

**MINISTÉRIO DA DEFESA
EXÉRCITO BRASILEIRO
DEPARTAMENTO DE CIÊNCIA E TECNOLOGIA
INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA DOS MATERIAIS**

ANA PAULA DOS SANTOS PEREIRA

**COMPÓSITOS GEOPOLIMÉRICOS SUSTENTÁVEIS PRODUZIDOS A PARTIR
DE ESCÓRIA SIDERÚRGICA E POLI (METACRILATO DE METILA) VISANDO
APLICAÇÃO BALÍSTICA**

**Rio de Janeiro
2019**

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

ANA PAULA DOS SANTOS PEREIRA

COMPÓSITOS GEOPOLIMÉRICOS SUSTENTÁVEIS PRODUZIDOS A PARTIR DE
ESCÓRIA SIDERÚRGICA E POLI (METACRILATO DE METILA) VISANDO
APLICAÇÃO BALÍSTICA

Tese de Doutorado apresentada ao Curso de Doutorado em
Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia como
requisito parcial para a obtenção do título de Doutora em
Ciências em Ciência dos Materiais.

Orientadores:

Prof. Marcelo Henrique Prado da Silva – D.C.

Prof. Flávio James Humberto Tommasini Vieira Ramos - D.C.

Rio de Janeiro
2019

c2019

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

Praça General Tibúrcio, 80 – Praia Vermelha

Rio de Janeiro – RJ CEP: 22290-270

Este exemplar é de propriedade do Instituto Militar de Engenharia, que poderá incluí-lo em base de dados, armazenar em computador, microfilmар ou adotar qualquer forma de arquivamento.

É permitida a menção, reprodução parcial ou integral e a transmissão entre bibliotecas deste trabalho, sem modificação de seu texto, em qualquer meio que esteja ou venha a ser fixado, para pesquisa acadêmica, comentários e citações, desde que sem finalidade comercial e que seja feita a referência bibliográfica completa.

Os conceitos expressos neste trabalho são de responsabilidade do(s) autor(es) e do(s) orientador(es).

Pereira, Ana Paula dos Santos

Compósitos geopoliméricos sustentáveis produzidos a partir de escória siderúrgica e poli(metacrilato de metila) visando aplicação balística / Ana Paula dos Santos Pereira. – Rio de Janeiro, 2019.
132 f.

Orientador: Marcelo Henrique Prado da Silva.

Coorientador: Flavio James Humberto Tommasini Vieira Ramos.

Tese (doutorado) – Instituto Militar de Engenharia, Ciência dos Materiais, 2019.

1. Geopolímero. 2. Blindagem balística. 3. Escória siderúrgica . 4. Poli(metacrilato de metila) - PMMA . 5. Compósito. I. da Silva, Marcelo Henrique Prado, orient. II. Ramos, Flavio James Humberto Tommasini Vieira, coorient. III.
Título

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

ANA PAULA DOS SANTOS PEREIRA


**COMPÓSITOS GEOPOLIMÉRICOS SUSTENTÁVEIS PRODUZIDOS A
PARTIR DE ESCÓRIA SIDERÚRGICA E POLI (METACRILATO DE METILA)
VISANDO APLICAÇÃO BALÍSTICA**

Tese de Doutorado apresentada ao Curso de Doutorado em Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia como requisito para a obtenção do título de Doutora em Ciências em Ciência dos Materiais.


Orientadores: Prof. Marcelo Henrique Prado da Silva – D.C

Prof. Flávio James Humberto Tommasini Vieira Ramos – D.C

Aprovada em 06 de dezembro de 2019 pela seguinte Banca Examinadora:




Prof. Marcelo Henrique Prado da Silva - D.C. do IME - Presidente



Prof. Flávio James Humberto Tommasini Vieira Ramos - D.C do IME



Prof. André Ben-Hur da Silva Figueiredo - D.C do IME



Prof. Alaelson Vieira Gomes - D.C do IME



Prof. José Brant de Campos – D.C da UERJ



Profª. Maria de Fátima Viera Marques – D.C da UFRJ/IMA

Rio de Janeiro
2019

“...tudo o que é verdadeiro, tudo o que é respeitável, tudo o que é justo, tudo o que é puro, tudo o que é amável, tudo o que é de boa fama, se alguma virtude há e se algum louvor existe, seja isso o que ocupe o vosso pensamento.”.

Filipenses 4:8

AGRADECIMENTOS

Agradeço à Deus que sempre esteve comigo em mais um passo em minha jornada. Aos meus pais, meu irmão e minha cunhada pelo apoio, carinho, palavras de incentivo e confiança, onde tais coisas foram essenciais em toda minha trajetória, e por sempre estarem presentes em minha vida e minhas escolhas.

Meus sinceros agradecimentos a todos aqueles que contribuíram na elaboração deste trabalho, pois sem eles alcançar meu objetivo seria uma tarefa muito mais difícil. Agradeço em especial aos professores e orientadores Marcelo Prado e Flávio Tommasini, pela orientação e constante incentivo.

Agradeço às empresas Usiminas e Unigel pela doação dos materiais utilizados na pesquisa, assim como a CAPES (Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior) pela concessão da bolsa durante todo o período de realização dessa pesquisa.

Agradeço à coordenação, professores e funcionários do Programa de Pós-Graduação em Ciência dos Materiais do IME, e a todos os demais que, direta ou indiretamente, contribuíram para a realização deste trabalho.

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	17
1.1	Posicionamento da Pesquisa	17
1.2	Objetivos.....	19
1.2.1	Geral	19
1.2.2	Específicos.....	20
1.3	Originalidade	20
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	22
2.1	Geopolímero	22
2.1.1	Mecanismos de reação	25
2.1.2	Ativação alcalina	28
2.1.3	Características de cura.....	29
2.2	Produção do aço	31
2.3	Escória de alto forno.....	32
2.4	Escória de aciaria.....	34
2.5	Polimerização <i>in situ</i>.....	36
2.6	Poli (metacrilato de metila) – PMMA	37
2.7	Blindagem balística.....	39
2.7.1	Cerâmica Balística.....	40
2.8	Compósitos.....	42
2.9	Tratamento superficial de cargas minerais	42
3	MATERIAIS E MÉTODOS	44
3.1	Materiais.....	44
3.2	Preparação das amostras	44
3.3	Síntese do geopolímeros	46
3.4	Polimerização <i>in situ</i>.....	48
3.5	Espectroscopia de fluorescência de raios X (XRF).....	48
3.6	Difratometria de raios X (XRD)	49
3.7	Espectroscopia na região do infravermelho por transformada de Fourier (FTIR).....	49

3.8	Análise termogravimétrica (TG/DTG).....	50
3.9	Calorimetria de varredura diferencial (DSC).....	50
3.10	Análise térmica diferencial (DTA).....	51
3.11	Microscopia eletrônica de varredura (SEM) e Espectroscopia de energia dispersiva (EDS).....	51
3.12	Ensaio de porosidade - Arquimedes.....	52
3.13	Ensaio de compressão	53
3.14	Ensaio balístico	53
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	54
4.1	Espectroscopia de fluorescência de raios X (XRF).....	54
4.2	Difratometria de raios X (XRD)	56
4.3	Espectroscopia na região do infravermelho por transformada de Fourier (FTIR).....	63
4.4	Análise termogravimétrica (TG/DTG) e análise térmica diferencial (DTA)	70
4.5	Calorimetria de varredura diferencial (DSC).....	77
4.6	Microscopia eletrônica de varredura (SEM) e Espectroscopia de energia dispersiva (EDS).....	81
4.7	Ensaio de porosidade – Arquimedes.....	88
4.8	Ensaio de compressão	91
4.9	Ensaio balístico	92
5	CONCLUSÕES	98
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	99
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICA.....	100
8	APÊNDICE.....	119
9	ANEXO.....	127

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

FIG.2.1	Fórmula empírica, nomenclatura e abreviaturas propostas para os geopolímeros e suas estruturas tridimensionais de aluminossilicatos (A) polissialato; (B) polissiloxosialato; (C) poldissiloxosialato (DAVIDOVITS, 2015).....	23
FIG.2.2	Aplicações dos geopolímeros (Adaptado de Davidovits, 2015)	24
FIG.2.3	Diagrama esquemático dos processos de reação envolvidos na geopolimerização. (Adaptado de Van Deventer et al., 2012).....	25
FIG.2.4	Adaptação do Processo de Geopolimerização (Adaptado Duxson et al., 2007a).....	26
FIG.2.5	Fluxograma simplificado da produção do aço (AÇOBRASIL, 2015)	31
FIG.2.6	Esquema representativo do alto forno (Adaptado de Miyamoto et al., 2015)	33
FIG.2.7	Tipos de escória de alto forno (a) granulada; (b) resfriada a ar e (c) peletizada (NSA, 2013)	34
FIG.2.8	Representação esquemática do processo de refino do aço, com suas respectivas etapas de geração de escórias (Adaptado de Masuero et al., 2004).....	36
FIG.2.9	Ilustração de polimerização in situ.....	36
FIG.2.10	Representação da estrutura do PMMA (CANEVAROLO, 2006)	38
FIG.2.11	Trauma do projétil medido por indentação no material de referência (NIJ, 2008).....	40
FIG.3.1	Escórias como recebidas (a); escórias após redução de tamanho de partícula (b)	45
FIG.3.2	Mecanismo de destilação do MMA	45
FIG.3.3	Molde sextavado de silicone e os corpos de provas produzidos das escórias de aciaria de convertedor, aciaria de panela e alto forno (dir à esq.).....	46
FIG.4.1	Representação da rede do geopolímero poli(sialato), no qual o átomo de Al é destacado com um ponto para $Si/al = 2$ (Davidovits, 2015)	55
FIG.4.2	Representação da rede do geopolímero poli(sialato), no qual o átomo de Al é destacado com um ponto (Davidovits, 2015).....	55
FIG.4.3	Difratograma das amostras de escória de alto forno (a), escória de aciaria de convertedor (b) e escória de aciaria de panela (c), respectivamente ..	57
FIG.4.4	Difratograma das amostras de geopolímero NPST 1.2 (a), geopolímero NPST 1.4 (b) e geopolímero NPST 1.6 (c), respectivamente	58
FIG.4.5	Difratograma das amostras geopoliméricas EAC 1.2 (a), EAC 1.4 (b) e EAC 1.6 (c), respectivamente	59
FIG.4.6	Difratograma das amostras de geopoliméricas EAP 1.2 (a), EAP 1.4 (b) e EAP 1.6 (c), respectivamente	60
FIG.4.7	Difratograma das amostras de geopolímero NPCT 1.2 (a), geopolímero NPCT 1.4 (b) e geopolímero NPCT 1.6 (c), respectivamente	61
FIG.4.8	Difratograma do PMMA	62
FIG.4.9	Espectro de FTIR escória de alto forno sem tratamento (1) e com tratamento (2).....	64
FIG.4.10	Espectro de FTIR das escórias de aciaria de convertedor (EAC) e de panela (EAP)	65
FIG.4.11	Espectro de FTIR dos geopolímeros NPST	66

FIG.4.12	Espectro de FTIR dos geopolímeros EAC (a) e EAP (b)	67
FIG.4.13	Espectro de FTIR dos geopolímeros NPCT	68
FIG.4.14	Espectro de FTIR do PMMA puro	69
FIG.4.15	Espectro de FTIR dos geopolímeros PST (a) e Espectro de FTIR dos geopolímeros PCT (b)	69
FIG.4.16	Gráfico de TGA (a) e DTA (b) da escória de alto forno não tratada (1) e tratada (2).....	72
FIG.4.17	Gráfico de TGA dos geopolímeros NPST (a), gráfico de DTA dos geopolímeros NPST (b), gráfico de TGA dos geopolímeros NPCT (c) e gráfico de DTA dos geopolímeros NPCT (d).	72
FIG.4.18	Gráfico de TGA do PMMA (a), gráfico de DTA do PMMA (b)	73
FIG.4.19	Gráfico de TGA dos geopolímeros PST (a), gráfico de DTA dos geopolímeros PST (b), gráfico de TGA dos geopolímeros PCT (c) e gráfico de DTA dos geopolímeros PCT (d).....	74
FIG.4.20	Gráfico de análise térmica diferencial da escória de convertedor e seus geopolímeros (a) e gráfico de termogravimetria da escória de convertedor e seus geopolímeros (b).	77
FIG.4.21	Gráfico de análise térmica diferencial da escória de panela e seus geopolímeros (a) e gráfico de termogravimetria da escória de panela e seus geopolímeros (b).	77
FIG.4.22	Gráfico de DSC das escórias de alto forno (a), dos geopolímeros NPST (b) e NPCT (c); dos geopolímeros PST (d), PCT (e) e PMMA (f)	79
FIG.4.23	Gráfico de calorimetria de varredura diferencial das escórias EAC (a), EAP (b), dos geopolímeros EAC (c), geopolímeros EAP (d).....	80
FIG.4.24	Micrografias de SEM dos geopolímeros NPST nas proporções 1,2 (a), 1,4 (b) e 1,6 g/v (c) e escória de alto forno (d).....	81
FIG. 4.25	Micrografias de SEM dos geopolímeros de escória de aciaria de convertedor nas proporções 1,2 (a), 1,4 (b), 1,6 g/v (c) e escória de aciaria de convertedor (d).	83
FIG.4.26	Micrografias de SEM dos geopolímeros de escória de aciaria de panela nas proporções 1,2 (a), 1,4 (b), 1,6 g/v (c) e escória de aciaria de panela (d).	84
FIG.4.27	Micrografias de SEM dos geopolímeros NPCT nas proporções 1,2 (a), 1,4 (b) e 1,6 g/v (c)	86
FIG.4.28	Micrografias de SEM dos geopolímeros PST nas proporções 1,2 (a), 1,4 (b) e 1,6 g/v (c)	87
FIG.4.29	Micrografias de SEM dos geopolímeros PCT nas proporções 1,2 (a), 1,4 (b) e 1,6 g/v (c)	88
FIG.4.30	Resultados de densificação das amostras de escória de alto forno	89
FIG.4.31	Resultado de densificação das amostras de EAC e EAP	90
FIG.4.32	Resultados de resistência a compressão	92
FIG.4.33	Gráfico de profundidade de penetração (a) e fator α (b) das amostras NPST para nível I de proteção.....	93
FIG.4.34	Exemplo de indentação (1) e penetração (2) do projétil no material de referência (MDF).	95
FIG.4.35	Gráfico de profundidade de penetração das amostras NPST e NPCT (a), das amostras PST e PCT (b) e fator α das amostras NPST e NPCT (c), das amostras PST e PCT (d) para nível IIA de proteção	95

FIG.4.36 Região de impacto da amostra PST 1.6 (a) e PCT 1.6 (b), onde mostra regiões de fratura transgranular frágil na matriz cerâmica (1), fratura dúctil do PMMA (2) 96

LISTA DE TABELA

TAB.2.1	Valores de resistência para diferentes tipos de geopolímeros	30
TAB.2.2	Níveis de proteção do sistema de blindagem	39
TAB.2.3	Propriedades e os efeitos no desempenho de cerâmicas balísticas	41
TAB.4.1	Resultado de XRF da escória de alto forno	54
TAB.4.2	Comportamento térmico das amostras por TGA e DTA.....	70
TAB.4.3	Análises de termogravimetria e termogravimetria diferencial correspondente aos materiais puros e geopolimerizados	76
TAB.4.4	Densificação das amostras geopoliméricas, compósitos e PMMA	89
TAB.4.5	Valores de resistência a compressão das amostras	91
TAB.4.6	Resultados do ensaio balístico de profundidade de penetração – nível I.	93
TAB.4.7	Resultados do ensaio balístico de profundidade de penetração – nível IIA	94
TAB.8.1	Fases presentes na escória de alto forno	119
TAB.8.2	Fases presentes nas escórias de panela e escória de convertedor	119
TAB.8.3	Fases presentes nos geopolímeros NPST	119
TAB.8.4	Quantificação das fases presentes nos geopolímeros EAC	120
TAB.8.5	Quantificação das fases presentes nos geopolímeros EAP	120
TAB.8.6	Fases presentes nos geopolímeros NPCT	121
TAB.8.7	Características do espectro de FTIR da escória de alto forno (EAF)	121
TAB.8.8	Características do espectro de FTIR das escórias de EAC e EAP	122
TAB.8.9	Características do espectro de FTIR dos geopolímeros NPST	123
TAB.8.10	Características do espectro de FTIR dos geopolímeros de EAC e EAP	124
TAB.8.11	Características do espectro de FTIR do PMMA.....	124
TAB.8.12	Características do espectro de FTIR dos geopolímeros PST	125
TAB.8.13	Características do espectro de FTIR dos geopolímeros PCT	126

LISTA DE SIGLAS E SÍMBOLOS

ΔH_c	Entalpia de cristalização
ΔH_m	Entalpia de fusão cristalina
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
Al	Alumínio
Al_2O_3	Alumina
$Al_2O_3 \cdot 2SiO_2 \cdot 2H_2O$	Caulinita
$Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$	Metacaulinita
AlO_4^{5-}	Aluminatos
AO	Ácido oleico
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
B_4C	Carbeto de boro
Ba	Bário
$C_{14}H_{10}O_4$	Peróxido de benzoíla
$C_{18}H_{34}O_2$	Ácido oleico
C_2ASH_8	Hidrato guelenita
C_2H_5OH	Álcool Etílico
$C_2H_6O_2$	Etilenoglicol
$C_6ASH_3 \cdot 2$	Entrigita
$C_8H_6O_4$	Ácido tereftálico
Ca	Cálcio
$Ca(OH)_2$	Portlandite
Ca_2SiO_4	Belita
Ca_3SiO_5	Alita
$CaCO_3$	Carbonato de cálcio (calcita)
$CaMg(CO_3)_2$	Dolomita
CaO	Oxido de Calcio
CO	Monóxido de Carbono
CO_2	Dióxido de carbono
C-S-H	Silicato de cálcio hidratado
C-A-S-H	Hidrato de silicato de cálcio modificado por alumínio
DSC	Calorimetria Diferencial de Varredura
DTA	Análise Térmica Diferencial
EAF	Escória de alto forno
EDS	Espectroscopia de Energia Dispersiva
Fe_2O_3	Óxido de ferro
FTIR	Espectroscopia no Infravermelho com Transformada de Fourier
GEAF	Geopolímero de escória de alto forno
H_2O	Monóxido de diHidrógeno ou água
H_3O^+	Hidroxônio

IMA	Instituto de Macromoléculas
IME	Instituto Militar de Engenharia
K	Potássio
K ₂ O	Óxido de potássio
K ₂ SiO ₃	Silicato de potássio
KBr	Brometo de potássio
KOH	Hidróxido de potássio
LD	<i>Linz Donawitz</i>
Mg	Magnésio
MgO	Óxido de magnésio
MMA	Metil Metacrilato
MnO	Óxido de manganês
Na	Sódio.
Na ₂ O	Óxido de sódio
Na ₂ SiO ₃	Silicato de sódio
NaOH	Hidróxido de sódio
NBR	Norma Brasileira
NIJ	<i>National Institute of Justice</i>
NH ⁺⁴	Amônio
NPCT	Não polimerizados com tratamento superficial
NPST	Não polimerizados sem tratamento superficial
NSA	<i>National Slag Association</i>
OH ⁻	Hidroxila
PCT	Polimerizados com tratamento superficial
pH	Potencial hidrogeniônico
PMMA	Poli(metacrilato de metila)
PST	Polimerizados sem tratamento superficial
SEM	Microscópio Eletrônico de Varredura
Si	Silício
SiC	carbeto de silício
SiO ₂	Sílica
SiO ₄ ⁴⁻	Silicatos
Si-O-Al-O	Aluminosilicatos
T _c	Temperatura de cristalização
T _{final}	Temperatura final de degradação
T _g	Temperatura de transição vítrea
TGA/DTG	Análise de Termogravimetria/ Termogravimetria Derivativa
T _{inicial}	Temperatura de início de degradação
TiO ₂	Dióxido de titânio
T _m	Temperatura de fusão
T _{máx}	Temperatura máxima de degradação
USIMINAS	Usinas Siderúrgicas de Minas Gerais S.A
XRD	Difratometria de Raios X

XRF	Fluorescência de Raios X
ZrO ₂	Zircônia
F	Flúor
K ₂ S ₂ O ₈	Persulfato de Potássio
KMnO ₄	Permanganato de potássio
K ₂ SiO ₃	Silicato de potássio
K ₂ SO ₄	Sulfato de potássio
K ₂ CO ₃	Carbonato de potássio
KHCO ₃	Bicarbonato de potássio
KHSO ₄	Bissulfato de potássio

RESUMO

Resíduos industriais provenientes do setor da siderurgia podem ser uma opção de matéria-prima elaboração de materiais alternativos para proteção balística, promovendo a redução ou até mesmo a eliminação dos resíduos industriais gerados, que outrora seriam destinados de forma incorreta, que causando um grande impacto ambiental. Sendo assim, este trabalho visou o estudo do reaproveitamento dos resíduos siderúrgicos, escória de alto forno e escória de aciaria para elaboração de um compósito geopolimérico e poli(metacrilato de metila) - PMMA. A preocupação com a proteção tem impulsionado estudos para elaboração de blindagens mais eficientes e de menor peso específico, alinhando a funcionalidade com a mobilidade tanto do homem como do maquinário. Com a microscopia eletrônica de varredura (SEM) foi possível observar a diferença superficial entre os compósitos processados e o mecanismo de fratura após o ensaio balístico, e a difração de raios X (XRD) foi possível comprovar a ocorrência da geopolimerização. A espectroscopia na região do infravermelho com transformada de Fourier (FTIR), foi possível analisar a interação química entre a matriz cerâmica e polimérica. Através dos ensaios mecânicos e balísticos pode ser comprovada a eficiência do compósito geopolimérico para proteção balística.

Palavras-Chave: Geopolímero, Blindagem balística, Escória siderúrgica, Poli(metacrilato de metila); Compósito. .

ABSTRACT

Industrial waste from the steel industry can be an option for raw materials, elaboration of alternative materials for ballistic protection, promoting the reduction or even the elimination of the industrial waste generated, which in the past would have been disposed of incorrectly, causing a great environmental impact. . Therefore, this work aimed at the study of the reuse of steel residues, blast furnace slag and steel slag for the elaboration of a geopolymeric and poly (methyl methacrylate) composite - PMMA. The concern with protection has driven studies for the elaboration of more efficient and less specific weight armor, aligning functionality with the mobility of both man and machinery. With scanning electron microscopy (SEM) it was possible to observe the surface difference between the processed composites and the fracture mechanism after the ballistic test, and X-ray diffraction (XRD) was able to prove the occurrence of geopolymerization. Spectroscopy in the infrared region with Fourier transform (FTIR), it was possible to analyze the chemical interaction between the ceramic and polymeric matrix. Through mechanical and ballistic tests, the efficiency of the geopolymeric composite for ballistic protection can be proven.

Keywords: Geopolymer, Ballistic shielding, steel slag, Poly (methyl methacrylate); Composite. .

1 INTRODUÇÃO

1.1 Posicionamento da Pesquisa

As guerras e os conflitos estiveram presentes ao longo da história do desenvolvimento das grandes civilizações e atualmente há um grande crescimento de guerras entre países e conflitos urbanos, a partir do tráfico e disputa de território por facções criminosas. Com isto, houve um aumento na necessidade da proteção contra esses tipos de ataques, proporcionando assim a busca por materiais inovadores cada vez mais eficientes para essa aplicação.

A partir do crescimento expressivo da violência no mundo, com as guerras e atentados terroristas e, especificamente no Brasil, decorrentes de conflitos urbanos, há necessidade no crescimento de desenvolvimentos tecnológicos que possibilitem a segurança contra armamentos com alto poder destrutivo. Portanto, há interesse no desenvolvimento de pesquisas com a finalidade na elaboração de sistemas de proteção balística com o uso de novos materiais que resistam à diferentes tipos de calibres de munição e possibilitem a proteção para aplicações civis e militares (WANG et al., 2014a).

Há muitos anos, a blindagem era composta basicamente de materiais metálicos, entretanto, o sistema desenvolvido proporcionava o aumento no peso e dimensão da blindagem para imobilização dos novos tipos de armamentos que eram desenvolvidos constantemente. Assim, algumas pesquisas foram iniciadas para o desenvolvimento de materiais com leveza e resistência para essa finalidade (BÜRGER et al., 2012).

A partir de alguns estudos foi verificado que a blindagem balística deve possuir algumas características como leveza, eficiência e proporcionar mobilidade. Com esse objetivo, materiais cerâmicos têm se apresentado como opção, por possuírem menor peso específico e melhor comportamento mecânico ao impacto balístico em relação aos materiais metálicos, além de desempenhar o papel de deter a ponta do projétil, assim reduzindo o seu poder de dano. Dentre as cerâmicas avançadas inovadoras

utilizadas com essa finalidade, surgem os geopolímeros, que são materiais constituídos de aluminossilicatos que são sintetizados com a ativação em meio alcalino, e possuem baixo peso específico, alta resistência à flexão e à compressão (NECKEL et al., 2012).

Portanto, na busca por um sistema que detivesse alguma leveza na blindagem, desenvolveu-se o interesse por alguns materiais cerâmicos, devido às suas propriedades físicas como alta dureza, rigidez, resistência à compressão e baixo peso específico (TAWADROUS et al., 2016). Dentre as cerâmicas avançadas empregadas em blindagem balística, destacam-se a alumina (Al_2O_3), carbetos de silício (SiC) e o carbetos de boro (B_4C), dentre outras. O carbetos de boro e o carbetos de silício possuem as melhores propriedades mecânicas em relação a módulo de elasticidade, tenacidade à fratura e dureza, assim como menor peso específico. A alumina é muito utilizada, apesar de possuir maior peso específico em relação aos carbetos, porém possui baixo custo e uma maior variedade nos métodos para fabricação (DA SILVA et al., 2014).

Os geopolímeros são produzidos a partir da combinação de precursores constituídos por aluminossilicatos e de ativadores alcalinos em solução. Há alguns anos, a produção de geopolímeros a partir de resíduos industriais vem sendo estudada e vem se demonstrando como uma alternativa para a produção de materiais de baixo custo, sendo economicamente viáveis e sustentáveis por favorecerem o reaproveitamento dos resíduos industriais (SEVERO et al., 2013).

Sendo assim, alguns precursores para produção de variados tipos de geopolímeros são materiais como a escória de alto forno, escória de convertedor, escória de panela, cinzas volantes, a lama vermelha, casca de arroz, entre outros materiais provenientes de resíduos. Especialmente, a escória de alto forno proveniente do processo de produção do aço possui um grande potencial como precursor geopolimérico por apresentar estrutura parcialmente cristalina e composição química rica em sílica, cálcio e alumínio, o que proporciona os requisitos necessários para o processo de geopolimerização.

Mediante a escassez de recursos financeiros para aplicação nos mais diversos setores econômicos, a necessidade em materiais sustentáveis para conservação ambiental, esse tipo de pesquisa tornou-se viável com a utilização de materiais provenientes de resíduos das indústrias, como alternativos à blindagem balística. A

escória de alto forno, subproduto da produção do aço, é um material cerâmico residual estudado para utilização em diversos setores. Assim, como precursores geopoliméricos vêm gerando o interesse na investigação desse tipo de material, nesse caso específico para blindagem, com a finalidade de melhorar a qualidade de produtos já existentes para o emprego nesse setor.

A elaboração e a pesquisa de materiais alternativos para esse objetivo específico em blindagem balística têm interesse na diminuição dos custos de um processo produtivo industrial, geração de lucros e redução do impacto ambiental gerado por esse tipo de material. Nesse contexto, a finalidade desse trabalho é a obtenção de um geopolímero utilizando como matérias-primas escórias de alto forno e de aciaria, tanto de panela como convertedor. Os resultados esperados para os materiais produzidos são o auxílio para redução na geração dos resíduos sólidos industriais, o que possibilita tornar esse material geopolimérico, uma cerâmica avançada para o emprego em blindagem balística, em substituição ao componente cerâmico tradicionalmente utilizado.

1.2 Objetivos

1.2.1 Geral

O objetivo geral desta pesquisa foi a síntese e caracterização de compósitos geopoliméricos produzidos a partir de escória de alto forno encapsulada em polímero do tipo poli (metil metacrilato) (PMMA) sob processo de polimerização *in situ*, para obtenção de compósitos com estrutura núcleo-camada, com apelo sustentável para aplicações em blindagem balística.

1.2.2 Específicos

Através de etapas de modificação física do material precursor (escória de alto forno e PMMA), já que as escórias de aciaria de panela e convertedor não obtiveram o resultado inicialmente previsto, houve a preparação dos compósitos para as caracterizações, descritas abaixo:

- A caracterização granulométrica, química, estrutural e morfológica das escórias por técnicas de para análise granulométrica, espectroscopia no infravermelho com transformada de Fourier (FTIR), difração de raios X (XRD), análise de termogravimetria (TGA), calorimetria de varredura diferencial (DSC), análise térmica diferencial (DTA) e microscopia eletrônica de varredura (SEM);
- A caracterização dos compósitos desenvolvidos através de análises químicas, estruturais e morfológicas, além de ensaios mecânicos de dureza, excitação por impulso e propriedade mecânica de compressão;
- A avaliação da influência dos diferentes teores do ativador alcalino e relação sólido/líquido sobre as propriedades no estado endurecido foram igualmente realizadas;
- O processamento dos compósitos adquiridos através do processo de polimerização *in situ* com PMMA e estudo de blindagem balística, como etapa final.

1.3 Originalidade

A originalidade do trabalho consiste no estudo inovador no uso de resíduo industrial, escória de alto forno e aciaria, como material alternativo na parte cerâmica da blindagem de multicamadas. Os materiais cerâmicos, como alumina e carbetto de silício, possuem diversas aplicações para proteção balística. Entretanto, a produção de corpos cerâmicos avançados, a partir de resíduos siderúrgicos demonstrou-se uma vertente promissora, o que contempla a análise para variáveis dos processos de

síntese do material residual o que resulta na redução do impacto ambiental e suas condições de processamento, que ocorrem a temperatura ambiente, eliminando assim a necessidade da prensagem e sinterização.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Geopolímero

As grandes civilizações antigas, como os egípcios, gregos e romanos, utilizavam argilas e cinzas vulcânicas como matérias-primas para criação de um material aglomerante, para erguer suas edificações. Esses materiais são denominados de pozolanas, que apresentam grandes quantidades alumina (Al_2O_3) e sílica (SiO_2) em sua constituição; em meio aquoso possuem propriedades de aglomeração e moldagem, que são conhecidas pelos materiais cimentícios atualmente convencionais.

Davidovits (1994) observou que era possível se obter melhores propriedades cimentícias e maior resistência mecânica se as argilas e cinzas vulcânicas fossem produzidas em um meio altamente alcalino, com o uso de compostos de potássio (K), sódio (Na), cálcio (Ca) e flúor (F). Através de outras pesquisas iniciou-se a utilização do termo geopolímero, onde o prefixo *geo* está relacionado a natureza inorgânica, enquanto o termo *polímero* refere-se à organização estrutural repetitiva presente no material, o que pode ser semelhante aos polímeros orgânicos produzidos.

Os geopolímeros são definidos como polímeros inorgânicos à base de aluminossilicatos com estrutura tridimensional parcialmente cristalina, no qual o SiO_4^{4-} (silicatos tetravalentes) e AlO_4^{5-} (aluminatos pentavalentes) alternando-se no centro dos tetraedros e o oxigênio em seus vértices (DAVIDOVITS, 2015).

A nomenclatura do aluminossilicatos pode ser determinada pela razão molar entre os elementos silício (Si) e alumínio (Al), na qual a quantidade de átomos desses respectivos elementos, determina o tipo e funcionalidade do geopolímero criado, como pode ser observado na FIG.2.1.

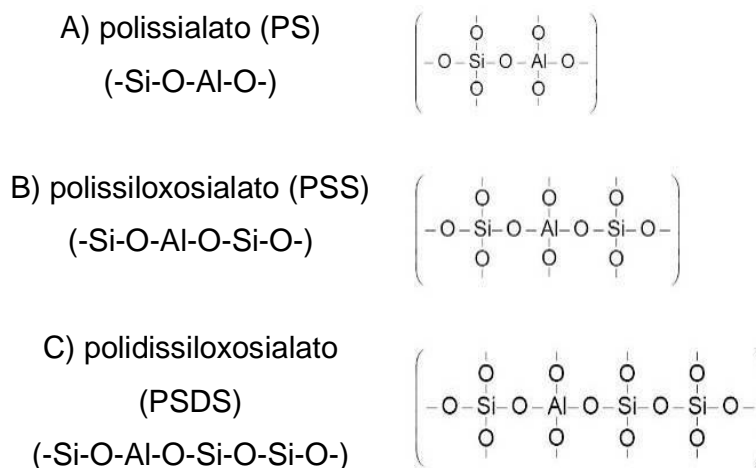


FIG.2.1 Fórmula empírica, nomenclatura e abreviaturas propostas para os geopolímeros e suas estruturas tridimensionais de aluminossilicatos (A) polissialato; (B) polissiloxosialato; (C) polidissiloxosialato (DAVIDOVITS, 2015)

Os polissialatos possuem alta resistência inicial, boa resistência ao ataque químico, baixa retração volumétrica, resistência ao ciclo de mudança de temperatura, baixa porosidade e resistência a altas temperaturas. A síntese de geopolímeros tem como base as composições molares entre os óxidos reagentes (SiO_2 e Al_2O_3) e o tipo de precursor para produção da solução alcalina, os quais influenciam diretamente nas propriedades finais do produto. Isso pode ser visualizado e previsto principalmente em relação à razão Si/Al, que pode variar de 1 até 35, o que permite a obtenção de materiais com diferentes características e aplicações como é mostrado na FIG.2.2 (DUXSON et al., 2007b; SONGPIRIYAKIJ et al., 2010; DAVIDOVITS, 2015).

Tratando-se de razões Si/Al próximas a 1, são obtidas estruturas com características do tipo de zeólitas, as quais proporcionam altas resistências mecânicas. À medida que se aumenta a razão Si/Al, são obtidas estruturas com maior caráter de reticulação geopolimérica, com formação de cadeias tridimensionais mais longas e, possibilitando diversas aplicações, sendo os parâmetros estipulados para cada tipo de processo de geopolimerização desenvolvido, e dependente da natureza das matérias-primas utilizadas (DAVIDOVITS, 2015).

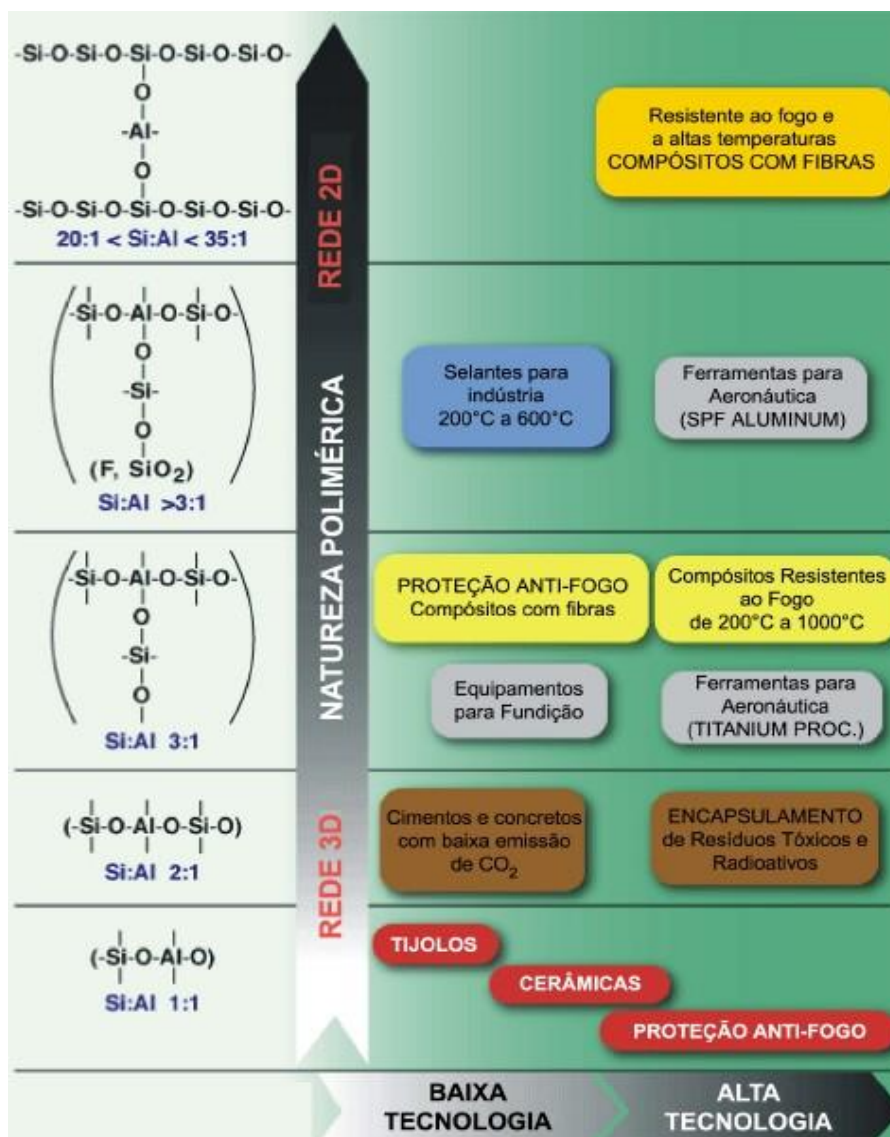


FIG.2.2 Aplicações dos geopolímeros (Adaptado de Davidovits, 2015)

Na FIG.2.3 é apresentado o modelo básico de geopolimerização desenvolvido por Van Deventer et al. (2012), que exhibe as etapas envolvidas neste processo.

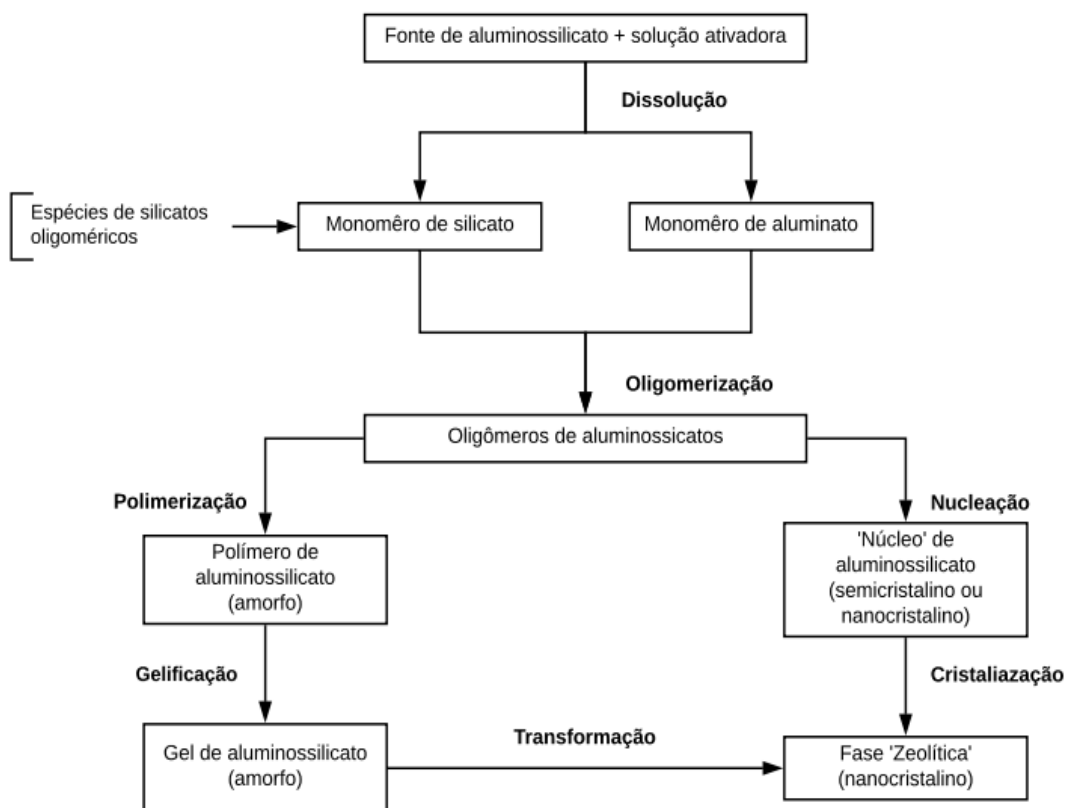


FIG.2.3 Diagrama esquemático dos processos de reação envolvidos na geopolimerização. (Adaptado Van Deventer et al., 2012)

2.1.1 Mecanismos de reação

Os materiais constituídos por aluminossilicatos são ativados através de um processo químico de dissolução alcalina em uma solução aquosa deionizada como precursora, o que é responsável pelo enrijecimento e propriedades dos álcali-ativados (DAVIDOVITS, 2015). O processo da ativação alcalina de materiais aluminossilicatos é composto pelas reações de dissolução, coagulação, condensação e cristalização. A dissolução constitui-se da quebra das ligações Si-O-Si e Al-O-Si, proporcionadas pelo pH adquirido na solução alcalina, sendo que o aumento do pH é favorável a quebra dessas ligações. Após a cisão das ligações, ocorre a formação de uma fase coloidal. Em etapa posterior, o acúmulo dessa fase é originado, o que interage entre si para formação de uma estrutura coagulada, a qual é condensada e por um determinado

período e temperatura ocorre a cristalização (FIG.2.3) (ABDULLAH et al., 2011; MUÑIZ-VILLARREAL et al., 2011).

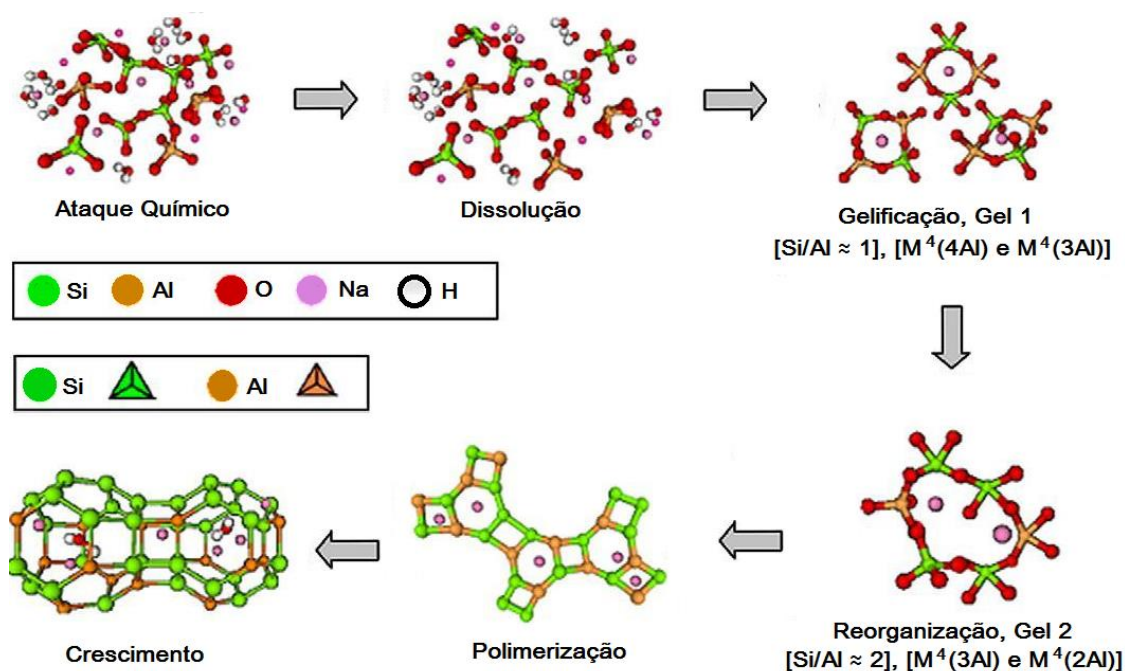
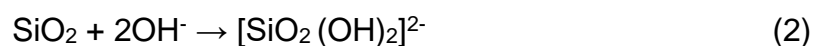
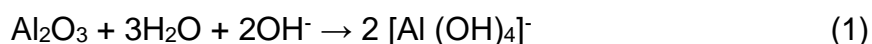


FIG.2.4 Adaptação do Processo de Geopolimerização (Adaptado de Duxson et al., 2007a)

Na ativação alcalina, ocorre inicialmente a dissolução das partículas sólidas dos aluminossilicatos. Tendo como base somente o balanço de massas e cargas, pode se observar através das seguintes reações, a dissolução e hidrólise dos aluminossilicatos em solução alcalina (ABOULAYT et al., 2017):



As reações acima indicam que os íons OH^- e as moléculas de água são consumidos em dissolução contínua, na qual a alcalinidade (concentração de $[\text{OH}^-]$) influencia na taxa de dissolução de SiO_2 e Al_2O_3 , entre outros fatores, como a reatividade da matéria-prima e a temperatura devem ser considerados como importantes durante o processo (ABOULAYT et al., 2017).

A ativação por um meio alcalino faz com que a microestrutura tenha uma liberação de silicatos e aluminatos em solução, na qual os íons de Al em coordenação

V ou VI passam a ter coordenação IV por dissolução. O Al dissolvido tem a possibilidade de reagir com qualquer silicato fornecido pela solução ativadora, favorecendo a formação de oligômeros aluminossilicatos. Logo, o uso de soluções ativadoras contendo silicatos (silicatos de sódio) favorece um ganho nas propriedades mecânicas em relação ao uso de hidróxidos (NaOH), mas o uso de silicatos implica num aumento do custo do produto final (DUXSON et al., 2007a; PRUD'HOMME et al., 2010).

A composição química, reatividade dos materiais precursores, como também as quantidades disponíveis de Si e Al na reação alteram as propriedades dos geopolímeros, como no caso do tempo de reação e o ganho de propriedades mecânicas, sendo essas modificações responsáveis pela maior presença de Al. Assim, a necessidade do conhecimento das composições químicas iniciais da reação para melhor entendimento da reatividade das matérias-primas em meio alcalino, como também as propriedades desejadas torna-se imprescindível (PROVIS et al., 2007; ZEJAK et al., 2013).

Após a dissolução, ocorre a segunda etapa, a qual se refere à condensação ou gelificação da reação de substituição nucleófila, em que espécies $[Al(OH)_4]^-$ e $[SiO(OH)_3]^-$ se unem através da força de atração entre um dos grupos OH^- , resultando em uma estrutura intermediária. Os dois grupos OH^- presentes nos elementos são condensados e possibilitam a formação dos aluminossilicatos determinando a liberação de moléculas de H_2O (ZEJAK et al., 2013; SIYAL et al., 2016).

O endurecimento e formação do geopolímero ocorre mediante a condensação dos aluminossilicatos. Esse processo acontece de maneira similar e rapidamente com relação à condensação na síntese de zeólitas, quando observado em escala nanométrica. Em alguns casos, quando há baixa razão Si/Al, a elevada temperatura de síntese e alto teor de água torna-se possível a visualização da formação de nanocristais no sistema de gel geopolimérico (DUXSON et al., 2007b; PROVIS et al., 2007). Contudo, mesmo com a ausência desses fatores, o geopolímero não apresenta ordenamento estrutural em uma escala superior a 1 nm (BELL et al., 2008).

2.1.2 Ativação alcalina

O processo de ativação alcalina ocorre mediante a liberação de Al e Si, e para precursores caulinos ocorre com a liberação de Ca e Si. O meio altamente alcalino possibilita a dissolução de SiO_2 e Al_2O_3 , para que ocorra a formação e estabilização de uma nova estrutura, como também a hidrólise da superfície das partículas precursoras. Logo, há necessidade de ativadores como fontes formadoras de cátions na solução para que ocorra o balanceamento de carga (PROVIS e VAN DEVENTER, 2009).

Os ativadores podem ser hidróxidos de metal alcalino, cujo papel é aumentar a velocidade da reação atuando em todas as etapas da geopolimerização, principalmente nas etapas de gelificação, endurecimento e formação dos cristais. De forma geral, qualquer cátion pode atuar como elemento alcalino nas reações. Entretanto, a maior parte dos estudos já realizados analisaram os efeitos do potássio (K^+) e sódio (Na^+). O tipo do material precursor e a aplicação desejada irão determinar o tipo de cátion de metal alcalino a ser utilizado na síntese geopolimérica (KONMITSAS e ZAHARAKI, 2007; ABDULLAH, 2011).

São normalmente utilizados dois tipos de ativadores alcalinos, sendo as soluções de hidróxidos para alcalinização ou solução contendo hidróxidos e silicatos alcalinos. Essa diferença entre eles é que o primeiro não adiciona íons de Si no sistema, enquanto o outro favorece uma elevada concentração de íons de Si ao meio. Na síntese, ocorre primeiro a liberação de Al antes do Si, e quando o meio de ativação dispõe de uma elevada concentração de Si, ocorrerá uma modificação nas propriedades e estruturas do geopolímero, quando comparado a um meio que tenha menor concentração de silicatos. Os ativadores alcalinos mais utilizados nas sínteses são hidróxido de sódio (NaOH) ou hidróxido de potássio (KOH), podendo conter ou não a presença de silicatos, como no caso dos silicatos de sódio ($n\text{SiO}_2\text{Na}_2\text{O}$) (RYU et al., 2013; DAVIDOVITS, 2015).

De forma simplificada, a ativação alcalina ocorre pela hidratação de aluminossilicatos com substâncias alcalinas ou de composições alcalina-terrosos. Os geopolímeros consistem na combinação de materiais com propriedades cimentícias e solução alcalina (ABDEL-GAWWAD e ABO-EL-ENEIN, 2016). A ativação não

depende do tipo dos cátions alcalinos e alcalinos terrosos (Na^+ , K^+ , Ca^{2+} , Mg^{2+} , Ba^{2+} , NH_4^+ , H_3O^+), podendo ser utilizado qualquer cátion proveniente de fonte alcalina (SEVERO et al., 2013; DA SILVA et al., 2016). Um ponto importante a ser analisado é a concentração do ativador que será utilizado na síntese, pois o excesso do ativador pode favorecer a formação de carbonatos, que irão prejudicar algumas das propriedades finais do geopolímero. Portanto, a maior parte dos trabalhos elaborados utilizam soluções alcalinas de KOH com concentrações na faixa de 8-14 mol/L (OLIVIA e NIKRAZ, 2011; BEZERRA et al., 2013).

Durante a geopolimerização, os cátions de metais alcalinos influenciam na ordenação das moléculas de água e no processo de nucleação, o que irá conduzir à formação da estrutura ordenada. O tamanho do cátion afeta a morfologia do cristal, sendo que o potássio favorece um maior grau de condensação, em relação ao sódio. O sódio tendo um raio iônico menor que o potássio, o que implica na formação de menores oligômeros de silicato. O maior raio iônico do potássio favorece a formação de oligômeros de silicato maiores com os quais o $\text{Al} [\text{OH}]^{-4}$ prefere ligar-se. Logo, há uma relação diretamente proporcional ao tamanho dos cátions e a rede tridimensional a ser formada pelos oligômeros de silicato (KOMNITSAS e ZAHARAKI, 2007).

Portanto, precursores ativados com KOH apresentam maior resistência à compressão em comparação com geopolímeros sintetizados a partir de soluções de NaOH (SAGOE-CRENTSIL, 2010). Isso pode ser comprovado através da pesquisa de Altan e Erdoğan (2012), os quais comparam o uso das soluções alcalinas de NaOH e KOH. Nos resultados obtidos em suas pesquisas foi possível a observação que os geopolímeros ativados com KOH, possuíam um tempo de endurecimento menor e elevação da resistência mecânica em relação a solução de NaOH, o que indica melhor relação entre os precursores e solução alcalina para essa determinada propriedade mecânica.

2.1.3 Características de cura

O controle nos parâmetros da síntese é muito importante no processamento dos geopolímeros, pois eles interferem nas propriedades químicas e mecânicas do

produto final. A temperatura e tempo são os principais exemplos desses parâmetros (HARDJITO et al., 2004).

A cura dos geopolímeros ocorre geralmente em temperatura ambiente, mas uma melhoria significativa nas propriedades é obtida quando há acréscimo de temperatura de forma adequada. Um exemplo desse efeito são os geopolímeros precursores de cinzas volantes ativadas por silicato de sódio e hidróxido de sódio, os quais apresentam maiores valores de resistência mecânica quando o processo de cura ocorre em 60°C, como reportado por Bakria et al. (2011) e Severo et al. (2013) (TAB.2.1). Quando a cura ocorre em temperaturas muito elevadas, o processo completo da geopolimerização fica comprometido, podendo ocorrer a carbonatação, redução do pH e redução no poder de ativação dos precursores. Com isso, o produto final é poroso e de baixa resistência mecânica (KOVALCHUK et al., 2007, CRIADO et al., 2012).

TAB.2.1 Valores de resistência para diferentes tipos de geopolímeros

Tipo de Precursor	Temperatura de cura (°C)	Resistência a compressão (MPa)
Cinzas Volante	25	23
	60	67
Metacaulim	25	7
	60	18
	90	13
Cinzas Volante e argila caulínica	30	15
	50	26
	70	34
Cinzas vulcânicas	40	23
	90	49

Fonte: Adaptado de Severo et al. (2013)

O processo de geopolimerização é melhorado quando o sistema é submetido a tempos de cura prolongados, entretanto elevadas temperaturas no período de tempo prolongado ocasionam distorções nas reações, enfraquecimento da estrutura e fissuras no corpo de prova, devido à retração da peça por perda de umidade (KOMNITSAS e ZAHARAKI, 2007; KOMNITSAS et al., 2009; HEAH et al., 2011).

2.2 Produção do aço

O processo de fabricação do aço constitui-se basicamente da mistura de ferro gusa (produto imediato da redução do minério de ferro), escorificantes (cal e fluidificante), sucatas ferrosas, carvão e oxigênio. Tal processo pode ser de forma geral dividido em cinco etapas: preparação da carga, redução, refino, lingotamento e laminação (FIG.2.5). Ao final dos processos de fundição e refino, o material sobrenadante é denominado escória (SILVA et al., 2017).

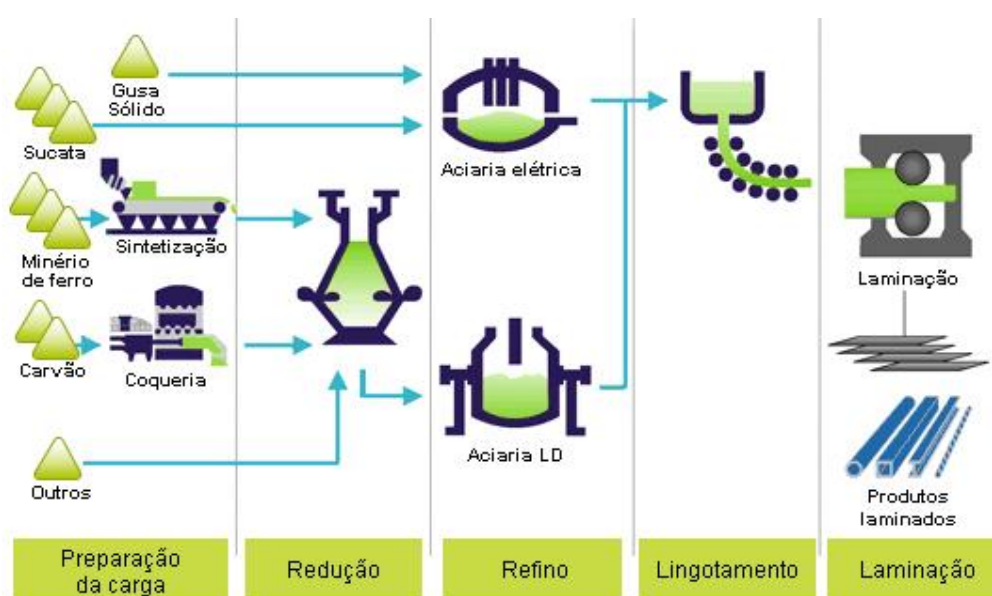


FIG.2.5 Fluxograma simplificado da produção do aço (AÇOBRAZIL, 2015)

Esses materiais sobrenadantes são resíduos siderúrgicos provenientes das etapas de melhoria da qualidade do aço. Esses resíduos são: a escória de alto-forno, o pó e lama de alto-forno, a escória de aciaria LD, escória de aciaria elétrica, lama grossa e fina de aciaria, além da escória de dessulfuração, onde o seu volume gerado fica em torno de 60% para cada tonelada de aço produzida (PEREIRA et al., 2010).

2.3 Escória de alto forno

A escória de alto forno é um resíduo siderúrgico industrial, sendo este um produto não metálico formado essencialmente por silicatos e aluminossilicatos de cálcio, resultantes da combinação do calcário com o minério de ferro utilizado na etapa do processo de fundição. A escória fica sobre o ferro-gusa, uma vez que sua densidade é menor do que a do ferro (DIPPENAAR, 2005; ITO et al., 2014)

O alto forno funciona de seguinte forma, após seu aquecimento, a elevação da temperatura ocorre rapidamente; em seguida o mesmo é preenchido de forma controlada com uma carga metálica, constituída de minério de ferro e sucata em conjunto com o coque (combustível), no qual esses elementos são inseridos, a partir do topo do forno.

A fim de se manter o funcionamento do processo é injetado, pela região inferior do alto forno, uma corrente de ar rico em oxigênio que reage de forma exotérmica com o coque, produzindo monóxido de carbono (gás redutor), sendo esse gás responsável pela redução e fusão da carga metálica. Como resultado final, obtém-se o ferro-gusa (matéria-prima para obtenção do aço) e a escória. O primeiro é direcionado para a aciaria e a escória é direcionada para o processo de resfriamento (RIZZO, 2009; USIMINAS, 2018).

O processo de resfriamento da escória de alto forno é um fator determinante nas propriedades físicas e químicas da escória (YASIPOURTEHRANI et al., 2017). Esse tipo de escória pode possuir duas formações finais distintas, a escória não granulada e a granulada. A primeira é cristalina, pois vem do resfriamento lento da escória, e a outra é amorfa ou vítrea, proveniente do resfriamento rápido, respectivamente (KRISKOVA et al., 2013).

O processo de resfriamento rápido ocorre por meio de jatos de água sob alta pressão. Isso impede a formação de uma estrutura cristalina, dando à escória um aspecto de areia natural, com forma mais angular e com diâmetro máximo de 5 mm, além de possuir excelentes propriedades hidráulicas. Contudo, quando o processo de resfriamento é lento, ou seja, ao ar, a escória se cristaliza formando um produto sem atividade hidráulica, com aspecto vítreo e sem distribuição granulométrica definida (MIYAMOTO et al., 2015; SURESH e NAGARAJU, 2015; LIU et al., 2017) (FIG.2.6).

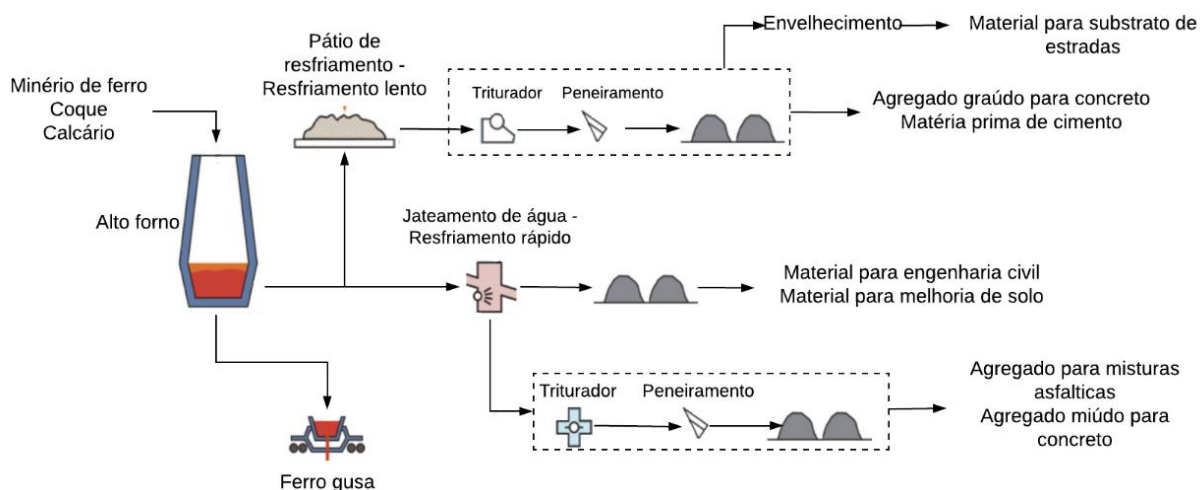


FIG.2.6 Esquema representativo do alto forno (Adaptado de Miyamoto et al., 2015)

De acordo com a NSA - *National Slag Association* (2013), a escória de alto forno pode possuir a seguinte classificação e usos, mediante a qual processo de resfriamento ela foi submetida:

- a) **Escória Granulada:** o ciclo de resfriamento é rápido por grandes quantidades de água, o que produz um grânulo semelhante a areia (FIG.2.7(a)). É usado na produção de cimento CP III, com 35 a 70% de presença de material, e na produção do cimento tipo CP II E, com 6 a 35% de presença de material. Também pode ser usado em concreto usinado e pré-moldado, em alvenaria e assentamento de piso e estruturas resistentes a altas temperaturas.
- b) **Escória refrigerada a ar:** o resfriamento é lento sendo através do ar ambiente, gerando um material de aspecto rochoso (FIG.2.7(b)), que em seguida é submetido a britagem e peneiramento. Seus usos comuns são: em lâ mineral (isolamento), agregados em concreto usinado, concreto pré-moldado, agregado asfáltico de mistura quente, aterro de tubulação como material de enchimento e também como meio filtrante em tratamento de água e esgoto. Quando possui dimensões maiores pode ser usada para estabilizar margens, córregos e evitar a erosão ao longo de encostas e aterros e em muros de gabião.

c) Escória peletizada ou expandida: o ciclo de resfriamento é rápido utilizando água ou vapor d'água, produzindo um material leve (FIG.2.7(c)). Devido ao seu peso reduzido, este pode ser usado em agregado leve para concreto de alta resistência ao fogo, concreto leve e aplicações de aterramento de solos marginais.

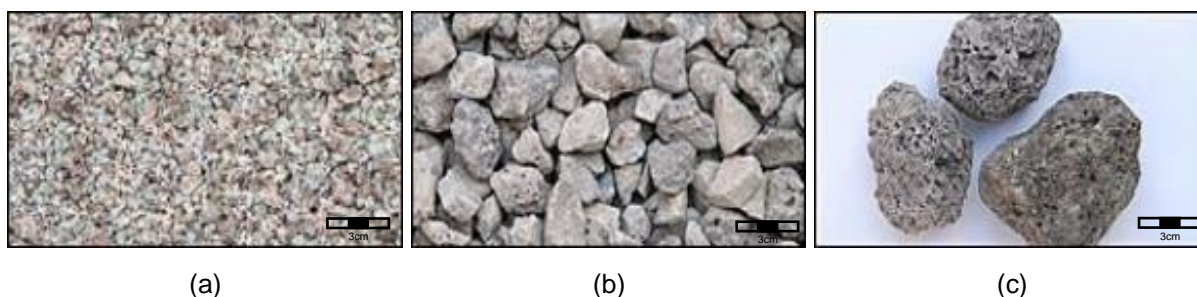


FIG.2.7 Tipos de escória de alto forno (a) granulada; (b) resfriada a ar e (c) peletizada (NSA, 2013)

O controle de produção do aço possibilita uma baixa variação na composição química da escória. Contudo, as condições das etapas de operação podem influenciar a composição química (MOHASSAB e SOHN, 2014). Isso pode ser visto através de uma classificação, na qual as escórias são denominadas de ácidas ou básicas, sendo as escórias ácidas as de razão CaO/SiO_2 menor que 1 e as básicas CaO/SiO_2 maior que 1 (REBELO et al., 2012).

A composição química da escória de alto forno pode ser representada através de um diagrama quaternário, $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-MgO}$, no qual a variação de cada óxido deve obedecer aos seguintes intervalos: CaO - 30 a 50%, SiO_2 - 28 a 38%, Al_2O_3 - 5 a 24%, MgO - 1 a 18%, S - 0,4 a 2,5%, Fe_2O_3 - 0,3 a 3%, MnO - 0,2 a 3%, TiO_2 - < 4%, $\text{Na}_2\text{O} + \text{K}_2\text{O}$ - < 2% (SURESH e NAGARAJU, 2015).

2.4 Escória de aciaria

As escórias de aciaria são subproduto do processo de conversão do ferro para o aço, sendo geralmente classificadas de acordo com o tipo de forno em que são produzidas, e suas propriedades dependem do tipo de processo utilizado na produção do aço bruto e das condições de resfriamento da escória (FIG.2.8). De forma geral, a

escória de aciaria pode ser classificada de três formas: LD (*Linz Donawitz*) ou BOF (*Blast Oxygen Furnace*), EAF (*Electric Arc Furnace*) e OH (*Open Hearth*) (THOMAS et al., 2019).

Como a composição química das escórias de aciaria são altamente variáveis, também ocorre a uma variação na composição mineral, contendo basicamente os seguintes minerais: Olivina ($(\text{Mg,Fe})_2\text{SiO}_4$), Merwinita ($\text{Ca}_3\text{Mg}(\text{SiO}_4)_2$), silicato tricálcico (C_3S), silicato bicálcico (C_2S), ferroaluminato tetracálcico (C_4AF), C_2F , fase RO (solução sólida de CaO-FeO-MnO-MgO) e óxido de cálcio livre (CaO). Sua composição química pode possuir as seguintes variações: CaO - 45 a 60%, SiO_2 - 10 a 15%, Al_2O_3 - 1 a 5%, Fe_2O_3 - 3 a 9%, FeO - 7 a 20% e MgO - 3 a 13% (YILDIRIM e PREZZI, 2011; GRUBEŠA et al., 2016).

A escória de aciaria do tipo LD é gerada no convertedor a oxigênio o qual é utilizado no processo de refino do aço, e tem a predominância de CaO , MgO , FeO e SiO_2 em sua composição. As variações na composição química das escórias são resultado do tipo de fundente usado, que pode ser a dolomita ($\text{CaMg}(\text{CO}_3)_2$) ou óxido de cálcio (CaO). O tipo de fundente utilizado irá afetar diretamente nas quantidades de óxidos de cálcio e magnésio presentes na escória (MONTENEGRO et al., 2013).

A primeira escória de aciaria de convertedor a ser formada através do forno elétrico a arco (FEA) é a escória oxidante, decorrente da fusão de sucata. Também conhecida como escória negra, ela é responsável por proporcionar o ajuste primário de composição química do banho metálico mediante a oxidação das impurezas presentes. Após esse ajuste, o aço é vertido em um forno panela (THOMAS et al., 2019).

No forno panela ocorre a formação de uma nova escória, denominada de escória redutora, sendo esta gerada a partir da adição de desoxidantes e óxido de cálcio. Esta escória auxilia na dessulfuração e desoxidação do banho metálico, favorecendo o ajuste final da composição do aço através da adição de ligas de ferro e níquel (FIG. 2.6) (HUAIWEI e XIN, 2011; ROSALES et al., 2017).



FIG.2.8 Representação esquemática do processo de refino do aço, com suas respectivas etapas de geração de escórias (Adaptado de Masuero et al., 2004)

2.5 Polimerização *in situ*

A polimerização *in situ* é baseada na ativação do monômero do material orgânico do polímero para que ocorra a formação da reação de polimerização na presença de carga. Na pesquisa foi utilizado para preenchimento dos poros e formação de camada exterior ao material geopolimérico de estudo, conforme ilustrado no esquema da FIG.2.9. Com isso, o monômero é diretamente impregnado na estrutura da carga inorgânica, podendo ser ancorado ou adsorvido à sua superfície. A polimerização do monômero pode ser por massa, solução, suspensão ou emulsão, através da ativação por calor ou radiação de um indicador ou catalisador orgânico adequado. A cadeia polimérica cresce na estrutura da carga inorgânica, resultando na formação do compósito (ARORA e PADUA, 2010; UNALAN et al., 2014).

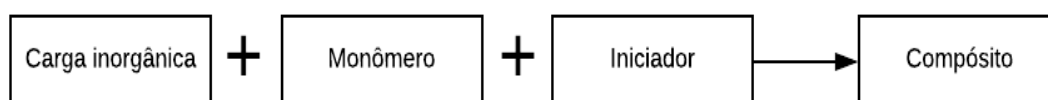


FIG.2.9 Ilustração de polimerização *in situ*

Em grande parte dos casos, existe uma diferença entre as viscosidades das fases internas e externas do material cerâmico durante a polimerização *in situ*. Esse fato pode favorecer uma menor viscosidade, o que facilita a difusão do monômero para a parte interna e o crescimento das cadeias poliméricas entres os poros das peças cerâmicas, permitindo que a polimerização continue na parte interna, além de permitir uma melhor impregnação d polímero, e diferenciação das propriedades adquiridas pelo polímero final. Por outro lado, alta concentração de iniciador favorece o processo de forma inversa, interrompendo a formação de oligômeros, dificultando a entrada do monômero e a redução da impregnação interna do polímero. Logo quantidade do catalisador se torna um parâmetro importante do processo (OLAD, 2011; ZHAO et al., 2019).

A polimerização *in situ* é muito atrativa devido a possibilidade de compatibilização e multifuncionalidade da técnica com diversos tipos de monômeros, além de permitir a síntese de nanocompósitos a partir de polímeros termorrígidos (DALIR et al., 2011).

2.6 Poli (metacrilato de metila) – PMMA

O poli (metacrilato de metila) (PMMA) é produzido através do processo de polimerização em massa do monômero de metilmetacrilato (MMA) e um iniciador sem a presença de diluente, resultando em uma reação em meio homogêneo, onde não ocorre a formação de subprodutos no meio reacional. Esse processo pode ocorrer em atmosfera inerte, uma vez que o oxigênio é inibidor da polimerização. Essa técnica permite a elaboração de peças moldadas diretamente a partir do monômero em temperaturas relativamente baixas e sem adição de pressão ao sistema. Para o início da reação, são necessários agentes físico e químico. O calor é um exemplo de agente físico, no qual somente a presença do iniciador faz com que a polimerização ocorra. Em outro caso, a polimerização só tem início com a presença do agente químico, como exemplo, o caso do peróxido de benzoíla (MANO e MENDES, 1999).

O PMMA é um termoplástico rígido e transparente, amorfo, com Tg em 105-160°C, que possui alta resistência a intempéries, baixo coeficiente de expansão

térmica, baixo índice de refração e é mais resistente ao impacto do que o vidro (WANG et al., 2010a; WYPYCH, 2013; HU et al., 2016; MOHAMMADI et al., 2017). Portanto, ele é um dos principais materiais do grupo dos termoplásticos e pertencente à família dos poli(ésteres acrílicos). Apresenta configuração química representada na FIG.2.10.

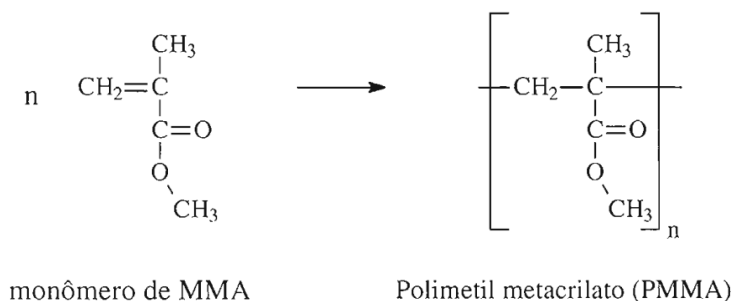


FIG.2.10 Representação da estrutura do PMMA (CANEVAROLO, 2006)

A resistência e rigidez do PMMA são atribuídas ao modo de como os grupos metila e metacrilato se ligam à cadeia principal, resultando em bloqueios espaciais consideráveis, o que concede a esse material uma resistência à tração de 63-78 MPa e resistência à impacto Izod de 19 Jm^{-1} (WYPYCH, 2013). A sua transparência deve-se à configuração aleatória dos átomos de carbono assimétricos, resultando em uma estrutura completamente amorfa. O PMMA tem uma grande importância industrial, sendo usado largamente em painéis luminosos 3D, defletores solares, fibra ótica, peças para computadores e aparelhos de ortodontia (LERARI et al., 2010; BERNARDO et al., 2017; WENTAO et al., 2017; WU et al., 2017).

Os polímeros vítreos, como o polimetilmetacrilato (PMMA), são atraentes para o estudo de proteção balística devido às suas propriedades, como sensibilidade à pressão, força dependente da taxa de deformação, baixa densidade, transparência, estabilidade dimensional e alta durabilidade (RITTEL e DOROGOY, 2014).

Devido as características mecânicas do PMMA, Rittel e Dorogoy (2014) estudaram o comportamento balístico do PMMA, onde analisaram a resposta a penetração de placas espessas de PMMA, sendo que estas apresentaram perfuração de 8, 10 e 20 mm, para velocidades de 221, 221 (m/s) e 230 (m/s), respectivamente.

2.7 Blindagem balística

De acordo com o Instituto Nacional de Justiça Americano (NIJ, 2008), a blindagem balística é o denominado de “item ou equipamento que promove proteção contra ameaças balísticas específicas dentro da sua área coberta”. Já no cenário nacional, a blindagem é definida pelo Decreto nº 3.665 (BRASIL, 2005) como: “O artefato projetado para servir de anteparo a um corpo de modo a deter o movimento ou modificar a trajetória de um projétil contra ele disparado, protegendo-o, impedindo o projétil de produzir seu efeito desejado” e de segundo, a NBR 15000 a blindagem balística é definida como “anteparo de proteção projetado para oferecer resistência à penetração de projéteis provenientes de armas de fogo”.

A avaliação do desempenho dos materiais para blindagem pessoal, são estabelecidas pela norma americana NIJ-0101.06 (2008), no cenário mundial, e no Brasil as diretrizes encontram-se na norma NBR 15000. (2005). Na TAB.2.2 estão exibidos os níveis de proteção do sistema de blindagem, assim como a velocidade que o projétil deve alcançar, sendo esses valores utilizados como diretrizes para o ensaio balístico.

TAB.2.2 Níveis de proteção do sistema de blindagem

Nível	Calibre	Massa do projétil (g)	Velocidade (m/s)	Energia (J) ¹
I	.22 LRHV	2,6 ± 0,1	320 ± 10	133,1
	.38 Special RN	10,2 ± 0,1	254 ± 15	329,0
II-A	9mm FMJ	8,0 ± 0,1	332 ± 12	440,9
	.357 Magnum JSP	10,2 ± 0,1	381 ± 12	740,3
II	9mm FMJ	8,0 ± 0,1	358 ± 15	512,7
	.357 Magnum JSP	10,2 ± 0,1	425 ± 15	921,2
III-A	9mm FMJ	8,0 ± 0,1	426 ± 15	725,9
	.44 Magnum SWC GC	15,6 ± 0,1	426 ± 15	1.415,5
III	7.62x 51 FMJ	9,7 ± 0,1	838 ± 15	3.405,9
IV	.30 – 06 AP	10,8 ± 0,1	868 ± 15	4.068,5

Fonte: Adaptado da ABNT NBR 15000, 2005

¹Valor de energia calculado através da fórmula de energia cinética: $E = mv^2/2$

Mesmo que não ocorra perfuração no sistema de blindagem, sua classificação tem que ser realizada mediante a não deformação excessiva, a qual por ventura possa causar trauma ao usuário. Com base na NIJ-0101.06, a deformação máxima permitida é de 44 mm e o material de referência (*backing material - plastilina*) deve ser colocado em contato com a face posterior da placa de blindagem no momento do ensaio balístico, como é mostrado na FIG.2.11.

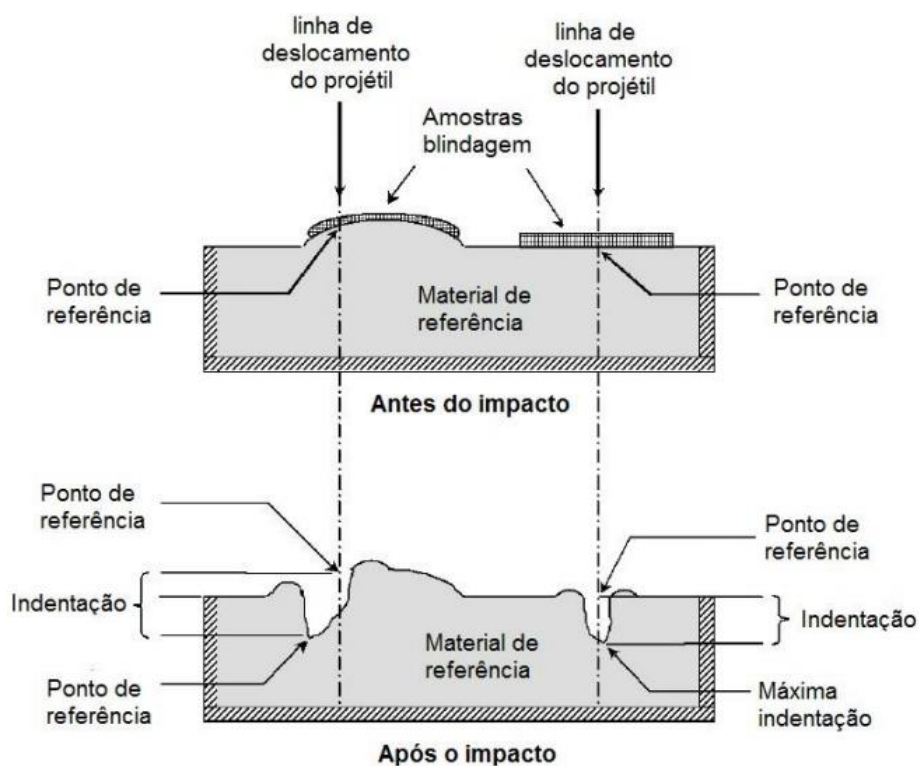


FIG.2.11 Trauma do projétil medido por indentação no material de referência (NIJ, 2008).

2.7.1 Cerâmica Balística

Os materiais cerâmicos têm sido foco de estudos para desenvolvimento de sistemas de blindagens por serem leves e possuírem alto desempenho balístico (DA SILVA et al., 2014). A blindagem cerâmica é um revestimento rígido capaz de fragmentar a ponta do projétil, reduzindo sua velocidade e o dano causado pelo impacto. Para que isso ocorra, é necessário que o material cerâmico apresente uma

alta resistência à deformação mecânica, o que implica em um alto módulo de elasticidade, elevada dureza e alta tenacidade à fratura, sendo esses requisitos muito importantes para esta aplicação (MEDVEDOVSKI, 2010; PICKERING et. al, 2017).

Os materiais mais utilizados para o desenvolvimento de blindagens balísticas são alumina (Al_2O_3) carbetos de boro (B_4C), carbetos de silício (SiC) e compósitos de matriz cerâmica (Al_2O_3/ZrO_2). O elevado custo e as dificuldades no processamento fazem com que as cerâmicas não sejam predominantemente usadas em blindagem, mas é possível garantir um bom desempenho balístico se houver um controle das propriedades citadas (KARANDIKAR et al., 2009).

As cerâmicas não-óxidas (SiC e B_4C) possuem um elevado desempenho balístico devido a seu baixo peso específico e alta dureza, mas os custos do material e do processamento são elevados. Em relação ao custo/benefício em materiais de blindagem, tem-se destacado a alumina devido ao elevado módulo de elasticidade, alta dureza, viabilidade comercial e baixo custo em relação aos outros (DA SILVA et al., 2014; YIN, et al., 2019/2017). Na TAB.2.3 é apresentada a influência das propriedades das cerâmicas no seu desempenho balístico.

TAB.2.3 Propriedades e os efeitos no desempenho de cerâmicas balísticas

Propriedades	Efeito no desempenho balístico
Densidade	Peso no sistema de blindagem
Dureza	Ruptura da ponta do projétil
Módulo de Elasticidade	Propagação de ondas de choque
Tenacidade à fratura	Integridade da peça
Resistência à flexão	Resistência a múltiplos choques
Modo de fratura	Absorção de energia

Fonte: Adaptado de Karandikar et al. (2009)

As propriedades citadas acima são modificadas pela microestrutura do material cerâmico, através do controle de fases cristalinas, porosidade, forma e tamanho dos grãos. Com isso, é de suma importância que haja um excelente controle microestrutural, pois este interfere nas propriedades pertinentes ao desempenho balístico (HEIMANN, 2010; IGNATOVA et al., 2017).

O emprego de materiais cerâmicos em sistemas de blindagem deve considerar que as fraturas geradas no sistema ocorrem mediante a aplicação de força

instantânea, tendo um comportamento bem distinto de aplicação de forças estáticas. Na aplicação das cargas estáticas, todo o corpo responde ao processo da fratura mediante a propagação das tensões e deformações geradas. Já na aplicação das cargas instantâneas, as tensões e deformações se concentram no local do impacto, às rápidas taxas de carregamento, e às elevadas pressões, as quais alteram as propriedades mecânicas do material (POLLA et al., 2019).

2.8 Compósitos

Os compósitos representam uma classe importante dos materiais empregados na engenharia, e são constituídos de pelo menos duas fases distintas não solúveis entre si. As fases podem ser contínuas e descontínuas, sendo a primeira denominada de matriz e a segunda denominada de reforço. A fase descontínua desempenha o papel de resistir aos principais esforços empregados no material, e a fase contínua atua como meio de propagação dos esforços (GAY, 2014; KONCAR, 2019).

As propriedades dos constituintes dos compósitos, sua distribuição e a interação entre eles influenciam nas propriedades finais do material. Com isso, é possível elaborar compósitos que possuem excelente desempenho, processabilidade, características diferentes e propriedades mecânicas distintas, uma vez que é possível combinar as propriedades de seus constituintes com a finalidade de produzir um material com desempenho superior e finalidades distintas aos constituintes quando analisados separadamente (GAY, 2014; HAFIZAL et al., 2019).

2.9 Tratamento superficial de cargas minerais

O tratamento realizado em materiais inorgânicos, que serão utilizados em meio polimérico, tem como objetivo possibilitar maior compatibilidade entre a matriz orgânica e inorgânica, ou seja, tornar a substância inorgânica mais organofílica, através da redução da energia superficial (ZIAEI et al., 2011). Os organossilanos e os

ácidos graxos são utilizados nesse tipo de tratamento, e contribuem para incorporação do polímero à carga inorgânica dependente do processamento dos polímeros, ou durante a polimerização ou sob estado fundido, o que deve ocorrer pela ancoragem interfacial entre o componente orgânico e inorgânico, através da redução da tensão superficial da carga inorgânica (AGHABARARI e DOROSTKAR, 2014).

Um exemplo de compatibilizante é o ácido oleico ($C_{18}H_{34}O_2$), um ácido graxo de cadeia de longa, que em temperatura ambiente encontra-se no estado líquido viscoso, possuindo uma cor amarelada, com massa molar em torno de 282,46 g/mol, densidade de aproximadamente 0,895 g/mL, ponto de fusão entre 13-14 °C e ponto de ebulição de 360 °C (LIU et al., 2019).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Materiais

Os materiais a serem utilizados na pesquisa foram:

- Escórias de alto forno, aciaria de panela e aciaria de convertedor - fornecidas pela Usiminas Ltda;
- Hidróxido de Potássio (KOH) – do fabricante Emsure Merck com grau de pureza de 99%. Com as seguintes características: massa molar de 56,11 g/mol; densidade de 2,04 g/cm³, ponto de fusão entre 360 °C
- Metacrilato de metila (MMA) – MEHQ 40 ppm, fornecido pela Unigel S.A. Com as seguintes características: massa molar: 100,12 g/mol; densidade: 0,94 g/cm³; solubilidade em água: 15,9 g/L; temperatura de fusão: 48,2 °C; temperatura de ebulição: 100,3 °C; índice de refração: 1,4; viscosidade: 0,63 mPa.s;
- Peróxido de benzoíla (C₁₄H₁₀O₄) - da marca Sigma Aldrich. Com as seguintes características: massa molar: 242,23 g/mol; densidade: 1,33 g/cm³; ponto de fusão: 103°C;
- Ácido oleico (AO) – grau de pureza 99%, procedência Sigma Aldrich. Com as seguintes características: massa molar de 282,46 g/mol, densidade de 0,895 g/mL, ponto de fusão entre 13-14 °C e ponto de ebulição de 360 °C;
- Álcool Etílico – grau de pureza PA (C₂H₅OH) – marca Isofar.

3.2 Preparação das amostras

Antes da confecção e elaboração dos corpos de prova, foi necessário reduzir o tamanho de partícula das escórias, sendo que a de alto forno foi fornecida em forma

de grânulos e as de aciaria em forma de cascalho. Na FIG.3.1 (a) são apresentadas as escórias como recebida, após as escórias foram moídas em um moinho planetário de bolas da marca Retsch modelo PM100. Em etapa posterior, as amostras foram submetidas à análise granulométrica para separação do material em três peneiras com malhas de aberturas de 100 (149 μm), 140 (105 μm) e 200 mesh (74 μm). Todo material selecionado foi escolhido peneira a partir de dimensões menores ou iguais à 200 mesh (74 μm) (FIG.3.1 (b)).

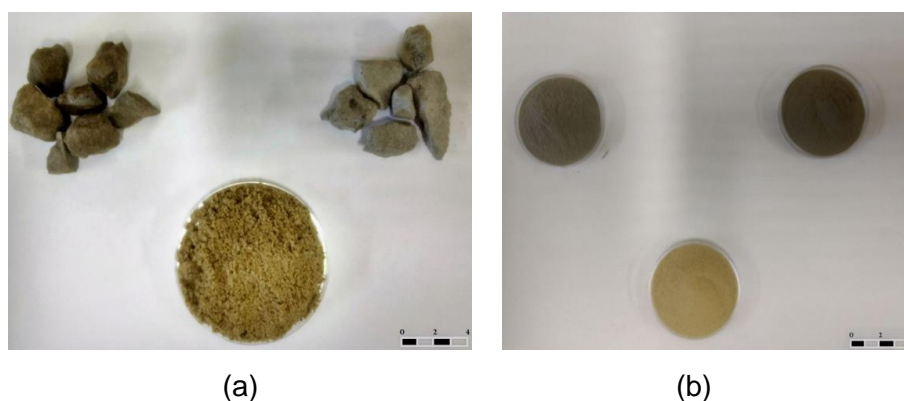


FIG.3.1 Escórias como recebidas (a); escórias após redução de tamanho de partícula (b)

O PMMA sintetizado na pesquisa foi proveniente do processo de polimerização via radical livre. O monômero de MMA foi obtido por destilação simples. Durante o método de destilação simples, o monômero de MMA foi mantido em banho de silicone sob a temperatura de 100°C (FIG.3.2), sendo assim, através desse processo foi possível remover impurezas, retardadores e inibidores de polimerização do monômero. Ao fim do processo, obteve-se MMA puro, o qual foi utilizado para síntese da polimerização *in situ* dos corpos de provas.



FIG.3.2 Mecanismo de destilação do MMA

3.3 Síntese do geopolímeros

Os corpos de prova foram confeccionados com o auxílio de um molde de silicone sextavado, com raio de 36 mm (FIG.3.3), os quais os materiais geopolimerizados foram vertidos sob a forma de material viscoso, provenientes da mistura da escória e da solução altamente alcalina de hidróxido de potássio (KOH), com 8 de molaridade. As amostras de geopolímeros foram produzidas em diferentes razões entre sólido e líquido adotando a razão com os valores de 1,2; 1,4 e 1,6 g/v.

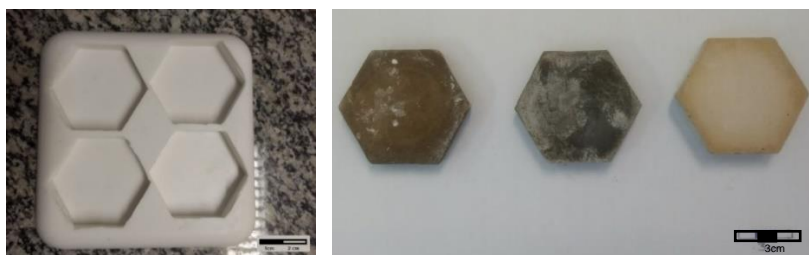


FIG.3.3 Molde sextavado de silicone e os corpos de provas produzidos das escórias de aciaria de convertedor, aciaria de panela e alto forno (dir à esq.)

As amostras geopoliméricas produzidas a partir dos três tipos de escória, a de alto forno, aciaria de panela e de convertedor, apresentaram um comportamento distinto em relação ao tempo de cura, após o processo de geopolimerização. As amostras de escória de alto forno apresentaram as fase de geopolimerização e crescimento, como ilustrado na FIG.2.4, em um período de 24 horas. Já as amostras que continham escória de convertedor e panela apresentaram as mesmas etapas de geopolimerização após 180 dias. A diferença do tempo de geopolimerização se deve a razão Si/Al, que é distinta para os três tipos de escória.

A presença de elementos expansivos, como o MgO, impossibilitou que o processo de geopolimerização das escórias de convertedor e panela fosse acelerado por meio de secagem térmica. Ficando evidenciado que o processo escolhido para produção das amostras de escória de aciaria não foi muito eficaz para esse tipo de material, logo a sua caracterização mecânica e balística foi impossibilitada de ser realizada pelo aspecto e características apresentadas pelo material final. Sendo

assim, serão somente apresentadas e discutidas as caracterizações químicas e físicas das amostras geopoliméricas das escórias de aciaria.

Para a compatibilização entre a matriz cerâmica e o PMMA foi realizado o tratamento superficial da escória com ácido oleico. O tratamento consistiu na agitação mecânica por 24 horas de uma solução de álcool etílico, escoria e ácido oleico, sempre mantendo a proporção de para cada 100 g de escória fosse utilizado 10 ml de ácido oleico.

Após a finalização do processo de geopolimerização dos corpos de prova geopoliméricos de escória de alto forno, os mesmos foram submetidos ao processo de secagem por vácuo, sendo essa em relação a secagem térmica, mais rápida, com menor chance de danificar a peça e energeticamente mais eficiente. Esse processo é adequado particularmente para secagem de produtos farmacêuticos, químicos, alimentares e outras utilizações, em que o excesso de calor destrói ou degrada o material. Esse processo ocorreu em baixa pressão, favorecendo a liberação e redução da umidade interna das peças. Foi utilizada uma bomba de vácuo a óleo, vacuômetro para aferição da pressão e um dessecador de vidro conectado por mangueira à bomba. As amostras foram colocadas no dessecador e deixadas em pressão de 400 mBar por 8 horas.

Os corpos de prova de escória de alto forno foram divididos em 4 grupos divididos em: polimerizados com tratamento superficial (PCT), sintetizados sem tratamento superficial (PST), não polimerizados com tratamento superficial (NPCT) e não polimerizados sem tratamento superficial (NPST). As demais amostras foram denominadas de EAC e EAP, para as de escória de aciaria de convertedor e de panela, respectivamente.

Dentro dos 4 grupos em que foi possível a utilização, têm-se 3 subgrupos, de acordo com a relação escória/solução (g/v), e cada subgrupo têm-se 5 amostras. Os dados coletados nos ensaios passaram por uma análise estatística, com a finalidade de verificação das diferenças significantes entre as médias dos resultados obtidos nos ensaios mecânicos e balísticos.

3.4 Polimerização *in situ*

A última etapa da elaboração dos corpos de prova geopoliméricos foi o processo de polimerização *in situ*. Essa técnica se baseia na inserção do material inorgânico no meio reacional; que se trata da mistura do iniciador com o monômero, antes do início da reação, para que ocorra uma possível compatibilização, entre os materiais e se obtenha a dispersão homogênea do polímero na interface e interior do material após o tratamento superficial do material inorgânico, através da interface das partículas funcionalizadas com o ácido graxo de cadeia longa (ácido oleico). Por meio dessa técnica é possível que ocorra o crescimento das cadeias do polímero no interior da estrutura da porosidade existente no material inorgânico (LINS, 2010).

A síntese do polímero foi conduzida a partir da adição de 1% de p/p de iniciador (peróxido de benzoíla) no monômero de MMA. Essa mistura foi colocada em um recipiente fechado em banho de silicone. Com o auxílio de uma chapa aquecedora com agitação, assim ocorreu o processo de polimerização do monômero em temperatura de 90°C por 15 minutos para formação do polímero. Após a síntese, a solução foi vertida sobre as peças, em seguida as amostras foram levadas a uma estufa à 40°C por 24 horas, para que o processo de polimerização fosse finalizado.

3.5 Espectroscopia de fluorescência de raios X (XRF)

A composição química da escória de alto forno e dos geopolímeros produzidos foi determinada por espectroscopia de fluorescência de raios X (XRF). O ensaio foi realizado em um espectrômetro por fluorescência de raios X EDX-700 da Shimadzu. Essa técnica é considerada um método semiquantitativo, e foi realizado em atmosfera à vácuo. Os resultados obtidos estão apresentados na forma dos óxidos, que são identificados pelo aparelho como elementos químicos presentes.

3.6 Difractometria de raios X (XRD)

A difração de raios X é uma técnica não destrutiva que possibilitou a análise dos parâmetros estruturais cristalográficos dos materiais. A técnica foi utilizada para identificar as fases presentes nas amostras. Os difratogramas foram obtidos no difratômetro da marca PANalytical, modelo X'Pert MRD e analisados pelo software TOPAS-Academic versão 4.1. As análises foram feitas com os seguintes parâmetros: radiação Cu-K α , corrente de 40 mA e tensão de 45 kV, no intervalo de 2 θ de 10° a 90°, varredura com passo de 0,050° e tempo de coleta de 180 segundo por passo.

A determinação das fases cristalinas presentes nas amostras foi obtida através do refinamento pelo método Rietveld, que consiste na comparação do padrão de difração calculado e comparado com o padrão de difração medido experimentalmente das amostras obtidas (DINNEBIER et al, 2019). Essa técnica possibilitou extrair informações quantitativas acerca das fases presentes e a sua estrutura cristalina. As fases obtidas foram comparadas com fichas cristalográficas do banco de dados da *Inorganic Cristal Structure Databese* (ICSD). O parâmetro de refinamento goodness of fit (GOF) foi utilizado como um indicador de qualidade do método de ajuste Rietveld, sendo um demonstrativo da equivalência de 1,0 para um refinamento perfeito, e próximo a 5 para refinamentos otimizados (DINNEBIER et al, 2019).

3.7 Espectroscopia na região do infravermelho por transformada de Fourier (FTIR)

As análises em espectroscopia na região do infravermelho por transformada de Fourier (FTIR) foram realizadas através de um espectrômetro da marca Shimadzu, modelo Prestige-21, na região entre 4000-400 cm⁻¹, com resolução de 2,0 cm⁻¹ e, no mínimo, 20 varreduras por ensaio. Os espectros foram obtidos empregando-se a técnica de transmissão e utilizando-se pastilhas contendo KBr e as amostras a serem analisadas. A análise foi utilizada para caracterização da escória, dos geopolímeros e dos compósitos, a qual foi possível determinar os grupos funcionais das moléculas

presentes, por meio de um gráfico de número de onda por transmitância, mediante a interação do feixe eletromagnético na faixa do infravermelho incidente e a amostra.

3.8 Análise termogravimétrica (TG/DTG)

A análise de termogravimetria (TG) foi utilizada para medir a variação da massa das amostras durante o aumento da temperatura, sendo possível a observação de eventos importantes como: oxidação, evaporação, decomposição, absorção e dessorção de gás. Os eventos permitiram o estudo da cinética de degradação das amostras, mudança dos materiais cerâmicos e óxidos presentes. As medidas de variação de massa durante o ensaio e o teor de resíduos foram feitas com auxílio de uma termobalança. Através das curvas de TG, foi plotadas as curvas da derivada da TG (DTG), as quais exibiram todas as temperaturas de início e fim dos eventos que foram observados.

O ensaio foi realizado através de um analisador térmico Shimadzu DTG-60, tendo os seguintes parâmetros: corrida térmica de 25°C a 700°C, com taxa de aquecimento de 10°C/min, atmosfera inerte (N₂) sob fluxo de 50 ml/min para as amostras de escória de alto forno e uma corrida de 25°C a 1000°C para as amostras de escória de aciaria de panela e convertedor, utilizando os mesmos parâmetros de taxa, atmosfera e fluxo.

3.9 Calorimetria de varredura diferencial (DSC)

A partir da análise por calorimetria diferencial de varredura (DSC), foi possível identificação das temperaturas associadas aos eventos exotérmicos e endotérmicos do precursor e dos compósitos em estudo, assim como a perda de umidade e a degradação de alguns componentes estruturais, que serviram de indicativos para o comportamento térmico dos geopolímeros e dos compósitos. Esse ensaio consistiu

em um ciclo de aquecimento e resfriamento de 25 °C a 500 °C, com taxa de 10 °C/min em uma atmosfera inerte de N₂, com fluxo de 50ml/min.

3.10 Análise térmica diferencial (DTA)

A técnica aferiu a diferença de temperatura entre a substância de referência (termicamente estável) e a amostra a ser analisada. A variação de temperatura medida através dessa técnica é uma função da condutividade térmica e da densidade da amostra. Logo, a análise não é quantitativa em relação ao calor envolvido nas variações de temperatura. Sendo assim, os valores fornecidos se referem às temperaturas pelas quais ocorreram as transformações na amostra, e se as transformações foram endotérmicas ou exotérmicas (WAGNER, 2018).

Através das técnicas de TGA/DTG, DSC e DTA foi possível acompanhar as alterações físicas ou químicas das amostras e os fenômenos envolvidos durante a variação de temperatura. Essas alterações podem ser referentes às transições de fases, reações de desidratação, de dissociação, de decomposição, entre outras.

3.11 Microscopia eletrônica de varredura (SEM) e Espectroscopia de energia dispersiva (EDS)

Foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura com fonte de emissão de campo (FEG-SEM), da marca FEI modelo QUANTA FEG 250, para análise de superfície, microanálise elementar dos materiais precursores, e microestruturas dos compósitos. As amostras foram analisadas antes e após o ensaio balístico, onde se verificou a eficiência do processo de geopolimerização e polimerização *in situ*, os quais possibilitaram a visualização da existência de imperfeições nos corpos de prova, as superfícies da fratura, como também a porosidade das peças produzidas. Todas as amostras foram recobertas com ouro, pois as mesmas possuem propriedades de isolantes, o que ocasiona o acúmulo de carga elétrica do feixe primário gerando

artefatos na imagem, sendo assim o recobrimento favorece o nível de emissão de elétrons secundários, trazendo assim uma qualidade na geração da imagem. Juntamente com a análise do SEM, foram realizadas as análises de espectroscopia de raios X por dispersão de energia (EDS), da marca Bruker modelo EDS XFlash 5030, que consiste em uma caracterização química semiquantitativa.

3.12 Ensaio de porosidade - Arquimedes

A medida de porosidade das peças produzidas foi realizada de acordo com a norma NBR 16661:2017. Essa técnica se baseia no princípio de Arquimedes; as amostras foram pesadas em uma balança de marca Gehaka, modelo AG200. Segundo a norma, as amostras devem ter três massas pesadas: massa seca (m_s); massa imersa (m_i) e massa úmida (m_u). A massa seca foi verificada após a retirada das amostras da estufa por 2 horas; em seguida, todas as amostras serão submetidas à fervura por 1 hora em água destilada. Após esse passo a massa imersa da amostra imersa foi aferida, e assim por diante comparada com a massa úmida do material.

Após a coleta dos dados, sendo 5 amostras para cada grupo analisado, foi possível calcular o volume aparente (V_a), porosidade aparente (P_a), densidade aparente (D_a), densidade teórica (D_t) e densificação (D), através das equações abaixo. Adotou-se o valor de $1,0 \text{ g/cm}^3$ para a densidade da água ($\rho_{\text{ág}}$) utilizada no ensaio:

$$V_a = (m_u - m_i) / \rho_{\text{ág}} \quad \text{EQ.3.1}$$

$$P_a (\%) = [(m_u - m_i) / (\rho_{\text{ág}} \times V_a)] \times 100 \quad \text{EQ.3.2}$$

$$D_a = m_s / V_a \quad \text{EQ.3.3}$$

$$D (\%) = (D_a / D_t) \times 100 \quad \text{EQ.3.4}$$

3.13 Ensaio de compressão

O ensaio de compressão constitui uma das principais formas de avaliação das propriedades mecânicas dos materiais, sendo esse ensaio de curta duração e com aplicação de carregamento estático. O objetivo foi a verificação da tensão de ruptura do material para possibilitar a diferenciação com as possibilidades de aplicações dos compósitos. Os corpos de prova utilizados durante este ensaio tiveram as dimensões com a seção cilíndrica de 50 mm por 100 mm, com altura equivalente ao dobro do diâmetro, obedecendo a norma ASTM C773/16. Os ensaios de compressão foram realizados no laboratório de Engenharia de Transportes do Instituto Militar de Engenharia, com a máquina Pavitest Contenco modelo I-3058-D, com carregamento de 45 kN / min, onde foram ensaiados 5 corpos de prova para cada grupo de amostra

3.14 Ensaio balístico

O ensaio balístico teve como objetivo a verificação da capacidade ou poder de absorção de energia cinética das amostras. Através do ensaio foi possível a avaliação do comportamento balístico, tanto pela penetração total (quando não há um material de apoio dúctil ao fundo do alvo), quanto sem penetração total em corpos-de-prova que tiveram em sua parte posterior um material de apoio. Sendo assim, através deste ensaio foi possível determinar a energia cinética absorvida, como também avaliar o nível da proteção balística alcançada pela aferição da profundidade de penetração no anteparo de MDF. Todos os valores obtidos foram submetidos a análise estatística a fim de comparação da diferença entre as médias apresentadas.

O provete de ar comprimido utilizado da marca *Gunpower* modelo SSS, com cilindro de 300 bar e capacidade de 0,5 L, foi utilizado e o projétil de chumbo com massa de aproximadamente 3,2 g classificado com nível I e de 11,8 g, classificado com nível IIA de acordo com a NBR 15000 foram comumente utilizados. Os corpos de prova (5 amostras) sextavadas foram ensaiadas para cada grupo de avaliação.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Espectroscopia de fluorescência de raios X (XRF)

Através da análise, foi possível a comprovação que a escória de alto forno (EAF), escória de aciaria do convertedor (EAC) e aciaria de panela (EAP) utilizadas durante a pesquisa se tratam de precursores de materiais para a geopolimerização (TAB.4.1), pois apresentam diversos óxidos metálicos em maior parte de sua composição. Esses óxidos são necessários no processo de geopolimerização, como óxido de cálcio (CaO), sílica (SiO₂), alumina (Al₂O₃), respectivamente, como descrito por Duxson et al. (2007a), Singh et al. (2015) e Palankar et al. (2015), sendo possível a obtenção de uma razão considerável entre Si/Al para que ocorra a síntese.

TAB.4.1 Resultado de XRF da escória de alto forno

Analito	Resultado (at %)		
	EAF	EAC	EAP
CaO	47,96	53,58	51,47
SiO ₂	28,62	10,63	9,40
Al ₂ O ₃	13,07	1,49	6,92
SO ₃	3,80	0,21	4,61
MgO	3,66	4,08	9,30
Fe ₂ O ₃	0,92	25,65	15,99
MnO	0,56	2,55	1,84
TiO ₂	0,48	--	0,40

Observa-se que através dessa técnica é possível determinar a razão molar Si/Al, no caso da escória de alto forno essa razão é de 2,19. Logo o tipo de geopolímero pode ser classificado como polissiloxosialato (2:1). Segundo Davidovits (2015), a ligação Si-O-Al pode ser considerada o resultado da condensação do ortossilato com o ácido orto-silícico Si(OH)₄, no qual a sua rede pode se configurar da seguinte forma (FIG.4.1):

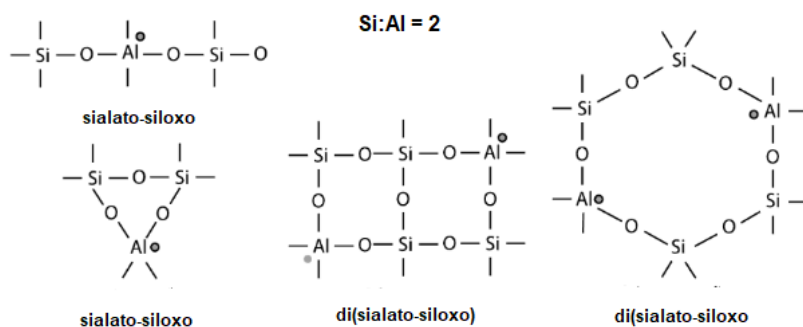


FIG.4.1 Representação da rede do geopolímero poli(sialato), no qual o átomo de Al é destacado com um ponto para Si/al = 2 (Davidovits, 2015)

Já a razão molar Si/Al para os geopolímeros de escória de aciaria de panela é de 1,36 e para os de aciaria de convertedor é de 7,13. Logo, o tipo de geopolímero pode ser classificado como polissialato (Si/Al 1:1) e ligação sialato (Si/Al > 3), respectivamente.

Segundo Davidovits (2015), a ligação Si-O-Al para o caso dos polissialato ocorre na forma de cadeia ou de anel de polímeros resultantes da policondensação do monômero, orto-sialato $(OH)_3\text{-Si-O-Al-(OH)}_3$. Já para o caso da ligação sialato designa a ponte Si-O-Al entre duas cadeias de polissiloxonato, polissilanol ou polissialato. Com referência à presente terminologia sobre geopolímeros de poli (sialato), talvez fosse preferível introduzir um sistema diferente com base no número de unidades siloxo Si-O, por exemplo: polissialato (Si:Al = 1); polissialato-1 (Si:Al = 2). A rede pode ser representada da seguinte forma (FIG.4.2):

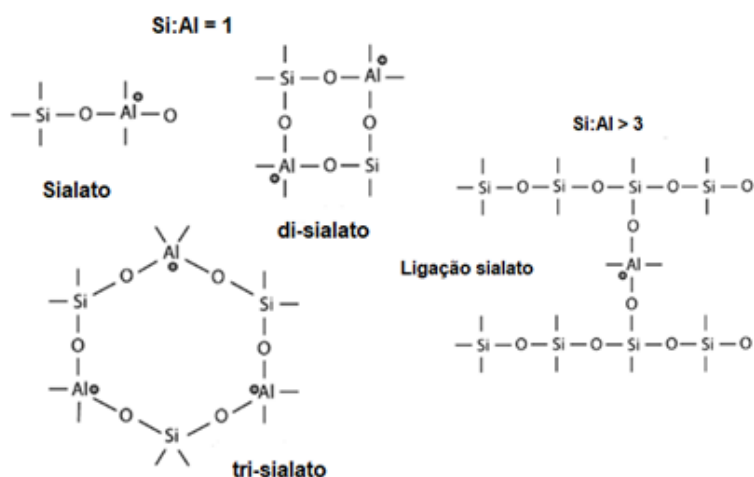
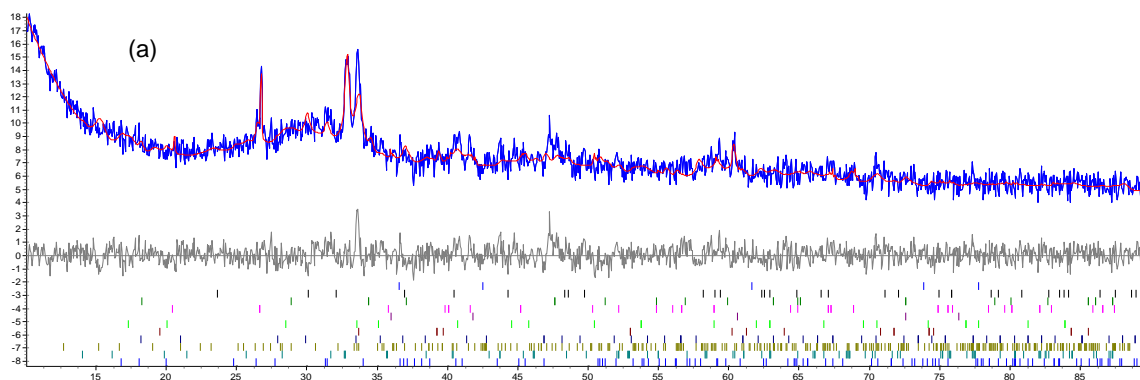


FIG.4.2 Representação da rede do geopolímero poli(sialato), no qual o átomo de Al é destacado com um ponto (Davidovits, 2015)

4.2 Difractometria de raios X (XRD)

A análise de XRD, juntamente com as demais técnicas, possibilitou a quantificação e a identificação das fases (PRANDEL et al., 2013). Por se tratar de uma amostra de origem metalúrgica, os resultados apresentados nessa técnica são dados semiquantitativos, devido à natureza híbrida do material. Os resultados das fases e percentuais presentes nas amostras encontram-se na no apêndice.

Os difratogramas das amostras foram indexados pelo software TOPAS-Academic versão 4.1, e para o refinamento foi utilizando o método Rietveld, que consiste na comparação dos dados experimentais com os dados teóricos através de ajustes matemáticos. Os dados experimentais foram representados pela linha em azul e os dados de ajuste pela linha em vermelho, e a diferença entre eles representada pela linha cinza. Os dados teóricos se baseiam em fichas cristalográficas, sendo utilizadas fichas do banco de dados do *Inorganic Crystal Structure Database* (ICSD). Assim, através dos ajustes realizados foi possível determinar as fases presentes. A FIG.4.3 (a) mostra a composição complexa da escória de alto forno, que contém as fases descritas na TAB.8.1 do apêndice, tendo o valor de GOF de 1,30. Nas FIG.4.3 (b) e (c) são apresentadas as composições complexas da escória de convertedor e de panela, que contém as fases descritas na TAB.8.2 do apêndice nos quais o valor de GOF foi de 1,57 e 1,68, respectivamente.



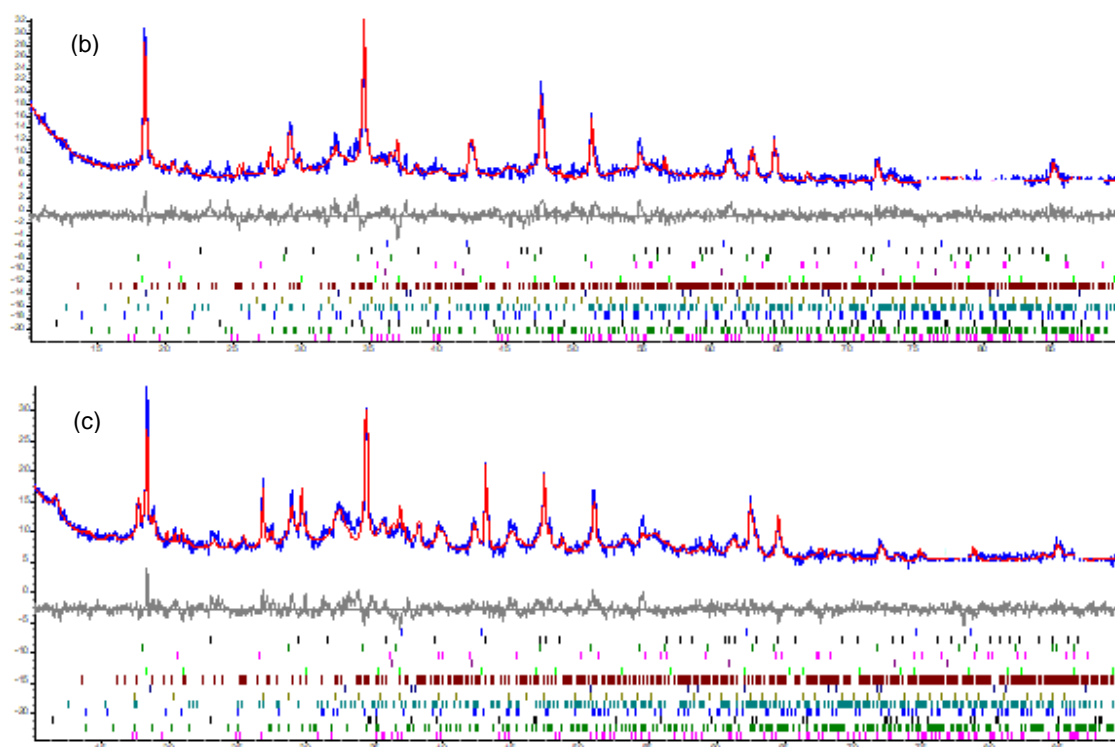
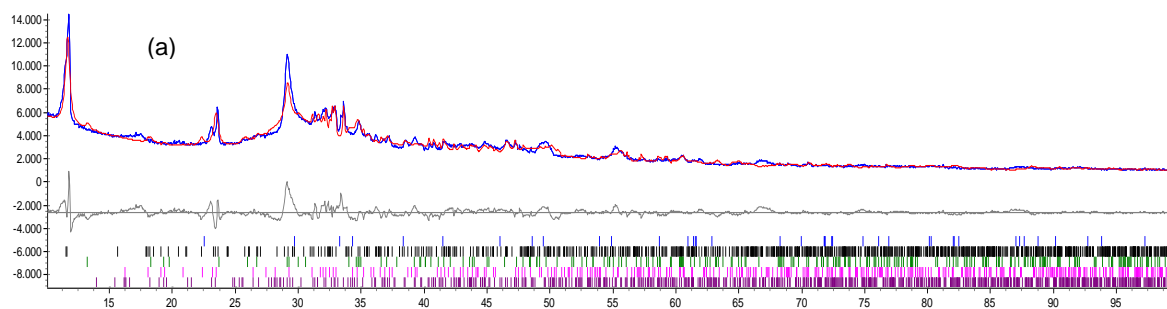


FIG.4.3 Difratoograma das amostras de escória de alto forno (a), escória de aciaria de convertidor (b) e escória de aciaria de panela (c), respectivamente

Após o processo de geopolimerização da escória de alto forno, foi possível observar que nos demais difratogramas ocorreram o surgimento de picos de difração próximos a 12° e 29° (2θ), nas FIG.4.4 (b) (c) e (d). Tal evento aponta que ocorreu o processo de geopolimerização, ou seja, a reação física e química entre o componente de escória de alto forno e a solução alcalina (BAI et al., 2018; ABDOLLAHNEJAD et al., 2019).



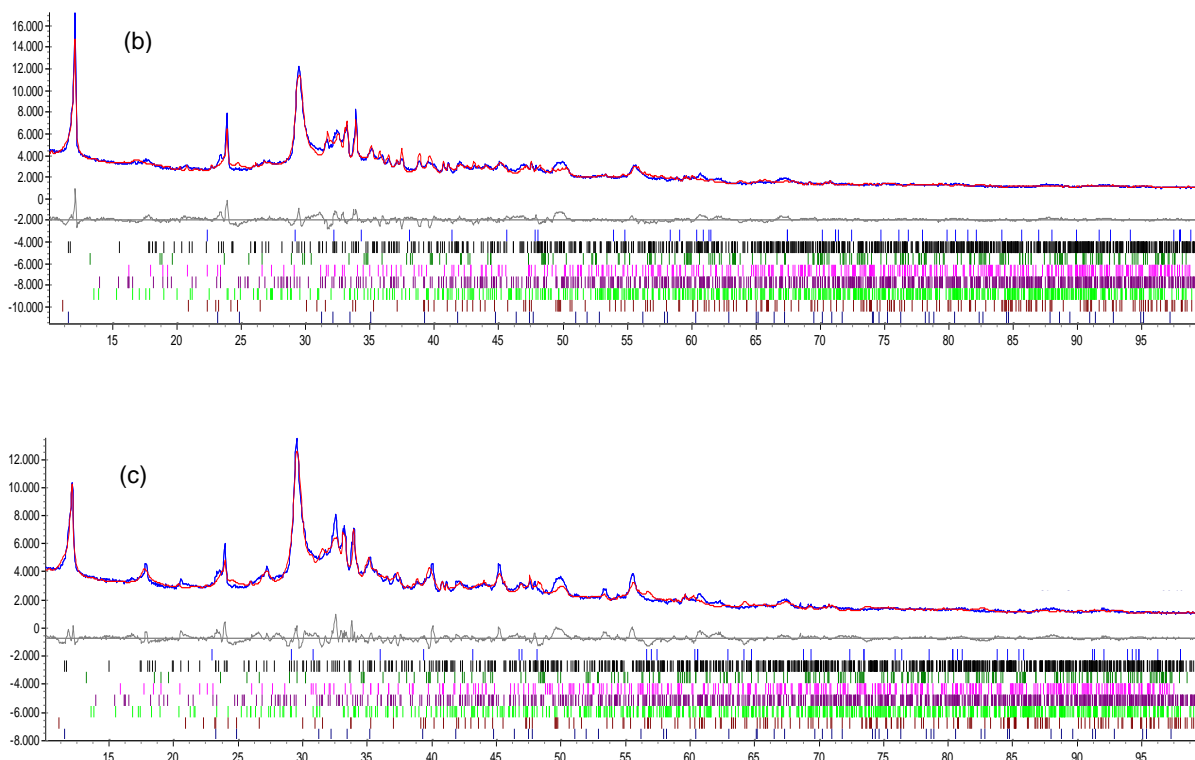
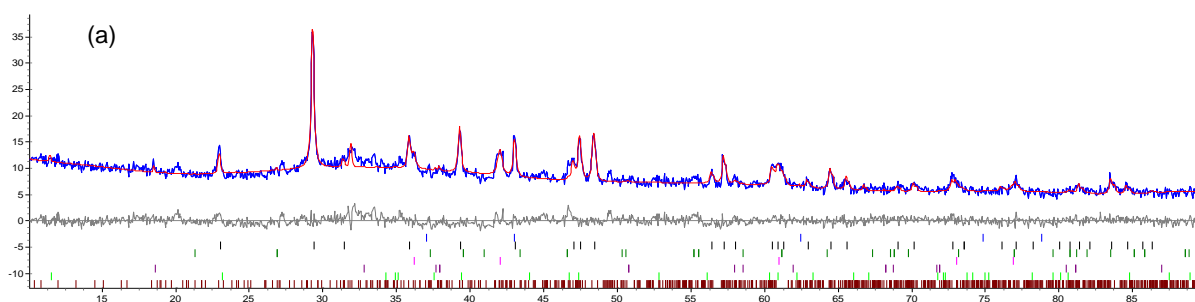


FIG.4.4 Difratoograma das amostras de geopolímero NPST 1.2 (a), geopolímero NPST 1.4 (b) e geopolímero NPST 1.6 (c), respectivamente

Esse mesmo evento ocorreu nas amostras geopoliméricas de EAC e EAP, como o surgimento do pico próximo a $29^\circ(2\theta)$, como é mostrado nas FIG.4.5 e FIG.4.6. Observa-se que há uma mudança na forma do difratogramas, tal fato se deve as fases serem distintas e ricas em Fe, corroborando com os resultados apresentados no XRF.



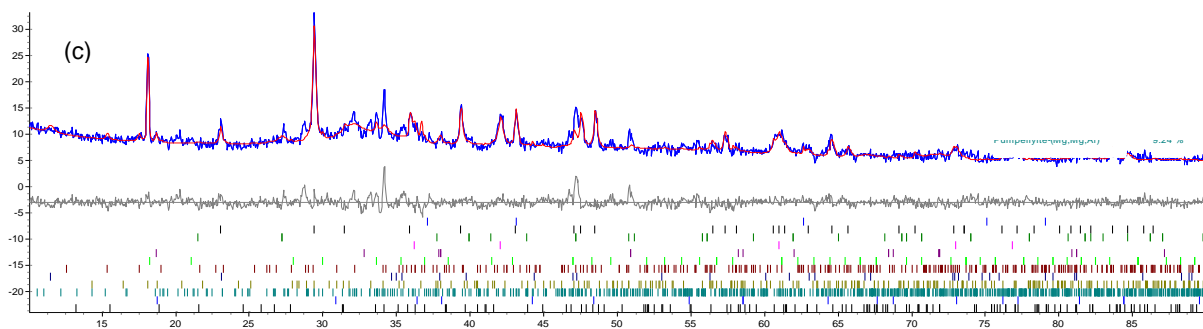
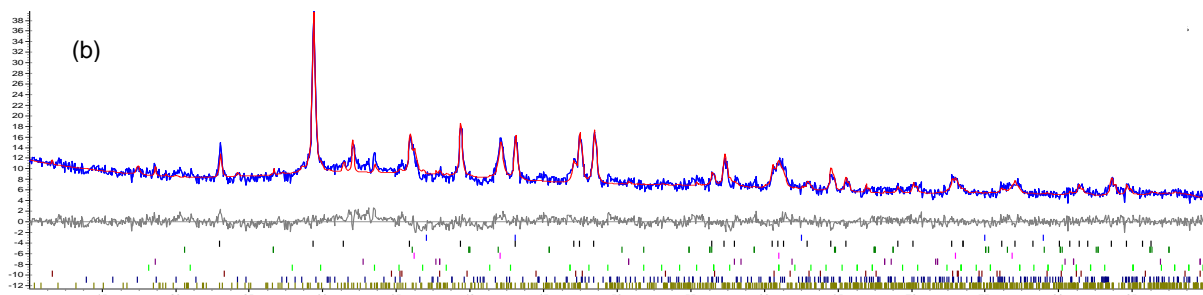
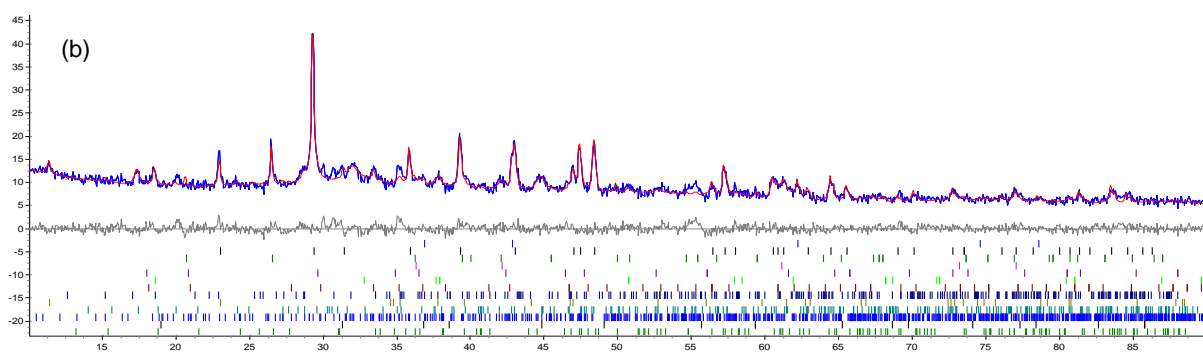
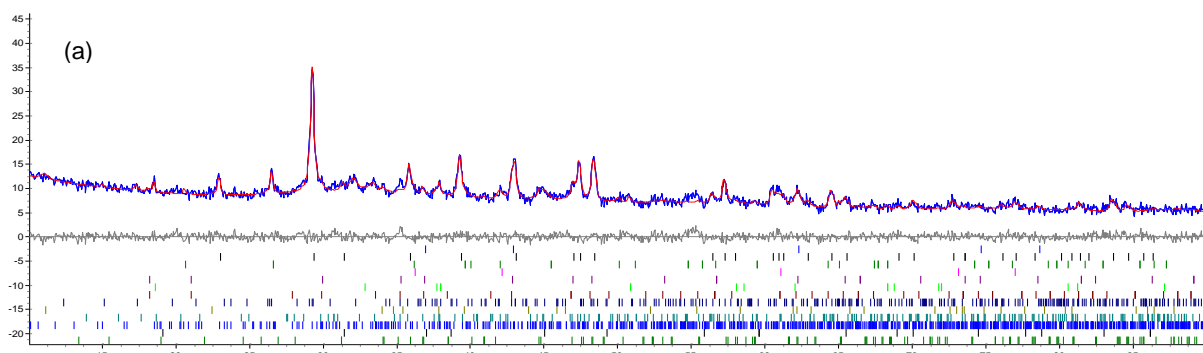


FIG.4.5 Difratoograma das amostras geopoliméricas EAC 1.2 (a), EAC 1.4 (b) e EAC 1.6 (c), respectivamente



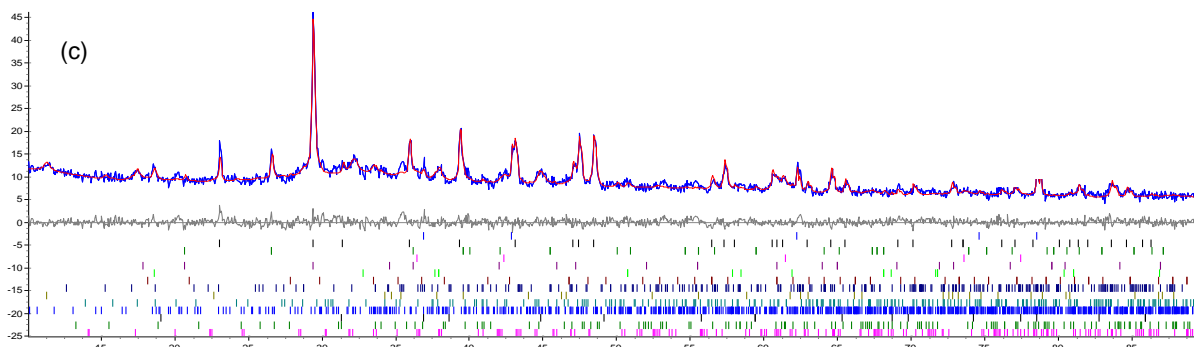
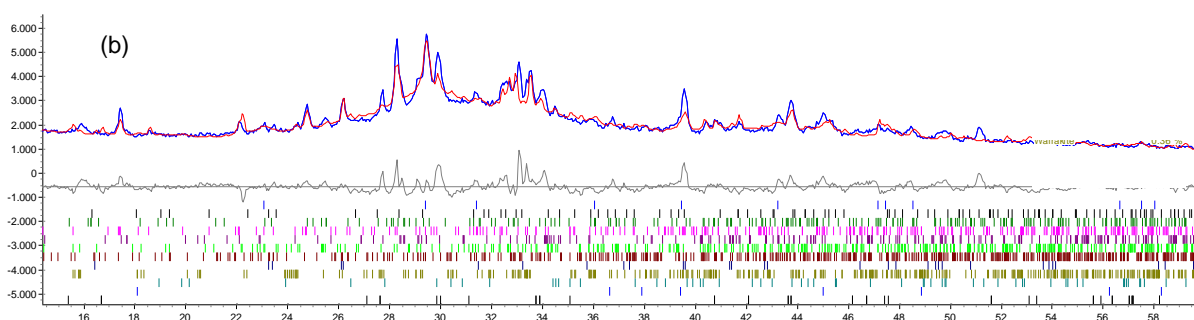
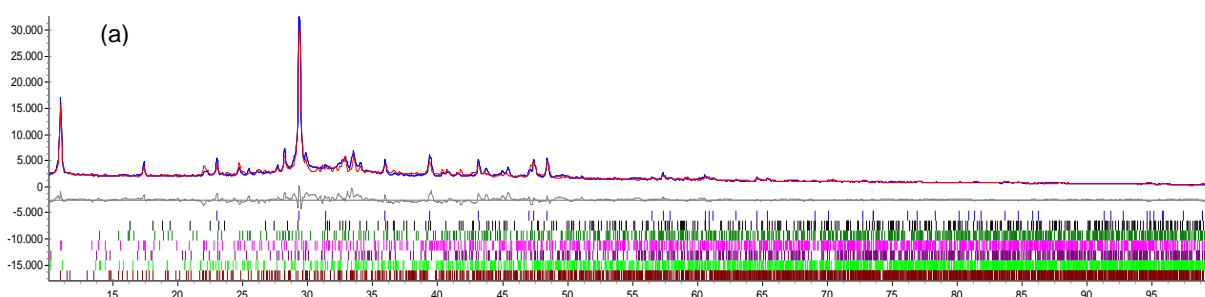


FIG.4.6 Difratoograma das amostras de geopoliméricas EAP 1.2 (a), EAP 1.4 (b) e EAP 1.6 (c), respectivamente

Logo, é possível observar que a razão Si/Al presente nos materiais precursores (escórias), assim como o percentual distinto das fases presentes nas escórias possibilitaram um rearranjo cristalográfico diversificado, os quais foram comprovados pela apresentação de difratogramas e suas fases distintas.

Em relação às amostras de escória de alto forno tratadas, foi observado que a incorporação do ácido oleico introduziu uma modificação na morfologia dos geopolímeros (FIG.4.24 e FIG.4.27), assim como uma alteração na sua organização estrutural, o que apresentou um difratograma diferente, com picos distintos em relação às amostras não tratadas (FIG.4.7).



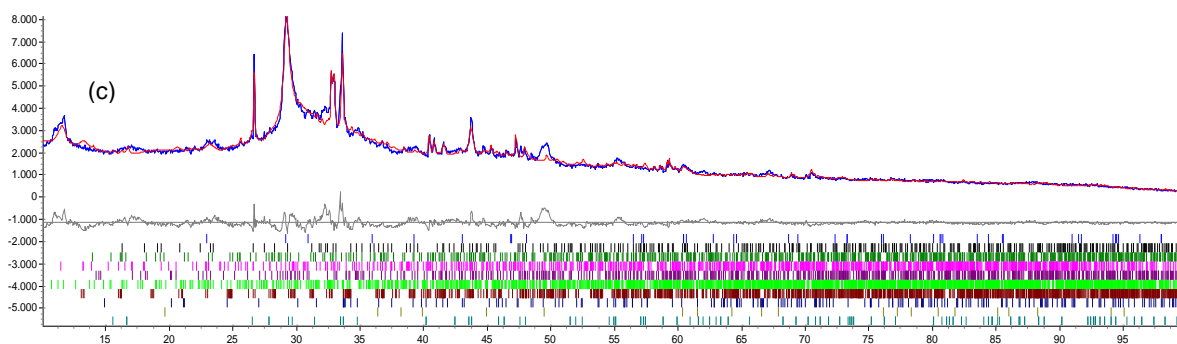


FIG.4.7 Difratoograma das amostras de geopolímero NPCT 1.2 (a), geopolímero NPCT 1.4 (b) e geopolímero NPCT 1.6 (c), respectivamente

As amostras geopoliméricas de escória de alto forno apresentaram em suas análises de difração, o alargamento dos picos entre os ângulos de 30° a 35° (2θ), que pode ser denominada como banda nanocristalina das amostras. Cristalitos com tamanhos inferiores a $1\ \mu\text{m}$ são responsáveis pelo alargamento dos picos de difração e redução da intensidade (CULLITY; STOCK, 2014), como podem ser observados na evolução dos difratogramas nas FIG.4.4 e FIG.4.7.

Outro ponto importante a ser destacado sobre o processo de geopolimerização das amostras, é a redução do percentual da fase calcita, que foi majoritária nos materiais precursores, o que pode ser um indicativo da geopolimerização, ou seja, a reorganização da estrutura cristalina que foi proposta neste estudo (olhar tabelas do apêndice). As amostras proporção 1.2 possuíram o maior percentual da presença da calcita, o que pode indicar que parte da escória não foi reagida (FIG.4.24 (a), FIG. 4.25 (a) FIG.4.26 (a)), esse efeito pode ter influenciado na maior porosidade para as amostras não polimerizadas (FIG.4.30), tal fato pode ser visto posteriormente através do ensaio de Arquimedes (TAB.4.4).

Mesmo que o PMMA seja um polímero amorfo, o seu difratograma (FIG.4.8) apresentou alguns picos largos próximos de 13.20 , 31.04 , 43.20 , correspondem ao padrão de difração dos planos (111), (112) e (211), respectivamente (GHAMARI e GHASEMIFARD, 2016; RAMESHKUMAR et al., 2017). Tal efeito ocorreu devido o plano (111) corresponder ao empacotamento ordenado das cadeias poliméricas, e os planos (112) e (211) corresponderem a ordenação dentro das cadeias principais (SHOBHANA, 2012; HATANAKA et al., 2016; KHAIRY et al., 2017).

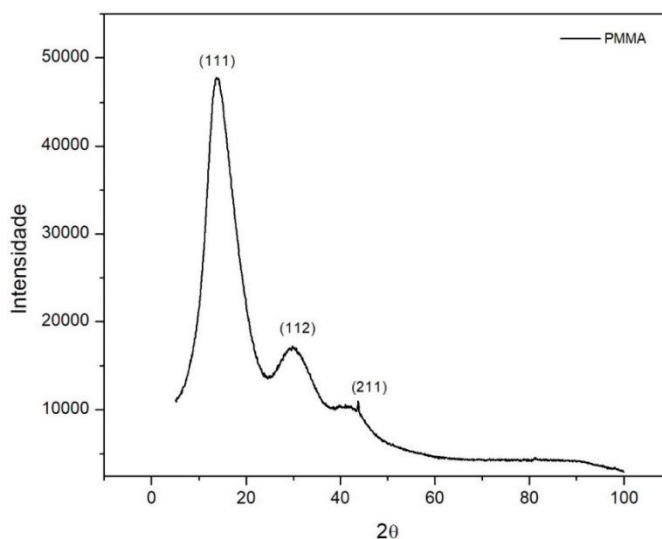


FIG.4.8 Difratograma do PMMA

Para as amostras polimerizadas com e sem tratamento, o halo amorfo do polímero sobrepõe todos os picos presentes nas amostras, logo não foi realizado o refinamento nessas amostras. Este efeito é um indicativo da presença do polímero na amostra.

Com a técnica também foi possível fazer uma comparação com a densidade obtida pelo método de refinamento e a densidade teórica. Os valores obtidos para as densidades foram próximos aos valores teóricos, tendo uma variação média de 9%. Por exemplo, a fase calcita, no qual pelo refinamento exibiu uma densidade de 2,71 g/cm³ e pelo método teórico uma densidade de 2,69 g/cm³, e o mesmo ocorreu para a fase da wuesita, na qual pelo refinamento exibiu uma densidade de 6,03 g/cm³ e pelo método teórico uma densidade de 5,97 g/cm³. Tal proximidade dos valores demonstrou que a quantificação das fases presentes foi adequada.

4.3 Espectroscopia na região do infravermelho por transformada de Fourier (FTIR)

A espectroscopia de absorção no infravermelho foi utilizada para caracterização da escória de alto forno com e sem tratamento superficial, assim como as escórias de aciaria. Através dessa técnica, foi possível determinar os grupos funcionais presentes nos materiais, permitindo uma análise qualitativa do tipo de ligação química, como também verificar se o tratamento superficial com ácido oleico foi eficiente.

A escória de alto forno (EAF) apresentou um espectro com principais bandas em 2926 cm^{-1} devido a vibração do silicato hidratado de cálcio (GUAN et al., 2013), 2854 cm^{-1} que corresponde ao alongamento simétrico da calcita (ÂNGULO-RAMÍREZ et al., 2017), 913 cm^{-1} que corresponde a ligação Si-O-Si (DŽUNUZOVIĆ et al., 2017), 682 e 513 cm^{-1} devido a ligação Si-O-Al e a ligação Si-O-Si, respectivamente (YASIPOURTEHRANI et al., 2017). Essas bandas indicam sua natureza rica em aluminossilicatos, as demais bandas identificadas se encontram na TAB.8.7 do apêndice.

Já a escória de alto forno que foi submetida ao tratamento superficial, além das bandas característica da escória (TAB.8.7), apresentou um espectro com as seguintes bandas: 1458 cm^{-1} devido as vibrações dos grupos CH_2 e CH e do grupo carboxilato (reação da hidroxila superficial da escória e a carboxila presente no ácido oleico) (YANG et al., 2010). Além disso o ácido oleico favoreceu um aumento da transmitância para os picos de 2926 e 2854 cm^{-1} , o que se pode conjecturar, que são nesses picos onde há maior influência do tratamento superficial. Pois a interação entre a escória e o ácido oleico ocorreu através de ligação covalente entre os grupamentos hidroxila contidas na escória (banda 2926 cm^{-1}) e os grupamentos carboxila do ácido oleico (banda 1458 cm^{-1}) (PEREIRA, 2017) Todas essas novas bandas surgiram mediante a interação do ácido oleico e a escória (FIG.4.9).

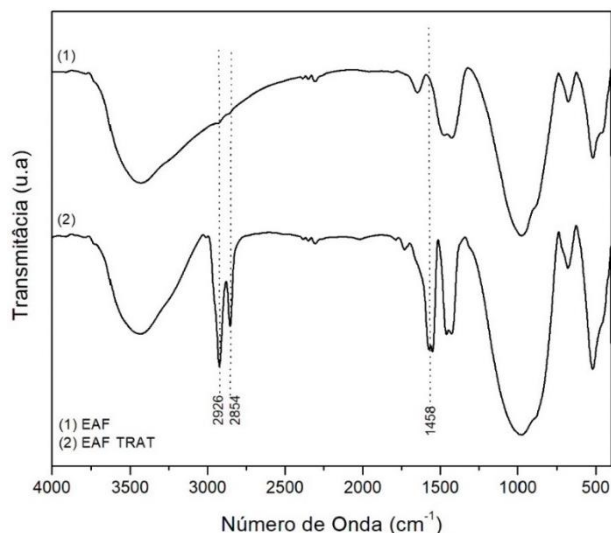


FIG.4.9 Espectro de FTIR escória de alto forno sem tratamento (1) e com tratamento (2)

A escória de aciaria (EAC e EAP) apresentaram um espectro (FIG.4.10) com as principais bandas em 2903 cm^{-1} devido ao alongamento simétrica da calcita e ao alongamento do silicato de cálcio hidratado (GUAN et al., 2013), 1280 cm^{-1} que corresponde ao alongamento simétrica do SiO_4 tetraédrico (PARK et al., 2012), 981 cm^{-1} devido ao estiramento Si-O dos silicatos e as vibrações do oxidróxidos de alumínio presente no $\text{Al}(\text{OH})_3$ e oxidróxidos de ferro presente na hematita (NAVARRO et al., 2010), 912 cm^{-1} devido a ligação SiO_4^{4-} proveniente da estrutura do aluminossilicato (SOWMYA e SANKARANARAYANAN, 2004; MOHASSAB e SOHN, 2014) e 755 cm^{-1} que corresponde ao alongamento Al-O presentes nos silicatos, Al_2O_3 e aluminatos (espinela, mayenita ou aluminato tricálcico) (NAVARRO et al., 2010). Essas bandas indicam sua natureza rica em aluminossilicatos e ferro, as demais bandas identificadas se encontram na TAB.8.8 do apêndice.

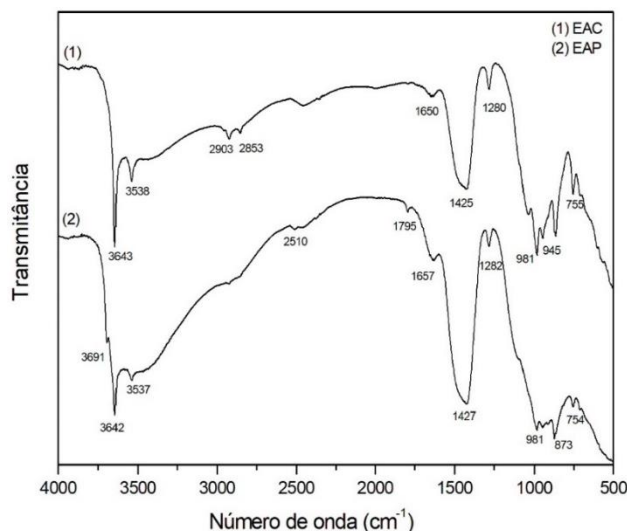


FIG.4.10 Espectro de FTIR das escórias de aciaria de convertedor (EAC) e de panela (EAP)

Os geopolímeros de escória de alto forno sem tratamento superficial (NPST) apresentaram um espectro (FIG.4.11) com as principais bandas em 951 cm^{-1} que corresponde ao estiramento do Si-O-Si (WANG et al., 2014b) e a vibração do Al da rede do geopolímero (DŽUNUZOVIĆ et al., 2017; YASIPOURTEHRANI et al., 2017; YUELIN et al., 2017), 713 cm^{-1} devido as vibrações C-O presentes na calcita (WANG et al., 2014b) e ao alongamento assimétrica do tetraedro $[\text{AlO}_4]$ (YUELIN et al., 2017), 671 cm^{-1} devido as ligações Si-O-Al a partir de SiO_4 e AlO_4 tetraédrico (WANG et al., 2014b; YUE et al., 2014; ANGULO-RAMÍREZ et al., 2017; YUELIN et al., 2017) e 603 cm^{-1} que corresponde ao alongamento assimétrica do tetraedro $[\text{AlO}_4]$ (WANG et al., 2014b; YUELIN et al., 2017), que indicam a reorganização na estrutura do material precursor, ou seja a formação da rede do geopolímero. As demais bandas identificadas se encontram na TAB.8.9 do apêndice.

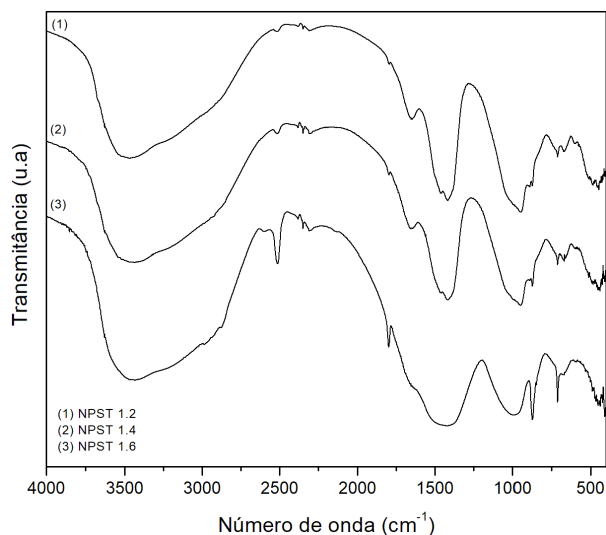


FIG.4.11 Espectro de FTIR dos geopolímeros NPST

Observa-se que a intensidade das bandas em 2512, 1798, 872 e 679 cm^{-1} na amostra NPST 1.6 foi maior em relação as demais. Isso se deve a maior quantidade de escória, o que possibilitou a aceleração da reação de hidratação e dissolução da escória formando os íons Si^{4+} , Al^{3+} e Ca^{2+} , o que indica uma melhor formação da estrutura final no processo de geopolimerização (ABDEL-GAWWAD e ABO-EL-ENEIN, 2016).

Em relação aos geopolímeros produzidos (EAC e EAP) estes apresentam um espectro (FIG.4.12) com as principais bandas em 981 cm^{-1} devido ao estiramento Si-O dos silicatos e as vibrações do oxidróxidos de alumínio presente no $\text{Al}(\text{OH})_3$ e oxidróxidos de ferro presente na hematita, 755 cm^{-1} que corresponde ao alongamento Al-O presentes nos silicatos, Al_2O_3 e aluminatos (espinela, mayenita ou aluminato tricálcico) (NAVARRO et al., 2010) e 530 cm^{-1} devido ao estiramento assimétrico do Si-O-Si e o estabelecimento da ligação Al-O-Si (WANG et al., 2014b; YUE et al., 2014; ANGULO-RAMÍREZ et al., 2017; YUELIN et al., 2017). As demais bandas identificadas se encontram na TAB.8.10 do apêndice.

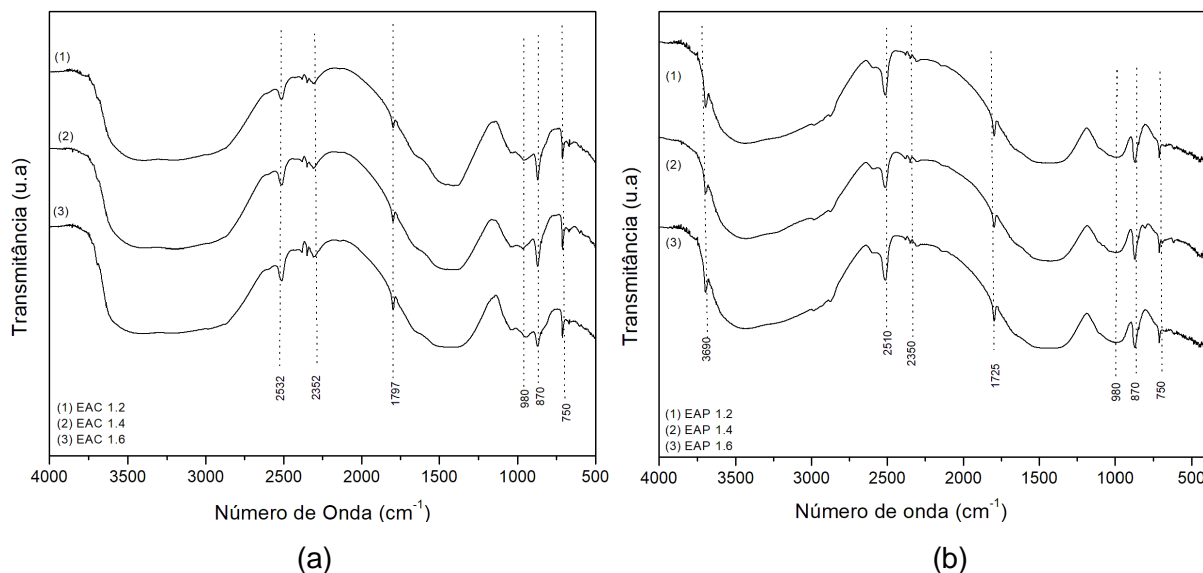


FIG.4.12 Espectro de FTIR dos geopolímeros EAC (a) e EAP (b)

Observa-se que ocorreu um alargamento do pico na região em torno de 3600 a 3200 cm^{-1} devido à forte interação da hidroxila resultante da água usada na solução alcalina, sendo isso favorecendo uma maior interação entre as hidroxilas dessa banda e a possibilidade de criação de ligação de hidrogênio, logo aumentando o sinal de resposta nesse tipo de técnica.

A ocorrência do pico na região de 2350 cm^{-1} (banda de adsorção de CO_2), em todas as amostras geopoliméricas das escórias de aciaria, é um possível indicativo do uso desse tipo de material como absorvedor de gases, principalmente o CO_2 .

Já aos geopolímeros de escória de alto forno com tratamento superficial (NPCT) (FIG.4.13), além de apresentar as bandas característica dos geopolímeros sem tratamento (TAB.8.9), apresentou as bandas de 2926 e 1460 cm^{-1} , já supracitadas no texto como bandas características do ácido oleico.

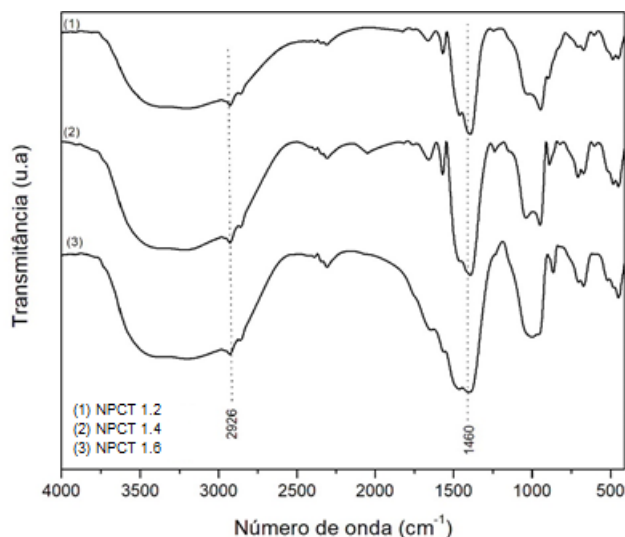


FIG.4.13 Espectro de FTIR dos geopolímeros NPCT

Entretanto, as bandas dos espectros de FTIR dos respectivos geopolímeros indicaram a atuação do ativador utilizado (KOH) durante a geopolimerização, em que a presença dos cátions de K^+ possibilitou a formação de ligações com outros grupamentos durante a dissolução em solução aquosa. As seguintes banda de absorção foram apresentadas em 710 e 1270 cm^{-1} (forte vibração de estiramento simétrico de $K-O-S=O$); 845 cm^{-1} (fraca vibração de estiramento assimétrico axial de $K-Mn=O$); 990 cm^{-1} (forte vibração de estiramento simétrico de $K-Si-O$); 1100 cm^{-1} (forte vibração de estiramento assimétrico $K-O-S-O$); 1450 cm^{-1} (vibração forte de estiramento simétrico de $K-O-C=O$); 1630 cm^{-1} (forte vibração de estiramento simétrico do grupo hidroxila de $K-OH-C=O$); 2330 cm^{-1} (forte vibração de estiramento simétrico do grupo hidroxila de $K-OH-S=O$) e 2380 cm^{-1} (fraca vibração de estiramento simétrico do grupo hidroxila de $K-OH-C=O$) (MILLER e WILKINS, 1952; NAKAMOTO, 2009).

O PMMA puro apresentou um espectro (FIG.4.14) com as principais bandas em 1746 cm^{-1} que corresponde ao estiramento $C=O$ (DALMIS et al., 2019; LIU et al., 2019; HUSZANK et al., 2019), 1261 cm^{-1} devido ao estiramento $C-O$ (DALMIS et al., 2019; HUSZANK et al., 2019) e 790 cm^{-1} que corresponde ao estiramento CH_2 (DALMIS et al., 2019). As demais bandas identificadas se encontram na TAB.8.11 do apêndice.

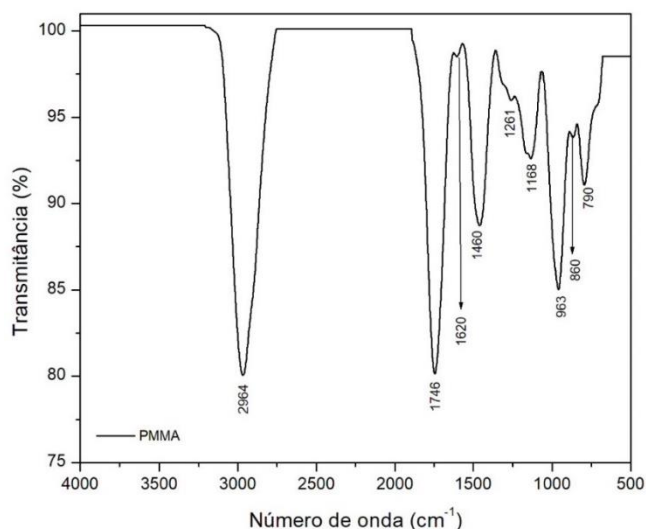


FIG.4.14 Espectro de FTIR do PMMA puro

Na FIG.4.15 (a) e (b) estão exibidos os espectros dos compósitos geopolímeros polymerizados sem tratamento (PST) e polymerizados com tratamento (PCT), respectivamente. Observa-se que o tratamento favoreceu uma maior interação entre a matriz cerâmica e o polímero, tal fato pode ser visto no surgimento de mais bandas referentes ao polímero e de maior intensidade no sinal, como por exemplo as bandas em 1740, 1620, 1260 e 725 cm^{-1} , além de exibir as bandas características do ácido oleico nas bandas de 2930 e 1450 cm^{-1} . As demais bandas identificadas se encontram na TAB.8.12 para as amostras PST e TAB.8.13 pra as amostras PCT do apêndice.

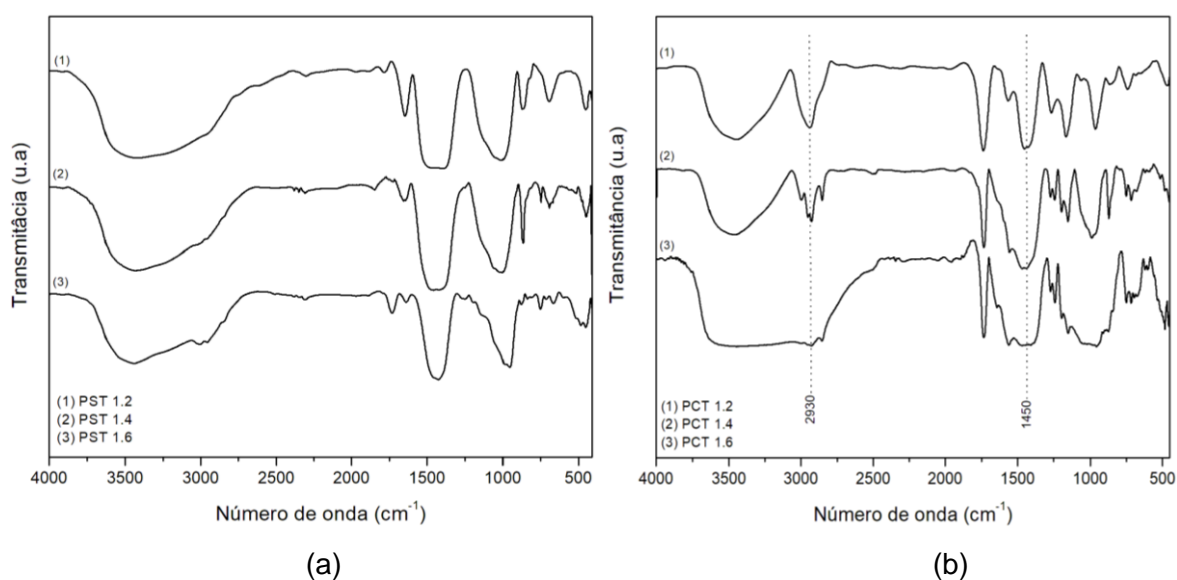


FIG.4.15 Espectro de FTIR dos geopolímeros PST (a) e Espectro de FTIR dos geopolímeros PCT (b)

4.4 Análise termogravimétrica (TG/DTG) e análise térmica diferencial (DTA)

O ensaio de termogravimetria (TGA) permite a avaliação do comportamento térmico dos materiais através da variação da massa da amostra durante o aquecimento, no qual as variações da massa foram feitas com auxílio de uma termobalança. A partir dessa análise, foi possível verificar pontos importantes da degradação térmica dos materiais como: temperatura máxima de degradação e teor em percentual de resíduo. Já a análise de (DTA), permitiu verificar a temperatura de máxima taxa em que ocorreu o evento evidenciado na curva de TG.

Nas FIG.4.16 (a) e FIG.4.17 (a) e (c) estão exibidos os resultados das análises termogravimétricas (TGA), enquanto nas FIG.4.16 (b) e FIG.4.17 (b) e (d) são mostrados os resultados dos ensaios de análise termogravimétrica diferencial (DTA) da escória, dos geopolímeros sem tratamento (NPST) e dos geopolímeros com tratamento (NPCT), respectivamente, durante o aquecimento até 700°C. Já na FIG.4.18 são exibidas as curvas de TG e DTA do polímero (PMMA), e na FIG.4.19 (a) e (b) são apresentadas as curvas dos compósitos sem tratamento superficial (PST) e a FIG.4.19 (c) e (d) com tratamento (PCT), respectivamente, como também na TAB.4.2 são descritos os principais pontos observados nesses ensaios.

TAB.4.2 Comportamento térmico das amostras por TGA e DTA

AMOSTRA	TGA (T_{onset})				DTA ($T_{máx}$)		
	$T_1(^{\circ}C)$	$T_2(^{\circ}C)$	$T_3(^{\circ}C)$	RESÍDUO (%)	$T_1(^{\circ}C)$	$T_2(^{\circ}C)$	$T_3(^{\circ}C)$
EAF	50,35	483,36	612,59	95,54	50,29	173,80	---
NPST 1.2	58,70	300,41	655,50	71,48	67,38	241,46	655,50
NPST 1.4	62,35	301,07	673,94	72,27	60,55	248,77	662,04
NPST 1.6	54,51	303,20	683,89	72,48	55,80	250,79	662,70
EAFT	83,93	386,10	620,77	89,92	85,75	399,53	---
NPCT 1.2	72,42	306,26	570,30	76,67	74,14	320,72	514,62
NPCT 1.4	70,20	310,24	580,77	78,69	69,03	336,43	512,17
NPCT 1.6	64,43	314,35	650,36	88,57	63,40	366,04	527,71
PMMA	236,30	287,95	372,06	0,34	236,64	290,46	367,46
PST 1.2	272,65	361,14	414,55	69,99	54,57	317,82	364,11
PST 1.4	288,12	364,50	385,58	77,67	349,64	409,81	492,01
PST 1.6	240,13	362,90	461,48	83,65	60,85	280,06	380,55
PCT 1.2	296,65	369,61	412,05	29,87	---	350,76	417,21
PCT 1.4	299,75	368,83	410,15	34,60	313,66	394,53	518,36
PCT 1.6	310,62	378,78	418,05	46,34	81,55	371,25	541,60

Os resultados relacionados aos eventos de TGA e DTA para todas as amostras nas temperaturas T_1 próximas de 100°C foram atribuídos à desidratação do hidrato de silicato de cálcio e do hidrato de silicato de aluminato de cálcio (XUQUAN et al., 2016). Assim, para a temperatura T_2 do material precursor (escória de alto forno), o evento ocorreu próximo de 500°C , o que foi relacionado a desidratação da portlandita ($\text{Ca}(\text{OH})_2$), decomposição da hidrotalcita, desidroxilação da caulinita ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$) e a decomposição do MgO (DELHOMME et al., 2012; ANGULO-RAMÍREZ et al., 2017).

Observa-se, na FIG.4.16 (b), para o precursor com tratamento superficial, ocorreu um evento na temperatura próxima de 390°C (T_{AO}). Esse evento foi relacionado à volatilização do ácido oleico utilizado como compatibilizante entre a escória e o PMMA (RAMOS et al., 2015).

Em relação aos geopolímeros, os eventos de TGA e DTA relacionados a T_2 em temperaturas próximas a 300°C estão relacionados à desidratação e desidroxilação da rede do geopolímero. Os eventos para as temperaturas T_3 próximos de 700°C , em todas as amostras, estão relacionados a decomposição do carbonato de cálcio e decomposição do composto T-OH ($T = \text{Si}, \text{Al}$) (ABDEL-GAWWAD e ABO-EL-ENEIN, 2016; HUANG et al., 2016; ANGULO-RAMÍREZ et al., 2017). Observa-se que as amostras com tratamento superficial, apresentaram eventos nas temperaturas T_2 próximas de 360°C e estão relacionados a volatilização do ácido oleico utilizado como compatibilizante entre a escória e o PMMA (RAMOS et al., 2016; ANGULO-RAMÍREZ et al., 2017).

A relação entre a maior quantidade de resíduo gerada para amostra da escória de alto forno em comparação aos geopolímeros obtidos pode ser indicativa da absorção de água presente na solução alcalina durante processo de síntese pelos geopolímeros adquiridos, assim como a reação entre os materiais aluminossilicatos entre si e suas modificações. Também é possível verificar que o índice de incorporação do ácido oleico na carga tratada foi de 5,62%, devido a diferença de resíduo gerado para as amostras com e sem tratamento.

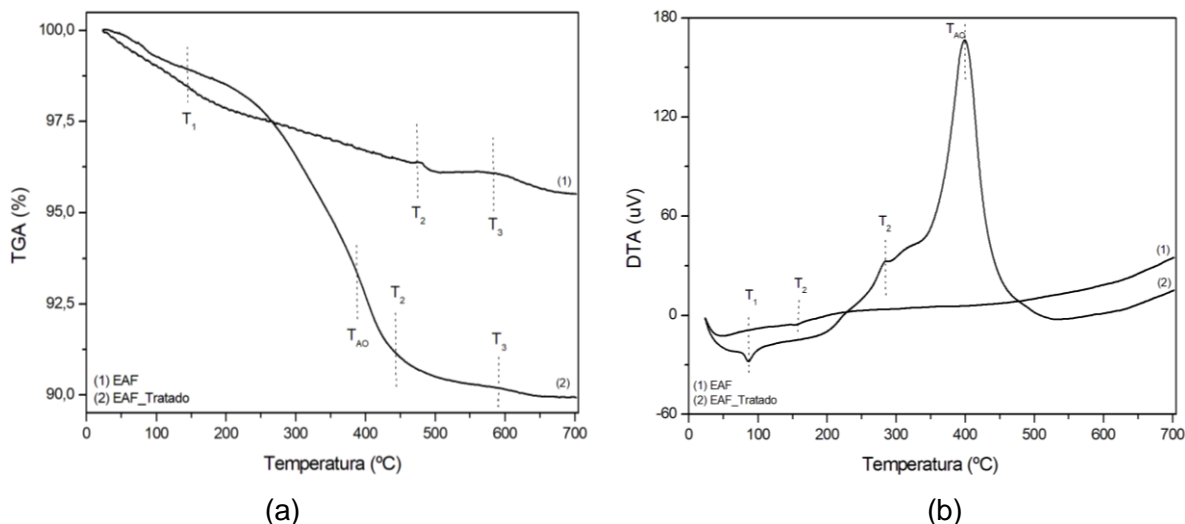


FIG.4.16 Gráfico de TGA (a) e DTA (b) da escória de alto forno não tratada (1) e tratada (2).

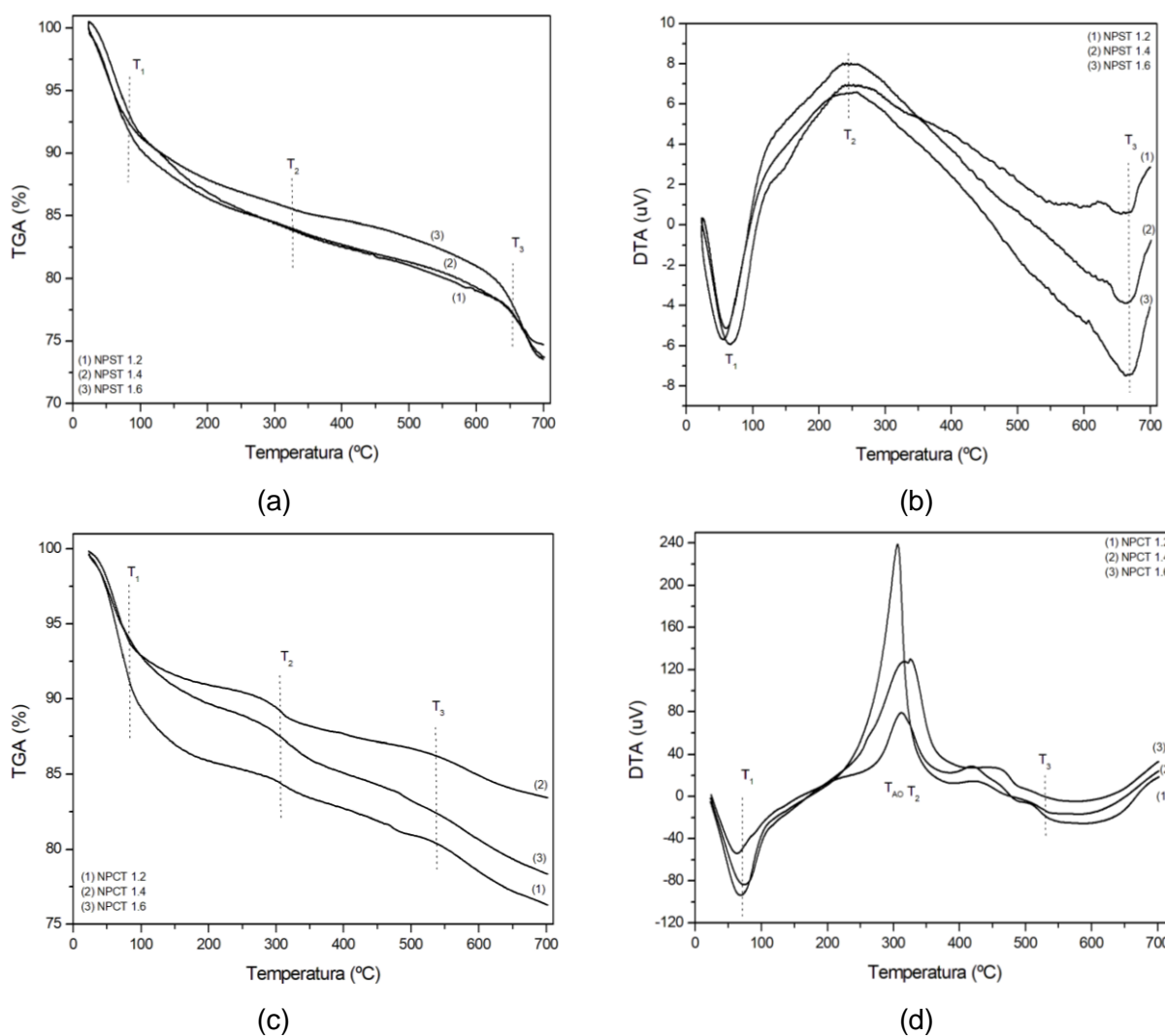


FIG.4.17 Gráfico de TGA dos geopolímeros NPST (a), gráfico de DTA dos geopolímeros NPST (b), gráfico de TGA dos geopolímeros NPCT (c) e gráfico de DTA dos geopolímeros NPCT (d).

Em relação ao PMMA, os eventos que ocorrem entre 150-250°C estão relacionados com a perda de massa oriunda da cisão das cadeias não saturadas. Os eventos próximos de 300°C estão relacionados à cisão das extremidades das cadeias insaturadas, e por fim os eventos próximos de 400°C estão relacionados à cisão aleatória da cadeia as macromoléculas de PMMA (FIG.4.18) (JUNIOR et al., 2014; SURESH et al., 2017). Observa-se também, que a degradação do PMMA ocorreu em três estágios, no qual as temperaturas supracitadas e na TAB.4.2, sendo que a perda de massa dessas etapas foram de 6,91%, 26,80% e 41,73%, para os ranges de temperaturas de 150-250°C, 300°C e 400°C, respectivamente.

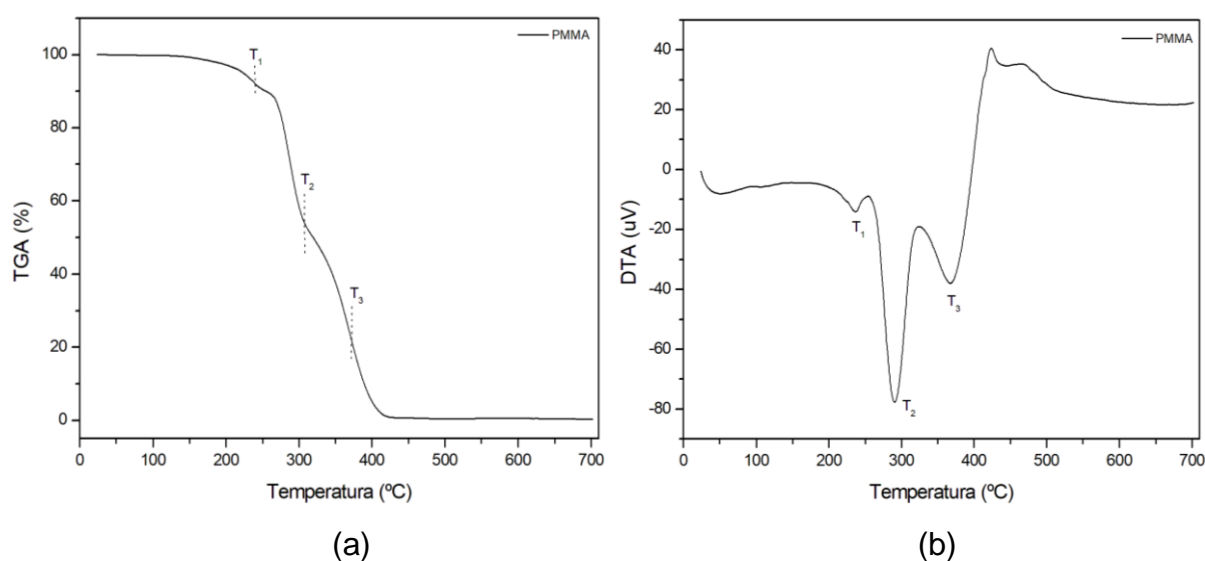


FIG.4.18 Gráfico de TGA do PMMA (a), gráfico de DTA do PMMA (b)

Nas amostras PST e PCT foi observada a presença da matriz cerâmica, que possibilitou um aumento da estabilidade térmica do polímero, sendo isso evidenciado no aumento das temperaturas registradas em relação da amostra de PMMA pura.

As amostras PCT apresentaram uma menor quantidade de resíduo em relação à PST. Tal evento pode estar relacionado ao tratamento superficial da carga cerâmica que possibilitou uma maior incorporação do polímero nos poros da peça cerâmica, já que as amostras com tratamento apresentaram uma maior porosidade; onde tais dados foram obtidos pelo ensaio de Arquimedes (TAB.4.4). Pode-se obter através do gráfico que os teores incorporados de polímero para as proporções de 1.2,1.4 e 1.6

com tratamento foram de 25,55, 17,87 e 11,89%, respectivamente. Já as amostras com tratamento foram de 60,05, 55,32 e 43,58%, o que mostra que o tratamento favoreceu uma maior interação entre a carga cerâmica e o PMMA, tendo um aumento em média de 34,55% de incorporação do PMMA na matriz cerâmica para todas as proporções.

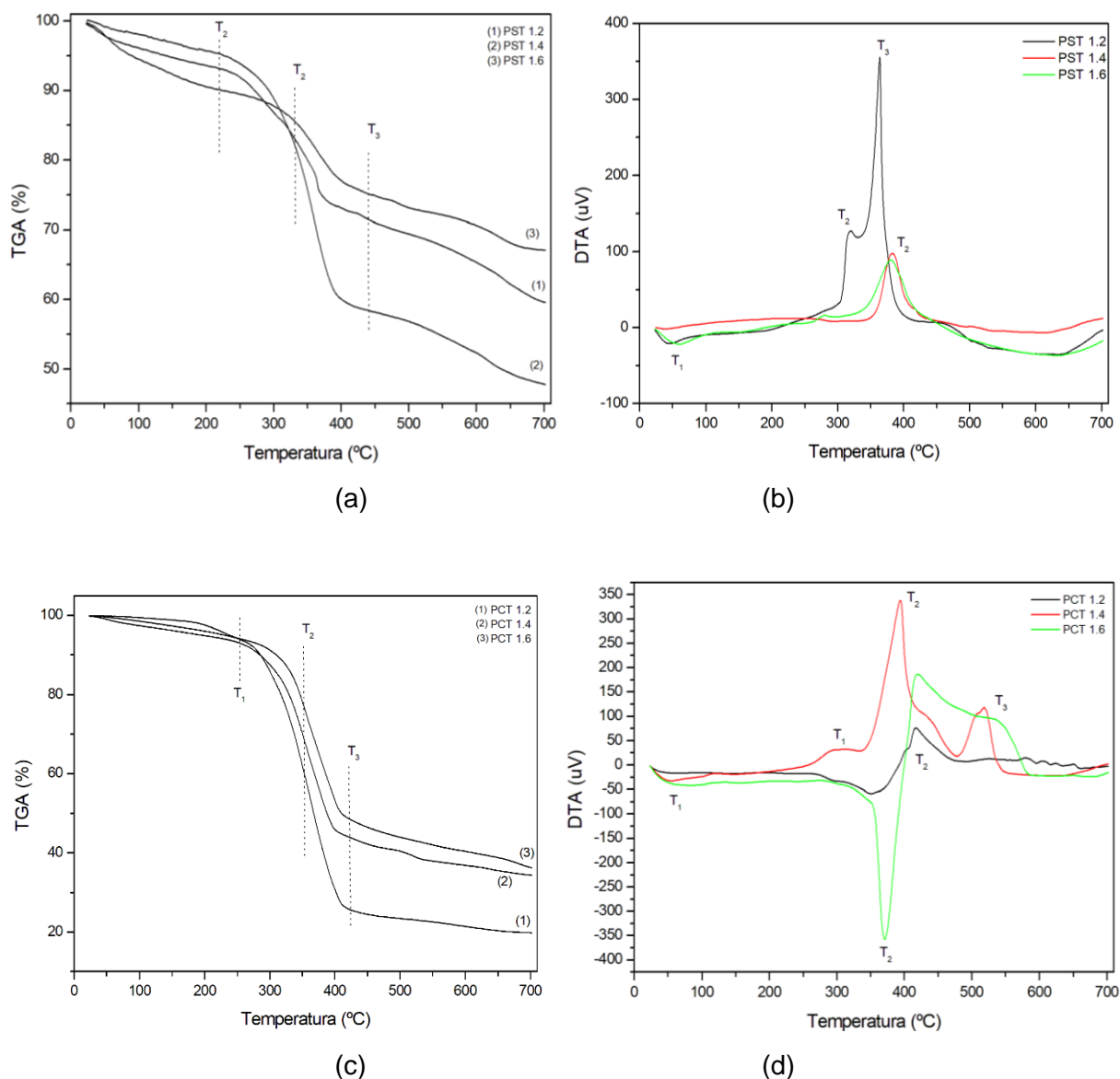


FIG.4.19 Gráfico de TGA dos geopolímeros PST (a), gráfico de DTA dos geopolímeros PST (b), gráfico de TGA dos geopolímeros PCT (c) e gráfico de DTA dos geopolímeros PCT (d).

As FIG.4.20 (a) e FIG.4.21 (a) mostram os resultados dos ensaios de análise termogravimétrica diferencial (DTA), enquanto as FIG.4.20 (b) e FIG.4.21 (b) apresentam os resultados das análises termogravimétricas (TGA) dos materiais precursores e dos geopolímeros sintetizados durante o aquecimento até 1000°C.

Os resultados relacionados aos eventos de DTA, pelas temperaturas T_1 não foram apresentadas nas curvas de ambas as escórias, entretanto para as amostras geopoliméricas de ambos os materiais precursores (escória de panela e convertedor) indicaram os eventos das temperaturas T_1 próximas de 100°C, o que foram atribuídos à desidratação do silicato de cálcio (CSH), do aluminato de cálcio e do hidróxido de cálcio (XUQUAN et al., 2016; ANGULO-RAMÍREZ et al., 2017). As temperaturas T_2 referentes às duas escórias estão relacionadas à desidratação da Portlandita (Ca(OH)_2) e decomposição da hidrocalcita ocorridas próximas de 400°C (DELHOMME et al., 2012; ANGULO-RAMÍREZ et al., 2017). Os eventos respectivos às temperaturas T_3 são apresentados em regiões próximas de 700°C, e são relacionados à decomposição dos carbonatos presentes em todas as amostras (XUQUAN et al., 2016; ANGULO-RAMÍREZ et al., 2017; KOVÁRÍK et al., 2017).

As curvas de termogravimetria (TGA) foram observadas para todos os materiais. Entretanto as curvas das temperaturas T_1 relacionadas às escórias foram visualizadas em temperaturas próximas de 400°C, enquanto para os geopolímeros as temperaturas foram deslocadas para patamares menores, próximos de 100°C. Esse efeito pode ser um indicativo da evaporação da umidade presente em todas as amostras geopolimerizadas.

A partir das análises entre as curvas de TGA de escórias e geopolímeros foi observada a maior perda de massa em T_1 nas temperaturas de 415°C e 408°C para as escórias de panela e convertedor, respectivamente. Esses eventos foram relacionados à decomposição da portlandita (Ca(OH)_2), da hidrocalcita, e do óxido de magnésio (MgO) (ANGULO-RAMÍREZ et al., 2017). Entretanto, as temperaturas T_1 que foram apresentadas pelos geopolímeros sintetizados foram atribuídas à perda gradual de água absorvida durante a geopolimerização, o que foi evidenciado pelo deslocamento das curvas para patamares em temperaturas menores. As temperaturas referentes à T_2 foram visualizadas em regiões próximas de 700°C, o que podem indicar a decomposição do carbonato de cálcio e grupamentos T-OH (T = Si, Al) presentes nas amostras (XUQUAN et al., 2016; ANGULO-RAMÍREZ et al., 2017;

KOVÁRÍK et al., 2017). Essa faixa de degradação entre 400°C-700°C podem ser associadas à perda de massa devido à desidroxilação da sílica, como foi observado por Ramos et al. (2015).

Nas FIG.4.20 (a) e FIG.4.21 (a) estão exibidos os resultados das análises termogravimétrica diferencial (DTA), enquanto nas FIG.4.20 (b) e FIG.4.21 (b) são mostrados os resultados das análises termogravimétricas (TGA) das escória de aciaria de convertedor, de panela e dos geopolímeros sintetizados durante o aquecimento até 700°C. Na TAB.4.3 estão relacionadas às temperaturas dos eventos obtidos nas análises de termogravimetria e termogravimetria diferencial.

TAB.4.3 Análises de termogravimetria e termogravimetria diferencial correspondente aos materiais puros e geopolimerizados

AMOSTRA	TGA			DTA		
	T ₁ (°C)	T ₂ (°C)	RESÍDUO (%)	T ₁ (°C)	T ₂ (°C)	T ₃ (°C)
EAP	415,68	648,74	79,36	---	440,64	677,60
EAP 1.2	104,09	656,32	61,89	43,13	---	686,97
EAP 1.4	96,73	682,45	62,87	51,76	---	700,69
EAP 1.6	54,04	695,96	63,18	52,48	---	694,44
EAC	408,03	642,11	84,66	---	440,93	679,95
EAC 1.2	61,42	684,87	64,08	61,30	---	683,81
EAC 1.4	65,42	689,33	65,06	59,00	---	686,00
EAC 1.6	54,83	673,28	65,60	56,34	---	675,13

A relação entre os maiores resíduos gerados para cada tipo de amostra de aciaria em comparação aos geopolímeros obtidos pode ser indicativa da absorção de água presente na solução alcalina durante processo de síntese dos geopolímeros, assim como a reação entre os materiais aluminossilicatos entre si e suas modificações. O maior percentual de resíduos das amostras de escória de panela e seus geopolímeros, em relação às amostras de escória de convertedor e seus geopolímeros (TAB.4.3), corrobora os resultados das análises de XRF (TAB.4.1) que apontam maior percentual de MgO nas amostras provenientes de escória de panela.

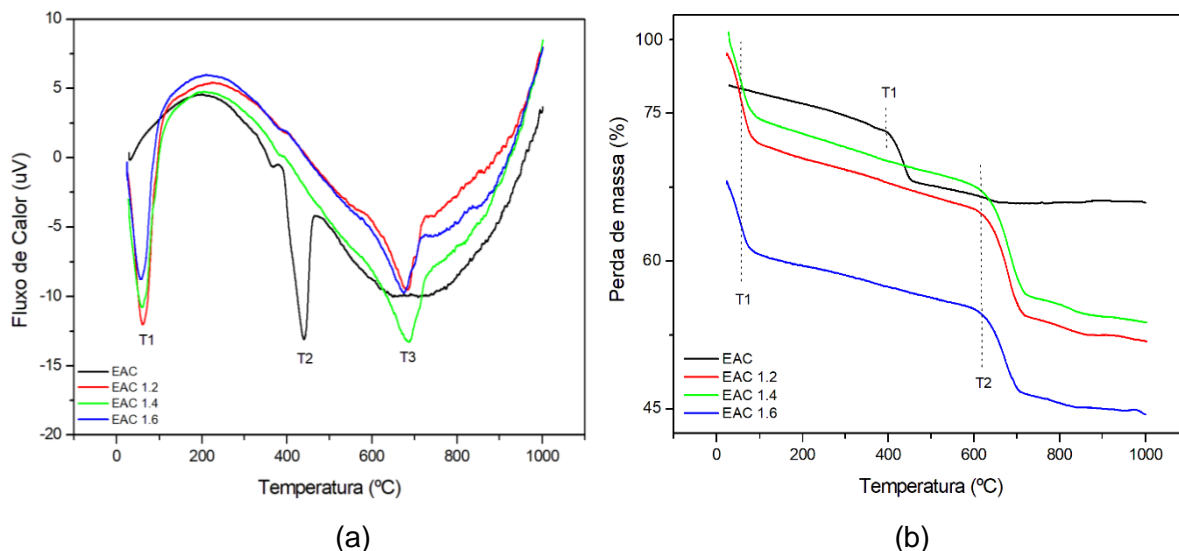


FIG.4.20 Gráfico de análise térmica diferencial da escória de convertedor e seus geopolímeros (a) e gráfico de termogravimetria da escória de convertedor e seus geopolímeros (b).

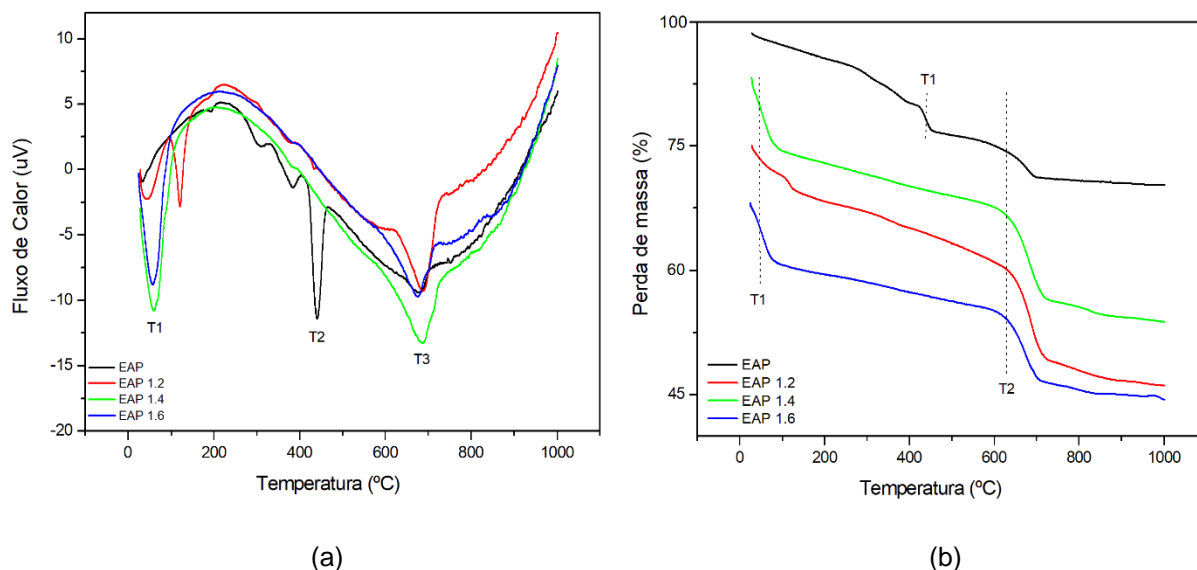


FIG.4.21 Gráfico de análise térmica diferencial da escória de panela e seus geopolímeros (a) e gráfico de termogravimetria da escória de panela e seus geopolímeros (b).

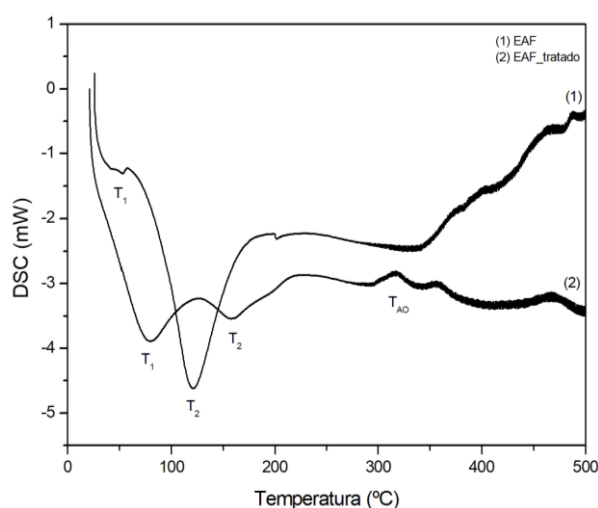
4.5 Calorimetria de varredura diferencial (DSC)

Na FIG.4.22 são exibidas as curvas de DSC da escória e dos geopolímeros produzidos. A análise térmica diferencial apresentou quatro picos endotérmicos. O primeiro está próximo de 100°C (T_1), caracterizando perda de umidade, o segundo

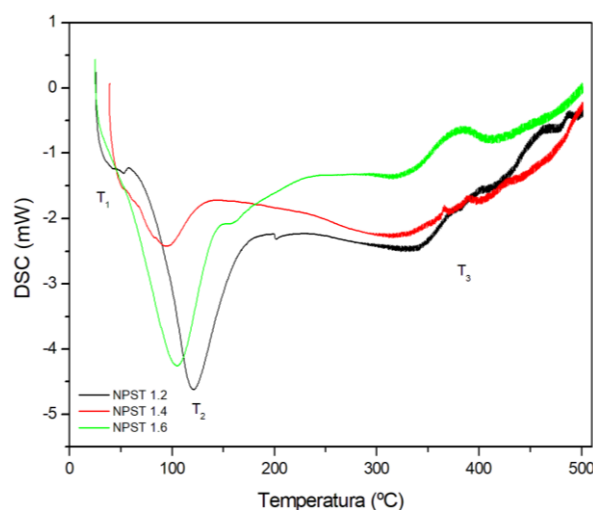
próximo de 200°C (T_2) e o próximo de 500°C (T_3), indicando a desidratação do $\text{Ca}(\text{OH})_2$ (YE et al., 2014; DIEGUEZ et al., 2019).

A perda de água e as características térmicas são decorrentes da ação combinada de géis, como silicato de cálcio hidratado (C-S-H) e hidrato de silicato de cálcio modificado por alumínio (C-A-S-H), no geopolímero de escória estudado. A desidratação do gel C-S-H, conhecida como decomposição, geralmente ocorre entre 105°C e 300°C, e tal comportamento também é verificado para os géis C-A-S-H. No entanto, os produtos de geopolimerização oriundas dos géis C-A-S-H também apresentam uma fase amorfa e hidratada, sendo está caracterizada pela desidroxilação dos géis de aluminossilicatos, que ocorrem em temperaturas entre 300°C a 700°C (YE et al., 2014; DIEGUEZ et al., 2019; XU et al., 2019).

Em relação ao polímero, o evento que ocorre entre 80-105°C indica a transição vítrea (T_g) do PMMA (LELARI, 2010; WANG, 2010), sendo classificado como isotático (WYPYCH, 2013). O evento próximo a 120° está relacionado a cisão direta do grupo final insaturado e o evento próximo de 380°C indica a degradação da estrutura principal do PMMA. (OSUNTOKUN e AJIBADE, 2016; HASHEM, 2017).



(a)



(b)

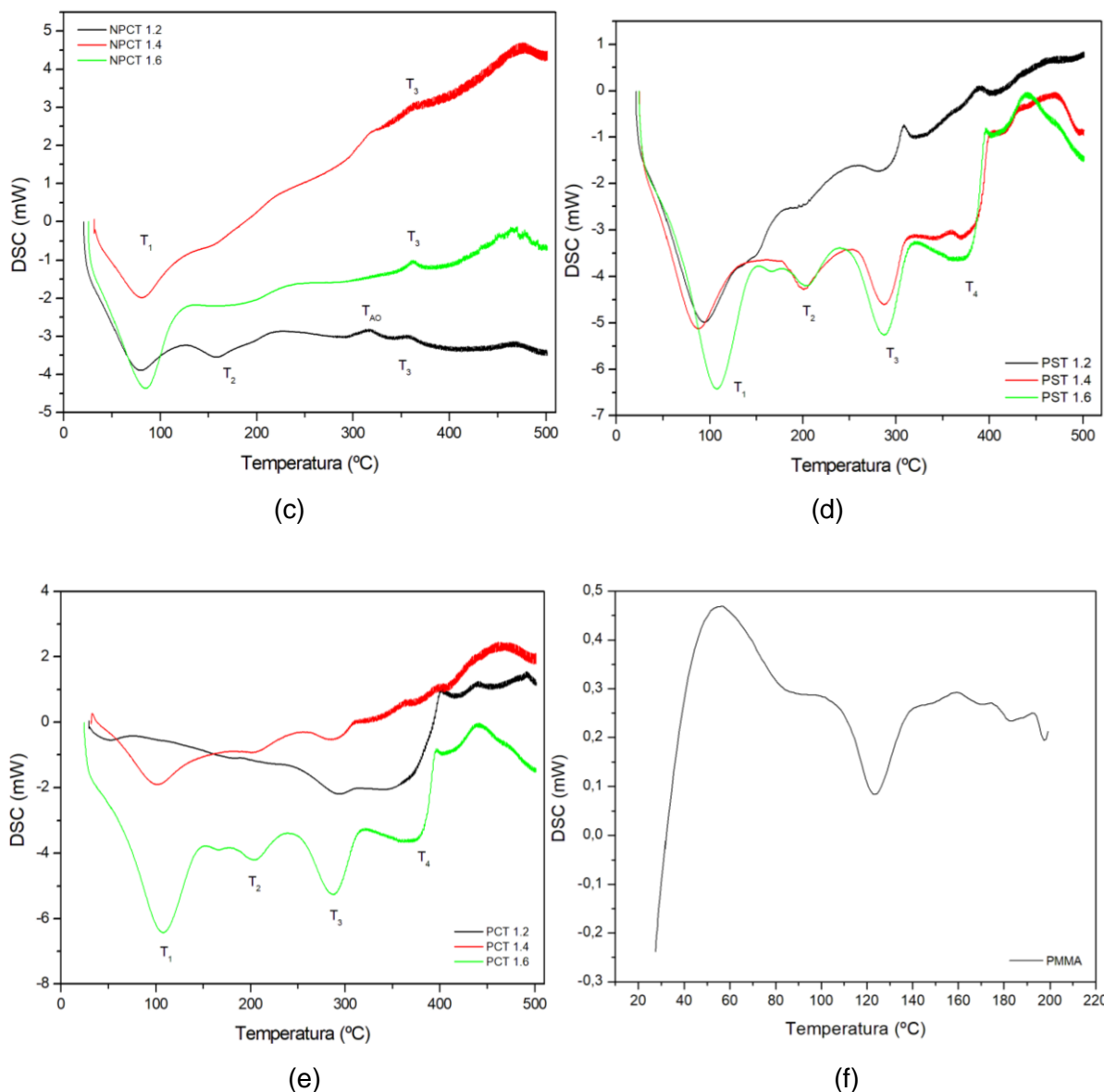


FIG.4.22 Gráfico de DSC das escórias de alto forno (a), dos geopolímeros NPST (b) e NPCT (c); dos geopolímeros PST (d), PCT (e) e PMMA (f)

A FIG.4.23 mostra os resultados dos ensaios de calorimetria de varredura diferencial (DSC) dos materiais precursores e dos geopolímeros sintetizados durante o aquecimento até 500°C. Em relação as escórias e os geopolímeros, as temperaturas entre 80°C e 120°C estão relacionadas a volatilização da água utilizada no processo de geopolimerização, a água estrutural presente nos materiais precursores, como também a desidratação dos géis C-S-H e da etringita. As próximas de 320°C aponta o evento de desidroxilação da $Mg(OH)_2$, as temperaturas próximas de 430-470°C estão relacionados à desidratação do $Ca(OH)_2$ e à desidroxilação dos

aluminossilicatos presentes (BALDERMANN et al., 2014; WANG et al., 2016; XU et al., 2019). As temperaturas próximas a 700°C estão relacionadas à descarbonatação do carbonato de cálcio presente nas escórias (WANG et al., 2016). Em relação ao PMMA, a temperatura próxima da 120°C, tal evento está relacionado a transição vítrea do polímero (CHEN et al., 2018).

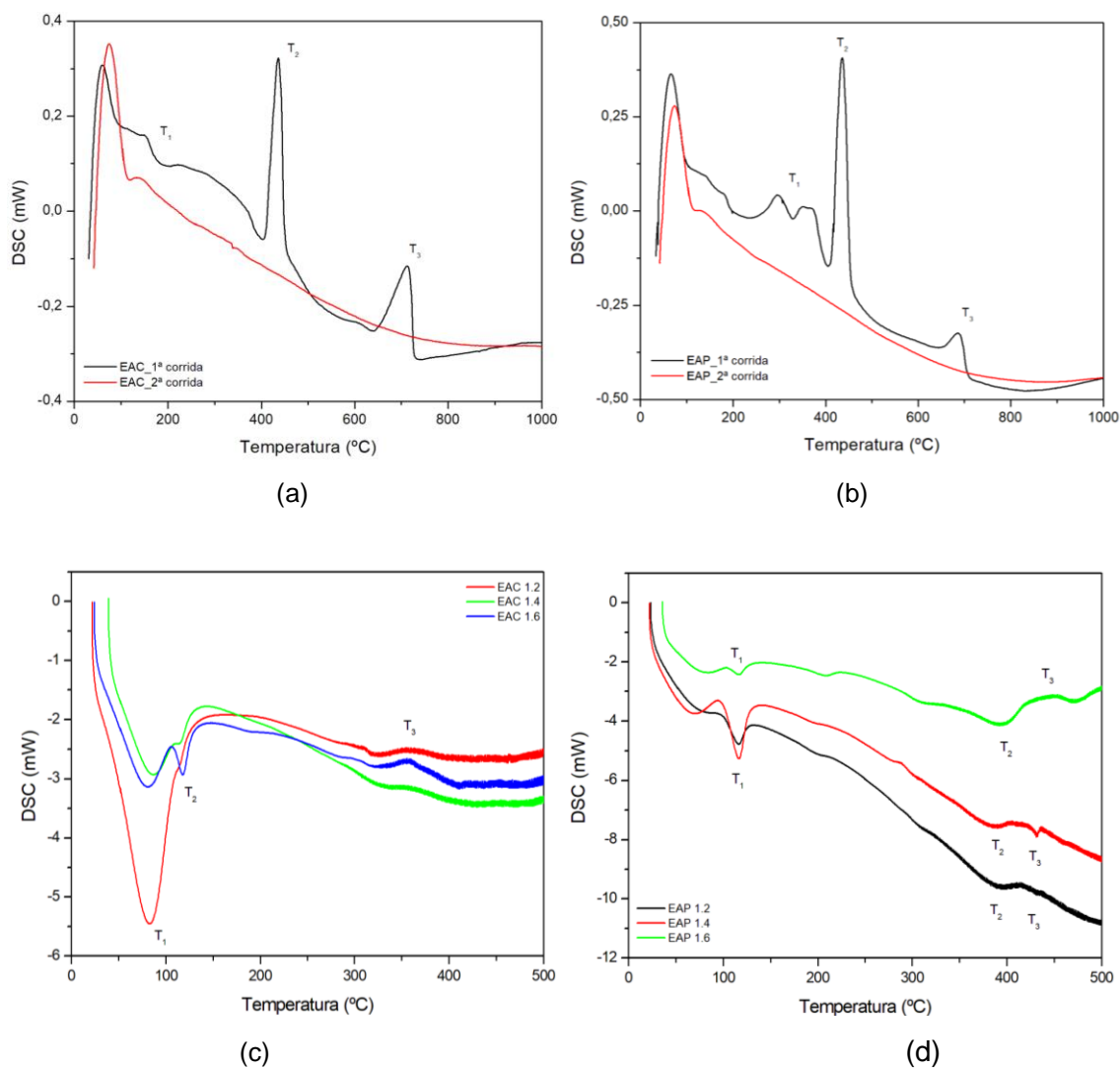


FIG.4.23 Gráfico de calorimetria de varredura diferencial das escórias EAC (a), EAP (b), dos geopolímeros EAC (c), geopolímeros EAP (d)

4.6 Microscopia eletrônica de varredura (SEM) e Espectroscopia de energia dispersiva (EDS)

Foram realizadas micrografias dos materiais produzidos, e verificou-se que a geopolimerização (FIG.4.24 (a), (b) e (c); FIG. 4.25 (a), (b) e (c); FIG.4.26 (a), (b) e (c)) ocorreu em função da modificação da morfologia da escória (FIG.4.24 (d), FIG. 4.25 (d), FIG.4.26 (d)).

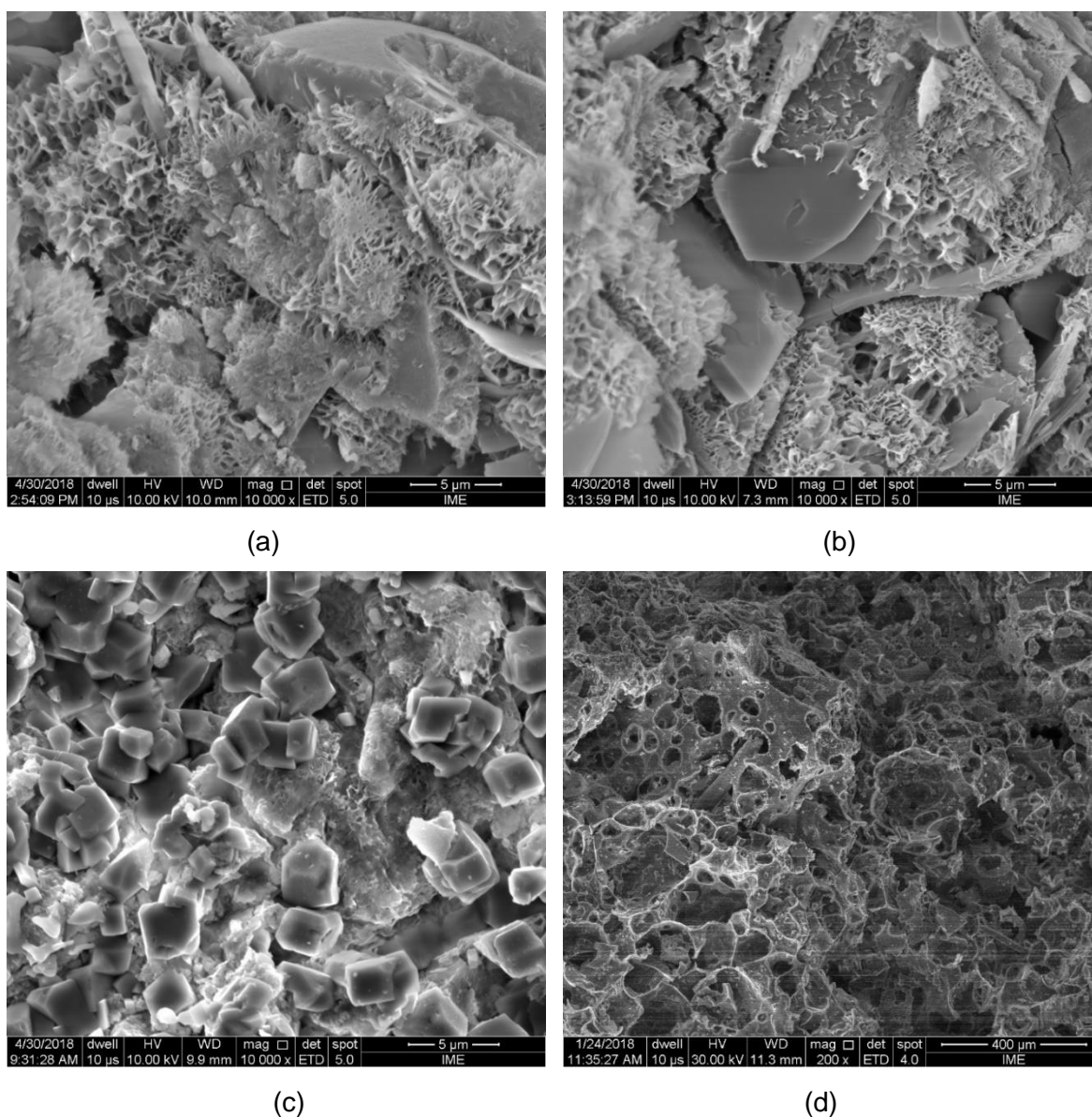
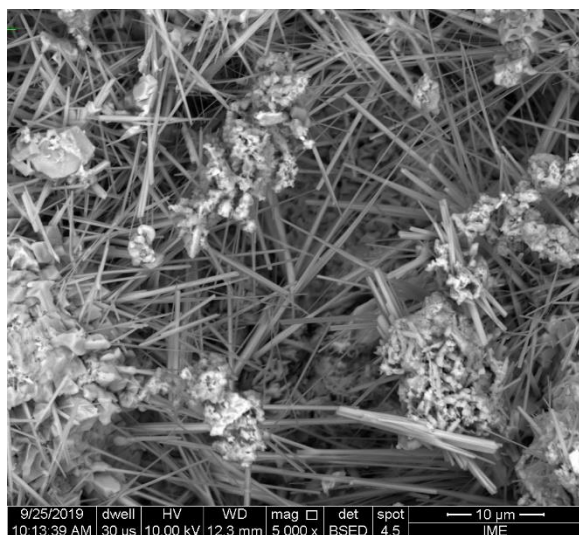


FIG.4.24 Micrografias de SEM dos geopolímeros NPST nas proporções 1,2 (a), 1,4 (b) e 1,6 g/v (c) e escória de alto forno (d)

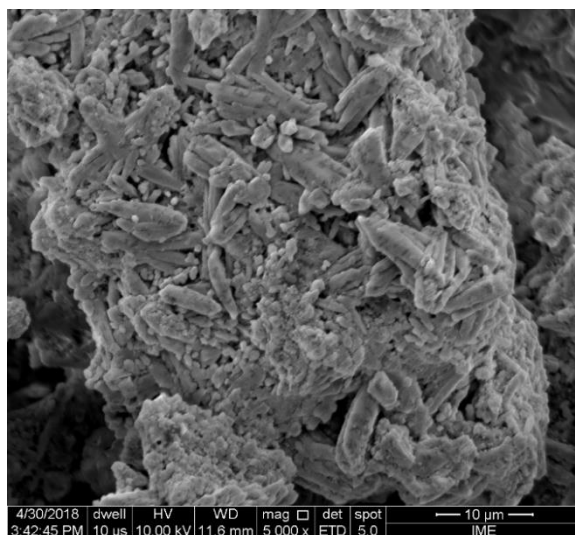
Na FIG.4.24(a) e (b) é possível observar fases em forma de lamelas ou folhas e estruturas de agulhas e uma estrutura granular semelhante a cristais com distribuição heterogênea. Esse efeito na microestrutura pode indicar que o processo de geopolimerização variou de acordo com a concentração do ativador alcalino, pois há regiões onde não ocorreu o processo e não se obteve completa geopolimerização devido à menor quantidade de material disponível para reação (DUXSON et al., 2007b). Na FIG.4.24(c), é possível observar uma estrutura composta por grânulos de geopolímero firmemente coesos, com uma estrutura superficial compacta e homogênea, o que pode estar associada à quantidade ideal de materiais para que a reação de geopolimerização seja eficiente (ZHUANG et al., 2016). Essa estrutura apresenta cristais cúbicos com morfologia semelhante às zeólitas (VILLA et al., 2010; ABDEL-GHANI et al., 2016).

Em relação aos corpos de prova dos geopolímeros das escórias de aciaria, foi possível observar a forma e a textura da superfície dos materiais sintetizados. As partículas de escória possuem formas geométricas e superfícies rugosas. Nas FIG. 4.25 (a) e (b) FIG.4.26 (a) e (b), é possível observar a região da escória não reagida, com maior rugosidade e espaços livres.

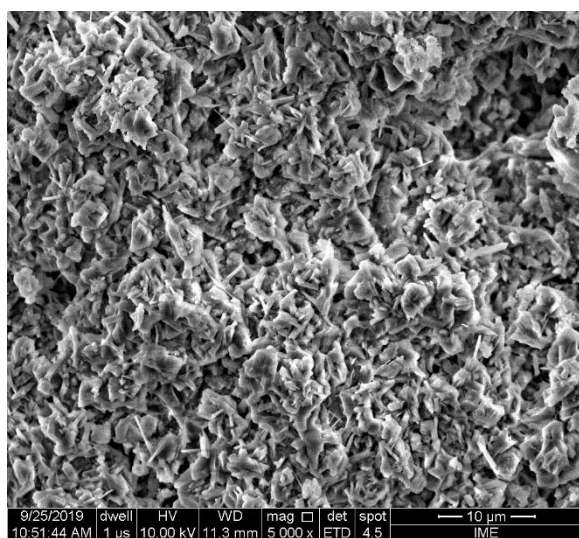
Em relação a FIG. 4.25 (a) ocorreu a formação de uma estrutura em forma de grãos prismáticos curtos ou fibras, que indica a formação de silicato de cálcio-hidrato rico em K na estrutura (KUMAR et al., 2010; NATH et al., 2016). Observa-se nas FIG. 4.25 (b) FIG.4.26 (b), a formação de uma estrutura porosa heterogênea apresentando formas sub-arredondadas e sub-retangulares, como também uma rugosidade superficial. (YILDIRIM e PREZZI, 2015). As FIG. 4.25 (c) e FIG.4.26 (c) representam a superfície da razão 1,6 com uma estrutura superficial mais compacta e homogênea, o que pode estar associada à quantidade ideal de materiais para que a reação seja eficiente (ZHUANG et al., 2016).



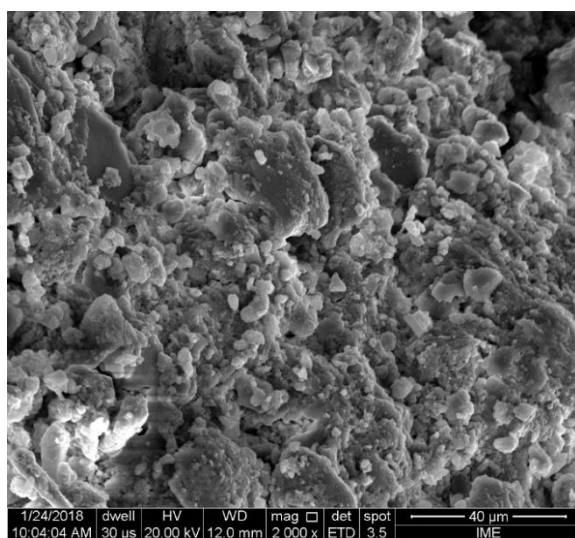
(a)



(b)



(c)



(d)

FIG. 4.25 Micrografias de SEM dos geopolímeros de escória de aciaria de convertedor nas proporções 1,2 (a), 1,4 (b), 1,6 g/v (c) e escória de aciaria de convertedor (d).

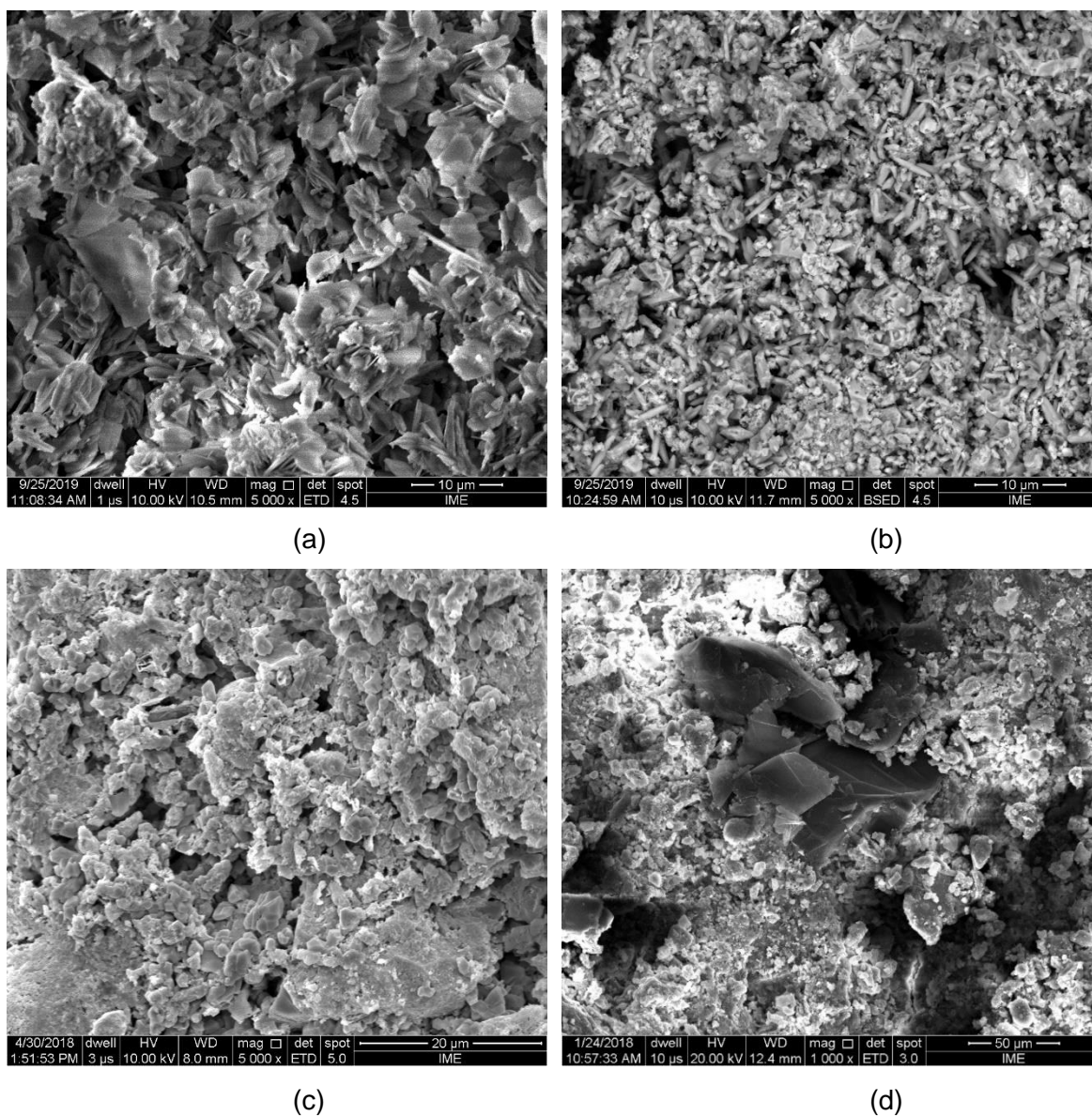
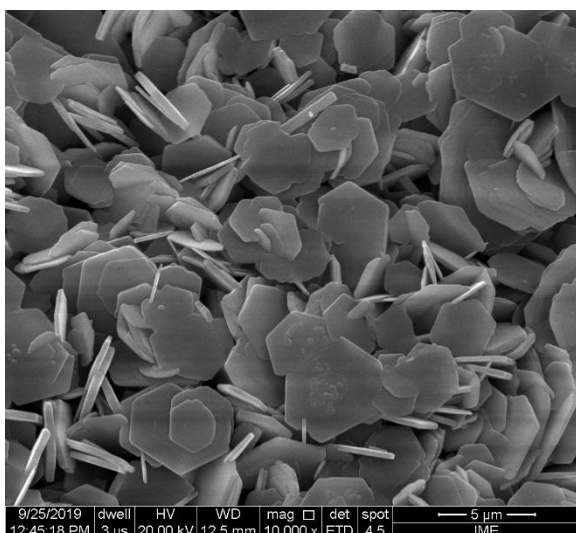


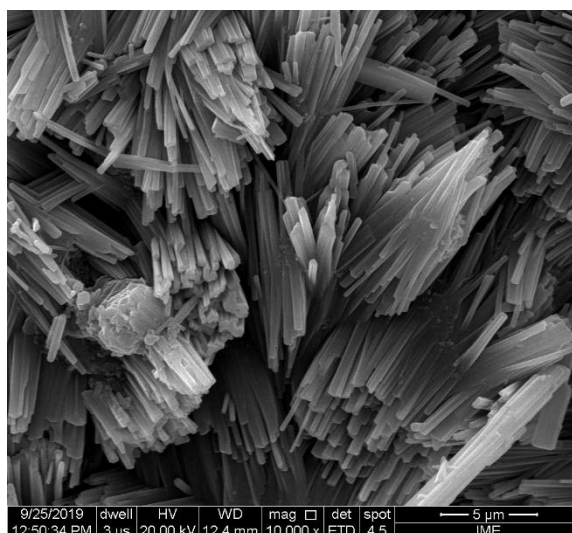
FIG.4.26 Micrografias de SEM dos geopolímeros de escória de aciaria de panela nas proporções 1,2 (a), 1,4 (b), 1,6 g/v (c) e escória de aciaria de panela (d).

De acordo com as micrografias, pode-se observar que para razões menores nas concentrações de escória, o processo de geopolimerização não foi muito eficiente em relação aos corpos de provas com maiores concentrações de escória como é apresentados nas figuras (FIG.4.24 (c), FIG. 4.25 (c) FIG.4.26 (c), que apresentam morfologias mais coesas. A maior parte da microestrutura dos geopolímeros resultantes apresentaram estruturas heterogêneas. A ativação alcalina das escórias possibilita a dissolução dos materiais de aluminossilicatos que se ligam formando cadeias espalhadas sobre a superfície (YILDIRIM e PREZZI, 2015).

Em relação às amostras tratadas, foi observado que a incorporação do compatibilizante (ácido oleico), induziu uma modificação na morfologia dos geopolímeros, o que resultou no aumento do tempo do processo de geopolimerização. De acordo com a FIG.4.27(a), foi observado a formação de estruturas geométricas regulares (tipo hexágonos ou favo de mel), que a partir do conteúdo de Si, Al, Fe e K, podem ser classificadas como a matriz de um geopolímero de ferro-sialato (DAVIDOVITS et al., 2019). Na FIG.4.27(b) ocorreu a formação de uma estrutura em forma de grãos prismáticos curtos ou fibras, que indica a formação de silicato de cálcio-hidrato rico em K na estrutura (KUMAR et al., 2010; NATH et al., 2016). Já na FIG.4.27(c), uma microestrutura semelhante a rosa do deserto pode ser visualizadas, assim como são observadas em estruturas dos tipo zeólitas, as quais são formadas em grande parte devido à presença de gel existente no processo de geopolimerização. Esse efeito e tipo de formação pode afetar o desempenho mecânico do material (REN et al., 2015; QIU et al., 2019).



(a)



(b)

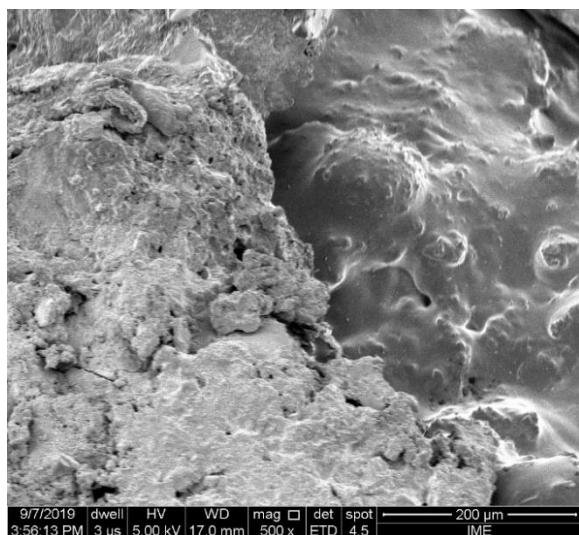


(c)

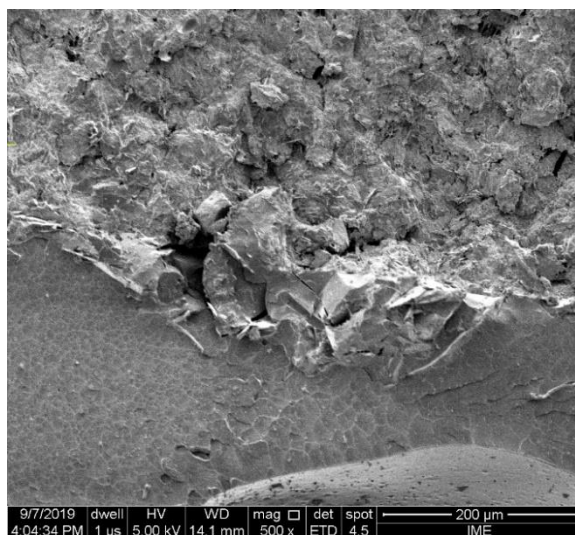
FIG.4.27 Micrografias de SEM dos geopolímeros NPCT nas proporções 1,2 (a), 1,4 (b) e 1,6 g/v (c)

Foram realizadas micrografias das amostras geopolimerizadas após o processo de polimerização *in situ* com PMMA, e foi possível constatar que a polimerização ocorreu para os dois grupos PST e PCT (FIG.4.28 e FIG.4.29), devido uma maior coesão entre as partículas dos geopolímeros.

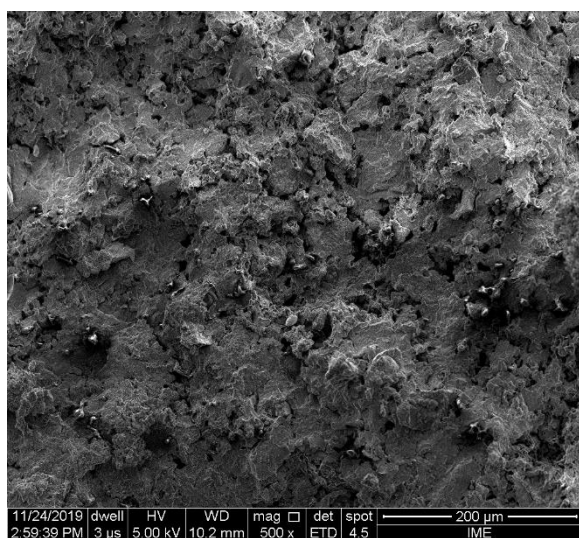
Observa-se através das micrografias de SEM que as amostras PCT apresentaram uma estrutura mais compactada, o que pode corroborar a eficiência do tratamento superficial com o ácido oleico (PEREIRA et al, 2017). Tal fato também pode ser comprovado em uma maior resistência à compressão (TAB.4.5) e a profundidade de penetração (TAB.4.7), como será visto posteriormente.



(a)



(b)



(c)

FIG.4.28 Micrografias de SEM dos geopolímeros PST nas proporções 1,2 (a), 1,4 (b) e 1,6 g/v (c)

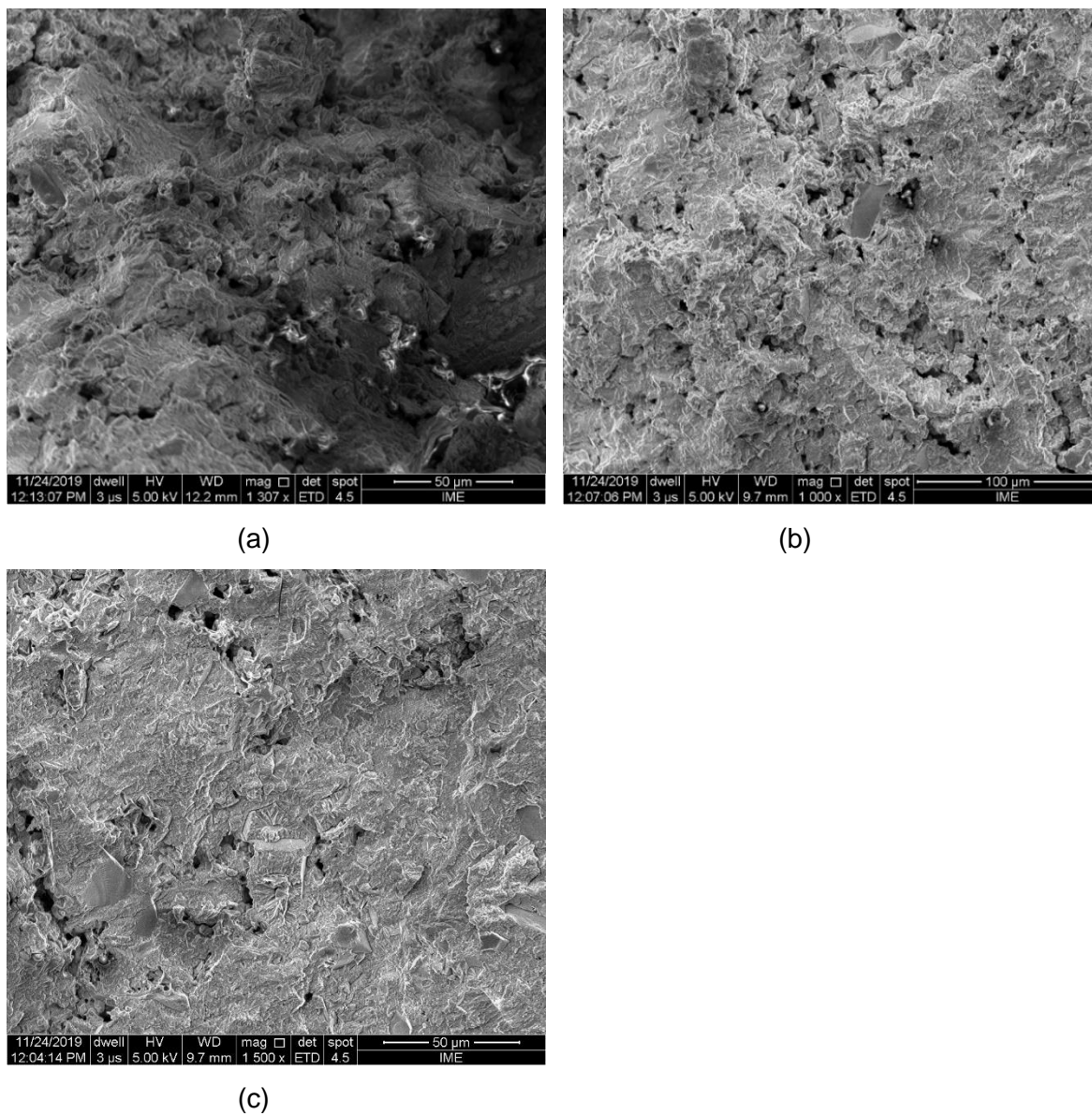


FIG.4.29 Micrografias de SEM dos geopolímeros PCT nas proporções 1,2 (a), 1,4 (b) e 1,6 g/v (c)

4.7 Ensaio de porosidade – Arquimedes

A densidade aparente, porosidade aparente e densificação de todas as amostras foi investigada pelo método de Arquimedes, seguindo a norma técnica NBR 16661, como descrito no item 3.12. Os valores desses parâmetros são apresentados na TAB.4.17 e na FIG.4.31, sendo estes obtidos pela média aritmética de 5 corpos de prova para cada proporção.

TAB.4.4 Densificação das amostras geopoliméricas, compósitos e PMMA

AMOSTRAS	Densificação (%)						
	NPST	NPCT	PST	PCT	EAC	EAP	PMMA
1.2	67,20	36,28	84,84	89,34	22,03	39,67	99,92
1.4	70,26	37,50	80,30	81,76	24,68	43,57	
1.6	75,30	40,62	78,12	79,45	26,15	48,17	

Para as amostras NPST, os resultados obtidos corroboram as análises feitas através das micrografias de SEM, as quais mostram que a proporção de 1.6 apresenta uma morfologia mais coesa, logo a mesma apresentou um maior valor em sua densificação em relação às demais proporções de seu grupo.

Observa-se que para as amostras NPCT, ocorreu uma redução na densificação, sendo que esta pode ser associada à presença do ácido oleico, que por se tratar de um ácido graxo, a sua longa cadeia dificultou o processo de geopolimerização tanto no seu tempo de reação, como na sua morfologia, como pode ser visto na FIG.4.27.

As amostras do grupo PST e PCT apresentaram um maior resultado de densificação devido a presença do PMMA, resultante do processo de polimerização *in situ* que possibilitou o preenchimento dos poros das peças cerâmicas. Constata-se também, que o tratamento favoreceu uma melhor densificação entre as amostras dos dois grupos citados (FIG.4.30).

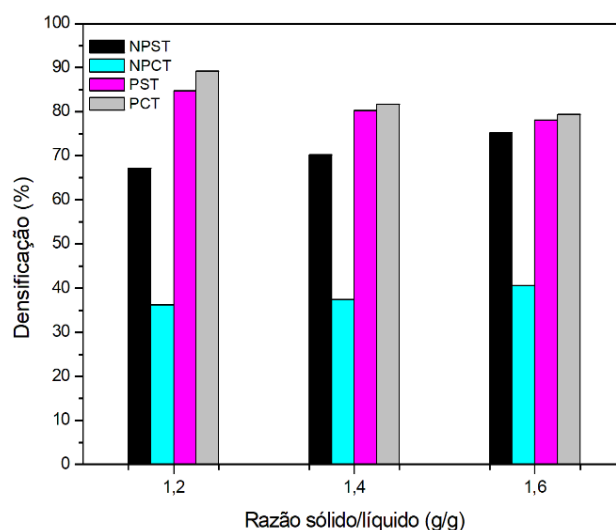


FIG.4.30 Resultados de densificação das amostras de escória de alto forno

Para as amostras de escória de convertedor e escória de panela, os resultados obtidos corroboram as análises feita através das micrografias de SEM, no qual mostram que a proporção de 1.6 apresenta uma morfologia mais coesa, logo o mesmo apresentou um maior valor em sua densificação em relação às demais proporções de seu grupo. Além disso, os geopolímeros produzidos por escória de aciaria apresentaram maiores densificações pois a sua morfologia apresenta-se mais coesa (FIG.4.26) do que os geopolímeros produzidos por escória de convertedor (FIG. 4.25), sendo isso melhor visualizado através da FIG.4.31.

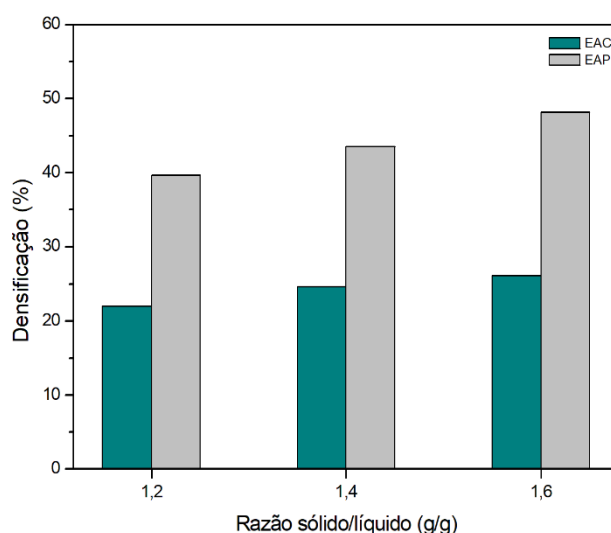


FIG.4.31 Resultado de densificação das amostras de EAC e EAP

A relação da densidade é um dado importante utilizado nos cálculos de obtenção da densificação das peças através do método de Arquimedes. Anteriormente sugerido no ensaio de XRD, a alteração da densidade nos cálculos de Arquimedes favoreceu um aumento em média de 11% na densificação para as amostras, já que os valores de densidade pelo refinamento de Rietveld foram superiores em 9% em relação a todas as amostras geopolimerizadas.

4.8 Ensaio de compressão

O ensaio de compressão seguiu a norma ASTM C 773/16, com uma taxa de carregamento de 45kN/min. Na TAB.4.5 e na FIG.4.32 são exibidos os valores médios de resistência de cada proporção analisada

TAB.4.5 Valores de resistência a compressão das amostras

AMOSTRAS	RESISTÊNCIA (MPa)			
	NPST	NPCT	PST	PCT
1.2	21,45 ± 0,65	15,12 ± 0,15	24,48 ± 0,64	25,37 ± 0,53
1.4	22,20 ± 0,59	13,56 ± 0,10	25,23 ± 0,58	26,50 ± 0,46
1.6	23,04 ± 0,40	12,57 ± 0,29	26,40 ± 0,37	28,41 ± 0,23

Para as amostras não polimerizadas (NPST), o aumento da resistência é devido a capacidade de ligação do gel de geopolímero, sendo este influenciado pelo alto nível de dissolução dos aluminossilicatos do precursor em solução alcalina, logo espera-se que a resistência dos geopolímeros aumente mediante ao aumento do teor de KOH, como também uma maior dissolução dos aluminossilicatos, o que significa uma maior extensão da geopolimerização e o desenvolvimento da reatividade geopolimérica dos materiais (TCHADJIÉ et al., 2016; MOUKANNAA et al., 2019).

Observa-se que as amostras NPCT apresentaram os menores valores de resistência mecânica, uma redução em torno de 35% para as amostras de 1.2 e 1.4 e uma redução de 46% para as amostras de 1.6. A redução da resistência pode estar associada à presença do compatibilizante (ácido oleico), que devido sua longa cadeia dificultou o processo de geopolimerização e o tempo de reação, como na sua morfologia, como pode ser visto na FIG.4.27, assim como nos resultados apresentados no ensaio de Arquimedes, a qual as amostras tratadas apresentam menores densificações.

Em contrapartida, nas amostras PST, observa-se que a utilização do polímero favoreceu um aumento na resistência mecânica, aumento esse entorno de 20% para todas as amostras, pois trata-se do PMMA, polímero este que possui um bom comportamento mecânico à compressão (LEÓN et al., 2019)

As amostras PCT apresentam melhores resultados de resistência mecânica, tendo um aumento em média de 8% em relação as amostras PST, podendo-se afirmar que ocorreu melhor compatibilização entre os dois tipos de materiais (cerâmico e polimérico), mostrando assim que o tratamento superficial foi importante e necessário no processo de elaboração das amostras.

Observa-se através da FIG.4.32 uma melhor resposta aos esforços de compressão para as amostras em todas as situações de razão de 1.6. Essa resposta foi compatível aos resultados obtidos por SEM.

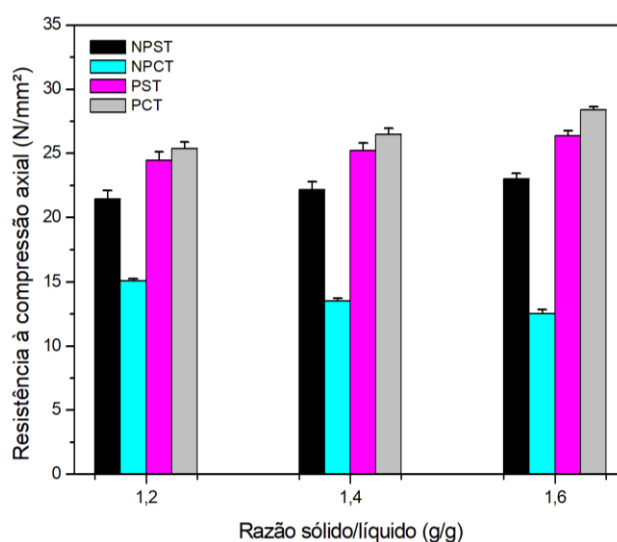


FIG.4.32 Resultados de resistência a compressão

4.9 Ensaio balístico

Um ensaio preliminar com projétil de 3,2g, representativo do nível I de proteção de acordo com a NBR 15000, foi realizado previamente somente nas amostras do grupo NPST (FIG.4.33).

O material de anteparo como referência utilizado foi o MDF, logo em relação ao valor da profundidade de penetração estabelecida pela norma de NIJ-0101.06, não pode ser usada para fins de comparação direta. Sendo assim, uma comparação em relação à profundidade de penetração do alvo puro (MDF) foi realizada e os valores obtidos por cada amostra, foi denominando nessa comparação de α .

Tendo a seguinte formulação:

$$\alpha = \frac{|X_A - X_B|}{X_B} \quad (1)$$

Sendo X_A a profundidade de penetração da amostra e X_B a profundidade de penetração do MDF. A melhor eficiência da proteção balística é indicada quando o valor de α for mais próximo de 1.0.

A TAB.4.6 mostra a massa do projétil (M_P), massa da amostra (M_A), profundidade de penetração (PP), velocidade média de impacto (V_I), sendo essa velocidade classificada como subsônica, energia cinética (E_I), sendo o MDF considerado o alvo sem qualquer anteparo, valer ressaltar que a espessura da amostra foi constante, no valor de 1,5 cm..

TAB.4.6 Resultados do ensaio balístico de profundidade de penetração – nível I

AMOSTRA	M_A (g)	M_P (g)	PP (mm)	α
MDF	---	$3,26 \pm 0,01$	$24,79 \pm 2,84$	---
NPST 1.2	$56,36 \pm 6,14$	$3,27 \pm 0,08$	$15,96 \pm 1,95$	0,36
1.4	$62,19 \pm 7,32$	$3,27 \pm 0,02$	$11,31 \pm 2,88$	0,54
1.6	$64,45 \pm 6,89$	$3,25 \pm 0,02$	$3,19 \pm 2,08$	0,87

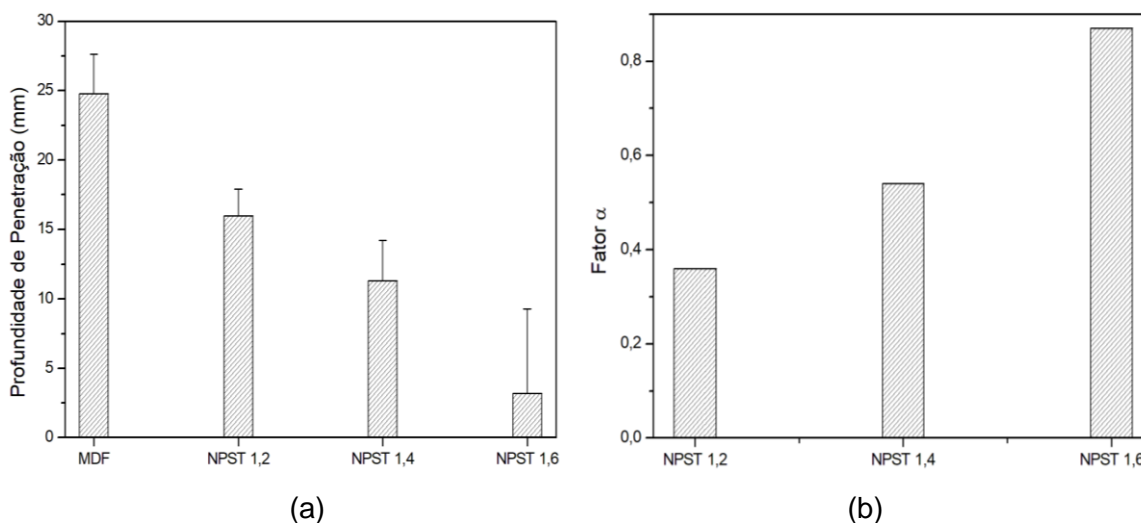


FIG.4.33 Gráfico de profundidade de penetração (a) e fator α (b) das amostras NPST para nível I de proteção

Com base nos resultados apresentados no ensaio preliminar foi decidido realizar o mesmo ensaio, mas com projétil de massa 11,8g, o que corresponde ao

nível IIA de proteção, sendo esse ensaio realizado para todos os grupos de amostras (TAB.4.7).

TAB.4.7 Resultados do ensaio balístico de profundidade de penetração – nível IIA

AMOSTRA	M_A (g)	M_P (g)	PP (mm)	α	
MDF	---	$11,63 \pm 0,12$	$22,11 \pm 3,26$	---	
PMMA	$45,60 \pm 1,80$	$11,43 \pm 0,07$	$12,80 \pm 0,43$	0,42	
1.2	$51,98 \pm 3,00$	$11,65 \pm 0,04$	$9,10 \pm 1,57$	0,59	
NPST	1.4	$52,79 \pm 3,99$	$11,56 \pm 0,10$	$7,55 \pm 2,10$	0,60
1.6	$57,88 \pm 3,00$	$11,62 \pm 0,13$	$4,49 \pm 2,14$	0,80	
1.2	$50,73 \pm 2,20$	$11,63 \pm 0,07$	$10,98 \pm 1,92$	0,50	
NPCT	1.4	$52,12 \pm 2,43$	$11,64 \pm 0,11$	$11,70 \pm 1,51$	0,47
1.6	$54,83 \pm 2,70$	$11,66 \pm 0,04$	$12,28 \pm 2,32$	0,44	
1.2	$76,56 \pm 2,10$	$11,68 \pm 0,09$	$4,34 \pm 2,20$	0,80	
PST	1.4	$76,97 \pm 2,53$	$11,68 \pm 0,06$	$2,84 \pm 1,31$	0,87
1.6	$81,51 \pm 1,49$	$11,49 \pm 0,14$	$1,12 \pm 0,53$	0,95	
1.2	$81,77 \pm 2,77$	$11,50 \pm 0,39$	$3,57 \pm 1,57$	0,84	
PCT	1.4	$82,92 \pm 2,51$	$11,51 \pm 0,25$	$1,90 \pm 1,15$	0,91
1.6	$86,39 \pm 3,26$	$11,65 \pm 0,10$	$0,74 \pm 0,30$	0,97	

Todos as amostras do grupo NPCT tiveram penetração do projétil, juntamente com as razões NPST 1.2 e NPST 1.4. O efeito pode ser verificado também através do fator α , que exibiu valores menores e iguais a 0,60. As demais amostras exibiram somente indentação no material de referência (MDF), como também valores de α , maiores ou iguais a 0,80 (FIG.4.34 e FIG.4.35(b)(d)). Esse efeito pode ressaltar que através do formato da marcação do projétil no alvo é permitida a obtenção de algumas informações sobre a sua trajetória, uma vez que impactos perpendiculares resultam em uma marcação de formato circular e impactos oblíquos resultam em uma marcação de formato elíptico (JUNIOR, 2019).

Após análises estatística das médias apresentadas, as do grupo NPST, PST e PCT, mostraram-se estatisticamente distintas com um grau de confiabilidade de 95%. Já para o grupo de NPCT as médias são estatisticamente iguais, podendo-se constatar que o tratamento superficial da carga influenciou na geopolimerização independentemente da quantidade de escória tratada para cada proporção.

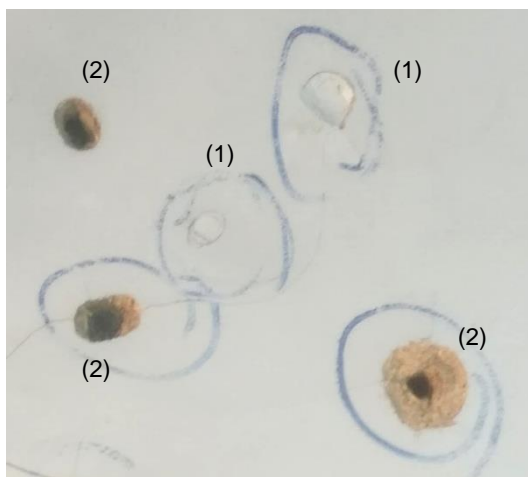


FIG.4.34 Exemplo de indentação (1) e penetração (2) do projétil no material de referência (MDF).

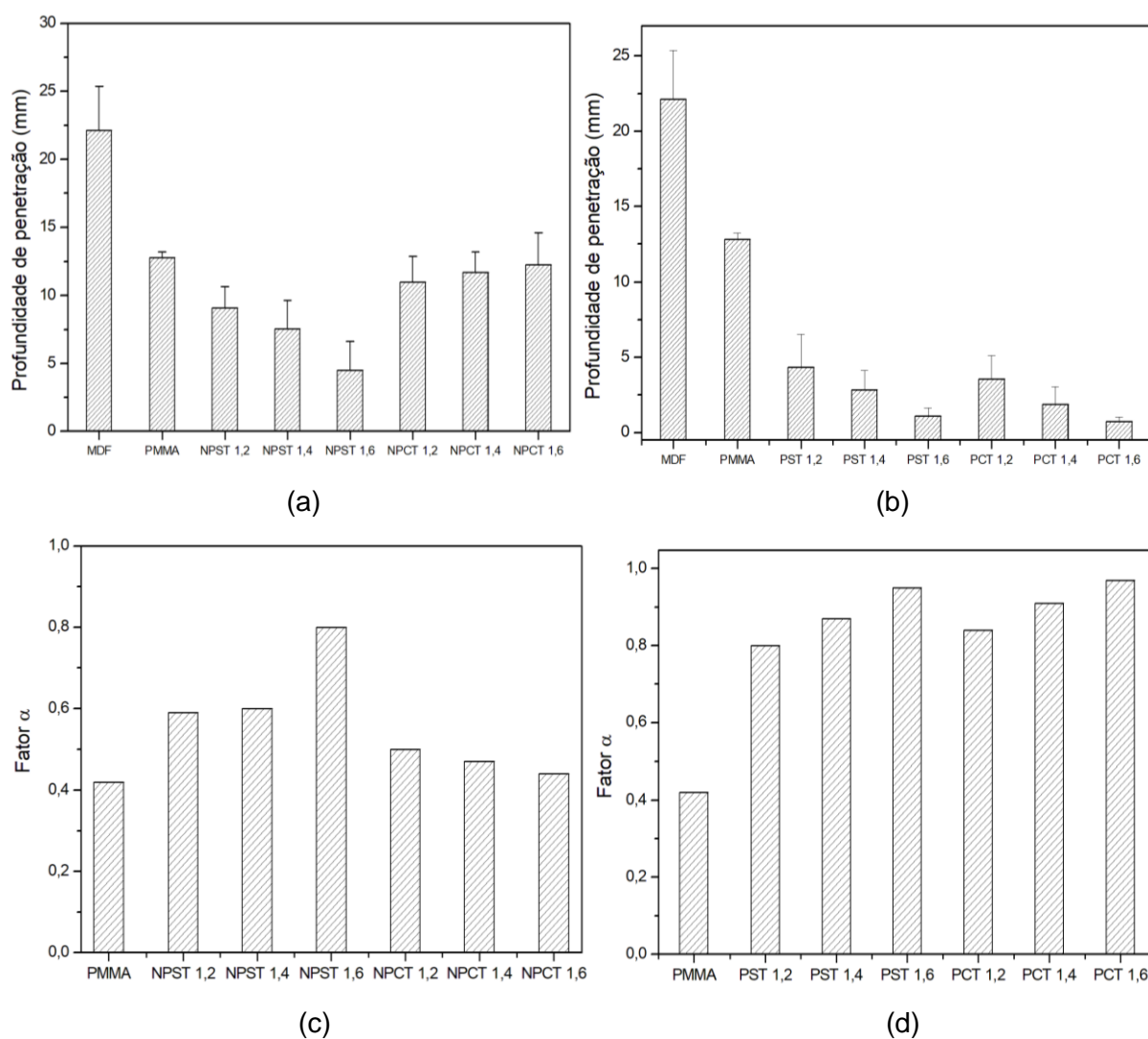


FIG.4.35 Gráfico de profundidade de penetração das amostras NPST e NPCT (a), das amostras PST e PCT (b) e fator α das amostras NPST e NPCT (c), das amostras PST e PCT (d) para nível IIA de proteção

Observa-se que as amostras do grupo NPCT apresentam o mesmo comportamento do ensaio de compressão, ou seja a presença do compatibilizante (ácido oleico) favoreceu a redução da resistência à penetração, devido a sua longa cadeia que influenciou no processo de geopolimerização, no tempo de reação e na morfologia das amostras (FIG.4.27)

Na FIG.4.36 é apresentada a região que ocorreu o impacto balístico. Observa-se que na FIG.4.36 (a) a matriz cerâmica sofreu uma fratura transgranular, o que pode indicar uma boa eficiência no processo de geopolimerização sendo um indicativo de uma matriz cerâmica coesa. Em relação a FIG.4.36 (b), a parte polimérica do compósito sofreu uma fratura dúctil, o que contribui para aumentar a tenacidade da amostra, como também a deformação do PMMA em fibrilas (FIGUEIREDO et al., 2018).

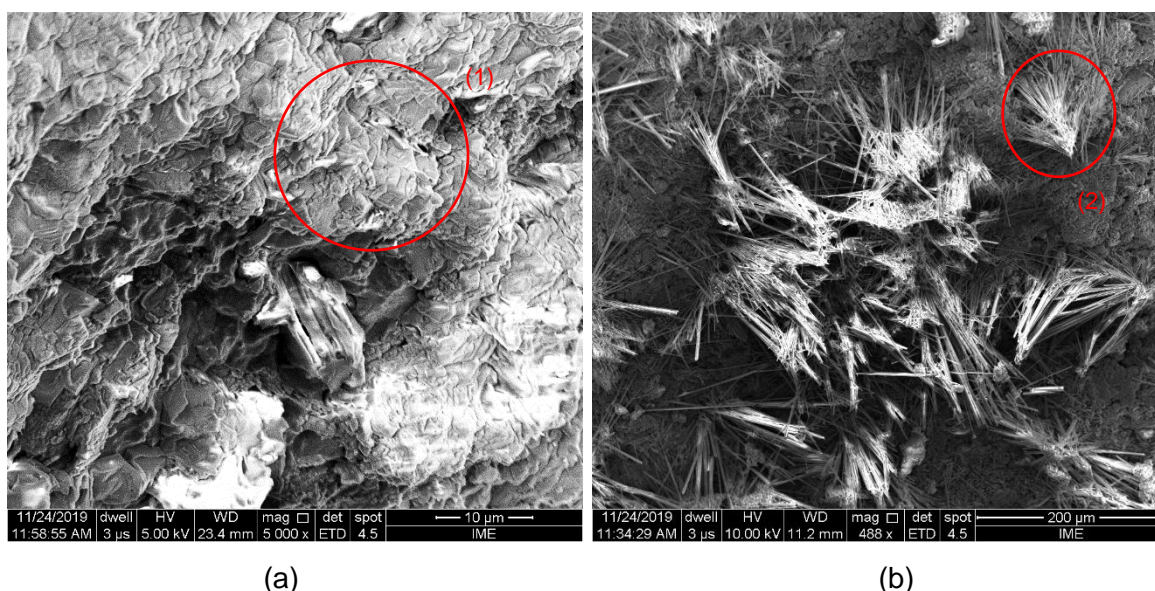


FIG.4.36 Região de impacto da amostra PST 1.6 (a) e PCT 1.6 (b), onde mostra regiões de fratura transgranular frágil na matriz cerâmica (1), fratura dúctil do PMMA (2)

Logo, para todos os ensaios as peças cerâmicas as amostras NPST 1.6 e todas as amostras do grupo PST e PCT obtiveram melhores resultados em relação a resistência à penetração. Isto mostra que maiores razões de sólido/líquido, como também a inserção do PMMA na matriz cerâmica favoreceu a resistência à penetração, tornando esses tipos de amostra fortes candidatos a substituição das

cerâmicas balísticas tradicionais. Esta tecnologia traz assim uma redução de peso na elaboração das proteções balísticas, por exemplo, uma redução de 37,7% para a amostra de NPST 1.6 e de 8,3% para a amostra de PCT 1.6. Além disso, tem-se um forte apelo ambiental, por se tratar de uma peça cerâmica sustentável, já que sua matéria-prima consiste em escória de alto forno oriunda do processo de produção de aço.

5 CONCLUSÕES

Através do estudo, concluiu-se que o processo de geopolimerização é funcional e versátil por abordar diversas reações que podem utilizar uma grande diversidade de resíduos. A abordagem científica da pesquisa pela utilização de escória de origem da indústria siderúrgica pode significar a diminuição da poluição gerada por esse setor industrial. A utilização de resíduos com teores de aluminossilicatos pode representar a obtenção de novos produtos com características diferenciadas para as funcionalidades determinadas. Os resultados mostram que para a obtenção de materiais geopoliméricos com densificação maior se faz necessário uma maior razão sólido/liquido, como no caso dessa pesquisa, que mostrou uma razão de 1,6; como também a influência do precursor alcalino de KOH pode-se adquirir materiais com microestrutura diversificada na preparação de geopolímeros.

Observa-se que as amostras NPCT apresentaram os menores valores de resistência mecânica, uma redução em torno de 35% para as amostras de 1.2 e 1.4 e uma redução de 46% para as amostras de 1.6. A redução da resistência pode estar associada à presença do compatibilizante (ácido oleico), que devido sua longa cadeia dificultou o processo de geopolimerização e o tempo de reação, como na sua morfologia, como pode ser visto na FIG.4.27, assim como nos resultados apresentados no ensaio de Arquimedes, a qual as amostras tratadas apresentam menores densificações

Em relação ao impacto balístico a matriz cerâmica sofreu uma fratura transgranular, o que incida uma matriz coesa decorrente da eficiência no processo de geopolimerização. A parte polimérica do compósito sofreu uma fratura dúctil, o que favoreceu o aumento da tenacidade do compósito.

As amostras NPST 1.6, PST 1.6 e PCT 1.6 foram as que apresentam melhor desempenho balístico e mecânico entre todas as amostras. As amostras PST e PCT nas proporções 1.2 e 1.4 apresentam menor peso e desempenhos próximos as amostras com concentração 1.6, tornando-as também possíveis escolhas para uso em proteção balística de nível IIA na NBR 15000.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Utilizar razões molares maiores que 1.6;
- Utilizar outros precursores geopoliméricos;
- Adicionar fonte de silicato no processo, principalmente para escórias de aciaria que não se ajustaram ao processo utilizado;
- Utilizar outros ativadores;
- Caso use-se razões maiores, submeter o processo de “cura” por via úmida, para evitar retração da peça;
- Realizar ensaio balístico com maiores calibres;
- Utilizar outros tipos de polímeros;
- Realizar regressão polinomial para verificar tendência do comportamento balístico;
- Simulação computacional de desempenho do compósito geopolimérico em blindagem de multicamada.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICA

ABDEL-GAWWAD, H.A.; ABO-EL-ENEIN, S.A. A novel method to produce dry geopolymer cement powder. **Hbrc Journal**, [s.l.], v. 12, n. 1, p.13-24, abr. 2016. DOI: 00810.1016/j.hbrcj.2014.06.008. Disponível em: <https://www.tandfonline.com/doi/full/10.1016/j.hbrcj.2014.06.008>. Acesso em: 09 ago. 2019.

ABDEL-GHANI, N. T., ELSAYED, A., HAMDY, A., ABDELMOIED, S. Geopolymer synthesis by the alkali-activation of blast furnace steel slag and its fire-resistance. **Hbrc Journal**, [s.l.], p.1-6, ago. 2016. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.hbrcj.2016.06.001. Disponível em: <https://www.tandfonline.com/doi/full/10.1016/j.hbrcj.2016.06.001>. Acesso em: 13 dez. 2017.

ABDOLLAHNEJAD, Z. LUUKKONEN, T., MASTALI, M., KINNUNEN, P., ILLIKAINEN, M. Development of One-Part Alkali-Activated Ceramic/Slag Binders Containing Recycled Ceramic Aggregates. **Journal of Materials in Civil Engineering**, v. 31, n. 2, p. 04018386, fev. 2019. DOI: 10.1061/(ASCE)MT.1943-5533.0002608. Disponível em: <http://ascelibrary.org/doi/10.1061/%28ASCE%29MT.1943-5533.0002608>. Acesso em: 22 ago. 2019.

ABDOLLAHNEJAD, Z., LUUKKONEN, T., MASTALI, M., KINNUNEN, P., ILLIKAINEN, M. Development of One-Part Alkali-Activated Ceramic/Slag Binders Containing Recycled Ceramic Aggregates. **Journal of Materials in Civil Engineering**, [s.l.], v. 31, n. 2, p.1-13, fev. 2019. American Society of Civil Engineers (ASCE). DOI:10.1061/(asce)mt.1943-5533.0002608. Disponível em: <http://ascelibrary.org/doi/10.1061/%28ASCE%29MT.1943-5533.0002608>. Acesso em: 22 ago 2019.

ABDULLAH, M.M., KAMARUDIN, H., BNHUSSAIN, M., NIZAR, I.K., MASTURA, W. Mechanism and Chemical Reaction of Fly Ash Geopolymer Cement- A Review, **Asian Journal of Scientific Research**, 2011, vol. 6, issue 5, 35-44. DOI: 10.1007/978-1-4615-0292-0_40. Disponível em: http://ijopaasat.in/yahoo_site_admin/assets/docs/3_IJPAST-160-V6N1.57215633. Acesso em: 14 maio 2019.

ABOULAYT, A., RIAHI M., TOUHAMI O.M., HANNACHE H., GOMINA, M., MOUSSA, R. Properties of metakaolin based geopolymer incorporating calcium carbonate. **Advanced Powder Technology**, [s.l.], v. 28, n. 9, p.2393-2401, set. 2017. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.appt.2017.06.022. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921883117302662>. Acesso em: 15 ago. 2018.

ABOZAID, R.M, LAZAREVIĆ, Z.Z, RADOVIĆ, I., GILIĆ, M., ŠEVIĆ, D., RABASOVIĆ, M.S., RADOJEVIĆ, V. Optical properties and fluorescence of quantum dots CdSe/ZnS-PMMA composite films with interface modifications. **Optical Materials**, [s.l.], v. 92, p.405-410, jun. 2019. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.optmat.2019.05.012. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0925346719303131>. Acesso em: 09 ago. 2018.

AGHABARARI, B; DOROSTKAR, N. Modified bentonite as catalyst for esterification of oleic acid and ethanol. **Journal of The Taiwan Institute of Chemical Engineers**, [s.l.], v. 45, n. 4, p.1468-1473, Jul. 2014. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.jtice.2014.03.006.

Disponível em: 10.1016/j.jtice.2014.03.006. Disponível em: <https://www.science-direct.com/science/article/abs/pii/S1876107014000893>. Acesso em: 14 maio 2019.

ALTAN, E.; ERDOĞAN, S.T. Alkali activation of a slag at ambient and elevated temperatures. **Cement and Concrete Composites**, [s.l.], v. 34, n. 2, p.131-139, fev. 2012. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.cemconcomp.2011.08.003. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0958946511001351>. Acesso em: 20 ago. 2018. Acesso

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM C 773**. Standard Test Method for Compressive (Crushing) Strength of Fired Whiteware Materials. Estados Unidos. 1-4 p. 2016.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM C 773**. Standard Test Method for Compressive (Crushing) Strength of Fired Whiteware Materials. Estados Unidos. 1-4 p. 2016.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E 1876**. Standard Test Method for Dynamic Young's Modulus, Shear Modulus, and Poisson's Ratio by Impulse Excitation of Vibration. In: Annual Book of ASTM Standards, 2015.

ANGULO-RAMÍREZ, D. E., GUTIÉRREZ, R. M., PUERTAS, F. Alkali-activated Portland blast-furnace slag cement: Mechanical properties and hydration. **Construction and Building Materials**, [s.l.], v. 140, p.119-128, jun. 2017. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.conbuildmat.2017.02.092. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061817302945>. Acesso em: 04 jan. 2018.

ARORA, A; PADUA, G.W. Review: Nanocomposites in Food Packaging. **Journal of Food Science**, [s.l.], v. 75, n. 1, p.43-49, jan. 2010. Wiley. DOI: 10.1111/j.1750-3841.2009.01456.x. Disponível em: <http://doi.wiley.com/10.1111/j.1750-3841.2009.01456.x>. Acesso em: 04 jan. 2018.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS (ABNT). **NBR 15000**. Blindagens para impactos balísticos - classificação e critérios de avaliação. Brasil. 1-19 p. 2005.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS (ABNT). **NBR 16661**. Materiais refratários densos conformados - Determinação do volume aparente, volume aparente da parte sólida, densidade de massa aparente, densidade aparente da parte sólida, porosidade aparente e absorção. Brasil. 1-5 p. 2017.

BAI, T., SONG, Z., WU, Y., HU, X., BAI, H. Influence of steel slag on the mechanical properties and curing time of metakaolin geopolymer. **Ceramics International**, [s.l.], v. 44, n. 13, p.15706-15713, set. 2018. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.ceramint.2018.05.243 Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0272884218313890>. Acesso em: 22 fev. 2019.

BAKRIA A. M., KAMARUDIN, H., BINHUSSAIN, M., NIZAR I. K., ZARINA, Y., RAFIZA, A. R. The effect of curing temperature on physical and chemical properties of geopolymers. **Physics Procedia**, v. 22, p. 286-291, 2011. DOI:

10.1016/j.phpro.2011.11.045. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1875389211006997>. Acesso em: 02 jun. 2019.

BALDERMANN, A., DOHRMANN, R., KAUFHOLD, S., NICKEL, C., LETOFSKY-PAPST, I., DIETZEL, M. The Fe-Mg-saponite solid solution series – a hydrothermal synthesis study. **Clay Minerals**, [s.l.], v. 49, n. 3, p.391-415, jun. 2014. Mineralogical Society. DOI: 10.1180/claymin.2014.049.3.04. Disponível em: <https://pubs.geoscienceworld.org/claymin/article-abstract/49/3/391/56824/The-Fe-Mg-saponite-solid-solution-series-a?redirectedFrom=fulltext>. Acesso em: 19 out. 2019.

BELL, J. L., SARIN, P., PROVIS, J. L., HAGGERTY, R. P., DRIEMEYER, P. E., CHUPAS, P. J., VAN DEVENTER, J. S. J., KRIVEN, W. M. (2008) Atomic structure of a cesium aluminosilicate geopolymer: a pair distribution function study, **Chemistry of Materials**, 20, 4768–4776. DOI: 10.1021/cm703369s. Disponível em: <https://pubs.acs.org/doi/10.1021/cm703369s>. Acesso em: 04 jan. 2018.

BERNARDO, V., LEÓN, JLEÓN, J.M., LAGUNA-GUTIÉRREZ, E., RODRÍGUEZ-PÉREZ, M. Pmma-sepiolite nanocomposites as new promising materials for the production of nanocellular polymers. **European Polymer Journal**, [s.l.], v. 96, p.10-26, nov. 2017. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.eurpolymj.2017.09.002. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0014305717310017>. Acesso em: 04 jan. 2018.

BEZERRA, I.M.T., COSTA, D. L., VITORINO, J. P. M., MENEZES, R. R., NEVES, G. A. Influência da proporção do ativador alcalino nas propriedades mecânicas de materiais ativados alcalinamente. **Revista Eletrônica de Materiais e Processos**, v.8.2 (2013) 101–105 ISSN 1809-8797. Disponível em: <http://www2.ufcg.edu.br/revista-remap/index.php/REMAP/article/viewFile/340/282>. Acesso em: 09 ago. 2017.

BOCA SANTA, R. A. A., **Desenvolvimento de Geopolímeros a partir de Cinzas Pesadas**. Dissertação, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2012.

BRASIL. Decreto-lei nº 3665 da Presidência da República, de 20 de novembro de 2000. Dá nova redação ao Regulamento para a Fiscalização de Produtos Controlados (R-105). Disponível em: http://www.planalto.gov.br/ccivil_03/decreto/d3665.htm. Acesso em: 08 fev. 2019.

BRASIL. Decreto-lei nº 3665 da Presidência da República, de 20 de novembro de 2000. Dá nova redação ao Regulamento para a Fiscalização de Produtos Controlados (R-105). Disponível em: <http://www.planalto.gov.br/ccivil03/decreto/d3665.htm>. Acesso em: 08 set. 2018.

BÜRGER, D.; DE FARIA, A. R.; DE ALMEIDA, S. F.; DE MELO, F. C.; DONADON, M. V. Ballistic impact simulation of an armour-piercing projectile on hybrid ceramic/fiber reinforced composite armours. **International Journal of Impact Engineering**, p. 63-77, 2012. DOI: 10.1016/j.ijimpeng.2011.12.001. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0734743X11001916>. Acesso em: 15 ago. 2018.

CANEVAROLO, Sebastião V. Jr. **Ciência dos polímeros**. São Paulo: Editora Artliber, 2006. 282 p. ISBN 978-8588098107.

CHEN, S., YANG, Z., WANG, F. Investigation on the Properties of PMMA/Reactive Halloysite Nanocomposites Based on Halloysite with Double Bonds. **Polymers**, [s.l.], v. 10, n. 8, p.1-15, 15 ago. 2018. MDPI AG. DOI: 10.3390/polym10080919. Disponível em: <https://www.mdpi.com/2073-4360/10/8/919>. Acesso em: 20 out 2019.

CRIADO, M., FERNÁNDEZ-JIMÉNEZ, A., SOBRADOS, I., PALOMO, A., SANZ, J. Effect of relative humidity on the reaction products of alkali activated fly ash. **Journal of the European Ceramic Society**, v. 32, p. 2799 – 2807, 2012. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2011.11.036. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S095522191100628>. Acesso em: 14 maio 2018.

CULLITY, B.D.; STOCK, S.R. **Elements of X-Ray Diffraction**. 3ª ed. Harlow, Reino Unido: Pearson Education Limited, 2014. 654 p. ISBN 9780201610918.

DA SILVA, A. M., PEREIRA, C. E, DE SOUSA, B. V. Comparative Study of Geopolymeric Materials Using Different Precursors. **Cement and Concrete Composites**. V.48, p. 108-117, 2014.2016. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.881.433. Disponível em: <https://www.scientific.net /MSF.881.433>. Acesso em: 11 set. 2018.

DA SILVA, M.V.; STAINER, D.; AL-QURESHI, H.A.; HOTZA, D. **Blindagens Cerâmicas para Aplicações Balísticas: Uma Revisão**. Cerâmica, Vol. 60, p. 323-331. 2014

DALIR, H., FARAHANI, R.D., LÉVESQUE, M., THERRIAULT, D., 2011, Polymeric Nanoclay Composites. In: REDDY, B.S.R. (ed), **Advances in Diverse Industrial Applications of Nanocomposites**, 1 ed, capítulo 13, InTech.

DALMIS, R., BIRLIK, I., AK AZEM, N. F., ÇELIK, E. Modification of the sedimentation method for PMMA photonic crystal coatings. **Colloids and Surfaces A: Physicochemical and Engineering Aspects**, 577(April), 194–201.2019 DOI: 10.1016/j.colsurfa.2019.05.068 Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0927775719304911>. Acesso em: 13 ago. 2019.

DALMIS, Ramazan, BIRLIKA, Isil, AZEM, N. Funda Ak, ÇELIK, Erdal. Modification of the sedimentation method for PMMA photonic Crystal coatings. **Colloids and Surfaces A** [s.l.], v. 577, p.194-21, maio. 2019. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.colsurfa.2019.05.068. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0927775719304911>. Acesso em: 15 ago. 2019.

DAVIDOVITS, J. **Geopolymer Chemistry and Applications**, Saint-Quentin, France, Institut Géopolymère, 4ª ed, 2015.

DAVIDOVITS, J. **Properties of Geopolymer Cements**, Alkaline cements and Concretes, Kiev-Ukraine, 1994.

DAVIDOVITS, J., HUAMAN, L., DAVIDOVITS, R. Ancient geopolymer in south-American monument. SEM and petrographic evidence. **Materials Letters**, [s.l.], v. 235, p.120-124, jan. 2019. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.matlet.2018.10.033. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0167577X18315982> Acesso em: 30 set. 2019.

DELHOMME, F., AMBROISE, J., & LIMAM, A. Effects of high temperatures on mortar specimens containing Portland cement and GGBFS. **Materials and Structures**, 45(11), 1685–1692. 2012. DOI: 10.1617/s11527-012-9865-7. Disponível em: <http://www.springerlink.com/index/10.1617/s11527-012-9865-7>. Acesso em: 18 jun. 2019.

DIEGUEZ, A.C.O., OLIVEIRA, S.L.N., ARAÚJO, G.S., GALDINO, A.G.S. Comparison of Kambara reactor slag with blast furnace slag for Portland cement industry applications. **Journal of Materials Research and Technology**, [s.l.], v. 8, n. 3, p.2786-2795, maio 2019. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.jmrt.2019.01.030. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2238785418307543#bib0105>. Acesso em: 10 out 2019.

DINNEBIER, R. E., LEINWEBER, A, EVANS, J.S.O. **Rietveld Refinement: Practical Powder Diffraction Pattern Analysis using TOPAS**. Berlim, Walter de Gruyter GmbH, 2019, 349p.

DIPPENAAR, R., 2005. **Industrial uses of slag (the use and re-use of iron and steelmaking slags)**. Ironmak. Steelmak. 32, 35 e 46.

DOWLING, N. E., **Mechanical Behavior of Materials: Engineering Methods for Deformation, Fracture, and Fatigue**. Fracture, and Fatigue. 4ed. London, Pearson Education, 2013.

DUXSON P, FERNANDEZ-JIMINEZ A, PROVVIS JL, LUCKEY GC, PALOMO A, VAN DEVENTER, JSJ. **Geopolymer technology: the current state of the art**. J Mater Sci 2007a; 42:2917–33. DOI: 10.1007/s10853-006-0637-z. Disponível em: <http://link.springer.com/10.1007/s10853-006-0637-z>. Acesso em: 14 maio 2018.

DUXSON, P., MALLICOAT, S. W., LUKEY, G. C., KRIVEN, W.M., VAN DEVENTER, J.S.J. The effect of alkali and Si/Al ratio on the development of mechanical properties of metakaolin based geopolymers. **Colloids and Surfaces A**, v. 292, p. 8 – 20, 2007b. DOI: 10.1016/j.colsurfa.2006.05.044. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0927775706004493>. Acesso em: 25 Jul. 2018.

DŽUNUZOVIĆ, N., KOMLJENOVIC, M., NIKOLIC´, N., IVANOVIC, T. External sulfate attack on alkali-activated fly ash-blast furnace slag composite. **Construction and Building Materials**, [s.l.], v. 157, p.737-747, dez. 2017. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.conbuildmat.2017.09.159. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061817319852>. Acesso em: 04 jan. 2018.

FERNANDES, D.P. Estudo de estabilização química, geomecânica e ambiental das escórias de aciaria LD para fins de aplicação como material de lastro ferroviário em vias sinalizadas. **Dissertação de Mestrado**, Universidade Federal de Ouro Preto. Ouro Preto, 2010.

FIGUEIREDO, A.B.S., JÚNIOR, E.P.L., GOMES, A.V., MELO, G.B.M., MONTEIRO, S.N., BIASI, R.S. Response to Ballistic Impact of Alumina-UHMWPE Composites. **Materials Research**, [s.l.], v. 21, n. 5, p.1-5, 20 ago. 2018. FapUNIFESP (SciELO). DOI: 10.1590/1980-5373-mr-2017-0959. Disponível em: <http://www.scielo.br/pdf/mr/v21n5/1516-1439-mr-21-05-e20170959>. Acesso em: 20 out 2019.

GAY, Daniel. **Composite materials: Design and Applications**. 3. ed. Boca Raton: Crc Press Taylor & Francis Group, 2014. 624 p.

GHAMARI, M., GHASEMIFARD, M. A Survey about Grafting Density of Oleic Acid on Alumina Nano Particles Preparing for PMMA/Al₂O₃ Nanocomposite, **International Journal of Engineering Research & Technology (Ijert)**, Volume 05, Issue 04, April 2016. Disponível em: <https://www.ijert.org/a-survey-about-grafting-density-of-oleic-acid-on-alumina-nano-particles-preparing-for-pmmaal2o3-nanocomposite#cite>. Acesso em: 20 ago. 2019.

GOMES, A. V., CHAGAS, C.F.M., TRINDADE, W., JÚNIOR, E.P.L., JESUS, P.R.R., NASCIMENTO, L.F.C., SANTOS, J.L., CALDEIRA, A.B., MONTEIRO, S.N., LOURO, L.H.L. Alumina com adições de nióbia, sílica e magnésia para proteção balística. **Anais do Congresso Anual da Abm**, [s.l.], p.420-428, out. 2017. Editora Blucher. DOI: 10.5151/1516-392x-30238. Disponível em: <https://abmproceedings.com.br/ptbr/article/alumina-com-adicoes-de-niobia-silica-e-magnesia-para-protecao-balistica>. Acesso em: 20 set. 2018.

GRUBEŠA, I.N., BARIŠIĆ, I., FUCIC, A., BANSODE, S.S. Ferrous slag. Characteristics and Uses of Steel Slag in Building Construction, [s.l.], p.15-30, 2016. **Woodhead Publishing**. Elsevier. DOI: 10.1016/b978-0-08-100368-8.00002-6. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9780081003688000026>. Acesso em: 08 ago. 2018.

GUAN, W., JI, F., CHEN, Q., YAN, P., PEI, L. Synthesis and Enhanced Phosphate Recovery Property of Porous Calcium Silicate Hydrate Using Polyethyleneglycol as Pore-Generation Agent. **Materials**, [s.l.], v. 6, n. 7, p.2846-2861, 15 jul. 2013. MDPI AG. DOI: 10.3390/ma6072846. Disponível em: <http://www.mdpi.com/1996-1944/6/7/2846>. Acesso em: 03 jan. 2018.

HARDJITO, D., WALLAH, S. E., SUMAJOUW, D. M. J., RANGAN, B. V. **On the development of fly ash based geopolymers concrete**. ACI Materials Journal, v. 101, p.467 – 472, 2004.

HASHEM, M. REZ, AL REZ, M., FOUAD, H., ELSARNAGAWY, T., ELSHARAWY, M. A., AHMAD, U., ASSERY, M., ANSARI, S. G. Influence of Titanium Oxide Nanoparticles on the Physical and Thermomechanical Behavior of Poly Methyl Methacrylate (PMMA): A Denture Base Resin. **Science of Advanced Materials**, [s.l.], v. 9, n. 6, p.938-944, 1 jun. 2017. American Scientific Publishers. DOI:10.1166/sam.2017.3087. Disponível em: <http://www.ingentaconnect.com/content/10.1166/sam.2017.3087>. Acesso em: 20 ago. 2019.

HATANAKA, L. C., AHMED, L., SACHDEVA, S., WANG, Q., CHENG, Z., MANNAN, M.S. Thermal degradation and flammability of nanocomposites composed of silica cross-linked to poly(methyl methacrylate). **Plastics, Rubber and Composites**, [s.l.], v. 45, n. 9, p.375-381, 28 jul. 2016. Informa UK Limited. DOI: 10.1080/14658011.2016.1204773. Disponível em: <https://www.tandfonline.com/doi/abs/10.1080/14658011.2016.1204773>. Acesso em: 20 ago. 2019.

HEAH, C. Y., KAMARUDIN, H., MUSTAFA AI B., A. M., BINHUSSAIN, M., LUQMAN, M., KHAIRUL N., I., RUZAIDI, C. M., LIEW, Y. M. Effect of curing profile on kaolin-

based geopolymers. **Physics Procedia**, v. 22, p. 305 – 305-311, 2011. DOI: 10.1016/j.phpro.2011.11.048. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1875389211007024>. Acesso em: 03 jan. 2018.

HEIMANN, R. B., **Classic and advanced ceramics**: from fundamentals to applications, Wiley-VCH, Weinheim, 2010, 576 p.

HU, W., GUO, H, CHEN, Y, XIE, R, JIANG, H, HE, P. Experimental investigation and modeling of the rate-dependent deformation behavior of PMMA at different temperatures. **European Polymer Journal**. 85, p.313, 2016. DOI: 10.1016/j.eurpolymj.2016.10.036. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S001430571630711X>. Acesso em: 13 ago. 2018.

HUAIWEI, Z., XIN, H. An overview for the utilization of wastes from stainless steel industries. **Resources, Conservation and Recycling**, [s.l.], v. 55, n. 8, p.745-754, jun. 2011. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.resconrec.2011.03.005. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921344911000425>. Acesso em: 12 ago. 2019.

HUANG, X, JIANG, M., ZHAO, X., TANG, C. Mechanical Properties and Hydration Mechanisms of High-Strength Fluorogypsum-Blast Furnace Slag-Based Hydraulic Cementitious Binder. **Construction and Building Materials**, [S.L.], V. 127, P.137-143, Nov. 2016. Elsevier Bv. DOI: 10.1016/j.conbuildmat.2016.09.152. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061816316026>. Acesso em: 07 jun. 2018.

HUSZANK, R., SZILÁGYIB E., SZOBOSZLAIA Z., SZIKSZAI Z. Investigation of chemical changes in PMMA induced by 1.6 MeV He⁺ irradiation by ion beam analytical methods (RBS-ERDA) and infrared spectroscopy (ATR-FTIR). **Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms**, [s.l.], p.1-5, maio 2019. DOI: 10.1016/j.nimb.2018.05.016. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0168583X18303240>. Acesso em: 07 jun. 2019.

HUSZANK, R., SZILÁGYIB, E., SZOBOSZLAIA, Z., SZIKSZAI, Z. Investigation of chemical changes in PMMA induced by 1.6 MeV He⁺ irradiation by ion beam analytical methods (RBS-ERDA) and infrared spectroscopy (ATR-FTIR). **Nuclear Instruments and Methods In Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms**, [s.l.], v. 450, p.364-368, jul. 2019. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.nimb.2018.05.016. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0168583X18303240>. Acesso em: 15 ago. 2018.

IGNATOVA, A.; SAPOZHNIKOV, S.; DOLGANINA, N. Development of microstructural and voxel-based models of deformation and failure of the porous ceramics for assessment of ballistic performance. **International Journal of Mechanical Sciences**, [s.l.], v. 131-132, p.672-682, out. 2017. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.ijmecsci.2017.07.036. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0020740316312152>. Acesso em: 05 maio 2018.

ITO, T., YOTSUJI, J., NAGAMUNE, A. Development of pig iron and molten slag level measurement technique for blast furnace. **ISIJ International**. 54, 2618 e 2622. DOI: 10.2355/isijinternational.54.2618. Disponível em: <http://jlc.jst.go.jp/DN/JST.JSTAGE/isijinternational/54.2618?lang=en&from=CrossRef&type=abstract>. Acesso em: 17 abr. 2018.

JUNIOR, J.B.S; TOCCHETTO, D.; NEVENÊ, C. **Balística Aplicada aos Locais de Crime**. Campinas: Millennium, 2019. 160 p

JUNIOR, W.S., EMMLER, T., ABETZ, C., HANDGE, U.A., SANTOS, J.F., AMANCIO-FILHO, S.T., ABETZ, V. Friction spot welding of PMMA with PMMA/silica and PMMA/silica-g-PMMA nanocomposites functionalized via ATRP. **Polymer**, [s.l.], v. 55, n. 20, p.5146-5159, set. 2014. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.polymer.2014.08.022. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0032386114007149>. Acesso em: 30 out. 2017.

KARANDIKAR, P. G., EVANS, G. WONG, S., AGHAJANIAN, MK., SENNETT, M. A review of ceramics for armor applications. *Advances in Ceramic Armor IV*, **The American Ceramic Society**, v.29, n. 6, p. 163-175, 2009. DOI: 10.1002/9780470456286.ch16. Disponível em: <https://ceramics.onlinelibrary.wiley.com/doi/pdf/10.1002/9780470456286.ch16>. Acesso em: 15 set. 2018.

KHAIRY, M.; AMIN, N. H.; KAMAL, R. Optical and kinetics of thermal decomposition of PMMA/ZnO nanocomposites. **Journal of Thermal Analysis and Calorimetry**, [s.l.], v. 128, n. 3, p.1811-1824, 6 jan. 2017. Springer Science and Business Media LLC. DOI:10.1007/s10973-016-6062-x. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/s10973-016-6062-x#citeas>. Acesso em: 20 ago. 2019.

KOMNITSAS, K., ZAHARAKI, D., Geopolymerisation: A review and prospects for the minerals industry. **Minerals Engineering**, V. 20, p. 1261 – 1277, 2007. DOI: 10.1016/j.mineng.2007.07.011. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S089268750700204X>. Acesso em: 16 ago. 2018.

KOMNITSAS, K.; ZAHARAKI, D.; PERDIKATSI, V. Effect of synthesis parameters on the compressive strength of low-calcium ferronickel slag inorganic polymers **Journal of Hazardous Materials**, V. 161, p. 760 – 768, 2009. DOI: 10.1016/j.jhazmat.2008.04.055. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0304389408005451>. Acesso em: 22 fev. 2019.

KONCAR, V. Composites and hybrid structures. **Smart Textiles for In Situ Monitoring of Composites**, [s.l.], p.153-215, 2019. Elsevier. DOI: 10.1016/B978-0-08-102308-2.00002-4. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9780081023082000024>. Acesso em: 14 maio 2019.

KOVALCHUK, G., FERNÁNDEZ-JIMÉNEZ, A., PALOMO, A. Alkali-activated fly ash: effect of thermal curing conditions on mechanical and microstructural development-Part II. **Fuel**, v. 86, p. 315-322, 2007. DOI: 10.1016/j.fuel.2006.07.010. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0016236106002821>. Acesso em: 23 set. 2018.

KOVÁRIK T, RIEGER, D, KADLEC, J, KRENEK, T, KULLOVÁ, L, POLA, M, BELSKY, P, FRANCE, P, RÍHA, J. Thermomechanical Properties of Particle-Reinforced Geopolymer Composite with Various Aggregate Gradation of Fine Ceramic Filler. **Construction and Building Materials**, [S.L.], V. 143, P.599-606, jul. 2017. DOI: 10.1016/j.conbuildmat.2017.03.134. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061817305226>. Acesso em: 15 ago. 2017

KRISKOVA, L., PONTIKES, Y., PANDELAERS, L., CIZER, O., JONES, P., BALEN, K., BLANPAIN, B., 2013. Effect of high cooling rates on the mineralogy and hydraulic properties of stainless-steel slags. **Metallurgical and Materials Transactions B**. v 44, p1173-1184. DOI: 10.1007/s11663-013-9894-9. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/s11663-013-9894-9>. Acesso: 11 out. 2018.

KRISKOVA, L., PONTIKES, Y., PANDELAERS, L., CIZER, O., JONES, P., BALEN, K., BLANPAIN, B., 2013. Effect of high cooling rates on the mineralogy and hydraulic properties of stainless-steel slags. **Metallurgical and Materials Transactions B**. v 44, p1173-1184. DOI: 10.1007/s11663-013-9894-9. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/s11663-013-9894-9>. Acesso: 11 out. 2018.

KUMAR, S., KUMAR, R., MEHROTRA, S. P. Influence of granulated blast furnace slag on the reaction, structure and properties of fly ash based geopolymer. **Journal of Materials Science**, [s.l.], v. 45, n. 3, p.607-615, fev. 2010. Springer Science and Business Media LLC. DOI: 10.1007/s10853-009-3934-5. Disponível em: <http://link.springer.com/10.1007/s10853-009-3934-5>. Acesso em: 30 set. 2019.

LARKIN, Peter. **Infrared and Raman Spectroscopy: Principles and Spectral interpretation**. 1ªEd. Elsevier. 2011

LEÓN, J.M., LOOCK, F.V., BERNARDO, V., FLECK, N.A., RODRÍGUEZ-PÉREZ, M.A. The influence of cell size on the mechanical properties of nanocellular PMMA. **Polymer**, [s.l.], v. 181, p.1-6, out. 2019. Elsevier BV. DOI:10.1016/j.polymer.2019.121805. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0032386119308110> Acesso em: 19 set. 2019.

LEONG, H.Y, ONG D.E.L, SANJAYAN, J.G, NAZARI, A. The effect of different Na₂O and K₂O ratios of alkali activator on compressive strength of fly ash based-geopolymer. **Construction and Building Materials**, [s.l.], v. 106, p.500-511, mar. 2016. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.conbuildmat.2015.12.141. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061815308126>. Acesso em: 04 abr. 2018.

LERARI D, PEETERBROECK S, BENALI S, BENABOURA A, DUBOIS P. Use of a new natural clay to produce poly(methyl methacrylate)-based nanocomposites. **Polymer International**. 2010; 59(1):71-77. DOI: 10.1002 / pi.2691. Disponível em: <http://doi.wiley.com/10.1002/pi.2691>. Acesso em: 24 nov. 2018.

LIU, Danfeng., LIA, Wei., ZHANGA, Nan., HUANGA, Ting., YANGA, Jinghui., WANG, Yong. **Graphite oxide-driven miscibility in PVDF/PMMA blends: Assessment through dynamic rheology method**. European Polymer Journal, [s.l.], v. 96, p.232-247, nov. 2017. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.eurpolym j.2017.09.018. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S001430571731248X> Acesso em: 05 mar. 2018.

LIU, J, YU, Q, ZUO, Z, YANG, F, DUAN, W, QUI, Q. Blast furnace slag obtained from dry granulation method as a component in slag cement. **Construction and Building Materials**, [s.l.], v. 131, p.381-387, jan. 2017. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.conbuildmat.2016.11.040. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061816318001>. Acesso em: 07 jun. 2018.

LIU, L., MIN, F., CHEN, J., LU, F., SHEN, L. The adsorption of dodecylamine and oleic acid on kaolinite surfaces: Insights from DFT calculation and experimental investigation. **Applied Surface Science**, [s.l.], v. 470, p.27-35, mar. 2019. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.apsusc.2018.11.104. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0169433218331829>. Acesso em: 14 maio 2019.

MANO, E. B.; MENDES, L. C; **Introdução a polímeros**, 2a ed., Edgard Blücher Ltda: São Paulo, 1999.

MASUERO, A.; DAL MOLIN D.; VILELA, A. Estabilização e viabilidade técnica da utilização de escórias de aciaria elétrica. **Ambiente Construído**. Porto Alegre, RS. Vol. 4, n. 2, p. 57-81, abr. 2004. Disponível em: <http://hdl.handle.net/10183/31652>. Acesso em: 14 ago. 2018.

MEDVEDOVSKI, E. Ballistic Performance of Armour Ceramics: Influence of Design and Structure. Part 1. **Ceramics International**. Vol. 36, p. 2103-2115. 2010. DOI: 10.1016/j.ceramint.2010.05.021. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0272884210002087>. Acesso em: 24 out. 2018.

MILLER, F. A.; WILKINS, C. H. **Infrared Spectra and Characteristic Frequencies of Inorganic Ions**. **Analytical Chemistry**, Volume 24, No.8, August 1952.

MIYAMOTO, T., TORII, K., AKAHANE, K., HAYASHIGUCHI, S. Production and Use of Blast Furnace Slag Aggregate for Concrete. Production and use of blast furnace slag aggregate for concrete. **Nippon Steel & Sumitomo Metal Technical**. No. 109 jul. 2015, p. 102-108. Disponível em: <https://www.nipponsteel.com/en/tech/report/nssmc/pdf/109-18.pdf>. Acesso em: 01 maio 2019. Acesso em: 01 maio 2019.

MOHAMMADI, M., FAZLI, H, KAREVAN, M, DAVOODI, J. The glass transition temperature of PMMA: A molecular dynamics study and comparison of various determination methods. **European Polymer Journal**. 91, p.121, 2017. DOI: 10.1016/j.eurpolymj.2017.03.056. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S001430571631237X>. Acesso em: 18 ago. 2018.

MOHASSAB, Y., SOHN, H.Y. Analysis of Slag Chemistry by FTIR-RAS and Raman Spectroscopy: Effect of Water Vapor Content in H₂-H₂O-CO-CO₂ Mixtures Relevant to a Novel Green Ironmaking Technology. **Steel Research International**, [s.l.], v. 86, n. 7, p.740-752, 3 out. 2014. DOI: 10.1002/srin.201400186. Disponível em: <http://doi.wiley.com/10.1002/srin.201400186>. Acesso em: 17 jun. 2018.

MONTENEGRO, J.M., CELEMÍN-MATACHANA, M., CAÑIZAL, J., MARQUÍNEZ, J. Ladle Furnace Slag in the Construction of Embankments: Expansive Behavior. **Journal of Materials in Civil Engineering**, [s.l.], v. 25, n. 8, p.972-979, ago. 2013. American Society of Civil Engineers. DOI: 10.1061/(asce)mt.1943-5533.0000642.

Disponível em: <https://ascelibrary.org/doi/10.1061/%28ASCE%29MT.1943-5533.0000642>. Acesso em: 10 ago. 2018.

MORREL, R. **NPL Measurement Good Practice Guide - Elastic Module Measurement**. UK National Physical Laboratory Report, n. 98, 2006. 100 p. Disponível em: <http://eprintspublications.npl.co.uk/3782/1/MGPG98.pdf>. Acesso: 15 jun 2018.

MOUKANNAA, S., NAZARI, A., BAGHERI, A., LOU TOU, M., SANJAYAN, J.G., HAKKOU, R. Alkaline fused phosphate mine tailings for geopolymer mortar synthesis: Thermal stability, mechanical and microstructural properties. **Journal of Non-crystalline Solids**, [s.l.], v. 511, p.76-85, maio 2019. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.jnoncrysol.2018.12.031. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0022309319300584> Acesso em: 18 set. 2019.

MUÑIZ-VILLARREAL, M.S., MANZANO-RAMÍREZ, A., SAMPIERI-BULBARELA, S., GASCA-TIRADO, J.R, REYES-ARAIZA, J.L., RUBIO-ÁVALOS, J.C., PÉREZ-BUENO, J.J., APATIGA, L.M. ZALDIVAR-CADENA, A., AMIGÓ-BORRÁS, V. The effect of temperature on the geopolymerization process of a metakaolin-based geopolymer. The effect of temperature on the geopolymerization process of a metakaolin-based geopolymer. **Materials Letters**, [s.l.], v. 65, n. 6, p.995-998, mar. 2011. DOI: 10.1016/j.matlet.2010.12.049. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0167577X1001106>. Acesso em: 02 jun. 2019.

NAKAMOTO, K. **Infrared and Raman Spectra of Inorganic and Coordination Compounds. Part A: Theory and Applications in Inorganic Chemistry**. Sixth Edit ed. Canadá: John Wiley & Sons, 2009.

NATH, S.K., MAITRA, S., MUKHERJEE, S., KUMAR, S. Microstructural and morphological evolution of fly ash based geopolymers. **Construction and Building Materials**, [s.l.], v. 111, p.758-765, maio 2016. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.conbuildmat.2016.02.106. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061816301696>. Acesso em: 30 set. 2019.

NATIONAL INSTITUTE OF JUSTICE (NIJ). **Standards-0101.06**. Ballistic Resistance of Body Armor. U.S. Department of Justice/Office of Justice Programs - National Institute of Justice. USA. 2008. Disponível em: <https://nij.ojp.gov/library/publications/ballistic-resistance-body-armor-nij-standard-010106>. Acesso em: 01 ago. 2018.

NATIONAL SLAG ASSOCIATION – NSA. Blast Furnace Slag. **Technical Bulletin**. USA, 2013. Disponível em: <http://www.nationalslag.org/blast-furnace-slag>. Acesso: 14 de maio de 2019.

NAVARRO, C.; DÍAZ, M.; VILLA-GARCÍA, M. A. Physico-Chemical Characterization of Steel Slag. Study of its Behavior under Simulated Environmental Conditions. **Environmental Science & Technology**, [s.l.], v. 44, n. 14, p.5383-5388, 15 jul. 2010. American Chemical Society (ACS). DOI: 10.1021/es100690b. Disponível em: <https://pubs.acs.org/doi/10.1021/es100690b>. Acesso em: 03 jan. 2018.

NECKEL L., HOTZA D., STAINER D., JANSSEN R., LEZANA A.G.R., DIAS A. AL-QURESH, H. A. I, Solutions for Impact over Aerospace Protection. **Key Engineering Materials**, [s.l.], v. 488-489, p.25-28, set. 2012. DOI: 10.4028/www.scientific.net/

KEM.488-489.25. Disponível em: [https://www.scientific.net /KEM.488-489.25](https://www.scientific.net/KEM.488-489.25) Acesso em: 19 fev. 2019.

OLAD, A. Polymer/Clay Nanocomposites. In: REDDY, B.S.R. (ed), **Advances in Diverse Industrial Applications of Nanocomposites**, 1 ed, capítulo 7, InTech,2011. DOI: 10.5772/14464. Disponível em: [https://www.intechopen.com/ books/advances-in-diverse-industrial-applications-of-nanocomposites/polymer-clay-nanocomposites](https://www.intechopen.com/books/advances-in-diverse-industrial-applications-of-nanocomposites/polymer-clay-nanocomposites) Acesso em: 07 fev. 2019.

OLIVIA, M., NIKRAZ, H.R. Strength and Water Penetrability of Fly Ash Geopolymer Concrete. **Journal of Engineering and Applied Sciences**, VOL. 6, NO. 7, JULY 2011. ISSN 1819-6608. Disponível em: http://www.arpnjournals.com/jeas/research_papers/rp_2011/jeas_0711_525.pdf. Acesso em: 03 jan. 2017.

OLIVIA, M.; SARKER, P.; NIKRAZ, H.; Water Penetrability of Low Calcium Fly Ash Geopolymer Concrete. **Conference on Constitution and Building Technol International**, p517-530, 2008. Disponível em: <https://espace.curtin.edu.au/handle/20.500.11937/35195>. Acesso em: 16 ago. 2018.

OSUNTOKUN, J., AJIBADE, P. A. Structural and Thermal Studies of ZnS and CdS Nanoparticles in Polymer Matrices. **Journal of Nanomaterials**, [s.l.], v. 2016, p.1-14, 2016. Hindawi Limited. DOI:10.1155/2016/3296071. Disponível em: <https://www.hindawi.com/journals/jnm/2016/3296071>. Acesso em: 30 out. 2019.

PAIVA, L. B., MORALES, A. R., GUIMARÃES, T. R. Propriedades mecânicas de nanocompósitos de polipropileno e montmorilonita organofílica. **Polímeros**, [s.l.], v. 16, n. 2, p.136-140, jun. 2006. FapUNIFESP (SciELO). DOI: 10.1590/s0104-14282006000200014. Disponível em: http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S0104-14282006000200014. Acesso em: 27 out. 2018.

PALANKAR, N. SHANKAR, A.U.R.; MITHUN B.M. Studies on Eco-friendly Concrete Incorporating Industrial Waste as Aggregates, **International Journal of Sustainable Built Environment**, 2015. DOI: 10.1016/j.ijsbe.2015.05.002 Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2212609015000278>. Acesso em: 18 ago. 2018.

PEDROSA, R.A.A. **Estudo da viabilidade técnica e econômica do uso de agregados de escória de aciaria em concreto betuminoso usinado a quente**. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Ouro Preto. Ouro Preto, 2010.

PEREIRA, A.P.S, SILVA, M.H.P, JUNIOR, E.P.L, PAULA, A.S, RAMOS, F.J.T.V. Processing and Characterization of PET Composites Reinforced with Geopolymer Concrete Waste. **Materials Research**, [s.l.], v. 20, n. 2, p.411-420, 9 out. 2017. DOI: 10.1590/1980-5373-mr-2017-0734. Disponível em: <http://www.scielo.br/pdf/mr/v20s2/1516-1439-mr-1980-5373-MR-2017-0734.pdf> Acesso em: 21 mar. 2018.

PEREIRA, H.S, GAMA A. J.M, CAMARGO M.S, KORNDORFER, G.H. Reatividade de escórias silicatadas da indústria siderúrgica. **Ciência e Agrotecnologia**, [s.l.], v. 34, n. 2, p.382-390, abr. 2010. DOI: 10.1590/S1413-70542010000200016. Disponível em: <http://www.scielo.br/pdf/cagro/v34n2/16.pdf>. Acesso em: 14 dez. 2018.

PHAIR, J.W.; VAN DEVENTER, J.S.J.; SMITH, J.D., Mechanism of polysialation in the incorporation of zirconia into fly ash-based geopolymers. **Ind. Eng. Chem. Res.**, v. 39, p.2925–2934, 2002. DOI: 10.1021/ie990929w. Disponível em: <https://pubs.acs.org/doi/10.1021/ie990929w>. Acesso em: 04 mar. 2018.

PHILIP, P., JOSE T., CHACKO, J.K., PHILIP K.C., THOMAS P.C. Preparation and characterisation of surface roughened PMMA electrospun nanofibers from PEO - PMMA polymer blend nanofibers. **Polymer Testing**, [s.l.], v. 74, p.257-265, abr. 2019. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.polymertesting.2019.01.009. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0142941818316568>. Acesso em: 07 jul. 2018.

PIQUÉ, T.M., VÁZQUEZ, A. Uso de espectroscopía Infrarroja com transformada de Fourier (FTIR) en el estudio de la hidratación del cemento, **Concreto y cemento**. Investigación y Desarrollo, vol.3, núm 2, de la pág 62 a 71, enero-junio, 2012. Disponível em: <http://www.scielo.org.mx/pdf/ccid/v3n2/v3n2a4.pdf>. Acesso em: 18 set. 2018.

POLLA, M.B., FABRIS, D.C.N., DE NONI JR, A., MONTEDO, O.R.K. Desempenho balístico de estruturas multicamadas à base de alumina/epóxi. **Cerâmica**, [s.l.], v. 65, n. 374, p.207-215, jun. 2019. DOI: 10.1590/0366-69132019653742457. Disponível em: http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S036669132019000200207. Acesso em: 20 set. 2019.

PRANDEL, L.V., SAAB, S.C.C., BRINATTI, A. M. et alM., GIAROLA, N.F.B., LEITE, W.C., CASSARO, F.A.M. Mineralogical analysis of clays in hardsetting soils horizons, by X-ray fluorescence and X-ray diffraction using rietveld method. **Radiation Physics and Chemistry**. 2013. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/Science/article/abs/pii/S0969806X12005154>. Acesso em: 14 jun. 2019.

PROVIS J.L, MUNTINGH Y., LLOYD R.R, XU H, KEYTE L.M, LORENZEN L., KRIVENKO P.V., DEVENTER J.S.J.V. Will geopolymers stand the test of time? **Ceramic Engineering and Science Proceedings**, 28(9), 235–248, 2007. DOI: 10.1002/9780470339749.ch22. Disponível em: <https://ceramics.onlinelibrary.wiley.com/doi/10.1002/9780470339749.ch22>. Acesso em: 20 nov. 2018.

PROVIS, J.L., DEVENTER, J.S.J.V. **Geopolymers: Structures, Processing, Properties and Industrial Applications**, 1ª ed., Elsevier, 2009.

PROVIS, J.L., LUKEY, G.C., DEVENTER, J.S.J.V. Do geopolymers actually contain nanocrystalline zeolites? – A re-examination of existing results. **Chemistry of Materials**, 17, 3075–3085. 2005. DOI: 10.1021/cm050230i. Disponível em: <https://pubs.acs.org/doi/10.1021/cm050230i>. Acesso em: 23 ago. 2018.

PRUD'HOMME, E., MICHAUD, P. JOUSSEIN, E., PEYRATOUT, C., SMITH A., ARRIL-CLACENS, S., CLACENS, J.M., ROSSIGNOL, S. Silica fume as porogent agent in geo-materials at low temperature. **Journal of the European Ceramic Society**, [s.l.], v. 30, n. 7, p.1641-1648, maio 2010. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2010.01.014. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0955221910000282>. Acesso em: 14 maio 2019.

QIU, J., ZHAO, Y., XING, J., SUN, X. Fly Ash/Blast Furnace Slag-Based Geopolymer as a Potential Binder for Mine Backfilling: Effect of Binder Type and Activator Concentration. **Advances in Materials Science and Engineering**, [s.l.], v. 2019, p.1-12, 18 mar. 2019. Hindawi Limited. DOI: 10.1155/2019/2028109. Disponível em: <https://www.hindawi.com/journals/amse/2019/2028109/>. Acesso em: 30 set. 2019.

RAMESHKUMAR, C. SAROJINI, S., NARESH, K., SUBALAKSHMI, R. Preparation and Characterization of Pristine PMMA and PVDF Thin Film using Solution Casting Process for Optoelectronic Devices. **Journal Of Surface Science And Technology**, [s.l.], v. 33, n. 1-2, p.12-18, 24 jul. 2017. Informatics Publishing Limited. DOI:10.18311/jsst/2017/6215. Disponível em: <http://informaticsjournals.com/index.php/jsst/article/view/6215>. Acesso em: 20 ago. 2019.

RAMOS, F. J. H. T. V., MENDES, L. C., CESTARI, S. P. Organically modified concrete waste with oleic acid: Preparation and characterization. **Journal of Thermal Analysis and Calorimetry**, 119(3), 1895–1904. 2015. DOI: 10.1007/s10973-014-4358-2. Disponível em: <http://link.springer.com/10.1007/s10973-014-4358-2>. Acesso em: 23 out. 2018.

REBELO, M.M, CUNHA, M.V.P.O, CORRÊA, J.A.M. Hidróxidos Duplos Lamelares À Base De Escória De Alto Forno. **Quim. Nova**, vol. 35, no. 5, 883-888, 2012. DOI: 10.1590/S0100-40422012000500004. Disponível em: http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S0100-40422012000500004&lng=pt&nrm=isso&tlng=en. Acesso em: 13 ago. 2018.

REN, B., SUN, J., BAI, S. Phase transformation and morphology control of zeolite LZ-277 with alkaline media in $\text{Na}_2\text{O}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2-\text{H}_2\text{O}$ system. **Microporous And Mesoporous Materials**, [s.l.], v. 201, p.228-233, jan. 2015. Elsevier BV. DOI:10.1016/j.micromeso.2014.09.007. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S1387181114005095>. Acesso em: 30 set. 2019.

RITTEL, D., DOROGOY, A. Impact of thick PMMA plates by long projectiles at low velocities. Part I: Effect of head's shape. **Mechanics of Materials**, [s.l.], v. 70, p.41-52, mar. 2014. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.mechmat.2013.11.010. Acesso em: 06 mar. 2018

RIZZO, E. M. S. Processo de Fabricação De Ferro-Gusa em Alto-Forno. São Paulo: **ABM**, 2009. 278 p

ROMAGNOLI, M.; LEONELLI, C.; KAMSE E.; GUALTIERI M. L., Rheology of Geopolymer by DOE approach. **Cons. and Buil. Mat.** v. 36 p 251–258, 2012. DOI: 10.1016/j.conbuildmat.2012.04.122. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061812003261>. Acesso em: 08 jul. 2019.

ROSALES, J., CABRERA, M., AGRELA, F. Effect of stainless-steel slag waste as a replacement for cement in mortars. Mechanical and statistical study. **Construction and Building Materials**, [s.l.], v. 142, p.444-458, jul. 2017. Elsevier BV. DOI:10.1016/j.conbuildmat.2017.03.082. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0950061817304555> Acesso em: 13 set. 2018.

RUNTTI, H., LUUKKONEN, T., NISKANEN, M., TUOMIKOSKI, S., KANGAS, T., TYNJAL P., TOLONEN, E., SARKKINEN, M., KEMPPAINEN, K., RAM, J., LASSI, U. Sulphate removal over barium-modified blast-furnace-slag geopolymer. **Journal of Hazardous Materials**, [s.l.], v. 317, p.373-384, nov. 2016. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.jhazmat.2016.06.001. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0304389416305568>. Acesso em: 05 jan. 2018.

RYU, G. S., LEE, Y. B., KOH, K.T., CHUNG, Y.S. The mechanical properties of fly ash-based geopolymer concrete with alkaline activators. **Construction and Building Materials**, [s.l.], v. 47, p.409-418, out. 2013. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.conbuildmat.2013.05.069. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061813004674>. Acesso em: 05 jan. 2018.

SAGOE-CRENTSIL, K. Properties and Performance of Si-Rich Geopolymer Binder Systems. **Mechanical Properties and Performance of Engineering Ceramics and Composites Iv**, [s.l.], p.263-269, 16 dez. 2010. John Wiley & Sons, Inc. DOI: 10.1002/9780470584262.ch25. Disponível em: <https://ceramics.onlinelibrary.wiley.com/doi/pdf/10.1002/9780470584262.ch25>. Acesso em: 12 abr. 2017.

SEVERO, C. G. S., COSTA, D. L., BEZERRA, M. T., MENEZES R.R, NEVES, G. A. Características, particularidades e princípios científicos dos materiais ativados alcalinamente. **Revista Eletrônica de Materiais e Processos**, v.8.2 (2013) 55 –67. Disponível em: <http://www2.ufcg.edu.br/revista-remap/index.php/REMAP/article/viewFile/334/276>. Acesso em: 25 jul. 2017.

SHOBHANA, E. X-Ray Diffraction and UV-Visible Studies of PMMA Thin Films. **International Journal of Modern Engineering Research (IJMER)**, Vol.2, Issue.3, May-June 2012 pp-1092-1095. ISSN: 2249-6645. Disponível em: http://www.ijmer.com/papers/Full-Issue/Vol.2_issue3.pdf. Acesso em: 03 jan. 2017.

SILVA, B.M.C., CUNHA, A.A., MENDES, J.J., SOLÉ, R.A.L., KRUGUER, F.L.V., ARAÚJO, F.G.S. Caracterização Tecnológica de Escórias de Aciaria. **Anais do Seminário de Aciaria, Fundação e Metalurgia de Não-ferrosos**, [s.l.], p.248-255, set. 2017. Editora Blucher. DOI: 10.5151/1982-9345-27645. Disponível em: <https://abmproceedings.com.br/ptbr/article/caracterizacao-tecnologica-de-escorias-de-aciaria>. Acesso em: 20 ago. 2018.

SINGH, B.; ISHWARYA, G.; GUPTA, M.; BHATTACHARYYA, S.K. Geopolymer concrete: A review of some recent developments. CSIR-Central Building Research Institute, Roorkee 247667, India, in: **Jornal Construction and Building Materials**, march 2015. DOI: 10.1016/j.conbuildmat.2015.03.036. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061815002834>. Acesso em: 09 ago. 2018.

SIVASAKTHI, M., JEYALAKSHMI, R., RAJAMANE, N.P., REVATHI, T. Use of Analytical Techniques for the Identification of the Geopolymer Reactions. **Oriental Journal of Chemistry**, [s.l.], v. 33, n. 04, p.2103-2110, 25 ago. 2017. Oriental Scientific Publishing Company. DOI: <http://dx.doi.org/10.13005/ojc/330461>. Disponível em: <http://www.orientjchem.org/vol33no4/use-of-analytical-techniques-for-the-identification-of-the-geopolymer-reactions>. Acesso em: 09 ago. 2018.

SIYAL, A., AZIZLI, A.K, MAN, Z., ISMAIL, L., KHAN, M.I. Geopolymerization kinetics of fly ash based geopolymers using JMAK model. **Ceramics International**, [s.l.], v. 42, n. 14, p.15575-15584, nov. 2016. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.ceramint.2016.07.006. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0272884216310604>. Acesso em: 09 ago. 2018.

SONGPIRIYAKIJ, S., KUBPRASIT, T., JATURAPITAKKUL, C., CHINDAPRASIRT, P. Compressive strength and degree of reaction of biomass- and fly ash-based geopolymer. **Construction and Building Materials**, [s.l.], v. 24, n. 3, p.236-240, mar. 2010. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.conbuildmat.2009.09.002. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061809003109>. Acesso em: 14 maio 2019.

SURESH, D., NAGARAJU, K. Ground Granulated Blast Slag (GGBS) In Concrete - A Review. **Journal of Mechanical and Civil Engineering**, v. 12, n. 4, p.76-82, jul. 2015. DOI: 10.9790/1684-12467682. Disponível em: <https://pdfs.semanticscholar.org/9ae2/7316a54c60c1abf11f1ce6bf13619bd65d1f.pdf>. Acesso em: 14 nov. 2018.

SURESH, S.S., MOHANTY, S., NAYAK, S.K.. Preparation and characterization of recycled blends using poly (vinyl chloride) and poly(methyl methacrylate) recovered from waste electrical and electronic equipments. **Journal of Cleaner Production**, [s.l.], v. 149, p.863-873, abr. 2017. Elsevier BV. DOI:10.1016/j.jclepro.2017.02.057. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0959652617302718#sec3> Acesso em: 11 out. 2019.

TAWADROUS, R.I., ATTIA, W.A., LAISSY, M.Y. Using ceramic plates as shielding for concrete blocks against projectile penetration. **Hbrc Journal**, [s.l.], v. 12, n. 3, p.263-271, dez. 2016. DOI: 10.1016/j.hbrcj.2014.11.011. Disponível em: <https://www.tandfonline.com/doi/full/10.1016/j.hbrcj.2014.11.011>. Acesso em: 17 dez. 2017.

TCHADJÍÉ, L.N., DJOBO, J.N.Y., RANJBAR, N., TCHAKOUTÉ, H.K., KENNE, B.B.D., ELIMBI, A., NJOPWOOU, D. Potential of using granite waste as raw material for geopolymer synthesis. **Ceramics International**, [s.l.], v. 42, n. 2, p.3046-3055, fev. 2016. Elsevier BV. DOI:10.1016/j.ceramint.2015.10.091. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0272884215019938> Acesso em: 18 set. 2019.

THOMAS, C., ROSALES, J., POLANCO, J.A., AGRELA, F. Steel slags. New Trends in Eco-efficient And Recycled Concrete, [s.l.], p.169-190, 2019. **Woodhead Publishing Series in Civil and Structural Engineering**. Elsevier. DOI: 10.1016/b978-0-08-102480-5.00007-5. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9780081024805000075>. Acesso em: 09 set. 2019.

UNALAN, I.U., CERRI, G. MARCUZZO, E., COZZOLINO, C.A., FARRIS, S. Nanocomposite films and coatings using inorganic nanobuilding blocks (NBB): current applications and future opportunities in the food packaging sector. **Rsc Adv.**, [s.l.], v. 4, n. 56, p.29393-29428, 2014. **Royal Society of Chemistry** (RSC). DOI: 10.1039/C4RA01778A. Disponível em: <https://pubs.rsc.org/en/content/articlelanding/2014/RA/C4RA01778A#!divAbstract>. Acesso em: 01 jun. 2018.

USIMINAS - Usinas Siderúrgicas de Minas Gerais S.A, **Usiminas retoma produção do Alto-Forno 1 em Ipatinga**. Disponível em: <https://www.usiminas.com/blog/usiminas-retoma-producao-do-alto-forno-1-em-ipatinga/>. Acesso: 14 de maio de 2019

VAN DEVENTER, J.S.J.; PROVIS, J.L.; DUXSON, P. Technical and commercial progress in the adoption of geopolymers. **Minerals Engineering**, [s.l.], v. 29, p.89-104, mar. 2012. DOI: 10.1016/j.mineng.2011.09.009. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0892687511003426>. Acesso em: 02 jun. 2019.

VICKERS, L, VAN RIESEN, A.V., RICKARD, W.D.A. Thermal Properties of Geopolymers. **Springerbriefs In Materials**, [s.l.], p.77-98, 2015. Springer Singapore. DOI:10.1007/978-981-287-311-8_5. Disponível em: <https://link.springer.com/book/10.1007%2F978-981-287-311-8>. Acesso em: 02 ago 2018.

VILLA, C., PECINA E.T., TORRES, R., GÓMEZ, L. Geopolymer synthesis using alkaline activation of natural zeolite. **Construction and Building Materials**, vol.24, Issue 11, p. 2084-2090, 2010. DOI: 10.1016/j.conbuildmat.2010.04.052. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S095006181000173X>. Acesso em: 17 set. 2018.

WAGNER, M. Thermal Analysis in Practice: Fundamental Aspects. 1ed, **Munich Hanser Publishers**, 2018. DOI: 10.3139/9781569906446.fm. Disponível em: <https://www.hanser-elibrary.com/doi/10.3139/9781569906446.fm>. Acesso em: 02 jun.2019.

WANG, K., QIAN, C., WANG, R. The properties and mechanism of microbial mineralized steel slag bricks. **Construction and Building Materials**, [s.l.], v. 113, p.815-823, jun. 2016. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.conbuildmat.2016.03.122. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0950061816304251#s0030> Acesso em: 18 out. 2019.

WANG, L.; KANESALINGAM, S.; NAYAK, R.; PADHYE, R. Recent trends in Ballistic Protection. **Textiles and Light Industrial Science and Technology (TLIST)**, Vol. 3. P. 37-47. 2014a. Elsevier BV. DOI: 10.14355 / tlist.2 014.03.007. Disponível em: <http://www.tlist-journal.org>. Acesso em: 13 jun. 2018.

WANG, S., PENG, X., TANG L., ZENG, L., LAN, C. Influence of inorganic admixtures on the 11Å-tobermorite formation prepared from steel slags: XRD and FTIR analysis. **Construction and Building Materials**, [s.l.], v. 60, p.42-47, jun. 2014b. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.conbuildmat.2014.03.002. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0950061814002475>. Acesso em: 03 jan. 2018.

WANG, X., WU, L., LI, J. Influence of Nanozirconia on the Thermal Stability of Poly (methyl methacrylate) Prepared by In Situ Bulk Polymerization, **Journal of Applied Polymer Science**, v. 117, pp. 163–170., 2010. DOI: 10.1002/app.31970. Disponível em: <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/full/10.1002/app.31970>. Acesso em: 14 ago. 2018.

WENTAO, Z., LEI, G., LIU, Y., WANG, W., SONG, T., FAN, J. Approach to osteomyelitis treatment with antibiotic loaded PMMA. **Microbial Pathogenesis**, [s.l.],

v. 102, p.42-44, jan. 2017. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.micpath.2016.11.016. Disponível em: <http://europepmc.org/abstract/med/27894964>. Acesso em: 14 ago. 2018.

WU, M., CHAN, S., LIN, T., LU, C., SU, W. Detection of volatile organic compounds using electrospun P3HT/PMMA fibrous film. **Journal of The Taiwan Institute of Chemical Engineers**, [s.l.], v. 78, p.552-560, set. 2017. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.je20.20.06.036 Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1876107017303310>. Acesso em: 16 jul. 2018.

WYPYCH, G. **Handbok of Polymers**. Toronto: Chemtec Publishing, 2013. 686 p

XU, C., NI, W., LI, K., ZHANG, S., LI, Y., XU, D. Hydration mechanism and orthogonal optimisation of mix proportion for steel slag–slag-based clinker-free prefabricated concrete. **Construction and Building Materials**, [s.l.], v. 228, p.1-9, dez. 2019. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.conbuildmat.2019.117036. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S095006181932478X#s0055>. Acesso em: 18 out. 2019.

XUQUAN, H., MINGMING, J., XIAORONG, Z., CILAI, T., Mechanical properties and hydration mechanisms of high-strength fluorogypsum-blast furnace slag-based hydraulic cementitious binder. **Construction and Building Materials**, [s.l.], v. 127, p.137-143, nov. 2016. DOI: 10.1016/j.conbuildmat.2016.09.152. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0950061816316026>. Acesso em: 05 jan. 2018.

YANG, K.; PENG, H.; WEN, Y.; LI, N. Re-examination of characteristic FTIR spectrum of secondary layer in bilayer oleic acid-coated Fe₃O₄ nanoparticles. **Applied Surface Science**, [S.l.], v.256, n.10, p.3093–3097. DOI: 10.1016/j.apsusc.2009.11.079. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0169433209016924>. Acesso em: 07 jul. 2017.

YASIPOURTEHRANI, S., STREZOV, V., BLIZNYUKOV, S., EVANS, T. Investigation of Thermal Properties of Blast Furnace Slag to Improve Process Energy Efficiency. **Journal of Cleaner Production**, [s.l.], v. 149, p.137-145, abr. 2017. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.jclepro.2017.02.052. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0959652617302664>. Acesso em: 04 jan. 2018.

YE, J., ZHANG, W., SHI, D. Effect of elevated temperature on the properties of geopolymer synthesized from calcined ore-dressing tailing of bauxite and ground-granulated blast furnace slag. **Construction and Building Materials**, [s.l.], v. 69, p.41-48, out. 2014. Elsevier BV. DOI:10.1016/j.conbuildmat.2014.07.002. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0950061814007156#s0010>. Acesso em: 20 jun 2019.

YILDIRIM, I. Z., PREZZI, M. Geotechnical Properties of Fresh and Aged Basic Oxygen Furnace Steel Slag. **Journal of Materials in Civil Engineering**, [s.l.], v. 27, n. 12, p.1-11, dez. 2015. American Society of Civil Engineers (ASCE). DOI: 10.1061/(ASCE)MT.1943-5533.0001310. Disponível em: <https://ascelibrary.org/doi/10.1061/%28ASCE%29MT.1943-5533.0001310>. Acesso em: 11 set. 2018.

YILDIRIM, I.Z.; PREZZI, M. Chemical, Mineralogical, and Morphological Properties of Steel Slag. **Advances in Civil Engineering**, [s.l.], v. 2011, p.1-13, 2011. Hindawi Limited. DOI: 10.1155/2011/463638. Disponível em: <https://www.hindawi.com/journals/ace/2011/463638/>. Acesso em: 12 jul. 2018.

YIN, Z, YUAN, J., CHEN, M., SI, D., XU, C. Mechanical property and ballistic resistance of graphene platelets/B4C ceramic armor prepared by spark plasma sintering. **Ceramics International**, [s.l.], p.1-7, ago. 2019. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.ceramint.2019.08.095. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0272884219322928> Acesso em: 03 set. 2019.

YUE, Y., ZHANG, X., XU, Y., HUANG, S., CHEN, P. Structural, dielectric and melting properties of aluminosilicate glasses based on blast furnace slag for printed circuit board applications. **Materials Letters**, [s.l.], v. 136, p.356-358, dez. 2014. Elsevier BV. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.matlet.2014.08.090>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0167577X14015584>. Acesso em: 04 jan. 2018.

YUDELIN, Q.; HAO, L.; YANHUA, Y. Structure evolution of blast furnace slag with high Al₂O₃ Content and 5 mass% TiO₂ via molecular dynamics simulation and fourier transform infrared spectroscopy. **Metallurgical Research & Technology**, [s.l.], v. 115, n. 1, p.113-119, 28 nov. 2017. EDP Sciences. DOI: 1051/ metal/2017090. Disponível em: <http://www.metallurgical-research.org/10.1051 /metal/2017090>. Acesso em: 22 fev. 2019.

ZEJAK, R, NIKOLIC. I, DUROVIC. D, MUGOSA. B.P, BLECIC. D, RADMILOVIC. V. Influence of Na₂O/Al₂O₃ and SiO₂/Al₂O₃ ratios on the immobilization of Pb from electric arc furnace into the fly ash based geopolymers. **E3S Web of Conferences**, [s.l.], v. 1, p.31007-31010, 2013. DOI: 10.1051/e3sconf/ 20130131007. Disponível em: https://www.e3s-conferences.org/articles/e3sconf/abs/2013/01/e3sconfichm1331007/e3sconf_ichm13_31007.html. Acesso em: 11 out. 2018.

ZHAO, Y., MA, X., XU, T., SALEM, D.R., FONG, H., Hybrid multi-scale thermoplastic composites reinforced with interleaved nanofiber mats using in-situ polymerization of cyclic butylene terephthalate. **Composites Communications** [s.l.], v. 12, p.91-97, abr. 2019. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.coco.2019.01.005. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S245221391830233X>. Acesso em:

ZHUANG, X.Y, CHEN, L., KOMARNENI, S., ZHOU, C.H., TONG, D.S., YANG, H.M., YU, W.H., WANG, H. Fly ash-based geopolymer: clean production, properties and applications. **Journal of Cleaner Production** [s.l.], v. 125, p.253-267, jul. 2016. Elsevier BPV. DOI: 10.1016/j.jclepro.2016.03.019 Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0959652616300798>. Acesso em: 25 nov. 2018.

ZIAEI H., DANESH M. A., HOSSEINPOUR R. P., NOURBAKSH A. Evaluation of Mechanical and Morphological Behaviour of Polypropylene/Wood Fiber Nanocomposite Prepared by Melts Compounding. **International Conference on Nanotechnology and Biosensors IPCBEE**, Singapore v.2, 2011. Disponível em: <http://www.ipcbee.com/vol2/5-Y00010.pdf>. Acesso em: 06 mar. 2018

8 APÊNDICE

DIFRATOMETRIA DE RAIOS X (XRD)

TAB.8.1 Fases presentes na escória de alto forno

Fases	Ficha ICSD	Percentual
Fe ₂ O ₃ – Hematita	15480	0,01
CaCO ₃ – Calcita	18166	42,85
Ca(OH) ₂ – Portlandita	15471	0,40
SiO - Quartzo	79634	2,47
FeO – Wuesita	53519	0,12
Fe ₂ O ₄ – Magnetita	26410	7,03
Mg(OH) ₂ - Brucita	64722	1,48
Ca ₃ AlFe(SiO ₄)(OH) ₈ - Hydrogrossular (Fe)	194815	7,40
Al ₄ Fe _{1.52} H ₈ Mg _{0.48} O ₂₀ Si ₄ - Ferrocarfolita	72894	27,79
CaO ₂ (H ₂ O) ₈ - Peroxido de cálcio octahidratado	38168	4,59
Fe ₂ TiO ₅ - Pseudobroquita – ferrosa	51225	5,84

TAB.8.2 Fases presentes nas escórias de panela e escória de convertedor

Fases	Fichas	EAP (%)	EAC (%)
Fe ₂ O ₃ – Hematita	15480	8,60	5,99
CaCO ₃ – Calcita	18166	5,56	5,52
Ca(OH) ₂ – Portlandita	15471	14,24	18,64
SiO – Quartzo	79634	5,16	0,97
FeO – Wuesita	53519	3,04	2,45
Fe ₂ O ₄ – Magnetita	26410	3,42	3,59
Mg ₂ Al ₃ ((Si ₃ Al)O ₁₀)(OH) ₈ – Paligorsquita	16910	2,98	1,93
Mg(OH) ₂ - Brucita	64722	2,43	0,93
Ca ₃ AlFe(SiO ₄)(OH) ₈ - Hydrogrossular (Fe)	194815	31,58	23,73
Al ₄ Fe _{1.52} H ₈ Mg _{0.48} O ₂₀ Si ₄ - Ferrocarfolita	72894	0,29	1,70
CaO ₂ (H ₂ O) ₈ - Peroxido de cálcio octahidratado	38168	10,76	25,68
Mg ₆ Al ₂ (OH) ₁₈ 4(H ₂ O) – Meixnerita	107629	6,72	3,41
Fe ³⁺ (SO ₄)(OH) 2(H ₂ O) – Butlerita	15199	4,83	4,61
Fe ₂ TiO ₅ - Pseudobroquita – ferroso	51225	0,39	0,85

TAB.8.3 Fases presentes nos geopolímeros NPST

Fases	Ficha ICSD	NPST 1.2 (%)	NPST 1.4 (%)	NPST 1.6 (%)
CaCO ₃ – Calcita	18166	73,34	3,36	1,26
Ca ₄ Al ₂ (OH) ₁₂ (CO ₃)(H ₂ O) ₅ – Tetracálcico Monocarboaluminato	59327	13,86	11,97	11,78
Ca ₄ Mn ₄ Si ₈ O ₂₄ – Johannsenita	16906	7,76	4,55	12,01
Ca ₂ (SiO ₄) – Larnita	421708	1,48	52,71	33,31
Ca ₁₄ Mg ₂ (SiO ₄) ₈ – Silicato de cálcio e magnésio	254354	3,56	6,25	9,84
Fe ³⁺ SO ₄ (OH).2H ₂ O Parabutlerita	23506	--	5,28	8,36
KFe(SO ₄) ₂ – Yavapaita	22052	--	11,72	16,38
CaMnSi – Monosiliceto cálcio e manganês	66954	--	4,14	7,05
GOF		4,69	3,70	3,76

TAB.8.4 Quantificação das fases presentes nos geopolímeros EAC

Fases	Fichas	EAC		
		1.2 (%)	1.4 (%)	1.6 (%)
Fe ₂ O ₃ – Hematita	15480	0,61	0,55	2,55
CaCO ₃ – Calcita	18166	85,91	79,51	56,7 0
SiO – Quartzo	79634	0,30	0,40	5,17
FeO – Wuesita	53519	8,73	9,93	9,92
Mg(OH) ₂ – Brucita	64722	0,47	0,43	1,06
Ca ₃ AlFe(SiO ₄)(OH) ₈ Hydrogrossular(Fe)	194815	---	2,32	2,45
Al ₄ Fe _{1.52} H ₈ Mg _{0.48} ⁰ ₂₀ Si ₄ – Ferrocarfolita	72894	---	---	6,45
Mg ₆ Al ₂ (OH) ₁₈ .4(H ₂ O) – Meixnerita	107629	1,19	0,38	4,63
Fe ³⁺ (SO ₄)(OH).2(H ₂ O) – Butlerita	15199	---	3,40	0,94
Ca ₂ MgAl ₂ (SiO ₄)(Si ₂ O ₇)(OH) ₂ H ₂ O – Pumpellyite	40529	2,79	3,08	9,24
(Mg,Fe) ₂ SiO ₄ – Ringwoodita-ferrosa	168052	---	---	0,09
Ringwoodita – Mg ₂ SiO ₄	168053	---	---	1,49
GOF		1,39	1,38	1,56

TAB.8.5 Quantificação das fases presentes nos geopolímeros EAP

Fases	Fichas	EAP		
		1.2 (%)	1.4 (%)	1.6 (%)
Fe ₂ O ₃ – Hematita	15480	4,64	4,42	4,95
CaCO ₃ – Calcita	18164	59,07	50,85	49,69
SiO – Quartzo	79634	4,10	4,62	3,04
FeO – Wuesita	53519	1,60	2,05	1,86
Fe ₂ O ₄ – Magnetita	26410	1,74	2,55	11,74
Mg(OH) ₂ – Brucita	64722	1,31	1,26	1,25
Ca ₃ AlFe(SiO ₄)(OH) ₈ Hydrogrossular(Fe)	194815	0,51	1,32	0,57
Al ₄ Fe _{1.52} H ₈ Mg _{0.48} ⁰ ₂₀ Si ₄ – Ferrocarfolita	72894	2,40	4,06	3,22
Mg ₆ Al ₂ (OH) ₁₈ .4(H ₂ O) – Meixnerita	107629	3,31	2,80	2,81
Fe ³⁺ (SO ₄)(OH).2(H ₂ O) – Butlerita	15199	0,19	5,97	2,49
Ca ₂ MgAl ₂ (SiO ₄)(Si ₂ O ₇)(OH) ₂ H ₂ O – Pumpellyite	40529	19,26	18,29	15,75
(Mg,Fe) ₂ SiO ₄ – Ringwoodita-ferrosa	168052	0,28	0,94	0,17
Mg ₂ SiO ₄ – Ringwoodita	168053	1,61	0,87	1,32
Mn ₅ Si ₂ – Silicato de Manganês	165	---	---	1,15
GOF		1,23	1,42	1,37

TAB.8.6 Fases presentes nos geopolímeros NPCT

Fases	Ficha ICSD	NPCT 1.2 (%)	NPCT 1.4 (%)	NPCT 1.6 (%)
CaCO ₃ - Calcita	18166	25,87	8,59	5,71
Ca ₂ (SiO ₄) - Larnita	421708	7,25	2,14	3,39
Ca ₁₄ Mg ₂ (SiO ₄) ₈ - Silicato de cálcio e magnésio	254354	12,14	8,08	19,48
Ca _{2.16} (Al _{9.48} Si _{26.61} O ₇₂)(H ₂ O) _{25.5} H _{5.15} - Heulandita	31279	36,22	9,12	10,72
CaAl ₂ Si ₂ O ₈ - Anorthita	202711	13,89	3,58	---
Ca _{8.75} (Al _{17.5} Si _{78.5} O ₁₉₂)(H ₂ O) _{90.1} - Boggsita	167981	4,64	56,97	31,05
Al _{2.4} Si _{0.6} O _{4.8} - Mullita	23867	---	0,90	---
Ca(Al ₂ Si ₄ O ₁₂)(H ₂ O) ₂ - Wairakita	54152	---	1,01	1,82
CaFe _{0.6} Al _{1.34} Si _{1.08} O ₆ - Esseneita	202160	---	2,14	27,55
Mg _{2.08} (Si _{1.16} H _{3.2} O ₆) - Phase-E	41332	---	---	0,28
Fe _{0.5} TiS ₂ - Heideita	633332	---	1,86	---
GOF		5,00	3,11	2,93

ESPECTROSCOPIA NA REGIÃO DO INFRAVERMELHO POR TRANSFORMADA DE FOURIER (FTIR)

TAB.8.7 Características do espectro de FTIR da escória de alto forno (EAF)

SINAL (cm ⁻¹)	GRUPOS E VIBRAÇÕES	REFERÊNCIA
3492	Estiramento de O-H e às vibrações H-O-H de flexão da água ligada fisicamente e quimicamente na reação de hidratação	Džunuzović et al. (2017)
2926	Vibração de alongamento de C-H do silicato de cálcio hidratado (CSH)	Guan et al. (2013)
2854	Vibração de alongamento simétrica do carbono presente na calcita	Angulo-Ramírez et al. (2017)
2350	Alongamento axial do CO ₂ Banda de CO ₂ adsorvido	Runtti et al. (2016)
913	Ligação Si-O-Si ¹ Vibração do Al oriundas do SiO ₄ e AlO ₄ tetraédrico	Džunuzović et al. (2017) Yasipourtehrani et al. (2017)
682	Estabelecimento de ligações Si-O-Al, a partir de SiO ₄ e AlO ₄ tetraédrico	Yasipourtehrani et al. (2017)
513	Ligação Si-O-Si e Si-O-Al	Yasipourtehrani et al. (2017)

TAB.8.8 Características do espectro de FTIR das escórias de EAC e EAP

Sinal (cm ⁻¹)	Grupos e Vibrações	Referência
3691	Vibração de estiramento do grupo hidroxila estrutural do silicato de alumínio	
3643 - 3642	Vibrações de estiramento da hidroxila do hidróxido de cálcio	Navarro et al. (2010)
3538 - 3537	Estiramento do grupo hidroxílico dos compostos de alumínio hidratado	
2903	Vibração de alongamento simétrica do carbono (CaCO ₃) e vibração de alongamento de C-H do silicato de cálcio hidratado (CSH)	Guan et al. (2013)
2853 - 2510	Vibração dos harmônicos produzidos pelo carbono na calcita / C=O; calcita, (CaCO ₃)	Angulo-Ramírez et al. (2017) / Piqué e Vázquez (2012)
1795	Alongamento de C-O dos íons CO ₂ ⁻³ e a vibração da ligação de hidrogênio	Navarro et al. (2010) / Wang et al. (2014b)
1657 - 1650	Flexão da hidroxila/ Vibração de estiramento de O-H e Flexão da água estrutural da escória	Navarro et al. (2010) / Liu et al. (2017)
1632 - 1628	Vibração de alongamento e flexão geradas pelas ligações O-H de H ₂ O molecular	Wang et al. (2014b)
1427 -1425	Flexão CO ₃ da calcita/ Alongamento de C-O dos íons CO ₂ ⁻³	Navarro et al. (2010) / Sowmya e Sankaranarayanan, (2004) e Wang et al. (2014b)
1282 - 1280	Vibração de alongamento simétrica do SiO ₄ tetraédrico	Park et al. (2012)
981	Estiramento Si-O de sílica e silicatos; As bandas de absorção correspondentes às vibrações do oxidóxidos de alumínio presente no Al(OH) ₃ e oxidóxidos de ferro presente na hematita	Navarro et al. (2010)
945	Vibração de bandas Si-O	Wang et al. (2014b)
912	Ligação de dois SiO ₄ ⁻⁴ através de um oxigênio proveniente da estrutura do aluminossilicatos	Sowmya e Sankaranarayanan (2004) / Mohassab e Sohn (2014)
873 - 872	Deformação das vibrações C-O / Flexão CO ₃	Wang et al. (2014b) / Mohassab e Sohn (2014)
862		
815	Vibração de bandas Si-O	Wang et al. (2014b)
755 - 754	Vibrações de alongamento Al-O e indica a presença na escória de compostos de alumínio, como silicatos, Al ₂ O ₃ e aluminatos (espinela, mayenita ou aluminato tricálcico)	Navarro et al. (2010)
712	Deformação das vibrações C-O	Wang et al. (2014b)

TAB.8.9 Características do espectro de FTIR dos geopolímeros NPST

SINAL (cm ⁻¹)			GRUPOS E VIBRAÇÕES	REFERÊNCIA
1.2	1.4	1.6		
3452	3449	3441	Estiramento de O-H e às vibrações H-O-H de flexão da água ligada fisicamente e quimicamente na reação de hidratação	Wang et al. (2014b) Angulo-Ramírez et al. (2017) Džunuzović et al. (2017)
2520	2518	2512	Vibração de alongamento simétrica do carbono presente na calcita	Piqué e Vázquez (2012) Angulo-Ramírez et al. (2017)
1796	1799	1798	Alongamento de C-O dos íons CO ₂ ⁻³ Vibração da ligação de hidrogênio	Navarro et al. (2010) Wang et al. (2014b)
1425	1420	1432	CaCO ₃ ; Flexão do CO ₃ Ligação C-O de carbonatos alcalinos	Wang et al. (2014b) Sivasakthi et al. (2016) Angulo-Ramírez et al. (2017)
951	954	955	Vibração de estiramento da ligação Si-O-Si e SiO ₃ Vibração do Al oriundas do SiO ₄ e AlO ₄ tetraédrico (formação da rede de silicato)	Wang et al. (2014b) Džunuzović et al. (2017) Yasipourtehrani et al. (2017) Yuelin et al. (2017)
874	872	872	Vibração da banda C-O da calcita Vibração simétrica de alongamento do Si-O-Si	Wang et al. (2014b) Angulo-Ramírez et al. (2017) Yasipourtehrani et al. (2017)
713	711	713	Deformação das vibrações C-O da calcita Vibração de alongamento assimétrica do tetraedro [AlO ₄]	Wang et al. (2014b) Yuelin et al. (2017)
671	674	679	Estabelecimento de ligações Si-O-Al a partir de SiO ₄ e AlO ₄ tetraédrico	Wang et al. (2014b) Yue et al. (2014) Angulo-Ramírez et al. (2017) Yuelin et al. (2017)
603	597	590	Vibração de alongamento assimétrica do tetraedro [AlO ₄]	Wang et al. (2014b) Yuelin et al. (2017)
515	519	520	Vibração simétrica de alongamento do Si-O-Si Estabelecimento da ligação Al-O-Si	Wang et al. (2014b) Yue et al. (2014) Angulo-Ramírez et al. (2017) Yuelin et al. (2017)

TAB.8.10 Características do espectro de FTIR dos geopolímeros de EAC e EAP

Sinal (cm⁻¹)	Grupos e Vibrações	Referência
3691	Vibração de estiramento do grupo hidroxila estrutural do silicato de alumínio	Navarro et al. (2010)
2853 - 2510	Vibração dos harmônicos produzidos pelo carbono na calcita / C=O; calcita, (CaCO ₃)	Angulo-Ramírez et al. (2017) / Piqué e Vázquez (2012)
2350	Estiramento C-O	Larkin (2011)
1795	Alongamento de C-O dos íons CO ₂ ⁻³ e a vibração da ligação de hidrogênio	Navarro et al. (2010) / Wang et al. (2014b)
981	Estiramento Si-O de sílica e silicatos; As bandas de absorção correspondentes às vibrações do oxidróxidos de alumínio presente no Al(OH) ₃ e oxidróxidos de ferro presente na hematita	Navarro et al. (2010)
873 - 872	Deformação das vibrações C-O / Flexão CO ₃	Wang et al. (2014b) / Mohassab e Sohn (2014)
755 - 754	Vibrações de alongamento Al-O e indica a presença na escória de compostos de alumínio, como silicatos, Al ₂ O ₃ e aluminatos (espinela, mayenita ou aluminato tricálcico)	Navarro et al. (2010)
530-515	Vibração simétrica de alongamento do Si-O-Si Estabelecimento da ligação Al-O-Si	Wang et al. (2014b) Yue et al. (2014) Angulo-Ramírez et al. (2017) Yuelin et al. (2017)

TAB.8.11 Características do espectro de FTIR do PMMA

SINAL (cm⁻¹)	GRUPOS E VIBRAÇÕES	REFERÊNCIA
2964	Estiramento CH ₃ e CH ₂	Dalmis et al. (2019) Liu et al. (2019) Huszank et al. (2019)
1746	Estiramento C=O	Dalmis et al. (2019) Liu et al. (2019) Huszank et al. (2019)
1620	Estiramento C=C	Liu et al. (2019) Huszank et al. (2019)
1460	Vibração de flexão CH ₂	Dalmis et al. (2019) Liu et al. (2019) Huszank et al. (2019)
1261	Estiramento C-O-C	Dalmis et al. (2019) Huszank et al. (2019)
1168	Estiramento simétrico C-OC	Dalmis et al. (2019) Huszank et al. (2019)
963	Estiramento C-C Vibração C-O-CH ₃	Dalmis et al. (2019) Huszank et al. (2019)
860	Estiramento C-H	Larkin (2011)
790	Estiramento CH ₂	Dalmis et al. (2019)

TAB.8.12 Características do espectro de FTIR dos geopolímeros PST

SINAL (cm ⁻¹)			GRUPOS E VIBRAÇÕES	REFERÊNCIA
1.2	1.4	1.6		
3470	3436	3470	Estiramento de O-H e às vibrações H-O-H de flexão da água ligada fisicamente e quimicamente na reação de hidratação ^a	Wang et al. (2014b) Angulo-Ramírez et al. (2017) Džunuzović et al. (2017)
1780	1851	1727	Alongamento de C-O dos íons CO ₂ ⁻³ Vibração da ligação de hidrogênio ^a Estiramento C=O ^b	Navarro et al. (2010) ^a Wang et al. (2014b) ^a Dalmis et al. (2019) ^b Liu et al. (2019) ^b Huszank et al. (2019) ^b
1656	1655	1646	Estiramento C=C ^b	Liu et al. (2019) Huszank et al. (2019)
1460	1436	1436	Vibração de flexão CH ₂ ^b	Dalmis et al. (2019) Liu et al. (2019) Huszank et al. (2019)
1001	1002	958	Vibração de estiramento da ligação Si-O-Si e SiO ₃ ^a Vibração do Al oriundas do SiO ₄ e AlO ₄ tetraédrico (formação da rede de silicato) ^a	Wang et al. (2014b) Džunuzović et al. (2017) Yasipourtehrani et al. (2017) Yuelin et al. (2017)
869	877	872	Vibração da banda C-O da calcita ^a Vibração simétrica de alongamento do Si-O-Si ^a Estiramento C-H ^b	Wang et al. (2014b) Angulo-Ramírez et al. (2017) Yasipourtehrani et al. (2017) Larkin (2011) ^b
751	753	748	Estiramento CH ₂ ^b	Dalmis et al. (2019)
696	696	658	Estabelecimento de ligações Si-O-Al a partir de SiO ₄ e AlO ₄ tetraédrico ^a	Wang et al. (2014b) Yue et al. (2014) Angulo-Ramírez et al. (2017) Yuelin et al. (2017)
545	555	560	Vibração simétrica de alongamento do Si-O-Si ^a Estabelecimento da ligação Al-O-Si ^a	Wang et al. (2014b) Yue et al. (2014) Angulo-Ramírez et al. (2017) Yuelin et al. (2017)

^a Grupos e vibrações referentes a escória^b Grupos e vibrações referentes ao polímero

TAB.8.13 Características do espectro de FTIR dos geopolímeros PCT

SINAL (cm ⁻¹)			GRUPOS E VIBRAÇÕES	REFERÊNCIA
1.2	1.4	1.6		
3451	3484	3426	Estiramento de O-H e às vibrações H-O-H de flexão da água ligada fisicamente e quimicamente na reação de hidratação ^a	Wang et al. (2014b) Angulo-Ramírez et al. (2017) Džunuzović et al. (2017)
2935	2940	2940	Vibrações dos grupos CH ₂ e CH ^b Deformação axial simétrica do CO ₂ ^b	Yang et al. (2010) Ramos et al. (2015)
1741	1746	1741	Alongamento de C-O dos íons CO ₂ ^{-3a} Vibração da ligação de hidrogênio ^a Estiramento C=O ^b	Navarro et al. (2010) ^a Wang et al. (2014b) ^a Dalmis et al. (2019) ^b Liu et al. (2019) ^b Huszank et al. (2019) ^b
1450	1445	1445	Vibração de flexão CH ₂ ^b Vibração grupo carboxilato ^b	Dalmis et al. (2019) Liu et al. (2019) Huszank et al. (2019) Yang et al. (2010)
1259	1278	1278	Estiramento C-O-C ^b	Dalmis et al. (2019) Huszank et al. (2019)
1173	1144	1144	Estiramento simétrico C-O-C ^b	Dalmis et al. (2019) Huszank et al. (2019)
953	986	982	Estiramento C-C ^b Vibração C-O-CH ^b Vibração de estiramento da ligação Si-O-Si e SiO ₃ ^a Vibração do Al oriundas do SiO ₄ e AlO ₄ tetraédrico (rede de silicato) ₃ ^a	Dalmis et al. (2019) ^b Huszank et al. (2019) ^b Wang et al. (2014b) Džunuzović et al. (2017) Yasipourtehrani et al. (2017) Yuelin et al. (2017)
844	867	848	Vibração da banda C-O da calcita ^c Vibração simétrica de alongamento do Si-O-Si ^a Estiramento C-H ^b	Wang et al. (2014b) Angulo-Ramírez et al. (2017) Yasipourtehrani et al. (2017) Larkin (2011) ^b
744	742	758	Deformação das vibrações C-O da calcita Vibração de alongamento assimétrica do tetraedro [AlO ₄] ^a	Wang et al. (2014b) Yuelin et al. (2017)
567	549	576	Vibração simétrica de alongamento do Si-O-Si ^a Estabelecimento da ligação Al-O-Si ^a	Wang et al. (2014b) Yue et al. (2014) Angulo-Ramírez et al. (2017) Yuelin et al. (2017)

^c Grupos e vibrações referentes a escória^b Grupos e vibrações referentes ao polímero

9 ANEXO

Trabalhos paralelos realizados

A seguir são apresentados os trabalhos realizados paralelamente às pesquisas para a elaboração desta proposta de tese. Além disso, são apresentados os congressos previstos para participação em 2017-2019.

- Participação no 72º Congresso da ABM – outubro/2017: Apresentação de trabalhos em formato pôster e publicação de artigo completo em anais
- Artigos Aceitos:
 - I. Periódico: Materials Research - A2
Processing and Characterization of PET Composites Reinforced with Geopolymer Concrete Waste
Ana Paula dos Santos Pereira; Marcelo Henrique Prado da Silva; Édio Pereira Lima Júnior; Andersan dos Santos Paula; Flávio James Tommasini
 - II. Periódico: Revista Militar de Ciência e Tecnologia – RMCT – B3
Desenvolvimento de Projetos em Engenharia de Materiais: Concreto Geopolimérico
João F. Nascimento Mattos, Jorge Luiz S. Pereira, Leonardo S. de Melo, Matheus B. de Oliveira, Roberto Tadeu Abrantes de Araújo, Tarik Bauer Ventura, Ana Paula dos Santos Pereira, Flávio James H. Tommasini Vieira Ramos
- Participação no 73º Congresso da ABM – outubro/2018: submissão de trabalhos em formato pôster;
- Participação no congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais – CBECiMat 2018: submissão de trabalho em formato pôster;
- Orientação do PICM – 2017 e 2019;
- Orientação de alunos de iniciação científica do Colégio Militar – 2019;

- Participação no 74º Congresso da ABM – outubro/2019: submissão de trabalhos em formato pôster;
- Doutorado Sanduiche – Universidade do Porto – FEUP e INEB, sobre a orientação do professor Fernando Jorge Monteiro em 2018/2019.
- Artigos submetidos:

I. Periódico: Revista Matéria – B2

Caracterização estrutural de geopolímeros sustentáveis de escória de aciaria de panela e convertedor com KOH

Ana Paula dos Santos Pereira; Flávio James H. Tommasini Viera Ramos; Marcelo Henrique Prado da Silva;