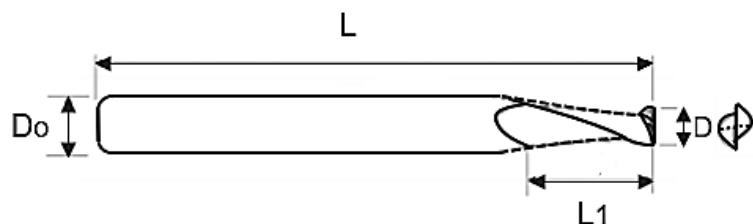


Figura 3.5. Representação da microfresa utilizada *Mitsubishi Materials* modelo MS2SS.

Antes de iniciar os testes, as ferramentas foram inspecionadas com o auxílio do MEV, pois não é possível visualizar a olho nu a integridade dessas. Há casos em que ferramentas “novas” apresentam danos que inviabilizam seu uso, desta forma, fez-se importante essa verificação com o intuito de identificar defeitos como avarias das arestas de corte, quebra ou qualquer outra situação de não conformidade. Essa inspeção foi realizada mediante a obtenção de imagens das arestas e pontas das ferramentas de corte.

Imagens da ferramenta nova, antes da usinagem, obtidas no MEV são representadas na Fig. 3.6. Observa-se que a microfresa possui duas arestas de corte. A determinação da composição química da ferramenta foi realizada por meio da Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS). O substrato da ferramenta é composto por carbono, cobalto e tungstênio, e o revestimento por alumínio, titânio e nitrogênio.

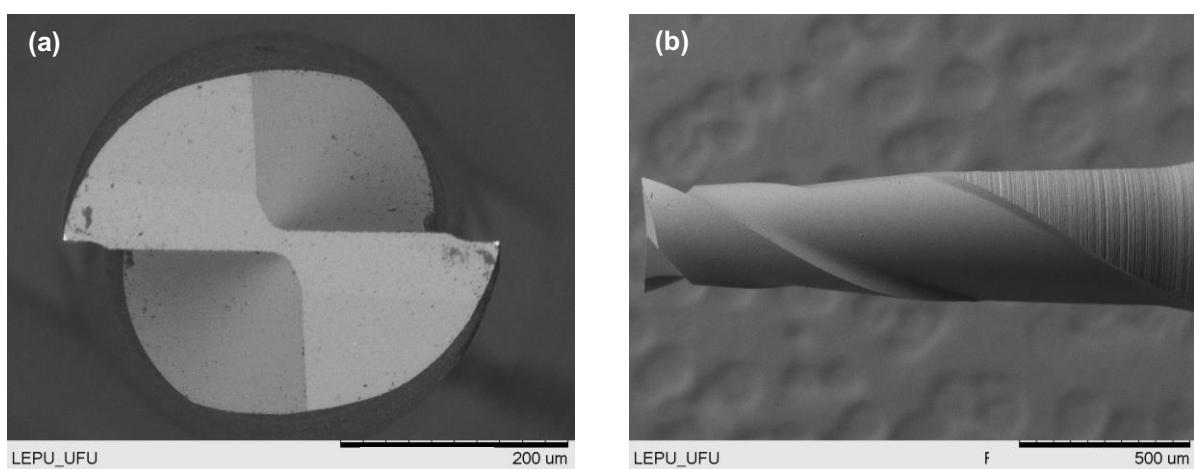


Figura 3.6. Imagens da ferramenta *Mitsubishi Materials* modelo MS2SS nova no MEV, (a) topo e (b) lateral da microfresa.

3.5 Processo de sinterização

A sinterização dos corpos de prova foi realizada em um forno elétrico do tipo câmara em atmosfera ambiente, da marca *Lindberg Blue*, com uma rampa de aquecimento, patamar e rampa de resfriamento, com duração total de 725 minutos, e temperatura máxima de 1 600 °C com um patamar de 120 minutos de duração na temperatura máxima. As condições impostas foram baseadas na experiência do grupo de pesquisa do LTC-EESC-USP visando alcançar microestrutura densa, baixa porosidade e tamanho de grão micrométrico. No gráfico da Fig. 3.7 está ilustrado o processo de sinterização.

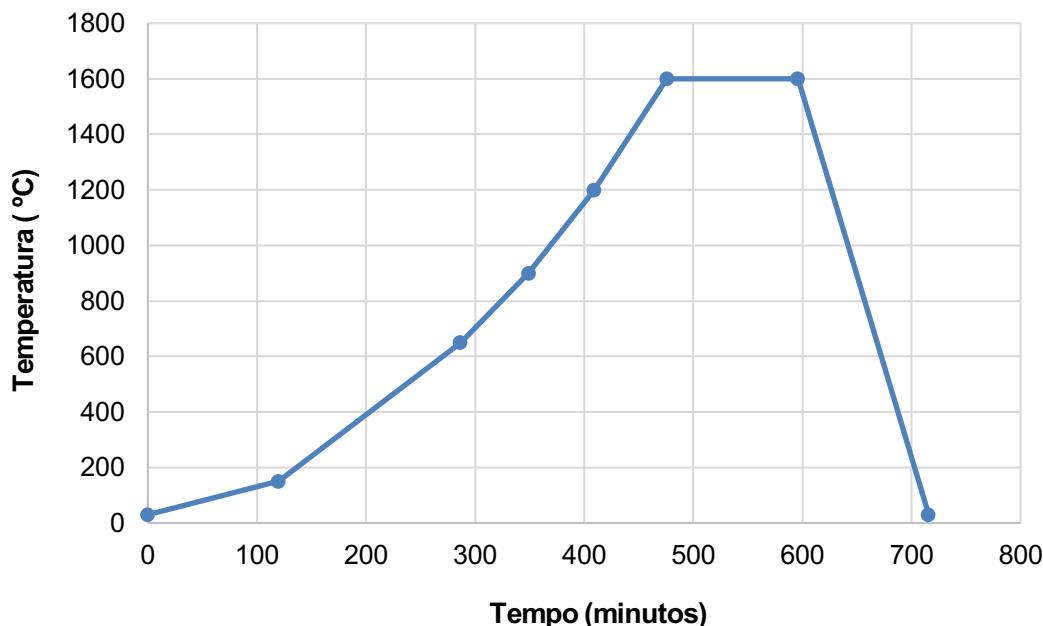


Figura 3.7. Ciclo térmico de sinterização da alumina A 1000-SG em forno elétrico tipo câmara.

3.6 Microfresamento

Este item foi dividido nos seguintes subitens: 3.6.1 Fixação dos corpos de prova, 3.6.2 Seleção dos parâmetros de microfresamento, 3.6.3 Medição do destacamento de borda, 3.6.4. Análise dos cavacos, rugosidade e contração volumétrica e 3.6.5 Medição do desgaste da ferramenta.

3.6.1 Fixação dos corpos de prova

Essa etapa é fundamental no processo de microunsinagem, o objetivo é a obtenção de baixos desvios de planeza da peça e perpendicularismo da superfície da peça em relação

ao eixo do cabeçote de usinagem, para que esses não venham a induzir erros de posicionamento da ferramenta na peça, os quais ocasionariam dificuldades em análises posteriores. Com esse intuito, foi projetado e fabricado um dispositivo para fixação dos corpos de prova, ilustrado na Fig. 3.8. Fabricado em aço ABNT 1050 temperado, e teve por processo de acabamento a retificação plana tangencial para correção do desvio de planeza e de paralelismo das faces.

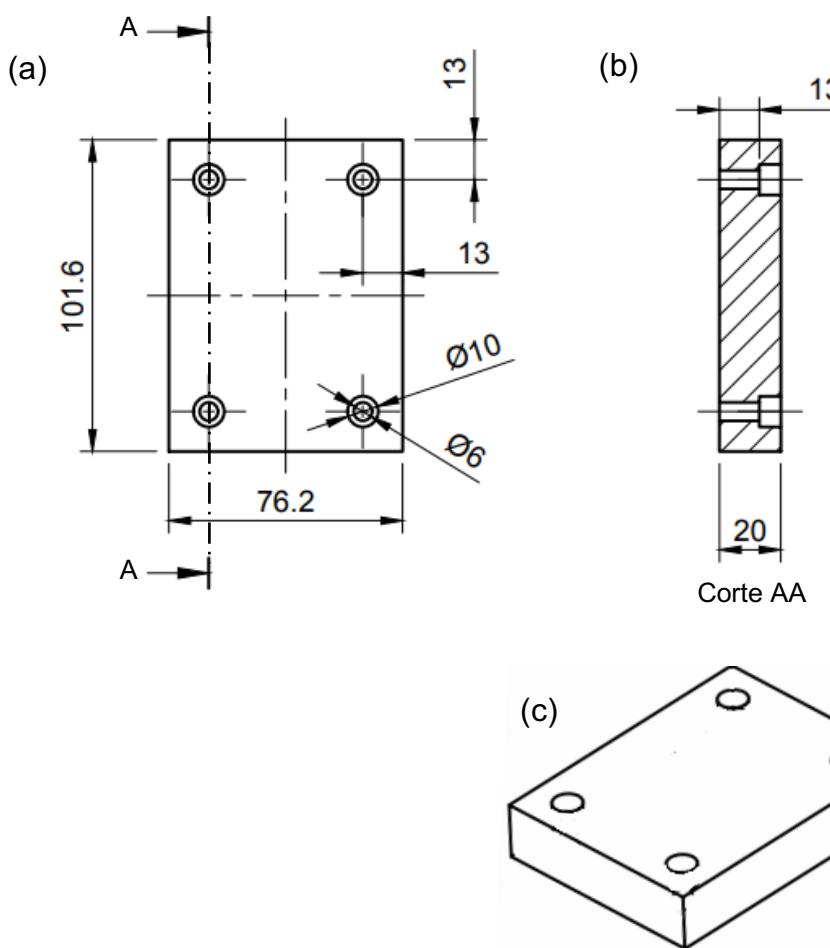


Figura 3.8. Desenho técnico do dispositivo para fixação dos corpos de prova, (a) vista frontal, (b) vista lateral esquerda em corte e (c) vista isométrica.

Os corpos de prova foram fixados a esse dispositivo com o auxílio de uma termocera com formulação de 50 % de cera de abelha, 25 % de parafina e 25 % de breu desenvolvida pelo Prof. Dr. Carlos Alberto Fortulan (LTC-ESSC-USP). A base foi aquecida com o auxílio de uma chapa aquecedora da marca Global Trade modelo GT-CAA5 e a cera foi adicionada manualmente até sofrer fusão sobre a superfície. A peça foi, então, comprimida contra a superfície e aguardou-se o completo resfriamento. Após a usinagem a base foi novamente aquecida para fundir a cera e a peça retirada sem nenhum dano. A termocera residual na

parte inferior da peça de alumina foi eliminada por degradação térmica durante a fase inicial de aquecimento da etapa de sinterização, sem que houvesse a contaminação ou alteração das propriedades mecânicas das peças (Fig.3.9).

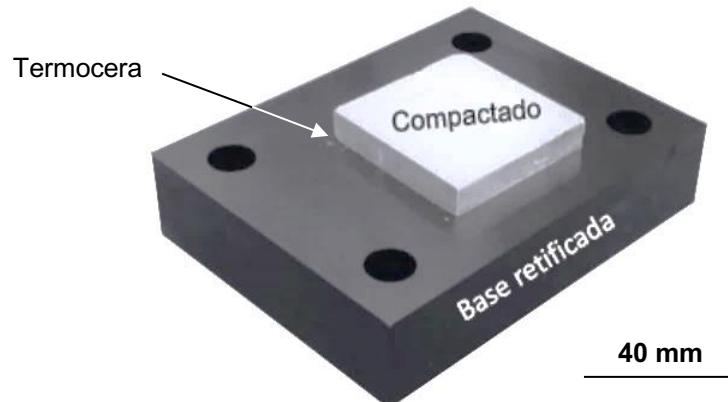


Figura 3.9. Fotografia do corpo de prova colado na base retificada de aço carbono ABNT 1050 temperado.

Desse modo, o processo se dividiu em 3 etapas principais, (1) colagem, (2) correção do paralelismo com fresa de Ø 3 mm e (3) microfresamento. Na Figura 3.10, visualiza-se o conjunto montado (base retificada e corpo de prova) bem como a microfresa fixados na mesa e no cabeçote de alta rotação da minifresadora, respectivamente.

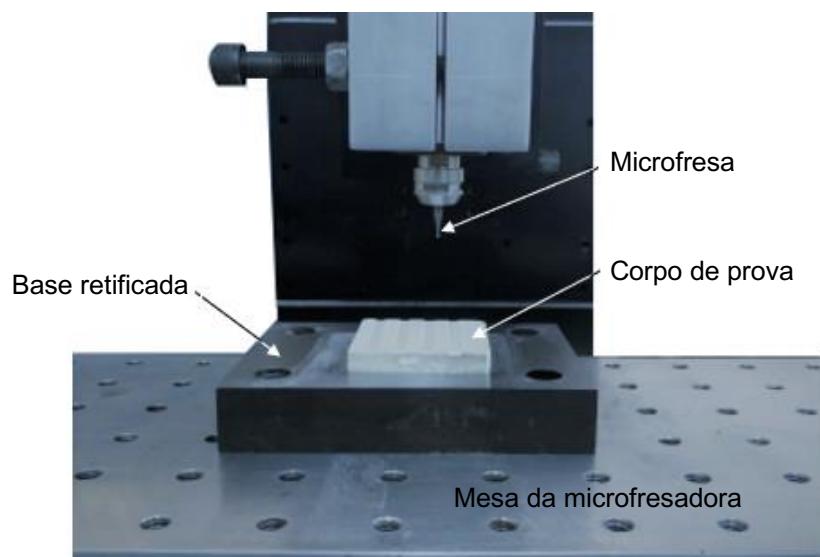


Figura 3.10. Imagem da montagem da base retificada, corpo de prova e microfresa preparados para os ensaios de microfresamento.

3.6.2 Seleção dos parâmetros de microfresamento

Existem poucos estudos relacionados à microusinagem a verde de cerâmicas avançadas para embasar a escolha dos parâmetros de corte iniciais, desse modo foram realizados pré-testes com o intuito de obter condições que proporcionassem o menor desgaste da ferramenta, melhora na qualidade superficial e menos destacamentos das bordas dos canais. Após cada teste, ferramenta e peça foram analisadas por meio do auxílio do MEV para análise preliminar das influências dos parâmetros de entrada na qualidade da peça e na vida da ferramenta.

Os parâmetros de microfresamento escolhidos foram: velocidades de corte de 25,13 m/min e 50,26 m/min (rotações de 20 000 rpm e 40 000 rpm, respectivamente), profundidade de corte de 300 μm e 150 μm , e avanço por dente de 7,5 $\mu\text{m/dente}$, 15 $\mu\text{m/dente}$ e 30 $\mu\text{m/dente}$.

Em todos os ensaios o comprimento do canal foi de 5 mm, com afastamento de 1 mm. Foram realizados canais de alívio com fresa de 3 mm de diâmetro, como pode ser visualizado na Fig. 3.11. Na Tab. (3.2) estão indicados esses valores, os quais foram empregados nesse trabalho. O comprimento de cada canal se manteve o mesmo.

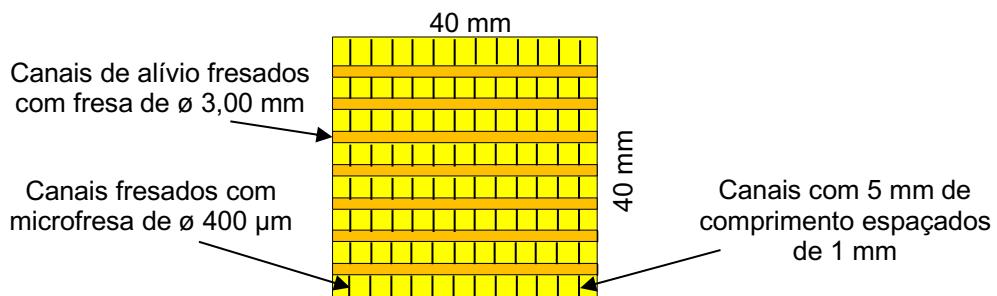


Figura 3.11. Esquemático do microfresamento na peça de alumina A1000-SG compactada.

Tabela 3.2. Parâmetros de corte selecionados para os ensaios de microfresamento de alumina prensada uniaxialmente a 100 MPa e isostaticamente a 200 MPa.

Canal	Velocidade de corte (m/min)	Avanço ($\mu\text{m/dente}$)	Profundidade de corte (μm)
1		15	75
2	25,13		150
3		75	
4		30	150
5		15	75
6			150
7	50,26		75
8		30	150

3.6.3 Medição do destacamento de borda

A análise do destacamento de borda consistiu na obtenção das imagens dos microcanais no MEV, sendo que a partir dessas realizou-se 10 medidas aleatórias dos destacamentos de borda com auxílio do software *ImageJ*, e de posse desses dados, a média aritmética do destacamento foi calculada. Um exemplo de uma medição aleatória do destacamento de borda é ilustrado na Fig. 3.12.

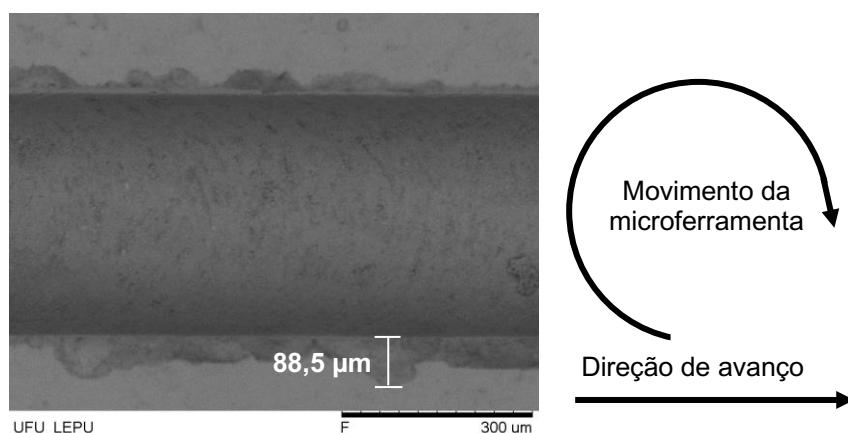


Figura 3.12. Exemplo de medição do destacamento de borda no microfresamento da alumina com fresa de metal duro.

3.6.4 Análise dos cavacos, rugosidade e contração volumétrica

Os cavacos durante os ensaios foram captados com o auxílio da fita carbono, e foram analisados quanto à forma no MEV.

A análise de rugosidade e de contração volumétrica foi realizada por meio do software *Vision*. A contração volumétrica foi obtida com base nos valores do volume do microcanal a verde (volume inicial) e sinterizado (volume final). Na Figura 3.13, está exemplificado uma imagem dos perfis de dois canais com profundidades de corte diferentes. Ao analisar as peças no microscópio após o microfresamento notou-se a presença de cavacos aderidos nos microcanais que não foram removidos com a aplicação de ar comprimido. Os cavacos remanescentes foram desconsiderados para efeito da avaliação topográfica aplicando a função máscara no software *Vision*, a qual exclui as superfícies indesejadas (macrogeometria). Apenas a topografia ideal (microgeometria) foi considerada para medição de rugosidade.

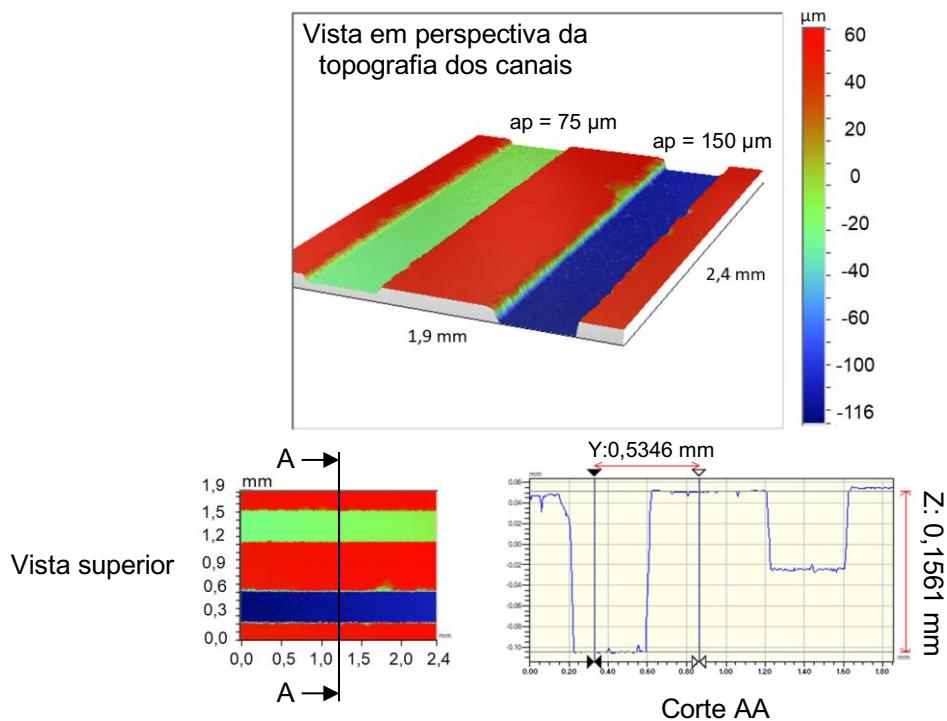


Figura 3.13. Exemplo de medição dos perfis de dois canais com profundidades distintas.

A partir do perfil (Fig. 3.13) restringe-se a região do microcanal que se deseja obter o volume, e o cálculo é realizado por meio de uma função específica do software. A delimitação de dois microcanais para determinação do seu volume é exemplificada na Fig. 3.14.

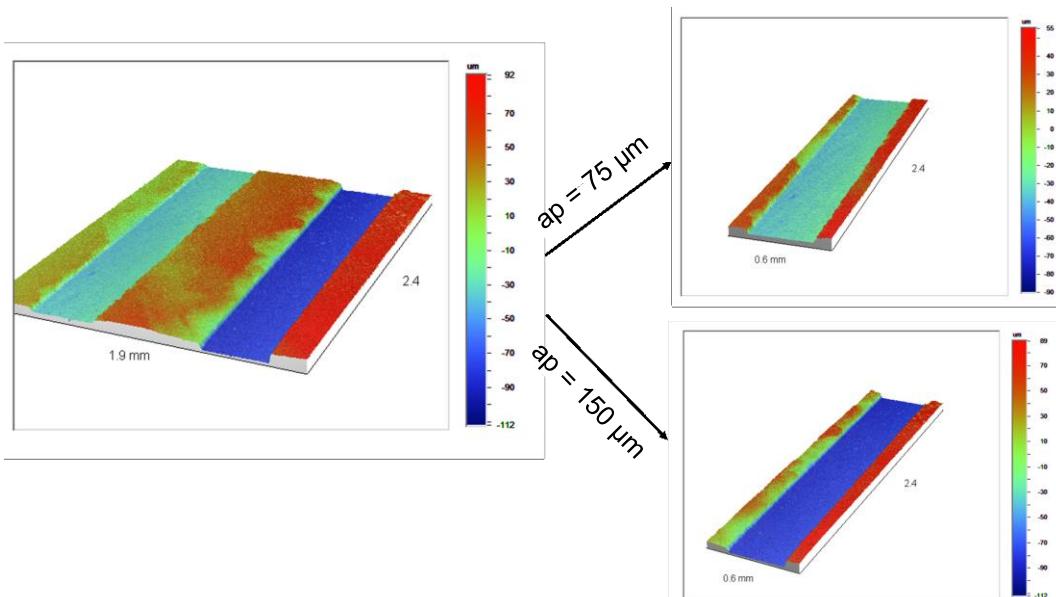


Figura 3.14. Exemplo da separação dos microcanais para posterior medição do volume dos microcanais empregando o software *Vision*.

3.6.5 Medição do Desgaste da Ferramenta

Devido a inexistência de norma específica para medição de desgaste de microferramentas foi elaborada uma metodologia baseada na experiência do grupo de microusinagem do LEPU (ZIBEROV, 2016; SANTOS 2016; SILVA, 2017; GOMES, 2019). A medição do desgaste da ferramenta foi realizada após a usinagem de cada condição da peça. A ferramenta foi retirada da microfresadora e levada ao MEV para obtenção das imagens para análises qualitativas (mecanismo de desgaste e avarias) e qualitativas de desgaste. As imagens obtidas foram em posições e escalas semelhantes à da ferramenta nova para efeitos de comparação.

De início, obteve-se o contorno da ferramenta nova, o qual pode ser visualizado na Fig. 3.15 na cor azul, em seguida imagens das ferramentas usadas foram sobrepostas.

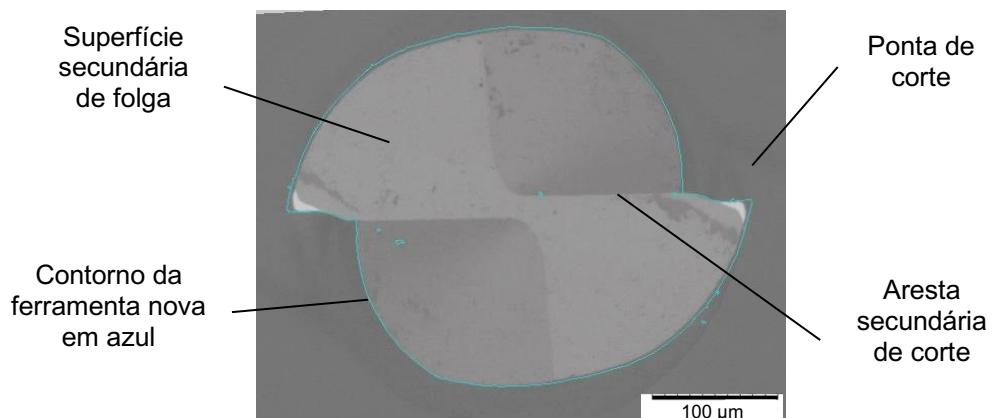


Figura 3.15. Sobreposição da ferramenta usada sobre o contorno da nova para medição do desgaste. Vista das superfícies secundárias de corte.

De posse dessas imagens, utilizou-se o software *ImageJ* para medir o desgaste da ferramenta. Essas medidas foram realizadas por meio da distância entre retas, traçadas uma em relação ao ponto mais extremo da aresta nova, e a outra em relação ao ponto mais extremo da aresta desgastada. Esse procedimento pode ser visto na Fig. 3.16, sendo as linhas paralelas vermelhas, as retas traçadas em relação aos extremos, e a reta perpendicular a essas, fornece o valor da redução ou desgaste da aresta de corte.

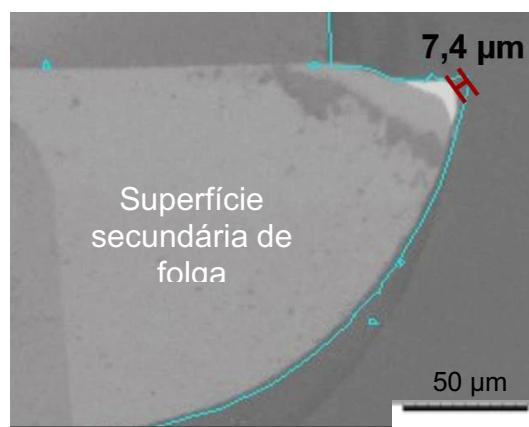


Figura 3.16. Exemplo de medição do desgaste da ferramenta no software *ImageJ*.

Na Tab. (3.3) estão resumidas as variáveis de entrada e de saída do planejamento experimental para o microfresamento de alumina com microfresa de 400 μm de diâmetro de metal duro revestido.

Tabela 3.3. Parâmetros de Entrada e Variáveis de Saída do microfresamento de Alumina A1000-SG.

Materiais e condições	PARÂMETROS DE ENTRADA				VARIÁVEIS DE SAÍDA
	Canal	vc (m/min)	fz ($\mu\text{m}/\text{dente}$)	ap (μm)	
• Alumina 1,0 % PVB	1		15	75	• Desgaste da microfresa
• Alumina 1,5 % PVB	2	25,13 (20 000 rpm)	30	150	• Destacamento de bordas
• Alumina 2,0 % PVB	3		15	75	• Mecanismo de remoção de material
• Prensagem uniaxial de 100 MPa	4		30	150	• Forma do cavaco
• Prensagem isostática 200 MPa	5		15	75	• Rugosidade
• Microfresa de metal duro ø 400 μm	6	50,26 (40 000 rpm)	30	150	• Perfil do canal
• Revestimento da microfresa (Al,Ti)N	7		15	75	• Volume do Canal
	8		30	150	

CAPÍTULO IV

RESULTADOS E DISCUSSÕES

Este capítulo contém os resultados obtidos de acordo com o planejamento experimental proposto no Capítulo III. Os resultados foram divididos em dois itens principais, são eles: 4.1 Fabricação da Cerâmica Alumina A1000-SG e 4.2 Processo de Microfresamento.

4.1. Fabricação da Cerâmica Alumina A1000-SG

Este item foi subdivido nos subitens: 4.1.1. Caracterização da matéria-prima A1000-SG, 4.1.2. Caracterização da alumina A1000-SG após a secagem, 4.1.3. Caracterização da alumina A1000-SG após a granulação, 4.1.4. Caracterização das peças após a compactação e 4.1.5. Caracterização das peças após a sinterização.

4.1.1 Caracterização da matéria-prima A1000-SG

Imagens do pó de alumina no estado conforme fornecido foram obtidas no MEV, e são mostradas na Fig. 4.1. Nessas visualiza-se a predominância de aglomerados com dimensões aproximadas de $43,93 \mu\text{m} \pm 28,83 \mu\text{m}$, observa-se também a presença de aglomerados de menor tamanho.

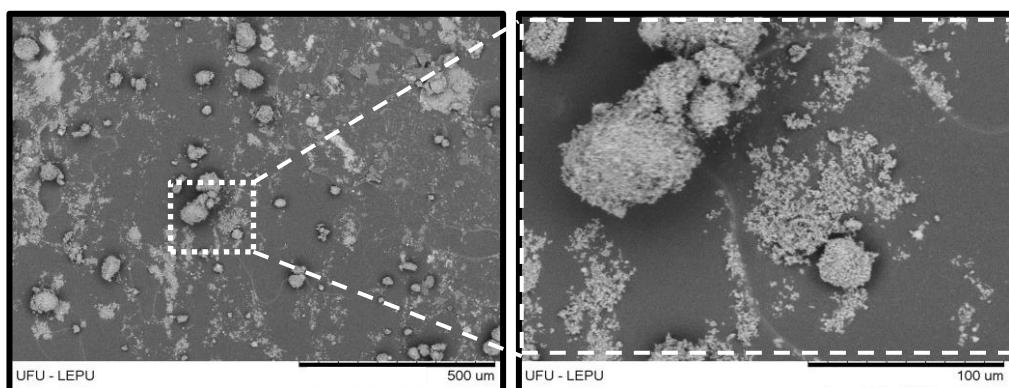


Figura 4.1. Microscopia eletrônica de varredura da alumina A1000-SG (matéria-prima).

4.1.2 Caracterização da alumina A1000-SG após a secagem

Após a etapa de secagem, retirou-se uma quantidade de material de cada lote para analisar a influência da quantidade de ligante no pó obtido. As imagens obtidas no MEV

para as três condições investigadas, são apresentadas na Fig. 4.2. Observa-se a interferência da concentração do ligante que ao aumentar, tende a gerar aglomerados maiores dimensões, sendo esses valores de aproximadamente $66,75 \mu\text{m} \pm 26,35 \mu\text{m}$, $80,65 \mu\text{m} \pm 20,59 \mu\text{m}$ e $94,58 \mu\text{m} \pm 34,73 \mu\text{m}$, respectivamente para as peças com 1,0 % de PVB, 1,5 % de PVB e 2,0 % de PVB.

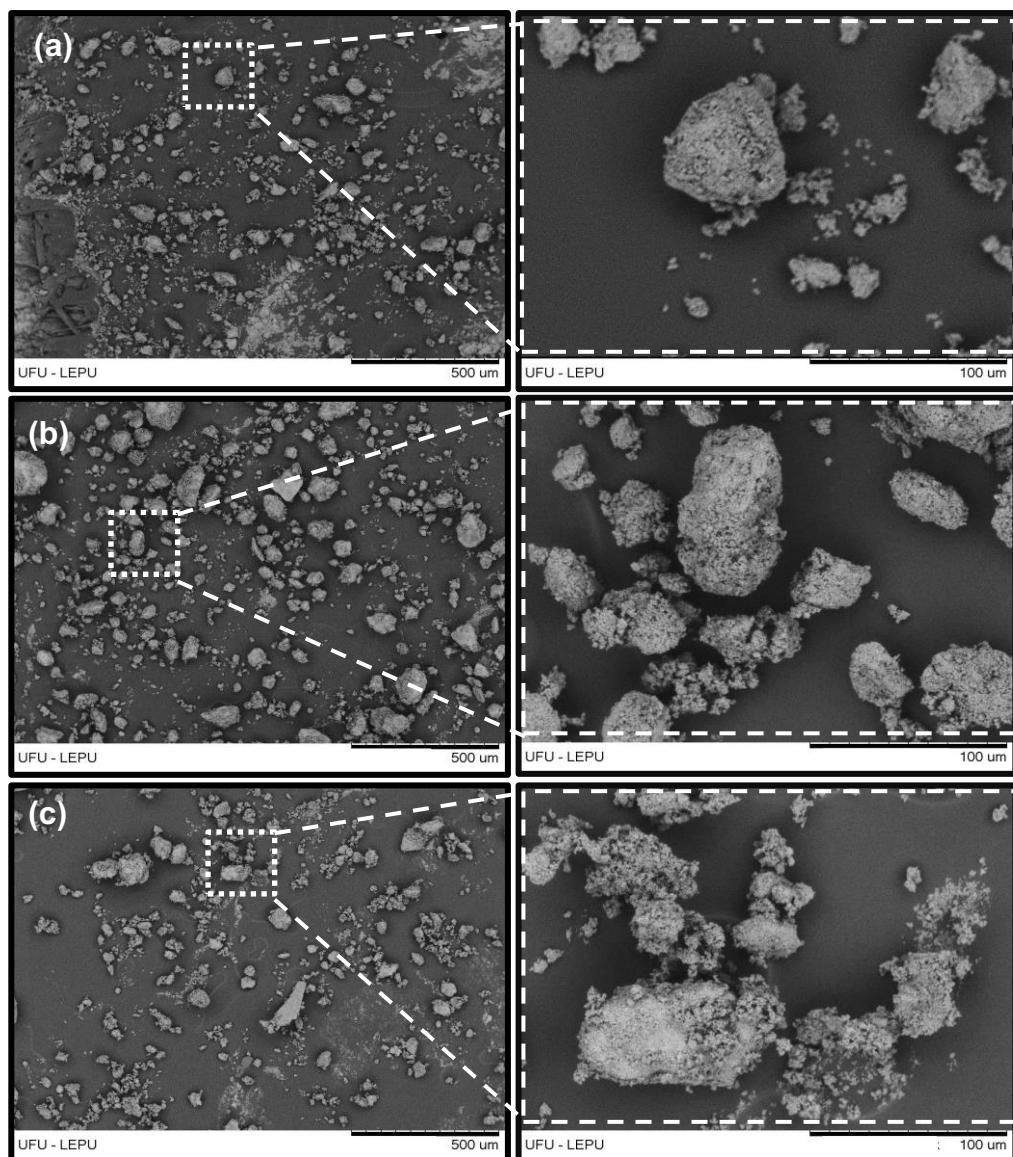


Figura 4.2. Microscopia eletrônica de varredura dos pós após a secagem com concentrações de (a) 1,0 % de PVB, (b) 1,5 % de PVB e (c) 2,0 % de PVB.

4.1.3 Caracterização da alumina A1000-SG após a granulação

De forma semelhante a secagem, a Fig. 4.3 exibe as imagens obtidas no MEV para as três condições investigadas, após a granulação. Nota-se que ao aumentar a concentração do ligante há a formação de aglomerados maiores, sendo esses valores de

aproximadamente $57,25 \mu\text{m} \pm 18,13 \mu\text{m}$, $83,64 \mu\text{m} \pm 21,35 \mu\text{m}$ e $157,6 \mu\text{m} \pm 45,95 \mu\text{m}$, respectivamente para as peças com 1,0 % de PVB, 1,5 % de PVB e 2,0 % de PVB.

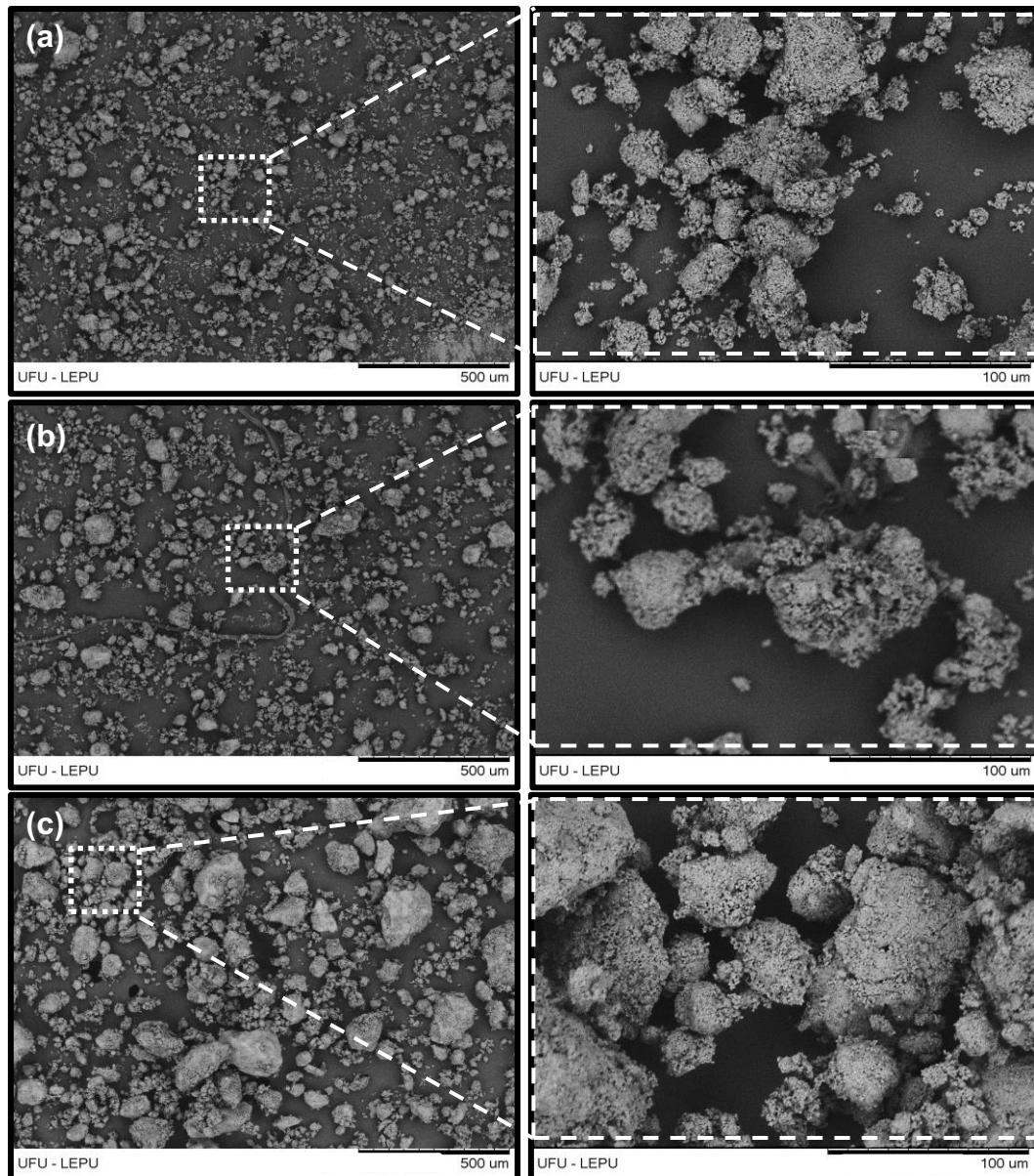


Figura 4.3. Microscopia eletrônica de varredura dos pós após a granulação com concentrações de (a) 1,0 % de PVB, (b) 1,5 % de PVB e (c) 2,0 % de PVB.

4.1.4 Caracterização das peças após a conformação

Microscopias eletrônicas de varredura de uma peça com 2,0 % de PVB, compactada isostaticamente a 200 MPa, em diferentes ampliações são apresentadas na Fig. 4.4. Na Figura 4.4a, 4.4b e 4.4c, observam-se a presença de aglomerados com dimensões superiores as obtidas nas etapas anteriores de secagem e granulação), sendo observado

também a porosidade interaglomerada. Já na Figura 4.4d percebe-se a irregularidade da superfície da peça, bem como as partículas de alumina que formam os aglomerados.

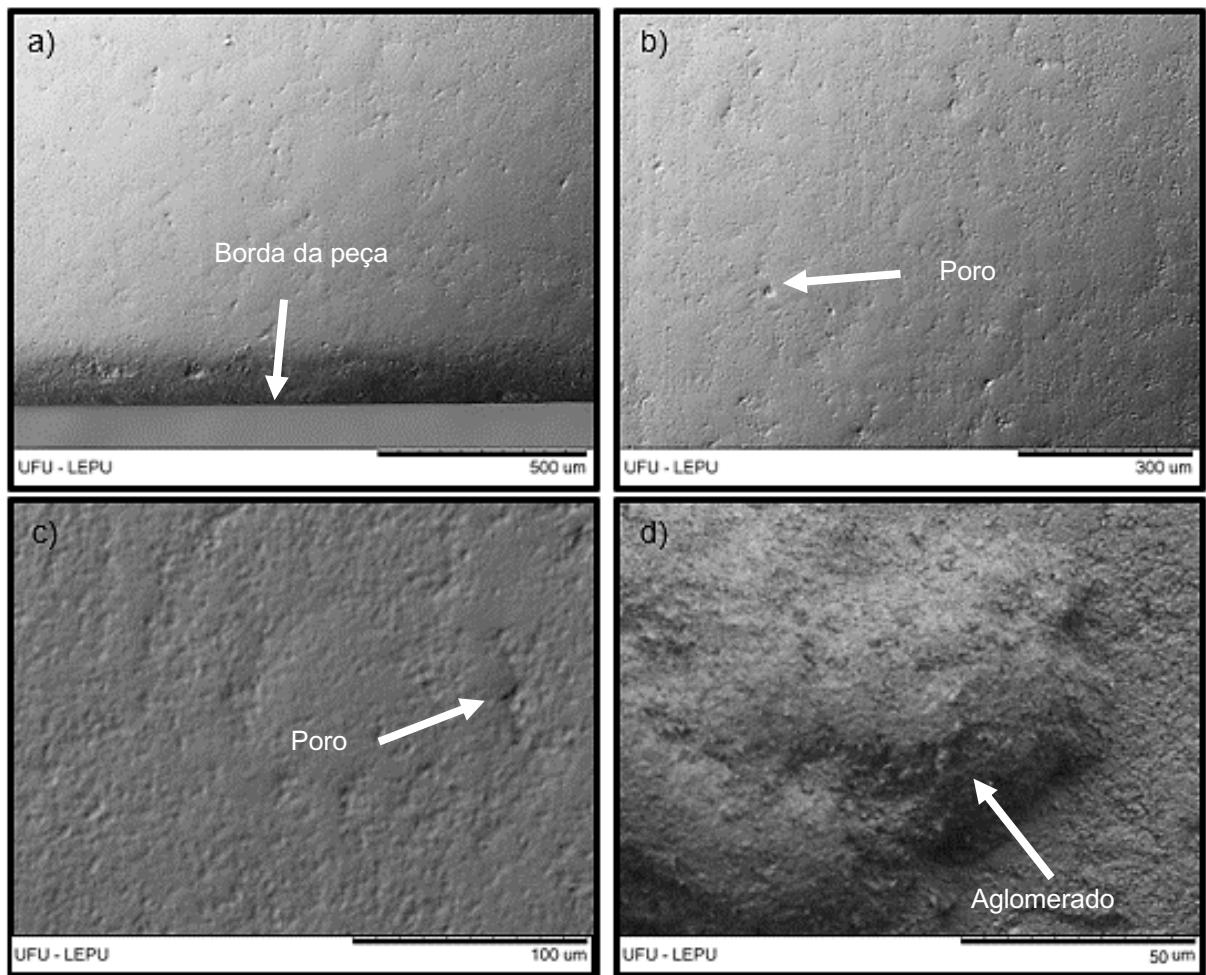


Figura 4.4. Microscopia eletrônica de varredura da peça de alumina A1000-SG verde conformadas a 200 MPa com 2,0 % de PVB, em diferentes ampliações.

4.1.5 Caracterização das peças após a sinterização

Na Figura 4.5 são mostradas as microscopias eletrônicas de varredura da peça com 2,0 % de PVB, prensada isostaticamente a 200 MPa. Nessas situações observam-se menores quantidades de poros ao se comparar com as peças a verde, presença de materiais indesejáveis nas bordas da peça, provavelmente esses são residuais do molde no processo de conformação e não foi observado a presença de aglomerados, tal fato é resultante do processo de sinterização. Os efeitos observados foram similares para todas as condições das peças de alumina A1000-SG.

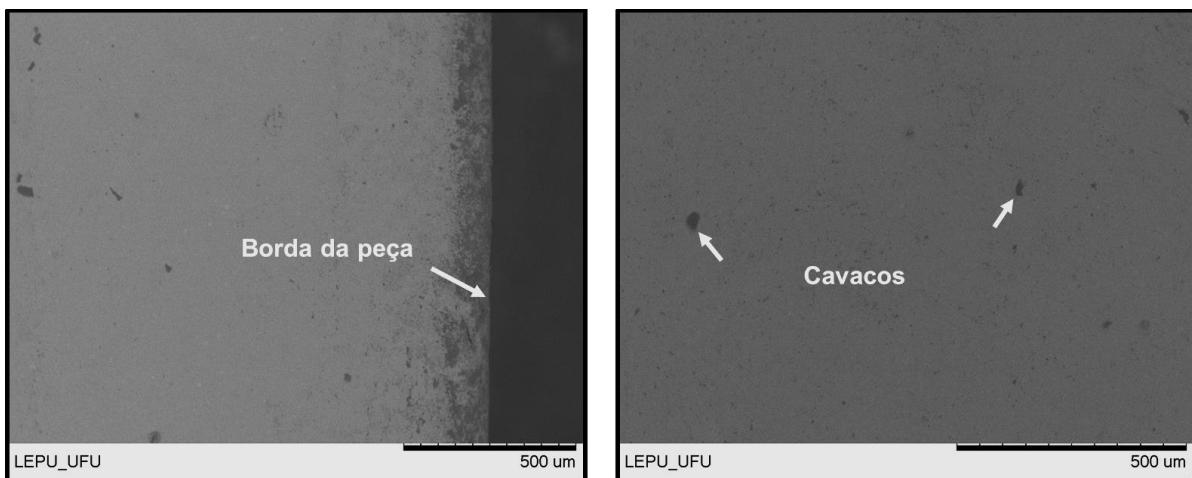


Figura 4.5. Microscopia eletrônica de varredura da peça de alumina A1000-SG sinterizada a 1 600 °C, conformadas a 200 MPa com 2,0 % de PVB, em diferentes ampliações.

4.2 Processos de microfresamento

Este item foi subdivido nos subitens: 4.2.1 Ensaios preliminares, 4.2.2 Ensaios finais, 4.2.2.1 Destacamento de borda para peças prensadas uniaxialmente a 100 MPa, 4.2.2.2 Destacamento de borda para peças prensadas isostaticamente a 100 MPa, 4.2.2.3 Cavacos. 4.2.2.4 Rugosidade dos canais, 4.2.2.4 Análise de contração e 4.2.2.6 Desgaste da microferramentas.

4.2.1 Ensaios preliminares

Mediante a realização dos ensaios preliminares, observou-se que parâmetros inadequados produziram danos superficiais excessivos na peça, especialmente no destacamento de bordas. Dentre as condições testadas, as situações em que se utilizaram o $a_p = 300 \mu\text{m}$ e ou $f_z = 7,5 \mu\text{m/dente}$ apresentaram destacamentos de bordas significativos, circunstâncias essas que resultaram em baixa qualidade superficial da peça. Na Fig. 4.6 está indicado o destacamento de borda do lado concordante do microfresamento.

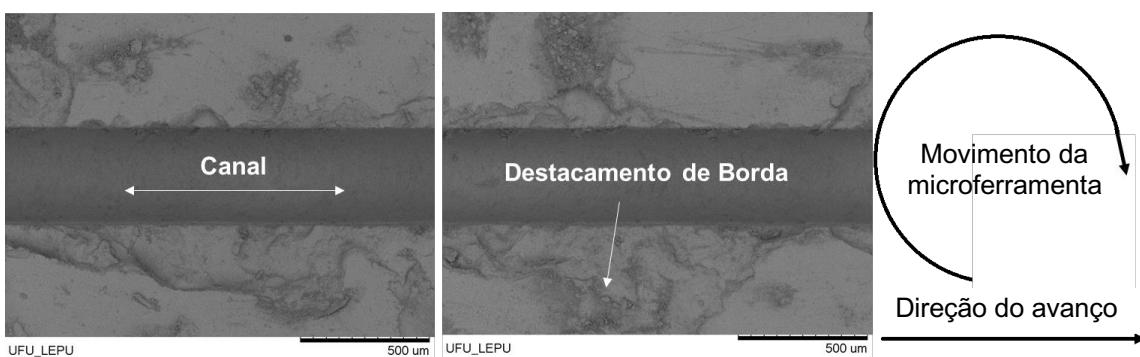


Figura 4.6. Pré-testes com baixa qualidade superficial para $ap = 300 \mu\text{m}$ e $f_z = 7,5 \mu\text{m/dente}$ e $vc = 25,13 \text{ m/min}$ ($n = 20\,000 \text{ rpm}$) em alumina A1000-SG prensada uniaxialmente a 100 MPa com 1,0 % de PVB.

Em razão dos resultados desfavoráveis desses pré-testes, outros valores foram experimentados e foram bem sucedidos, sendo adotados para os ensaios finais deste trabalho. Os Parâmetros de entrada e as variáveis de saída foram apresentados na Tab. 3.3.

4.2.2 Ensaios finais

Este item foi subdivido nos subitens: 4.2.2.1 Destacamento de borda para peças prensadas uniaxialmente a 100 MPa, 4.2.2.2 Destacamento de borda para peças prensadas isostaticamente a 200 MPa, 4.2.2.3 Cavacos, 4.2.2.4 Rugosidade dos canais, 4.2.2.5 Análise da contração dos microcanais e 4.2.2.6 Desgaste da microferramenta.

4.2.2.1 Destacamento de borda para peças prensadas uniaxialmente a 100 MPa

Imagens de MEV dos microcanais fabricados em peças verde de alumina a 100 MPa são mostradas na Figura 4.7, para diferentes parâmetros de usinagem e composição da peça. Nessas condições não foi possível concluir qual lado, seja ele concordante ou discordante, possui menor destacamento de borda. Entretanto, em consonância com os resultados obtidos por Onler *et al.* (2019), a formação de rebarbas não é significativa para nenhuma condição de usinagem a verde de peças de alumina.

A cerâmica verde possui resistência mecânica demasiadamente reduzida (aproximadamente 2 MPa), assemelhando-se à resistência de um giz de lousa (FIOCCHI, 2014). As partículas cerâmicas estão fracamente conectadas por ligações químicas fracas advindas do ligante PVB. Neste estado, o corpo verde pode ser definido como um material compósito. Os dois materiais heterogêneos (ou fases) apresentam propriedades distintas de seus componentes separadamente. A cerâmica é o componente descontínuo e fornece a principal resistência ao esforço (componente estrutural), e o PVB, contínuo, é o meio de

transferência deste esforço (componente matricial). Como a porcentagem do ligante ao redor do componente estrutural é pequena ($\leq 2,0\%$ em peso) e sua resistência também é relativamente reduzida, a transferência de esforço fica limitada em resposta ao campo de tensão.

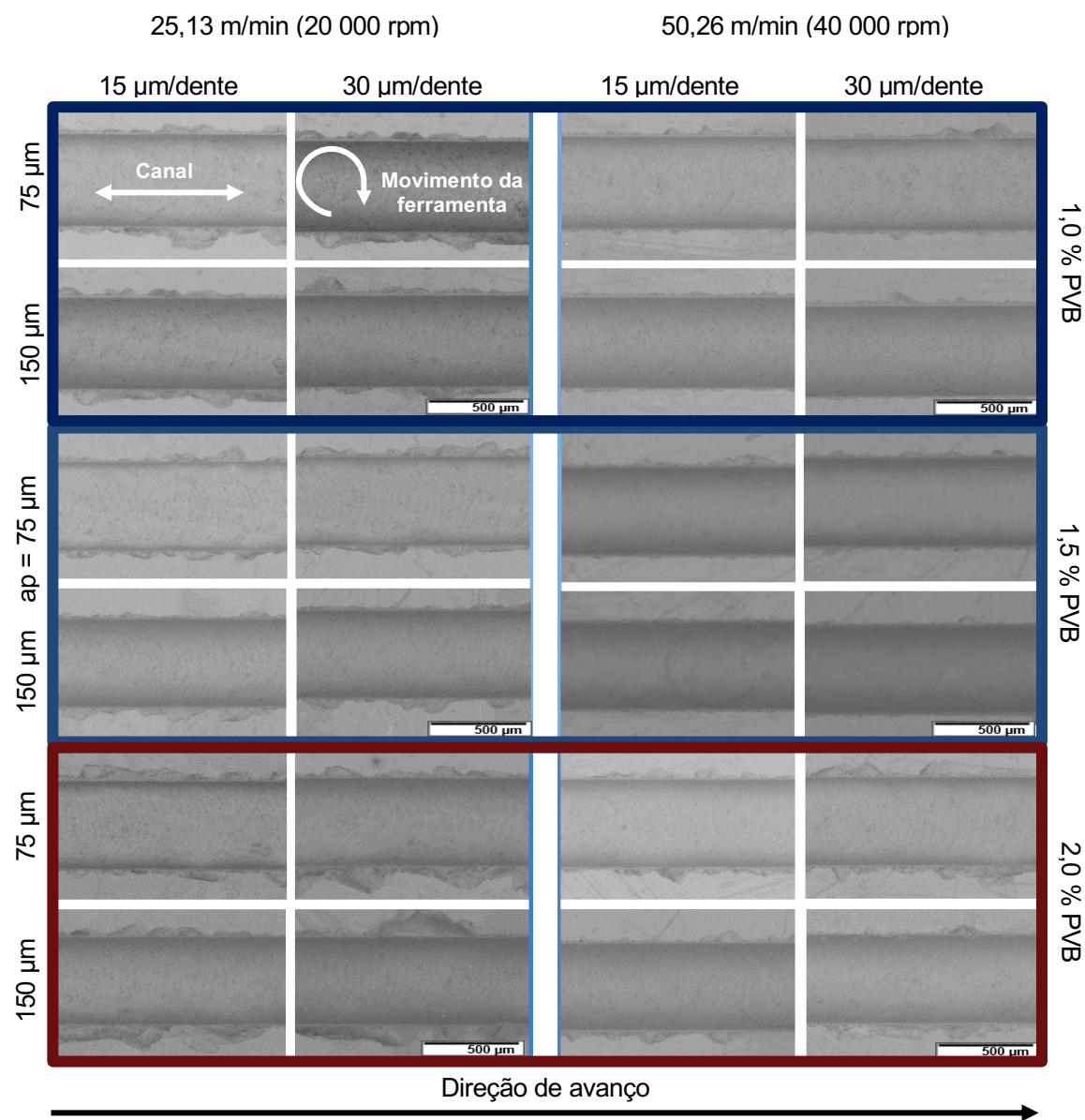


Figura 4.7. Microcanais fabricados por microfresamento a verde em peças de alumina A1000-SG prensadas uniaxialmente a 100 MPa, para diferentes condições de usinagem e porcentagem de ligante PVB.

A cerâmica verde falha, portanto, de maneira frágil com baixa deformação plástica sem a formação de rebarbas típicas da usinagem de metais. Foi identificado que destaqueamento de borda observado na microusinagem a verde da alumina apresenta

semelhança com o *Breakout* ou rebarba negativa típica da usinagem do ferro fundido cinzento definida por Ko e Dornfeld (1996). Silva (2011) denomina o dano à aresta do ferro fundido de desbarrancamento.

Outro parâmetro a ser analisado no que se diz respeito ao destacamento de borda, é a pressão de compactação que o material foi submetido anteriormente. Nota-se que na Fig. 4.8 há aglomerados compactados, sendo esses formados após a usinagem inicial para correção de paralelismo, dessa forma, situações nas quais a microferramenta encontra essas regiões, comprehende-se a possibilidade de maiores destacamentos de borda.

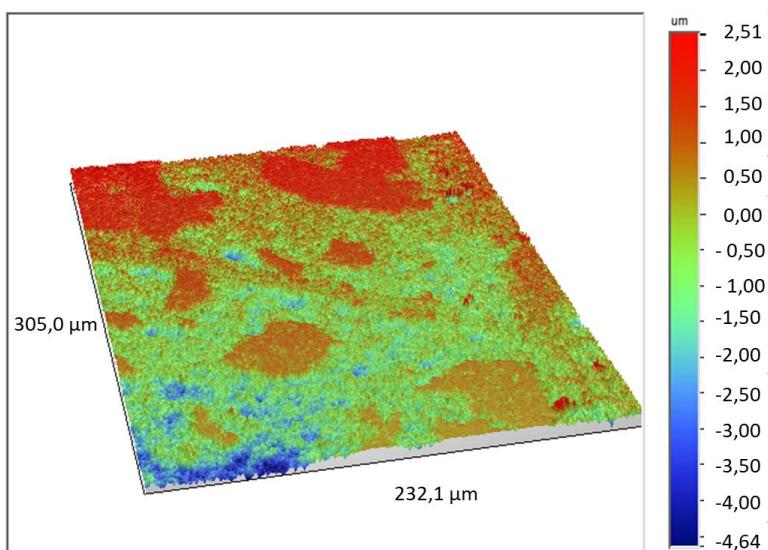


Figura 4.8. Topografia da Alumina A1000-SG, após a usinagem inicial para correção do paralelismo e nivelamento da superfície, apresentando platôs de aglomerados compactados.

Com a finalidade de verificar a influência da velocidade de corte (vc), profundidade de corte (ap) e avanço por dente (fz), plotou-se o gráfico do destacamento médio de borda (D_{med}) na Fig.4.8, e também realizou-se a Análise de Variância (ANOVA) a um nível de significância de 5 %, sendo que a variável de saída é D_{med} e os parâmetros variáveis (fatores) são a vc , ap e fz .

A ANOVA requer amostras aleatórias e independentes, e grupos com distribuição normal. Realizou-se o teste de normalidade Kolmogorov-Smirnov. Duas hipóteses para cada parâmetro foram testadas: na hipótese nula (H_0) o destacamento de borda não varia com o parâmetro e na hipótese alternativa (H_1) o destacamento de borda varia com o parâmetro. Os dados obtidos na ANOVA são apresentados na Tab. 4.1.

Ao relacionar os valores do Fator F da tabela com o valor do Fcrítico (4,49) para cada situação tem-se:

Seja para o fz ou ap o Fator F é menor que o Fcrítico, dessa forma, a hipótese nula foi rejeitada a um nível de significância de 5 %, sendo assim esses parâmetros não influenciaram no valor do destacamento médio.

Já para a vc, esse valor foi superior, o que conclui que a hipótese alternativa foi aceita a um nível de significância de 5 %, ou seja, esse parâmetro influencia no valor do destacamento de borda.

Tabela 4.1. Análise de Variância (ANOVA) do destacamento médio de borda (Dmed) para os parâmetros de microfresamento velocidade de corte (vc), avanço por dente (fz) e profundidade de corte (ap) variáveis, para todas as peças de alumina prensadas uniaxialmente 100 Mpa.

Fonte	GL	SQ	QM	Fator F	Pr > F
f	1	214,2	214,2	2,33	0,1462
vc	1	1452,37	1452,37	15,82	0,0011
ap	1	14,26	14,26	0,16	0,6987
f*vc	1	8,52	8,52	0,09	0,7646
f*ap	1	2,87	2,87	0,03	0,8619
vc*ap	1	30,6	30,6	0,33	0,5718
f*vc*ap	1	29,7	29,7	0,32	0,5774
Erros	16	1469,14	91,82		
Total	23	3221,67			

Os valores dos destacamentos médios podem ser visualizados no gráfico da Fig. 4.9. Observa-se que em concordância com as imagens dos microcanais e a Análise de Variância, o parâmetro que apresentou maior influência nos resultados foi a velocidade de corte. Nas condições nas quais a velocidade de corte é maior, constatou-se uma tendência por menores valores de destacamentos de borda. Esse acontecimento pode ser visualizado na Fig. 4.10, sendo observado na Fig. 4.10a o canal 6 (ap = 150 µm, fz = 15 µm e vc = 50,26 m/min), o qual possui destacamentos de borda reduzidos em função da velocidade de corte. Tal fato está relacionado ao modo de remoção de material, por ser predominante a fratura interaglomerada, a extração de aglomerados é reduzida, e a borda do canal fica mais íntegra.

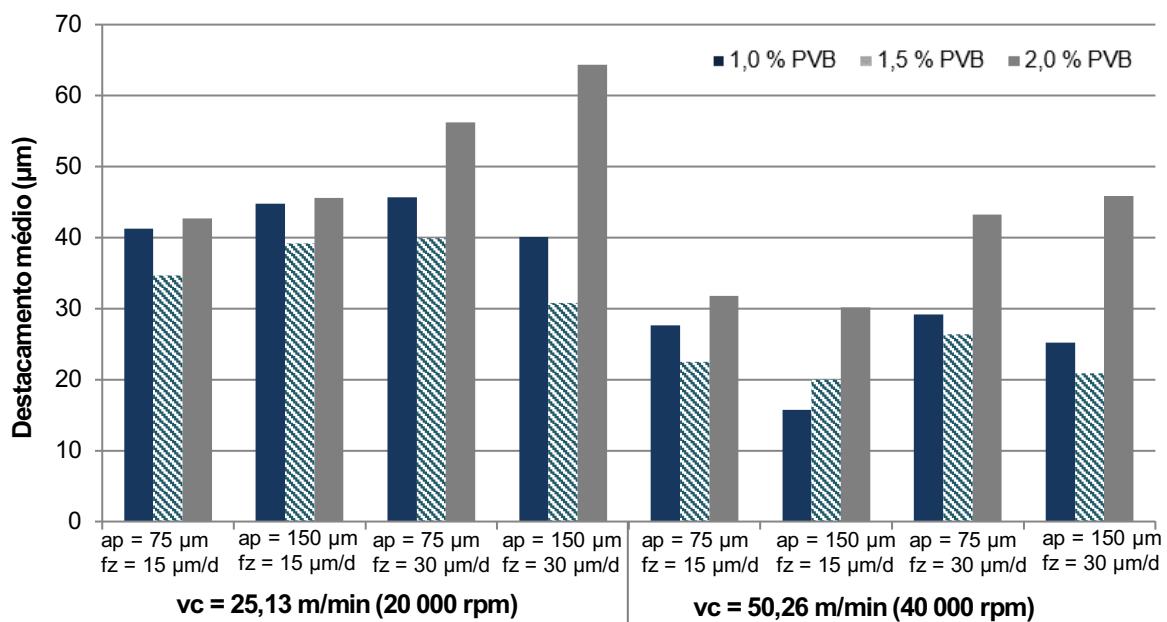


Figura 4.9. Destacamento médio de borda (Dmed) para peças de alumina A1000-SG prensadas uniaxialmente a 100 MPa com diferentes porcentagens de ligante PVB e usinadas com diferentes velocidades de corte, avanço por dente e profundidade.

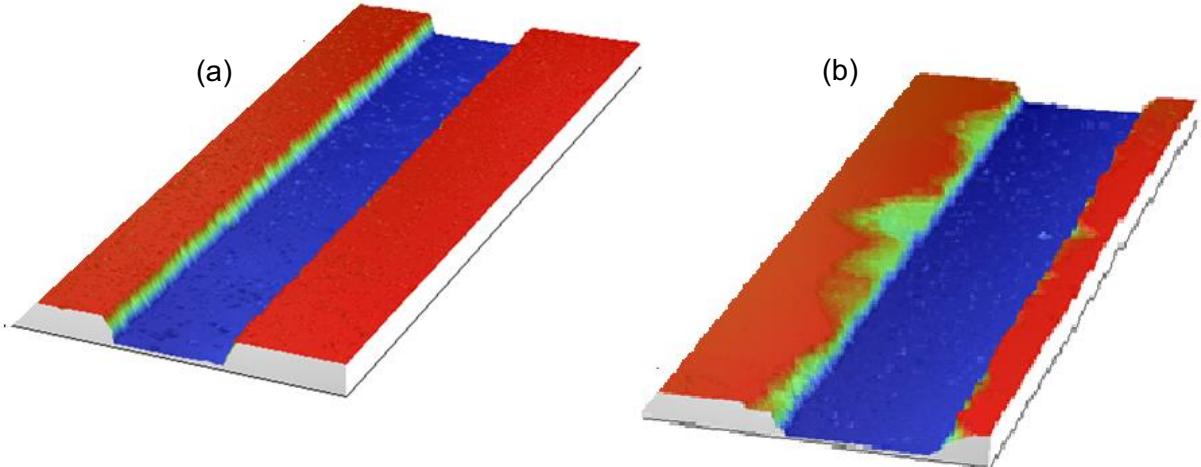


Figura 4.10. Imagens dos perfis dos canais para diferentes condições: (a) $vc = 50,26$ m/min, $ap = 150$ μm , $fz = 15$ μm com 1,0 % de PVB e prensados a 100 MPa e (b) $vc = 25,13$ m/min, $ap = 150$ μm e $fz = 30$ μm com 2,0 % de PVB e prensados a 100 MPa.

Ao analisar o gráfico da Fig. 4.9 nota-se que o canal 6 ($ap = 150$ μm , $fz = 15$ μm e $vc = 50,26$ m/min), possui menores valores para os destacamentos de borda em todas as condições. Ao investigar os menores valores de destacamento de borda, comprehende-se que nesse caso, o compactado vede de alumina possui parâmetros ideais de usinagem para

se obter baixos destacamentos de borda, situação na qual, há a predominância de fraturas interaglomeradas.

4.2.2.2 Destacamento de borda para peças prensadas isostaticamente a 200 MPa

Imagens de MEV dos microcanais fabricados em peças de alumina a 200 MPa, para diferentes parâmetros de usinagem e porcentagem de ligante PVB da peça são apresentadas na Fig. 4.11. Nesta, nota-se a tendência de o destacamento de borda ser mais severo do lado concordante dos microcanais. De semelhante modo ao que ocorre para as peças a 100 MPa, a formação de rebarbas não é significativa para a prensagem a 200 MPa.

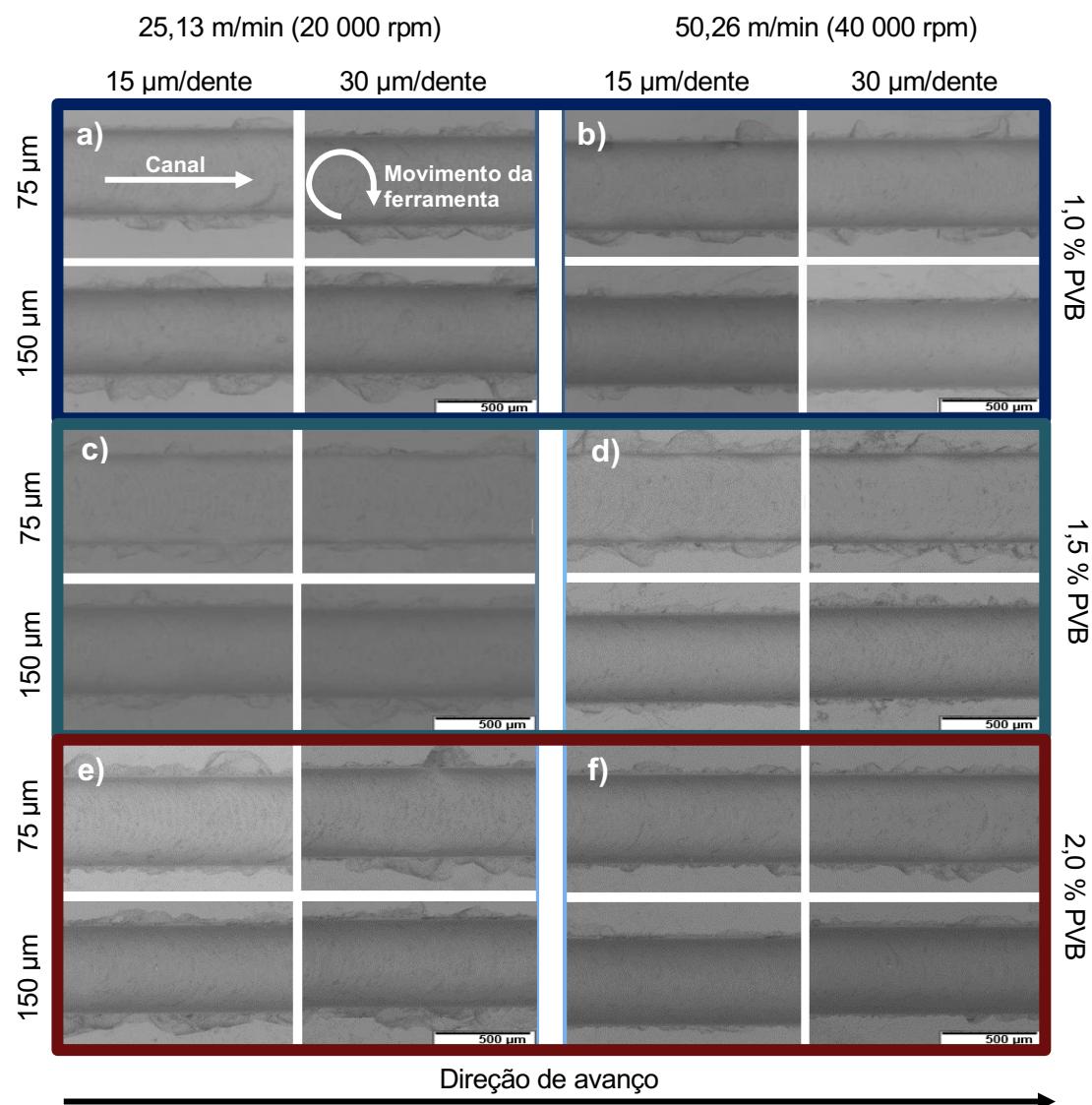


Figura 4.11. Microcanais fabricados por usinagem a verde em peças de alumina prensadas isostaticamente a 200 MPa, para diferentes condições de usinagem e fabricação da peça.

Baseado no conhecimento advindo da macrousinagem, entende-se que no processo de microusinagem as maiores forças de usinagem também ocorrem para maiores seções transversais de corte. No lado discordante de corte a espessura de corte cresce, e do lado concordante decresce gradativamente com o avanço da ferramenta. Como a força de usinagem não foi medida por falta de recursos financeiro e técnico, não foi possível concluir quantitativamente sobre a magnitude da força, porém pode-se inferir qualitativamente que pode ter ocorrido o aumento gradual da força à medida que a aresta principal de corte penetrou no material no lado discordante. Quando a força ultrapassou o **valor crítico**¹ houve a nucleação e propagação das falhas predominantemente interaglomerados. Dessa forma, no começo do corte (entrada da ferramenta no lado discordante) as condições foram mais brandas no início, na segunda metade, todavia, as condições associadas às fragilizações introduzidas na cerâmica verde (cerâmica + aditivos) podem ser as responsáveis pelo maior destacamento de borda do lado concordante (Fig. 4.12).

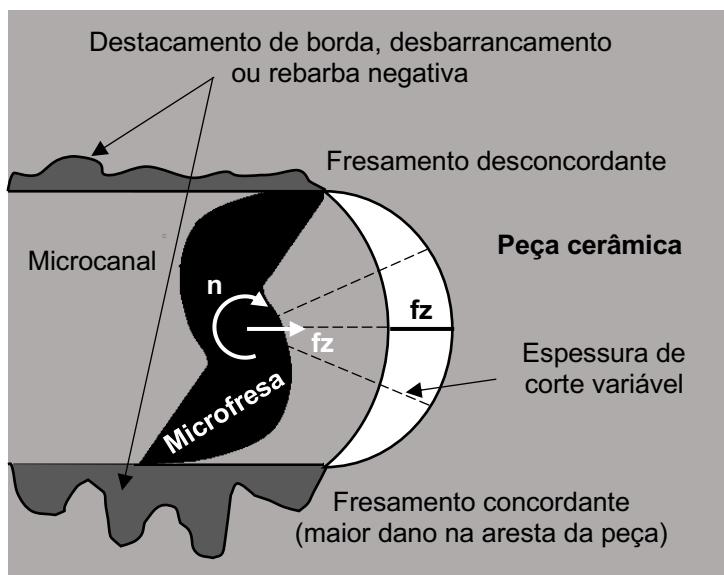


Figura 4.12. Representação esquemática da vista superior do processo de microusinagem frontal da alumina A1000-SG com fresa de topo de dois canais com maior destacamento de borda do lado concordante de corte.

O **valor crítico**¹ da força de usinagem pode ser definido como aquele que promove a transição do corte dúctil inter e intraaglomerado para a situação em que os defeitos críticos advindos da usinagem levam a falha descontrolada da cerâmica verde, refletindo no destacamento de borda e reduzindo assim a qualidade superficial. Caso as falhas permaneçam na peça, essas poderão se manifestar na sinterização ou na peça em uso,

principalmente para peças sujeitas a tensões alternadas e presença de água (FIOCCHI, 2014). Dessa forma, o controle dos defeitos é primordial e um dos benefícios da usinagem a verde.

Segundo Fiocchi (2014) os defeitos críticos introduzidos durante a usinagem a verde devem ser nomeados com cautela. O defeito provocado pela separação da interface entre as partículas ou aglomerados cerâmicos não deve ser chamado de trinca tal como a que ocorre na cerâmica sinterizada, somente após a sinterização caracteriza-se como trinca. O pesquisador chama de delaminação o feito que se nucleia e se propaga pela fase de menor resistência (ligante) quando leva a separação de camadas. Lembra ainda que devido à escala micrométrica das partículas e aglomerados no estado verde, a probabilidade de fraturar a partícula é muito pequena, haja vista a quantidade de energia requerida ser elevada para que isso ocorra.

Entende-se que esses microdefeitos residuais podem até poderm suscitar a propagação de trincas no estado sinterizado do corpo, caso o tratamento térmico não densifique a cerâmica nessa região (FIOCCHI, 2014). De acordo com a teoria de Griffith um corpo frágil com microtrincas ao ser submetido a um campo de tensão externo provoca concentradores de tensão nas extremidades dos microdefeitos. O corpo submetido ao campo de tensão absorve energia até atingir a resistência teórica, rompendo-se sem apresentar deformação plástica significativa (MAMALIS *et al.*, 2002; FUJITA *et al.*, 2006; ZHANG *et al.*, 2014; CHEN, 2016).

Para ajudar a corroborar com as contribuições de Fiocchi (2014) e Fiocchi *et al.* (2016) a falha do ligante (rompimento de ligações químicas fracas) deve ser chamada de **trinca a verde**, dessa forma diferenciando a falha a verde daquela que ocorre no corpo sinterizado por meio de rupturas das fortes ligações iônicas e covalentes da cerâmica avançada.

Os resultados da Análise de Variância do microfresamento das peças prensadas a 200 MPa são mostrados na Tab. 4.2.

Ao relacionar os valores do Fator F da tabela com o valor do Fcrítico (4,49) para cada situação tem-se:

Seja para o fz ou ap o Fator F é menor que o Fcrítico, dessa forma, a hipótese nula foi rejeitada a um nível de significância de 5 %, sendo assim esses parâmetros não influenciaram no valor do destacamento médio. Já para a velocidade de corte, esse valor foi superior, o que conclui que a hipótese alternativa foi aceita a um nível de significância de 5 %, ou seja, esse parâmetro influencia no valor do destacamento de borda.

Tabela 4.2. Análise de Variância (ANOVA) do destacamento médio de borda (Dmed) para os parâmetros de microfresamento velocidade de corte (50,26 m/min), avanço por dente (fz) e profundidade de corte (ap) variáveis, para todas as peças de alumina A1000S-G prensadas isostaticamente a 200 MPa.

Fonte	GL	SQ	QM	Fator F	Pr>F
f	1	20,54	20,54	0,25	0,6261
vc	1	975,37	975,37	11,72	0,0035
ap	1	17,68	14,68	0,21	0,6510
f*vc	1	52,22	52,22	0,63	0,43399
f*ap	1	75,62	75,62	0,91	0,3546
vc*ap	1	1281,88	1281,88	4,41	0,0012
f*vc*ap	1	4	4	0,05	0,8292
Erros	16	1331,36	83,21		
Total	23	3758,67			

Os valores dos destacamentos médios podem ser visualizados no gráfico da Fig.4.13. Observa-se que em concordância com as imagens dos microcanais e a Análise de Variância, o parâmetro que possui maior influência nos resultados é a velocidade de corte. Nas condições nas quais a velocidade de corte é maior, constata-se similaridade ao que ocorre no processo de microusinagem para peças prensadas uniaxialmente a 100 MPa.

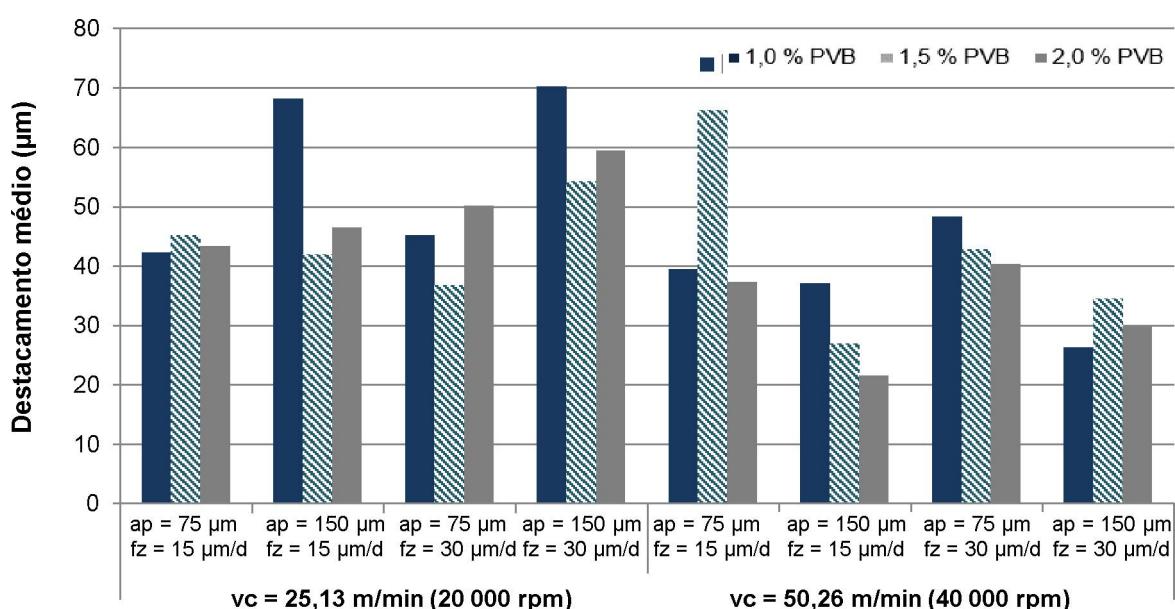


Figura 4.13. Destacamento médio de borda (Dmed) para peças de alumina A1000-SG prensadas isostaticamente a 200 MPa com diferentes porcentagens de ligante PVB e usinadas com diferentes velocidades de corte, avanço por dente e profundidade.

De modo semelhante ao que ocorre para peças prensadas a 100 MPa, existem parâmetros nos quais a usinagem nessas condições é favorecida, como é o caso do canal 6($a_p = 150 \mu m$, $f_z = 15 \mu m$ e $v_c = 50,26 \text{ m/min}$), onde observa-se baixos destacamentos de borda. Não foi possível observar uma relação significativa entre a pressão de prensagem e o destacamento de borda. O Apêndice A apresenta os perfis de cada microcanal para todas as condições de microfresamento avaliadas.

4.2.2.3 Cavacos

Na Figura 4.14 são apresentadas as imagens de MEV dos cavacos, indicado por setas, para condições específicas, nota-se que em todos os casos não há homogeneidade em relação aos cavacos, tendo assim, formatos aleatórios. Esse fato foi observado também por Bukvic (2011) na macrousinagem a verde da alumina A1000-SG (mesmo material desta dissertação), porém com condições de fabricação dos corpos de prova e dimensões dos cavacos distintas. Bukvic empregou, poliacrilato de amônia (PVA) e 120 MPa de pressão de compactação uniaxial de simples ação.

Na formação dos cavacos para condições com velocidades de corte inferiores, constatou-se principalmente a presença de aglomerados, que se formaram devido às fraturas intraaglomerados, tais fatos podem ser visualizados na Fig. 4.14. Já para velocidades superiores, observou-se a predominância de cavacos com bandas de cisalhamento, apresentando pequenas lamelas (Fig. 4.15). Uma hipótese para esse acontecimento é que nessas situações as temperaturas nas regiões de cisalhamento são maiores, o que tende a tornar o ligante mais plástico, ou menos viscoso, justificando a formação dos cavacos com bandas de cisalhamento. Nessa situação, possivelmente há um corte adiabático com a predominância de fratura interaglomerada.

O cenário apresentado está em consonância com o destacamento de borda, ou seja, para se obter melhor qualidade superficial, no que se diz respeito ao destacamento de borda, necessita-se da remoção de material se dar principalmente por fraturas interaglomerados, fato esse observado para condições com velocidades de corte elevadas.

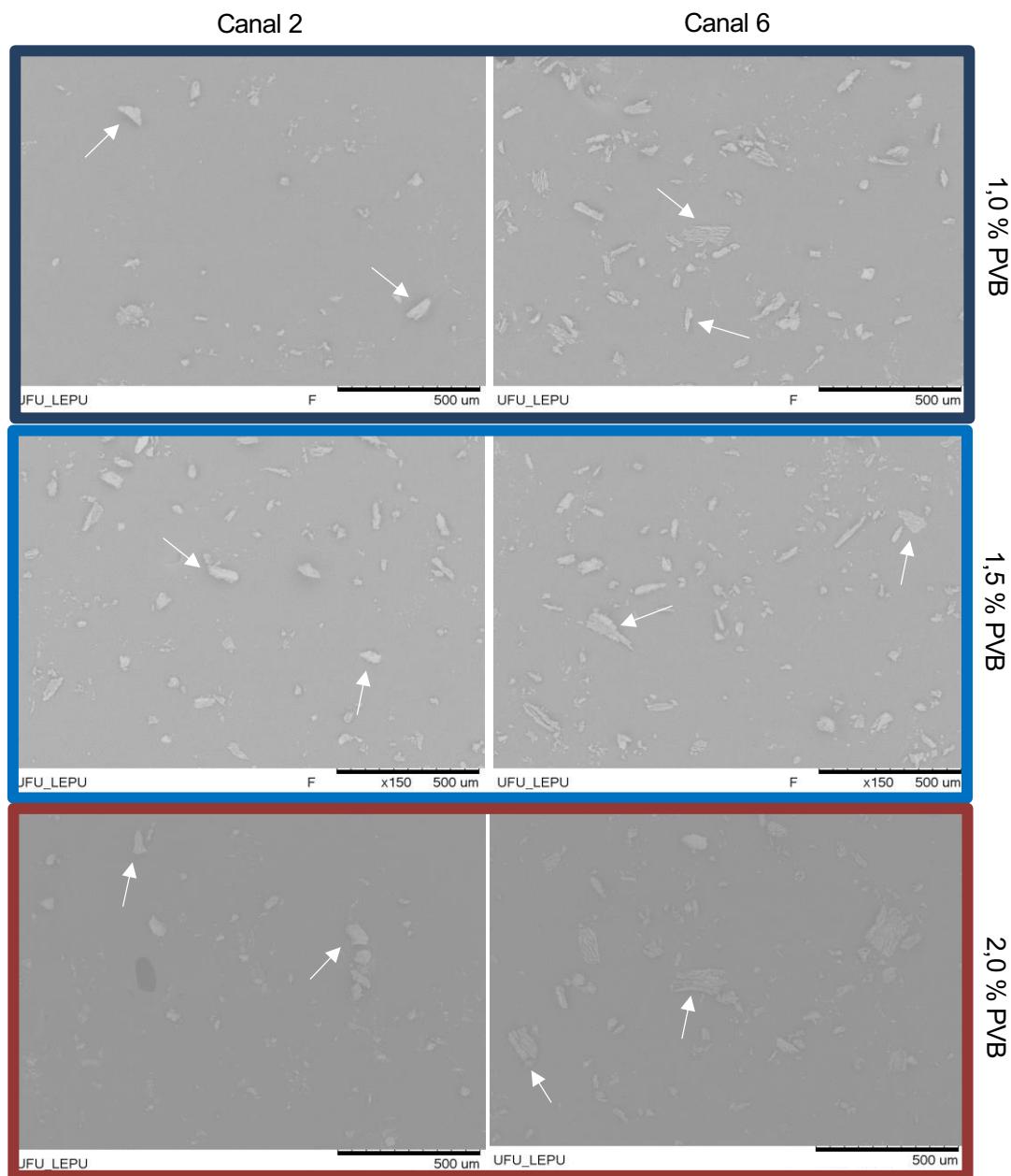


Figura 4.14. Cavacos observados na usinagem de microcanais em peças de alumina A1000-SG prensadas uniaxialmente a 100 MPa, para diferentes condições de usinagem e porcentagem de ligante.

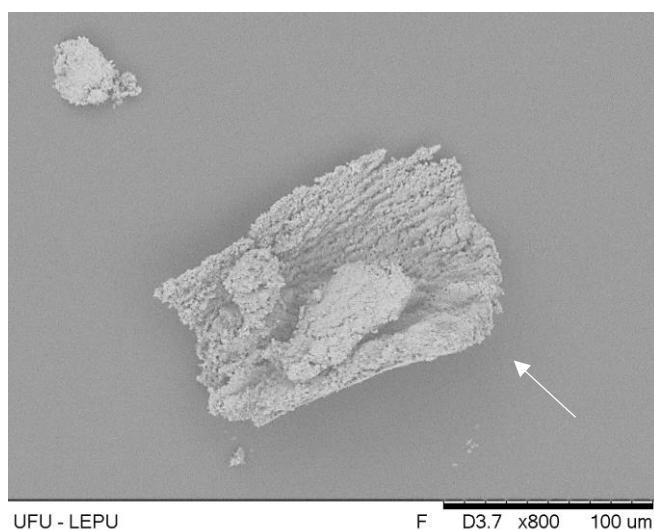


Figura 4.15. Cavaco curto com presença de bandas de cisalhamento distinguindo lamelas, para a condição: $vc = 50,26 \text{ m/min}$, $ap = 150 \mu\text{m}$ e $fz = 30 \mu\text{m/dente}$.

Ao analisar os cavacos para peças prensadas a 200 MPa (Fig. 4.16), observou-se o mesmo comportamento para remoção de material para peças prensadas a 100 MPa, ou seja, para condições com baixas velocidades de corte a predominância é por fraturas intraaglomerados, já para velocidades elevadas a preponderância é por fraturas interaglomerados. Alguns cavacos na Fig. 4.16 estão indicados por setas, na Fig. 4.16e e 4.16f os poros observados são decorrentes da fita adesiva de carbono empregada na análise por MEV.

Outro parâmetro que influenciou na formação dos cavacos foi a porcentagem de ligante nas peças. Observou-se que ao aumentar a quantidade desse componente, as ligações entre as partículas são mais fortes e consequentemente os cavacos tendem a ser maiores, ocorrendo essa apresentada na Fig. 4.14 e Fig. 4.16.

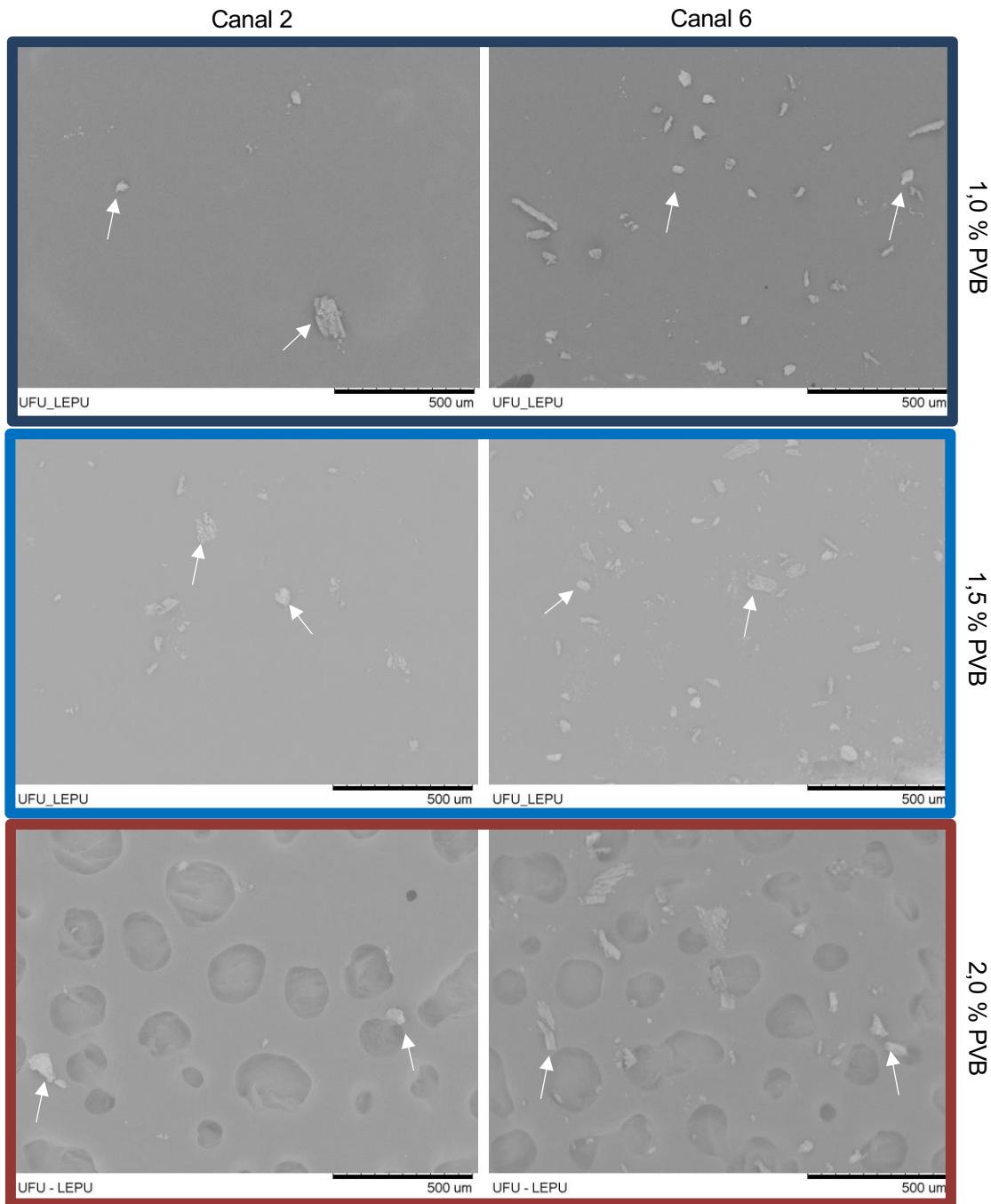


Figura 4.16. Cavacos observados na usinagem de microcanais em peças de alumina A1000-SG prensadas isostaticamente a 200 MPa, para diferentes condições de usinagem e porcentagem de ligante.

4.2.2.4 Rugosidade dos canais

Duas medições da topografia dos microcanais são exemplificadas na Fig. 4.17, de condição opostas em relação ao destacamento de borda, constata-se que há a presença de marcas típicas do fresamento no fundo do canal, tal como encontradas na usinagem de metais. Há, portanto, deformação plástica reminiscente da cinemática associada à interação

das duas arestas secundárias de corte na superfície usinada do fundo do canal. O Apêndice B apresenta as demais topografias obtidas por interferometria.

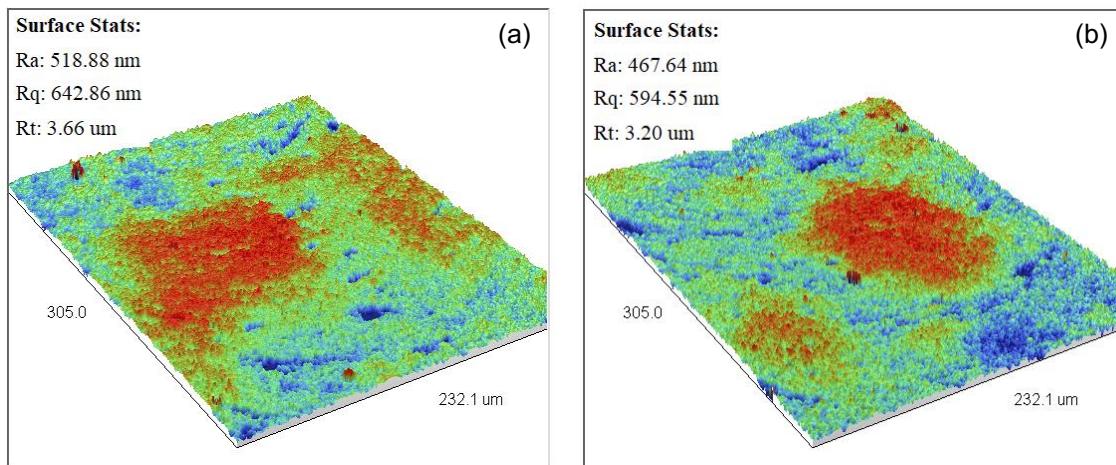


Figura 4.17. Topografia do microcanais usinado com: (a) $vc = 25,13\text{ m/min}$, $ap = 150\text{ }\mu\text{m}$ e $fz = 30\text{ }\mu\text{m/dente}$ e prensada uniaxialmente a 100 MPa com $1,0\text{ \%}$ de ligante PVB, e (b) $vc = 50,26\text{ m/min}$, $ap = 150\text{ }\mu\text{m}$ e $fz = 15\text{ }\mu\text{m/dente}$, prensada isostaticamente a 200 MPa com $2,0\text{ \%}$ de ligante PVB, da alumina A1000-SG.

Nos gráficos das Fig. 4.18 e Fig. 4.19, foram plotados os valores da rugosidade Ra para as peças verdes compactadas uniaxialmente a 100 MPa e sinterizadas, respectivamente. Observou-se que não houve diferença significativa nos valores da rugosidade, no que se diz respeito à quantidade de ligante na peça. Compreende-se também, que a rugosidade não sofreu influência considerável após a sinterização, para as peças prensadas a 100 MPa , a redução desse parâmetro foi de aproximadamente $8,99\text{ \%}$ após a sinterização. A rugosidade é, portanto, um parâmetro limitado pelo processo, independente das condições, os valores tendem a serem similares.

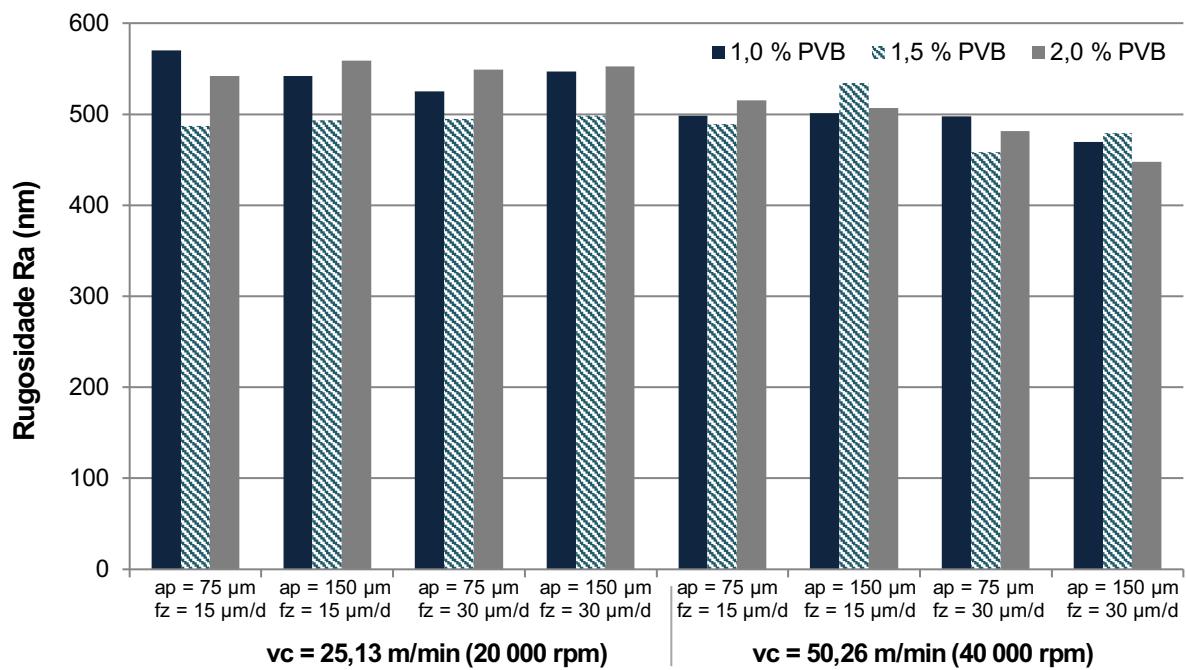


Figura 4.18. Rugosidade Ra dos microcanais a verde para peças prensadas uniaxialmente a 100 MPa com diferentes porcentagens de ligante PVB e condições de usinagem.

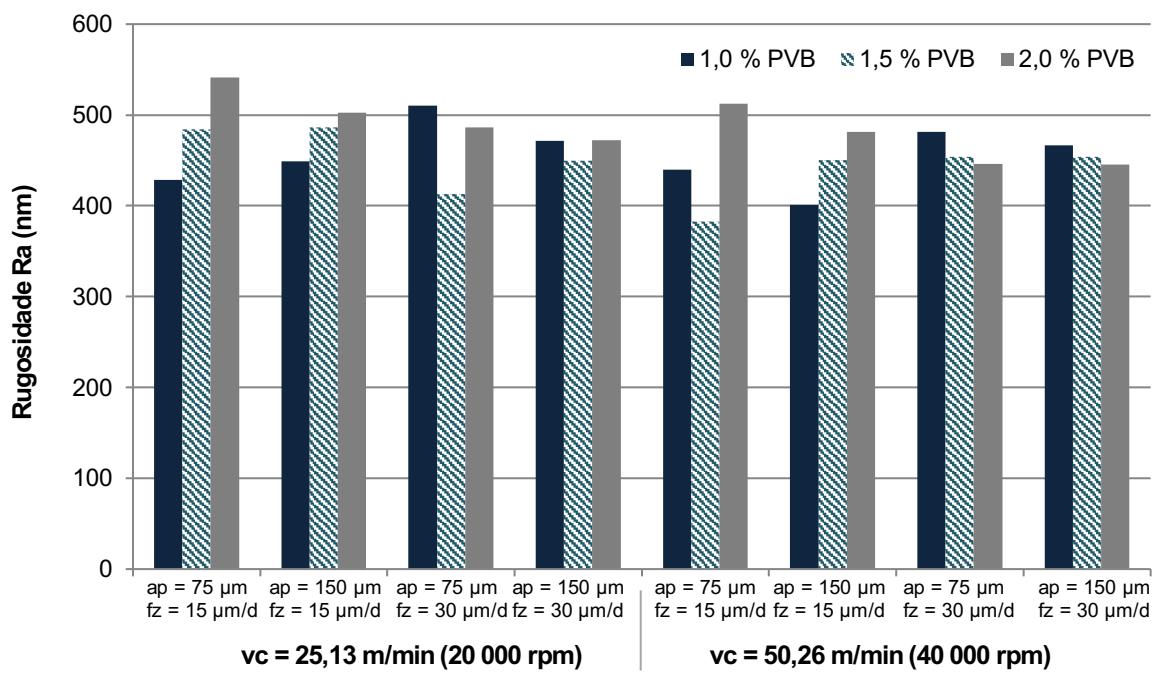


Figura 4.19. Rugosidade Ra dos microcanais sinterizados para peças prensadas uniaxialmente a 100 MPa com diferentes porcentagens de ligante PVB e condições de usinagem.

Já os gráficos das Fig. 4.20 e Fig. 4.21, foram plotados os valores da rugosidade para as peças verdes e sinterizadas compactadas a 200 MPa, respectivamente. Assim como para peças prensadas a 100 MPa, não há diferença significativa nos valores da rugosidade, no que se diz respeito a quantidade de ligante na peça. Para esse caso, a rugosidade foi influenciada pela sinterização, a redução desse parâmetro foi de aproximadamente 17,72 %, após a sinterização. Percebe-se que a rugosidade possui valores próximos aos obtidos para peças prensadas a 100 MPa, nesse caso também pode-se compreender que esse parâmetro é limitado pelo processo.

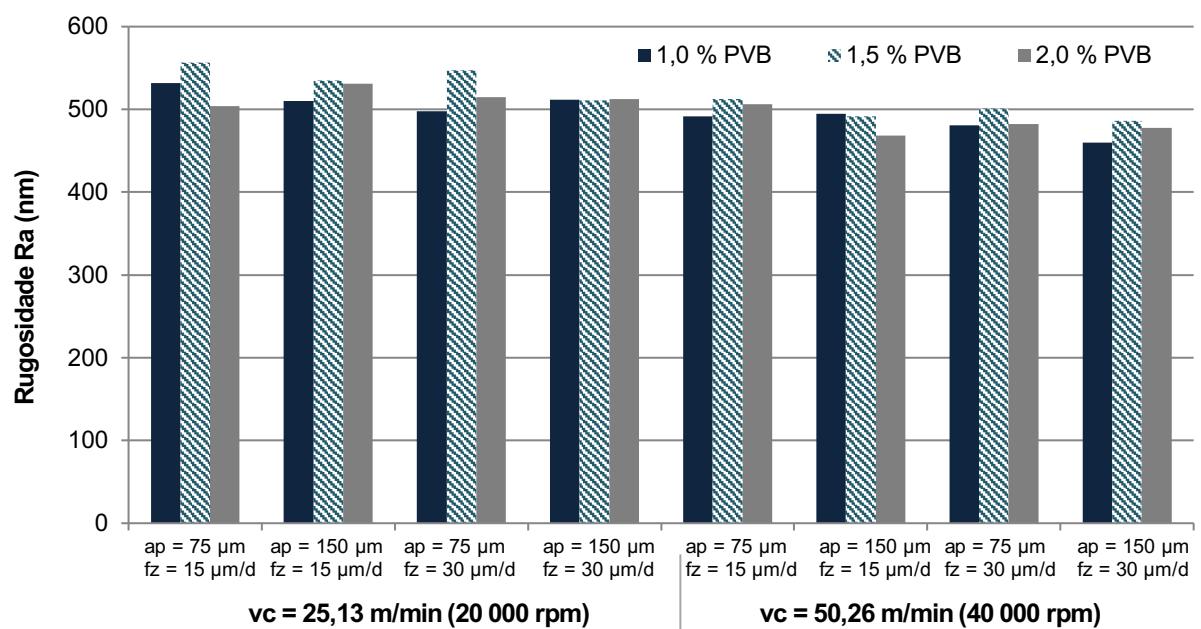


Figura 4.20. Rugosidade Ra dos microcanais a verde para peças prensadas isostaticamente a 200 MPa com diferentes porcentagens de ligante PVB e condições de usinagem.

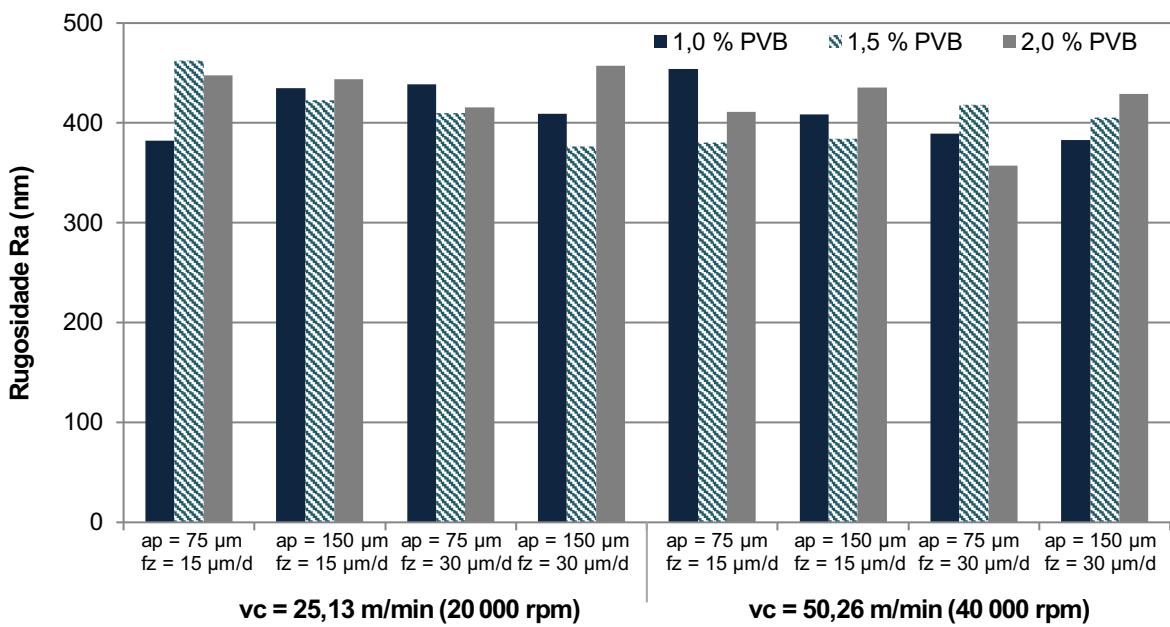


Figura 4.21. Rugosidade Ra dos microcanais sinterizados para peças prensadas isostaticamente a 200 MPa com diferentes porcentagens de ligante PVB e condições de usinagem.

4.2.2.5 Análise de contração dos microcanais

Em todas as peças analisadas foi observada a contração dimensional. A contração ocorre após a sinterização devido ao fenômeno de densificação e eliminação da porosidade. Observa-se para condições nas quais a profundidade de corte foi 150 µm, as contrações volumétricas, independente das condições da peça, foram inferiores as observadas para profundidades de 75 µm. Assim como foi observado por Bukvic (2011), a remoção de uma camada maior de material, reduz os gradientes de densidade gerados na etapa de compactação e consequentemente observa-se menores distorções, tal como representados. Os gráficos das Fig. 4.22 e Fig. 4.23 ilustram tal acontecimento.

A diferença de distorção para os casos entre 150 µm e 75 µm são significantes, conclui-se que esse valor geralmente é superior a 50 % e há a possibilidade de chegar até aproximadamente 90 %, que é o caso das peças prensadas a 200 MPa com 1,5 % de PVB. Tais fatos foram comparados com os microcanais realizados a verde e sinterizados.

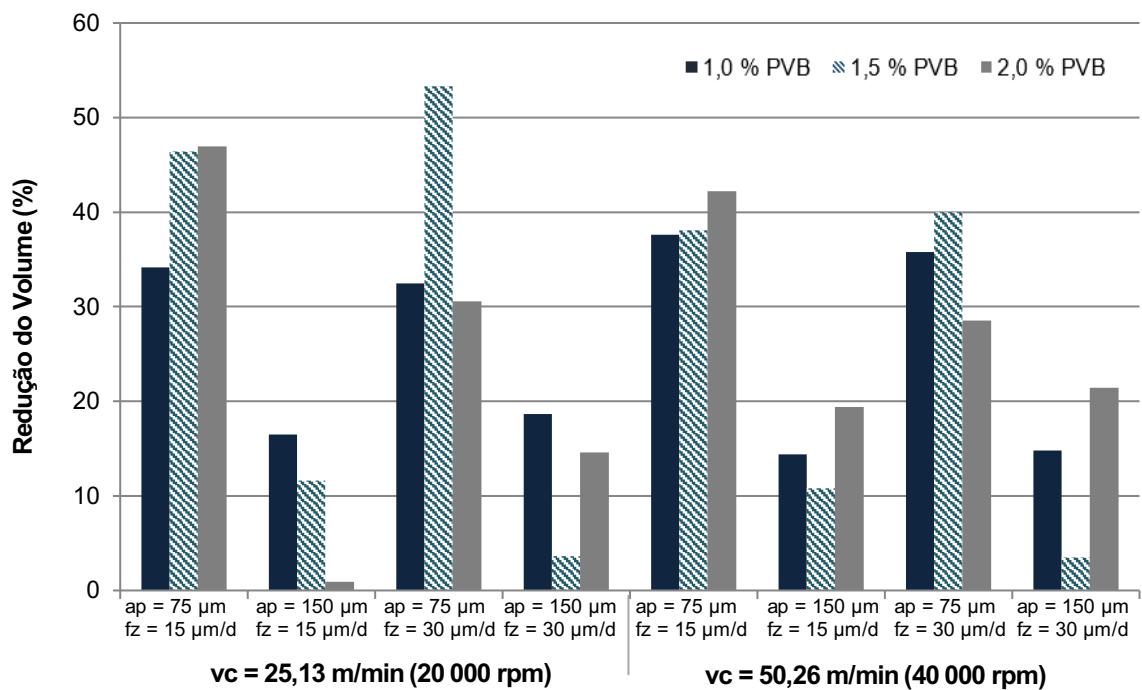


Figura 4.22. Redução volumétrica para peças de alumina A1000-SG prensadas a 100 MPa.

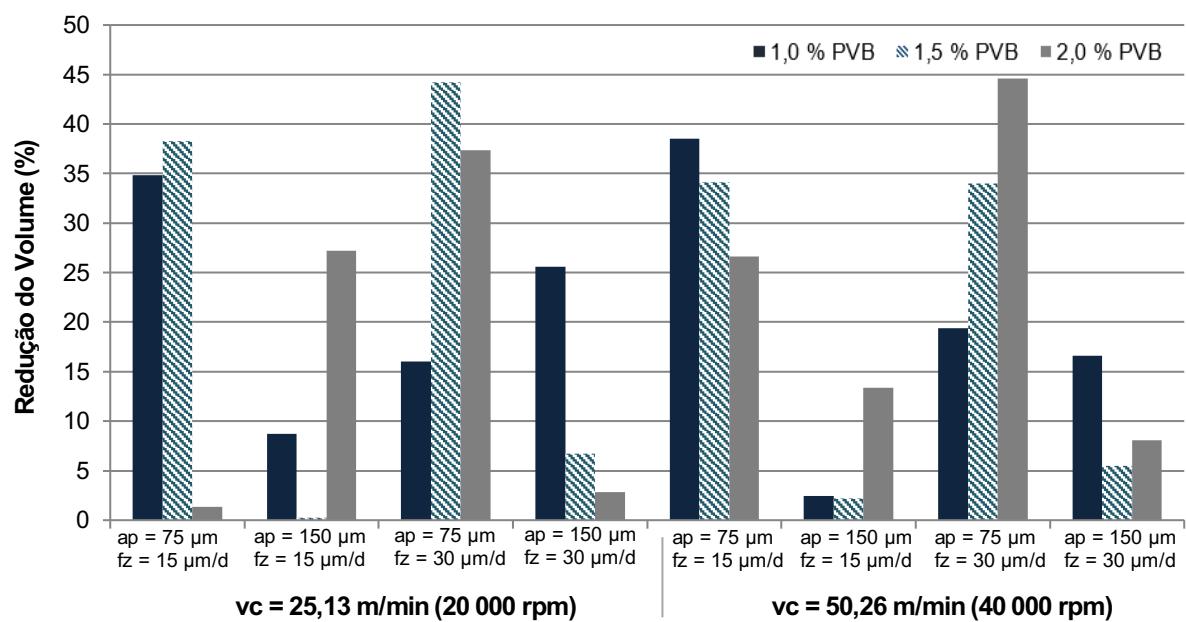


Figura 4.23. Redução volumétrica para peças de alumina A1000-SG prensadas a 200 MPa.

4.2.2.6 Desgaste da microferramenta

De acordo com Onler *et al.* (2019), na microusinagem a verde de alumina o desgaste da ferramenta não é significante. O desgaste acumulado da ferramenta em função do comprimento usinado está representado na Fig. 4.24, sabe-se que a cada 40 mm a condição da peça se altera, variando a porcentagem de ligante (1 % de PVB, 1,5 % de PVB e 2 % de PVB) e até o comprimento de 120 mm as peças foram prensadas uniaxialmente a 100 MPa, e após esse valor as peças usinadas foram prensadas a 200 MPa. O desgaste observado para os experimentos não se mostrou significativo, ou seja, a microfresa foi capaz de usinar 240 mm sem sofrer danos severos e a forma do gráfico da Fig. 4.24 se assemelha aos obtidos para microusinagem de materiais metálicos.

No gráfico da Fig. 4.24 é possível visualizar três regiões, a primeira onde o desgaste é acelerado em razão da ferramenta se adequar ao sistema tribológico, a segunda, a qual a taxa de desgaste da ferramenta reduz em função da microfresa estar adaptada ao processo e aos mecanismos de desgastes, e a terceira tem-se uma elevada taxa de desgaste. Tais regiões são características tanto na macrousinagem e na microusinagem (MACHADO *et al.*, 2011; SANTOS, DA SILVA, JACKSON, 2018; GOMES, 2019).

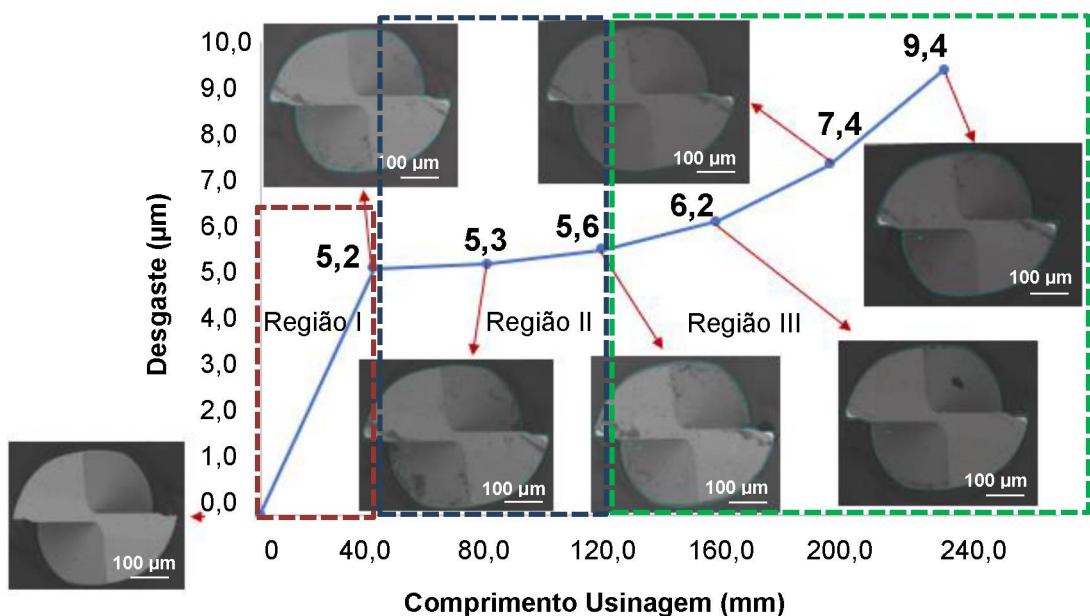


Figura 4.24. Curva de desgaste acumulado da microfresa de metal duro com revestimento de (Al,Ti)N fabricada pela *Mitsubishi Materials*, modelo MS2SS.

Tipicamente, ferramentas de metal duro apresentam desgaste abrasivo nas superfícies de folga na macrousinagem de alumina (BUKVIC *et al.*, 2012; SANCHEZ *et al.*, 2018; ONLER *et al.*, 2019). Mesmo sendo as partículas de alumina duras, a microusinagem

a verde foi capaz de remover material com facilidade em todas as condições testadas devido à menor resistência mecânica do ligante PVB, responsável por aglutinar com ligações químicas fracas as partículas cerâmicas que dão forma ao compactado verde por meio da ação da prensagem uniaxial e ou isostática. A resistência mecânica à flexão a verde da alumina está na faixa de 7,8 MPa contra 342,6 MPa da sinterizada (BUKVIC, 2015).

CAPÍTULO V

CONCLUSÕES

A partir dos ensaios e análises realizados, conclui-se objetivamente:

No que se refere aos destacamentos de bordas e aos cavacos:

- i. Situações nas quais as velocidades de corte são elevadas, a remoção de material é predominante por fraturas interaglomerada e o destacamento de borda é menor.
- ii. O lado concordante tende a ter maior destacamento de borda ao se comparar com o lado discordante de corte.
- iii. Os cavacos obtidos por fraturas interaglomerada possuem bandas de cisalhamento bem definidas e pequenas lamelas podem ser identificadas.
- iv. O parâmetro com maior influência para os destacamentos de borda é a velocidade de corte. Quanto maior a velocidade, menor o destacamento.
- v. Em nenhuma ocasião foi observada a presença de trincas a verde ou delaminação nas peças.

No que se refere a rugosidade dos canais:

- i. A pressão de compactação não é um parâmetro que influencia significativamente a rugosidade no microfresamento a verde da alumina.
- ii. Foram observadas marcas típicas do fresamento no fundo dos canais.
- iii. A redução da rugosidade Ra após a sinterização foi de aproximadamente 8,99 %, para peças prensadas uniaxialmente a 100 MPa e 17,72 % para peças prensadas isostaticamente a 200 MPa.
- iv. Os parâmetros de corte não tiveram influência significativa nos valores da rugosidade Ra.
- v. Os valores de rugosidade Ra para as peças prensadas a 100 MPa e 200 MPa foram similares, seja antes ou após a sinterização.

No que se refere à contração volumétrica dos canais:

- i. As diferenças de contrações volumétricas entre os microcanais de 150 µm e 75 µm, geralmente são maiores que 50 %, podendo chegar até aproximadamente 90 %.

No que se refere à caracterização das cerâmicas:

- i. Ao aumentar a quantidade de ligante, tendem a serem formados aglomerados cerâmicos de maior massa.
- ii. As peças sinterizadas não apresentam aglomerados, mas estrutura policristalina com a presença de grãos.

No que se refere ao desgaste da microferramenta:

- i. O gráfico de desgaste da microfresa segue um comportamento muito parecido com a macrousinagem, sendo possível a visualização de três regiões bem definidas com diferentes taxas de desgastes.
- ii. A microfresa foi capaz de usinar 240 mm de comprimento de corte em diferentes condições, com um desgaste máximo de 9,4 µm, valor compreendido como sendo de baixo desgaste ao se comparar com a microusinagem de metais.

Sugestões para trabalhos futuros

As sugestões para que trabalhos futuros possam aprofundar no estudo e complementar os resultados obtidos nesta pesquisa são:

- i. Avaliar a influência do revestimento e geometria da ferramenta durante os ensaios de microusinagem da alumina;
- ii. Analisar a evolução da temperatura durante os ensaios para avaliar o comportamento do ligante durante o processo de microusinagem.
- iii. Avaliar a microusinagem de uma peça de alumina sinterizada (*hard ceramic machining*) e compará-la com o encadeamento de processos: microusinagem a verde (*green ceramic machining*) e sinterização.
- iv. Avaliar os custos envolvidos no processo de microusinagem a verde e comparar com o processo convencional.
- v. Analisar o destacamento de borda com velocidades de corte maiores.

- vi. Correlacionar a camada de material removida nas peças verdes, com a contração volumétrica observada após a sinterização.
- vii. Avaliar o uso de DLC (*Diamond-Like Carbon*) como revestimento de fresas de metal duro.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABC, **Associação Brasileira de Cerâmica**. 2016. Disponível em: www.abceram.org.br. Acesso em: maio de 2018.

ALBARO, J.L.A. A operação de prensagem: considerações técnicas e sua aplicação industrial. Parte V: o preenchimento da cavidade do molde. **Cerâmica industrial**, v. 5, 2000.

ARAMCHAROEN, A., MATIVENGA, P. T. *Size effect and tool geometry in micromilling of tool steel*. **Precision Engineering**, Philadelphia, v. 4, pg. 402-407, 2009. <https://doi.org/10.1016/j.precisioneng.2008.11.002>

ARAMCHAROEN, A., MATIVENGA, P. T., YANG, S., COOKE, K. E.; TEER, D. G., *Evaluation and selection of hard coatings for micro milling of hardened tool steel*, **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v.14, pg. 1578-1584, 2008. <https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2008.05.011>

ARGAWAL, S., RAO, P. V. *Experimental investigation of surface/subsurface damage formation and material removal mechanisms in SiC grinding*. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 48, n.6, pg. 698-710, 2008. <https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2007.10.013>

BAHARUDIN, H. T., DIMOU, N., HON, K. K. B. *Tool Wear Behaviour of Micro-Tools in High Speed CNC Machining*, **Proceedings of the 34th International MATADOR Conference**, 2004. https://doi.org/10.1007/978-1-4471-0647-0_17

BENCOE, D.N.; DIANTONIO, C.B.; EWSUK, K.G. *Density gradient evolution in alumina powder compacts during sintering*. Albuquerque: Sandia National Laboratories, 2008.

BISSACCO, G., HANSEN, H. N., DE CHIFFRE, L., *Micromilling on hardened tool steel for mould making applications*. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 55, n. 2, pg. 745-768, 2005. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2005.05.029>

- BOCH, P., NIÈPCE, J.C. *Ceramic Materials: Process, Properties and Applications*, 2007.
- BRINKSMEIER, E.; MUTLUGÜNES, Y.; KLOCKE, F.; AURICH, J.C.; SHORE, P.; OHMORI, H. Ultra-precision grinding. In: CIRP, 59, 2010. *Annals of the CIRP - Manufacturing Technology*, pg. 652-671, 2010. DOI: 10.1016/j.cirp.2010.05.001
- BROOK, R. J. *Concise Encyclopedia of Advanced Ceramic Materials*. Cambridge: The MIT Press. pg.1-8, 1990.
- BUKVIC, G. Usinagem a verde voltada à melhoria da distorção e acabamento superficial de cerâmicas sinterizadas. 88f. Dissertação (Mestrado) – Faculdade de Engenharia de Bauru, Universidade Estadual Paulista, Bauru, 2011.
- BUKVIC, G., SANCHEZ, L. E. A., FORTULAN, C. A., FIOCCHI, A. A., MARINESCU, I. D. *Green Machining oriented to diminish density gradient for minimization of distortion in advanced ceramics. Machining Science and Technology: An International Journal*, v. 16, n.2, pg. 228-246, 2012. <https://doi.org/10.1080/10910344.2012.673968>
- CALLISTER, W. D. *Fundamentals of Materials Science and Engineering: An Interactive e Text*. Jhon Wiley & Sons, Inc, 2000.
- CÂMARA, M. A., RUBIO, J. C. C., ABRÃO, A. M., DAVIM, J. P. *State of the art on micromilling of materials, a review. Journal of Materials Science & Technology*, v. 28, n. 8, pg. 673-685, 2012. [https://doi.org/10.1016/S1005-0302\(12\)60115-7](https://doi.org/10.1016/S1005-0302(12)60115-7)
- CARVALHO, R. C., FORTULAN, C.A. Projeto de um minimoinho vibratório auxiliado por técnicas de metodologia de projeto, LTC- Laboratório de Tribologia e Compósitos- SEM-EESC- USP, 2006.
- CHAE, J., PARK, S. S., FREIHEIT, T. *Investigation of micro-cutting operations. International Journal of Machine Tools e Manufacture*, v. 46, pg. 313-332, 2006. <https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2005.05.015>
- CHEN, J. B., FANG, Q. H., WANG, C. C., DU, J. K., LIU, K. *Theoretical study on brittle-ductile transition behavior in elliptical ultrasonic assisted grinding of hard brittle materials*.

Precision Engineering, v. 46, pg.104-117, 2016.

<https://doi.org/10.1016/j.precisioneng.2016.04.005>

CHENG, K. HUO, D. Micro-cutting: Fundamentals and Applications. Editora Wiley, 366p.,2013. ISBN: 978-0-470-97287-8

CHINN, R., KATE, K. H., ATRE, S. V., ONLER, R., OZDONGALAR, O. B. *Green Micro-Machining and Sintering of Injection Molded Silicon Carbide*, **PowderMet**, San Diego, n.59, 2015.

DADHICH, P. SRIVAS, P.K., MOHANTY, S., DHARA, S. *Microfabrication of green ceramics: Contact vs. Non-contact machining*. **Journal of the European Ceramic Society**, v.25, pg. 3909-3916, 2015. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2015.06.025>

DEFONTAINES, M.; JORAND, Y.; GONON, M.; FANTOZZI, G. *Characterisation of the green machinability of AlN powder compacts*. **Journal of the European Ceramic Society**, v. 25, pg. 781-791, 2005. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2004.03.006>

DHARA, S.; SU, B. *Green machining to net shape alumina ceramics prepared using different processing routes*. **International Journal of Applied Ceramic Technology**, v. 2, pg. 262-270, 2005. <https://doi.org/10.1111/j.1744-7402.2005.02021.x>

DINIZ, A., MARCONDES, F., COPPINI, N. Tecnologia da Usinagem dos Materiais, 8^a ed., São Paulo: Artliber, 2013.

DORNFELD, D., MIN, S., TAKEUCHI, Y. *Recent advances in mechanical micromachining*. **CIRP Annals – Manufacturing Technology**, v. 55, n. 2, 2006. doi.org/10.1016/j.cirp.2006.10.006

EL- WARDANY, T., BARTH, R., HOLOWCZACK, J., TREDWAY, W., CHEN, L. J. *Optimum process parameters to produce green ceramic complex parts*. **CIRP Annals- Machining Technology**, v. 58, pg. 109-112, 2009. doi.org/10.1016/j.cirp.2009.03.105

EVANS, J. R. G. *Seventy ways to make ceramic*. **Journal of the European Ceramic Society**, v. 28, n. 7, pg. 1421-1432, 2008. doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2007.12.015

FANG, Z.Z. **Sintering of advanced materials: Fundamentals and processes**, woodhead publishing, 2010.

FANTOZZI, G.; ROUBY, D.; CHEVALIER, J.; REYNAUD, P. *Advanced ceramic materials: summary of possible applications. Materials: Science and Engineering*, 2001.

FILIZ, S., CONLEY, C. M., WASSERMAN, M. B., OZDOGANLAR, O. B. *An experimental investigation of micro-machinability of copper 101 using tungsten carbide micro-endmills. International Journal of Machine Tools and Manufacture*, v. 47, pg. 1088- 1100, 2007. <https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2006.09.024>

FIOCCHI, A. A. Ciência e tecnologia da manufatura de ultraprecisão de cerâmicas avançadas: Lapidorretificação Ud de superfícies planas de zircônia tetragonal policristalina estabilizada com ítria, 327f. Tese de doutorado – Universidade de São Paulo- Escola de Engenharia de São Carlos (EESC), 2014.

FIOCCHI, A. A., FORTULAN, C. S., SANCHEZ, L. E A., *Ultra-precision face grinding with constant pressure, lapping kinematics, and SIC grind wheels dressed with overlap fator, International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, v. 79, pg. 1531-1543, 2015. <https://doi.org/10.1007/s00170-015-6933-5>

FIOCCHI, A. A., SANCHEZ, L. E. A., LISBOA-FILHO, P. N., FORTULAN, C. A. *The ultra-precision Ud- lap grinding of flat advanced ceramics, Journal of Materials Processing Technology*, v. 231, pg. 336-356, 2016. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2015.10.003>

FUJITA, H., BIANCHI, E. C., DE AGUIAR, P. R., SANCHEZ, L. E., DA SILVA JR, C. E. Contribuição ao estudo de retificação abrasiva de materiais cerâmicos. **Cerâmica**, vol. 52, n. 324, 2006.

GERMAN, R.M. *Theory of Thermal Debinding. International Journal of Powder Metallurgy*, v.23, n.4, pg. 237-245, 1987.

GONÇALVES JÚNIOR, M., SANCHEZ, L. E. A., INGRACI NETO, R. R., FORTULAN, C. A., BUKVIC, G., FOSCHINI, C. R. *Analysis of surface finish and cutting force in turning of green alumina. Revista Matéria*, Rio de Janeiro, 2015. <http://dx.doi.org/10.1590/S1517-707620150002.0048>

GOMES, M. C. Estudo experimental do microfresamento do aço AISI 316L. Dissertação (Mestrado), Universidade Federal de Uberlândia - UFU, Uberlândia, 2019.

GRZESIK, W. *Advanced Machining Processes of Metallic Materials*, 2^a ed., Elsevier, 608 pg., 2017.

GUO B., ZHAO, Q. L. *Wheel normal grinding of hard and brittle materials*. **International Journal Advanced Manufacture Technology**, vol. 79, pg. 873-880, 2015.
<https://doi.org/10.1007/s00170-015-6850-7>

JACKSON, M. J. *Microfabrication and Nanomanufacturing*. 1^a ed. **Weste Lafayette: CRC Press**, 387 pg., 2006. Doi:10.1007/b136902

JAFFE, H. W. *Introduction to Crystal Chemistry*, Cambridge: Cambridge University Press, 1988.

JAHANMIR, S. *Surface Integrity in Ultrahigh Speed Micromachining*, **Procedia Engineering**, pg. 156-161, 2011. Doi: 10.1016/j.proeng.2011.11.095

JANASOVITS, U.; GROTHE, A.; POHLMANN, H. J.; LANG, G. *Improvement of green machining process of Si3N4*. **Ber. Deutsche Keramische Gesellschaft**, pg.24-28, 1999.

JANSSEN, R.; SCHEPPOKAT, S.; CLAUSSEN, N. *Tailor-made ceramic-based componentes Advantages by reactive processing and advance shaping techniques*. **Journal of the European Ceramic Society**, v. 28, pg. 1369-1379, 2008.
<https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2007.12.022>

JAYANTI, S., MAVULETI, K., BECKER, B., ERICKSON, E., WADELL, J., MARUSICH, T. D., USUI, S., MARUSICH, K. *Modeling of Cutting Forces and Cycle Times for Micromachined Components*. **5th CIRP Conference on High Permanence Cutting 2012**, pg. 138-143, 2012.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.procir.2012.04.023>

KAMBOJ, R. K., DHARA, S., BHARGAVA, P. *Machining behaviour of green gelcast ceramics*. **Journal of the European Ceramic Society**, v. 23, pg. 1005-1011, 2003.
[https://doi.org/10.1016/S0955-2219\(02\)00265-0](https://doi.org/10.1016/S0955-2219(02)00265-0)

KANG, S.I. *Sintering: densification, grain growth & microstructure.* v.1, Elsevier Butterworth-Heinemann, 2005. <https://doi.org/10.1016/B978-0-7506-6385-4.X5000-6>

KATE, K., GUO, A., ONBATTUVELLI, V. P., CHINN, R., ONLER, R., OZDOGANLAR, B., ATRE, S. *Micro-manufacturing of ceramics by combining powder injection molding and green micromachining.* Conference AMPM, 2014.

KERN MICRO & FEINWERKTECHNIK. Micro-product samples. Disponível em: www.kern-microtechnic.com. Acesso em: 26 de maio de 2018.

KING, G. A. *Ceramic technology and processing.* Noyes Publication: William Andrew Publishing, Norwich, New York, 528 pg., 2002.

KOH, Y.; HALLORAN, J. W. *Green machining of a thermoplastic ceramicethylene ethyl acrylate/isobutyl methacrylate compound.* **Journal of the American Ceramic Society**, v. 87, n. 8, pg. 1575-1577, 2004. <https://doi.org/10.1111/j.1551-2916.2004.01575.x>

KONIG, W.; WAGEMANN, A. *Machining of ceramic components: process-technological potentials.* **Proceedings of the International Conference on Machining of Advanced Materials.** U.S. Gaithersberg, NIST Special Publication1993, v. 847, pg. 3-16, 1993. <https://doi.org/10.1111/j.1551-2916.2004.01575.x>

KO, S.L.; DORNFELD, D.A., 1996. Alalysis of Fracture in burr Formation at the Exit Stage of Metal Cutting. **Journal of Materials Processing Technology.** v. 58, pg. 189-200.

LEE, D. G., LEE, H.G., KIM, P. J., BANG, K. G. *Micro-drilling of alumina green bodies with diamond grit abrasive micro-drills.* **International Journal of Machine Tools & Manufacture,** v. 43, pg. 551-558, 2003. Doi:10.1016/S0890-6955(03)00021-X

LI, J. J., WU, T., YU, Z. Y. M., et al., *Micro machining of pre-sintered ceramic green body,* **Journal of Materials Processing Technology,** v. 212, pg. 571-579, 2012. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2011.10.030>

LI, J., WU, T., ZHANG, L. *A Method of Machining Micro Hole and Micro Cavity Ceramics.* **Mechanics and Materials**, v.130-134, pg.923-926, 2012. Doi: 10.4028/www.scientific.net/AMM.130-134.923

LIU, K., MELKOTE, S. N., *Finite element analysis of the influence of tool edge radius on size effect in orthogonal micro-cutting process.* **International Journal of Mechanical Sciences**, v. 49, pg. 650-660, 2007. <https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2006.09.012>

LIU, X.; DEVOR, R. E.; KAPOOR, S. G.; EHMANN, K. F., *The mechanics of machining at the microscale: assessment of the current state of the science,* **Journal of Manufacturing Science and Engineering**, pg. 666–678, 2004. Doi:10.1115/1.1813469

LU, P. K., LANNUTTI, J. J. *Density gradients and sintered dimensional tolerance in compacts formed from spray-dried alumina.* **Journal of the American Ceramic Society**, v. 83, n. 6, pg. 1393- 1398, 2000. <https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.2000.tb01399.x>

MACHADO, A. R.; SILVA, M. B.; COELHO, R.T.; ABRÃO, A.M. **Teoria da Usinagem dos Materiais.** 2a edição. São Paulo: Blucher, 2011.

MAIER, H. R.; MICHAELI, N. *Green machining of alumina.* **Key Engineering Materials**, v. 132-136, pg. 436-439, 1997. Doi: 10.4028/www.scientific.net/KEM.132-136.436

MALKING, S.; HWANG, T. W. *Grinding mechanism for ceramic,* **Annals CIRP-Manufacturing Technology**, pg. 569-580, 1996. [https://doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)60511-3](https://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)60511-3)

MAMALIS, A. G., KUNDRAK, J., GYANI, K., HORVATH, M. *On the Precision Grinding of Advanced Ceramics.* **The international Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v.20, pg. 255-258, 2002. <https://doi.org/10.1007/s001700200150>

MARINESCU, I. D. *Handbook of advanced ceramics machining.* Taylor & Francis Group, LLC. New York, 2006.

MASUZAWA, T. *State of the art of micromachining.* **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, v. 49, p. 473-488, 2000. [https://doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)63451-9](https://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)63451-9)

MASUZAWA, T.; TÖNSHOFF, H.K. *Three-dimensional micromachining by machine tools.* *CIRP Annals-Manufacturing Technology*, v. 46, p. 621-628, 1997.
[https://doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)60882-8](https://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)60882-8)

MATWEB, *Online Materials Information Resource*, 2019. Disponível em: www.matweb.com. Acesso em: fevereiro de 2019.

NAVARRO, L.C.R. Estudo da sinterização reativa da mulita e mulita/alumina em forno de micro-ondas. 141f. Dissertação (Mestrado), Universidade Federal de São Carlos - UFSCar, São Carlos, 2006.

NG, C. K.; MELKOTE, S.N.; RAHMAN, M.; KUMAR, A.S. *Experimental study of micro and nano-scale cutting of aluminum 7075-T6*, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, v.46, pg. 929-936, 2006. <https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2005.08.004>

NG, H.S., HULL, J. B., HENSHALL, J.L. *Machining of novel alumina/cyanoacrylate green ceramic compacts*. *Journal of Materials Processing Technology*, pg. 299- 305, 2006.
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2005.04.055>

O' BANNON, LS. *Dictionary of Ceramic Science and Engineering*. Plenum Press, 1984.

OHMORI, H. Ultrafine processing technology continues its evolution, 2011.

OHMORI, H., MARINESCU, I. D., KATAHIRA, K., *Electrolytic In- Process Dressing (ELID) Technologies, Fundamentals and Applications*, Taylor & Francis Group, pg. 241, 2011.

OLIVEIRA, F. B., ALESSANDRO, R. R., REGINALDO T.C., ADRIANO F. S., *Size effect and minimum chip thickness in micromilling*. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, v. 89, pg. 39-54, 2014. <https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2014.11.001>

ONLER, R., KORKMAZ, E., KATE, K., CHINN, R., ATRE, S. V., OZDOGANLAR, B.O. *Green micromachining of ceramics using tungsten carbide micro-endmills*. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 267, pg. 268-279, 2019.
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.12.009>

PRAKASH, J. R. S.; RAHMAN, M.; SENTHIL, A. K.; LIM, S. C. *Effect of Minimal Quantities of Lubricant in Micro Milling*. **10th International Conference on Precision Engineering** (ICPE). p. 309-313, 2011.

QIN, Y. *Micromanufacturing Engineering and Technology*. Second Edition, Copyright, 858p, 2015.

RAHAMAN, M.N. *Ceramic Processing and Sintering, Materials Engineering*. New York: Marcel Dekker, Inc, 2005.

RAHMAN, M., KUMAR, S., PRAKASH, J. R. S. *Micro milling of pure copper*. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 116, pg. 39-43, 2001. [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(01\)00848-2](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(01)00848-2)

REED, J.S. *Principles of Ceramic Processing*. 2.ed. Nova York: John Wiley, 1995.

RHEAUME, J. M.; PISANO, A. P. *Surface micromachining of unfired ceramic sheets, Microsystem Technologies*, v.17, n.1, pg.133-142, 2011. <https://doi.org/10.1007/s00542-010-1171-0>

RICHERSON, D.W. *Modern ceramic engineering, Properties, processing and use in design*. New York: Ed. Marcel Dekker, Inc, 1992.

ROBERT-PERRON, E.; BLAIS, C.; PELLETIER, S. *Tensile properties of sinter hardened powder metallurgy components machined in their green state*. **Powder Metallurgy**, v.52, n.1, pg. 80-83, 2009. <https://doi.org/10.1179/174329007X205055>

ROBERT-PERRON, E.; BLAIS, C.; THOMAS, Y; PELLETIER, S.; DIONNE, M. *An integrated approach to the characterization of powder metallurgy component performance during green machining*. **Materials Science and Engineering**, v. A402, pg. 325-334, 2005. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.05.019>

RODRIGUES, A. R. Estudo da Geometria de Arestas de Corte Aplicadas em Usinagem com Alta Velocidades de Corte. Tese de Doutorado, Universidade de São Paulo, 2005.

RODRIGUES, A. R., JASINEVICIUS, R. G. *Machining scale: Workpiece grain size and surface integrity in micro end milling.* ***Microfabrication and Precision Engineering***, pg. 24-68, 2017. <https://doi.org/10.1016/B978-0-85709-485-8.00002-4>

SANCHEZ, L. E. A., BUKVIC, G., FIOCCHI, A. A., FORTULAN, C. A., *Allowance removal from green pieces as a method for improvement surface quality of advanced ceramics.* ***Journal of Cleaner Production***, v. 186, pg.10-21, 2018. <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2018.03.072>

SANTOS, A.G. Microfresamento de Aço Inoxidável Duplex UNS S32205 com Ferramentas de Metal Duro Revestidas com Nitreto de Titânio. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Uberlândia, 2016.

SATO, T., BESSHII, T., MATSUI, M. *A new near net-shape forming process for alumina.* ***Journal of Materials Processing Technology***, v. 79, n. 1-3, pg. 125-135,1998.

SHAW, M.C. "Metal cutting principles". 2^a ed. New York: Oxford University Press, 2005.

SHEPPARD, L. M. *Green machining: tools and considerations for machining unfired ceramic parts,* ***Ceramic Industry***, v. 149, n.6, p. 65-77, 1999.

TECAN, Moinhos, 2019. Disponível em: www.tecan.com. Acesso em: fevereiro de 2019

SANTOS, A. G.; DA SILVA, M. B.; JACKSON, M. J. *Tungsten carbide micro-tool wear when micro milling UNS S32205 duplex stainless steel.* ***Wear***, v. 414–415, p. 109-117, 2018. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2018.08.007>

SILVA, L.C. Investigação da Usinabilidade do Aço Inoxidável Duplex UNS S32205 no Microfresamento. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Uberlândia, 2017.

Da Silva, L.C. Comportamento da Rebarba no Fresamento de Faceamento do Aço Inoxidável PH 13 8Mo. Tese de Doutorado, Universidade Federal de Uberlândia, 2011.

SIMONEAU, A.; NG, E.; ELBESTAWU, M. A., *Chip formation during microscale cutting of a medium carbon steel,* ***International Journal of Machine Tools and Manufacture***, pg. 467-481, 2006. <https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2005.07.019>

SONG, J. H.; EVANS, J. R. G., *On the machinability of ceramic compacts.* **Journal of the European Ceramic**, pg. 1665-1673, 1997. [https://doi.org/10.1016/S0955-2219\(97\)00041-1](https://doi.org/10.1016/S0955-2219(97)00041-1)

SOUZA, A. D. V., GUALBERTO, A. R. M., SALOMÃO, R., HERNANDES, A. C. *Transparent Y₂O₃ ceramics obtained by rapid sintering in a radio-frequency furnace under dynamic vacuum.* **Cerâmica**, pg. 231-235, 2014.

SUNDH A., SJÖGREN, G. *Fracture resistance of all-ceramic zircônia bridges with differing phase stabilizers and quality of sintering.* **Dent Mater**, pg. 778-784, 2006. <https://doi.org/10.1016/j.dental.2005.11.006>

TANG, D.; LIM, H.; LEE, K.; LEE, C.; CHO, W.. *Evaluation of mechanical reliability of zirconia-toughened alumina composites for dental implants.* **Ceramics International**, v. 38, n. 3, pg. 2429-2436, 2012. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2011.11.009>

TRENT, E. M.; WRIGHT, P. K. **Metal Cutting.** 4th Ed., Butterworth, Boston, USA. 2000, 446p.

TUERSLEY, I. P., JAWAID, A., PASHBY, I. R., Review: *Various methods of machining advanced ceramic materials.* **Journal of Materials Processing Technology**, v. 42, n.4, pg. 377-390, 1994. [https://doi.org/10.1016/0924-0136\(94\)90144-9](https://doi.org/10.1016/0924-0136(94)90144-9)

VENKATESH, V.; SWAIN, N.; SRINIVAS, G.; KUMAR, P.; BARSHILIA, H. C. *Review on the machining characteristics and research prospects of conventional microscale machining operations.* **Materials and Manufacturing Processes**, 2016.

WELLENKAMP, F. Moagens fina e ultrafina de minerais industriais: uma revisão:

CETEM/MCT- (Série Tecnologia Mineral, 75). 56 pg., 1999.

WELLS, A. F. *Structural Inorganic Chemistry*, Oxford University Press, 1984.

WEST, A. R. *Solid State Chemistry and Its Applications*, John Wiley, 1990.

YADAV, S., RAVICHANDRAN, G. *Penetration resistance of laminated ceramic/Polymer structures.* ***International Journal of Impact Engineering***, pg. 557-574, 2003.
[https://doi.org/10.1016/S0734-743X\(02\)00122-7](https://doi.org/10.1016/S0734-743X(02)00122-7)

YAN J. W., SYOJI, K., KURIYAGAWA, T., SUZUKI, H. *Ductile regime turning at large tool feed,* ***Journal of Materials Processing Technology***, vol.121, pg. 363-372, 2002.
[https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(01\)01218-3](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(01)01218-3)

YUN, H. T., HEO, S. H., LEE, M. K., BYUNG-KWON, M., LEE, S. J. *Ploughing detection in micromilling processes using the cutting force signal.* ***International Journal of Machine Tools & Manufacture***, v. 51, pg. 377-382, 2011.
<https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2011.01.003>

ZHANG, D., LI, C., JIA, D., ZHANG, Y. *Investigation into Engineering Ceramics Grinding Mechanism and the influential Factors of the grinding force.* ***International Journal of Control and Automation***, v.7, n.4, pg.19-34, 2014. DOI: 10.14257/ijca.2014.7.4.03

ZHONG, Z. W. *Ductile or partial ductile mode machining of brittle materials.* ***International Journal of Advanced Manufacturing Technology***, v. 21, pg. 579-585, 2003.
<https://doi.org/10.1007/s00170-002-1364-5>

ZIBEROV, M. Microfresamento da liga Ti-6Al-4V com microferramentas com diferentes revestimentos e aplicação de MQL. 132f. Dissertação (Mestrado) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Uberlândia, 2018.

ZIBEROV, M., DA SILVA, M. B., JACKSON, M., HUNG, W. N. P. *Effect of Cutting Fluid on Micromilling of Ti-6Al-4V Titanium Alloy.* ***Procedia Manufacturing***, v.5, pg. 332-347, 2016.

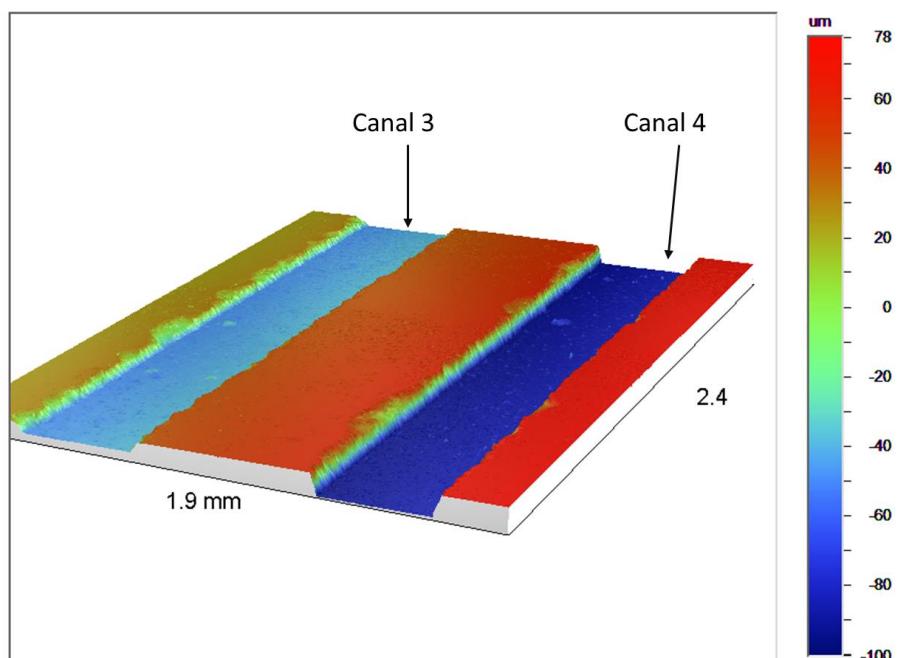
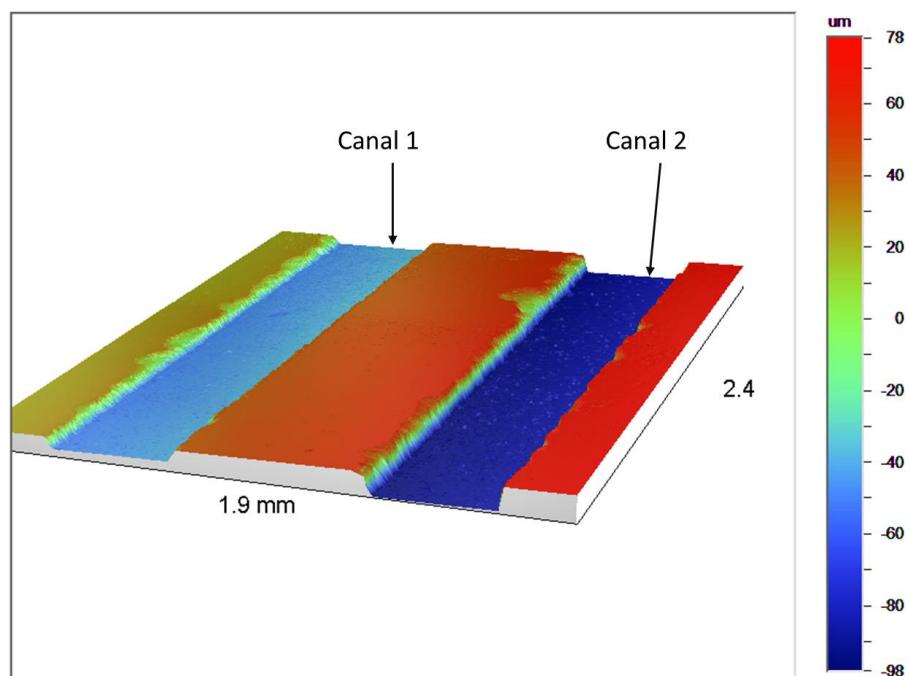
ZIPSE, H. *Finite-element simulation of the die pressing and sintering of a ceramic component.* ***Journal of the European Ceramic Society***, v.17, pg.1707-1713,1997.
[https://doi.org/10.1016/S0955-2219\(97\)00037-X](https://doi.org/10.1016/S0955-2219(97)00037-X)

APÊNDICES

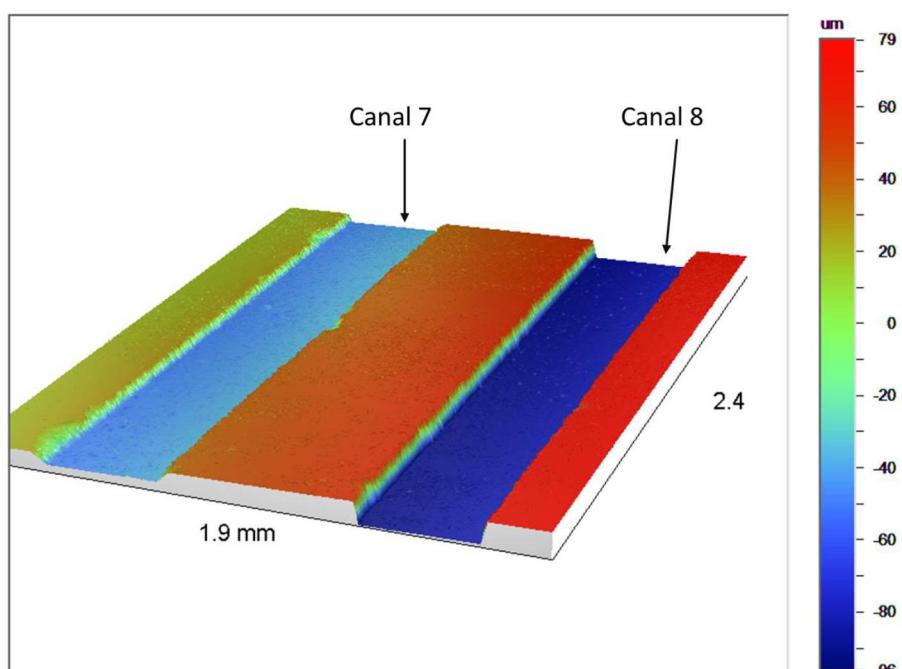
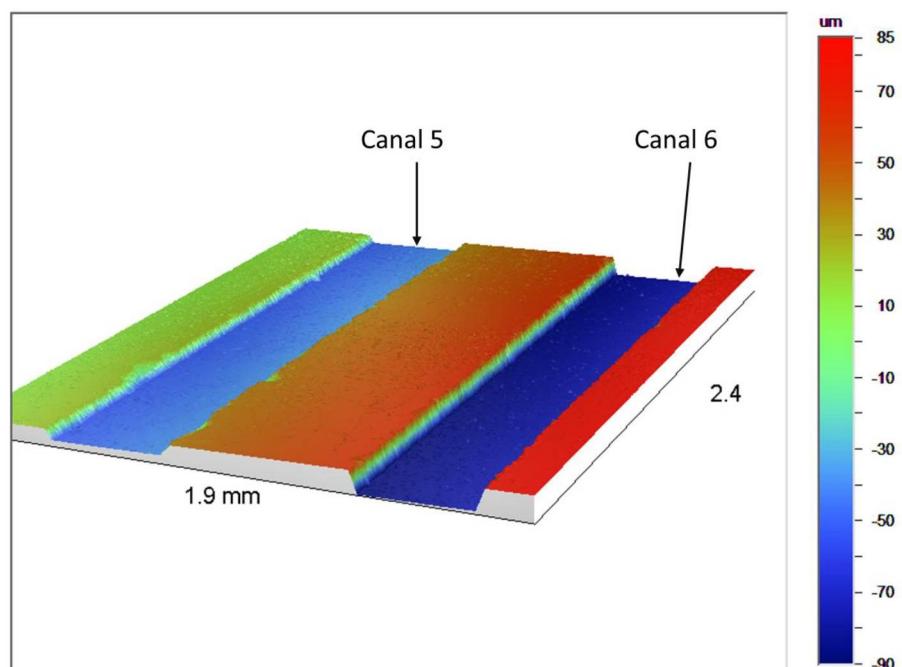
APÊNDICE A - Análise dos perfis dos microcanais

Compactado verde: 100 MPa uniaxial, 1 % peso de PVB.

Perfilometria dos canais.

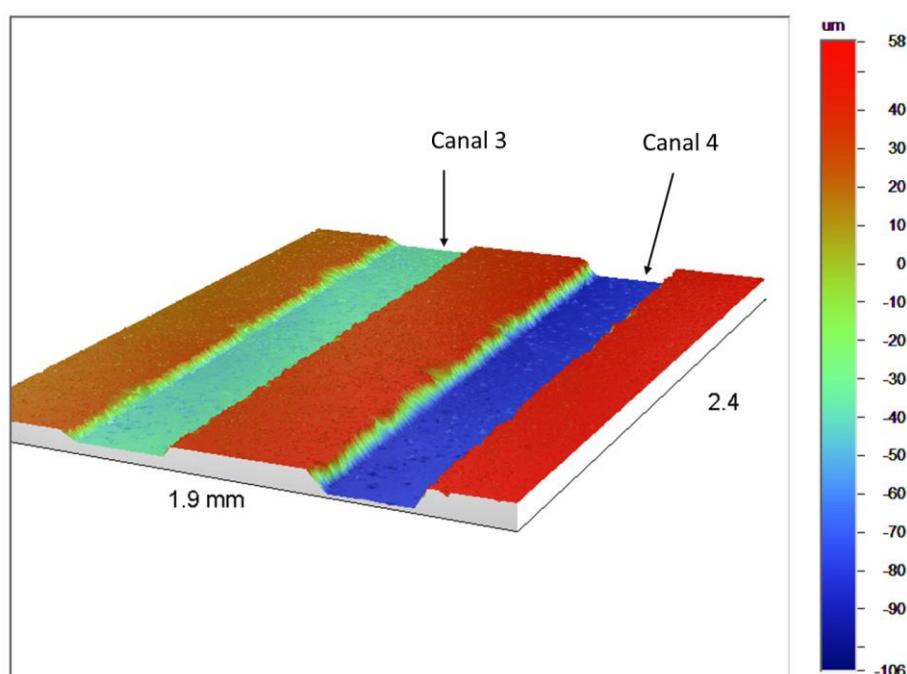
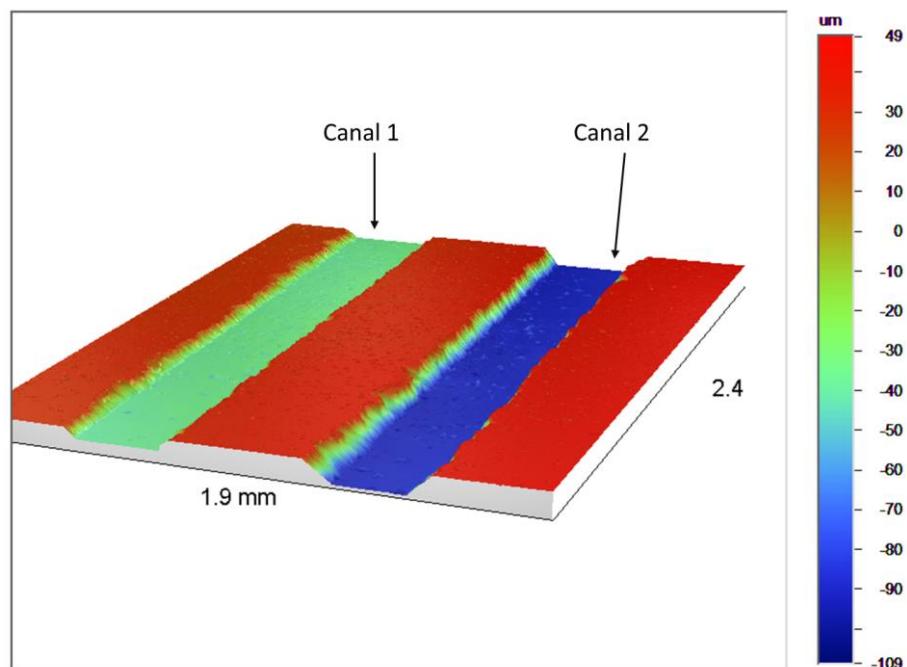


Continuação compactado verde:

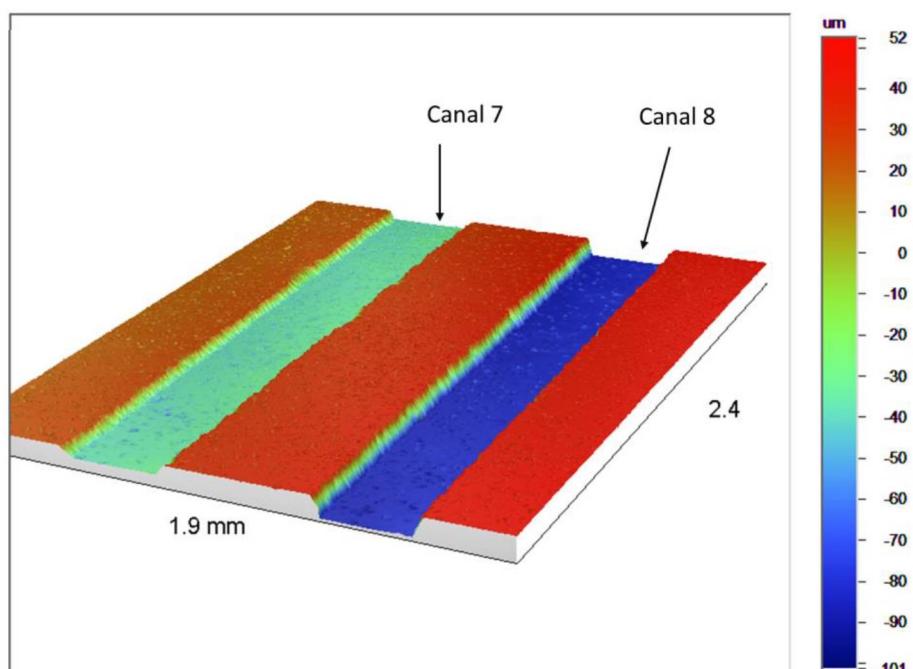
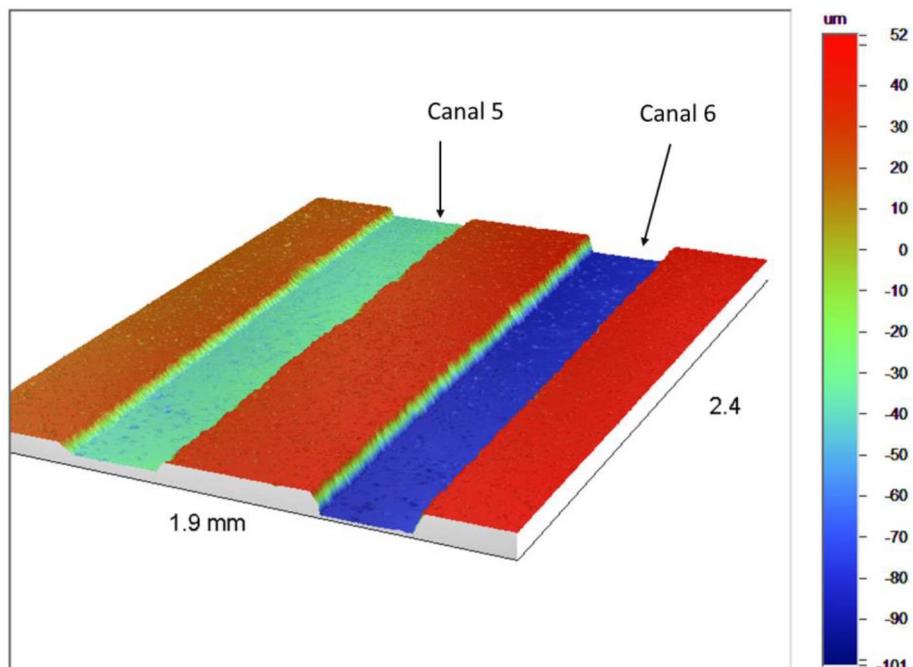


Compactado sinterizado: 100 MPa uniaxial, 1,0 % peso de PVB.

Perfilometria dos canais.

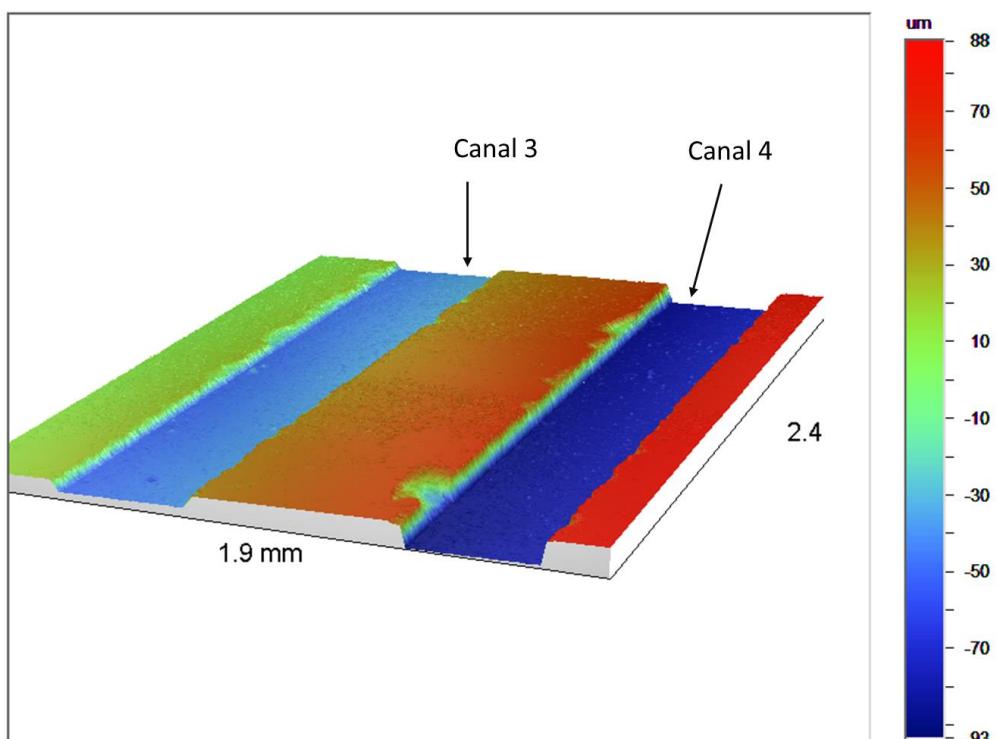
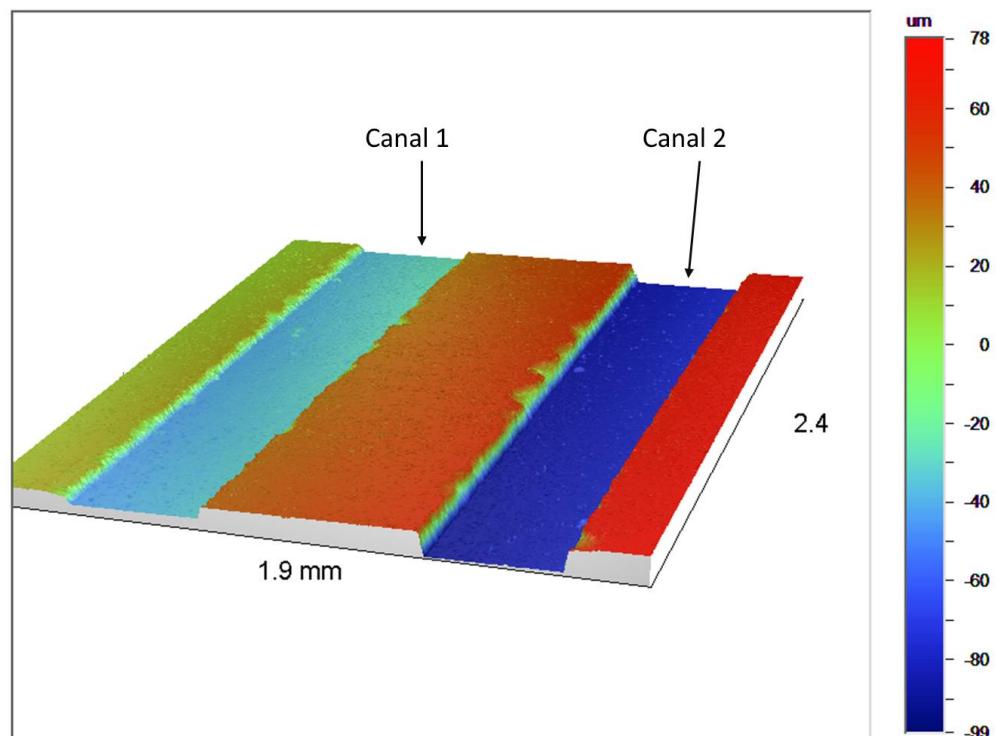


Continuação compactado sinterizado:

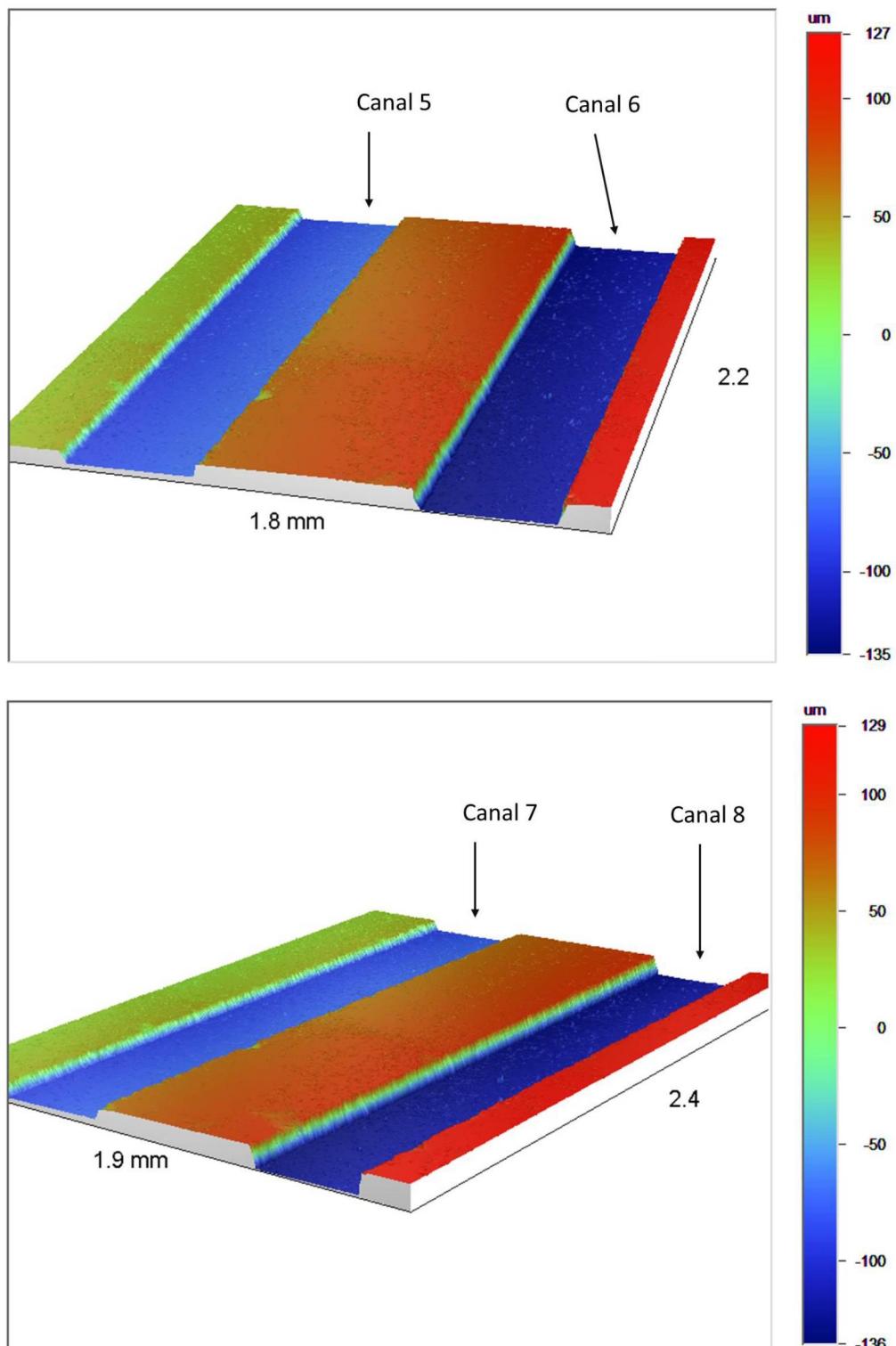


Compactado verde: 100 MPa uniaxial, 1,5 % peso de PVB.

Perfilometria dos canais.

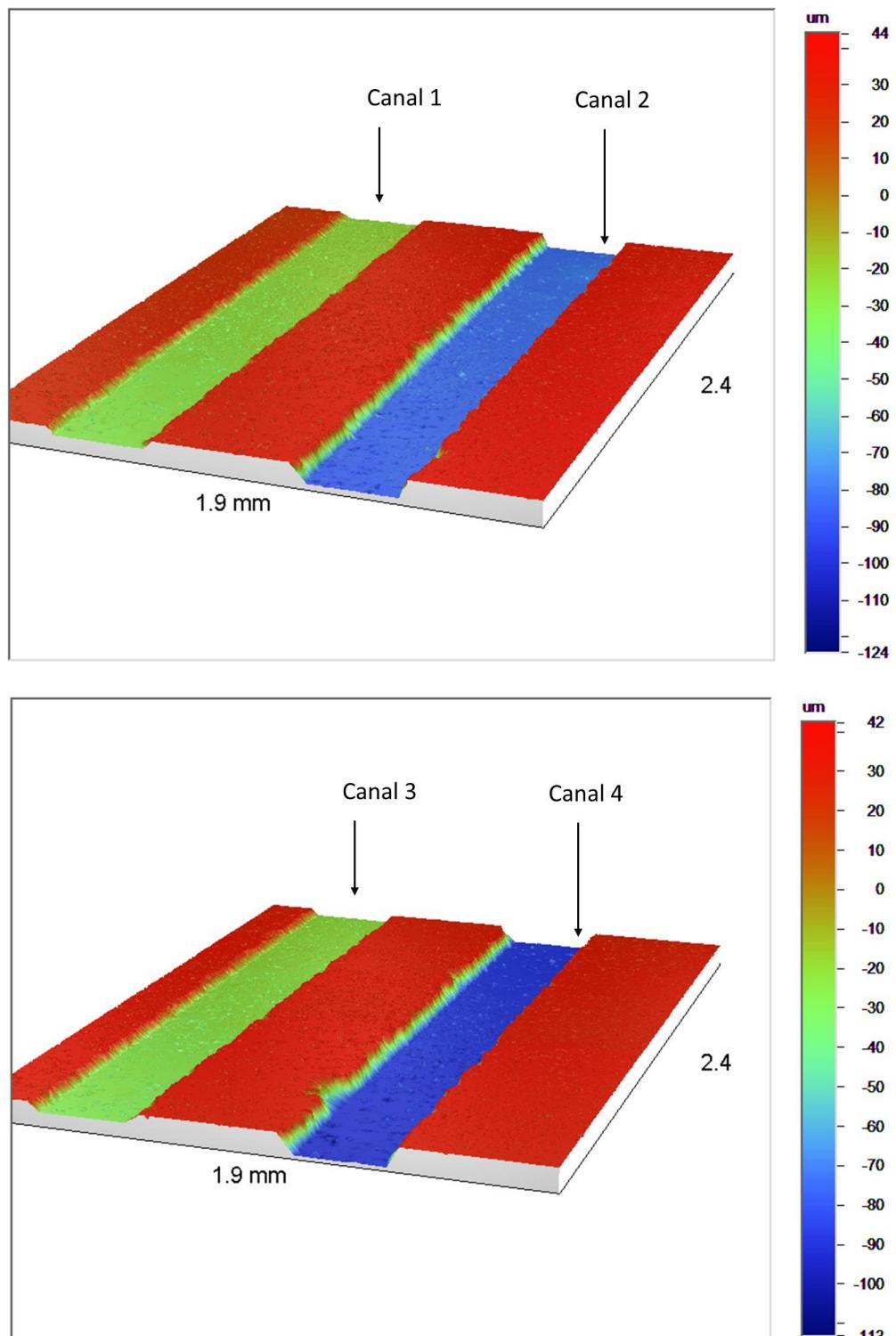


Continuação compactado verde:

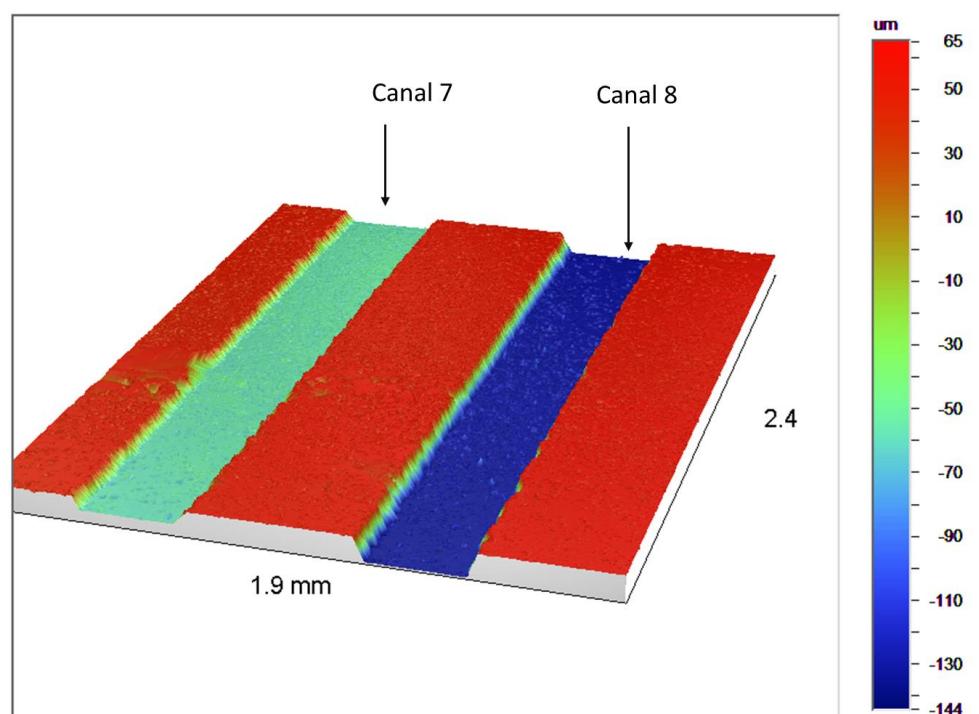
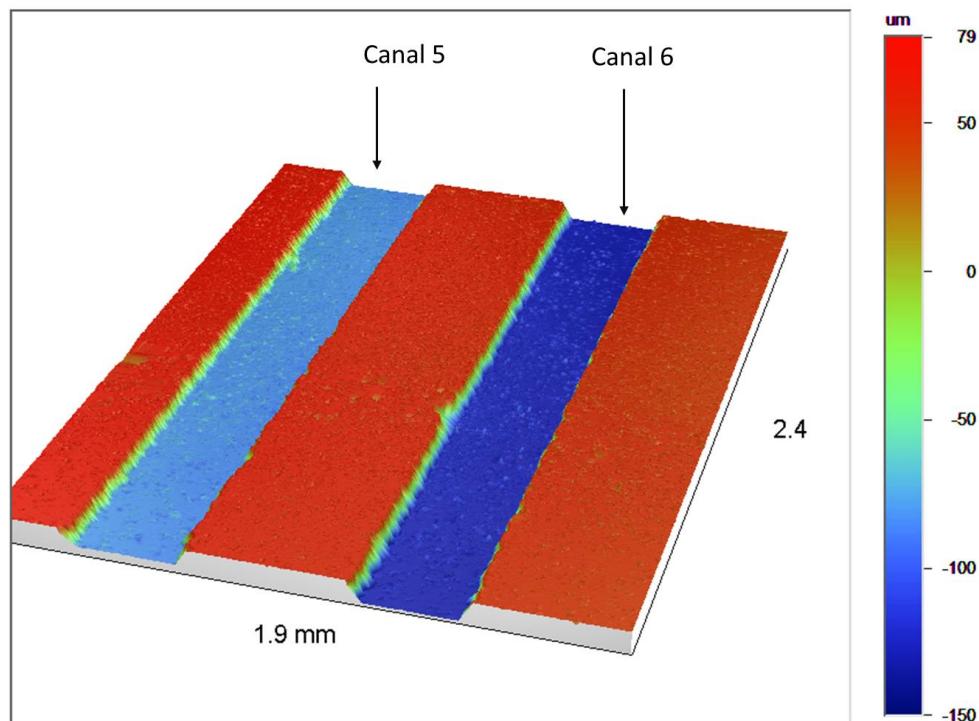


Compactado sinterizado: 100 MPa uniaxial, 1,5 % peso de PVB.

Perfilometria dos canais.

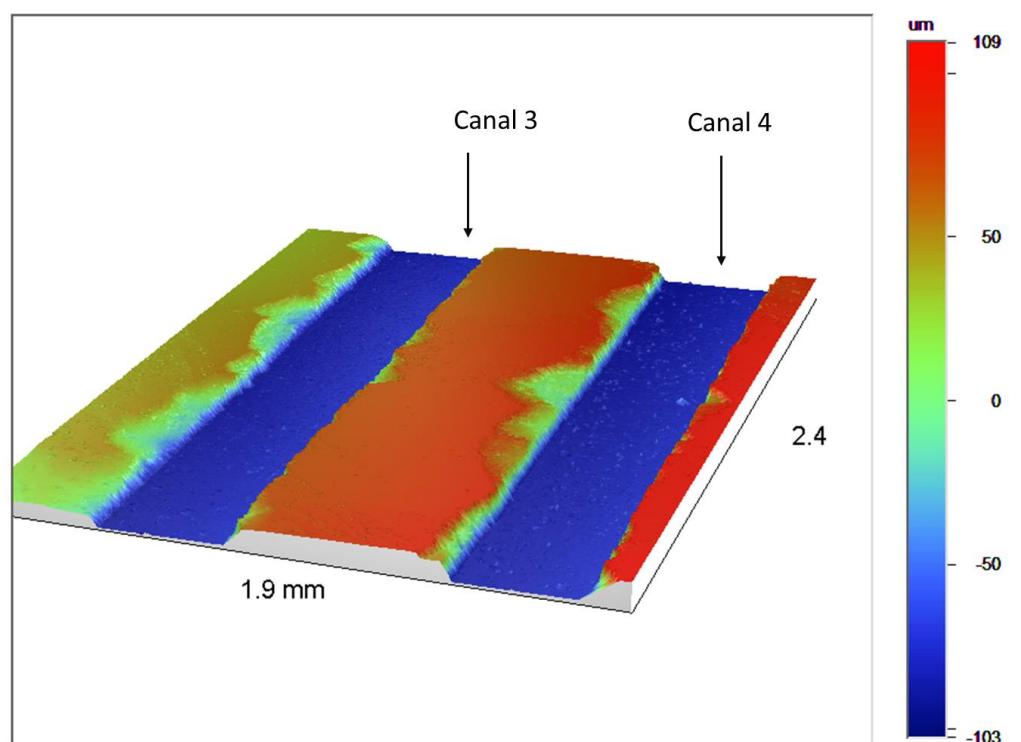
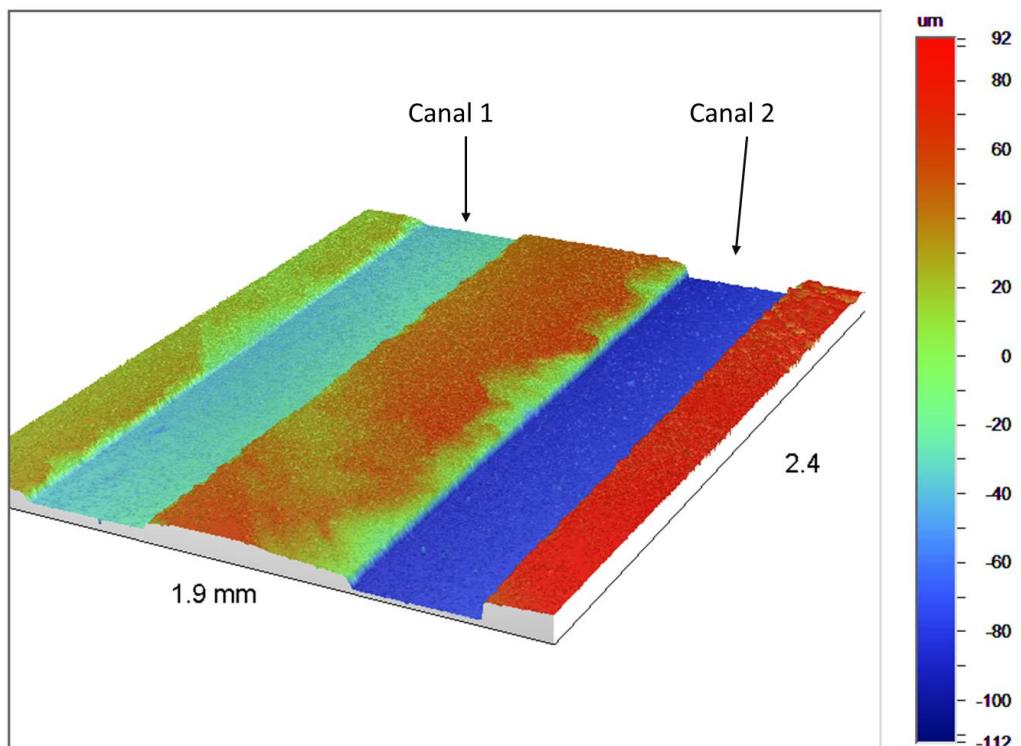


Continuação compactado sinterizado:

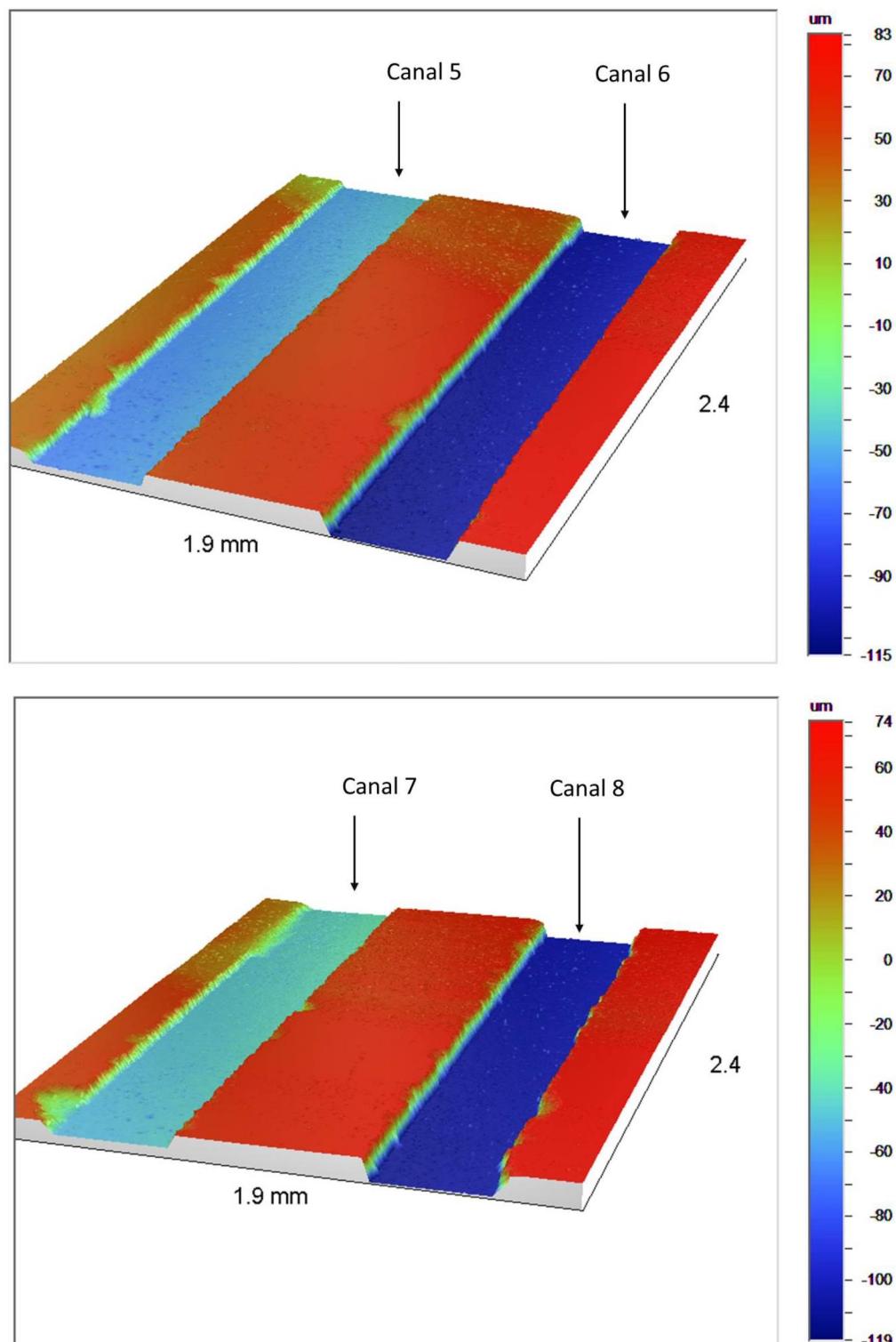


Compactado verde: 100 MPa uniaxial, 2,0 % peso de PVB.

Perfilometria dos canais.

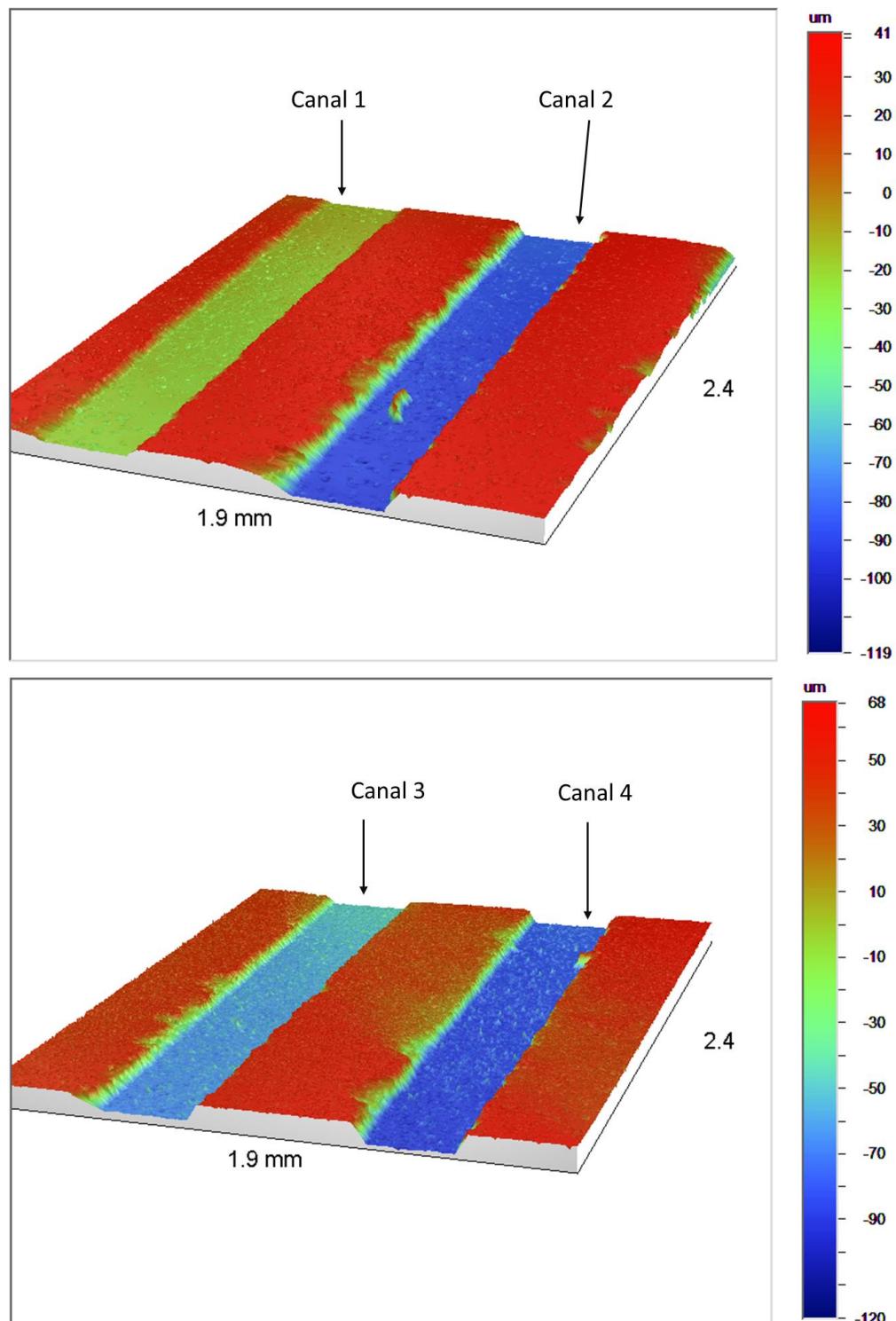


Continuação compactado verde:

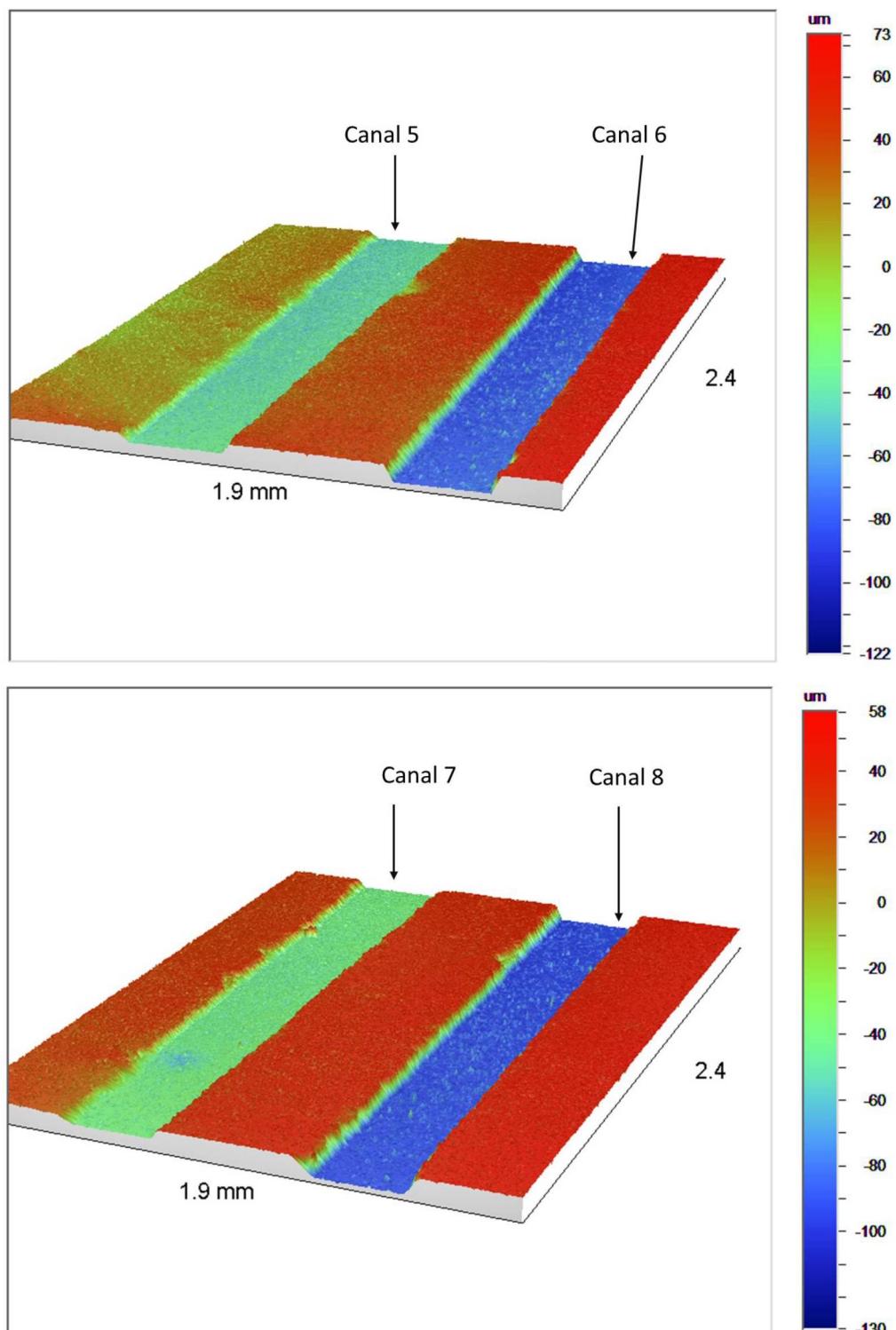


Compactado sinterizado: 100 MPa uniaxial, 2,0 % peso de PVB.

Perfilometria dos canais.

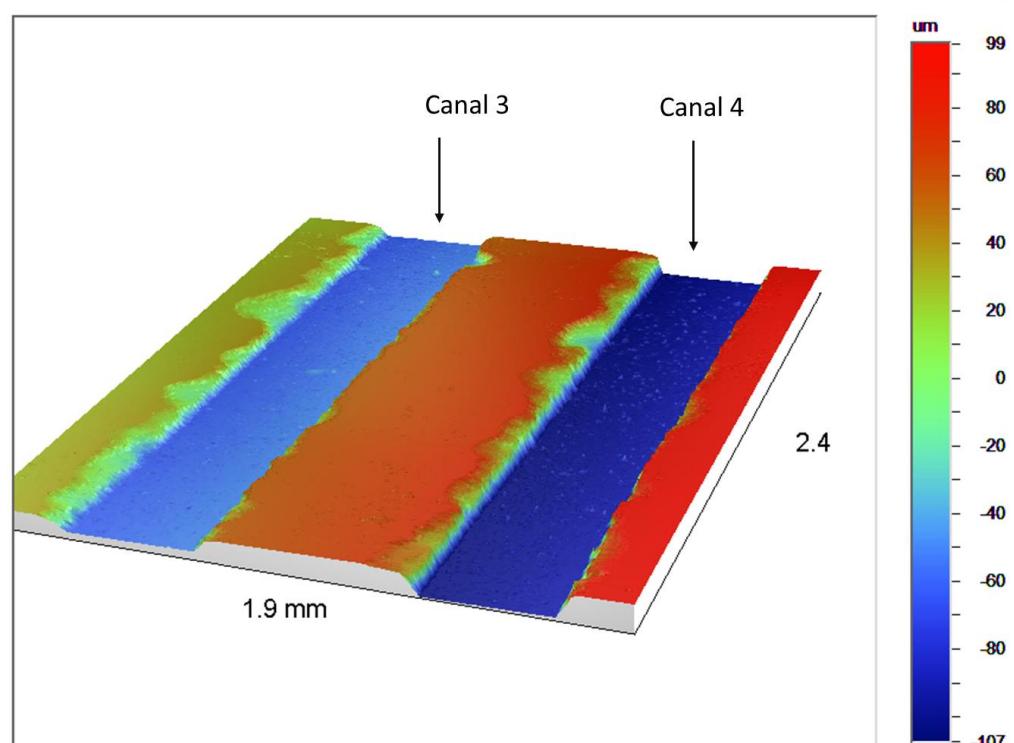
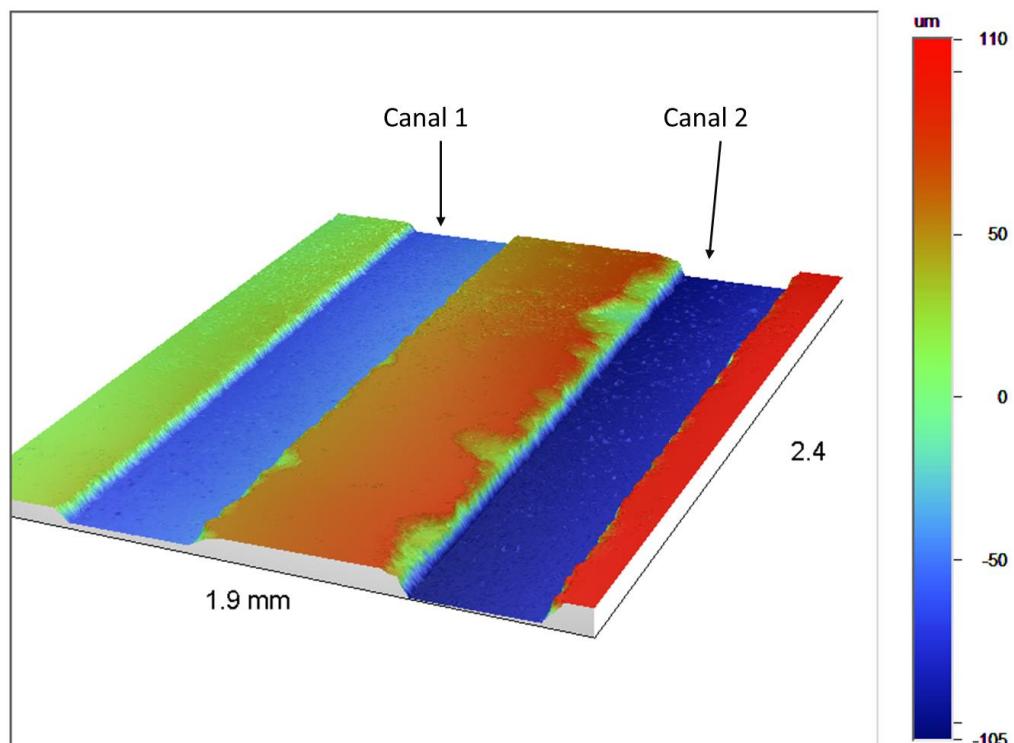


Continuação compactado sinterizado:

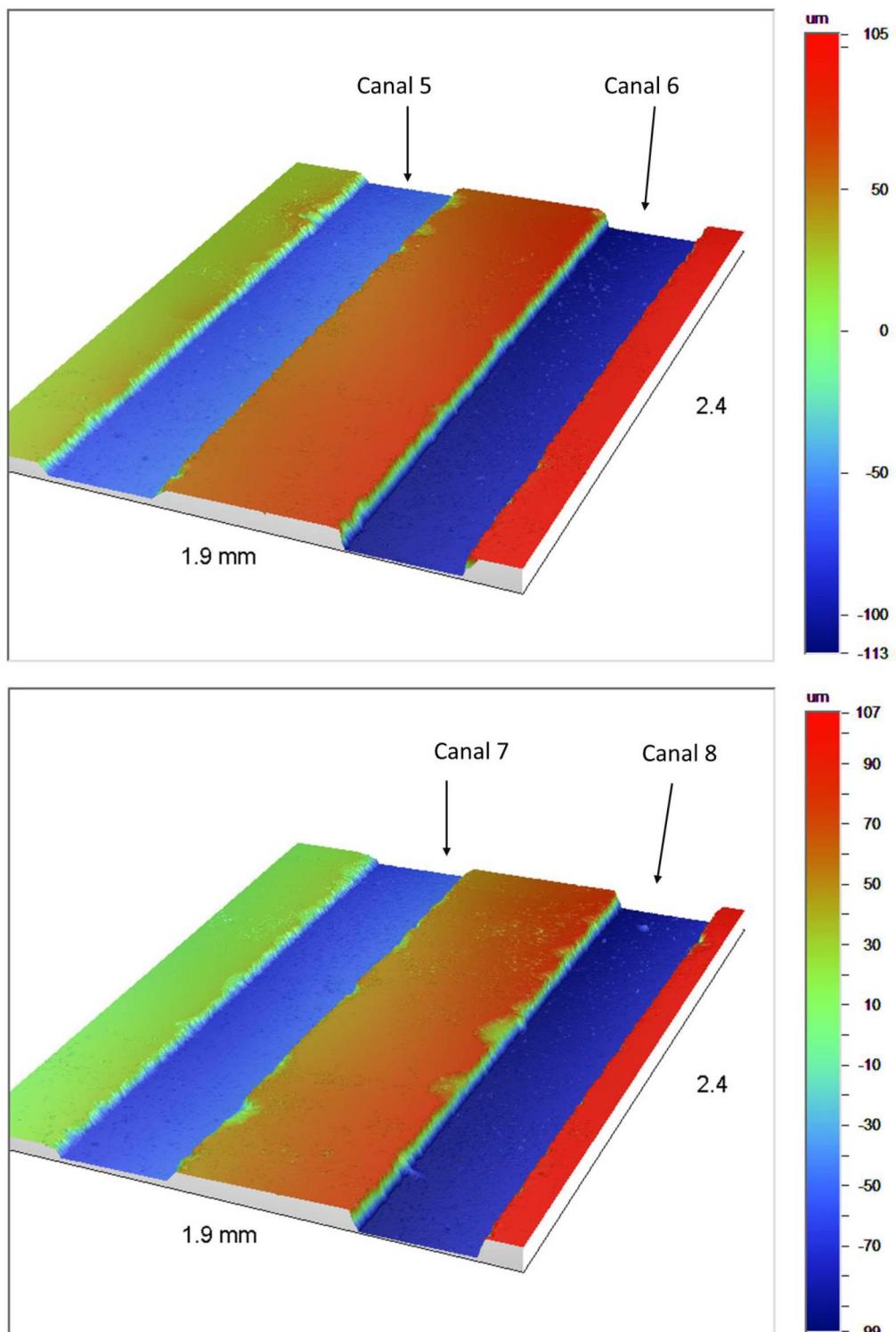


Compactado verde: 200 MPa isostática, 1,0 % peso de PVB.

Perfilometria dos canais.

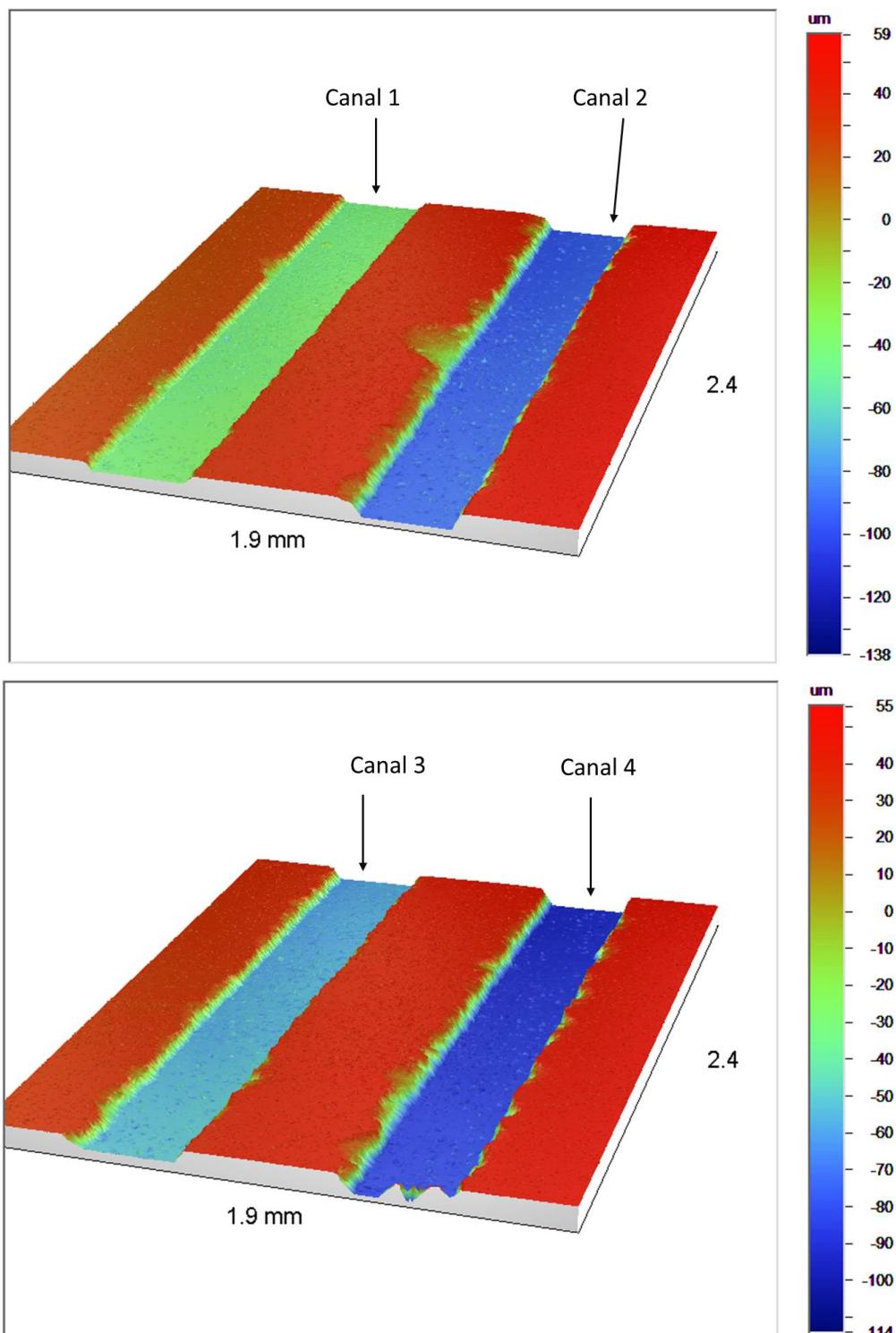


Continuação compactado verde:

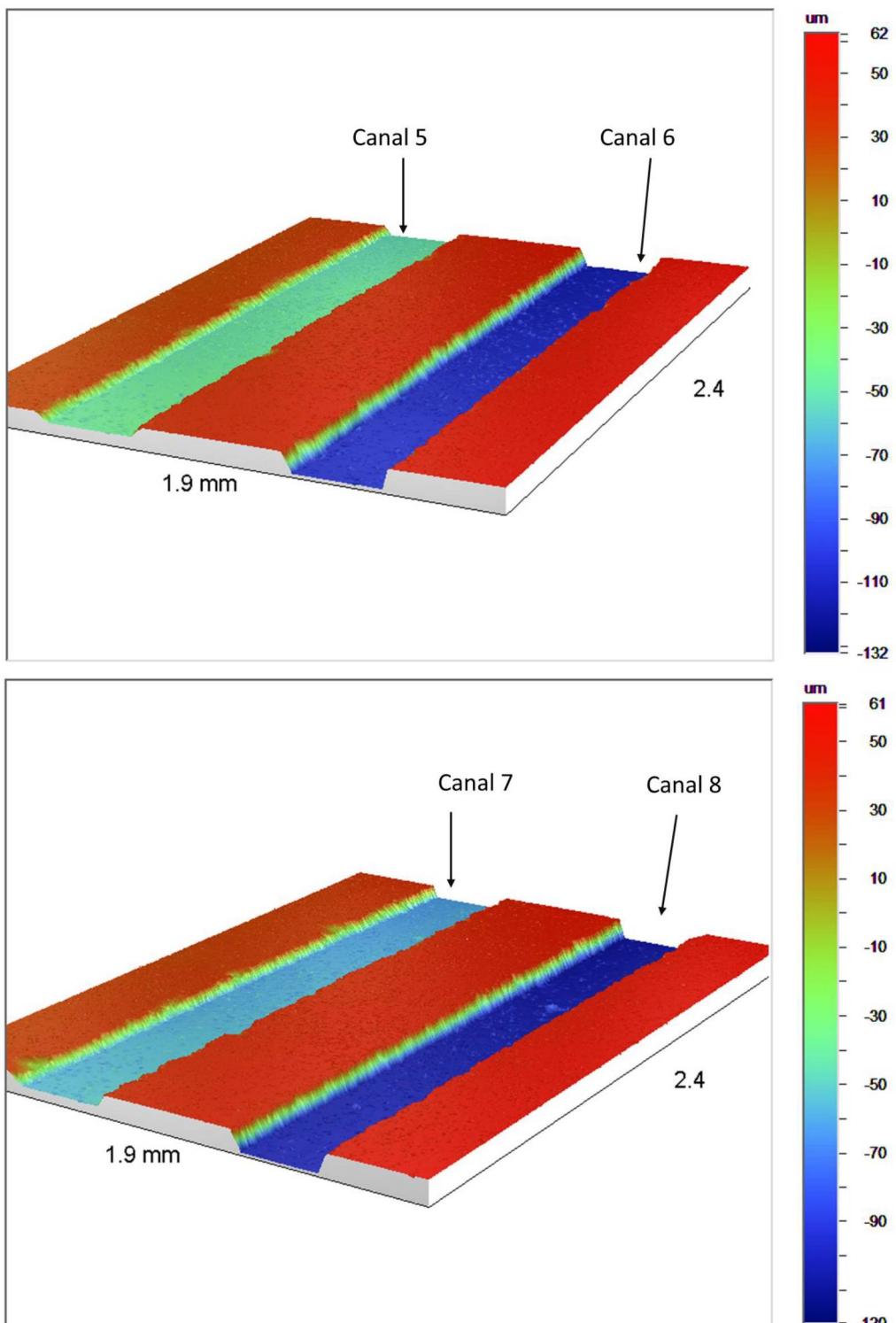


Compactado sinterizado: 200 MPa isostática, 1,0 % peso de PVB.

Perfilometria dos canais.

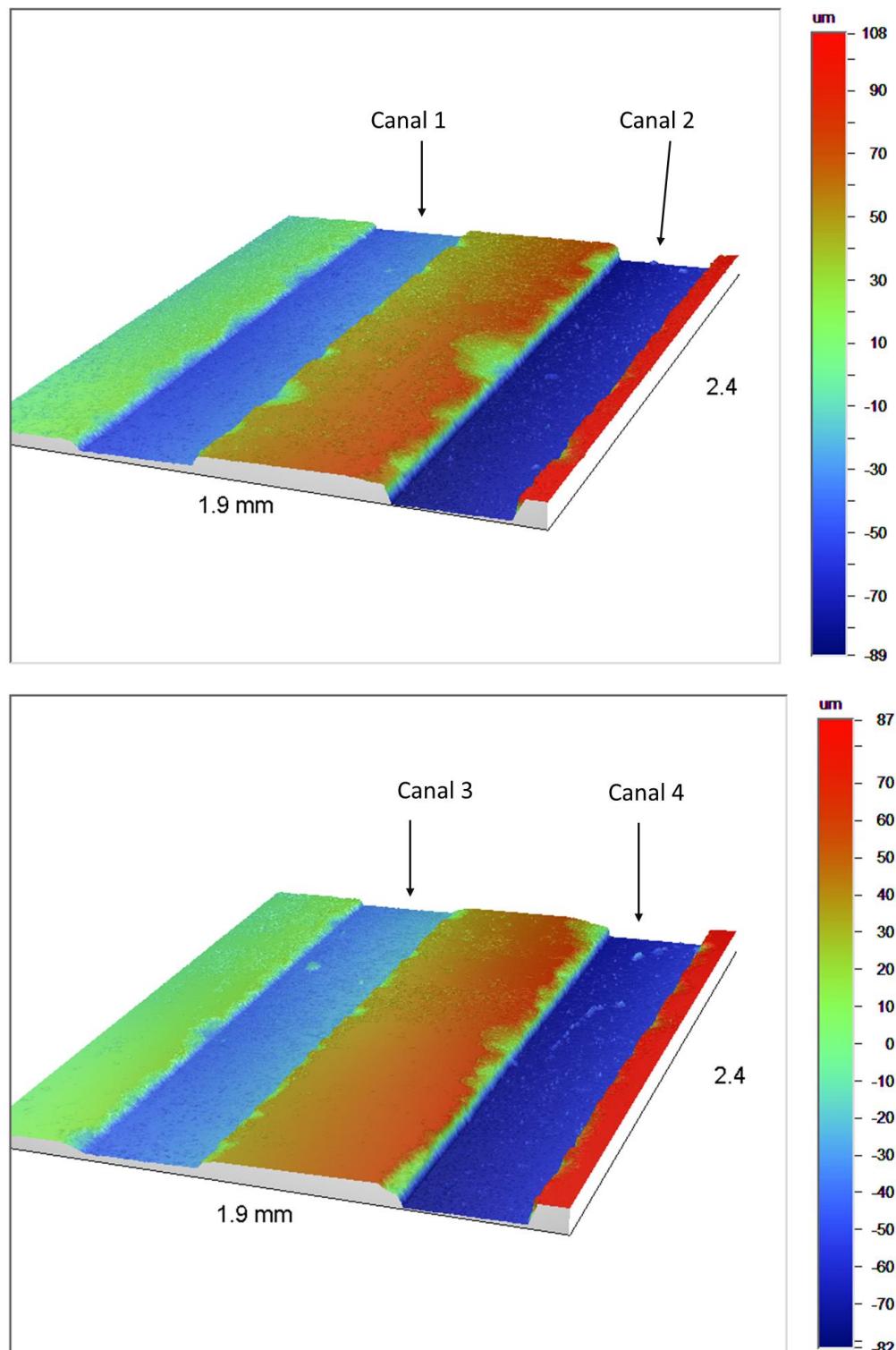


Continuação compactado sinterizado:

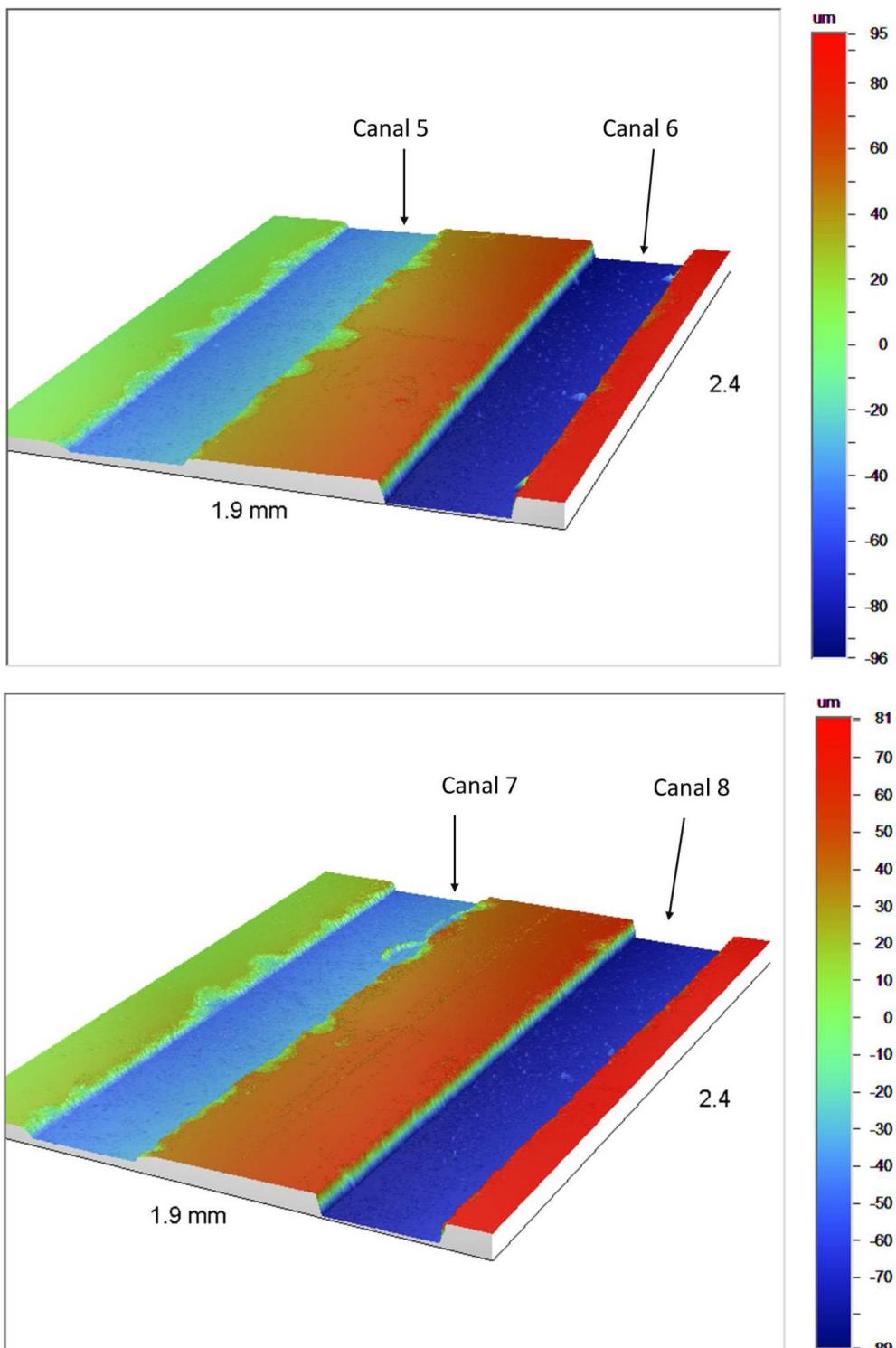


Compactado verde: 200 MPa isostática, 1,5 % peso de PVB.

Perfilometria dos canais.

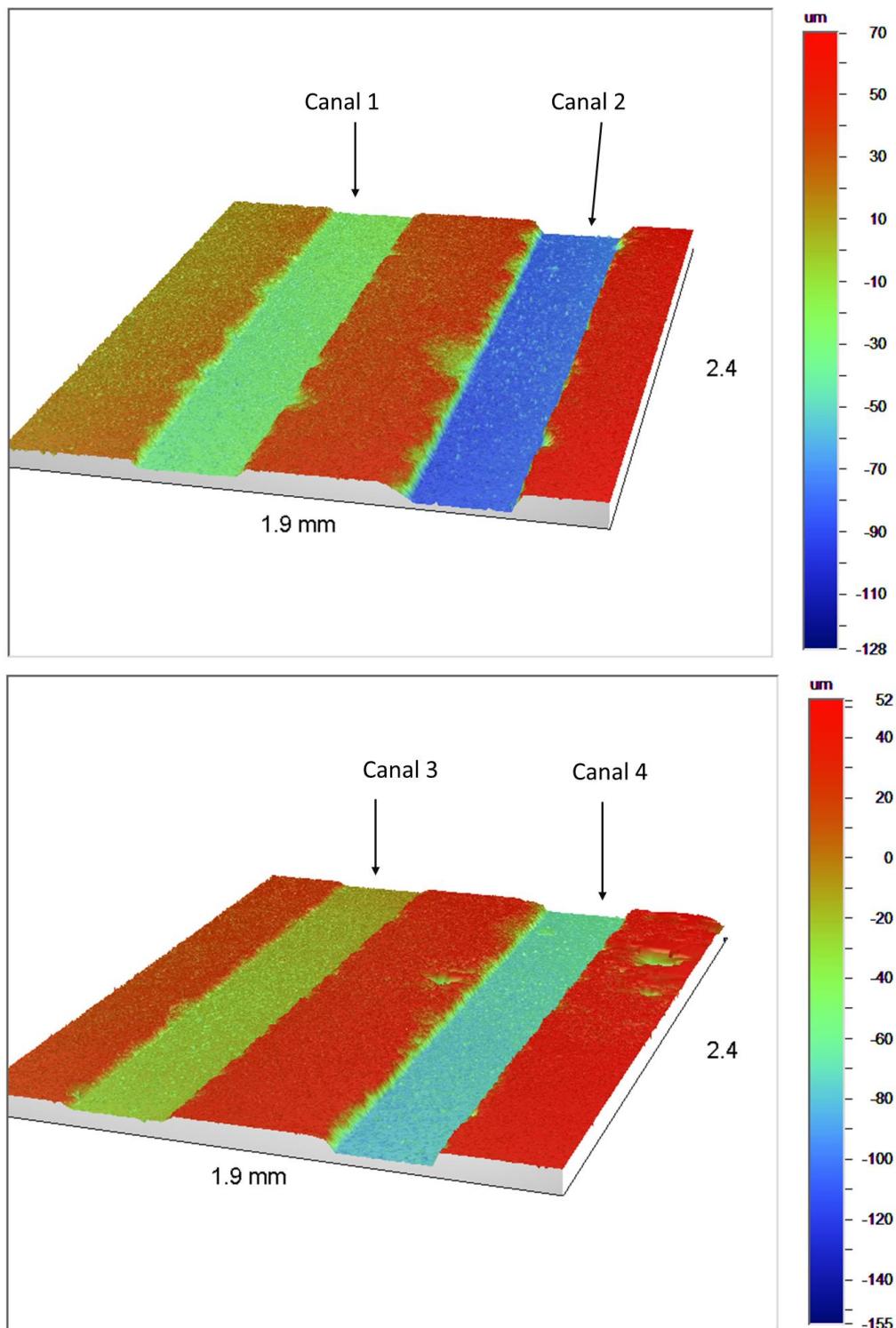


Continuação compactado verde:

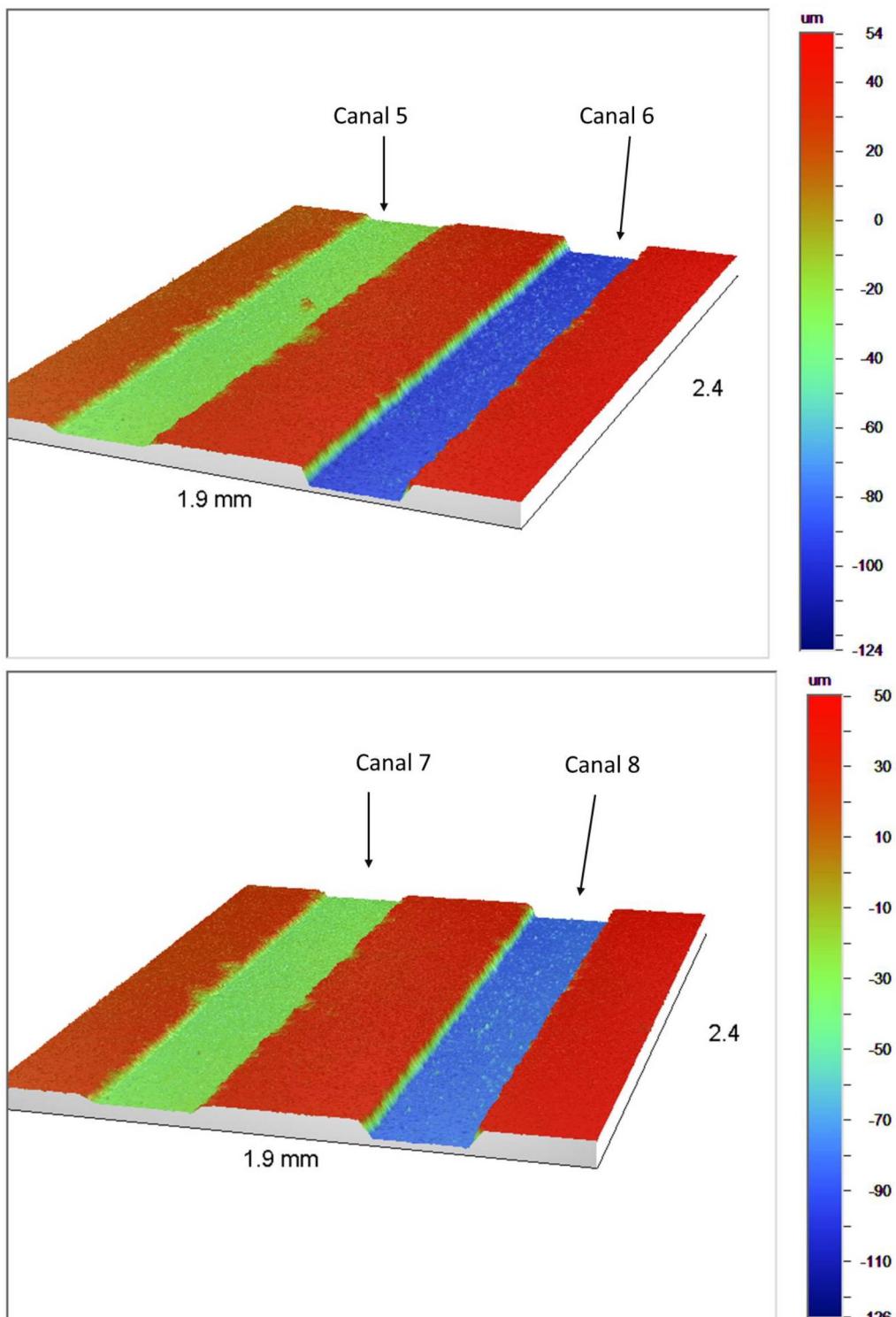


Compactado sinterizado: 200 MPa isostática, 1,5 % peso de PVB.

Perfilometria dos canais.

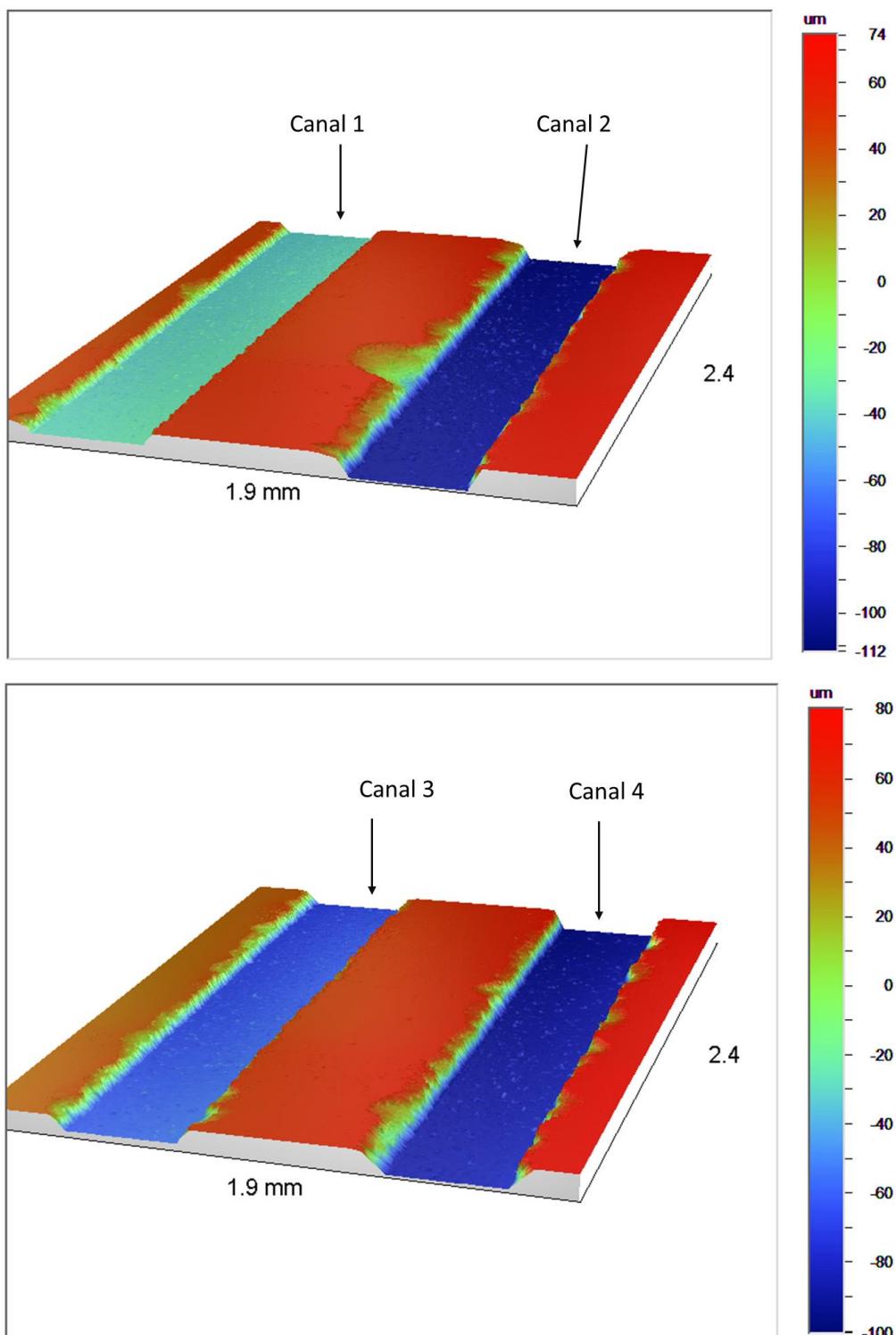


Continuação compactado sinterizado:

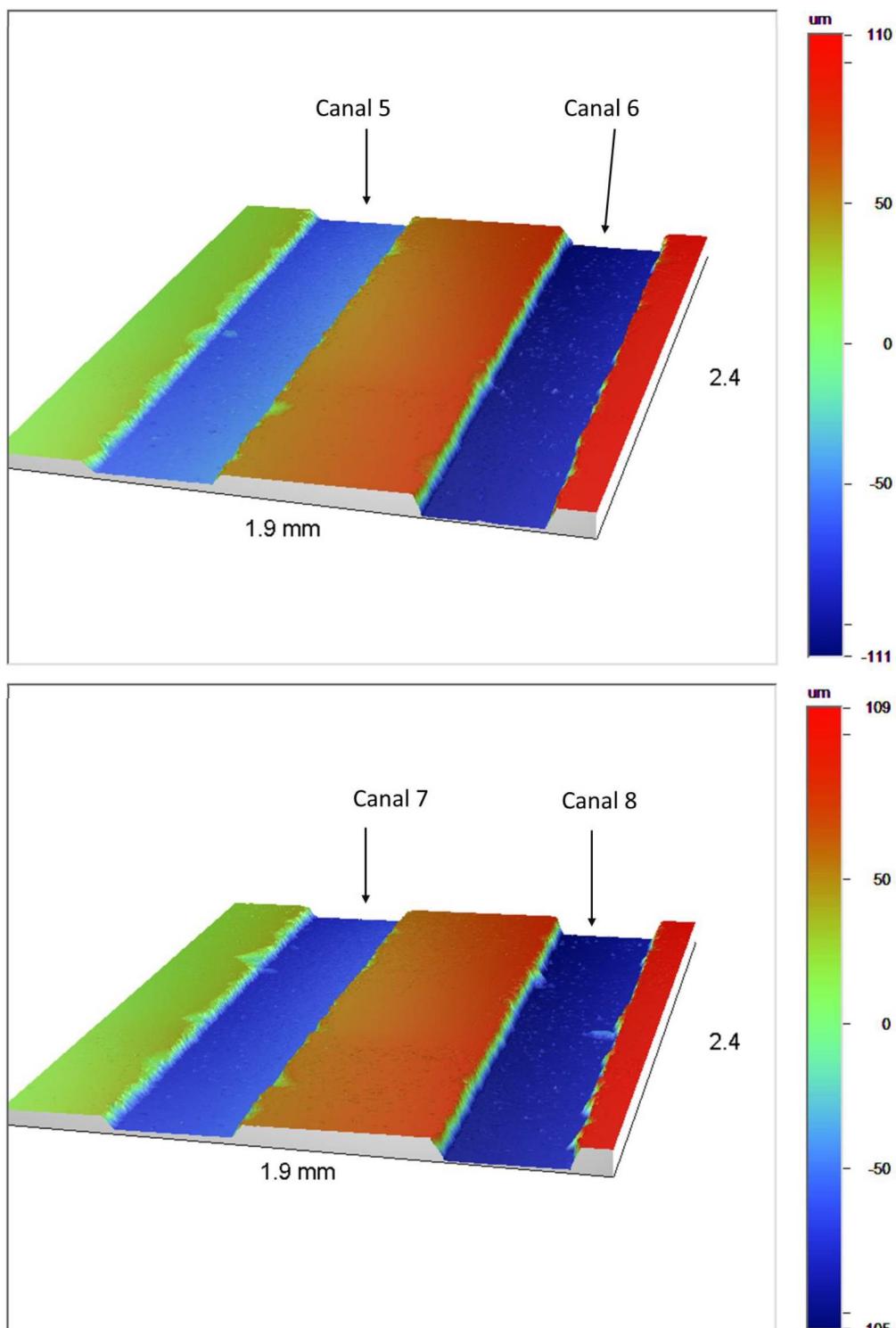


Compactado verde: 200 MPa isostática, 2,0 % peso de PVB.

Perfilometria dos canais.

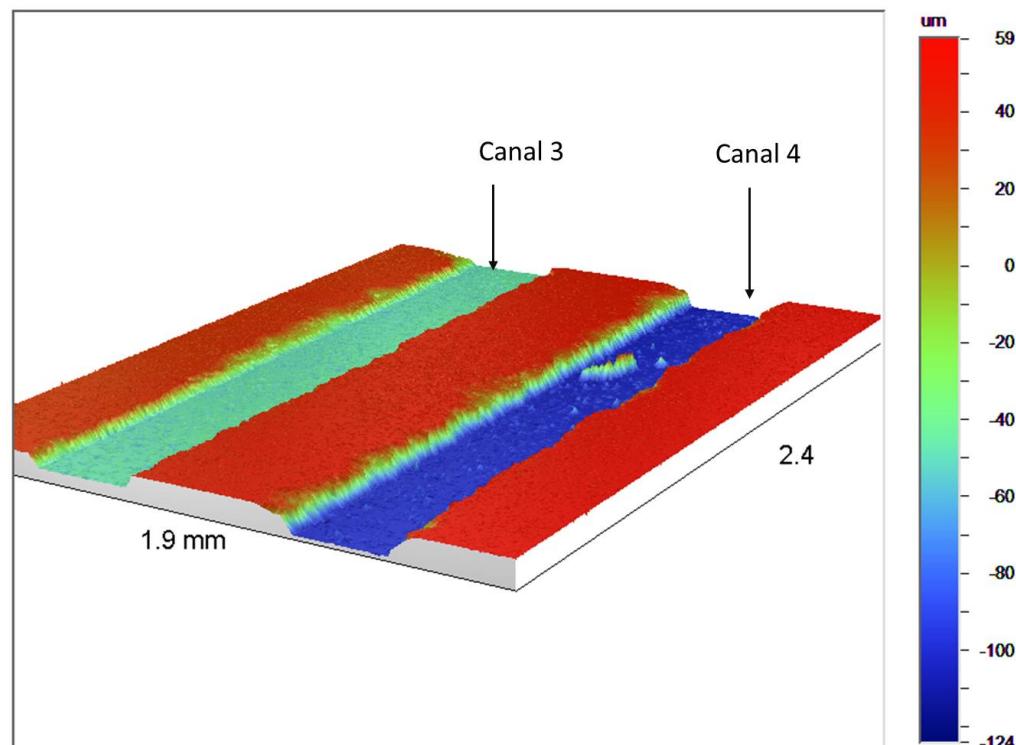
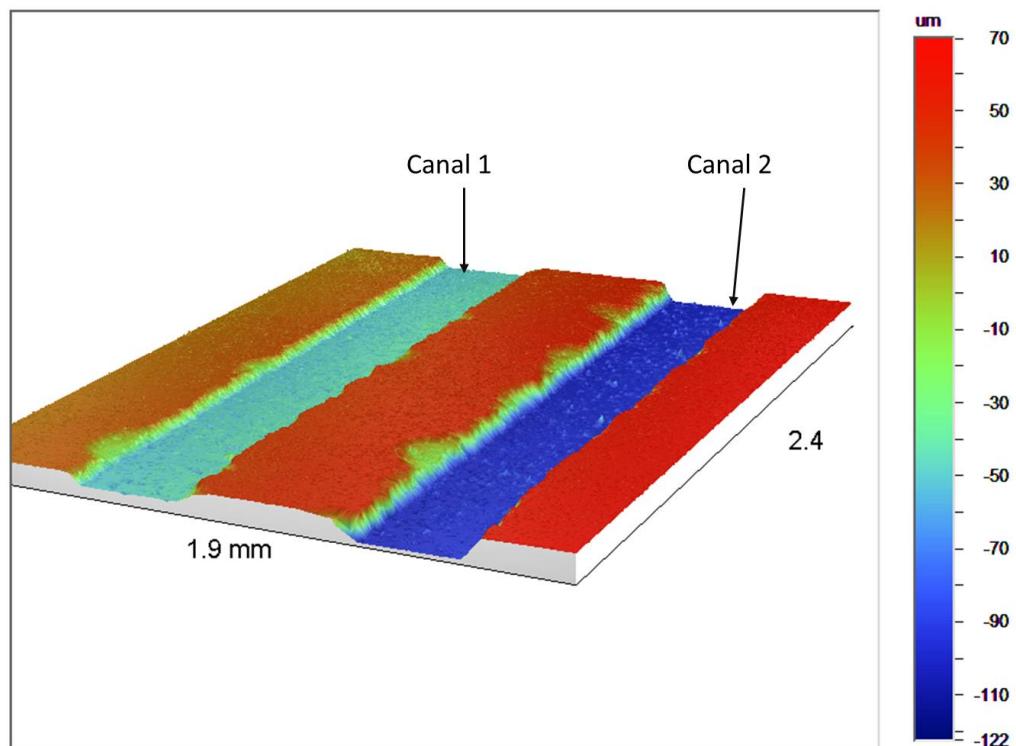


Continuação compactado verde:

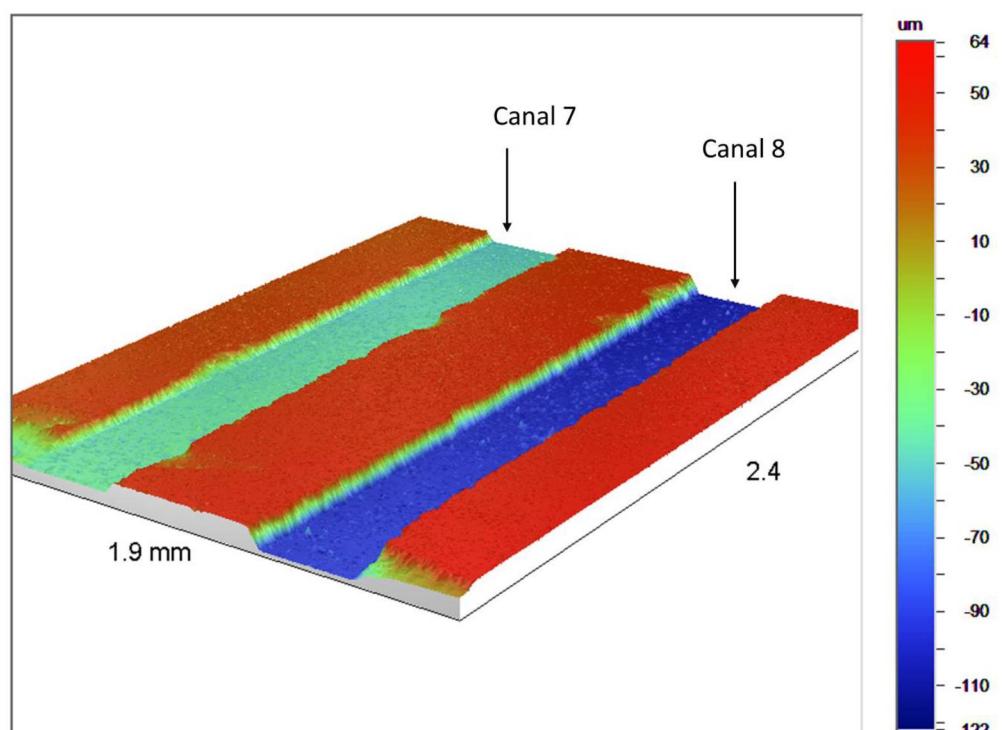
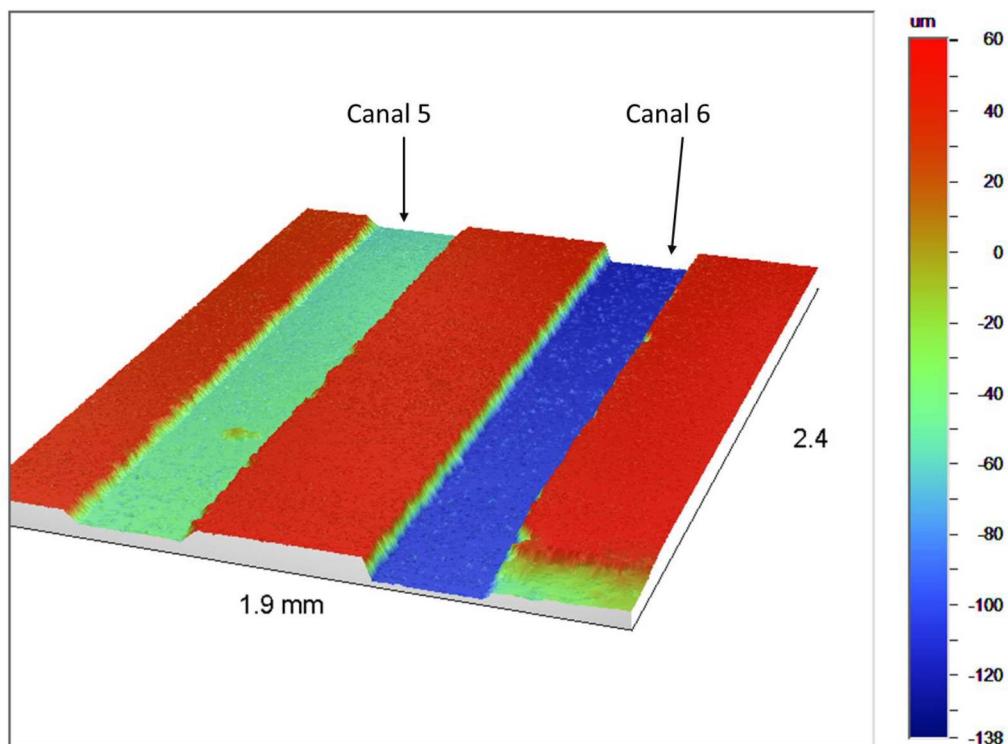


Compactado sinterizado: 200 MPa isostática, 2,0 % peso de PVB.

Perfilometria dos canais



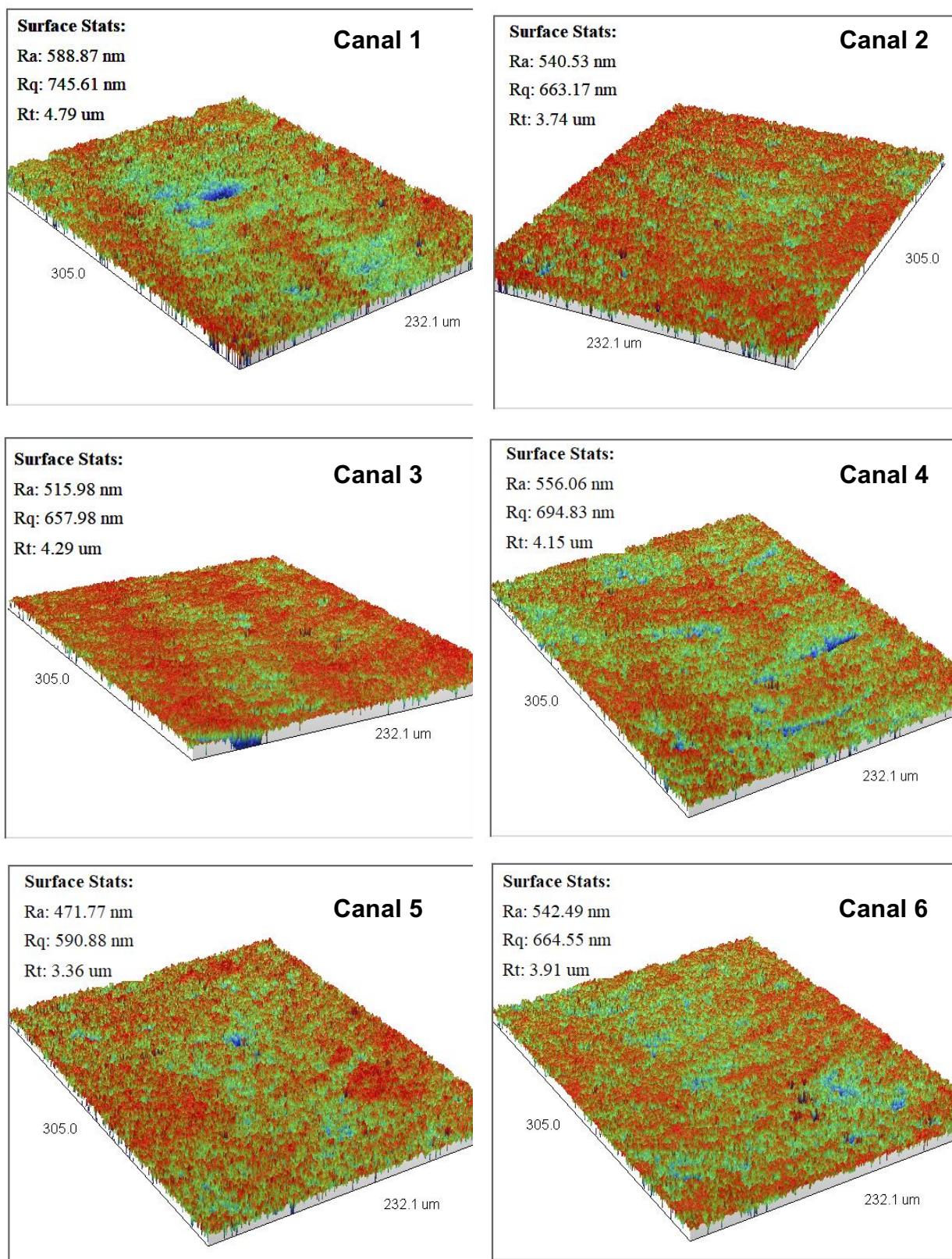
Continuação compactado sinterizado:



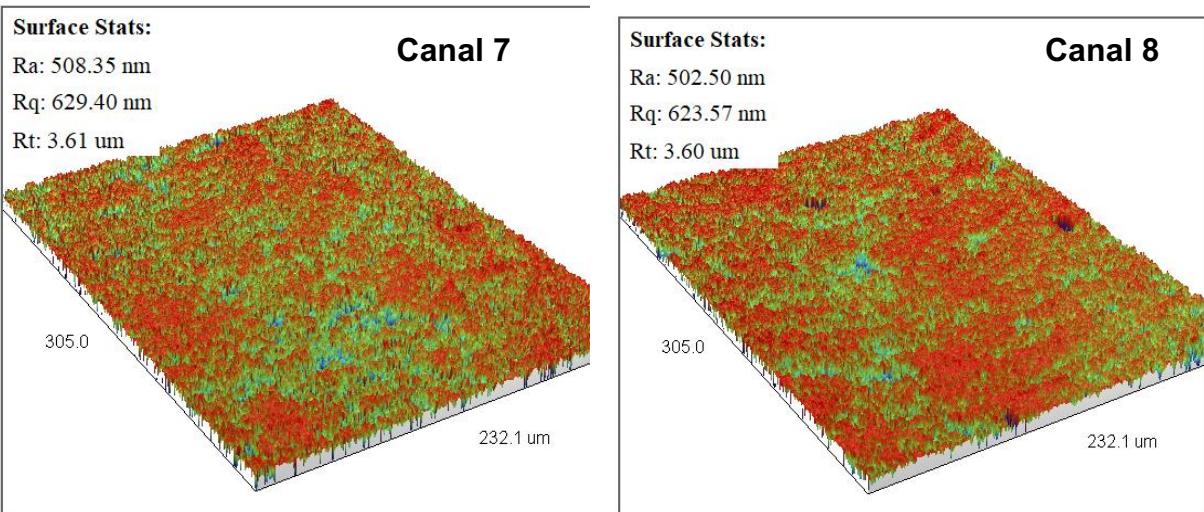
APÊNDICE B - Análise da rugosidade dos microcanais

Compactado verde: 100 MPa uniaxial, 1,0 % peso de PVB.

Rugosidade dos canais

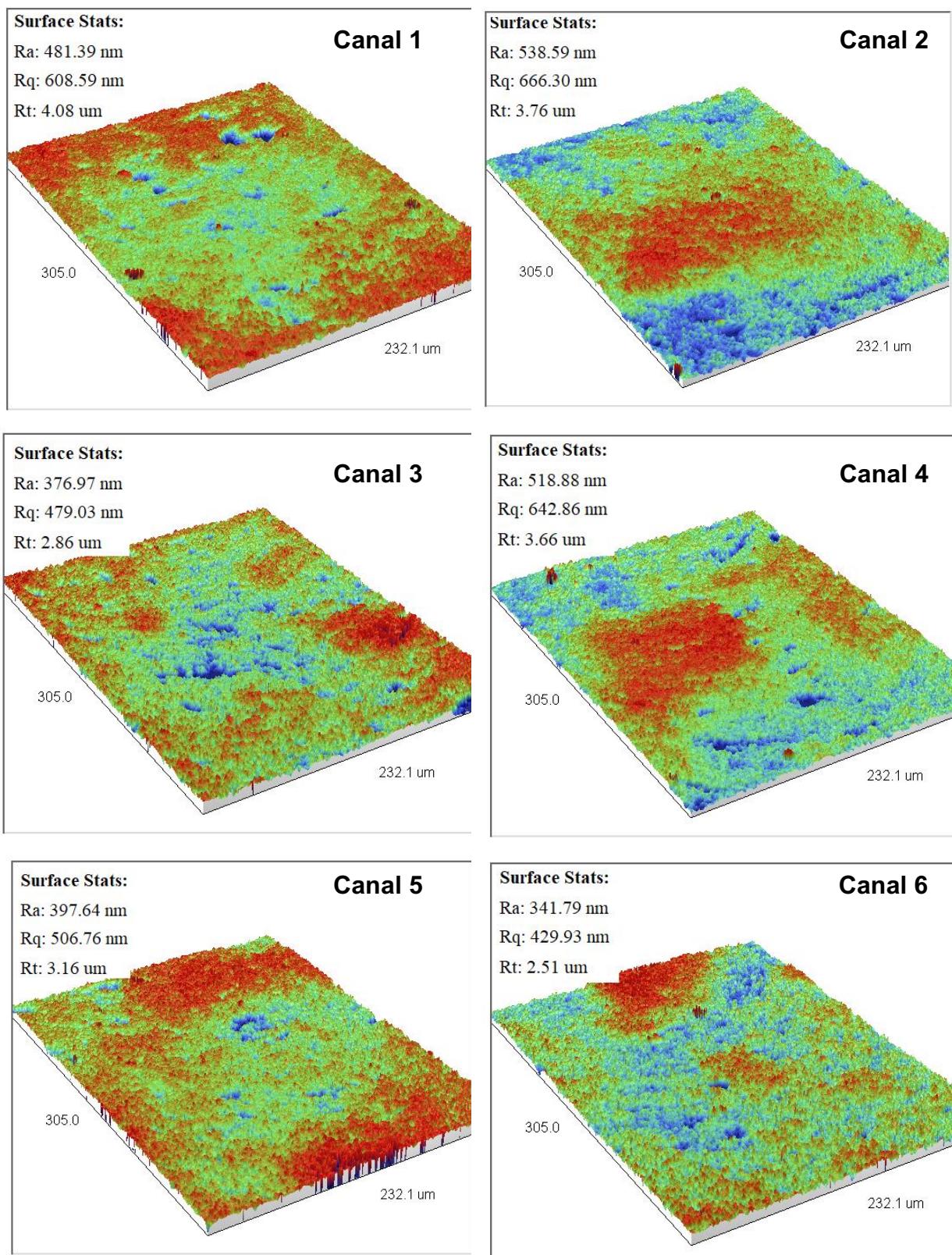


Continuação compactado verde

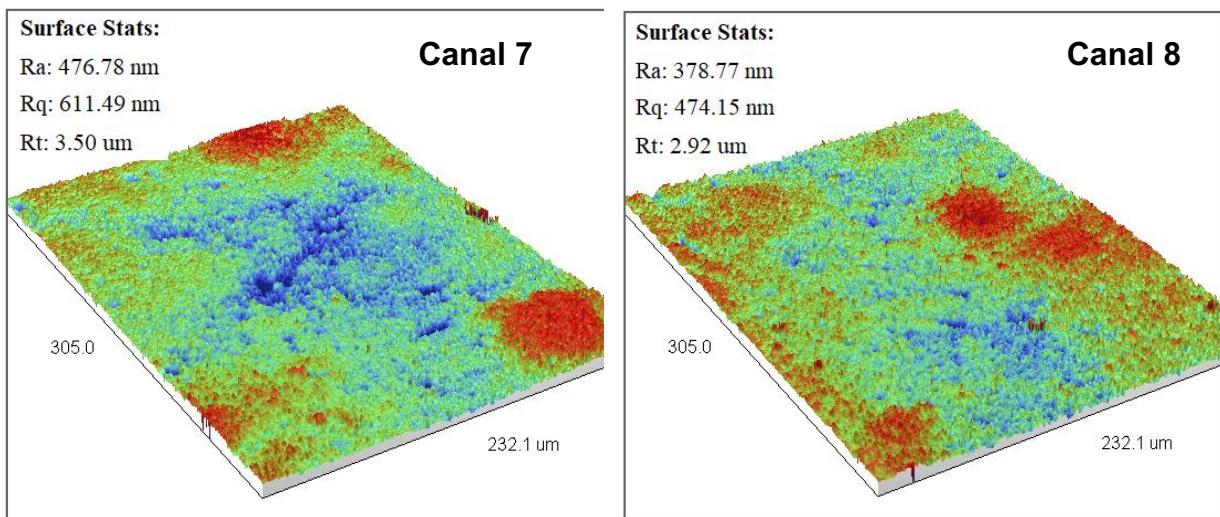


Compactado sinterizado: 100 MPa uniaxial, 1,0 % peso de PVB.

Rugosidade dos canais

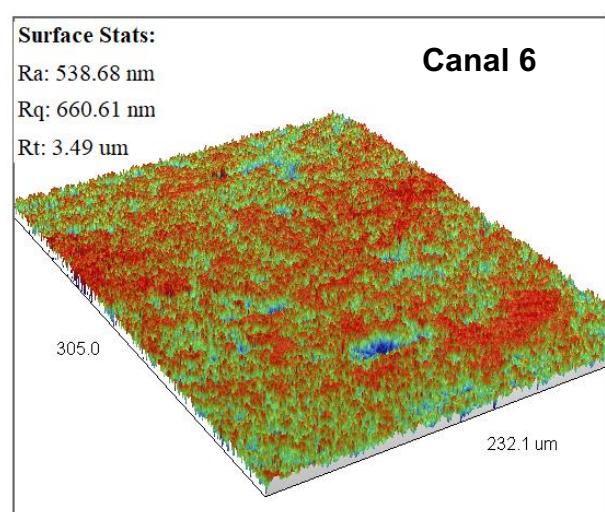
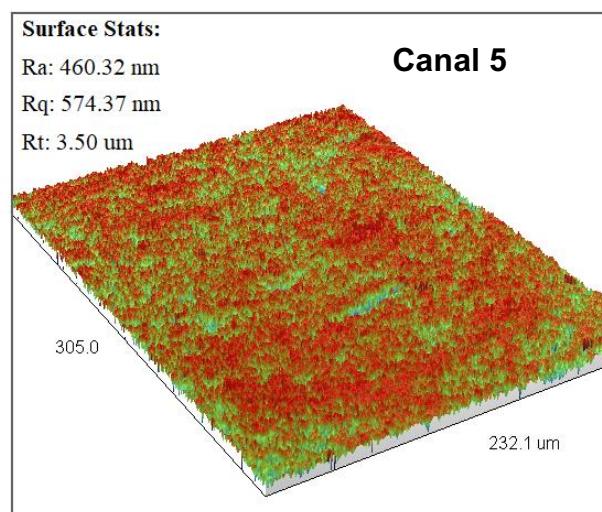
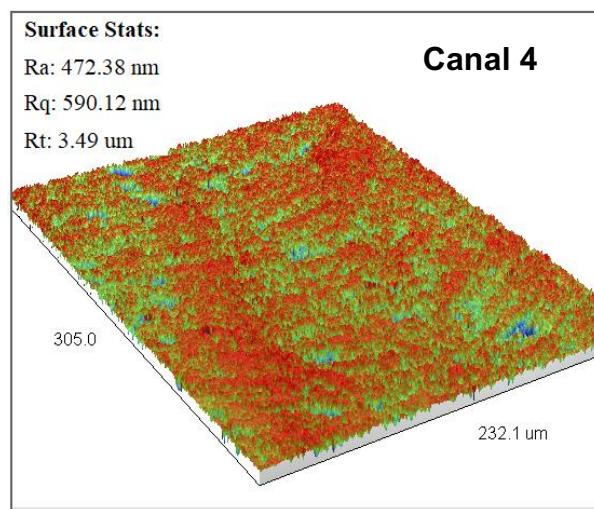
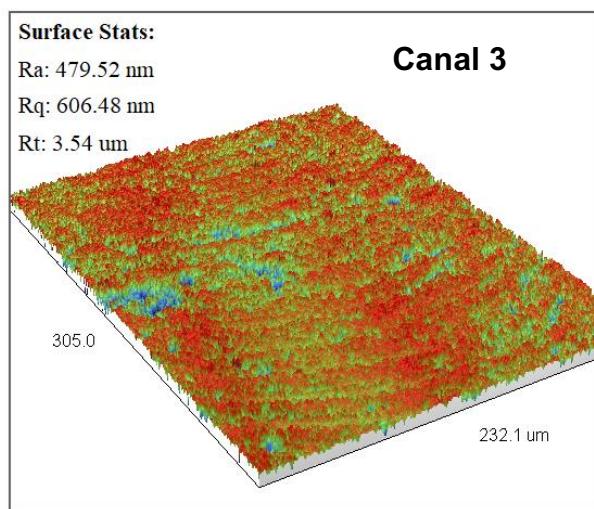
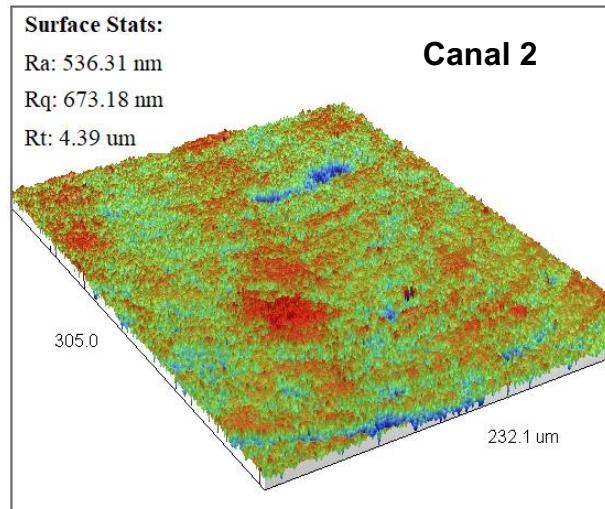
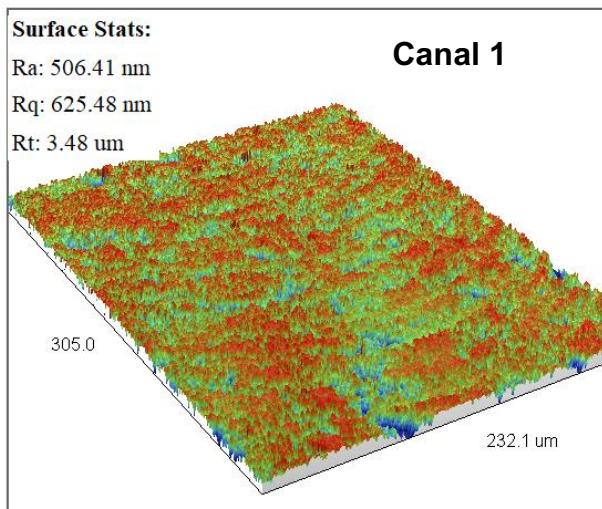


Continuação compactado sinterizado

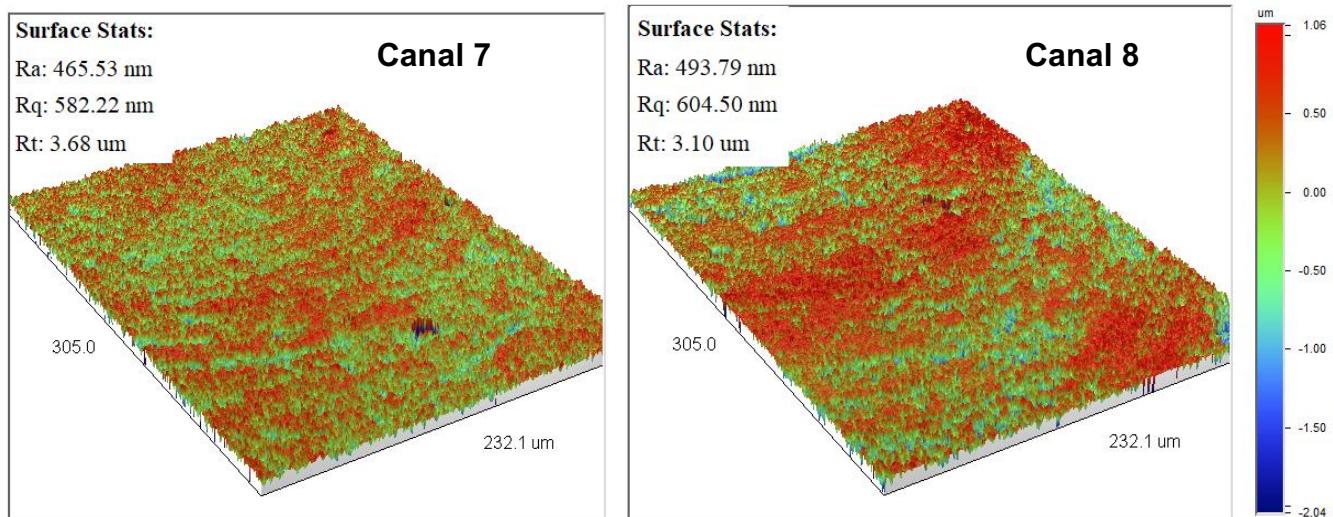


Compactado verde: 100 MPa uniaxial, 1,5 % peso de PVB.

Rugosidade dos canais

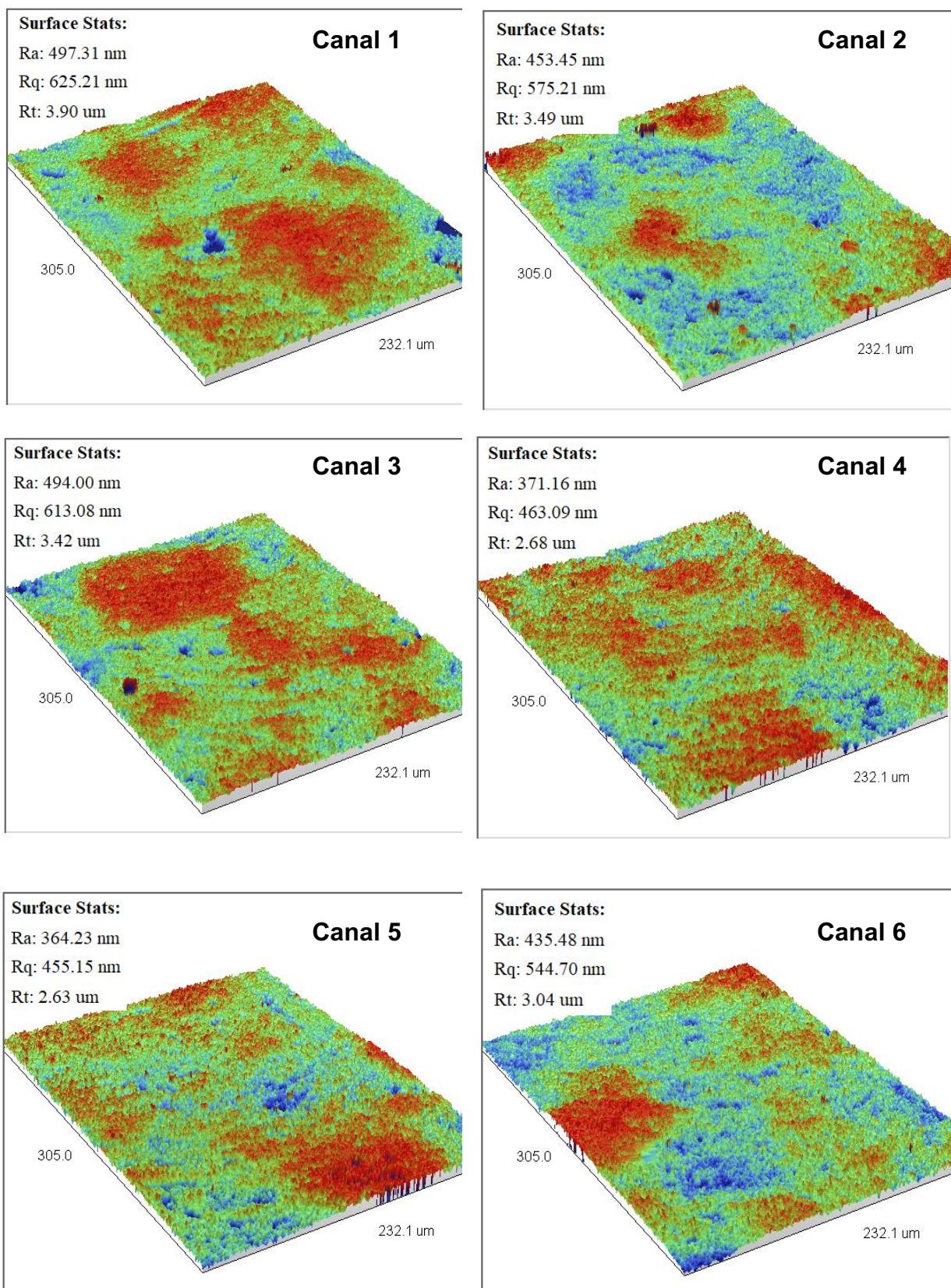


Continuação compactado verde

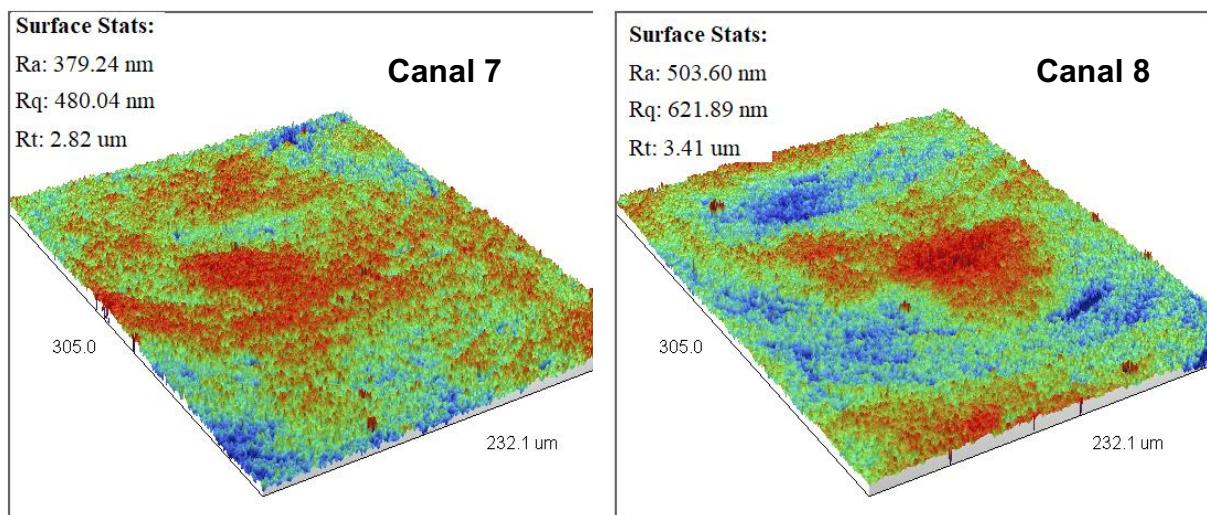


Compactado sinterizado: 100 MPa uniaxial, 1,5 % peso de PVB.

Rugosidade dos canais

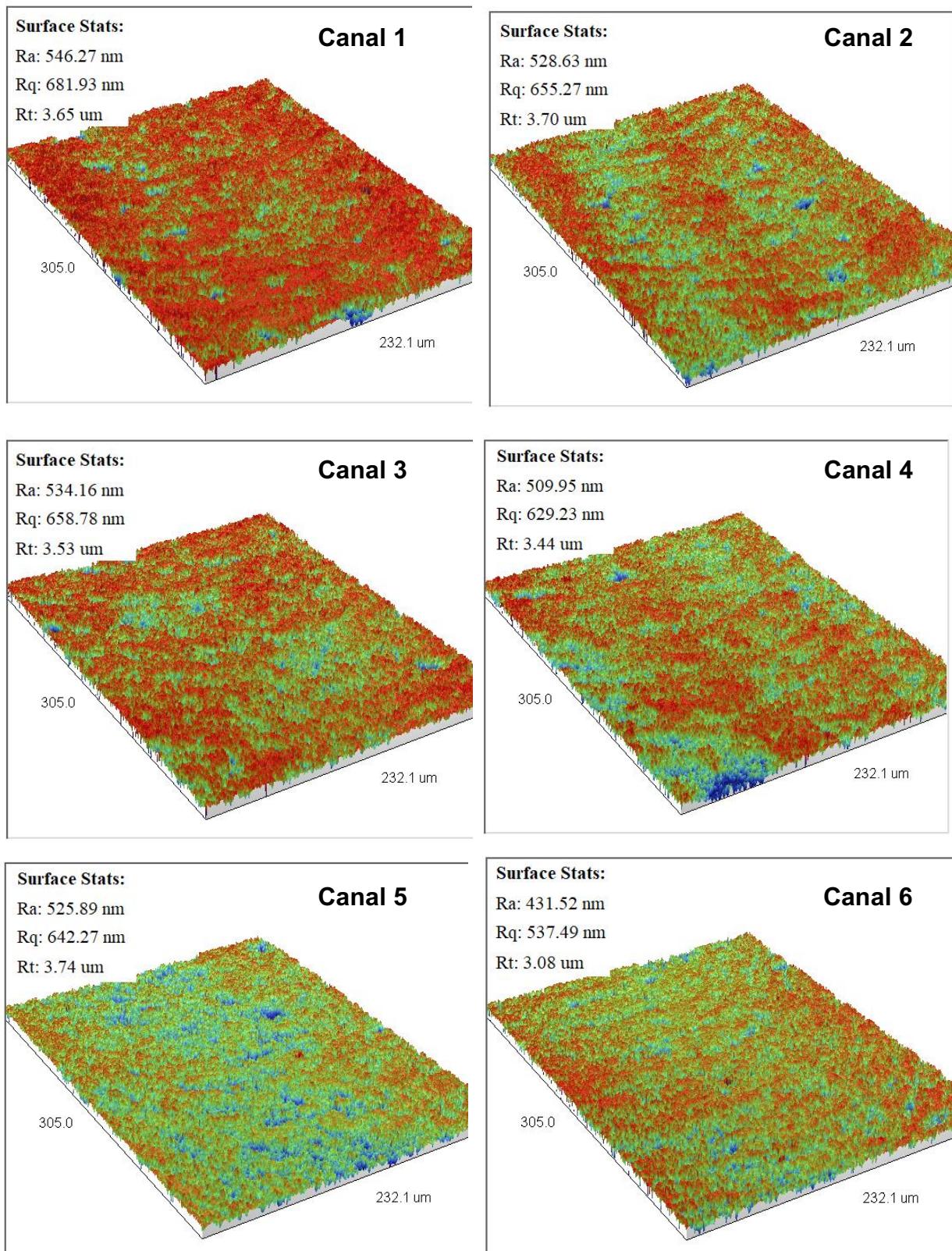


Continuação compactado sinterizado

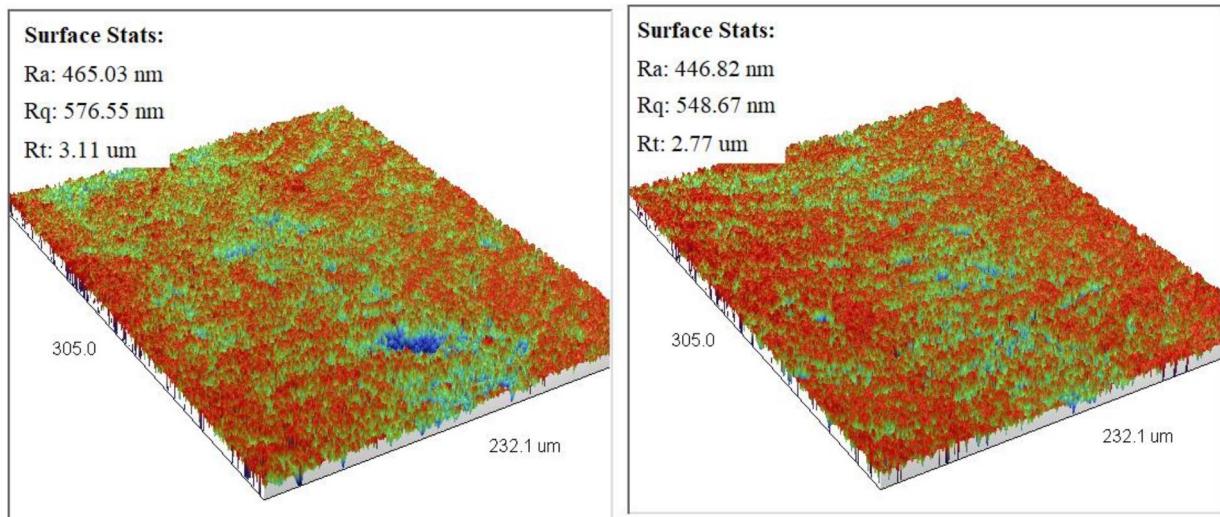


Compactado verde: 100 MPa uniaxial, 2,0 % peso de PVB.

Rugosidade dos canais

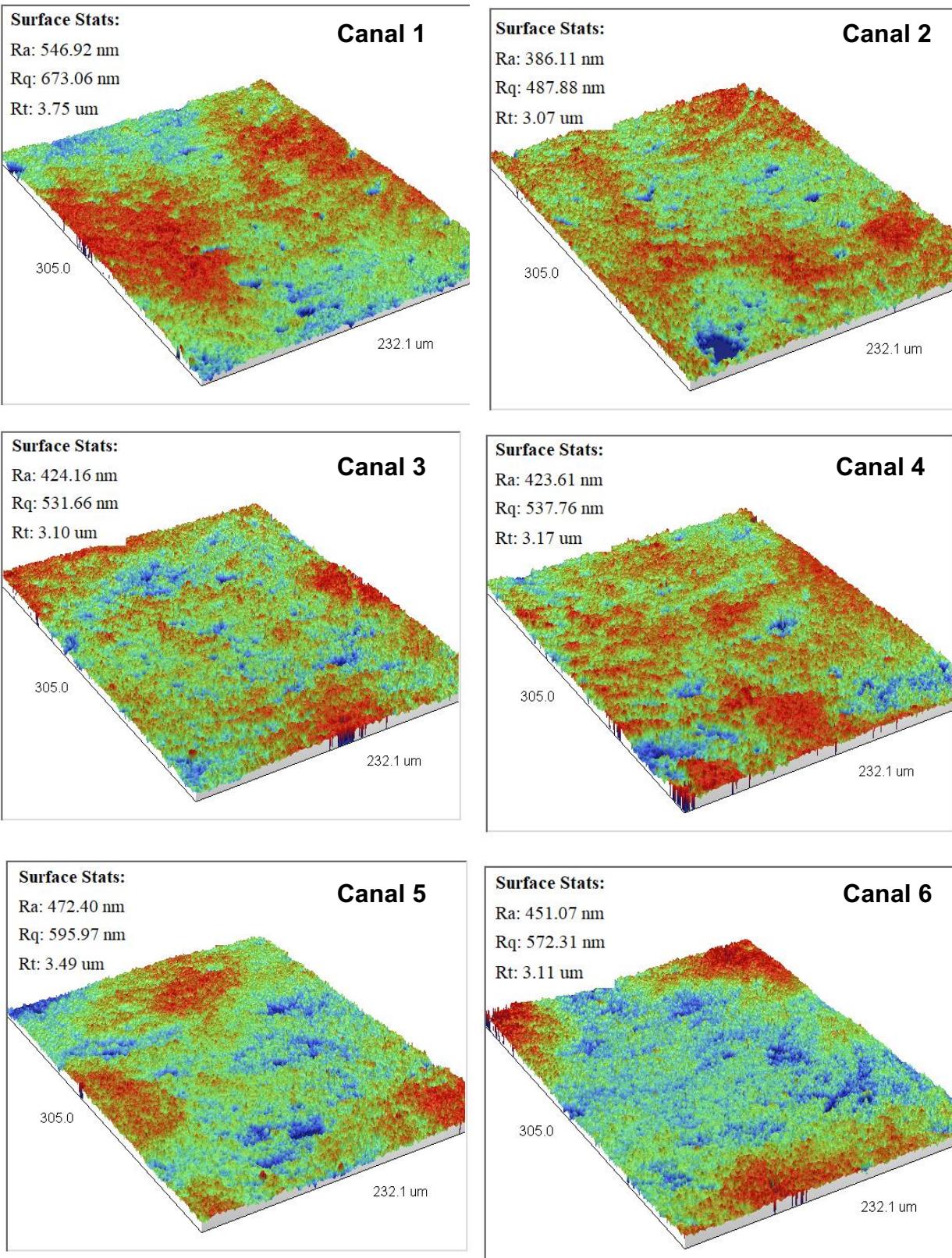


Continuação compactado verde

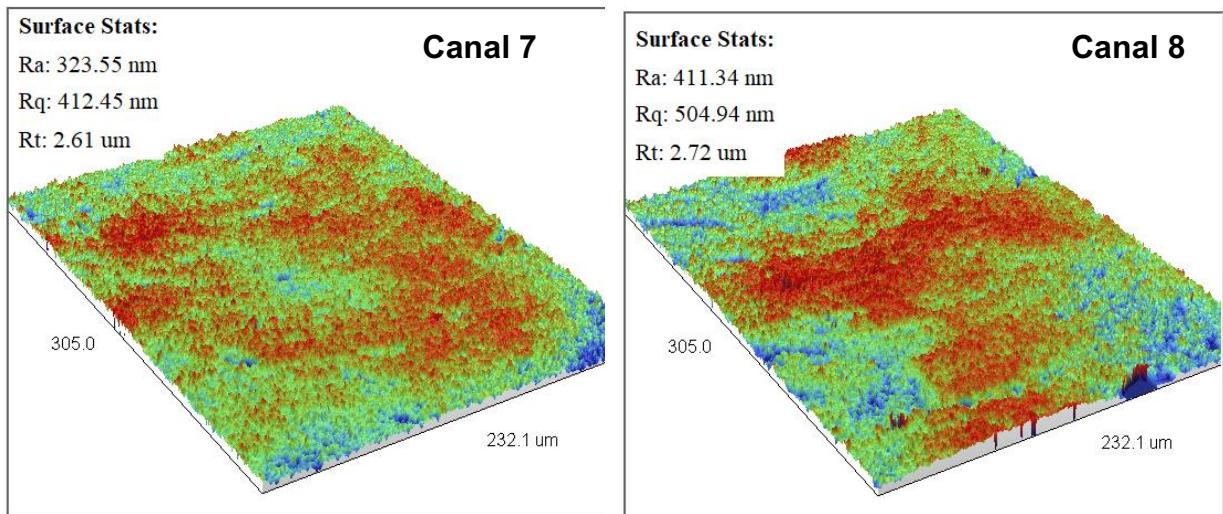


Compactado sinterizado: 100 MPa uniaxial, 2,0 % peso de PVB.

Rugosidade dos canais

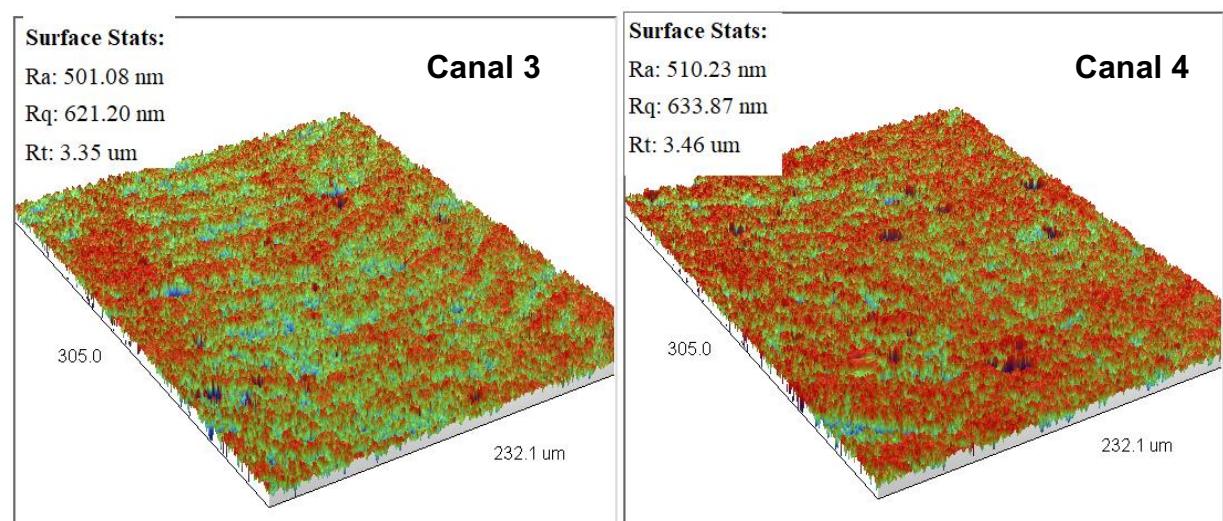
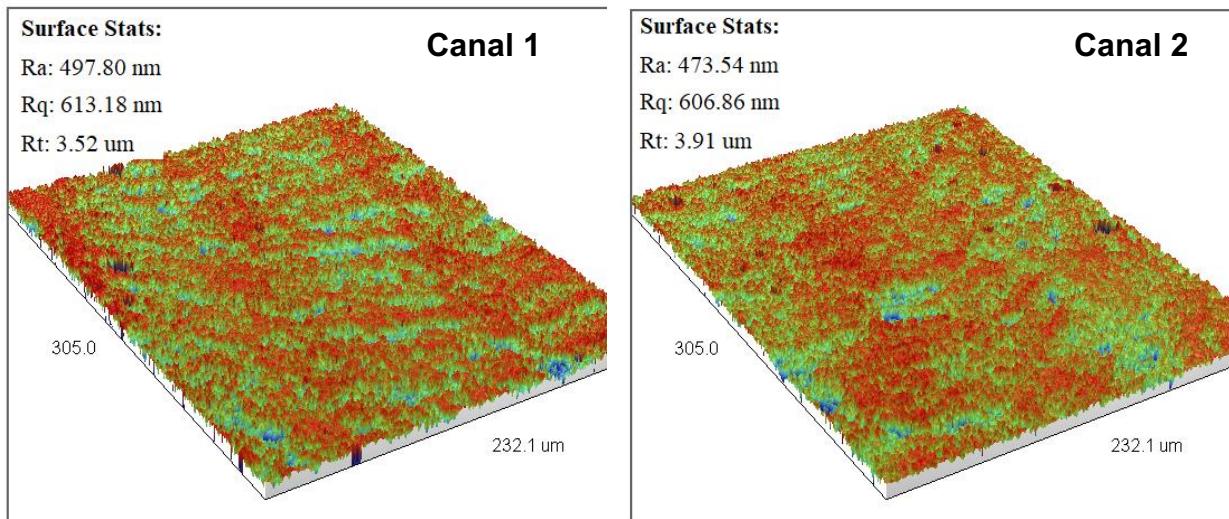


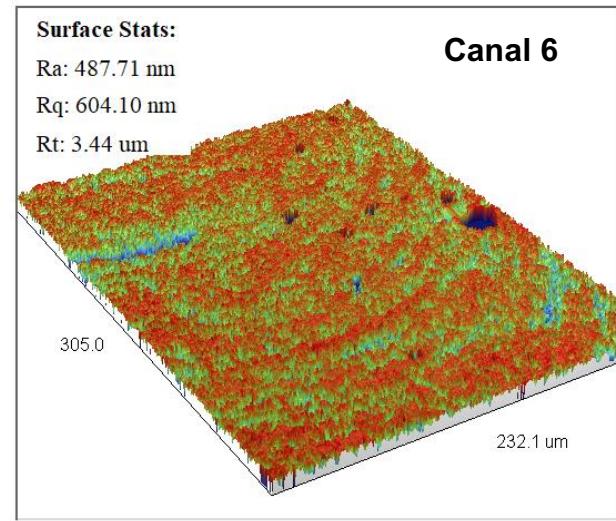
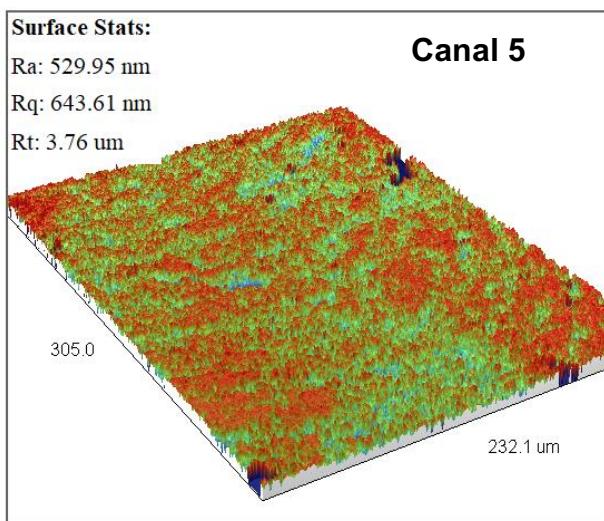
Continuação compactado sinterizado



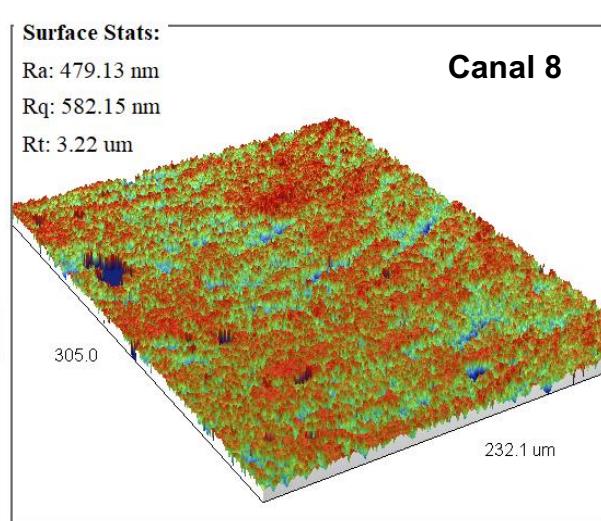
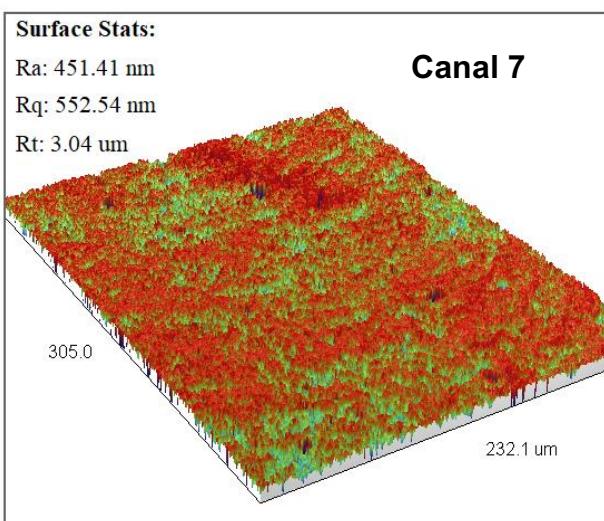
Compactado verde: 200 MPa isostática, 1,0 % peso de PVB.

Rugosidade dos canais



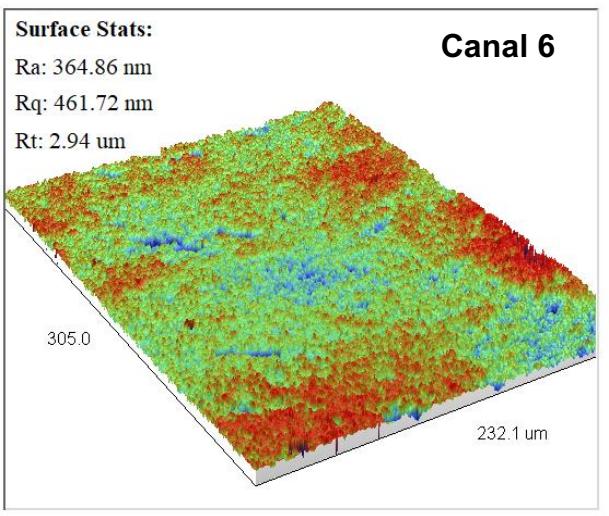
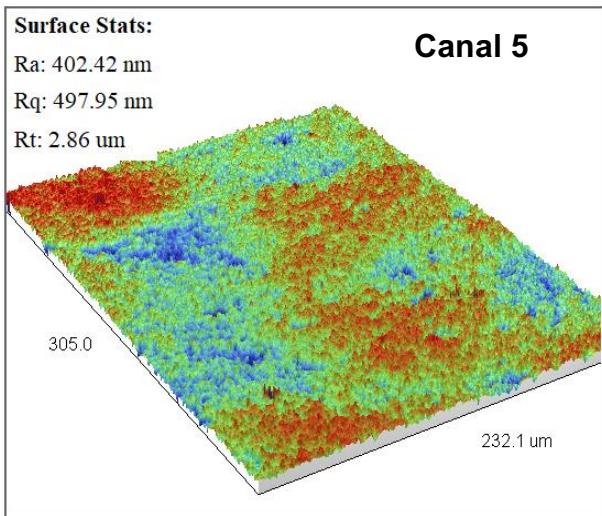
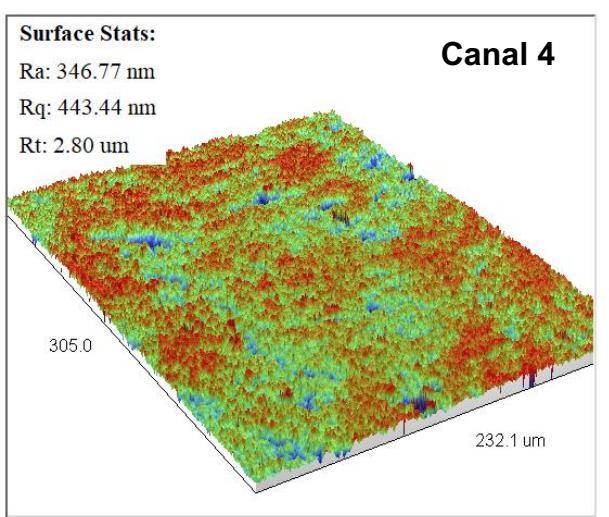
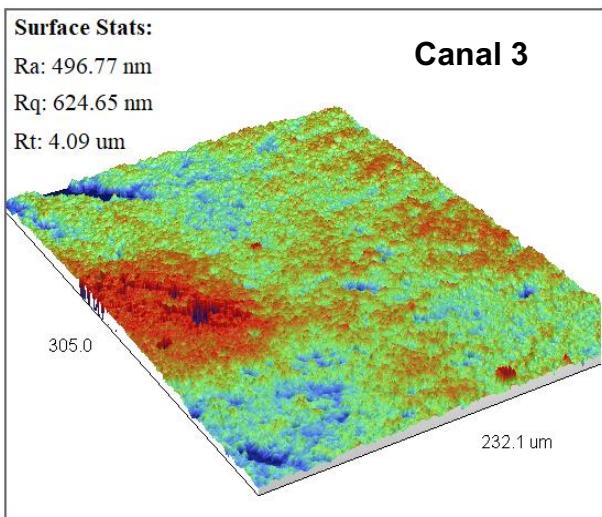
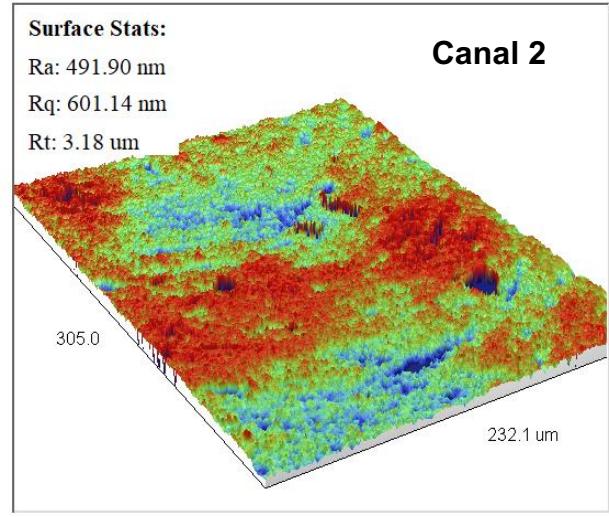
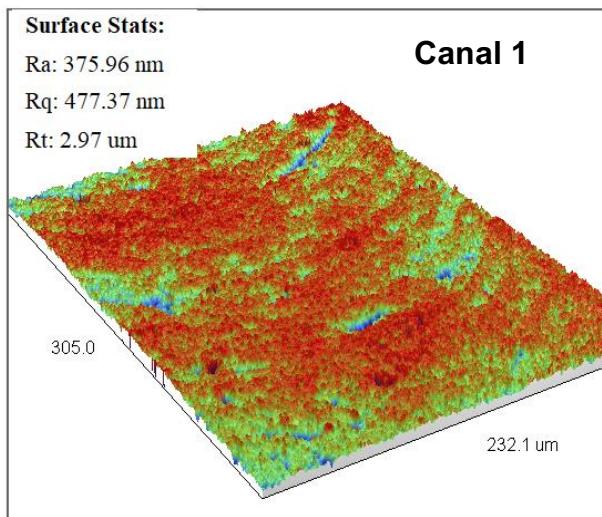


Continuação compactado verde

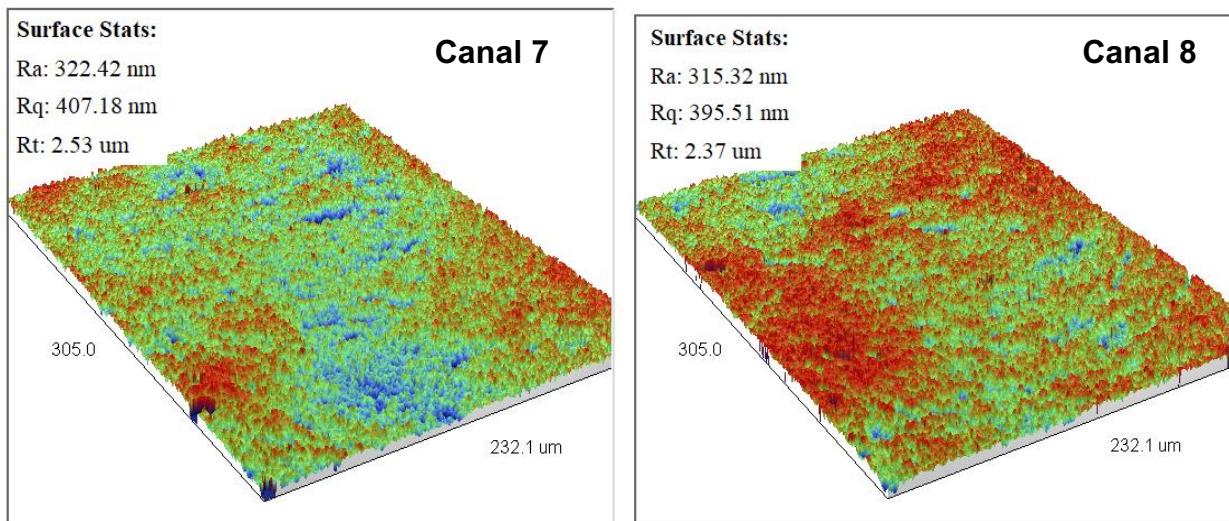


Compactado sinterizado: 200 MPa isostática, 1,0 % peso de PVB.

Rugosidade dos canais

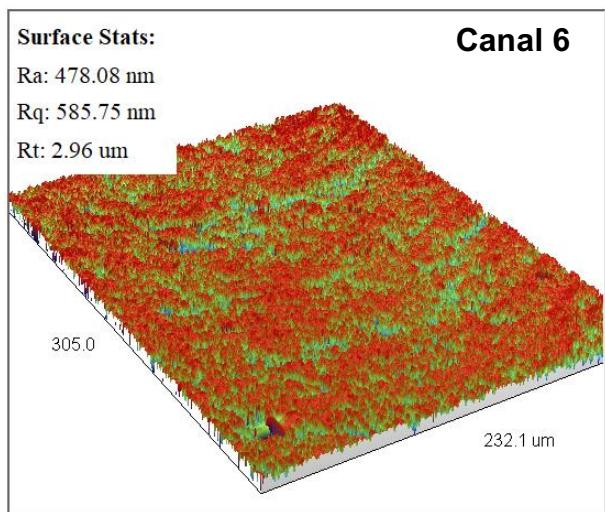
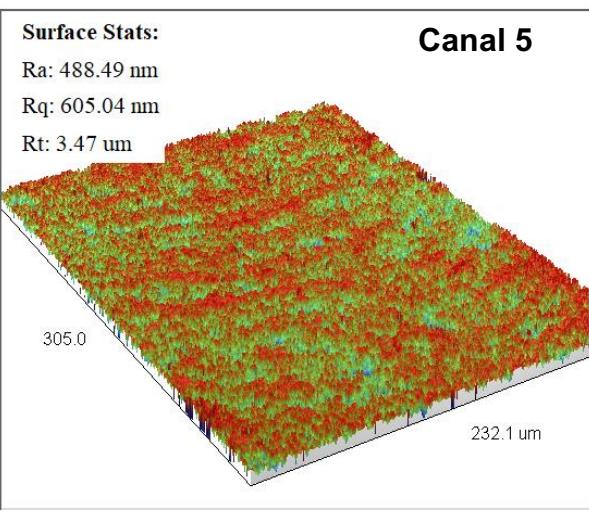
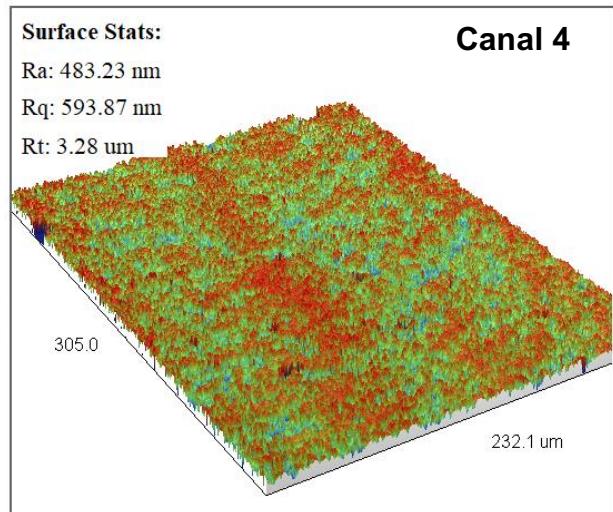
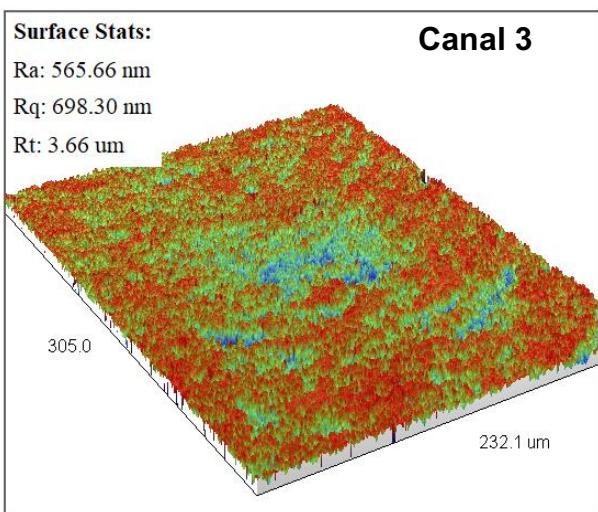
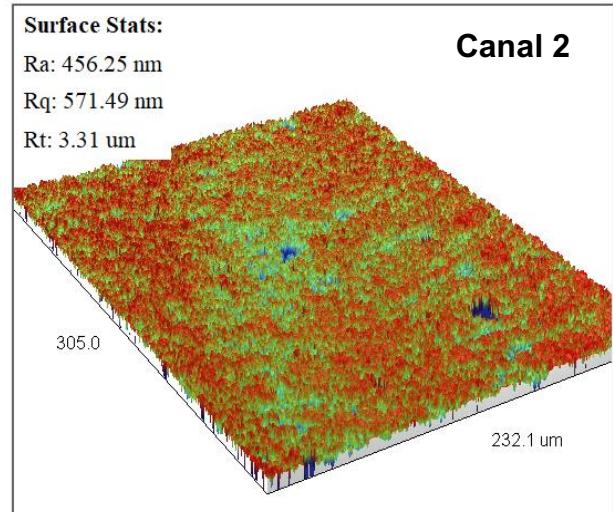
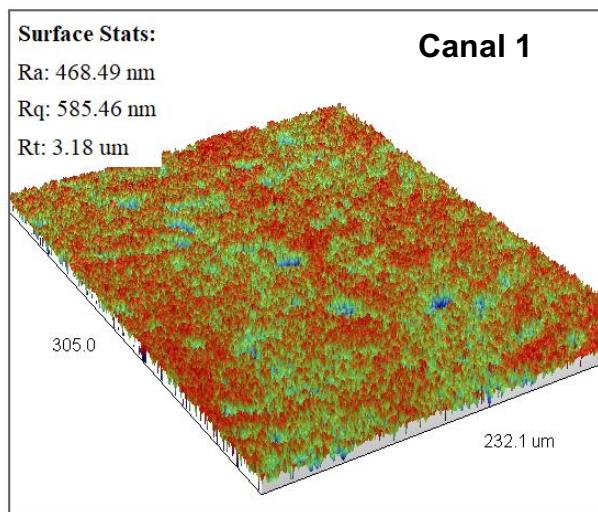


Continuação compactado sinterizado

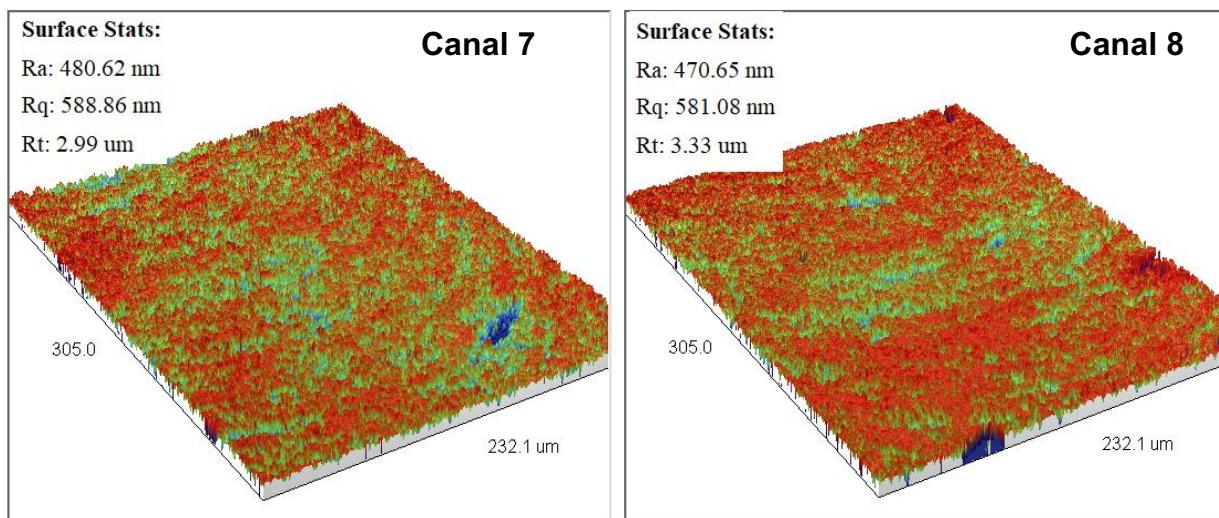


Compactado verde: 200 MPa isostática, 1,5 % peso de PVB.

Rugosidade dos canais

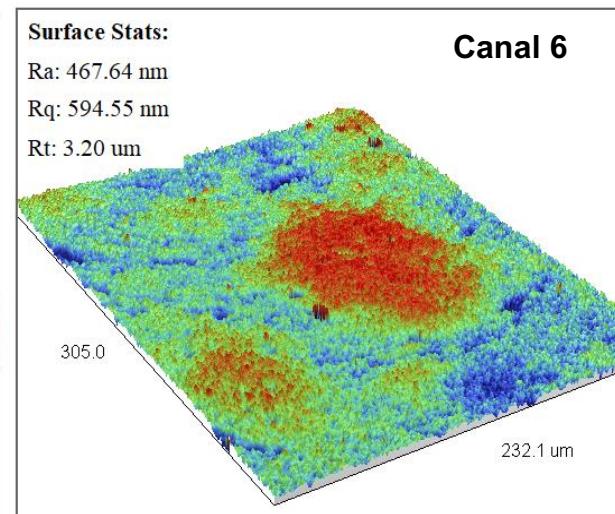
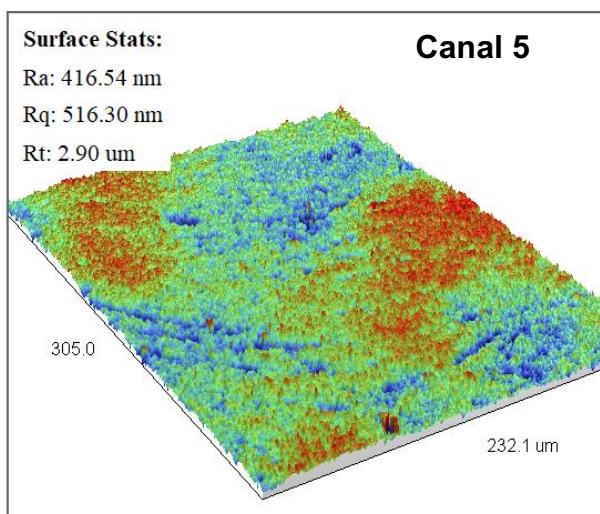
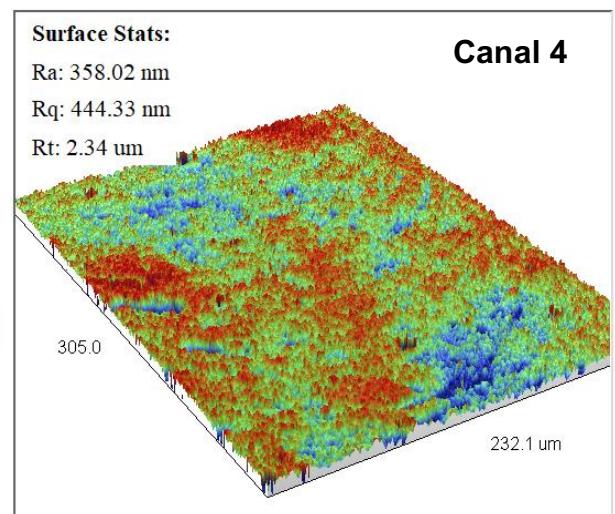
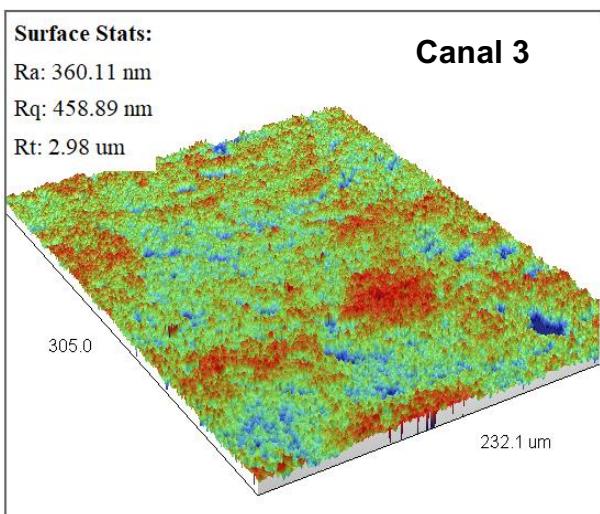
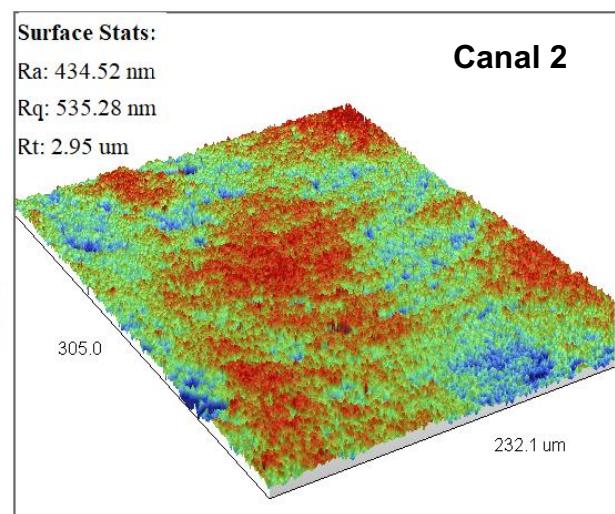
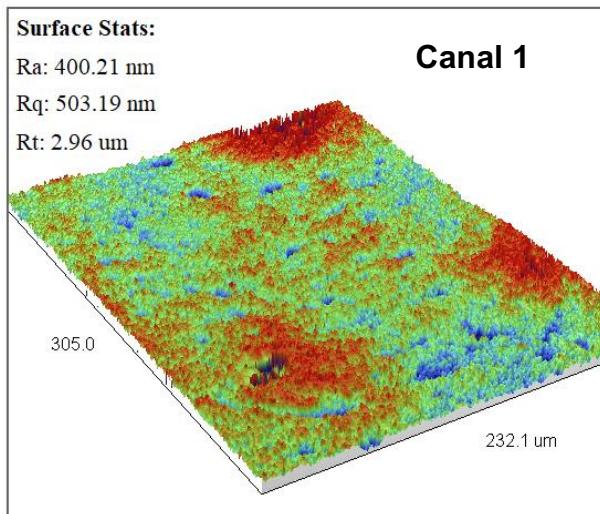


Continuação compactado verde

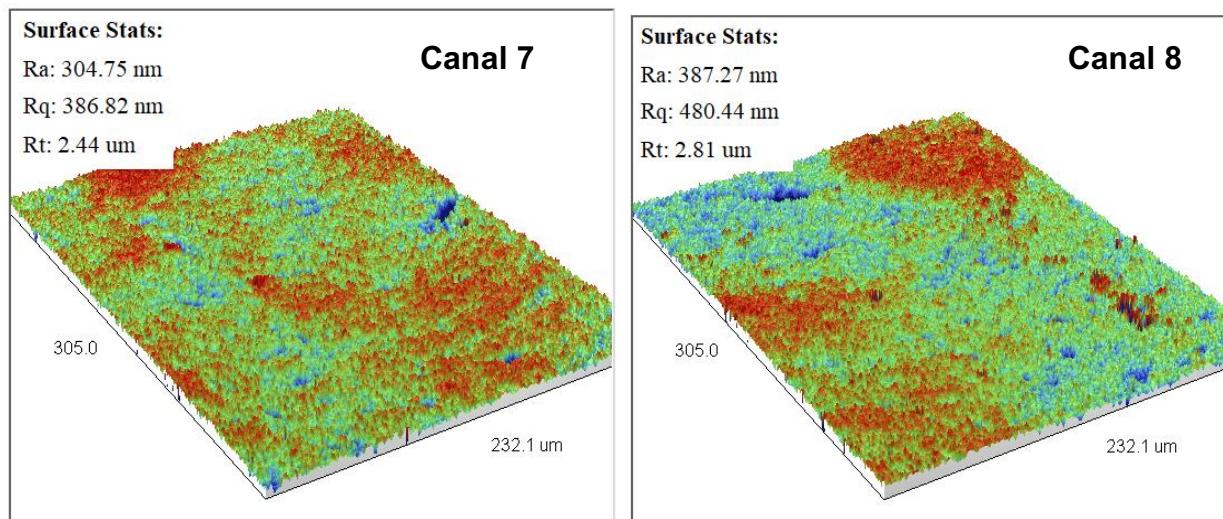


Compactado sinterizado: 200 MPa isostática, 1,5 % peso de PVB.

Rugosidade dos canais

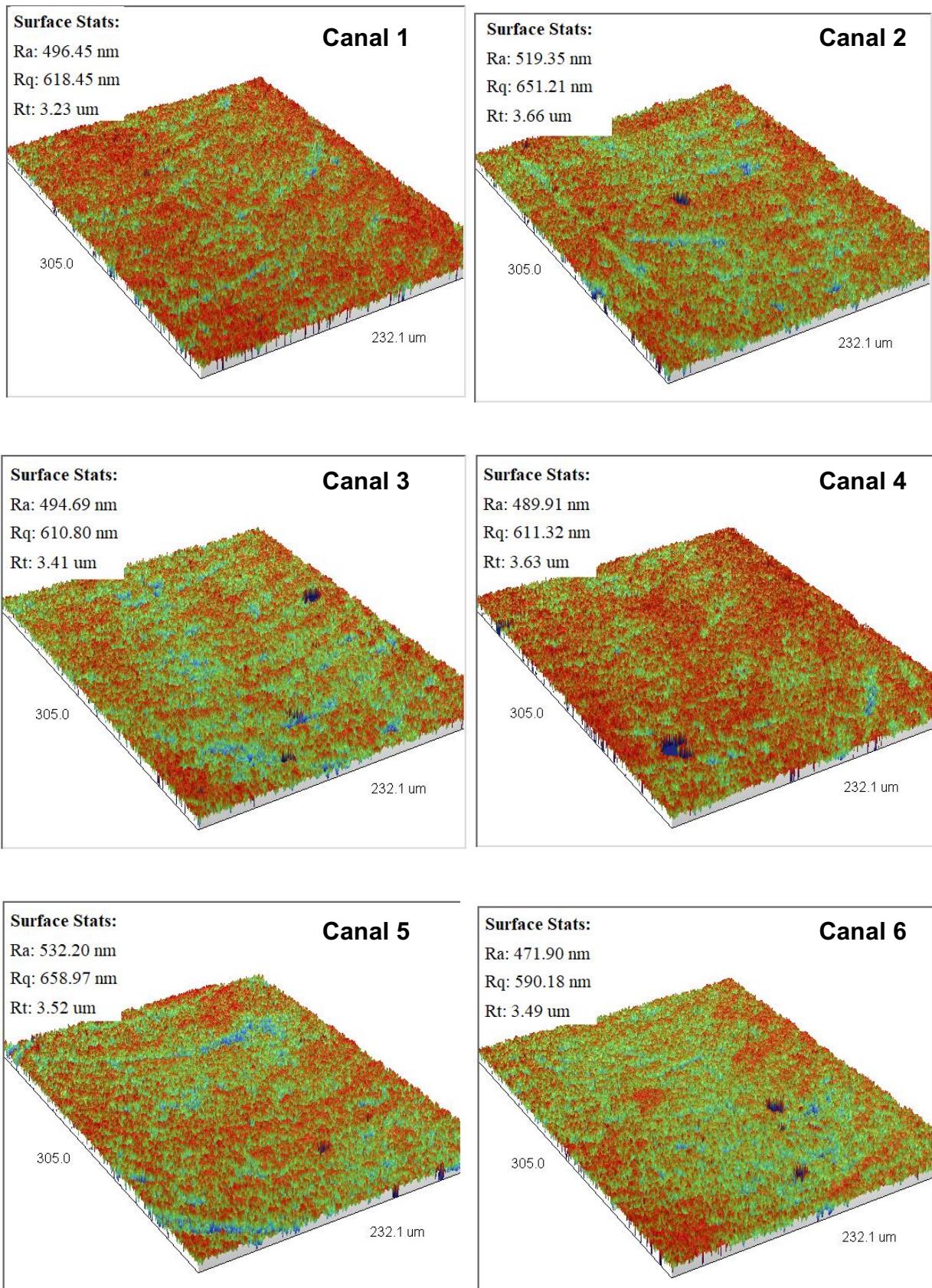


Continuação compactado sinterizado

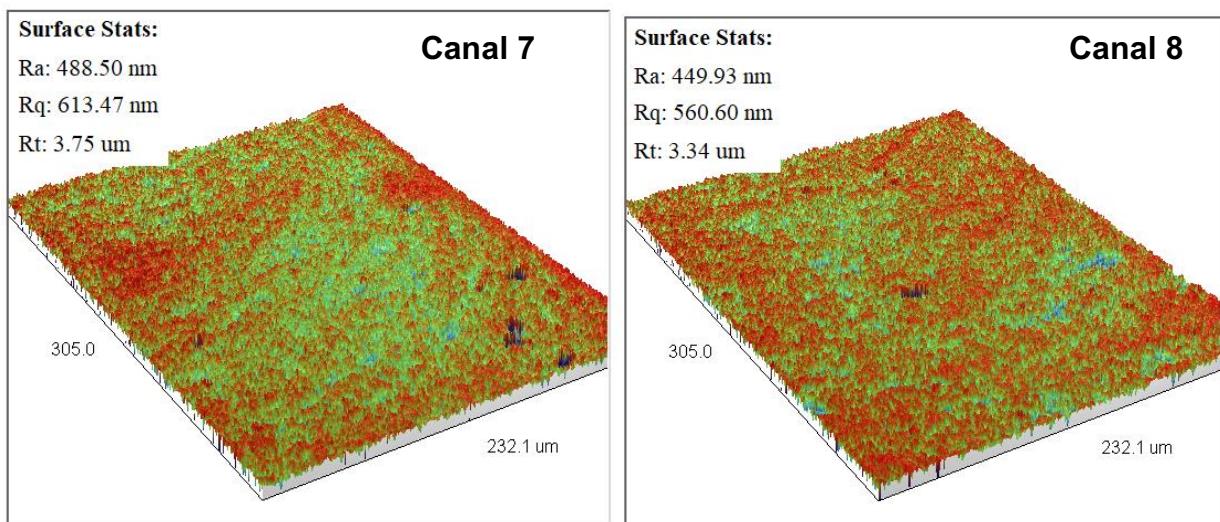


Compactado verde: 200 MPa isostática, 2,0 % peso de PVB.

Rugosidade dos canais

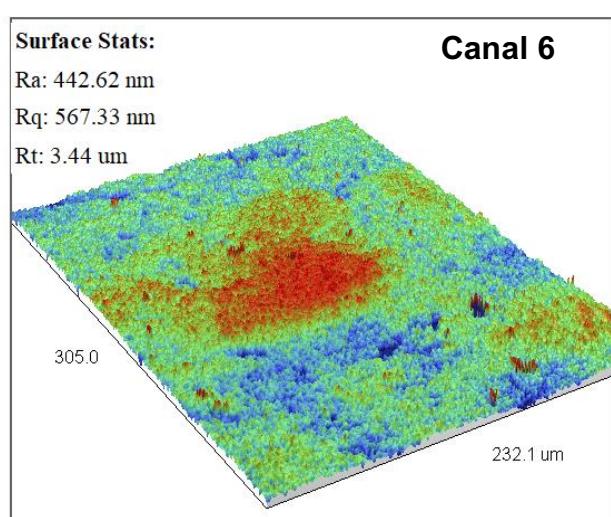
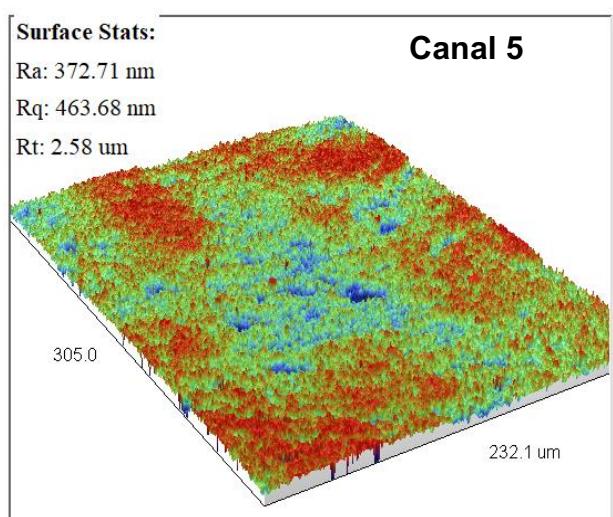
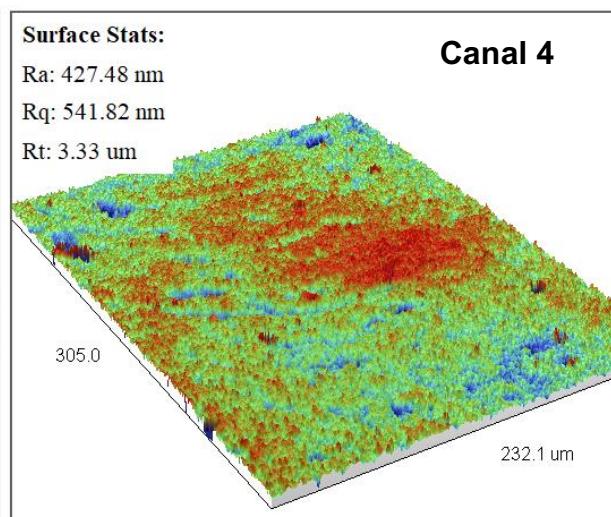
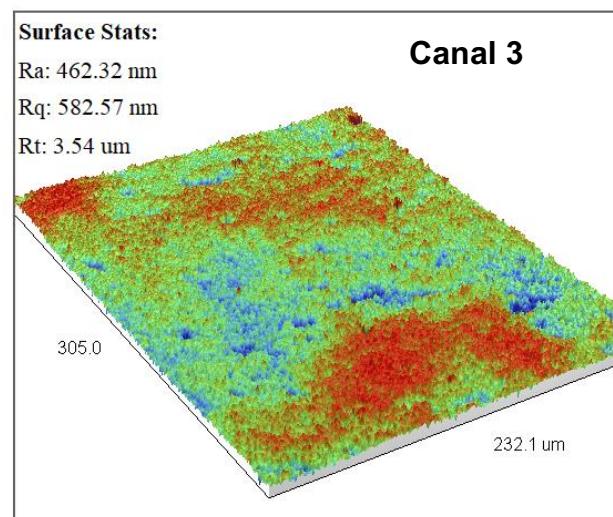
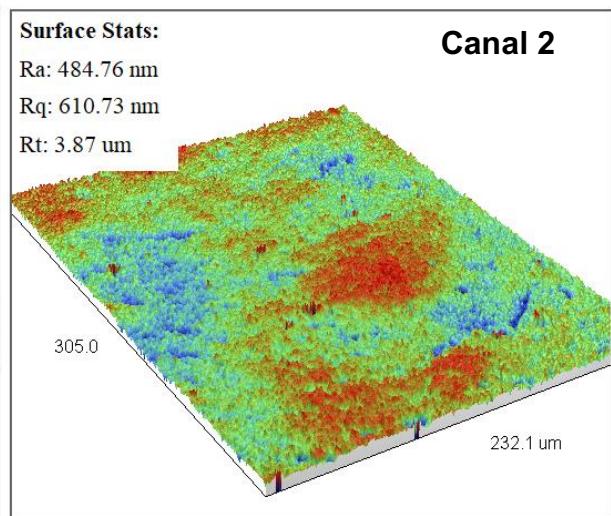
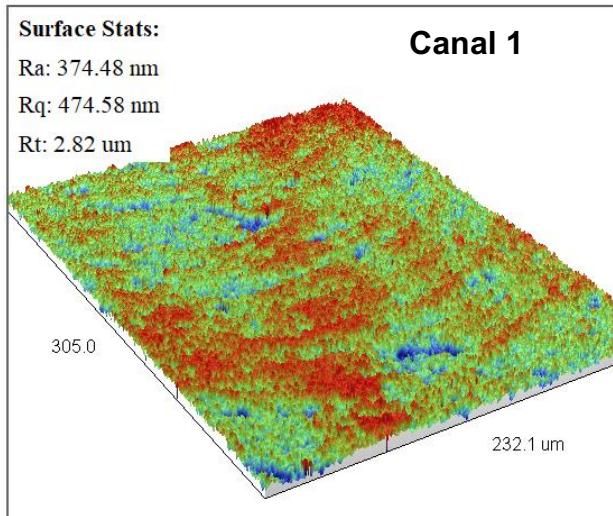


Continuação compactado verde



Compactado sinterizado: 200 MPa isostática, 2,0 % peso de PVB.

Rugosidade dos canais



Continuação compactado sinterizado

