

**UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA CIVIL**

MARÍLIA ALARCON GUIDOLIN

**CERÂMICA COM LODO DE INDÚSTRIA DE PLACA DE CIRCUITO
IMPRESSO, LAMA VERMELHA DE TRATAMENTO DE BAUXITA E
ESCÓRIA SIDERÚRGICA**

DISSERTAÇÃO

CURITIBA

2016

MARÍLIA ALARCON GUIDOLIN

**CERÂMICA COM LODO DE INDÚSTRIA DE PLACA DE CIRCUITO
IMPRESSO, LAMA VERMELHA DE TRATAMENTO DE BAUXITA E
ESCÓRIA SIDERÚRGICA**

Dissertação apresentada como requisito parcial para obtenção do grau de Mestre em Engenharia Civil, do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Civil, Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Área de Concentração: Sistemas e Materiais de Construção.

Orientador: Prof. Ph.D. Vsévolod Mymrine

CURITBA

2016

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação

G948c Guidolin, Marília Alarcon
2016 Cerâmica com lodo de indústria de placa de circuito
impresso, lama vermelha de tratamento de bauxita e
escória siderúrgica / Marília Alarcon Guidolin.--
2016.
71 f.: il.; 30 cm.

Texto em português, com resumo em inglês.
Dissertação (Mestrado) - Universidade Tecnológica
Federal do Paraná. Programa de Pós-Graduação em Engenharia
Civil. Área de Concentração: Sistemas e Materiais
de Construção, 2016.
Bibliografia: p. 63-70.

1. Engenharia civil - Dissertações. 2. Lama vermelha.
3. Resíduos industriais. 4. Lodo. 5. Placa de circuito
impresso. 6. Escória. 7. Cerâmica. I. Mymrine, Vsévolod.
II. Universidade Tecnológica Federal do Paraná - Programa
de Pós-graduação em Engenharia Civil. III. Título.

CDD: Ed. 22 -- 624

Biblioteca Ecoville da UTFPR, Câmpus Curitiba



TERMO DE APROVAÇÃO

TÍTULO DA DISSERTAÇÃO N.º 99

**CERÂMICA COM LODO DE INDÚSTRIA DE PLACA DE CIRCUITO IMPRESSO, LAMA
VERMELHA DE TRATAMENTO DE BAUXITA E ESCÓRIA SIDERÚRGICA**
POR
MARILIA ALARCON GUIDOLIN

Esta dissertação foi apresentada às 09:00 do dia 12 de dezembro de 2016, como requisito parcial para a obtenção do título de **MESTRE EM ENGENHARIA CIVIL**, área de Construção Civil, Linha de pesquisa Materiais e Componentes de Construção, do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Civil, da Universidade Tecnológica Federal do Paraná – UTFPR. O Candidato foi arguido pela Banca Examinadora composta pelos professores abaixo assinados. Após deliberação, a Banca Examinadora considerou o trabalho

APROVADO

(aprovado / reprovado)

Prof. Dr. Vsevolod Mymrine
(Orientador - UTFPR)

Prof. Dr. André Nagalli
(UTFPR)

Prof. Dr. Haroldo de Araújo Ponte
(UFPR)

Visto da Coordenação:

Prof. Dr. Ronaldo Luis dos Santos Izzo
Coordenador do PPGEC

AGRADECIMENTOS

Minha sincera e eterna reverência ao meu orientador, Professor Ph.D. Vsevolod Mymrine, que por mim dedicou muito tempo e paciência nesta pesquisa.

Minhas estimas ao meu esposo Reinaldo Hidalgo Guidolin Alarcon e aos nossos amigos Emanuelle Soares Brizola, Héilverton Emílio Ribas e Marcelo Francisco Bolzon.

Ao o Sr. Carlos Wellington Tenório de Araújo, quem me deu suporte, apoio e possibilitou a realização deste trabalho, ao qual eu tenho imensa estima e gratidão.

Ao meu amigo Genivaldo Caetano pelo auxílio na obtenção dos resíduos, os quais foram fundamentais para o desenvolvimento da pesquisa.

Meus agradecimentos à Associação Brasileira do Alumínio, especialmente à Eliana Mitiko Katayose do Projeto ABAL Alumínio nas Escolas, à Votorantim e às demais empresas que disponibilizaram materiais para o desenvolvimento do trabalho, ainda que anonimamente.

À Walderson Klitzke do Laboratório de Cerâmicas, UFPR, pela sinterização das amostras deste trabalho.

Ao Laboratório de Minerais e Rochas da UFPR, pela assistência técnica em análises desta pesquisa.

Da UTFPR, ao Laboratório de Materiais, ao Laboratório Multiusuário de Análises Químicas (LAMAQ), ao Centro Multiusuário de Caracterização de Materiais (CMCM) e aos seus Laboratoristas, pela assistência para a realização desta pesquisa.

Aos Professores Alfredo Iarozinski Neto, Cezar Augusto Romano, Rodrigo Eduardo Catai e Thomaz Aurelio Pagioro, que compartilharam seus conhecimentos de forma inspiradora. Aos Professores Fernando Guajará Greenberg, Larissa Kummer, Ronaldo Luis dos Santos Izzo, Tamara van Kaick e Wellington Mazer, que não mediram esforços para dar apoio ao projeto em momentos de suma importância. Aos Professores membros das Bancas André Nagalli e Adalberto Matoski e Haroldo de Araújo Ponte, que colaboraram extraordinariamente para a pesquisa.

Aos(às) meus(minhas) colegas Aline Hultemann, Bianca Silva Barros, Maria Joana do Nascimento, Marilene do Rocio Machado Lopes, Nelson de Lima Moura e Tatiane Duarte Dias Mohr, que com todo o carinho me deram suporte durante o período da realização da pesquisa. A todos(as) os(as) colegas que direta ou indiretamente me apoiaram, especialmente ao Alexandre Moeckel, Janaína Eliza Fadel Mazza Canedo dos Santos, Laudiceia Ferreira dos Santos, Neusa de Fatima Borges Molina, Rubia Camila Ronqui Bottini, Sueli Harumi Kaibava e a Thasiana Maria Kukolj da Luz.

E, finalmente, aos amigos e familiares que me incentivam e apoiam em todos os projetos.

RESUMO

GUIDOLIN, Marília Alarcon. Cerâmica com lodo de indústria de placa de circuito impresso, lama vermelha de tratamento de bauxita e escória siderúrgica. 2016. 67 f. Dissertação de Mestrado – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Civil, Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Curitiba, 2016.

A utilização de resíduos industriais na produção de materiais pode mitigar os impactos gerados pelo agente gerador. A utilização na construção civil de materiais gerados a partir de resíduos, minimizaria também os impactos gerados pela extração de recursos naturais para este setor. Os resíduos industriais utilizados nesta pesquisa são classificados como resíduos perigosos e, sendo a pesquisa sustentada na hipótese de que é possível produzir um material cerâmico para utilização na construção civil a partir de lodo de indústria de placa de circuito impresso, lama vermelha do processamento de bauxita e escória siderúrgica, foram produzidas composições cerâmicas utilizando estes resíduos como matéria prima. Os corpos de prova (CPs) foram confeccionados com 20g em molde de 20x60 mm e com prensa uniaxial de 5 MPa. Os CPs foram sinterizados à temperaturas de 800, 900, 1000, 1050, 1100 e 1150°C durante 6 horas. Foram realizadas análises de umidade, granulometria, densidade, perda ao fogo, FRX, DRX, MEV/EDS, retração linear de queima, absorção de água, resistência à flexão e lixiviação, a fim de caracterizar as matérias primas e o material cerâmico desenvolvido. Os resultados demonstram que houve fusão dos elementos que compõem as matérias primas. A composição que apresentou o melhor resultado alcançou 5,48 MPa de resistência à flexão, 4,57% de retração linear de queima, 2,06 de densidade e 19,94% de absorção de água. O resultado do ensaio de lixiviação aponta que o material cerâmico após a sinterização apresenta traços de Pb, tendo imobilizado apenas parte dos metais pesados analisados presentes na composição dos corpos de prova, o que o classifica como resíduo perigoso. Em comparação com as normas brasileiras, os aspectos de absorção de água e resistência atenderam aos requisitos para uso em blocos cerâmicos para alvenaria estrutural e nas categorias A, B e C de tijolos maciços comuns para alvenaria, respectivamente, no entanto, a imobilização de metais pesados carece de ajustes para que se alcance um material cerâmico inerte.

Palavras-chave: Lama Vermelha. Lodo de Indústria de Placa de Circuito Impresso. Escória Siderúrgica. Cerâmica.

ABSTRACT

GUIDOLIN, Marília Alarcon. Ceramic with sludge of printed circuit board industry, red sludge if Bauxite treatment and steel slag. 2016. 67 f. Dissertação de Mestrado – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Civil, Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Curitiba, 2016.

The use of industrial waste in the production of materials can mitigate the impacts generated by the generating agent. The use in civil construction of materials generated from waste, would also minimize the impacts generated by the extraction of natural resources for this sector. The industrial waste used in this research is classified as hazardous waste and the research is based on the hypothesis that it is possible to produce a ceramic material for use in civil construction from printed circuit board industry sludge, bauxite red processing sludge and steel slag, ceramic compositions using these residues as raw material were produced. The sample were made with 20g in mold 20x60 mm and with uniaxial press 5 MPa. The sample were sintered at temperatures of 800, 900, 1000, 1050, 1100 and 1150°C for 6 hours. Moisture tests were carried out, density, granulometry, loss on ignition, XRF, XRD, SEM/EDS, linear firing shrinkage, water absorption, flexural strength and leaching in order to characterize the materials and the ceramic material developed. The results show that there has been fusion of the components of the raw materials. The composition showed the best result achieved flexural strength 5.48 MPa, 4.57% of linear firing decrease, 2.06 density and 19.94% water absorption. The results of the leaching test indicate that the ceramic material after sintering presents traces of Pb, having immobilized only part of the analyzed heavy metals present in the composition of the test specimens, which classifies it as hazardous waste. In comparison with the Brazilian standards, the water absorption and resistance aspects met the requirements for use in ceramic blocks for structural masonry and in categories A, B and C of solid bricks common for masonry, respectively, however, the immobilization of metals is required to achieve an inert ceramic material.

Keywords: Red Mud. Circuit Board Industrial Sludge. Steel Slag. Ceramic.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Fluxograma de métodos.....	21
Figura 2 - Aspectos do LPCI: a) original; b) seco; e c) seco e moído.....	27
Figura 3 - Espectro proveniente da análise DRX do LPCI	29
Figura 4 - Estruturas microtopográficas de LPCI através de MEV e pontos de análises da composição microquímica através de EDS	30
Figura 5 - Mapeamento de dispersão de elementos químicos na superfície da amostra de LPCI através da análise EDS	31
Figura 6 - Aspectos da LV: a) original; b) seco; e c) seco e moído	32
Figura 7 - Espectro proveniente da análise DRX da LV	35
Figura 8 - Estruturas microtopográficas de LV através de MEV	36
Figura 9 - Composição microquímica através de EDS.....	37
Figura 10 - Aspecto da ES.....	38
Figura 11 - Espectro proveniente da análise DRX da ES.....	40
Figura 12 - Estruturas microtopográficas de ES através de MEV.....	41
Figura 13 - Estruturas microtopográficas da ES através de MEV e pontos de análises da composição microquímica através de EDS	42
Figura 14 - DRX da composição 3: A) mistura inicial seca; B) após queima à 1150°C.....	49
Figura 15 - Estruturas microtopográficas de uma amostra da composição 3 sinterizada à 1150°C através de MEV	50
Figura 16 - Estruturas microtopográficas através de MEV com ampliação de 5.000 vezes de uma amostra da composição 3 sinterizada à 1150°C	51
Figura 17 - Estruturas microtopográficas através de MEV com ampliação de 8.000 vezes de uma amostra da composição 3, sinterizada à 1150°C, e pontos de análises da composição microquímica através de EDS	52
Figura 18 - Estruturas microtopográficas através de MEV com ampliação de 8.000 vezes de uma amostra da composição 3, sinterizada à 1150°C, e pontos de análises da composição microquímica através de EDS	54
Figura 19 - Estruturas microtopográficas através de MEV com ampliação de 8.000 vezes de uma amostra da composição 3, sinterizada à 1150°C, e pontos de análises da composição microquímica através de EDS	55

LISTA DE QUADROS

Quadro 1 - Composição mineralógica obtida por meio da análise DRX do LPCI.....	29
Quadro 2 - Composição mineralógica obtida por meio da análise DRX da LV	36
Quadro 3 - Composição mineralógica obtida por meio da análise DRX da ES	41
Quadro 4 – Composição mineralógica obtida por meio da análise DRX da composição 3.....	51

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Percentual de matérias primas nas composições	26
Tabela 2 – Resultado da análise FRX de LPCI	28
Tabela 3 - Concentração de metais em extrato lixiviado de LPCI	29
Tabela 4 - Resultado da análise MEV/EDS na área da Figura 4-A e nos pontos 1-6 da Figura 4-D	31
Tabela 5 - Granulometria da LV	33
Tabela 6 – Comparação dos resultados de FRX de alguns óxidos que compõe a LV	34
Tabela 7 – Complemento do resultado da análise FRX da LV	35
Tabela 8 - Concentração de metais no extrato lixiviado da LV	35
Tabela 9 – Resultado da análise MEV/EDS de LV (Figuras 8-A e 9)	38
Tabela 10 - Granulometria da ES	39
Tabela 11 - Resultado da análise FRX da ES	40
Tabela 12 - Concentração de metais em extrato lixiviado de ES	40
Tabela 13 - Resultado da análise EDS de ES	43
Tabela 14 - Resistência à flexão (MPa).....	45
Tabela 15 – Retração linear após queima.....	46
Tabela 16 - Densidade das cerâmicas depois da queima em diferentes temperaturas	46
Tabela 17 - Absorção de água	47
Tabela 18 - Composição química da cerâmica 3	49
Tabela 19 - Resultado da análise MEV/EDS na área da Figura 17 nos pontos 1-13	53
Tabela 20 - Resultado da análise MEV/EDS na área da Figura 18 nos pontos 1-8	55
Tabela 21 - Resultado da análise MEV/EDS na área da Figura 19 nos pontos 1-10	57
Tabela 22 – Comparação de RF com NBR 7.170	58
Tabela 23 - Comparação de AA com NBR 15.270-2.....	59
Tabela 24 - Concentração de metais em extrato lixiviado das matérias primas e da composição 3 sinterizada.....	59
Tabela 25 - Comparação do resultado de lixiviação da composição 3 com NBR 10.004/2004	60

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO.....	12
2 OBJETIVOS.....	13
2.1 Objetivo geral	13
2.2 Objetivos Específicos	13
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	14
3.1 Lodo de Placa de Circuito Impresso.....	14
3.2 Lama Vermelha do tratamento de bauxita	18
3.3 Escória Siderúrgica.....	19
4 MATERIAIS E MÉTODOS	21
4.1 Obtenção dos resíduos (matérias primas).....	22
4.2 Umidade	22
4.3 Granulometria.....	22
4.4 Composição química das matérias primas pelo método de FRX.....	22
4.5 Perda ao Fogo (PF).....	23
4.6 Lixiviação.....	23
4.7 Composição mineralógica das matérias primas e de materiais cerâmicos sinterizados pelo método de DRX.....	23
4.8 Estrutura morfológica das matérias primas e de materiais cerâmicos sinterizados pelo método de MEV/EDS.....	24
4.9 Resistência à flexão	24
4.10Retração linear de queima	24
4.11Densidade	25
4.12Absorção de água	25
4.13Preparação dos corpos-de-prova.....	25
5 RESULTADOS	28
5.1 Caracterização das matérias primas.....	28
5.1.1 LPCI.....	28
5.1.2 LV.....	33
5.1.3 ES.....	39
5.2 Propriedades mecânicas das cerâmicas desenvolvidas.....	44
5.2.1 Mudanças na resistência à flexão após sinterização	44
5.2.2 Mudanças na retração linear de queima	46
5.2.3 Mudanças na densidade das cerâmicas após sinterização.....	46

5.2.4 Mudanças nos valores de absorção de água após sinterização	47
5.2.4 Conclusão parcial das propriedades mecânicas das cerâmicas	48
5.3 Processos físico-químicos de formação das estruturas das cerâmicas	49
5.3.1 Composição 3.....	49
5.4 Comparação dos resultados com normas brasileiras	58
6 CONCLUSÃO.....	61
7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	62
8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	63

1 INTRODUÇÃO

A cerâmica vem sendo utilizada há aproximadamente 20 mil anos e, bem assim, sua invenção introduziu mudanças fundamentais nas práticas de subsistência e no comportamento humano (WU et al., 2012). Amplamente utilizada, a cerâmica se destaca pela capacidade de potencializar determinadas características físico-químicas quando da incorporação de resíduos (MENEZES; NEVES; FERREIRA, 2002).

Estudos apontam para a possibilidade do uso de resíduos, como matéria prima alternativa, na fabricação de produtos cerâmicos para a construção civil (RODRIGUES; HOLANDA, 2013; VIANA et al., 2010; DONDI et al., 2009; MODESTO et al., 2003). De acordo com Camargo, Portela e Yoshimura (2005), a ideia de encapsular rejeitos que contenham metais potencialmente tóxicos está embasada na hipótese de que os compostos vítreos que se formam durante a sinterização seriam estáveis à lixiviação que ocorre durante a vida útil dos materiais cerâmicos.

Nesse sentido, Tang, Lee e Shih (2013) acreditam que reutilizar resíduos perigosos, transformando-os em produtos cerâmicos, reduz significativamente o impacto ambiental do processo industrial. Em Taiwan, por exemplo, são geradas mais de 100.000 toneladas de lodo de placa de circuito impresso (LPCI) anualmente (HU; SHIH; LECKIE, 2010). A placa de circuito impresso é uma peça básica e fundamental para a tecnologia eletrônica utilizada atualmente, e as indústrias de fabricação desses componentes eletrônicos geram lodos ricos em metais pesados (CHEN et al., 2011). O crescimento deste setor em escala mundial gera aumento na quantidade de resíduos industriais dispostos no meio ambiente, podendo provocar contaminação de solos e águas subterrâneas (LADOU, 2006).

O LPCI, especificamente, é considerado mundialmente como resíduo perigoso (LIN; CHEN, 2007) e a atenção dada à destinação desse resíduo é crescente em razão dos riscos apresentados pela contaminação por metais pesados, pois a acumulação desses metais em tecidos vivos, ao longo da cadeia alimentar, representa um grave problema de saúde pública (ZOUBOULIS; LOUKIDOU; MATIS, 2004).

Os metais pesados promovem danos ao meio ambiente. Quando habitats aquáticos são contaminados, a biota é submetida a efeitos que variam de acordo com a intensidade e a duração da exposição ao agente tóxico (LONG, 1995 apud FLEEGER; CARMAN; NISBET, 2003). Um efeito típico da toxicidade é a redução populacional de um organismo em observação, seja por aumento da mortalidade ou por diminuição da fecundidade. Existem

também os efeitos subletais, como o estresse fisiológico e o comprometimento comportamental dos organismos afetados (FLEEGER; CARMAN; NISBET, 2003).

Além de reduzir o descarte de substâncias tóxicas no meio ambiente, a utilização de resíduos industriais na produção de materiais pode também mitigar os impactos ambientais gerados pelo setor da construção civil, apontado pelo Conselho Internacional da Construção como sendo o setor de atividades humanas que mais consome recursos naturais (MINISTÉRIO DO MEIO AMBIENTE, 2015). Segundo Sjöström (1996 apud SANTOS et al., 2012), a extração para a construção civil representa até 50% do consumo de recursos naturais do planeta.

Atentando para o sucesso de outras pesquisas no desenvolvimento de novas composições cerâmicas com a utilização de resíduos industriais (MYMRINE et al., 2015; NANDI et al., 2015; LI et al., 2015; FAN; LI, 2013), acredita-se ser possível obter material cerâmico a partir dos resíduos propostos neste estudo e, ainda, que tal material atenderá a aspectos químicos, físicos e mecânicos estabelecidos pela legislação brasileira para aplicação na construção civil.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo geral

A pesquisa, amparada na capacidade que a cerâmica possui de potencializar características físico-químicas quando da incorporação de resíduos, objetiva criar um novo material cerâmico a partir, exclusivamente, de resíduos industriais, sem a utilização de argila, com ênfase na estabilização de LPCI em composições com Lama Vermelha (LV) e Escória Siderúrgica (ES).

2.2 Objetivos Específicos

Os objetivos específicos da pesquisa são:

- Pesquisar as características químicas e mineralógicas dos resíduos usados;
- Desenvolver composições cerâmicas a base de LPCI, LV e ES;
- Realizar análises físicas e químicas do material cerâmico desenvolvido;
- Realizar análises de lixiviação dos resíduos e do material cerâmico sinterizado;

- Comparar as propriedades mecânicas e químicas do novo material cerâmico com a normas: NBR 15.270-2 (ABNT, 2005), NBR 7.170 (ABNT, 1983) e NBR 10.004 (ABNT, 2004).

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Lodo de Placa de Circuito Impresso

A placa de circuito impresso é um produto básico e amplamente utilizado pela indústria eletrônica, fornecendo interconexões elétricas entre os componentes em sua plataforma (LADOU, 2006). Segundo Melo, Rios e Gutierrez (2001) a placa de circuito impresso tanto constitui substrato mecânico para os componentes eletrônicos que formam o circuito, quanto viabiliza o contato entre esses elementos, devido às trilhas de cobre.

Como explica Yarli (QUIROZ, 2017), os painéis laminados, ou placas virgens, são construídos a partir de camadas de material prensado sob calor e pressão, a fim de formar uma densa base isolante, que posteriormente recebe um revestimento metálico de cobre para formar o plano condutor. Precedente à impressão dos circuitos é a lavagem ou desengraxe da placa virgem, para remoção de óleos e óxidos presentes na superfície. A remoção destas impurezas é feita através de microcorrosão superficial da placa, que pode ser realizada tanto por abrasão, utilizando-se uma fina palha de aço, quanto por vibração ultrassônica, que consiste no uso solvente e vibração ultrassônica (QUIROZ, 2017).

Um dos processos de impressão do circuito na placa é o fotográfico, utilizando filmes solúveis em solventes quando expostos a luz ultravioleta (QUIROZ, 2017). Neste método, é feita a aplicação do filme na face cobreada. Após a adesão do fotolito, revela-se o traçado condutor pela exposição à luz e, finalmente, procede-se a remoção do filme não exposto através da imersão da placa em uma solução de carbonato de sódio (QUIROZ, 2017).

Para a obtenção do plano condutor, faz-se a eliminação do cobre indesejável por meio de uma solução corrosiva. O agente corrosivo mais aplicado é o percloroato de ferro. Posteriormente, a placa passa pelo processo de lavagem e secagem antes de finalmente passar pelo tratamento superficial, onde faz-se a impressão das legendas, quando necessário (QUIROZ, 2017).

O método de fabricação de placas de circuito impresso que oferece maior precisão no resultado do desenho das trilhas, é o método que envolve a corrosão química subtrativa (BRAGA; RABELO; CARDOSO, 2012). Por isso, é o processo mais utilizado de fabricação

de placas de circuito impresso. Neste método, estando o desenho da trilha impresso na placa, o Cu remanescente é subtraído quimicamente da superfície, permanecendo apenas o Cu que reproduz o formado do circuito desejado (MELO; RIOS; GUTIERREZ, 2001).

Uma placa de circuito impresso possui cerca de 30% de metais, sendo entre 10-20% de Cu, entre 1-5% de Pb e entre 1-3% de Ni (VEIT et al., 2006). Em razão das características do LPCI, o método de aproveitamento mais encontrado na literatura diz respeito à extração de metais, a partir de diversas tecnologias (XIE et al., 2009; TU et al., 2010; LEE; AHN; AHN, 2003; TSENG et al., 2007; LOU; HAN; HUANG, 2009). No entanto, existem pesquisas sobre a incorporação do LPCI em materiais para construção civil.

Huang et al.(2007) prepararam composições para a produção de agregados leves com a incorporação de resíduos de mina de xisto, argila branca, cinzas de incinerador de resíduos urbanos e LPCI. A mistura foi homogeneizada e peletizada, formando corpos de prova (CPs) de 3 a 7 mm de diâmetro, os quais foram sinterizados em temperaturas entre 1050°C e 1250°C durante 5, 15, e 25 minutos. O resultado de absorção de água dos agregados, com taxas entre 4 e 9%, indicaram que houve boa vitrificação. O agregado proposto cumpre os requisitos chineses para utilização na fabricação de paredes divisórias leves, tendo a resistência à compressão alcançado valores que variam entre 4,3 e 7,5 MPa. Sinterizado em 1150°C, o produto apresenta apenas vestígios de Cr (III) (0,03 mg/L), Cr (0,19 mg/L) e Cu (0,16 mg/L) no extrato lixiviado.

Com intuito de verificar a viabilidade da incorporação de lodo de Cu (TANG et al., 2010) e Ni (SHIH; TANG, 2011) em produtos cerâmicos, foi procedida a incorporação de lodos simulados a um precursor cerâmico rico em Al_2O_3 . Os componentes passaram por processo de secagem, homogeneização e moldagem em peletes de 20 mm. Os CPs foram sinterizados em temperaturas que variaram de 650°C a 1150°C pelo período de três horas. Em outro estudo, foram confeccionados CPs com lodo de Cu produzido em laboratório (lodo simulado), em peletes de 13 mm de diâmetro, sinterizados entre 600°C e 1200°C (HU; SHIH; LECKIE, 2010). Os resultados demonstram que a eficácia da incorporação do Cu em produtos cerâmicos exige programas de sinterização acima de 750°C (TANG et al., 2010). Para Hu, Shih e Leckie (2010) a faixa de temperatura ideal para obter espinélio de aluminato de cobre ($CuAl_2O_4$) está entre 950°C e 1000°C, já que os mecanismos de transformação iniciam-se em temperaturas elevadas. Os autores concluem que a estabilização de Cu (TANG et al., 2010; HU; SHIH; LECKIE, 2010) e Ni (SHIH; TANG, 2011) em materiais cerâmicos é viável e, de

acordo com Hu, Shih e Leckie (2010), a cerâmica aditivada com lodo rico em Cu pode ser utilizada para a fabricação de telhas e tijolos.

Mais tarde, foram utilizados quatro precursores cerâmicos ricos em Al_2O_3 , a fim de verificar a ocorrência de incorporação do lodo de Cu simulado em compostos cerâmicos com diferentes bases precursoras (TANG et al., 2011). Os autores concluíram que os resultados, assim como em 2010, demonstraram que a utilização de lodo de Cu tem um potencial de ser aplicada como estratégia de uso de resíduos como recursos na produção de cerâmicas.

Foi averiguado o comportamento de transformação do Cu, durante o processo de sinterização (TANG; SHIH, 2013). Para tanto, CuO foi misturado com dois precursores cerâmicos ricos em Al_2O_3 e submetido a temperaturas entre 1050°C e 1150°C durante o período de 15 a 180 minutos. Os resultados demonstraram a formação de CuAl_2O_4 , o que indica a incorporação cristaloquímica do Cu com os precursores utilizados. Os autores concluem que os mecanismos de incorporação de lodo de Cu em cerâmica são confiáveis e demonstram o potencial de utilização de resíduos como parte de matérias primas em cerâmicas, produzindo materiais inertes.

A estabilização de lodo simulado de Cu e Fe foi investigada, transformando-o em material cerâmico (LI, 2011). Foi realizada homogeneização e moldagem das composições em peletes de 30 mm de diâmetro. As amostras foram sinterizadas a temperaturas entre 600°C e 1200°C durante três horas. A concentração de Cu no extrato lixiviado diminuiu significativamente nas temperaturas acima de 800°C em razão da formação de CuFeO_2 (ferrita cuprosa). Os resultados comprovaram que os íons de Cu podem ser incorporados em estruturas de ferritas em temperaturas acima de 800°C . Os autores concluem que a sinterização é uma estratégia válida na estabilização de lodos ricos em metais pesados.

Com o objetivo de entender os efeitos do tempo e da temperatura de sinterização sobre a transformação do Cu e de investigar a estabilização do Cu por processos térmicos, foram preparados, com lodo simulado, CPs peletizados de 13mm de diâmetro, que foram sinterizados em temperaturas entre 600°C e 1200°C durante três horas (HSIEH, 2013). No regime de 1000°C a taxa de imobilização de Cu é de cerca de 95%, o que mostra que a incorporação de Cu em Al, ou em materiais ricos em Al, e a formação de estrutura de espinélio, podem ser uma abordagem prática e eficaz para reduzir o impacto ambiental de efluentes ricos em cobre.

Considerando ser eficaz o tratamento térmico na transformação de resíduos em cerâmicas para uso na indústria e na construção civil, Shih e Lu (2012) investigaram a

incorporação de lodos simulados de Ni e Cu em precursores cerâmicos ricos em Al ou Fe, sob diferentes condições térmicas. Os componentes foram homogeneizados, peletizados e sinterizados em temperaturas entre 600°C e 1500°C durante seis horas. Os resultados obtidos demonstraram que o espinélio de ferrita de níquel (NiFe_2O_4) pode ser formado a 600°C, alcançando eficiência de 90% formação a 900°C em três horas de sinterização. Os resultados também confirmaram a viabilidade da incorporação de resíduos de Cu por sinterização a 1000°C/3h.

Foi pesquisada por Tang, Lee e Shih (2013) a estabilidade de materiais cerâmicos que possuem LPCI em suas composições. O lodo foi incorporado em dois diferentes precursores cerâmicos e foram produzidos CPs de 60g, prensados a 480 Mpa. Os CPs foram submetidos a diferentes regimes de queima durante três horas, entre 650°C e 1250°C. Observou-se a predominância de CuAl_2O_4 nos CPs sinterizados, indicando a estabilidade do composto cerâmico e sugerindo que o tratamento térmico do lodo adicionado a precursores ricos em Al é uma técnica de reciclagem segura.

Para analisar a lixiviação de Cu em produtos cerâmicos produzidos com lodo rico em Cu, CPs foram submetidos a regimes de sinterização de três horas, em temperaturas que variaram de 750°C a 1250°C (TANG; LU; SHIH, 2014). As composições, contendo lodo de Cu e precursores cerâmicos ricos em Al, foram homogeneizadas e prensadas em peletes de 20 mm. Os autores concluíram que a incorporação do lodo de cobre em precursores de alumina pode ser alcançada em temperaturas inferiores a 1100°C, e o resultado do ensaio de lixiviação indica que tal incorporação é segura.

Tendo as pesquisas como parâmetro é possível afirmar que, a partir de lodos simulados, houve a fixação de Cu (TANG et al., 2010; HU; SHIH; LECKIE, 2010; TANG et al., 2011; TANG; SHIH, 2013; HSIEH et al., 2013), de Fe (LI et al., 2011) e de Ni (SHIH; TANG, 2011; SHIH; LU, 2012) nos materiais cerâmicos desenvolvidos. Também se pode afirmar que houve estabilidade nos materiais cerâmicos produzidos a partir LPCI (TANG et al., 2013; TANG; LU; SHIH, 2014).

Dentre os autores que produziram cerâmicas, é unânime o entendimento de que a estabilização de metais pesados, por meio da incorporação em materiais cerâmicos, se respeitadas as condições de temperatura e tempo de queima ideais, é uma forma viável e eficaz de tratamento de lodos ricos em metais pesados. A afirmação também é válida para a produção de agregados leves (HUANG et al., 2007).

Os autores que apresentaram resultados de absorção de água, peso, densidade e a resistência à compressão foram Huang et al. (2007), na confecção de agregados leves. Os demais apresentaram resultados de análises mineralógicas e de ensaio de lixiviação. Portanto, conclui-se que é possível a incorporação do lodo de cobre em material cerâmico, porém nota-se a ausência de resultados das características físicas e mecânicas dos materiais cerâmicos propostos.

3.2 Lama Vermelha do tratamento de bauxita

A bauxita é um minério que contém grande quantidade de $\text{Al}(\text{OH})_3$ e que, por essa característica, é amplamente utilizada para produção de Al. Essa produção é crescente, com 45 milhões de toneladas em 2011 e quase 50 milhões de toneladas em 2013 (ALUMINIUM ASSOCIATION, 2013).

Para produzir uma tonelada de Al_2O_3 , o processamento da bauxita pode gerar até 2,5 toneladas de LV, o que a torna um dos maiores subprodutos industriais da sociedade moderna (ALUMINIUM ASSOCIATION, 2013). A LV é classificada como resíduo perigoso e, em razão da quantidade de LV gerada e devido à sua natureza altamente cáustica (pH entre 10 e 12), sua destinação constitui um problema ambiental (BERTOCCHI et al., 2006).

Devido ao vulto de resíduo gerado, diversos estudos são realizados com relação ao uso da LV, como por exemplo, na utilização como catalisador (ORDÓÑEZ; SASTRE; DíEZ, 2001), na remediação de solo de mina (GRAY et al., 2006), no tratamento de minérios de ouro (BROWNER, 1995), no uso como adsorvente para a remoção de poluentes tóxicos a partir de águas residuais (BHATNAGAR et al., 2011) e no desenvolvimento de pigmento (PERA; BOUMAZA; AMBROISE, 1997).

Nas propriedades cerâmicas, a influência da LV foi estudada com a utilização de duas diferentes bases de argila e em proporções do resíduo que variaram de 0 a 50% (SGLAVO et al., 2000). As misturas tiveram regimes de queima entre 850°C e 1050°C, que variaram de acordo com a argila utilizada. Os resultados indicaram que em determinados teores de LV na mistura, houve maior formação de fase vítrea no material cerâmico, aumentando a resistência à flexão em misturas a base de caulim. Em condições específicas a LV pode ser considerada um componente inerte, podendo ser adicionada a argilas. Os autores concluem que a LV pode ser utilizada como corante para materiais cerâmicos, em tonalidades de laranja-vermelho e rosa-violeta, e que existe a possibilidade de utilizar a LV como matéria prima para confecção de composto cerâmico a base de argila.

Para determinar as propriedades físicas e mecânicas de materiais cerâmicos produzidos com adição de LV, foram confeccionados CPs com porções de até 80% de LV, com peso de 50g, prensados a 20 MPa, os quais foram sinterizados em temperaturas que atingiram até 1200°C (HE et al., 2012). Notou-se que a resistência à compressão diminui com proporções de LV acima de 40%. Os resultados indicaram que a adição de 20% de LV em argila resulta em um material ideal para a fabricação de tijolos, quando sinterizado em regime de queima de duas horas à 1050°C.

Com objetivo de neutralizar a LV incorporando-a em uma matriz cerâmica, foram desenvolvidos CPs com até 90% de resíduo, os quais foram sinterizados durante uma hora em temperaturas que atingiram 950°C (PÉREZ-VILLAREJO, 2012). Os resultados indicaram que, para a fabricação de tijolos, é possível adicionar até 50% de LV e que os resultados de resistência à compressão podem superar o material fabricado apenas com argila.

A verificação da possibilidade de fabricação de tijolos sem sinterização foi possível através da pesquisa realizada por Yang e Xiao (2008), a qual trouxe resultados positivos nas proporções de 25 a 40% de LV, 18 a 28% de cinzas volantes, 30 a 35% de areia, 8 a 10% de cal, 1 a 3% de gesso e cerca de 1% de cimento Portland. As amostras foram moldadas nas dimensões de 120x115x53 mm, prensadas a 20 MPa e curadas durante 7 e 28 dias em condições ambientes. Os autores concluem que o material produzido atende aos critérios chineses para fabricação de tijolos.

Percebe-se que existe interesse de pesquisadores em encontrar meios para viabilizar o uso da LV na produção de materiais, no entanto os estudos são preliminares e ainda são escassos (HE et al., 2012).

3.3 Escória Siderúrgica

O aço é produzido a partir de minério de Fe e, sendo assim, minerais como Cu, Pb e Al são encontrados num estado impuro na natureza, oxidados e misturados com silicatos de outros metais (RIBEIRO, 2008). O processo de purificação para produção do aço consiste na exposição do minério a temperaturas elevadas, no qual o metal fundido se desprende das impurezas que, por sua vez, são denominadas escórias siderúrgicas (ES) (SOUZA, 2010).

Os Relatórios da Associação Mundial do Aço afirmam que a produção de aço no planeta totalizou 1.665 milhões de toneladas em 2014, apresentando aumento de 1% em relação a 2013 (WORLD STEEL ASSOCIATION, 2015). Como resíduo desta produção,

estima-se que mais de 400 milhões de toneladas de ES são produzidas por ano (WORLD STEEL ASSOCIATION, 2014).

Suas características promovem o interesse de vários pesquisadores. Alguns deles apresentaram resultados positivos na recuperação de metais através de triagem magnética (MA; HOUSER, 2014) e no desenvolvimento de materiais utilizados para absorção de ruído (SUN; GUO, 2015).

Assim como os outros dois resíduos objetos desta pesquisa, a ES foi utilizada com sucesso no âmbito da construção civil, por exemplo na incorporação em cimento (TSAKIRIDIS et al., 2008) e na utilização como agregado de asfalto (AHMEDZADE; SENGOZ, 2009).

Na produção de porcelanatos, Zhao et al. (2015) desenvolveram amostras contendo mais de 30% de ES. Como resultado, obtiveram resistência a flexão de até 99,84 MPa. Os autores concluíram que o uso de ES na fabricação cerâmica pode diminuir a temperatura necessária para sinterização e, ainda, acreditam que os resultados permitem uma nova abordagem com relação à reciclagem de escórias.

Já Liu et al. (2014) produziram vitrocerâmica composta por ES, areia de quartzo e cinza de carvão. Os resultados apresentam uma resistência à flexão de 110 MPa. Os autores concluíram que, em composições e temperaturas de queima ideais, é viável a produção de cerâmica a partir de resíduos, sem a adição de quaisquer outros agentes químicos.

Mymrin et al. (2005, 2003, 1978) desenvolveram um novo método de utilização de ES como ligantes de solos naturais, utilizando o material em bases de estradas e aeroportos, substituindo com alta eficiência tecnológica, econômica e ambiental as convencionais camadas de areias e agregados de rochas naturais.

A produção de cerâmicas com a incorporação de resíduos foi estudada com a utilização de ES e de cacos de lâmpada, entre 10 e 40% (FURLANI; TONELLO; MASCHIO, 2010). Os CPs foram sinterizados entre 1000°C e 1140°C, resultando em composições que atendem à legislação italiana na sinterização a 1040°C. Os autores concluem que duas composições poderiam ser enquadradas para a produção de telha, e uma outra, contendo 60% de ES e 40% de vidro, poderia ser adequada para produção de pisos.

Ao fim, percebe-se que é possível produzir cerâmicas tanto com adição de ES, quanto com o LPCI ou LV.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

Tendo em vista o cumprimento do objetivo deste trabalho, o LPCI, a LV e a ES foram misturados em proporções entre 20 e 60% a fim de obter doze composições cerâmicas.

Para a proposição da metodologia, fontes científicas foram analisadas. Dentre eles, os publicados pelos autores Peng et al. (2005), Hibbeler (2006), Callister (2008), Prayoonphokkharat, Jiansirisomboon e Watcharapasorn (2013), Liu et al. (2014) e Tang, Lu e Shih (2014). O fluxograma a seguir representa as principais etapas da pesquisa (Figura1):

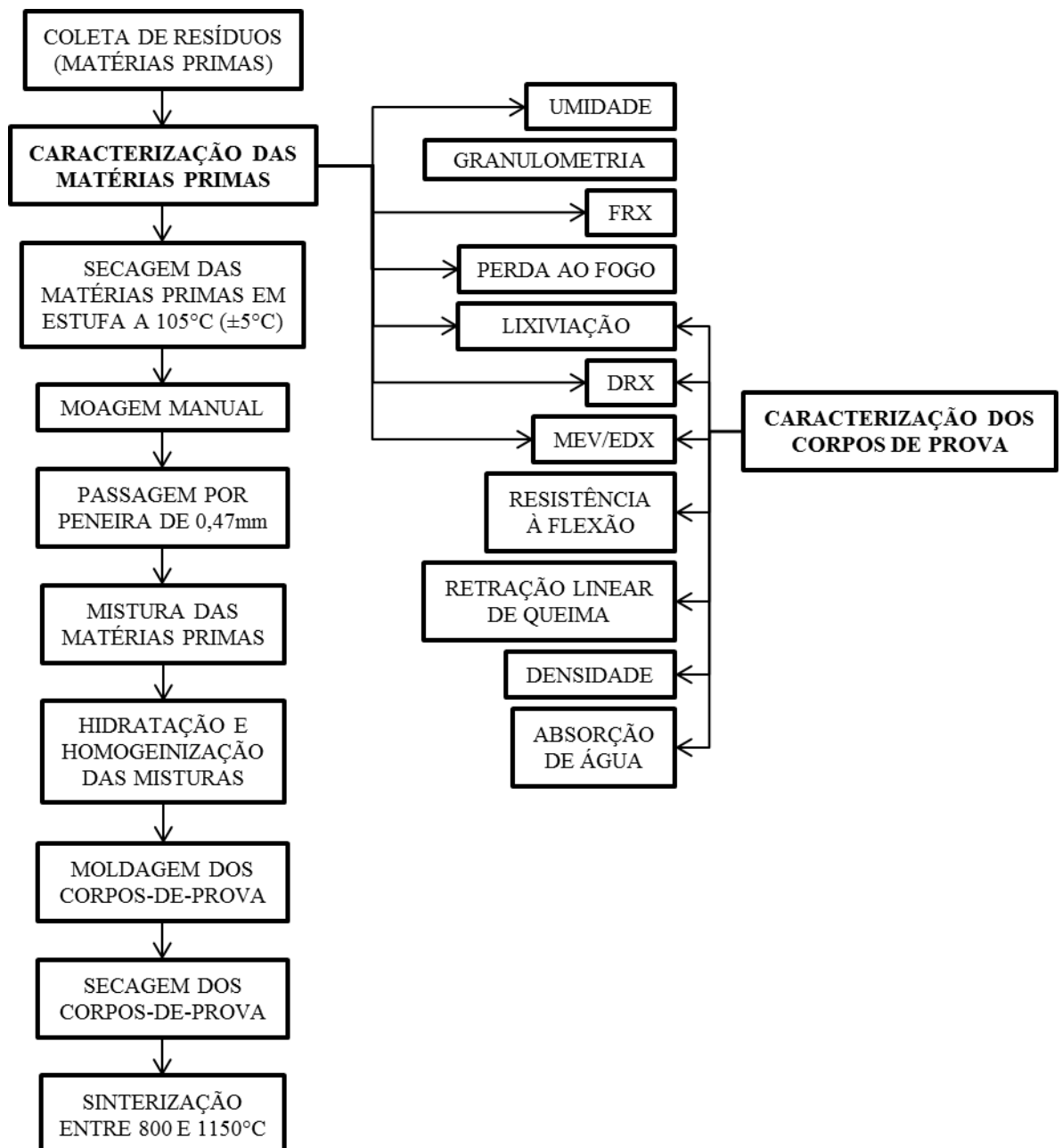


Figura 1 - Fluxograma de métodos

As etapas da pesquisa foram realizadas no Laboratório de Cerâmicas da na Universidade Federal do Paraná (UFPR), no Laboratório de Análises de Minerais e Rochas do Departamento de Geologia (LAMIR-UFPR), nos Laboratórios de Materiais do Departamento Acadêmico de Construção Civil (UTFPR), no LAMAQ – Laboratório Multiusuário de Análises Químicas (UTFPR), e no Centro Multiusuário de Caracterização de Materiais – CMCM (UTFPR).

4.1 Obtenção dos resíduos (matérias primas)

O LPCI e ES foram fornecidos por indústrias do Sul do país, na condição de não serem citadas na dissertação. A LV foi fornecida pela Votorantim Metais por meio da Associação Brasileira do Alumínio (ABAL) e seu Projeto ABAL Alumínio nas Escolas.

4.2 Umidade

Conforme estabelecido pela norma DNER – ME 213/94, os valores de umidade (U) de amostras das matérias-primas foram determinados com a média de três medidas após secagem a 110°C ($\pm 5^\circ\text{C}$) pelo período de 24 horas, neste caso, necessário para obter massa constante. Equação (1):

$$U (\%) = [(p^u - p^s) / p^u] \cdot 100 \quad (1)$$

Onde:

U = umidade (%);

p^u = peso úmido da amostra(g);

p^s = peso seco da amostra (g).

4.3 Granulometria

A granulometria foi determinada com adaptações da NBR 7.217 (ABNR, 1987).

4.4 Composição química das matérias primas pelo método de FRX

A composição química dos materiais, realizada pelo LAMIR (UFPR), foi determinada por espectrômetro de fluorescência de raios-X modelo Philips/Panalytical, modelo PW 2400, com a utilização de amostras pulverizadas em um moinho de disco, de marca AMEF, e secas a 100°C em estufa por 24 horas, obedecendo aos procedimentos do laboratório. A técnica utilizada foi a de pastilha prensada, que consiste na realização da análise a partir da prensagem de 7,0 g de amostra com 1,4 g de cera.

4.5 Perda ao Fogo (PF)

O ensaio de PF, realizado pelo LAMIR (UFPR), demonstra a presença de matéria orgânica e água na amostra analisada. As amostras, previamente secas em estufa a 100°C, são submetidas à temperatura de 1000°C durante duas horas em mufla, neste caso de marca Jung e Linn. Após esse período, a diferença entre os pesos coletados antes e depois da calcinação é usada para obter o percentual de perda de massa, que é calculado pela Equação (2):

$$PF = [(m^1 - m^2) / (m^c - m^1)] \cdot 100 \quad (2)$$

Onde:

PF = perda ao fogo;

m^1 = massa do cadinho somado à amostra;

m^c = massa do cadinho;

m^2 = massa do cadinho somado à amostra calcinada.

4.6 Lixiviação

Com adaptação da aparelhagem estabelecida na NBR 10.005 (ABNT, 2004) e seguindo os procedimentos do LAMAQ do Departamento Acadêmico de Química e Biologia da UTFPR, utilizou-se 100 g de cada material a ser analisado, reduzindo a granulometria para passagem em peneira 9,5 mm. Adicionou-se água deionizada na proporção 16:1, submetendo as amostras à agitação mecânica de pás giratórias em um agitador JAR-TEST. As diluições foram submetidas ao Espectrofotômetro de Absorção Atômica com Atomizador de Chama, marca GBC, modelo Avanta.

4.7 Composição mineralógica das matérias primas e de materiais cerâmicos sinterizados pelo método de DRX

As composições mineralógicas das matérias primas e de um CP foram avaliadas no LAMIR (UFPR) por difratômetro de raios-X de marca Philips/Panalytical, modelo PW 1830, modelo EMPYREAN, com detector X'Celerator, com comprimento de onda monocromático $\lambda_{CuK-\alpha}$, na faixa de 2°– 70° 2 θ ° no equipamento. A técnica utilizada foi a de determinação de argilominerais por tratamento a partir da técnica do pó, com a utilização de amostras pulverizadas em um moinho de disco, de marca AMEF, e secas a 100°C em estufa por 24 horas, obedecendo aos procedimentos do laboratório.

4.8 Estrutura morfológica das matérias primas e de materiais cerâmicos sinterizados pelo método de MEV/EDS

As estruturas morfológicas e a composição elementar em áreas superficiais das amostras foram avaliadas no CMM (UTFPR) por microscopia eletrônica de varredura (MEV) em um equipamento Carl Zeiss/EVO MA 15, equipado com detectores de elétrons secundários (SE) de alto vácuo (HV) e de pressão variável (VP) e de elétrons retroespalhados (BSE), detector EDS Oxford X-Max de 20 mm², detector WDS Oxford IncaWave 500 com cristal adicional para análise de nitrogênio, utilizando a vaporizador de ouro e carbono para recobrimento de amostras não condutoras.

4.9 Resistência à flexão

Tendo como referencia a NBR 5.014 (ABNT, 2012), a resistência à flexão (RF) das cerâmicas foi medida com prensa EMIC DL10000, do Laboratório de Materiais da UTFPR, ajustada na com a velocidade de 0,5 mm/min.:

$$RF = [(3 \cdot c \cdot d)/(l \cdot h^2)] \quad (3)$$

Onde:

RF = resistência à flexão (MPa);

c = carga máxima atingida no momento da ruptura (kgf);

d = distância entre os apoios do corpo-de-prova(mm);

l = largura do corpo-de-prova (mm);

h = altura do corpo-de-prova (mm).

4.10 Retração linear de queima

A Retração Linear de Queima (RLQ), apesar de não estar mais no rol das normas da ABNT, é indicador que viabiliza a obtenção de dados relativos a porosidade das cerâmicas, segundo Borlini (2002 apud BORGIO, 2005). Sendo assim, antes e depois da sinterização foram aferidas as medidas de comprimento dos CPs com paquímetro manual e, então, os valores de RLQ foram obtidos de acordo com a seguinte Equação:

$$RLQ (\%) = [(l^1 - l^2)/l^1] \cdot 100 \quad (4)$$

Onde:

RLQ = retração linear de queima (%);

l^1 = comprimento inicial do corpo-de-prova seco (cm);

l^2 = comprimento final do corpo-de-prova sinterizado (cm).

4.11 Densidade

Com paquímetro manual, foram aferidos os valores de altura, largura e comprimento dos CPs sinterizados para a determinação das densidades, obtidas pela Equação (5):

$$D = m / v \quad (5)$$

Onde

D = densidade

v = volume (cm³);

m = massa da amostra seca (g).

Para tanto, o volume (cm³) é obtido pelo produto da largura (cm), da espessura (cm) e do comprimento (cm) do CP.

4.12 Absorção de água

Com os CPs sinterizados, foram aferidos os pesos em balança analítica com precisão de 0,01 mg para a avaliação da absorção de água (AA), que foi realizada com a submersão dos CPs em água potável em temperatura ambiente, comparando os valores de peso da amostra antes e depois de percorrido 24 horas de submersão (NBR 15.270-3):

$$AA (\%) = [(m^u - m^s)/m^s] \cdot 100 \quad (6)$$

Onde:

$AA (\%)$ = absorção de água (%),

m^u = massa do corpo-de-prova úmido (g);

m^s = massa do corpo-de-prova seco (g).

4.13 Preparação dos corpos-de-prova

Para o preparo das massas cerâmicas, porções de LPCI e LV, suficientes para a confecção dos CP's, foram submetidas a temperatura de 105°C (±5°C), com aferições de peso periódicas de modo que o material atingisse peso constante. Prezando pela uniformidade e homogeneidade dos resíduos que fazem a composição da massa cerâmica, as porções secas dos resíduos foram moídas manualmente, com auxílio de um pistilo, até que passassem na peneira 0,47 mm.

Para o desenvolvimento dos CPs utilizou-se a metodologia de Sousa (1989), amplamente utilizada no desenvolvimento de pesquisas nacionais (RIPOLI FILHO, 1997; BIGÉLLI, 2005; CAMARGO; PORTELA; YOSHIMURA, 2005; TOLEDO, 2006; RIBEIRO, 2008; TALLINI JUNIOR, 2009; TELOEKEN, 2011; PEDROSO, 2012;

KLITZKE, 2012; DÍAZ, 2013; SANTOS, 2013; PRAXEDES, 2014), que propõe os valores de 60x20 mm para as dimensões de comprimento e largura dos CPs.

Realizou-se doze composições de 30 CPs cada, totalizando 360 CPs, com variações de 20 a 60% de LPCI, 20 a 50% de LV e de 20 a 50% de ES (Tabela 1). A definição das composições foi embasada em resultados obtidos em pesquisas com a incorporação de LV em material cerâmico. Estudos indicam que a incorporação entre 20 e 50% de LV apresentam bons resultados (HE, 2012; PÉREZ-VILLAREJO, 2012). Assim, foram usados esses valores como mínimo e máximo de LV para as composições. Posteriormente, foram proporcionalmente definidos os valores dos outros componentes, a fim de se obter a melhor composição.

Tabela 1 – Percentual de matérias primas nas composições

Nº	Composições (%)		
	LPCI	LV	ES
1	30	20	
2	25	25	50
3	20	30	
4	40	20	
5	30	30	40
6	20	40	
7	40	30	
8	30	40	30
9	60	20	
10	50	30	
11	40	40	20
12	30	50	

Para o preparo de cada composição, as misturas das matérias primas foram homogeneizadas manualmente. As composições secas foram hidratada entre 10 e 47,5%, com adições de 5 ml de água a cada testagem, até que se obtivesse o ponto ideal de hidratação. O ponto ideal de hidratação de cada composição foi definido por meio da observação de características no desmolde do CP, onde se obtiveram CPs com boa prensagem, bom desmolde, lisos e de boa qualidade aparente.

Em relação a prensagem dos CPs, utilizou-se a prensagem uniaxial, que é o método comumente empregado nas indústrias. Esse método alcança uniformidade em aspectos que são responsáveis pela qualidade do produto final (TELOEKEN, 2011). Assim sendo, para a produção dos CPs, a massa hidratada e homogeneizada foi pesada porções de 20 g, em balança analítica com precisão de 0,01 mg. Os CPs foram moldados em dimensões de 60x20 mm e submetidos a prensagem uniaxial de 5 MPa por 3 seg. Os CPs receberam marcas

numéricas e foram secos na estufa a 105°C ($\pm 5^\circ\text{C}$) durante 24 horas no Laboratório Materiais de Construção Civil (UTFPR).

Durante a queima do material cerâmico ocorrem alterações como contração de volume e redução da porosidade, isso se dá em razão do fenômeno de coalescência das partículas por meio do processo conhecido como sinterização, que torna a massa mais densa e melhora a integridade mecânica do corpo cerâmico (CALLISTER, 2009). Nesta pesquisa, além do embasamento teórico, os fatores que influenciaram na escolha das temperaturas de queima dos CPs foram a integridade do forno e a integridade das amostras. O forno utilizado alcança com segurança 1150°C em um regime de queima longo. As amostras foram submetidas a seis temperaturas de sinterização, quando, ao fim de cada queima, os CPs passavam por inspeção visual para identificação de indicação de fusão dos materiais. Sendo assim, cinco CPs de cada composição foram sinterizados em temperaturas de 800, 900, 1000, 1050, 1100 e 1150°C durante 6 horas, com velocidade de aumento de temperatura de 10°C por minuto, no Laboratório de Cerâmicas (UFPR).

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Caracterização das matérias primas

5.1.1 LPCI

A caracterização química, mineralógica e morfológica do LPCI fornece dados que auxiliam na compreensão das interações com as demais matérias primas durante a sinterização dos CPs, possibilitando a combinação das características mais favoráveis ao desenvolvimento das cerâmicas.

O LPCI possui 67,92% de umidade, coloração marrom escura e cheiro característico de enxofre. O lodo seco apresenta aspecto de solo, possui coloração em tons de marrom claro e escuro e pouca resistência. Após a moagem, o material apresenta coloração marrom escura e é notavelmente mais leve e fino que os demais materiais estudados, passando integralmente na peneira com abertura de 1,14 mm (Figura 2).

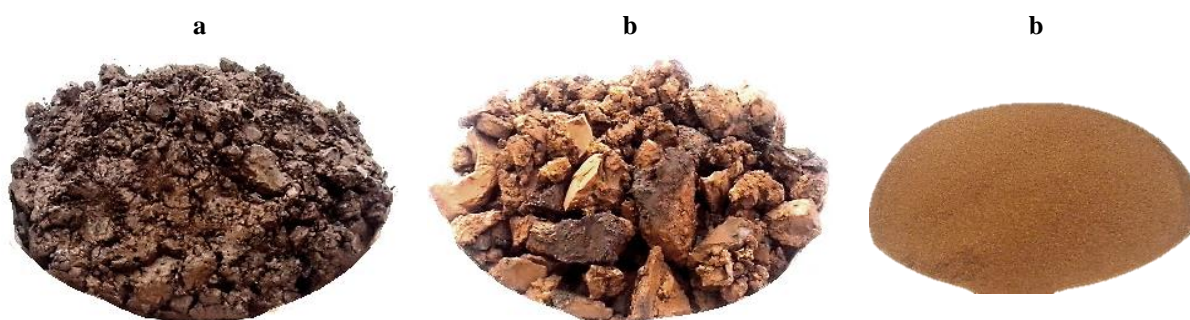


Figura 2 - Aspectos do LPCI: a) original; b) seco; e c) seco e moído
Fonte: O autor (2015)

Se comparados com argila, o LPCI contendo granulometria fina pode promover boa plasticidade e boa resistência mecânica após a queima. Mas, segundo Pracidelli e Melchiades (1997), a granulometria interferirá na necessidade de maior umidificação da composição para o bom desempenho da cerâmica.

A composição química do resíduo é demonstrada no resultado do FRX (Tabela 2):

Tabela 2 – Resultado da análise FRX de LPCI

Composição química do LPCI (%)					
Óxidos	%	Óxidos	%	Óxidos	%
Al ₂ O ₃	6,90	K ₂ O	0,20	P ₂ O ₅	2,20
CaO	1,90	MgO	0,20	SiO ₂	2,10
Cl	0,10	MnO	0,30	SnO ₂	1,20
CuO	5,40	Na ₂ O	1,50	SO ₃	23,50
Fe ₂ O ₃	0,30	NiO	0,30	PF (%)	53,84

Na Tabela 2, o óxido com maior percentual é o SO_3 (23,50%), seguido do Al_2O_3 (6,90%) e do CuO (5,40%). É observada a presença de P_2O_5 , SiO_2 , CaO , Na_2O e SnO_2 nos percentuais entre 2,20% e 1,20%. Outros óxidos, como Fe_2O_3 , K_2O , MgO , MnO e NiO , e o Cl , estão presentes em quantidades entre 0,10% e 0,30%. A soma de 3,80% de CaO , K_2O , MgO e Na_2O deve contribuir para a formação de fase líquida durante a sinterização dos CPs e a soma de 2,40% de Fe_2O_3 e SiO_2 deve contribuir para a resistência das cerâmicas.

O resultado de FRX de um LPCI apresentado por Li, et al (2010), demonstra a presença de CuO (6,40%), Cr_2O_3 (5,34%), Fe_2O_3 (1,13%), NiO (5,06%) e ZnO (1,56%). Neste caso, todos os óxidos apresentados superam os percentuais da Tabela 2. Por outro lado, o FRX do LPCI de Lin e Chen (2007) demonstra que o CuO (29,20%) foi o elemento em maior quantidade na amostra estudada por estes pesquisadores. Essa quantidade de CuO descartado no lodo pode justificar a grande produção científica a respeito da recuperação de metais valiosos de lodos de fabricas de circuito impresso. A presença de Al_2O_3 (0,73%), CaO (1,71%), Fe_2O_3 (1,97%), K_2O (0,01%), P_2O_5 (0,01%), SiO_2 (6,02%), SO_3 (0,01%), ZnO (0,05) e PF de 59,62% também foi apresentada pelos autores. Além do CuO e da PF, quatro elementos superam os percentuais da Tabela 2, enquanto outros quatro tiveram resultados inferiores. Na comparação dos três resultados percebe-se que existe variação da composição química do lodo, provavelmente relacionada com o processo de fabricação adotado.

A Tabela 3 demonstra a concentração de elementos detectada na análise de lixiviação:

Tabela 3 - Concentração de metais em extrato lixiviado de LPCI

LPCI	Concentração de metais no extrato lixiviado de LPCI (mg/L)				
	Ca	Cr	Cu	Fe	Ni
	830,25	0,16	8,40	0,28	5,35

O Anexo F da NBR 10.004 (ANBT, 2004) determina o limite máximo de concentração no extrato obtido no ensaio de lixiviação. Dos metais analisados, o Cr se enquadra no referido anexo e está dentro do limite de concentração de 5,0 mg/L.

O difratograma (Figura 3) representa o resultado da análise mineralógica do LPCI. Pelo método DRX é possível observar a presença das fases cristalinas calcopirita (CuFeS_2), microclina ($\text{K(AlSi}_3\text{O}_8)$) e quartzo (SiO_2) (Quadro 1):

Mineral	Fórmula Química	Código de Referência
Calcopirita	CuFeS_2	00-011-0570
Microclina	$\text{K(AlSi}_3\text{O}_8)$	01-087-1790
Quartzo	SiO_2	00-001-0649

Quadro 1 - Composição mineralógica obtida por meio da análise DRX do LPCI

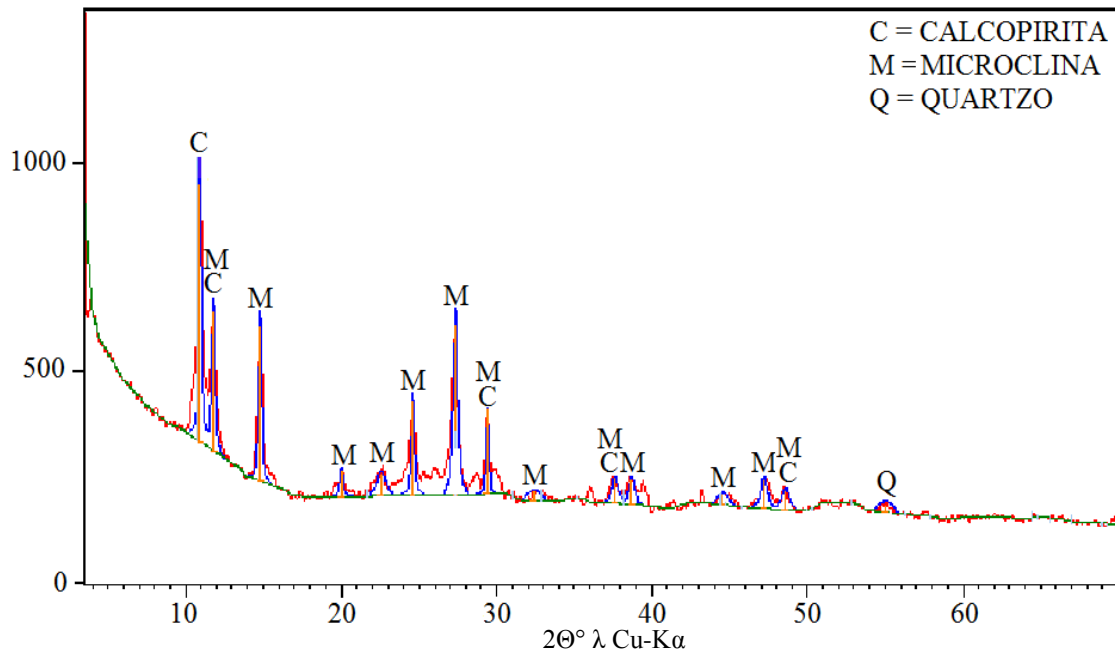
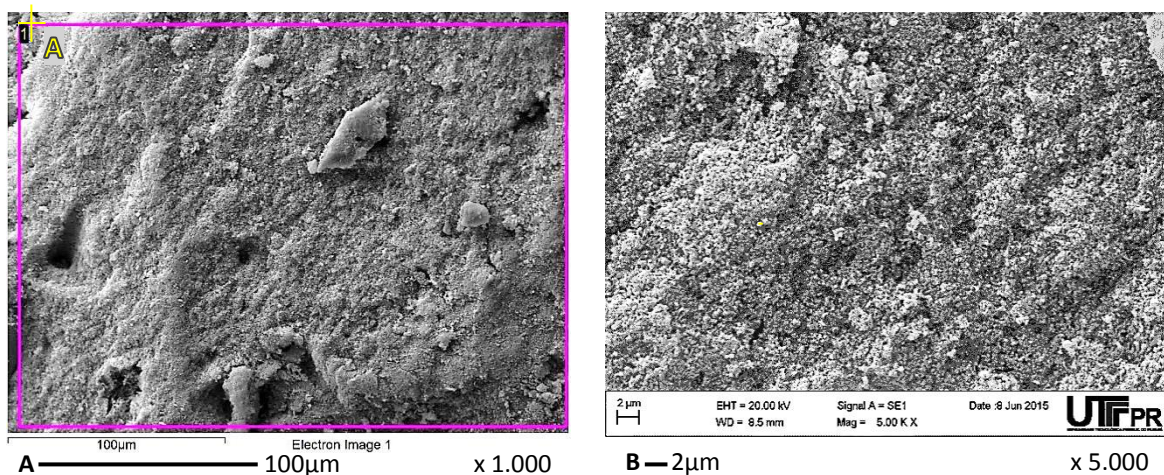


Figura 3 - Espectro proveniente da análise DRX do LPCI

Identifica-se a calcopirita em cinco picos gráficos. Ela é composta por Cu, Fe e S, os quais correspondem, respectivamente, a 5,40%, 0,30% e 23,50% do lodo. A microclina, identifica-se em treze picos. É composta por K, Al e Si, os quais correspondem, respectivamente, a 0,20%, 6,90% e 2,10% do lodo. A microclina reduz a temperatura de fusão do quartzo, diminui a temperatura necessária para formação de fase líquida durante a queima e é responsável pela diminuição da porosidade, abaixando os índices de absorção de água e aumentando resistência mecânica das cerâmicas. O quartzo, identificado em um pico gráfico, é composto por Si, que corresponde a 2,10% do lodo. Aos materiais cerâmicos, o quartzo proporciona resistência à temperatura, à corrosão e baixa expansão térmica. Ainda, pode-se afirmar que existe material amorfo e elementos químicos livres de ligações, o que facilita as interações químicas no momento da sinterização.

As Fig. 4 A-D representam a fotomicrografia do LPCI:



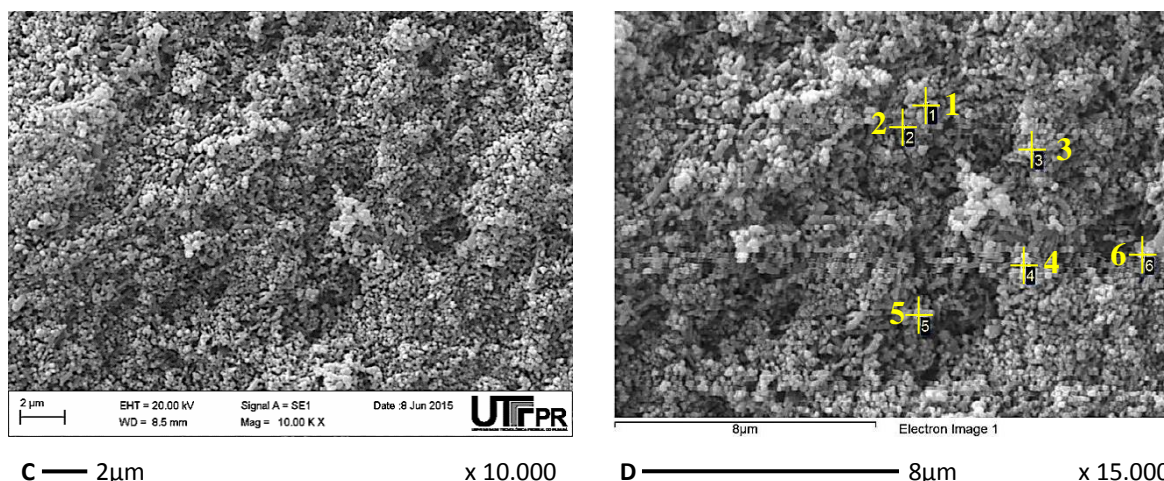


Figura 4 - Estruturas microtopográficas de LPCI através de MEV e pontos de análises da composição microquímica através de EDS

A superfície da amostra de LPCI, na magnificação em 1000x (Figura 4-A), apresenta formas e tamanhos variados de partículas aparentemente agregadas. Na Figura 4-B/D é possível identificar aglomerados e partículas de 1 μm . O LPCI se mostrou um material composto de partículas majoritariamente menores que 1 μm , o que favorece a interação química com os elementos das outras matérias primas durante a sinterização, considerando que quanto menores as partículas maior é a superfície de contato do material.

Selecionaram-se áreas da amostra para obter a composição microquímica superficial por método de EDS. A Figura 4-A representa a área (A) de investigação da composição microquímica, já a Figura 4-D apresenta pontos sequenciais (1-6) em que se realizaram análises microquímicas por EDS (Tabela 4).

Tabela 4 - Resultado da análise MEV/EDS na área da Figura 4-A e nos pontos 1-6 da Figura 4-D

Pontos	Composição química das Figura 4-A e 4-D (% de peso)						
	Al	Si	S	Ca	Mn	Cu	Sn
A	14,92	4,05	47,97	2,59	1,66	24,86	3,94
1	21,26	-	38,30	1,78	1,40	37,24	-
2	15,06	-	39,88	2,01	-	38,26	4,79
3	19,36	-	40,95	2,42	-	37,28	-
4	22,37	-	35,93	-	-	41,69	-
5	13,88	-	41,60	2,69	-	41,84	-
6	17,48	3,03	40,17	2,31	-	33,09	3,94

Na comparação entre a área A e os pontos 1-6, observa-se que há semelhança nos maiores e menores teores dos metais. Na área A, assim como nos pontos 1-6, os menores valores encontrados estão em Si, Ca, Mn e Sn, com percentuais de até 4,79%. Os elementos em maior quantidade, tanto na área A, quanto nos pontos 1-6, são o Al, S e Cu, com percentuais de até 47,97%.

Com exceção da área A, o ponto 1 é o único a apresentar a presença de Mn (1,40%) e possui o mais baixo teor de Ca (1,78%). O ponto 2 possui o maior valor de Sn (4,79%). Na comparação entre os pontos 1 e 2, percebe-se uma diferença de até 1,58 pontos percentuais nos elementos S, Ca, Mn e Cu. As maiores diferenças são encontradas em Al (21,26% no ponto 1 e 15,06% no ponto 2) e Sn (0 no ponto 1 e 4,79% no ponto 2).

Os pontos 3-5 são ausentes de Si, Mn e Sn. Nesses pontos, encontram-se valores entre 13,88% e 22,37% de Al, 35,93% e 41,60% de S, 0 e 2,69% de Ca e entre 37,28% e 41,84% de Cu. Na comparação com os pontos 1-6, o ponto 4 possui o maior valor de Al (22,37%) e o menor valor de S (35,93%) e de Ca (0%). O ponto 5 possui o menor valor de Al (13,88%) e os maiores valores de S (41,60%), Ca (2,69%) e Cu (41,84%). Novamente com exceção da área A, o ponto 6 é o único a apresentar a presença de Si (3,03%) e possui o menor valor de Cu (33,09%).

Em todos os pontos analisados, os menores percentuais são observados em Si, Ca, Mn e Sn, e os maiores percentuais estão em Al, S e Cu e. Através do resultado de EDS não foram identificadas formações cristalinas na amostra de LPCI, tampouco houve coincidência no percentual dos elementos presentes que pudesse indicar a presença de formações cristalinas.

A Figura 5 representa outra área, a qual atribuíram-se cores para identificar alguns dos elementos presentes na amostra, gerando outras cinco imagens:

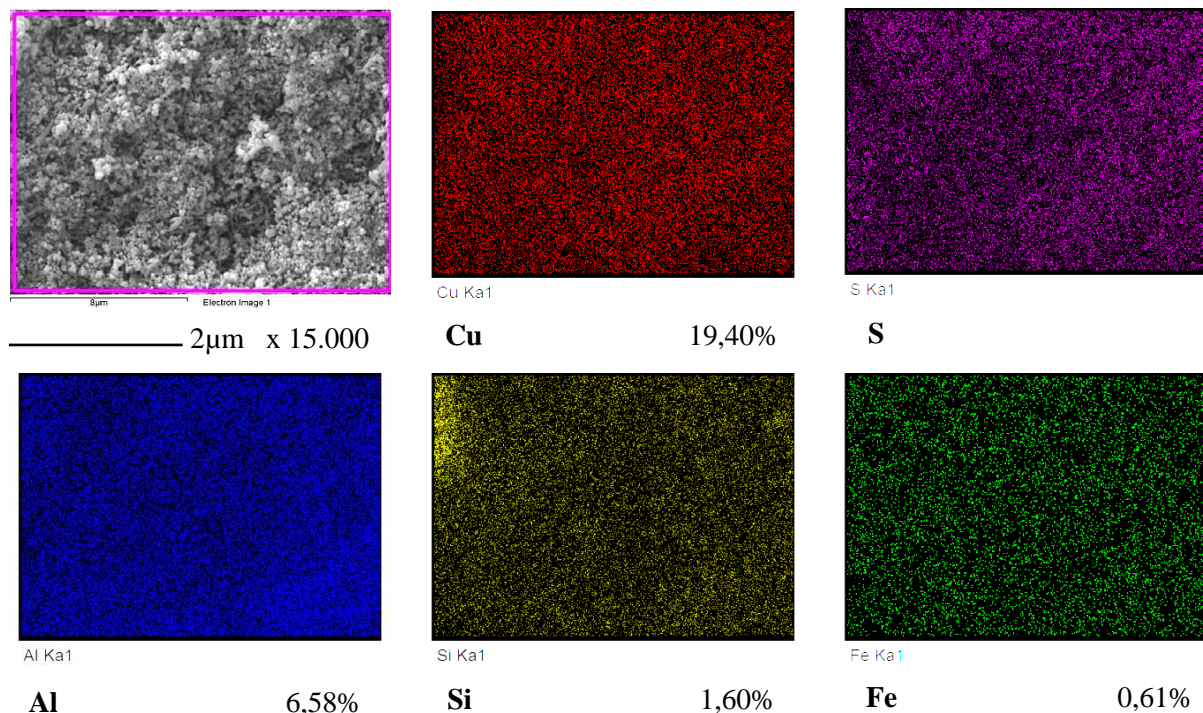


Figura 5 - Mapeamento de dispersão de elementos químicos na superfície da amostra de LPCI através da análise EDS

A Figura 5 apresenta a distribuição de elementos na superfície da amostra de LPCI. Os elementos visíveis aparentam a forma de pó ultrafino, com distribuição majoritariamente uniforme na superfície da amostra. Considerando que essa característica se repete em todo o volume do lodo, a utilização deste material torna-se vantajosa, uma vez que não demandará energia mecânica para homogeneização precedente à mistura com as demais matérias primas.

Considerando os resultados anteriormente apresentados, conclui-se que as características do LPCI são propícias para a realização desta pesquisa.

5.1.2 LV

A caracterização química, mineralógica e morfológica da LV fornece dados que auxiliam na compreensão das interações com as demais matérias primas durante a sinterização dos CPs, possibilitando a combinação das características mais favoráveis ao desenvolvimento das cerâmicas.

A LV possui 64,51% de umidade, coloração alaranjada e consistência homogênea. Quando seca apresenta aspecto de argila, coloração alaranjada e resistência próxima a de barro (Figura 6).

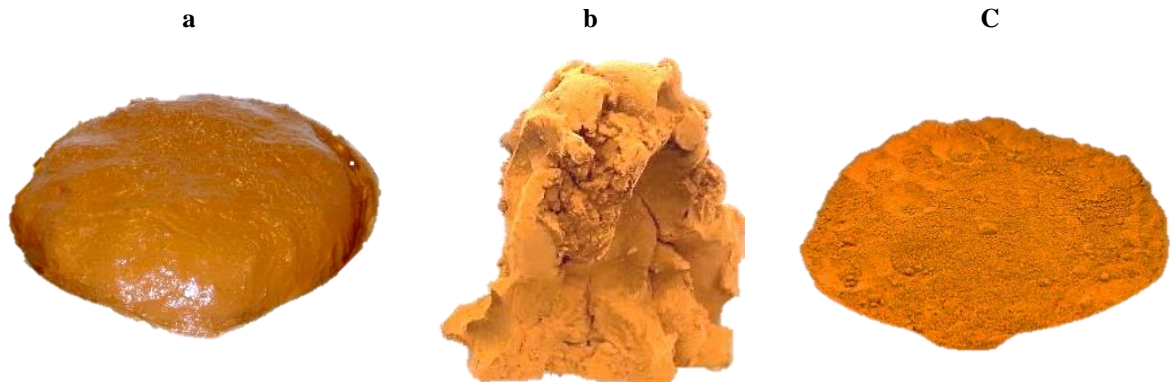


Figura 6 - Aspectos da LV: a) original; b) seco; e c) seco e moído
Fonte: O autor (2015)

A granulometria da LV está demonstrada na Tabela 5:

Tabela 5 - Granulometria da LV

mm	> 1,20	1,19 - 0,60	0,59 - 0,30	0,29 - 0,15	0,14 - 0,075	0,074 - 0
%	0	0	13,33	20,27	29,28	37,11

A primeira malha a reter material foi entre 0,59-0,30 mm, retendo 13,33% do total da amostra. Em seguida houve a retenção de 20,27% entre 0,29-0,15 mm. Entre 0,14-0,075, houve retenção de 29,28% da amostra. A mais representativa retenção ocorre nas partículas menores que 0,074, que representam 37,11% da LV. Comparando com argila, a granulometria

muito fina, segundo Pracidelli e Melchiades (1997), gera alto grau de compactação da cerâmica, o que reduz os canais internos entre as partículas da massa cerâmica, dificultando a eliminação de água durante a secagem e podendo provocar retrações e deformações no material cerâmico.

O resultado da análise de FRX da LV está demonstrado na Tabela 6, juntamente com os dados de Misra (2005 apud SUSTER 2010) e Wendling, Douglas e Coleman (2009), que trazem a composição química de LVs em oito países de cinco continentes:

Tabela 6 – Comparação dos resultados de FRX de alguns óxidos que compõe a LV

Continente	País	Composição principal de LVs (%)				
		Fe ₂ O ₃	Al ₂ O ₃	TiO ₂	SiO ₂	Na ₂ O
América do Norte	Jamaica	50,90	14,20	6,87	3,40	3,18
	EUA	30,40	16,20	10,11	11,14	2,00
		50,54	11,13	traço	2,56	9,00
		55,60	12,15	4,50	4,50	1,50 - 5,00
América do Sul	LV*	29,90	21,20	2,40	15,50	10,30
	Brasil	34,60	18,50	6,20	16,30	4,30
	Suriname	24,81	19,00	12,15	11,90	9,29
Ásia	Índia	20,26	19,60	28,00	6,74	8,09
		45,17	27,00	5,12	5,70	3,64
		35,46	23,00	17,20	5,00	4,85
		33,80	15,58	22,50	6,84	5,20
		52,39	14,73	3,30	8,44	4,00
		41,30	20,21	2,90	17,93	3,18
Europa	Hungria	38,45	15,20	4,60	10,15	8,12
Oceania	Austrália	40,50	27,70	3,50	19,90	1,00 - 2,00
		57,60	15,90	4,60	4,80	3,00

Fonte: adaptado de Misra (2005 apud SUSTER 2010); Wendling, Douglas e Coleman (2009).

LV* = lama vermelha utilizada na presente pesquisa.

Na LV utilizada nesta pesquisa, 76% da amostra corresponde a soma dos percentuais de Fe, Al, Si e Na. Comparando os valores das composições químicas das LVs entre os países, percebe-se a variação entre 20,26% (Índia) e 57,60% (Austrália) nos percentuais de Fe, entre 11,13% (EUA) e 27,70% (Austrália) nos percentuais de Al, entre a presença de apenas traço de Ti (EUA) e de até 28% (Índia), entre 2,56% (EUA) e 19,90% (Austrália) nos percentuais de Si e entre 1% (Austrália) e 10,30% (Brasil) nos percentuais de Na.

Na Oceania encontram-se os maiores valores de Fe₂O₃ (57,60%), de Al₂O₃ (27,70%) e de SiO₂ (19,90%). Também nesse continente encontra-se o menor valor de Na₂O (entre 1 e 2%). Na América do Norte encontram-se os menores percentuais de Al₂O₃ (11,13%), TiO₂ e SiO₂ (2,56%). Na Ásia encontra-se o menor percentual de Fe₂O₃ (20,26%) e o maior percentual de TiO₂ (28%). Já na América do Sul, mais especificamente em nossa amostra de LV, encontra-se o maior percentual de Na₂O (10,30%). De acordo com Suster (2010), as

características químicas e mineralógicas da LV estão relacionadas com a composição da bauxita e variam de acordo com a localização das minas e com o processo de produção.

Além da presença dos óxidos demonstrados na Tabela 6, o FRX da LV apresentou outros resultados, demonstrados na Tabela 7:

Tabela 7 – Complemento do resultado da análise FRX da LV

Composição química da LV (%)					
Óxidos	%	Óxidos	%	Óxidos	%
CaO	4,20	MgO	0,10	SrO	< 0,10
Cl	0,20	MnO	0,10	V ₂ O ₅	0,10
Cr ₂ O ₃	< 0,10	P ₂ O ₅	0,60	ZnO	< 0,10
K ₂ O	0,20	SO ₃	0,60	ZrO ₂	0,20
PF (%)				14,36	

Considerando os resultados das Tabelas 6 e 7, concebe-se que a soma de 14,50% de CaO e Na₂O deve contribuir para a formação de fase líquida e para a diminuição da temperatura de fusão. Já a soma de 45,40% de Fe₂O₃ e SiO₂ deve contribuir para a resistência dos CPs.

Na análise FRX de uma LV apresentada por Ribeiro et al. (2012), foi constatado o valor de 27,20% de PF de sua amostra e a presença de 4,61% de CaO, 1,87% de K₂O e 0,21% MnO, superando os percentuais destes metais em comparação com a LV utilizada nesta pesquisa. A presença dos elementos Mn, P, V, Zn e Zr é coincidente aos resultados de análises de bauxitas realizadas por Costa et al. (2015) e pelo Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo (IPT), na certificação da bauxita de Poços de Caldas. Já o Ca, Cr, K, Mg e Sr foram presentes também nos resultados de Rodriguez et al. (1999), que escreveram sobre a obtenção de materiais cerâmicos a partir de LV.

A Tabela 8 demonstra a concentração de elementos detectada na análise de lixiviação:

Tabela 8 - Concentração de metais no extrato lixiviado da LV

LV	Concentração de metais no extrato lixiviado da LV (mg/L)		
	Ca	Cr	Fe
	270,25	0,07	0,04

A NBR 10.004 (ANBT, 2004), em seu anexo F, determina o limite máximo de concentração no extrato obtido no ensaio de lixiviação. Dos metais analisados, o Cr se enquadra no referido anexo e está dentro do limite de concentração de 5,0 mg/L.

A Figura 7 representa o resultado da análise mineralógica da LV, demonstrando a presença das fases cristalinas e materiais amorfos no material analisado. A composição mineralógica pelo método de DRX inclui a magnetita (Fe₃O₄), a bauxita (Al₂O₃·H₂O·Al₂O₃·3H₂O·Fe₂O₃·SiO₂·nH₂O), a hematita (Fe₂O₃) e o quartzo (SiO₂) (Quadro 2).

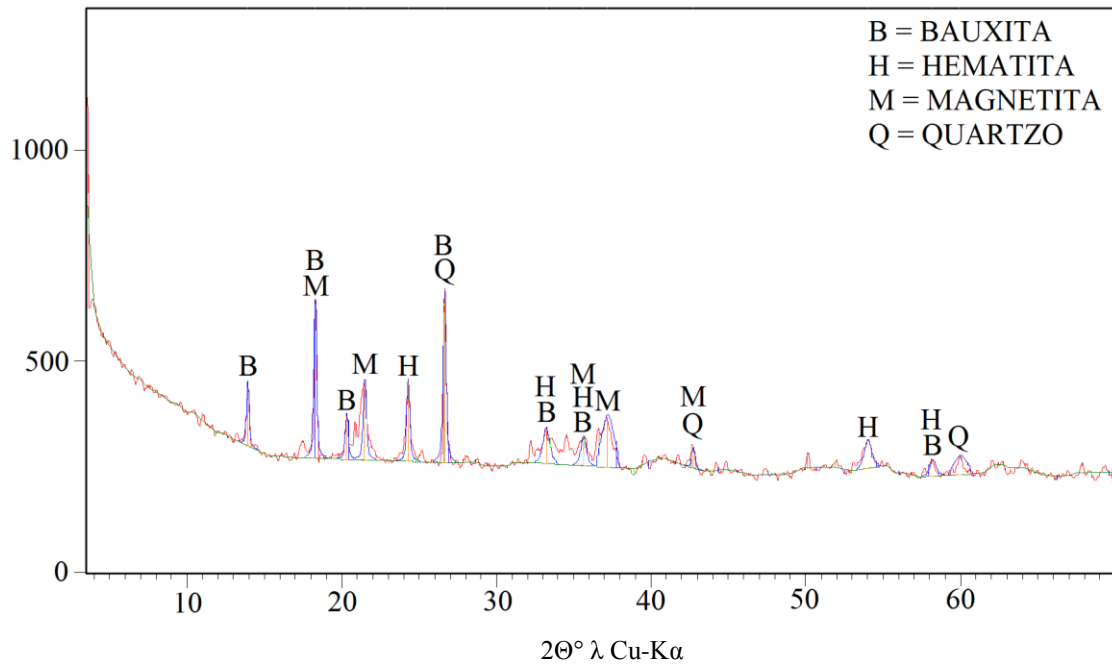


Figura 7 - Espectro proveniente da análise DRX da LV

Mineral	Fórmula Química	Código de Referência
Bauxita	$\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{H}_2\text{O} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 3\text{H}_2\text{O} \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2 \cdot n\text{H}_2\text{O}$	00-001-0266, 00-002-1114
Hematita	Fe_2O_3	00-013-0534
Magnetita	Fe_3O_4	01-079-0416
Quartzo	SiO_2	00-001-0649

Quadro 2 - Composição mineralógica obtida por meio da análise DRX da LV

Identifica-se bauxita em sete picos gráficos, que possui Al em sua composição, o qual representa 21,20% da LV. Identifica-se hematita e magnetita em cinco picos gráficos, que são compostas por diferentes combinações de O e Fe, o qual corresponde a 29,90% da LV. Ambas promovem o escurecimento da cerâmica e dificultam a formação de fase vítrea durante a sinterização em razão da alta temperatura de fusão ($>1500^\circ\text{C}$) (SANTOS, 2013). Identifica-se a formação de quartzo em um pico gráfico, que é composto por silício, o qual corresponde a 15,50% da LV. Aos materiais cerâmicos, o quartzo proporciona resistência à temperatura, à corrosão e baixa expansão térmica. Pode-se afirmar que existe material amorfo e elementos químicos livres de ligações, o que facilita interações químicas durante a sinterização.

A Figura 8 A-D representa a fotomicrografia de áreas da LV. A superfície da amostra de LV, na magnificação de 1000x (Figura 8-A), apresenta partículas contendo entre 20 e 31 μm de comprimento e entre 12 e 18 μm de largura, além de partículas de 1 μm de diâmetro. Além disso, a Figura 8-A representa uma área de investigação da composição química da amostra selecionada.

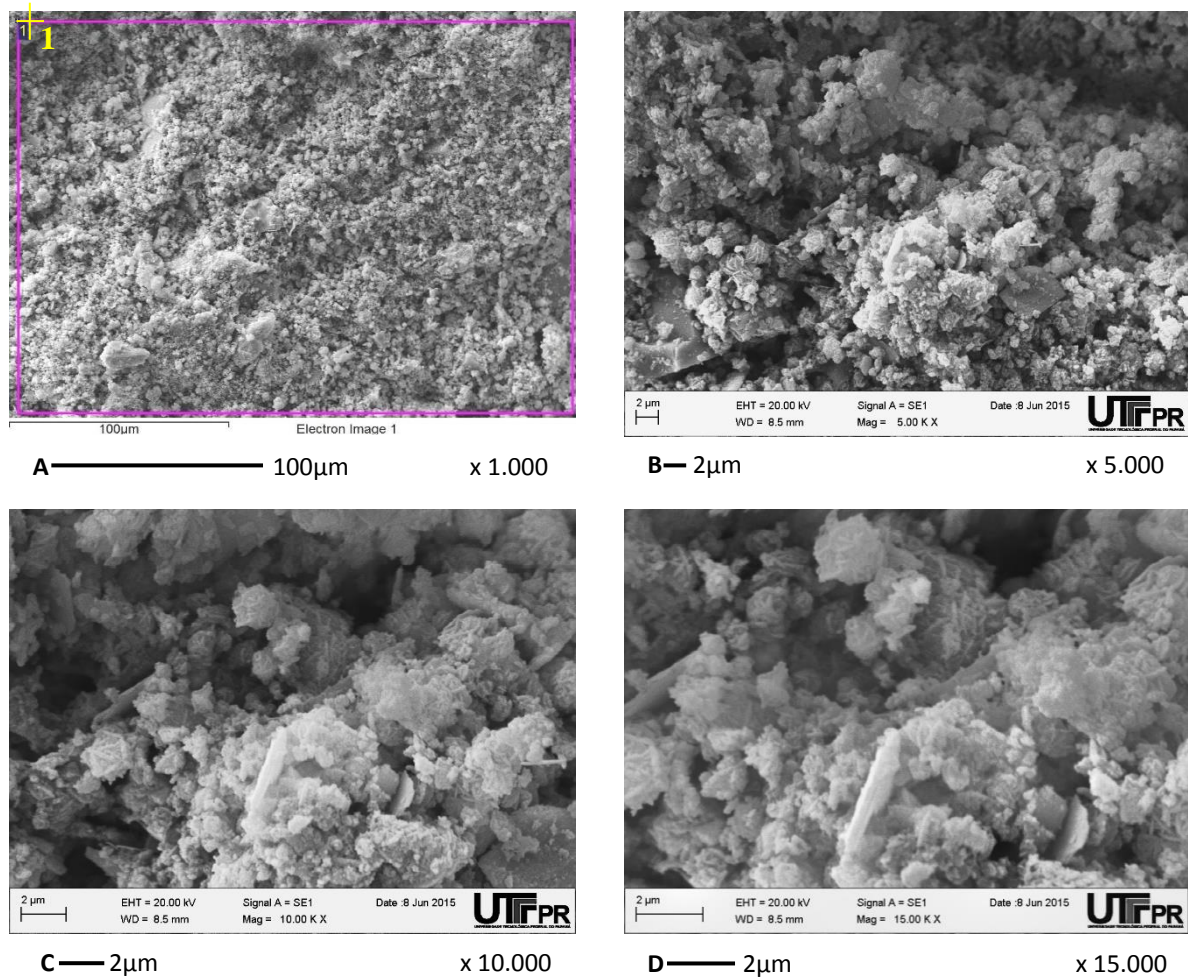


Figura 8 - Estruturas microtopográficas de LV através de MEV

Na Figura 8-B observam-se partículas entre 2 e 6 µm de comprimento e entre 2 e 5 µm de largura, além de partículas menores de 1 µm de comprimento por 1 µm de largura, que se apresentam tanto sozinhas quanto aglomeradas.

Na Figura 8-C observa-se partículas de 2 µm de comprimento por 2 µm de largura, de 2 µm de comprimento por 1 µm de largura, menores que 1 µm de comprimento por 1 µm de largura, além de partículas lamelares e outras em forma de bastonetes, com 2 µm de comprimento. Já na Figura 8-D percebem-se desde partículas de 4 µm de comprimento até partículas menores que 1 µm e as partículas lamelares permanecem visíveis.

A partir das fotomicrografias percebe-se que há partículas de tamanhos variados, sendo o material formado majoritariamente por partículas menores que 1 µm, o que favorece a interação química com outros materiais durante a sinterização.

Áreas da amostra foram selecionadas para análise da composição química superficial. A Figura 8-A representa uma área de investigação da composição química da amostra selecionada, já a Figura 9 apresenta pontos da amostra em que foram realizadas análises EDS.

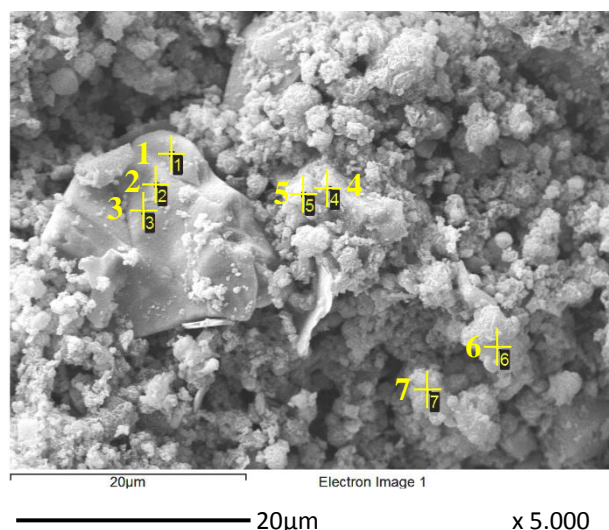


Figura 9 - Composição microquímica através de EDS

Na Figura 9 pode-se observar uma partícula maior que 20 μm , com superfície aparentemente lisa e arestas arredondadas. Acredita-se que tal partícula tenha alta resistência, considerando que a LV é produto de um processo com altas temperaturas em pH elevado. Também encontram-se partículas aglomeradas em formas e tamanhos irregulares e outras com formas lamelares. O EDS realizado na Figura 8-A e em pontos sequenciais (1-7) da Figura 9 está demonstrado na Tabela 9:

Tabela 9 – Resultado da análise MEV/EDS de LV (Figuras 8-A e 9)

Pontos	Composição química dos pontos analisados nas Figuras 8-A e 9 (% de peso)							
	Na	Al	Si	Cl	Ca	Ti	Fe	Zr
A	15,54	23,17	18,13	-	4,20	1,43	37,53	-
1	-	1,54	20,19	-	-	-	3,78	74,50
2	-	0,95	21,04	-	-	-	3,00	75,01
3	-	0,79	20,40	-	-	-	3,06	75,74
4	9,52	28,62	5,12	-	2,56	-	54,17	-
5	21,54	27,96	19,67	-	2,59	-	28,24	-
6	21,66	29,27	28,28	1,33	1,74	-	17,71	-
7	20,50	28,66	27,07	-	4,64	-	19,14	-

A área A apresenta predominância de Fe (37,53%), seguido de Al (23,17%), Si (18,13%) e Na (15,54%), e os menores percentuais foram encontrados nos elementos Ca (4,20%) e Ti (1,43%). Na comparação entre os pontos 1-3, inseridos na maior partícula presente na Figura 9, há uma diferença de 0,75 pontos percentuais em Al, de 0,85 pontos percentuais em Si, de 0,78 pontos percentuais em Fe, e de 1,24 pontos percentuais em Zr. Há coincidência da ausência de Na, Cl, Ca e Ti nos três pontos e são os únicos que possuem Zr. Percebe-se uma semelhança entre os elementos e suas quantidades, porém não é possível

afirmar que trata-se de um cristal em razão das diferenças de até 1,63% nos elementos detectados.

Nos pontos 4-5 observam-se, respectivamente, os percentuais de 9,52% e 21,54% em Na, de 28,62% e 27,96% em Al, de 19,67% e 5,12% de Si, de 2,59% e 2,56% de Ca e de 54,17% e 28,24% de Fe. No ponto 4 foram observados os menores teores de Na (9,52%) e Si (5,12%) e o maior valor de Fe (54,17%), em comparação com os demais pontos.

O ponto 6 apresentou os maiores valores para Na (21,66%), Al (29,27%), Si (28,28%) e Cl (1,33%) em comparação com os demais pontos. Também apresentou o menor percentual de Ca (1,74%). O ponto 7 apresentou o maior valor de Ca (4,64%) em comparação com os demais pontos.

Através do resultado de EDS não identificaram-se formações cristalinas na amostra de LV, tampouco houve elementos suficientemente coincidentes que pudessem indicar a presença de fases cristalinas nos pontos avaliados. Considerando os resultados, conclui-se que a amostra é predominantemente amorfa e que essa característica possivelmente se repete na totalidade do resíduo. Conclui-se, ainda, que as características físicas, químicas e mineralógicas da LV são propícias para a realização da presente pesquisa.

5.1.3 ES

A caracterização química, mineralógica e morfológica da ES fornece dados que auxiliam na compreensão das interações com as demais matérias primas durante a sinterização dos CPs, possibilitando a combinação das características mais favoráveis ao desenvolvimento das cerâmicas. Originalmente a ES é seca e é notavelmente mais pesada que os demais, em razão de alto teor de ferro (64,40%) (Tabela 11).



Figura 10 - Aspecto da ES
Fonte: O autor (2015)

A granulometria da ES está demonstrada na Tabela 10:

Tabela 10 - Granulometria da ES

mm	> 1,2	1,19 - 0,6	0,59 - 0,3	0,29 - 0,15	0,14 - 0,075	0,074 - 0
%	0	0	14,63	66,39	17,63	1,35

A primeira malha a reter material foi entre 0,59-0,30 mm, retendo 14,63% do total da amostra. Em seguida, houve a retenção de 66,39% entre 0,29-0,15 mm. Entre 0,14-0,075, houve retenção de 17,63% da amostra. Finalmente, as partículas menores que 0,074 mm representam 1,35% da ES.

O resultado da análise de FRX está demonstrado na está demonstrado na Tabela 11:

Tabela 11 - Resultado da análise FRX da ES

Composição química da ES (%)							
Óxidos	%	Óxidos	%	Óxidos	%	Óxidos	%
Al ₂ O ₃	2,50	CuO	0,10	MoO ₃	< 0,10	SiO ₂	13,40
BaO	0,20	Fe ₂ O ₃	64,40	Na ₂ O	0,80	SnO ₂	0,10
CaO	2,70	K ₂ O	0,40	NiO	< 0,10	SO ₃	9,70
Cl	0,30	MgO	0,30	P ₂ O ₅	0,10	TiO ₂	0,40
Cr ₂ O ₃	0,30	MnO	0,60	PbO	3,40	ZrO ₂	< 0,10
PF (%)				0			

Na Tabela 11, o óxido em maior percentual encontrado na escória é o Fe₂O₃ (64,40%) (percentual que varia em cada escória, dependendo do tipo de processo siderúrgico que a gerou), seguido por SiO₂ (13,40%) e SO₃ (9,70%). É observada a presença de PbO, CaO e Al₂O₃ entre 3,40% e 2,50%. Outros óxidos estão presentes entre 0,80% e <0,10%. A soma de 4,20% de CaO, K₂O, MgO e Na₂O deve contribuir para a formação de fase líquida durante a sinterização dos CPs, e a soma de 77,80% de Fe₂O₃ e SiO₂ deve contribuir para a resistência da cerâmica desenvolvida.

O resultado de FRX apresentado por Oliveira e Holanda (2004) também demonstra que o Fe foi o elemento em maior quantidade na amostra (63,47%). Além disso, demonstra a presença de K (0,97%), Mn (0,75%), Si (14,81%) e Ti (0,25%) com percentuais semelhantes aos encontrados na amostra deste estudo ($\pm 2\%$). Outros elementos demonstrados por Oliveira e Holanda (2004) foram Al (6,06%), Ca (8,10%), C (2,66%), S (2,53%) e Zn (0,39%). A comparação entre os resultados de ambas pesquisas reiteram a afirmação feita por Wendling, Douglas e Coleman (2009), de que a composição da ES dependerá do tipo de processo de produção do aço.

A Tabela 12 demonstra a concentração de elementos detectada na análise de lixiviação:

Tabela 12 - Concentração de metais em extrato lixiviado de ES

ES	Concentração de metais no extrato lixiviado da ES (mg/L)					
	Ca	Cr	Cu	Fe	Ni	Pb
	120,16	0,24	0,77	300,20	2,91	746,40

Dos metais analisados, a concentração de Cr está dentro do limite de concentração de 5,0 mg/L estabelecido pela NBR 10.004 (ABNT, 2004), no entanto, a concentração de Pb no

extrato lixiviado é de 746,4 mg/L, extrapolando o limite lixiviado estabelecido pela norma (1mg/L).

A Figura 11 representa o resultado da análise mineralógica da ES. Pelo método DRX, observa-se a presença das fases cristalinas arsenopirita (AsFeS), calcopirita (CuFeS₂), pirita (CuS₂) e quartzo (SiO₂) (Quadro 3).

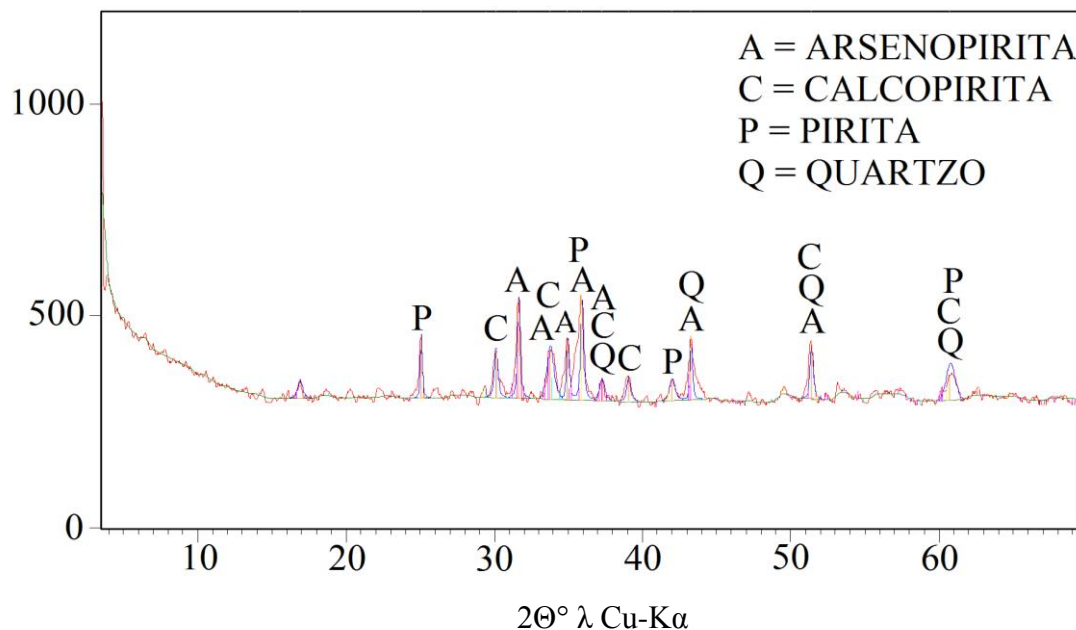


Figura 11 - Espectro proveniente da análise DRX da ES

Mineral	Fórmula Química	Código de Referência
Arsenopirita	AsFeS	01-089-2853
Calcopirita	CuFeS ₂	01-083-0983; 01-089-1952
Pirita	CuS ₂	03-065-1846
Quartzo	SiO ₂	01-086-1561

Quadro 3 - Composição mineralógica obtida por meio da análise DRX da ES

Identifica-se em oito picos gráficos a arsenopirita, que possui As, Fe e S como elementos de composição. O arsênio não foi detectado na análise FRX e os demais representam 64,40% e 9,80% da ES, respectivamente. A fase calcopirita é presente em seis picos gráficos e é composta por Cu, Fe e S, que representam, respectivamente, 0,10%, 64,40% e 9,80% da ES. A pirita, presente em quatro picos gráficos, é formada pela combinação de Cu e S, que representam 0,10% e 9,80% da ES, respectivamente. O quartzo, por sua vez, é formado pela combinação de Si (13,40% da ES) com O e é observado em quatro picos gráficos. Aos materiais cerâmicos, o quartzo proporciona resistência à temperatura, à corrosão e baixa expansão térmica. Ainda, pode-se afirmar que existe material amorfo e elementos químicos livres de ligações, o que facilita as interações químicas no momento da sinterização.

As Figuras 12 A-E representam a fotomicrografia da ES. Na magnificação de 200x (Figura 12-A), observa-se uma partícula maior (aproximadamente 2 mm de largura), onde diversas partículas menores se sobrepõem na superfície.

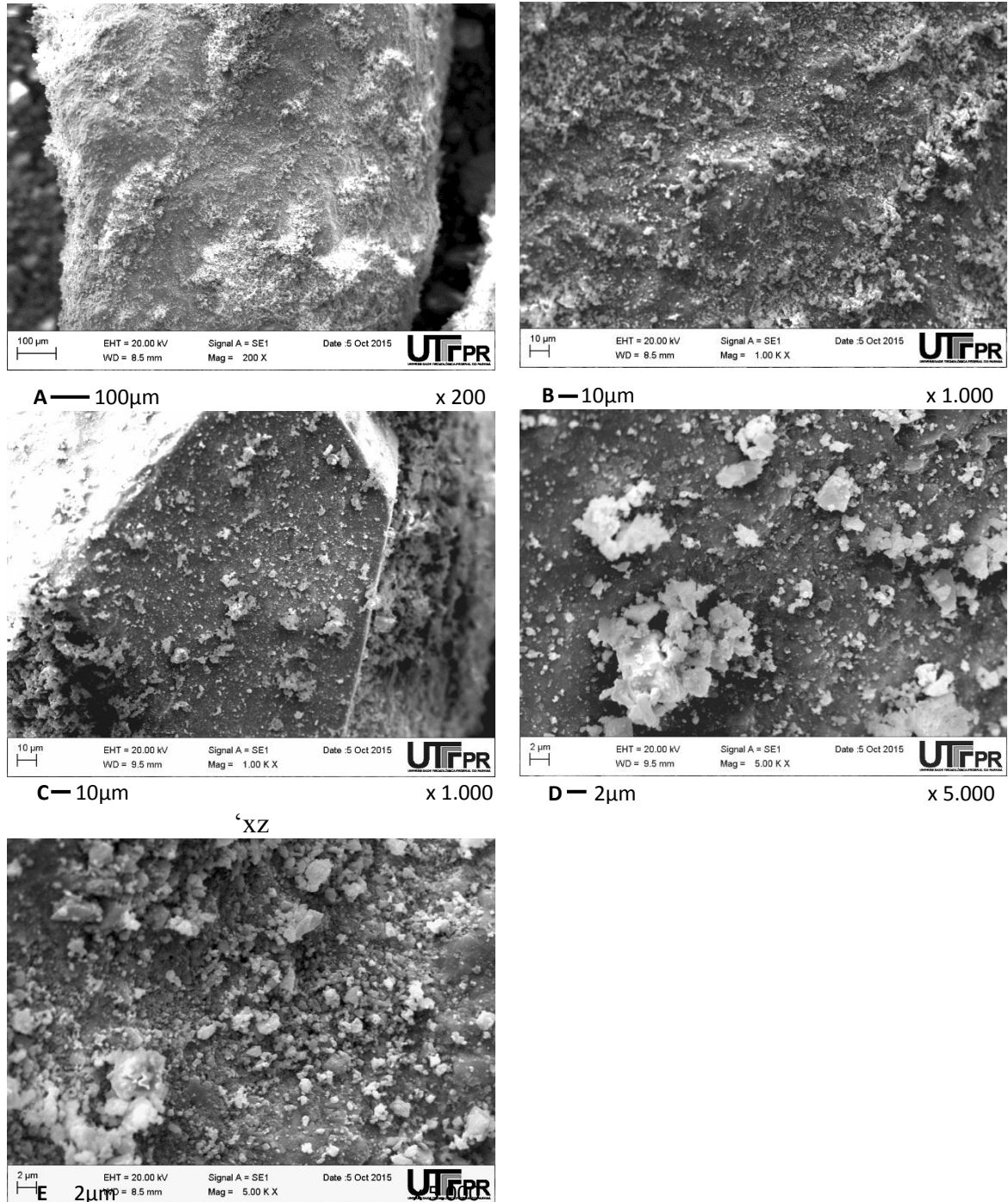


Figura 12 - Estruturas microtopográficas de ES através de MEV

Nas Figuras 12-B/C é possível observar partículas com formas irregulares e tamanhos entre 1 e 6 µm, sobrepostas a superfície de uma partícula maior. Nas Figuras 12 D-E observam-se partículas que variam entre 1 e 5 µm com formas variadas e não agregadas.

Selecionaram-se áreas da amostra para analisar a composição química superficial da amostra por MEV/EDS, tanto na área total da Figura 13-A, quanto nos pontos 1- 6 da Figura 13-B:

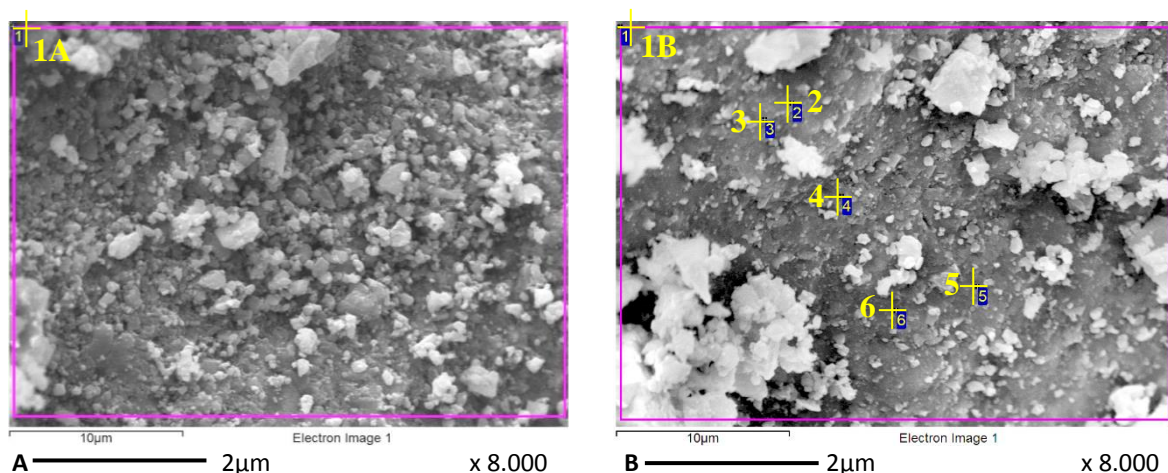


Figura 13 - Estruturas microtopográficas da ES através de MEV e pontos de análises da composição microquímica através de EDS

Constatam-se variações nos percentuais de C entre 0 e 16,03%, de Na entre 0 e 6,82%, de Al entre 1,84% e 11,75%, de Si entre 3,50% e 18,12%, de S entre 1,17% e 13,38%, de Cl entre 0 e 0,93%, de K entre 0 e 4,01%, de Ca entre 2,29% e 11,70%, de Mn entre 0 e 1,36%, de Fe entre 43,53% e 76,50%, de Ba entre 0 e 1,88%, de Pb entre 0 e 9,06% e de Ti entre 0 e 0,82% (Tabela 13):

Tabela 13 - Resultado da análise EDS de ES

Pontos	Composição química Figura 13-A/B (% de peso)												
	C	Na	Al	Si	S	Cl	K	Ca	Mn	Fe	Ba	Pb	Ti
1A	16,03	1,62	1,84	3,94	13,38	0,93	0,74	1,21	0,90	58,59	-	-	0,82
1B	14,64	1,72	3,51	7,76	6,39	0,83	0,88	3,02	-	55,40	5,85	-	-
2	7,68	-	6,88	15,01	1,95	-	1,36	11,70	-	43,53	11,88	-	-
3	11,38	-	3,65	9,99	3,66	0,51	0,68	9,49	-	54,94	5,70	-	-
4	-	6,82	11,75	18,12	2,50	-	4,01	2,29	1,04	44,40	-	9,06	-
5	-	-	2,28	3,50	2,48	-	-	11,19	1,36	76,50	2,70	-	-
6	-	-	3,84	7,68	1,17	0,55	3,07	4,55	-	50,00	29,15	-	-

Na comparação entre áreas 1A e 1B, as maiores diferenças são observadas em Ba, Si e Fe. Entre os pontos 2 e 3 observam-se os percentuais de 7,68% e 11,38% em C, de 6,88% e 3,65% em Al, de 15,04% e 9,99% em Si, de 1,95% e 3,66% em S e de 11,70% e 9,49% em Ca. As menores variações em pontos percentuais observam-se nos percentuais de 0 e 0,51% em Cl e de 1,36% e 0,68% em K, e as maiores variações em pontos percentuais são observadas em 43,53% e 54,94 % de Fe e 11,88% e 5,70% de Ba.

O ponto 4 apresentou os maiores percentuais de Na (6,82%), Al (11,74%), Si (18,12%), K (4,01%) e Pb (9,06%), em comparação com todos os pontos. O percentual de S no ponto 4 (2,50%) está próximo ao percentual de S no ponto 5 (2,48%), bem como o percentual de Mn (1,04 e 1,36%, respectivamente). Desconsiderando as áreas A e B, os pontos 4-5 são os únicos a conterem Mn. Ainda, o ponto 4 é o único que tem a presença de Na e Pb e possui os maiores teores de Al, Si e K. Já o ponto 5 possui os menores teores de Al e Si e os maiores teores de Fe.

Entre os pontos 5 e 6 as menores variações em pontos percentuais estão entre 2,28% e 3,84% de Al, entre 0 e 0,55% de Cl e entre 1,36% e 0% de Mn. Houve variação entre 3,50% e 7,68% em Si, 2,48% e 1,17% em S, 0 e 3,70% em K e de 11,19% e 4,55% em Ca. As maiores variações, em pontos percentuais, na comparação entre os pontos 5 e 6 são observadas em Ba e Fe.

Não identificaram-se formações cristalinas na amostra de ES, tampouco houve coincidência de elementos químicos que pudesse indicar a presença de formações cristalinas nos pontos avaliados. Considerando os resultados, conclui-se que a amostra é predominantemente amorfa e que essa característica possivelmente se repete na totalidade do resíduo.

5.2 Propriedades mecânicas das cerâmicas desenvolvidas

Neste capítulo estão apresentadas as mudanças nos resultados das propriedades mecânicas das cerâmicas, observadas após a queima em diferentes temperaturas. Obtiveram-se os valores de resistência à flexão, retração linear, densidade e absorção de água dos CPs.

5.2.1 Mudanças na resistência à flexão após sinterização

A partir da análise de resultados da Tabela 14, observa-se que os valores de resistência à flexão de três pontos cresce com aumento da temperatura (entre 800°C e 1150°C). Nos CPs, o aumento no teor de ES aumenta os valores de resistência. Com teor de ES constante, o aumento da quantidade de LV combinado à diminuição equivalente do teor de LPCI, leva ao aumento da resistência à flexão das cerâmicas após a queima em todas as temperaturas. Os maiores valores de resistência à flexão, em todas as temperaturas de queima, obtiveram-se dos CPs da composição 3, que contém 20% de LPCI, 30% de LV e 50% de ES. Observa-se ainda, que a resistência desta composição cresce mais rapidamente nas sinterizações entre 1100°C e 1150°C (de 3,75 para 5,48 MPa).

Tendo como referência a composição 3, observa-se que a composição 2 possui um comportamento semelhante em todas as queimas. A composição 2 possui o mesmo teor de ES (50%), com 25% de LPCI e 25% de LV e também apresenta crescimento da resistência nas sinterizações entre 1100°C e 1150°C (de 3,47 para 5,11 MPa).

Tabela 14 - Resistência à flexão (MPa)

N°	Composições (% peso)			Valores de resistência à flexão (MPa) após queima (T°C)					
	LPCI	LV	ES	800°C	900°C	1000°C	1050°C	1100°C	1150°C
1	30	20	50	0,41	0,48	0,89	1,90	2,21	2,73
2	25	25		0,78	1,07	1,50	2,08	3,47	5,11
3	20	30		0,81	1,34	1,68	2,51	3,75	5,48
4	40	20	40	0,24	0,36	0,86	0,99	1,85	2,23
5	30	30		0,45	0,62	0,95	1,75	2,10	2,79
6	20	40		0,56	0,82	1,37	2,10	2,97	3,46
7	40	30	30	0,28	0,39	0,65	1,05	1,05	1,52
8	30	40		0,40	0,56	0,82	1,39	1,59	1,86
9	60	20	20	0,13	0,39	0,81	0,91	1,03	1,17
10	50	30		0,22	0,48	0,96	1,25	1,28	1,58
11	40	40		0,47	0,67	1,10	1,49	1,47	1,97
12	30	50		0,69	0,91	1,32	1,68	1,88	2,50

A composição 9, que possui menores teores de ES e LV (20%) e maior teor de LPCI (60%), apresenta um resultado oposto. Além de apresentar os menores valores de resistência nas demais temperaturas de queima, apresenta os menores valores de resistência nas sinterizações entre 1100°C e 1150°C (1,03 e 1,17 MPa).

Percebe-se a tendência de diminuição da resistência quando da diminuição do percentual de ES, causada em decorrência da supressão do Fe_2O_3 (ES=64,40%), tornando as cerâmicas menos resistentes. A influência positiva da LV sobre a resistência destas composições cerâmicas é ocasionada pela presença de Na_2O (10,30%), que tem baixo ponto de fusão (97,7°C), de Al_2O_3 (21,20%), que funde em 658°C, e de CaO (4,20%), que possui ponto de fusão em 842°C. O teor de SiO_2 na LV (15,50%) desempenha o papel de aditivo esquelético nos corpos cerâmicos. Esses óxidos estão contidos na LV em maiores percentuais em comparação com LPCI e ES, então, conseqüentemente, o maior percentual de LV nas composições favorece o aumento da resistência dos corpos cerâmicos.

Os valores de resistência à flexão das cerâmicas nas composição 2 e 3, queimadas nas temperaturas de 1100°C e 1150°C, superam os padrões das normas brasileiras para fabricação de tijolos queimados. De acordo com a NBR 7.170 (ABNT, 1983), a resistência de tijolos maciços é classificada da seguinte forma: Classe A \geq 1,5 MPa; Classe B \geq 2,5 MPa; e Classe C \geq 4,0 MPa.

5.2.2 Mudanças na retração linear de queima

Da mesma forma que o aumento da resistência à flexão, as mudanças nos valores da retração linear de queima (Tabela 15) resultam da associação do aumento da temperatura de queima com o aumento dos teores de LV e ES.

Tabela 15 - Retração linear após queima

Composições (% peso)				Valores de retração linear (%) após queima (T°C)					
N°	LPCI	LV	ES	800°C	900°C	1000°C	1050°C	1100°C	1150°C
1	30	20		0,43	1,17	1,20	1,17	1,17	3,20
2	25	25	50	0,57	1,47	1,43	1,43	1,63	3,83
3	20	30		0,63	1,67	1,77	1,67	1,67	4,57
4	40	20		2,57	3,97	4,27	4,58	4,58	8,87
5	30	30	40	2,27	3,10	3,53	3,43	3,43	9,77
6	20	40		2,30	2,70	3,23	3,27	3,27	11,87
7	40	30	30	3,83	5,00	5,33	5,39	5,39	7,00
8	30	40		3,43	3,43	4,63	4,53	4,53	10,43
9	60	20		6,73	7,77	7,67	8,70	8,70	12,80
10	50	30	20	4,23	6,02	6,07	6,70	6,70	13,53
11	40	40		3,77	5,20	5,73	6,13	6,13	14,70
12	30	50		2,63	4,73	5,57	5,53	5,53	16,37

De maneira geral, os valores de retração aumentam com aumento de temperatura. No entanto, a retração cresce lentamente nas cerâmicas queimadas entre 800°C e 1100°C. Nas queimas entre 1100°C e 1150°C, observa-se o aumento de 2 a 3 vezes nos valores de retração linear. Os menores valores de retração, em todas as temperaturas, são observados nos CPs da composição 1, com evolução de 0,43% em 800°C até 3,20% na queima em 1150°C. Nas mesmas temperaturas, as amostras da composição 12 apresentaram resultados entre 2,63% e 16,37%.

5.2.3 Mudanças na densidade das cerâmicas após sinterização

A visão geral da Tabela 16 mostra que as mudanças das densidades (D) nos CPs ocorrem de forma bastante diferente em comparação com as mudanças da resistência à flexão e da retração linear dos CPs. O valor da densidade diminui lentamente entre as queimas de 800°C e 1050°C e, em seguida, aumenta rapidamente na queima a 1150°C, excedendo significativamente a densidade inicial de 800°C.

Tabela 16 - Densidade das cerâmicas depois da queima em diferentes temperaturas

Composições (% peso)				Densidade (g/cm ³) após queima (T°C)					
N°	LPCI	LV	ES	800°C	900°C	1000°C	1050°C	1100°C	1150°C
1	30	20		1,59	1,55	1,52	1,49	1,67	1,81
2	25	25	50	1,66	1,62	1,58	1,55	1,75	1,87
3	20	30		2,00	1,97	1,93	1,91	1,92	2,06
4	40	20		1,43	1,40	1,39	1,38	1,38	1,52
5	30	30	40	1,50	1,47	1,44	1,43	1,44	1,54

6	20	40		1,57	1,54	1,52	1,50	1,51	1,57
7	40	30	30	1,47	1,42	1,39	1,37	1,38	1,55
8	30	40		1,52	1,48	1,46	1,47	1,49	1,67
9	60	20		1,14	1,11	1,10	1,09	1,10	1,29
10	50	30	20	1,21	1,18	1,17	1,14	1,15	1,45
11	40	40		1,23	1,21	1,21	1,20	1,25	1,63
12	30	50		1,24	1,23	1,22	1,22	1,26	1,74

Além disso, observa-se o aumento da densidade de acordo com o aumento do teor de ES nas composições. As composições que possuem quantidades iguais de ES têm sua densidade aumentada na medida em que se aumenta o teor de LV e que se reduz o teor de LPCI.

O maior valor de D (2,06) obtém-se da composição 3, que possui o menor percentual de LPCI (20%) e o maior percentual de LV (30%), no grupo das composições que contém o maior percentual de ES (50%). Os altos teores de Fe_2O_3 (ES=64,40%; LV=29,90%) e SiO_2 (ES=13,40%; LV=15,50%), fornecidos pelos teores de LV e ES, presentes na composição 3, desempenham papel de aditivo esquelético nos corpos cerâmicos, promovendo maior estabilidade para a composição 3 na queima em altas temperaturas.

A

5.2.4 Mudanças nos valores de absorção de água após sinterização

Os valores de absorção de água (AA) são indicadores indiretos de porosidade aberta dos materiais. As mudanças dos valores de absorção de água (AA) acontecem exatamente ao contrário dos valores de densidade. Os valores de AA crescem com o aumento da temperatura de queima, entre 800°C e 1050°C (enquanto nessas temperaturas a densidade diminui), e nas cerâmicas queimadas em 1100°C e 1150°C a AA diminui rapidamente (enquanto a densidade cresce rapidamente nessa faixa de temperatura). Percebe-se que a AA aumenta com a diminuição do teor de LV e ES nas cerâmicas (enquanto a densidade diminui).

Tabela 17 - Absorção de água

Composições (% peso)				Valores de absorção de água (%) após queima (T°C)					
N°	LPCI	LV	ES	800°C	900°C	1000°C	1050°C	1100°C	1150°C
1	30	20		24,68	25,25	27,55	29,25	28,35	24,90
2	25	25	50	23,92	24,52	26,56	28,50	27,78	21,31
3	20	30		22,68	23,79	25,44	25,18	23,29	19,94
4	40	20		28,05	31,11	33,27	34,61	33,01	27,90
5	30	30	40	27,87	30,10	30,65	32,11	32,03	25,13
6	20	40		26,64	27,93	28,59	29,40	29,33	24,67
7	40	30	30	31,85	34,02	35,23	37,43	36,55	28,64
8	30	40		29,24	31,14	30,00	32,30	29,72	25,38
9	60	20		35,31	36,78	38,45	38,96	37,60	30,74
10	50	30	20	33,82	34,07	38,13	38,48	36,58	29,47

Composições (% peso)				Valores de absorção de água (%) após queima (T°C)					
N°	LPCI	LV	ES	800°C	900°C	1000°C	1050°C	1100°C	1150°C
11	40	40		32,61	33,75	37,49	37,73	35,17	27,66
12	30	50		31,50	32,73	34,98	35,30	33,56	26,29

O LPCI contém alto teor de SO_3 (23,5%, Tabela 2), que é formador de gases e poros nas composições. Por ter o menor percentual de LPCI (20%), os valores de AA da composição 3 são os menores em todas as temperaturas em comparação com as outras composições. Considerando que há formação de gases nos CPs durante a sinterização, os teores crescentes de LPCI e o aumento das temperaturas de queima explicam os resultados de AA. Além disso, os óxidos fundentes são proporcionados em maior quantidade pela ES e pela LV, então, o resultado da AA da composição 3 também é explicado em razão dos maiores teores de ES (50%) e LV (30%), em relação as demais composições.

O alto teor de Fe_2O_3 (fusão a 1539°C ; ES=64,40%; LV=29,90%) e de SiO_2 (fusão entre $1713\text{-}1728^\circ\text{C}$; ES=13,40%; LV=15,50%), podem ter seus processos de fusão iniciados em temperaturas menores (até 1050°C) em razão da presença de fundentes como Na_2O (fusão a 98°C ; LV=10,30%), SO_3 (fusão a 113° ; LPCI=23,50%; ES=9,80%), Al_2O_3 (fusão a 658°C , LV=21,20%; LPCI=6,90%; ES=2,50%), CaO (fusão à $838,9^\circ\text{C}$; LV=4,20%; ES=2,70; LPCI=1,90%) e PbO (fusão a 888°C ; ES=3,40%). Na medida em que a temperatura de queima aumenta, as fusões dos elementos formam barreiras que impedem a saída dos gases, encapsulando-os no interior da cerâmica, promovendo a formação de poros, o que aumenta os índices de AA. Por isso, é possível concluir que a porosidade das cerâmicas cresce com o aumento do teor de LPCI, e diminui com o aumento do teor de ES e de LV.

A diminuição da porosidade das cerâmicas é também considerada um fator importante para o aumento da resistência à flexão. Sendo assim, os resultados de AA confirmam as conclusões a respeito da resistência à flexão, que são apresentadas no item 5.2.1, bem como as observações a respeito da diminuição da retração linear de queima (item 5.2.2) e do aumento de densidade (item 5.2.3).

5.2.4 Conclusão parcial das propriedades mecânicas das cerâmicas

Observando os resultados experimentais é possível concluir o seguinte:

1. A resistência à flexão de três pontos cresce equilibradamente com o aumento da temperatura de 800°C a 1150°C , e cresce também com aumento dos teores de LV e ES e diminui com aumento do teor de LPCI;

2. A retração linear cresce lentamente nas queimas entre 800°C e 1100°C. Entre 1100°C e 1150°C observa-se um salto dos valores de retração de 2 a 3 vezes. Observa-se também o aumento da retração relacionado com a diminuição dos teores de LV e ES nas composições;
3. A densidade dos CPs diminui lentamente nas queimas entre 800°C e 1050°C. Nas queimas entre 1100°C e 1150°C a densidade cresce rapidamente. O aumento dos teores LV e ES aumenta a densidade das cerâmicas e o aumento do teor de LPCI diminui a densidade;
4. A absorção de água cresce entre 800°C e 1050°C. Nas temperaturas de 1100°C e 1150°C ocorre uma diminuição expressiva dos valores de AA. Ainda, o aumento dos teores de LV e ES diminui os valores de absorção de água.

5.3 Processos físico-químicos de formação das estruturas das cerâmicas

5.3.1 Composição 3

Ponderando os resultados das análises anteriormente apresentadas conclui-se que a composição 3, sinterizada à 1150°C, demonstra ter melhores condições de resistência à flexão, retração linear, densidade e absorção de água. Sendo assim, realizaram-se análises de DRX e MEV/EDS para compreender as estruturas que se formaram após a sinterização dos CPs. A composição 3 contém os seguintes elementos (Tabela 18):

Tabela 18 - Composição química da cerâmica 3

Composição química da cerâmica 3					
Elemento Químico	%	Elemento Químico	%	Elemento Químico	%
Al ₂ O ₃	8,99	MgO	0,22	SnO ₂	0,29
BaO	0,10	MnO	0,39	SO ₃	9,78
CaO	2,99	MoO ₃	< 0,10	SrO	< 0,10
Cl	0,23	Na ₂ O	3,79	TiO ₂	0,92
Cr ₂ O ₃	0,15	NiO	0,06	V ₂ O ₅	0,03
CuO	1,13	P ₂ O ₅	0,67	ZnO	< 0,10
Fe ₂ O ₃	41,23	PbO	1,70	ZrO ₂	0,06
K ₂ O	0,30	SiO ₂	11,77	PF	15,17

Os óxidos predominantes na composição 3 são o Fe₂O₃ (41,23%), o SiO₂ (11,77%), o SO₃ (9,78%) e o Al₂O₃ (8,99%). Seguidos de Na₂O (3,79%), CaO (2,99%), PbO (1,70%) e CuO (1,13%). Os demais óxidos representam entre 0,92% e <0,10% da composição. Com base na composição química, conclui-se que a soma de 7,30% de CaO, K₂O, MgO e Na₂O deve contribuir para a formação de fase líquida durante a sinterização dos CPs, e a soma de 53% de Fe₂O₃ e SiO₂ deve contribuir para a resistência da cerâmica.

O difratograma da Figura 14-A representa o resultado da análise mineralógica da amostra da composição 3 antes da sinterização. Pelo DRX é possível observar a presença das fases cristalinas de manganofaialita (MgFeMn)(MgFeMnCa)(SiO₄), magnetita (Fe₃O₄) e quartzo (SiO₂) (Quadro 4). Percebe-se a intensidade extremamente baixa dos picos das estruturas cristalinas, o que significa um teor muito baixo de estruturas cristalinas na amostra. A altura da base da curva, em relação ao ponto zero, é muito mais alta do que intensidade dos picos cristalinos, indicando que amostra basicamente tem estrutura amorfa com pequenas inclusões de estruturas cristalinas.

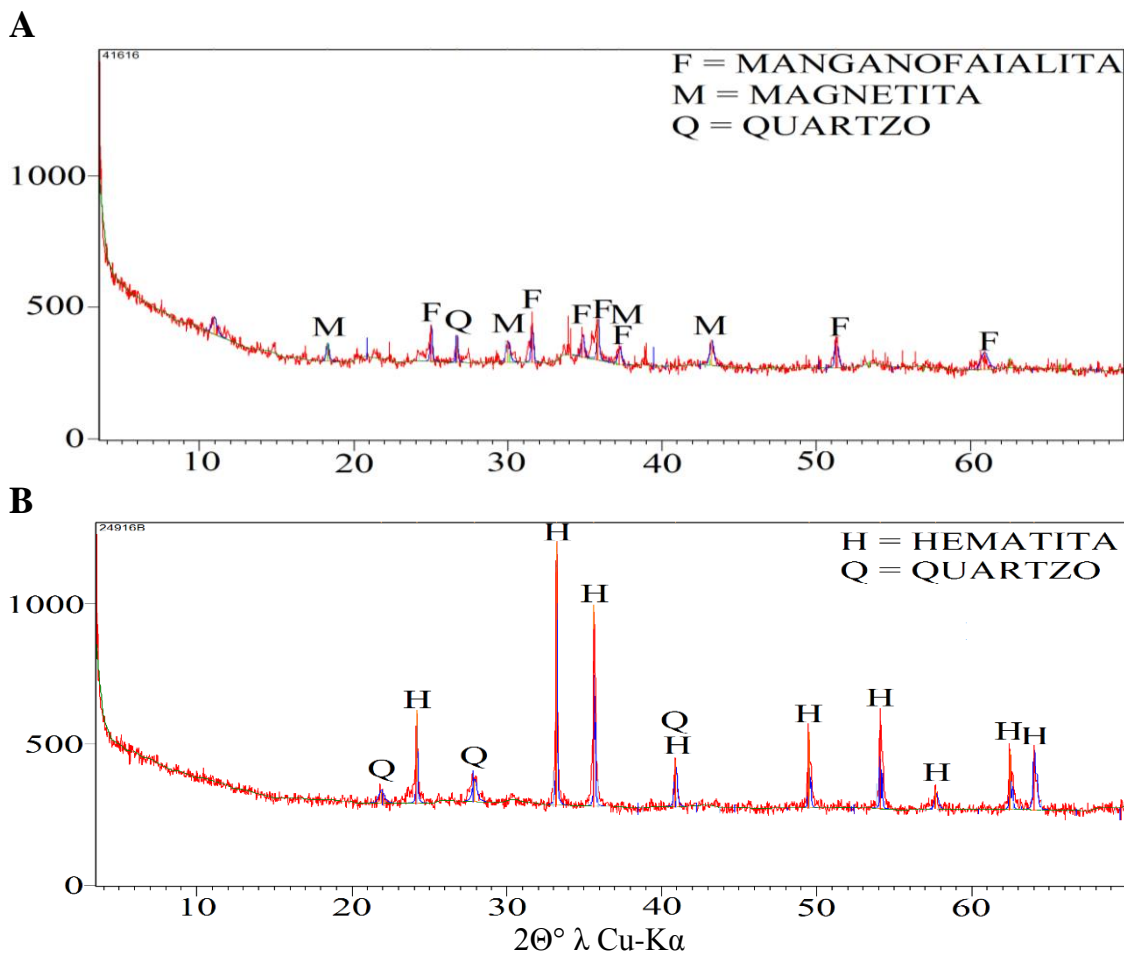


Figura 14 - DRX da composição 3: A) mistura inicial seca; B) após queima a 1150°C

O difratograma da Figura 14-B representa o resultado da análise mineralógica da amostra da composição 3 sinterizada a 1150°C. Após a queima, a altura da base da curva praticamente permaneceu a mesma, mas desapareceram os picos de manganofaialita (MgFeMn) (MgFeMnCa) (SiO₄) e magnetita Fe₃O₄, que em parte foram transformadas em hematita Fe₂O₃ e outra parte transformadas em material amorfo.

Mineral	Fórmula Química	Código de Referência
Manganofaialita	(MgFeMn) (MgFeMnCa) (SiO ₄)	01-087-0676
Magnetita	Fe ₃ O ₄	01-079-0416

Quartzo
Hematita

SiO₂
Fe₂O₃

00-001-0649
01-086-2368

Quadro 4 - Composição mineralógica obtida por meio da análise DRX da composição 3

As fotomicrografias com ampliações entre 200 e 1.000 retratam as novas estruturas formadas na composição 3 sinterizada a 1150°C (Figura 15 A-D):

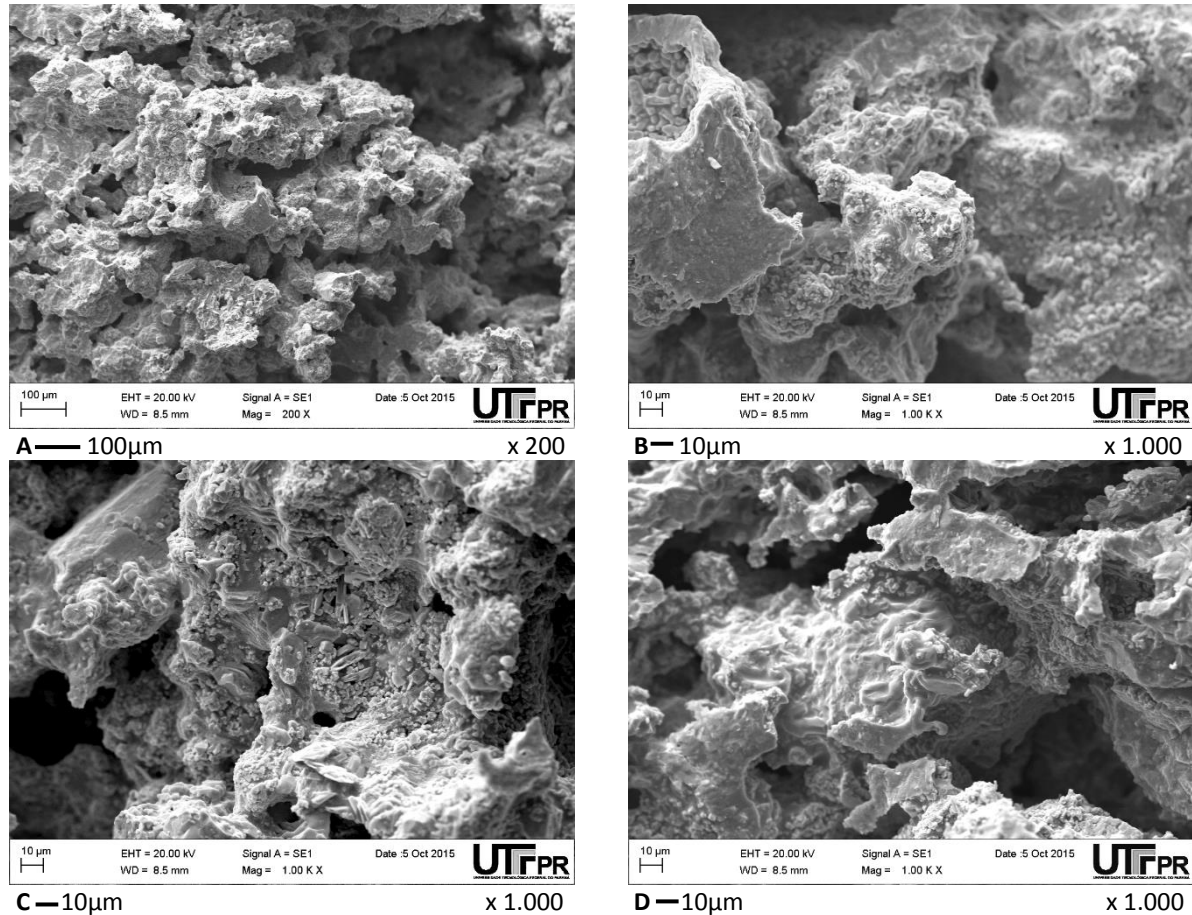


Figura 15 - Estruturas microtopográficas de uma amostra da composição 3 sinterizada a 1150°C através de MEV

Nas fotomicrografias com ampliações entre 200 e 1.000 vezes, é possível observar formações lamelares de 20 e 25 µm e octaédricas de 1 e 6 µm. A superfície apresenta-se assimétrica, com elementos agregados e regiões que aparentam a ocorrência de fusão, apresentando predominância de formas arredondadas e superfície ondulada. Há presença de poros, que ocorrem em razão da liberação de gases, demonstrando a permeabilidade da cerâmica, o que corrobora com os resultados da análise de AA (Tabela 17).

As fotomicrografias da Figura 16 A-C foram capturadas com ampliações de 5.000 vezes. As topografias demonstradas na Figura 16 A-C apresentam características de um corpo cerâmico sinterizado, com predominância de formações octaédricas aderidas à superfície. Os octaedros observados na Figura 16-A possuem entre 1 e 7 µm. Na Figura 16-B, as menores partículas observadas possuem entre 1 e 6 µm, enquanto as três maiores formações possuem

entre 9 e 18 μm de comprimento. Na Figura 16-C, observam-se regiões de superfície lisa, com cantos arredondados, caracterizando a fusão do material.

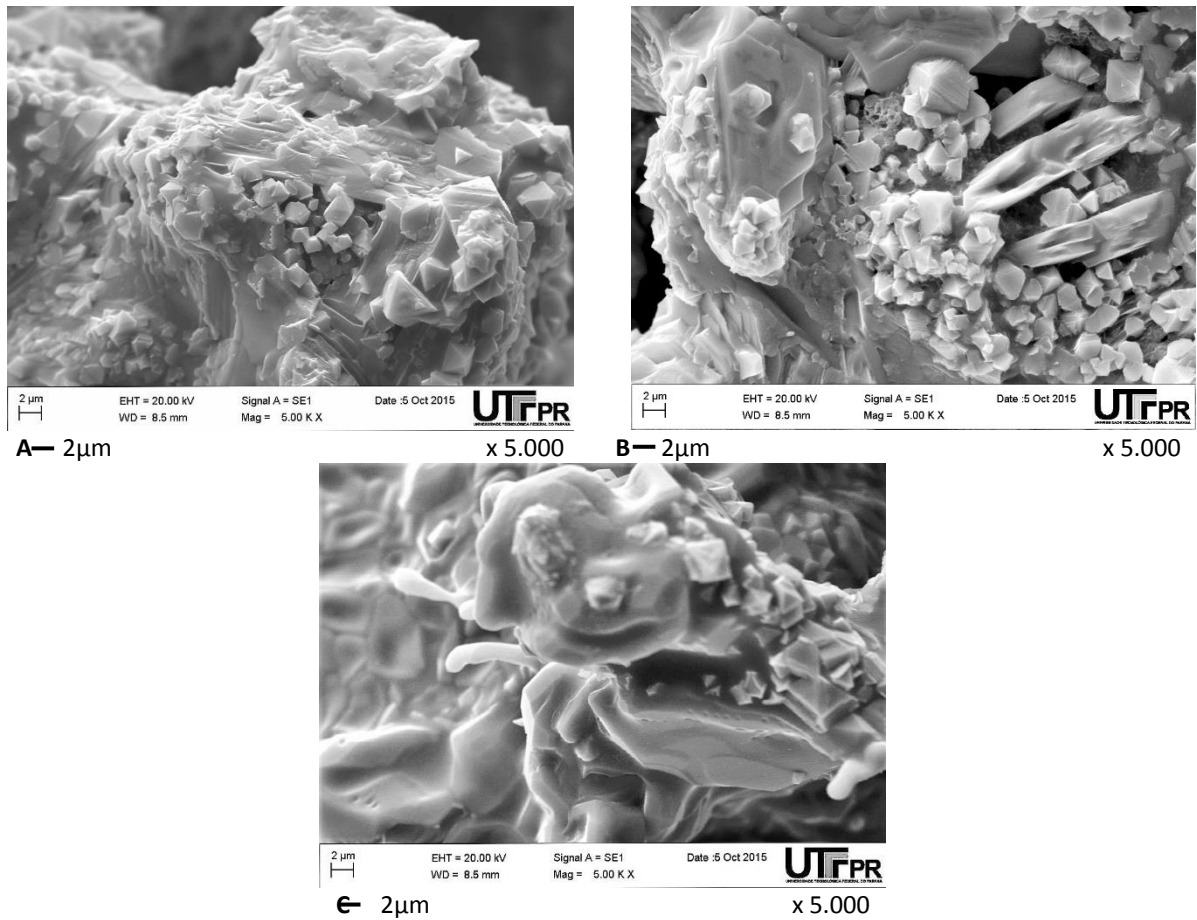
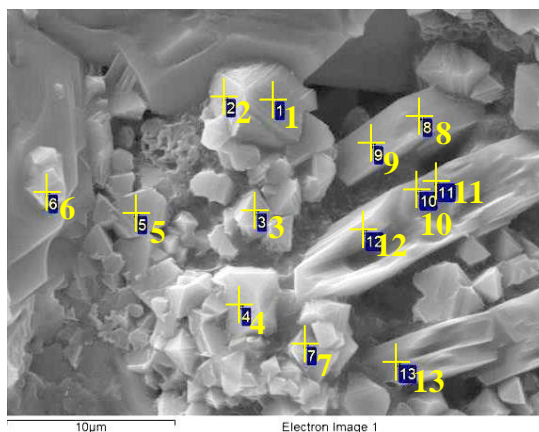


Figura 16 - Estruturas microtopográficas através de MEV com ampliação de 5.000 vezes de uma amostra da composição 3 sinterizada a 1150°C

As partículas observadas são de tamanhos entre 1 e 6 μm . As imagens revelam a formação de uma estrutura sólida e maciça, que se comporta como esqueleto da cerâmica, apoiando o resultado da RF (Tabela 14).

Para a compreensão da estrutura revelada nas imagens, submeteram-se algumas áreas da amostra à análise química por EDS, capturando as Figuras 17, 18 e 19 com ampliação de 8.000 vezes.



10μm x 8.000
Figura 17 - Estruturas microtopográficas através de MEV com ampliação de 8.000 vezes de uma amostra da composição 3, sinterizada a 1150°C, e pontos de análises da composição microquímica através EDS

Na Figura17 observa-se a presença de diversas formações octaédricas agregadas umas às outras e à superfície, sendo a maioria entre 1 e 2 μm de comprimento. A menor partícula visível possui 1 μm de comprimento e as maiores partículas possuem entre 4 e 18 μm de comprimento.

Tabela 19 - Resultado da análise MEV/EDS na área da Figura 17 nos pontos 1-13

Pontos	Análise química dos pontos 1-13 da Figura 17 (%)												
	Al	C	Ca	Cu	Fe	Mg	Mn	Na	Ni	Pb	Si	Sn	Ti
1	6,93	6,77	1,04	29,79	46,71	-	2,84	2,26	0,82	-	2,15	-	0,71
2	14,20	32,27	0,52	18,59	28,14	1,25	1,71	-	0,73	-	1,10	1,08	0,41
3	12,40	21,79	0,39	25,10	34,07	1,20	2,26	-	0,87	-	1,55	-	0,38
4	12,49	36,25	0,38	18,70	26,70	1,32	1,74	-	1,23	-	0,77	-	0,41
5	9,64	24,46	0,46	26,00	34,20	1,00	2,07	-	1,24	-	0,40	-	0,54
6	12,21	22,01	1,05	22,10	34,04	0,99	1,86	1,73	0,87	-	2,58	-	0,55
7	12,20	26,91	0,44	21,08	30,34	1,09	2,02	1,90	0,83	-	2,65	-	0,53
8	22,47	25,71	3,28	5,10	23,65	0,44	0,72	0,99	-	4,56	1,55	9,70	1,84
9	28,66	23,74	3,10	3,62	21,65	0,64	0,60	0,83	-	5,02	0,49	9,76	1,89
10	25,58	17,50	3,85	5,02	21,90	0,49	0,69	2,80	-	6,19	4,35	9,69	1,94
11	25,23	26,86	3,10	3,89	19,81	0,64	0,81	1,92	-	4,54	3,20	8,51	1,48
12	28,21	27,65	2,87	4,57	19,40	0,81	0,60	1,22	-	4,06	1,34	7,95	1,31
13	12,30	9,87	5,88	8,78	42,70	0	1,24	1,38	-	-	1,78	13,05	3,02

A Tabela 19 apresenta a composição química de cada ponto analisado na Figura17:

Comparando os resultados dos pontos 1-2, observa-se que houve variação de 6,93% para 14,20% em Al, de 6,77% para 32,27% em C, de 1,04% para 0,52% em Ca, de 29,79% para 18,59% em Cu, de 46,71% para 28,14%, em Fe, de 0 a 1,25% em Mg, de 2,84% para 1,71% em Mn, de 2,26% para 0% em Na, de 0,82% para 0,73% em Ni, de 2,15% para 1,10%

em Si, de 0 para 1,08% em Sn, e de 0,71% para 0,41% em Ti. Não há sustentação para classificação da partícula como cristal, tendo em vista a variação nos percentuais dos elementos detectados. Em relação aos demais pontos, o ponto 1 apresentou os menores percentuais de Al (6,93%) e C (6,77%) e os maiores percentuais de Cu (29,79%), Fe (46,71%) e Mn (2,84%). Já o ponto 2 possui os menores valores de Ni (0,73%) e Sn (1,80%).

Os pontos 3-5 são de partículas compostas pelos mesmos elementos e apresentam variações nos percentuais. Eles apresentaram os menores teores de Ti (0,38%), de Ca (0,38%) e de Si (0,40%), respectivamente. Os maiores teores de C (36,25%), Mg (1,32%) estão no ponto 4 e de Ni (1,24%) no ponto 5, quando comparado com os demais pontos.

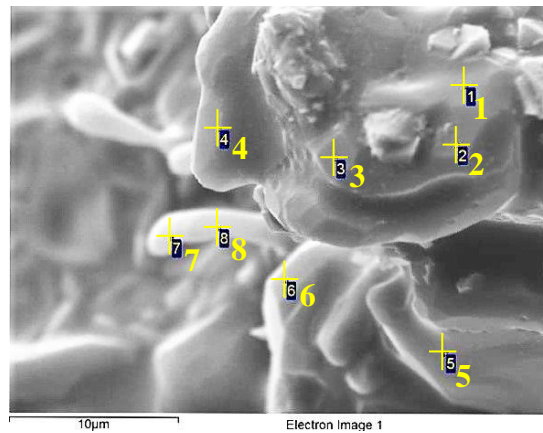
Nos pontos 6-7 encontram-se coincidências de elementos, porém observa-se a variação de 0,08% a 58,10% nos percentuais dos elementos encontrados. Observa-se que há ocorrência de Ni apenas nos pontos 1-7, presente em partículas de morfologia semelhante. Da mesma forma, as ocorrências de Pb e Sn prevalecem nos pontos 8-13, com exceção de 0 no ponto 13 e 1,08% no ponto 2, respectivamente.

O ponto 8 apresentou menor percentual de Mg (0,44%) em comparação com as outras composições. Já o ponto 9 apresentou o maior teor de Al (28,66%) e os menores teores de Cu (3,62%), de Mn (0,60%) e de Na (0,83%), em comparação com os demais pontos. Na comparação entre 8-9, percebe-se que não há sustentação para classificação da partícula como cristal em razão da variação nos percentuais dos elementos presentes.

As variações foram de 22,47% para 28,66% em Al, de 25,71% para 23,74% em C, de 3,28% para 3,10% em Ca, de 5,10% para 3,62% em Cu, de 23,65% para 21,65% em Fe, de 0,44% para 0,64% em Mg, de 0,72% para 0,60% em Mn, de 0,99% para 0,83% em Na, de 4,56% para 5,02% em Pb, de 1,55% para 0,49% em Si, de 9,70% para 9,76% em Sn e de 1,84% para 1,89% em Ti.

O ponto 10 apresentou os maiores teores de Na (2,80%), de Ni (2,80%), Pb (6,19%) e Si (4,35%). Já o ponto 12 apresentou os menores valores em Fe (19,40%), em Mn (0,60%) e em Pb (4,06%). Comparando os pontos 10-12, não há evidência de formação cristalina. O ponto 13 apresentou os maiores teores de Ca (5,88%), Sn (13,05%) e Ti (3,02%). Esse ponto representa a composição química de uma partícula que possui morfologia semelhante à dos pontos 8-12, no entanto, a diferença dos teores do ponto 13 em relação aos 8-12 são em média de 61,98%, sendo que em Mg e Pb alcança 100%, em Al, C, Ca, Cu, Fe, Mn, Na, Si e Ti a diferença fica entre 50% e 64%, e o único elemento com diferença inferior a 50% é o Sn (39,08%).

Os elementos presentes nas partículas analisadas estão aparentemente ligados, devendo tornar o material inerte, o que será testado no ensaio de lixiviação.



1µm x 8.000
Figura 18 - Estruturas microtopográficas através de MEV com ampliação de 8.000 vezes de uma amostra da composição 3, sinterizada à 1150°C, e pontos de análises da composição microquímica através de EDS

Na Figura 18 observa-se uma estrutura de superfície lisa e arredondada, características de um material que passou por um processo de sinterização. Acredita-se que a formação de estruturas rígidas e fundidas sejam a base de todo o corpo cerâmico, promovendo resistência aos CPs. A composição química dos pontos analisados na Figura 18 está demonstrada na Tabela 20:

Tabela 20 - Resultado da análise MEV/EDS na área da Figura 18 nos pontos 1-8

Pontos	Análise química dos pontos 1-8 da Figura 18 (%)										
	Al	C	Ca	Cu	Fe	Mg	Na	P	Si	Pb	K
1	0,74	36,79	34,63	0,93	1,72	1,38	1,80	22,01	-	-	-
2	1,51	37,77	32,52	0,82	1,62	1,45	2,14	20,57	1,59	-	-
3	1,48	42,94	28,38	0,94	1,90	1,45	2,51	19,09	1,29	-	-
4	4,89	37,31	23,02	0,75	1,99	1,02	3,54	16,13	6,62	0,51	4,22
5	1,67	43,18	27,56	1,37	3,35	1,14	2,20	17,76	1,78	-	-
6	0,67	36,74	32,03	1,00	3,27	1,64	2,52	21,42	0,71	-	-
7	2,11	40,27	25,96	0,70	6,25	1,53	3,19	18,01	1,99	-	-
8	1,29	34,45	31,43	0,70	5,04	1,78	3,89	19,72	1,70	-	-

Na comparação com outros pontos da tabela, o ponto 1 possui o menor valor de Na (1,80%) e é o único ponto em que não foi detectado Si. Também possui o maior valor em Ca (34,63%) e em P (22,01%). O ponto 2 possui o menor teor de Fe (1,62%) da tabela. Na comparação entre os pontos 1-2 observa-se que houve variação de 0,74% para 1,51% em Al, de 36,79% para 37,77% em C, de 34,63% para 32,52% em Ca, de 0,93% para 0,82% em Cu,

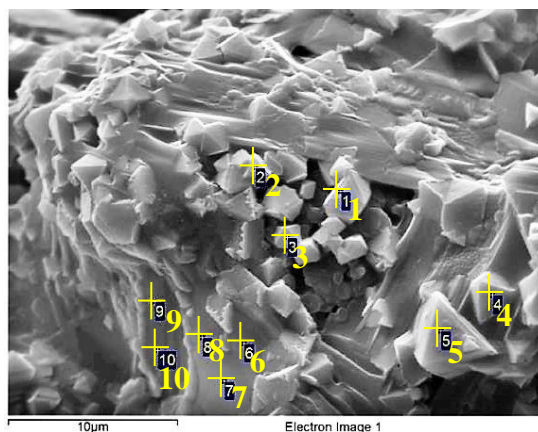
de 1,72% para 1,62% em Fe, de 1,38% para 1,45% em Mg, de 1,80% para 2,14% em Na, de 22,01% para 20,57% em P e de 0 para 1,59% em Si.

Os pontos 3-6 aparentemente compartilham a mesma superfície que os pontos 1-2, no entanto é possível observar uma diferença de até 100% nos teores dos elementos presentes (Pb e K). O ponto 4 apresentou os maiores teores de Al (4,89%), Si (6,62%) e é o único ponto em que detectou-se Pb (0,51%) e K (4,22%). Também apresentou os menores teores de Ca (23,02%), Mg (1,02%) e P (16,13%). O ponto 5 apresentou os maiores teores de C (43,18%) e Cu (1,37%), já o ponto 6 apresentou os menores teores de Al (0,67%) e de Si (0,71%).

O ponto 7 possui o maior teor de Fe em comparação com os outros pontos. O ponto 8 possui o menor teor de C (34,45%) e os maiores teores em Mg (1,78%) e Na (3,89%). Comparando os pontos 7-8, é possível observar uma variação de 2,11% para 1,29% em Al, de 40,27% para 34,45% em C, de 25,96% para 31,43% em Ca, de 6,25% para 5,04% em Fe, de 1,53% para 1,78% em Mg, de 3,19% para 3,89% em Na, de 18,01% para 19,72% em P, e de 1,99% para 1,70% em Si. A única coincidência no teor de elementos na Tabela 20 encontra-se nas composições 7-8, em Cu (0,70%), no entanto, como há variação nos demais elementos, não há sustentação para classificar aquela partícula como cristalina.

Os elementos presentes na superfície analisada encontram-se fundidos, com forte ligação atômica, desta forma, a Figura 18 retrata o modelo de esqueleto formado durante a sinterização, corroborando novamente com os resultados da análise de RF.

A Figura 19 demonstra outra área de superfície da amostra:



2µm x 8.000

Figura 19 - Estruturas microtopográficas através de MEV com ampliação de 8.000 de uma amostra da composição 3, sinterizada à 1150°C, e pontos de análises da composição microquímica através de EDS

Na Figura 19 observa-se a presença de diversas formações octaédricas agregadas umas às outras e à superfície, sendo a maioria de 2 μm de comprimento. As menores partículas visíveis possuem 1 μm de comprimento, e as maiores partículas possuem entre 4 e 5 μm de comprimento. A Tabela 21 apresenta a composição química de cada ponto analisado na Figura 19:

Pontos	Componentes químicos presentes na área da Figura 19											
	Al	C	Ca	Cu	Fe	Mg	Mn	Na	Ni	P	Si	Ti
1	11,24	32,26	0,49	19,72	30,12	1,35	1,59	-	0,82	-	1,59	0,82
2	11,15	24,33	0,65	23,34	32,58	1,11	2,18	-	0,96	-	3,26	0,45
3	10,64	31,30	0,35	20,97	29,87	1,10	1,78	-	0,89	-	2,58	0,52
4	11,19	26,64	0,36	22,37	33,59	1,10	2,02	-	0,68	-	1,49	0,55
5	11,01	34,14	0,54	19,48	29,18	1,27	1,72	-	1,24	-	1,06	0,36
6	12,68	39,71	3,32	11,11	18,62	0,42	0,97	1,87	0,57	-	10,32	0,42
7	14,33	43,17	6,35	4,53	9,27	-	0,54	2,78	-	1,71	16,97	0,36
8	13,79	43,15	9,38	1,99	5,87	-	-	3,34	-	3,20	18,90	0,37
9	13,10	39,80	12,63	1,52	3,69	-	-	4,99	-	6,22	17,72	0,34
10	14,59	35,61	13,09	1,69	4,85	-	-	3,91	-	5,81	20,44	-

A respeito dos pontos 1-5, observa-se coincidência dos elementos que compõem as partículas analisadas. Os teores variam entre 10,64% e 11,24% em Al, entre 24,33% e 34,14% em C, entre 0,35% e 0,65% em Ca, entre 19,48% e 23,34% em Cu, entre 29,18% e 33,59% em Fe, entre 1,10% e 1,35% em Mg, entre 1,59% e 2,18% em Mn, entre 0,68% e 1,24% em Ni, entre 1,06% e 3,26% em Si e entre 0,36% e 0,82% em Ti.

Nos pontos 6-10 os teores dos elementos variam entre 12,68% e 14,59% em Al, entre 35,61% e 43,17% em C, entre 3,32% e 13,09% em Ca, entre 1,52% e 11,11% em Cu, entre 3,69% e 18,62% em Fe, entre 0 e 0,42% em Mg, entre 0 e 0,97% em Mn, entre 1,87% e 4,99% em Na, entre 0 e 0,57% em Ni, entre 1,71% e 6,22% em P, entre 10,32% e 20,44% em Si e entre 0,34% e 0,42% em Ti.

Existem diferenças entre os pontos 1-5 e 6-10, visíveis principalmente nos elementos Ca, Cu, Fe, Mg, Mn, Na, Ni, P e Si. Nos pontos 1-5 os teores de Ca não ultrapassam 0,65%. Quando observados os pontos 6-10, percebem-se teores de até 13,09% de Ca. Os teores de Cu nos pontos 1-5 apresentam-se entre 19,48% e 23,37%, já nos pontos 6-10 os teores de Cu partem de 1,52% e alcançam 11,11%. Em Fe os teores ficam entre 29,18% e 33,59% nos pontos 1-5. A partir do ponto 6 o teor de Fe cai para 18,62%, atingindo o mínimo de 3,69%. Teores de Mg são encontrados nos pontos de 1-5 em teores entre 1,10% e 1,35%. No ponto 6 o teor de Mg é de apenas 0,42%, não sendo detectado nos pontos 7-10. Nos pontos 1-5

encontram-se teores entre 1,59% e 2,18% de Mn, diminuindo para 0,97% e 0,54% nos pontos 6-7 e não detectado nos pontos 8-10.

O Na é encontrado exclusivamente nos pontos 6-10, entre 1,87% e 4,99%. Ni é detectado somente entre os pontos 1-6 e P somente nos pontos 7-10. Nos pontos 1-5 os teores de Si ficam entre 1,06% e 3,26%, enquanto nos pontos 6-10 ficam entre 10,32% e 20,44%. A partir desta análise, não há sustentação para classificar qualquer partícula como cristalina. Os elementos presentes na superfície analisada encontram-se ligados, devendo tornar o material inerte, o que será testado no ensaio de lixiviação.

5.4 Comparação dos resultados com normas brasileiras

Considerando que a composição 3, sinterizada à 1150°C, demonstrou ter melhores condições de resistência à flexão, retração linear e absorção de água, comparou-se os resultados das análises com normas brasileiras (Tabelas 22, 23 e 24). As demais composições serão comparadas com as normas na medida em que se enquadrem nos parâmetros estabelecidos.

Os valores de RF demonstram que a partir da queima de 1000°C é possível obter materiais com valores de resistência compatíveis com a NBR 7.170 (ABNT, 1983) (Tabela 22):

Tabela 22 – Comparação de RF com NBR 7.170

Composição	Composições que atingiram $RF \geq 1,5$			
	Valores de resistência à flexão (MPa) após queima (T°C)			
N°	1000°C	1050°C	1100°C	1150°C
1	-	1,90	2,21	2,73
2	1,50	2,08	3,47	5,11
3	1,68	2,51	3,75	5,48
4	-	-	1,85	2,23
5	-	1,75	2,10	2,79
6	-	2,10	2,97	3,46
7	-	-	-	1,52
8	-	-	1,59	1,86
9	-	-	-	-
10	-	-	-	1,58
11	-	-	-	1,97
12	-	1,68	1,88	2,50
Parâmetro (NBR 7.170) $RF \geq 1,5$ a $4 \geq MPa$				

Na comparação do resultado de RF com os índices propostos na NBR 7.170 (ABNT, 1983), considerando que a RF representa uma resistência maior do que a análise de Resistência à Compressão das cerâmicas, observa-se que as composições 2-3 atingem a RF

proposta pelos padrões da NBR a partir da sinterização de 1000°C, alcançando os valores de 1,50 e 1,68 MPa, respectivamente.

Na sinterização à 1050°C, seis composições alcançam RF suficientes para serem enquadradas na referida norma, são elas: 1-3, 5-6 e a 12. Após a sinterização à 1100°C, oito composições superam os padrões da NBR: 1-3, 4-6, 8 e a 12.

Após a sinterização em 1150°C, onze composições (91,66%) atingem resistência suficiente para serem enquadradas nas categorias A, B e C de tijolos maciços comuns para alvenaria.

A Tabela 23 demonstra a comparação do valor de AA da composição 3, obtido após a sinterização à 1150°C:

Tabela 23 - Comparação de AA com NBR 15.270-2

NBR 15.270-2 comparada à AA da composição 3		
Análise	Parâmetro	Composição 3
(NBR 15.270-2) AA	≥ 8 a $\leq 22\%$	19,94%

Na comparação do resultado de AA com os índices propostos na NBR 15.270-2 (ABNT, 2005), observa-se que, para este quesito, o material cerâmico desenvolvido se enquadra nos padrões estabelecidos pela ABNT para uso em blocos cerâmicos para alvenaria estrutural.

A Tabela 24 demonstra o resultado da análise de lixiviação das matérias primas e dos CPs da composição 3, sinterizada à 1150°C:

Tabela 24 - Concentração de metais em extrato lixiviado das matérias primas e da composição 3 sinterizada

Amostra	Concentração de metais (mg/L)					
	Ca	Cr	Cu	Fe	Ni	Pb
LPCI	830,25	0,16	8,40	0,28	5,35	-
LV	270,25	0,07	ND	0,04	ND	-
ES	120,16	0,24	0,77	300,20	2,91	746,40
Composição 3 sinterizada a 1150°C	30,65	0,04	3,91	2,90	ND	26,85

Observa-se a diminuição da concentração de metais da composição 3 sinterizada, em relação às matérias primas. No LPCI a maior lixiviação foi apresentada por Ca, com 830,25 mg/L, seguido de 8,40 mg/L de Cu e 5,35 mg/L de Ni. O menor teor lixiviado no LPCI é apresentado por Cr, com 0,16 mg/L.

Na LV, a maior concentração lixiviada também foi de Ca, com 270,25 mg/L. Os outros dois metais detectados foram Cr e Fe, que apresentaram 0,07 e 0,04 mg/L no extrato lixiviado, respectivamente.

Na ES o maior teor lixiviado foi apresentado por Pb, com 746,40 mg/L, seguido de 300,20 mg/L de Fe e 120,16 mg/L de Ca. Os menores teores lixiviados em ES encontram-se em Ni, Cu e Cr, com 2,91, 0,77 e 0,24 mg/L, respectivamente.

Na composição 3 sinterizada, observa-se que houve incorporação de todo o Ni presente nas matérias primas. O Cr apresentou resultados próximos a zero e uma parte significativa do Fe presente na ES foi imobilizado. No entanto, o teor de Pb no extrato lixiviado será comparado com a NBR 10.004 (ANBT, 2004) para verificação da compatibilidade ambiental do material.

A NBR 10.004 (ANBT, 2004) objetiva classificar os resíduos sólidos no que diz respeito a periculosidade ou inerticidade dos resíduos, a fim de possibilitar a correta destinação e, conseqüentemente, a proteção da saúde pública e do meio ambiente. Considerando que o material cerâmico desenvolvido é composto exclusivamente por resíduos sólidos classificados como perigosos, utilizou-se a mesma norma para a verificação da segurança ambiental em relação ao uso do material. Os valores obtidos nos ensaios de lixiviação estão comparados com os padrões estabelecidos pela NBR 10.004 (ANBT, 2004) na Tabela 25:

Tabela 25 - Comparação do resultado de lixiviação da composição 3 com NBR 10.004/2004

	Concentração de metais (mg/L) – composição 3					
	Ca	Cr	Cu	Fe	Ni	Pb
Composição 3	30,65	0,04	3,91	2,90	ND	26,85
NBR 10.004	-	5,00	-	-	-	1,00

Dos elementos analisados, percebe-se que o Cr possui valores dentro dos limites estabelecidos pela norma. No entanto, a concentração de Pb no material cerâmico sinterizado se apresentou acima do que determina a NBR 10.004 (ANBT, 2004), conferindo caráter tóxico ao material.

6 CONCLUSÃO

Confirmou-se que os resíduos utilizados como matéria prima nesta pesquisa – lodo de fabricação de placa de circuito impresso (LPCI), lama vermelha do processamento de bauxita (LV) e escória siderúrgica (ES), possuem altos teores de elementos que lhes conferem a qualidade de resíduos perigosos, de acordo com a classificação da NBR 10.004 (ABNT, 2004).

Os resultados demonstram a possibilidade de se obter um material cerâmico a partir de composições dos resíduos industriais utilizados nesta pesquisa (LPCI, LV e ES). Resistências à flexão acima de 1,50 MPa foram alcançadas a partir da queima à 1000°C. Cerâmicas com diferentes densidades podem ser obtidas através das composições propostas e os índices de absorção de água acima de 19,94% podem ser úteis em aplicações que exijam permeabilidade dos corpos cerâmicos.

Para os parâmetros estabelecidos para a pesquisa, a composição cerâmica que apresentou os melhores resultados foi sinterizada em 1150°C e obteve valores de resistência à flexão de 5,48 MPa, retração linear de 4,57%, densidade 2,06 g/cm³ e absorção de água de 19,94%. A absorção de água atende aos padrões da NBR 15.270-2 (ABNT, 2005) e a resistência à flexão atende aos padrões da NBR 7.170 (ABNT, 1983) para produção de blocos cerâmicos e tijolos maciços comuns, respectivamente.

O ensaio de lixiviação do material cerâmico demonstrou a imobilização dos metais pesados, presentes nos resíduos utilizados como matéria prima, no entanto o teor de Pb presente no extrato da lixiviado da composição analisada (composição 3), sinterizada à 1150°C, ultrapassa os limites da NBR 10.004 (ANBT, 2004).

Conclui-se que o alcance das propriedades mecânicas descritas acima foi possível em razão da fusão parcial dos componentes das misturas iniciais. Para a composição 3, com o aumento da temperatura para 1150°C as fases cristalinas de Manganofaialita (MgFeMn) (MgFeMnCa) (SiO₄) e Magnetita Fe₃O₄ foram destruídas, sendo em parte transformadas em Hematita Fe₂O₃ e parte transformadas em material amorfo. Sendo assim, as propriedades mecânicas alcançadas nas cerâmicas desenvolvidas podem ser explicadas considerando a síntese de novas formações amorfas e a presença de uma pequena quantidade de hematita cristalina.

O principal objetivo da pesquisa foi a criação de um material cerâmico com base em resíduos industriais, estando este adequadamente concretizado.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Com o desenvolvimento de novas tecnologias dessa natureza, a expectativa é que sejam fomentadas regulamentações para o uso de resíduos como matéria prima na construção civil e demais setores exploradores de recursos naturais. Considerando, então, o impacto ambiental positivo em razão do desenvolvimento de materiais produzidos com resíduos industriais, sugere-se para trabalhos futuros:

- Realizar pesquisas com as mesmas composições, com maiores temperaturas de queima (até 1300°C);
- Realizar análises termogravimétricas, com intuito de compreender os processos químicos que ocorrem durante a sinterização dos resíduos utilizados e dos corpos de prova;
- Aprofundar o estudo sobre a resistência mecânica dos materiais desenvolvidos, realizando análises de fadiga dos materiais para a melhor caracterização das cerâmicas;
- Analisar a resistência a choques térmicos dos materiais desenvolvidos, a fim de estudar a aplicação e a adaptação do material nas diferentes regiões do Brasil e em outros países;
- Verificar quais outros resíduos industriais são capazes de potencializar as características positivas da cerâmica desenvolvida e completar suas lacunas;
- Verificar a condutividade elétrica do material desenvolvido, a fim de ampliar o alcance da pesquisa para outras áreas; e
- Avaliar a viabilidade econômica e quantificar as vantagens ambientais com relação ao desenvolvimento de materiais a partir de resíduos industriais.

REFERÊNCIAS

- AHMEDZADE, P; SENGOZ, B. Evaluation of steel slag coarse aggregate in hot mix asphalt concrete. *Journal of Hazardous Materials*, v. 165, n. 1, p. 300-305, 2009.
- ALUMINIUM ASSOCIATION. *Bauxite residue management: Best Practice*. Washington, D.C.: World Aluminium, The Aluminium Association, abril, 2013.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR ISO 5.014:2012**: Produtos refratários conformados densos e isolantes -Determinação do modulo de ruptura à temperatura ambiente. Rio de Janeiro, 2012.
- _____. **NBR 7.170**: Tijolo maciço cerâmico para alvenaria. Rio de Janeiro, 1983.
- _____. **NBR 10.004**: Resíduos sólidos – Classificação. Rio de Janeiro, 2004.
- _____. **NBR 10.005**: Procedimento para obtenção de extrato lixiviado de resíduos sólidos. Rio de Janeiro, 2004.
- _____. **NBR 15.270-2**: Componentes cerâmicos. Parte 2: Blocos cerâmicos para alvenaria estrutural e de vedação – Terminologia e requisitos. Rio de Janeiro, 2005.
- _____. **NBR 15.270-3**: Componentes cerâmicos. Parte 3: Blocos cerâmicos para alvenaria estrutural e de vedação – Métodos de ensaio. Rio de Janeiro, 2004.
- BERTOCCHI, A. F.; GHIANI, M.; PERETTI, R.; ZUCCA, A. Red mud and fly ash for remediation of mine sites contaminated with As, Cd, Cu, Pb and Zn. *Journal of Hazardous Materials*, v. 134, n. 1, p. 112-119, 2006.
- BHATNAGAR, A.; VILAR, V.J.P.; BOTELHO, C.M.S.; BOAVENTURA, R.A.R. A review of the use of red mud as adsorbent for the removal of toxic pollutants from water and wastewater. *Environmental technology*, v. 32, n. 3, p. 231-249, 2011.
- BIGÉLLI, Eduardo Monteiro. Utilização de escória de chumbo em massa cerâmica vermelha. 2005. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais) – Universidade Federal do Paraná, Curitiba. 2005. 205 f.
- BORGIO, S. C. Minimização e reciclagem de lodo galvânico e poeira de jateamento. 2005. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Recursos Hídricos e Ambiental) – Universidade Federal do Paraná, Curitiba. 2005. 109 f.
- BRAGA, A.M.; RABELO, S.R.; CARDOSO, P.K.F. Processo de produção de placas de circuito impresso. In: CONGRESSO NORTE NORDESTE DE PESQUISA E INOVAÇÃO, 7., 2012, Palmas. *Anais...* Palmas: IFAC, 2012.
- BROWNER, R. E. The use of bauxite waste mud in the treatment of gold ores. *Hydrometallurgy*, v. 37, n. 3, p. 339-348, 1995.
- CALLISTER JR, William D. *Ciência dos materiais: uma introdução*. 7ª Edição. Rio de Janeiro: LTC, 2009.

- CAMARGO, A. C.; PORTELA, J. C. S.; YOSHIMURA, H.N. Adição de metais tóxicos a massas cerâmicas e avaliação de sua estabilidade frente a agente lixiviante. Parte 1: avaliação das características físicas. *Cerâmica Industrial*, v. 10, n. 3, p. 39-46, 2005.
- CHEN, Y-L.; KO, M.S.; LAI, Y-C.; CHANG, J-E. Hydration and leaching characteristics of cement pastes made from electroplating sludge. *Waste management*, v. 31, n. 6, p. 1357-1363, 2011.
- COSTA, L.S.; CARNEIRO, M.C.; DOMINGUES, N.N. Caracterização química de bauxita. *XIV Jornada de Iniciação Científica*. CETEM, 2015.
- DEPARTAMENTO DE ESTRADAS E RODAGEM. **DNER ME – 213/94**. Solos – Determinação do teor de umidade. Brasília, 1994.
- DÍAZ, C. C. H. Estudo da possibilidade de uso de lodo de esgoto e lama vermelha como matérias-primas cerâmicas. 2013. 197 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo. 2013
- DONDI, M.; GUARINI, G.; RAIMONDO, M.; ZANELLI, C. Recycling PC and TV waste glass in clay bricks and roof tiles. *Waste Management*, v. 29, n. 6, p. 1945-1951, 2009.
- FAN, C-S.; LI, K-C. Production of insulating glass ceramics from thin film transistor-liquid crystal display (TFT-LCD) waste glass and calcium fluoride sludge. *Journal of Cleaner Production*, v. 57, p. 335-341, 2013.
- FLEEGER, J.W.; CARMAN, K.R.; NISBET, R.M. Indirect effects of contaminants in aquatic ecosystems. *Science of the Total Environment*, v. 317, n. 1, p. 207-233, 2003.
- FURLANI, E.; TONELLO, G.; MASCHIO, S. Recycling of steel slag and glass cullet from energy saving lamps by fast firing production of ceramics. *Waste management*, v. 30, n. 8, p. 1714-1719, 2010.
- GRAY, C.W.; DUNHAM, S.J.; DENNIS, P.G.; ZHAO, F.J.; MCGRATH, S.P. Field evaluation of in situ remediation of a heavy metal contaminated soil using lime and red-mud. *Environmental Pollution*, v. 142, n. 3, p. 530-539, 2006.
- HE, H.; YUE, Q.; QI, Y.; GAO, B.; ZHAO, Y.; YU, H.; LI, J.; LI, Q.; WANG, Y. The effect of incorporation of red mud on the properties of clay ceramic bodies. *Applied Clay Science*, v. 70, p. 67-73, 2012.
- HIBBELER, R.C. Resistência dos materiais. 5ª Edição. São Paulo: Pearson Prentice Hall, 2006.
- HSIEH, C-H.; SHIH, K.; HU, C-Y.; LO, S-L.; LI, N-H.; CHENG, Y-T. The effects of salinity and temperature on phase transformation of copper-laden sludge. *Journal of hazardous materials*, v. 244, p. 501-506, 2013.
- HU, C-Y.; SHIH, K.; LECKIE, J.O. Formation of copper aluminate spinel and cuprous aluminate delafossite to thermally stabilize simulated copper-laden sludge. *Journal of hazardous materials*, v. 181, n. 1, p. 399-404, 2010.

HUANG, S-C.; CHANG, F-C.; LO, S-L.; LEE, M-Y.; WANG, C-F.; LIN, J-D. Production of lightweight aggregates from mining residues, heavy metal sludge, and incinerator fly ash. *Journal of Hazardous Materials*, v. 144, n. 1, p. 52-58, 2007.

IARC WORKING GROUP. Carbon black, titanium dioxide, and talc. Iarc Monographs on the Evaluation of Carcinogenic Risks to Humans. *IARC Monographs on the evaluation of carcinogenic risks to humans*, v. 93, p. 452, 2010.

KLITZKE, W. *Utilização de lodo primário de indústria de papel na produção de cerâmica vermelha*. 2012. 76f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais) – Universidade Federal do Paraná, Curitiba. 2012.

LADOU, J. Printed circuit board industry. *International journal of hygiene and environmental health*, v. 209, n. 3, p. 211-219, 2006.

LEE, M-S.; AHN, J-G.; AHN, J-W. Recovery of copper, tin and lead from the spent nitric etching solutions of printed circuit board and regeneration of the etching solution. *Hydrometallurgy*, v. 70, n. 1, p. 23-29, 2003.

LI, N-H.; LO, S-L.; HU, C-Y.; HSIEH, C-H.; CHEN, C-L. Stabilization and phase transformation of CuFe_2O_4 sintered from simulated copper-laden sludge. *Journal of hazardous materials*, v. 190, n. 1, p. 597-603, 2011.

LIN, K-L.; CHEN, B-Y. Dose–mortality assessment upon reuse and recycling of industrial sludge. *Journal of hazardous materials*, v. 148, n. 1, p. 326-333, 2007.

LIU, Z.B.; ZONG, Y.B.; MA, H.Y.; DAI, W.B.; LI, S.H. Effect of $(\text{CaO}+\text{MgO})/\text{SiO}_2$ ratio on crystallisation and properties of slag glass - ceramics. *Advances in Applied Ceramics*, v. 113, n. 7, p. 411-418, 2014.

LOU, J-C.; HUANG, Y-J.; HAN, J-Y. Treatment of printed circuit board industrial wastewater by Ferrite process combined with Fenton method. *Journal of hazardous materials*, v. 170, n. 2, p. 620-626, 2009.

MA, N.; HOUSER, J.B. Recycling of steelmaking slag fines by weak magnetic separation coupled with selective particle size screening. *Journal of Cleaner Production*, v. 82, p. 221-231, 2014.

MELO, P.R.S.; RIOS, E.D.; GUTIERREZ, R.M.V. Placas de circuito impresso: mercado atual e perspectivas. *BNDES Setorial*, v. 14, p. 113-136, 2001.

MENEZES, R.R.; NEVES, G.A.; FERREIRA, H.C. O estado da arte sobre o uso de resíduos como matérias-primas cerâmicas alternativas. *Revista Brasileira de Engenharia Agrícola e Ambiental*, Campina Grande, v. 6, n. 2, p. 303-313, 2002.

Ministério do Meio Ambiente. Construção Sustentável. Disponível em: <<http://www.mma.gov.br/cidades-sustentaveis/urbanismo-sustentavel/constru%C3%A7%C3%A3o-sustent%C3%A1vel>>. Acesso em: 2 jul. 2015.

MODESTO, C.; BRISTOT, V.; MENEGALI, G.; BRIDA, M.; MAZZUCCO, M.; MAZON, A.; BORBA, G.; VIRTUOSO, J.; GASTALDON, M.; OLIVEIRA, A.P.N. Obtenção e

caracterização de materiais cerâmicos a partir de resíduos sólidos industriais. *Cerâmica Industrial*, v. 8, n. 4, p. 14-18, 2003.

MYMRIN V.; PININSKA J. Hardening process of blast furnace slags on their geocological utilization. *Stratto da geologia Applicata e Idrogeologia*, Bary, v. XIII, p. 293-298, 1978.

MYMRIN, V.; PONTE, H. A.; PONTE, M. J. J. S.; MAUL, A.M. Structure formation of slag-soil construction materials. *Materials and structures*, v. 38, n. 1, p. 107-113, 2005.

MYMRIN, V.; PONTE, H. A.; YAMAMOTO, C. I. Synthesis of new colloidal formations during the strengthening of different activated hydrated metallurgical slags. *Colloids and Surfaces A: Physicochemical and Engineering Aspects*, v. 220, n. 1, p. 211-221, 2003.

MYMRINE, V.; KLITZKE, W.; ALEKSEEV, K., CATAI, R.E.; NAGALLI, A.; IZZO, R.L.S.; ROMANO, C.A. Red clay application in the utilization of paper production sludge and scrap glass to fabricate ceramic materials. *Applied Clay Science*, v. 107, p. 28-35, 2015.

NANDI, V.S.; RAUPP-PEREIRA, F.; MONTEDO, O.R.K.; OLIVEIRA, A.P.N. The use of ceramic sludge and recycled glass to obtain engobes for manufacturing ceramic tiles. *Journal of Cleaner Production*, v. 86, p. 461-470, 2015.

OLIVEIRA, G. E.; HOLANDA, J.N.F. Use of mix of clay / solid waste from steel Works for civil construction materials. *Waste Mangemente & Research*, p 358-363. 2004.

ORDÓÑEZ, S.; SASTRE, H.; DÍEZ, F.V. Characterisation and deactivation studies of sulfided red mud used as catalyst for the hydrodechlorination of tetrachloroethylene. *Applied Catalysis B: Environmental*, v. 29, n. 4, p. 263-273, 2001.

PEDROSO, A. M. Utilização de resíduo catalítico de uma unidade de craqueamento petroquímico para fabricação de blocos cerâmicos. 2012. 85 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais) – Universidade Federal do Paraná, Curitiba. 2012.

PENG, F.; Liang, K-M.; Shao, H.; Hu, A-M. Nano-crystal glass-ceramics obtained by crystallization of vitrified red mud. *Chemosphere*, v. 59, n. 6, p. 899-903, 2005.

PERA, J.; BOUMAZA, R.; AMBROISE, J. Development of a pozzolanic pigment from red mud. *Cement and Concrete Research*, v. 27, n. 10, p. 1513-1522, 1997.

PEREIRA, A. R. P. Formação e transformação químico-mineralógica da hematita em um geodomínio do quadrilátero ferrífero, Minas Gerais. 2010. 106 f. Tese (Doutorado em Ciências) - Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte. 2010

PÉREZ-VILLAREJO, L.; CORPAS-IGLESIAS, F.A.; MARTÍNEZ-MARTÍNEZ, S.; ARTIAGA, R.; PASCUAL-COSP, J. Manufacturing new ceramic materials from clay and red mud derived from the aluminium industry. *Construction and Building Materials*, v. 35, p. 656-665, 2012.

PRACIDELLI, S.; MELCHIADES, F. G. Importância da composição granulométrica de massas para a cerâmica vermelha. *Cerâmica Industrial*, v. 2, n. 1/2, p. 31-35, 1997.

PRAXEDES, P. B. Aplicação da borra da tinta automotiva na produção de cerâmica branca refratária. 2014. 95 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Universidade Federal do Paraná, Curitiba. 2014.

PRAYOONPHOKKHARAT, P.; JIANSIRISOMBOON, S.; WATCHARAPASORN, A. Fabrication and properties of $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ ceramics at different sintering temperatures. *Electronic Materials Letters*, v. 9, n. 4, p. 413-416, 2013.

QUIROZ, Y. Placa de Circuito Impresso. Disponível em: <http://www.geocities.ws/gedaepage/Doc/PlacasCI/pci_artigo.htm>. Acesso em: 01 jan. 2017.

RIBEIRO, D.V.; LABRINCHA, J.A.; MORELLI, M.R. Effect of red mud addition on the corrosion parameters of reinforced concrete evaluated by electrochemical methods. *Revista IBRACON de Estruturas e Materiais*, v. 5, n. 4, p. 451-467, 2012.

RIBEIRO, R. A. C. Desenvolvimento de novos materiais cerâmicos a partir de resíduos industriais metal-mecânicos. 2008. 89 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais) – Universidade Federal do Paraná, Curitiba. 2008.

RIPOLI FILHO, F. A utilização do rejeito industrial cerâmico - chamote - como fator de qualidade na fabricação de elementos cerâmicos: um estudo experimental. *Cerâmica*, v. 43, n. 281-282. 1997.

RODRIGUES, L.P.; HOLANDA, J.N.F. Influência da incorporação de lodo de estação de tratamento de água (ETA) nas propriedades tecnológicas de tijolos solo-cimento. *Cerâmica*, v. 59, n. 352, p. 551-556, 2013.

RODRIGUEZ, G.A.P.; FRANCISCO, G. R.; PENDAS, S.A. Obtención industrial de materiales cerámicos a partir de lodos rojos del proceso Bayer. *Boletín de la Sociedad Española de Cerámica y Vidrio*, v. 38, n. 3, p. 220-226, 1999.

SANTOS, C. F. G. *O efeito da adição de lodo de lavanderia industrial em material cerâmico*. 2013. 63 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Universidade Federal do Paraná, Curitiba. 2013.

SANTOS, M.F.N.; BATTISTELLE, R.A.G.; HORI, C.Y.; JULIOTI, P. Importância da avaliação do ciclo de vida na análise de produtos: possíveis aplicações na construção civil. *GEPROS: Gestão da Produção, Operações e Sistemas*, n. 2, p. 57, 2012.

SGLAVO, V.M.; MAURINA, S.; CONCI, A.; SALVIATI, A.; CARTURAN, G.; COCCO G. Bauxite 'red mud' in the ceramic industry. Part 2: production of clay-based ceramics. *Journal of the European Ceramic Society*, v. 20, n. 3, p. 245-252, 2000.

SHIH, K. Formation of nickel and copper ferrites in ceramics: a potential reaction in the reuse of iron-rich sludge incineration ash. *Environmental technology*, v. 33, n. 22, p. 2511-2516, 2012.

SHIH, K.; LU, X. Hazardous Metal Stabilization through Thermal Reactions with Clay Materials. In: *GeoCongress 2012: State of the Art and Practice in Geotechnical Engineering*. ASCE, 2012. p. 3968-3977.

SHIH, K.; TANG, Y. Prolonged toxicity characteristic leaching procedure for nickel and copper aluminates. *Journal of Environmental Monitoring*, v. 13, n. 4, p. 829-835, 2011.

SILVA, C.S.; PEDROZO, M.F.M. Ecotoxicologia do cromo e seus compostos. Salvador: CRA, 2001.

SOUSA, S. P. *Ciência e tecnologia de argilas*. 2ª Edição. São Paulo: Edgard Blucher, 1989.

SOUZA, J.A.S. *Estudo e avaliação do uso de resíduos do processo Bayer como matéria-prima na produção de agregados sintéticos para a construção civil*. 2010. 148 f. Tese (Doutorado) - Universidade Federal do Pará, Instituto de Tecnologia, Belém, 2010.

SUN, P.; GUO, Z. Preparation of steel slag porous sound-absorbing material using coal powder as pore former. *Journal of Environmental Sciences*, v. 36, p. 67-75, 2015.

SUSTER, M. O desafio do desenvolvimento sustentável da indústria do alumínio: “transformar resíduos em produtos”. 2010. 171f. Dissertação (Mestrado em Tecnologia Ambiental) – Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo. São Paulo, 2010.

TALLINI JUNIOR, V. M. *Desenvolvimento de novos materiais cerâmicos a partir e lodo de estações de tratamento de água, micro esferas de vidro de jateamento, sais de neutralização de ácidos de baterias e areia de fundição*. 2009. 83 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais) – Universidade Federal do Paraná, Curitiba. 2009.

TANG, Y. CHUI, S.S-Y.; SHIH, K.; ZHANG, L. Copper stabilization via spinel formation during the sintering of simulated copper-laden sludge with aluminum-rich ceramic precursors. *Environmental science & technology*, v. 45, n. 8, p. 3598-3604, 2011.

TANG, Y.; SHIH, K. Stabilization mechanisms and reaction sequences for sintering simulated copper-laden sludge with alumina. *ACS Sustainable Chemistry & Engineering*, v. 1, n. 10, p. 1239-1245, 2013.

TANG, Y; LEE, P-H; SHIH, K. Copper sludge from printed circuit board production / recycling for ceramic materials: a quantitative analysis of copper transformation and immobilization. *Environmental science & technology*, v. 47, n. 15, p. 8609-8615, 2013.

TANG, Y; LU, X; SHIH, K. Alumina polymorphs affect the metal immobilization effect when beneficially using copper-bearing industrial sludge for ceramics. *Chemosphere*, v. 117, p. 575-581, 2014.

TANG, Y; SHIH, K; CHAN, K. Copper aluminate spinel in the stabilization and detoxification of simulated copper-laden sludge. *Chemosphere*, v. 80, n. 4, p. 375-380, 2010.

TELOEKEN, A.C. Utilização de lodo galvânico como matéria-prima em cerâmica vermelha: obtenção, caracterização de propriedades tecnológicas e aspectos ambientais. 2011. 72 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre. 2011.

TOLEDO, E.B.S. Método de utilização de areia de fundição e resíduos de poeira de jateamento (micro esferas de vidro) para produzir cerâmica vermelha. 2006. 110 f.

Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais) – Universidade Federal do Paraná, Curitiba. 2006.

TSAKIRIDIS, P.E.; PAPADIMITRIOU, G.D.; TSIVILIS, S; KORONEOS, C. Utilization of steel slag for Portland cement clinker production. *Journal of Hazardous Materials*, v. 152, n. 2, p. 805-811, 2008.

TSENG, J-Y.; CHANG, C-Y.; CHANG, C-F.; CHIANG, Y-H.C. Synthesis of micro-size magnetic polymer adsorbent and its application for the removal of Cu (II) ion. *Colloids and Surfaces A: Physicochemical and Engineering Aspects*, v. 295, n. 1, p. 209-216, 2007.

TU, Y-J.; CHANG, C-K.; YOU, C-F.; LOU, J-C. Recycling of Cu powder from industrial sludge by combined acid leaching, chemical exchange and ferrite process. *Journal of hazardous materials*, v. 181, n. 1, p. 981-985, 2010.

VEIT, H.M.; BERNARDES, A.M.; FERREIRA, J.Z.; TENORIO, J.A.S.; MALFATTI, C.F. Recovery of copper from printed circuit boards scraps by mechanical processing and electrometallurgy. *Journal of Hazardous Materials*, v. 137, n. 3, p. 1704-1709, 2006.

VIANA, C.E.; DIAS, D.P.; PARANHOS, R.P.R., HOLANDA, J.N.F. Influência da incorporação de resíduo de escória de fluxo de soldagem nas propriedades tecnológicas de argamassa de múltiplo uso e cerâmica vermelha para construção civil. *Cerâmica*, v. 56, p. 83-90, 2010.

WENDLING, L.; DOUGLAS, G.; COLEMAN, S. Characterisation of Mining and Industrial By-Products with Potential for Use as Environmental Amendments. *CSIRO: Water for a Healthy Country National Research Flagship Report*. CSIRO: Perth, Western Australia. 2009. 112 p.

WORLD STEEL ASSOCIATION. *Steel industry by-products*. World steel in figures, 2014.

WORLD STEEL ASSOCIATION. *Steel industry by-products*. World steel in figures, 2015.

WU, X.; ZHANG, C.; GOLDBERG, P.; COHEN, D.; PAN, Y.; ARPIN, T.; BAR-YOSEF, O. Early pottery at 20,000 years ago in Xianrendong Cave. *Science, China*, v. 336, n. 6089, p. 1696-1700, 2012.

XIE, F.; CAI, T.; MA, Y.; LI, H.; LI, C.; HUANG, Z.; YUAN, G. Recovery of Cu and Fe from printed circuit board waste sludge by ultrasound: evaluation of industrial application. *Journal of Cleaner Production*, v. 17, n. 16, p. 1494-1498, 2009.

YANG, J.; XIAO, B. Development of unsintered construction materials from red mud wastes produced in the sintering alumina process. *Construction and Building Materials*, v. 22, n. 12, p. 2299-2307, 2008.

ZHAO, L-H.; WEI, W.; BAI, H.; ZHANG, X.; CANG, D. Synthesis of steel slag ceramics: chemical composition and crystalline phases of raw materials. *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*, v. 22, n. 3, p. 325-333, 2015.

ZOUBOULIS, A. I.; LOUKIDOU, M. X.; MATIS, K. A. Biosorption of toxic metals from aqueous solutions by bacteria strains isolated from metal-polluted soils. *Process Biochemistry*, v. 39, n. 8, p. 909-916, 2004.