

unesp  **UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA**
“JÚLIO DE MESQUITA FILHO”
CAMPUS DE GUARATINGUETÁ

DIEGO SARTI DE SOUZA

**ESTUDO DE CERÂMICAS AVANÇADAS PARA FINS DE BLINDAGEM
BALÍSTICA.**

Guaratinguetá
2012

DIEGO SARTI DE SOUZA

ESTUDO DE CERÂMICAS AVANÇADAS PARA FINS BLINDAGEM
BALÍSTICA

Trabalho de Graduação apresentado ao Conselho de Curso de Graduação em Engenharia Mecânica da Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, como parte dos requisitos para obtenção do diploma de Graduação em Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. Edson Cocchieri Botelho
Co - Orientador Prof. Dr. Francisco Cristovão Lourenço de Melo

Guaratinguetá
2012

S729e Souza, Diego Sarti de
Estudo de cerâmicas avançadas para fins de blindagem balística /
Diego Sarti de Souza – Guaratinguetá : [s.n], 2012.
76 f : il.
Bibliografia: f. 73

Trabalho de Graduação em Engenharia Mecânica – Universidade
Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2012.
Orientador: Prof. Dr. Edson Cocchieri Botelho
Coorientador: Francisco Cristovão Lourenço de Melo.

1. Cerâmica 2. Boro 3. Óxido de alumínio I. Título

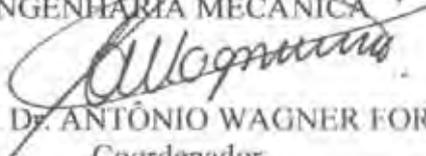
CDU 666.3

**ESTUDOS DE CERÂMICAS AVANÇADAS PARA FINS DE BLINDAGEM
BALÍSTICA**

DIEGO SARTI DE SOUZA

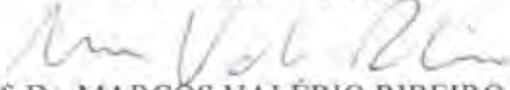
ESTE TRABALHO DE GRADUAÇÃO FOI JULGADO ADEQUADO COMO
PARTE DO REQUISITO PARA A OBTENÇÃO DO DIPLOMA DE
"GRADUADO EM ENGENHARIA MECÂNICA"

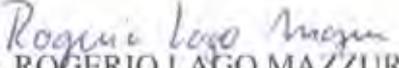
APROVADO EM SUA FORMA FINAL PELO CONSELHO DE CURSO DE
GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA


Prof. Dr. ANTÔNIO WAGNER FORTI
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. EDSON COCHIERI BOTELHO
Orientador/UNESP-FEG


Prof. Dr. MARCOS VALÉRIO RIBEIRO
UNESP-FEG


Prof. Dr. ROGERIO LAGO MAZZUR
UNESP-FEG

JUNHO de 2012

DADOS CURRICULARES

DIEGO SARTI DE SOUZA

NASCIMENTO	07.09.1984 – ORIZABA /VCR
FILIAÇÃO	Nauci Ignez Sarti Odicelio de Souza
2005/2011	Curso de Graduação Engenharia Mecânica – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista
2010/2011	Bolsista pela CNPQ no Departamento de Ciência e Tecnologia Aeroespacial em São José dos Campos

Agradecimentos

Gostaria, antes de tudo, agradecer a Deus, criador de todas as coisas e Pai de todas as virtudes pelos talentos a mim conferidos. “Aos meus primeiros mestres”: Nauci Ignez Sarti, “A Matrona”, e Odicelio de Souza, "THE BOSS" que me mais do que me dar suporte ao longo de toda minha vida, também me encaminharam rumo ao caminho da sabedoria, de forma que eu um dia me torne uma força construtiva na sociedade.

Aos mestres que tive na faculdade, que me proporcionaram todas as oportunidades de melhoramento profissional e pessoal, me inspirando a sempre me esforçar mais, altamente comprometidos com suas funções com formação de profissionais de excelência. Gostaria de destacar aqui Doutor Edson Cocchieri Botelho, que abriu portas a mim para carreira acadêmica, me orientou nesse trabalho e sempre se pôs acessível a todas as minhas dúvidas e ao Doutor Francisco Cristovão Lourenço de Melo, que me conferiu todo conhecimento possível para planejamento e execução de minha iniciação científica e ao João Marcos Kruszynski Assis que me deu toda a assistência técnica, orientação prática e tive o prazer de ver a família crescer no período de execução dos projetos com a vinda ao mundo de sua filha.

Cabe também agradecer aos grandes mentores que tive ao longo do curso, com quem, por muitas vezes, até cheguei a dividir angustias pessoais, como Roberto Artur Cornetti Silva do Departamento de Matemática, José Antônio Perrella Balestieri e Luiz Roberto Carrocci ambos do Departamento de Energia.

Obviamente há inúmeros colaboradores que me auxiliaram ao longo de todos os projetos, entre funcionários da AMR – DCTA e da FEG – UNESP, que tornaram todo o trabalho possível.

“O questionamento constante é uma fonte de crescimento. E o crescimento por sua vez, é uma fonte de satisfação.”

BERNARDO ROCHA DE REZENDE
(BERNARDINHO)

SOUZA, D. S. ESTUDO DE CERÂMICAS AVANÇADAS PARA FINS DE BLINDAGEM BALÍSTICA 2012. 70 f. Trabalho de Graduação (Graduação em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia, Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2012.

RESUMO

A pesquisa envolvendo novos materiais sempre foi considerada como um diferencial no desenvolvimento tecnológico e cultural de uma sociedade. Este fato ocorreu de forma natural desde a antiguidade, muitas vezes motivada por motivos de uma determinada época, onde o material mais comum utilizado também consistia no nome de seu tempo, podendo-se citar como exemplo a Era do Bronze, e posteriormente a Era do Ferro. Atualmente, a utilização de armas de fogo sejam elas utilizadas na resolução de conflitos entre países, ou de uma forma mais equívoca, na escalada da violência social tornam inovações na área de segurança e blindagem são bem-vindas, sejam elas de uso pessoal, na forma de coletes, ou veicular como carros, tanques e ainda aeronaves. É nesse contexto que se encontra a cerâmica de Carbetto de Silício, com baixa densidade e elevada dureza. Desta forma, o objetivo desse trabalho é a avaliação e comparação desses materiais, buscando o melhoramento de suas propriedades por meio de aditivos como boro amorfo e silício metálico e YAG. Para este trabalho, os corpos de prova foram pré-conformados por meio de prensagem uniaxial para posteriormente serem encaminhados para prensagem isostática e sinterização. O percentual máximo para cada aditivo foi de 5%, com exceção do YAG cujo percentual foi de 8,2%(percentuais em massa).

Todas as composições foram submetidas aos mesmos ensaios (difração de raio-x, densidade de aparente, microscopia óptica, dureza Vickers, Microscopia Eletrônica de Varredura), de forma que se pudesse estabelecer uma comparação entre os materiais em estudo; As amostras que apresentaram melhores propriedades mecânicas e micro estruturais, relacionadas aqui pelo ensaio de dureza e microscopia(óptica e MEV) foram as de carbeto de silício aditivadas com YAG e as amostras de alumina, demonstrando o potencial desses materiais para proteção balística. As demais composições tiveram elevada porosidade, o que é altamente indesejável, pois influi de maneira prejudicial nas propriedades mecânicas aqui analisadas.

PALAVRAS-CHAVE: SiC, YAG, boron, aluminum oxide, mechanical properties, shielding.

SOUZA, D. S. STUDY OF ADVANCED CERAMICS FOR PURPOSES OF BALLISTIC SHIELD. 2012. 70 f. Work Undergraduate (Graduation in Mechanical Engineering) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2012.

ABSTRACT

The research involving new materials has always been considered as a differential in the development of a technology company. This occurred naturally since ancient times, often motivated by reasons of a certain age, where the most common material used was also the name of your time and may be cited as an example the Bronze Age, and later was the Iron. Currently, the use of firearms are they used in resolving conflicts between countries, or a more equivocal, as an instrument of social banditry make innovations in the area of shielding welcome, whether for personal use, in the form of vests or vehicle such as cars, tanks and even aircraft. In this context, is a Silicon Carbide Ceramic, with low density and high hardness. Thus, the aim of this study is the evaluation and comparison of these materials, seeking to improve their properties by means of additives such as boron and silicon metal and amorphous YAG. For this work, the specimens were pre-shaped by means of uniaxial later to be referred for isostatic pressing and sintering. The maximum percentage for each additive was 5%, except for the YAG whose percentage was 8.2% (mass percentage). All compositions were subjected to the same tests (x-ray diffraction, apparent density, optical microscopy, Vickers hardness, scanning electron Microscopita), so that one could draw a comparison between the materials under study, samples that showed better mechanical properties and micro structural, related here by hardness testing and microscopy

(optical and SEM) were the silicon carbide doped with YAG and alumina samples, demonstrating the potential of these materials for ballistic protection. Other compositions have high porosity, which is highly undesirable, since in order to harmful influences on the mechanical properties discussed below.

KEYWORDS: SiC, YAG, aluminum oxide, Shield, mechanical properties.

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1 – PEITORAL ROMANO (PROGRAMAFAZENDOMISSOES.BLOGSPOT.COM; DSI.UMINHO.PT) SOFISTICAÇÃO DAS TÉCNICAS DE TRABALHO COM FERRO.....	20
FIGURA 2 – ARMADURA MEDIEVAL (EN.WIKKIPEDIA.ORG; CBSWORDS.COM.).....	20
FIGURA 3 - TANQUE BLINDADO DO COMEÇO DO SÉCULO XX (HTTP://WWW.TERRITORIOSCUOLA.COM/WIKIPEDIA/PT.WIKIPEDIA.PHP?TITLE=CARRO_ DE_COMBATE).....	21
FIGURA 4 - MODELOS DE TANQUES DE GUERRA (HTTP://SISTEMADEARMAS.SITES.UOL.COM.BR/TER/VBIP2.HTML). (HTTP://PLANETAARMAS.BLOGSPOT.COM/2011/09/TANQUES-DE-GUERRA.HTML).....	22
FIGURA 5 - UNIFORME BLINDADO MODERNO (ENG.WIKKIPEDIA.ORG).....	23
FIGURA 6 . TANQUE SOVIÉTICO T64 (ENG.WIKKIPEDIA.ORG).....	24
FIGURA 7 - UNIDADE BÁSICA DO SIC (CALLISTER JUNIOR. W. D., 1990).....	25
FIGURA 8. FLUXOGRAMA ILUSTRANDO O PROCESSO DE CONFORMAÇÃO DE MATERIAIS CERÂMICOS (PANDOLFELLI ET AL.,2000).	28
FIGURA 9 . ILUSTRAÇÃO DO PROCESSO DE SINTERIZAÇÃO DO ESTADO SÓLIDO (ADAPTADO DE LIMA, 2006).	31
FIGURA 10. ILUSTRAÇÃO DA SINTERIZAÇÃO DO ESTADO SÓLIDO (ADAPTADO DE LIMA, 2006).....	32
FIGURA 11. DIAGRAMA DE FASE Al_2O_3 - Y_2O_3 (TAGUCHI; RIBEIRO, 2003).....	34
FIGURA 12 FLUXOGRAMA DE CONFORMAÇÃO DOS CDPS	40
FIGURA 13. ILUSTRAÇÃO DA PRENSA UNIAXIAL UTILIZADA NESTE TRABALHO.	41
FIGURA 14. MOLDE UTILIZADO PARA A COMPACTAÇÃO DAS CERÂMICAS.....	41
FIGURA 15. APRESENTAÇÃO DO SISTEMA DE PRENSAGEM ISOSTÁTICA: A) ESQUEMA DE FUNCIONAMENTO; B) PRENSA UNIAXIAL UTILIZADA	42
FIGURA 16. FORNO SPLEMBY FECHADO.....	43
FIGURA 17. FORMATO DO PENETRADOR NO ENSAIO DE DUREZA VICKERS (BURGER EL AL, 2006).....	45
FIGURA 18. DIGITAL MICRO HARDNESS TESTER, EQUIPAMENTO UTILIZADO PARA MEDIDAS DE DUREZA.....	46
FIGURA 19. FOTOMICROGRAFIA DA COMPOSIÇÃO CONTENDO 8,2% EM MASSA DE YAG, AMPLIAÇÃO DE 200 VEZES.	47
FIGURA 20. GARRAFÃO DE ELÉTRONS NO MEV (HTTP://FAB.IF.USP.BR).	48
FIGURA 21. MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DE VARREDURA LEICA S430I, DISPONÍVEL NA AMR/DCTA	48
FIGURA 22. RESULTADOS DE DIFRAÇÃO DE RAIOS – X PARA O CARBETO DE SILÍCIO SINTERIZADO.....	51
FIGURA 23. RESULTADOS DE DIFRAÇÃO DE RAIOS – X PARA A COMPOSIÇÃO 90% SIC + 5% B + 5% SI.	51
FIGURA 24. RESULTADOS DE DIFRAÇÃO DE RAIOS – X PARA A COMPOSIÇÃO Al_2O_3 + 5% B + 5% SI.	52
FIGURA 25. RESULTADOS DE DIFRAÇÃO DE RAIOS – X DA COMPOSIÇÃO 5% SI + 5% C.	53

FIGURA 26. IMAGEM DA AMOSTRA DE 8,2% DE YAG COM AMPLIAÇÃO DE 200X, APÓS TRATADA PELA ANÁLISE DE IMAGENS.....	55
FIGURA 27 A. RESULTADOS DE MEV PARA UMA AMOSTRA DE 100% SIC	59
FIGURA 27 B. RESULTADOS DE MEV PARA UMA AMOSTRA DE 100% SIC.....	59
FIGURA 28 A RESULTADOS DE MEV PARA UMA AMOSTRA DE SIC COM 5% DE BOR.....	59
FIGURA 28 B RESULTADOS DE MEV PARA UMA AMOSTRA DE SIC COM 5% DE BORO	59
FIGURA 29 A RESULTADOS DE MEV PARA UMA AMOSTRA DE SIC COM 5% DE SI	59
FIGURA 29 B RESULTADOS DE MEV PARA UMA AMOSTRA DE SIC COM 5% DE SI.....	60
FIGURA 30 A RESULTADOS DE MEV PARA UMA AMOSTRA DE DE SIC COM 5% DE SI E 5% DE BORO	59
FIGURA 30 B RESULTADOS DE MEV PARA UMA AMOSTRA DE DE SIC COM 5% DE SI E 5% DE BORO	60
FIGURA 31 A RESULTADOS DE MEV PARA UMA AMOSTRA DE DE SIC COM 8,2% DE YAG	60
FIGURA 31 B RESULTADOS DE MEV PARA UMA AMOSTRA DE DE SIC COM 8,2% DE YAG	60
FIGURA 32 A RESULTADOS DE MEV PARA UMA AMOSTRA DE ALUMINA COM 5% BORO E 5% DE SILÍCIO.....	61
FIGURA 32 B RESULTADOS DE MEV PARA UMA AMOSTRA DE ALUMINA COM 5% BORO E 5% DE SILÍCIO.....	61
FIGURA 33 A. RESULTADOS DE MEV PARA UMA AMOSTRA DE ALUMINA COM 5% C GRAFITE E 5% DE SILÍCIO	61
FIGURA 33 B RESULTADOS DE MEV PARA UMA AMOSTRA DE ALUMINA COM 5% C GRAFITE E 5% DE SILÍCIO	61

LISTA DE TABELAS

TABELA 1. PROPRIEDADES DO SIC (BLOOR, 1994).....	35
TABELA 2 DENSIDADE APARENTE CALCULADA PARA AS AMOSTRAS EM ESTUDO	49
TABELA 3. RESULTADOS DE MICROSCOPIA ÓPTICA DOS CORPOS DE PROVA DE SIC.	54
TABELA 4. RESULTADO DA ANÁLISE DE POROS DOS CDPS DE SIC.....	56
TABELA 5. RESULTADOS DE MICROSCOPIA ÓPTICA DOS CORPOS DE PROVA DE ALUMINA..	57
TABELA 6. RESULTADOS DAS ANÁLISES DE POROSIDADE DOS CDPS DE ALUMINA	57
TABELA 7. RESULTADOS DE DUREZA VICKERS PARA O SIC	62
TABELA 8. RESULTADOS DE DUREZA VICKERS PARA A ALUMINA.....	62

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AMR	- Divisão de Materiais do IAE
ASTM	- <i>American Society for Testing and Materials</i>
Cdp	- Corpo de Prova
DCTA	- Departamento de Ciência e Tecnologia Aeroespacial
DMT	- Departamento de Materiais e Tecnologia
FEG	- Faculdade de Engenharia de Guaratingetá
IAE	- Instituto da Aeronáutica e Espaço
LAIMAT	- Laboratório de Análise de Imagens de Materiais
MEV	- Microscópio Eletrônico de Varredura
PVAL	- Álcool Polivinílico
UNESP	- Universidade Estadual Paulista
α -SiC	- Carbetto de Silício α
β -SiC	- Carbetto de Silício β

SUMÁRIO

RESUMO	8
LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS	15
CAPÍTULO 2 – REVISÃO DA LITERATURA.....	19
2.1. CARBETO DE SILÍCIO.....	24
2.2. PROCESSAMENTO DE MATERIAIS CERÂMICOS	27
2.3. MÉTODOS DE CONFORMAÇÃO.....	28
2.4. SINTERIZAÇÃO	29
2.4.1. <i>Sinterização por fase sólida:</i>	30
2.4.2. <i>Sinterização em fase líquida:</i>	31
2.5. ADITIVOS DE SINTERIZAÇÃO.....	32
2.5.1. <i>Óxido de Alumínio (Al₂O₃)</i>	33
2.5.2. <i>Óxido de Ítreo (Y₂O₃)</i>	33
2.5.3. <i>YAG</i>	34
2.6. PROPRIEDADES MECÂNICAS DO CARBETO DE SILÍCIO (SiC).....	35
2.7. PERDA DE MASSA NA SINTERIZAÇÃO.....	36
3.1. MATERIAIS UTILIZADOS	38
3.2. COMPOSIÇÃO DOS CORPOS DE PROVA.	38
3.3. CONFORMAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA.....	39
3.4. SINTERIZAÇÃO	42
3.5. CARACTERIZAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA	43
3.5.1. <i>Densidade</i>	43
3.5.2. <i>Dureza</i>	44
3.5.4. <i>Microscopia Óptica</i>	46
3.5.5. <i>Microscópio Eletrônico de Varredura - MEV</i>	47
CAPÍTULO 4 - RESULTADOS E DISCUSSÕES	49
4.1 DENSIDADE APARENTE.....	49
4.2 DIFRAÇÃO DE RAIOS-X	50
4.2.1 <i>Carbeto de Silício</i>	50
4.2.2. <i>Óxido de Alumínio</i>	52
4.3 MICROSCOPIA ÓPTICA.	53
4.4 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV)	58
4.4.1. <i>Análises de microscopia eletrônica de varredura para o Carbeto de Silício</i>	58
4.4.2 <i>Resultados de MEV para as composições de Alumina.</i>	60
4.4. DUREZA VICKERS.	61
5.1 CONCLUSÕES	63
5.2 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	64

CAPÍTULO 1 – INTRODUÇÃO

Pesquisas envolvendo novos materiais sempre foram um diferencial no desenvolvimento de cada cultura. Em um contexto de guerra isto se torna ainda mais crucial, haja vista que materiais com propriedades superiores aos antigos, implicam em melhoramentos em todos os setores da sociedade, não necessariamente em áreas relacionadas à defesa. Sob uma óptica mais estratégica novos materiais expandem os limites da engenharia, a blindagem que antes era restrita a veículos pesados hoje pode ser encontrada em indivíduos sob a forma de coletes, veículos de passeio e até aeronaves cuja restrição de peso em seus projetos torna a aplicação dessa tecnologia mais trabalhosa.

Atualmente, o futuro mais promissor na área de materiais com aplicações balísticas aponta para uma composição de fibras e cerâmicas, que apresentam excelentes propriedades para este fim como elevada dureza e baixa densidade. Dentro deste contexto, esse trabalho objetiva o estudo do Carbeto de Silício que possui boa densidade, sendo este ainda um dos materiais de maior dureza conhecida, perdendo somente para o Nitreto de Boro, Diamante e Carbeto de Boro, e ao estudo da alumina, material mais tradicional cuja sua aplicação para este fim é bem mais comercial quando comparado ao carbeto. Desta forma, estes materiais apresentam excelente relação custo/benefício para uso em blindagem balística. Com o objetivo de contribuir com as pesquisas e esforços para a blindagem balística, este trabalho analisou diferentes composições de carbeto de silício e alumina com no máximo 5% em massa de aditivos em cada composição com uma exceção no que diz respeito ao YAG onde o percentual foi de 8,2%. A caracterização das composições se deu basicamente por 4 ensaios (microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura, densidade de aparente e dureza), onde pudemos obter parâmetros de avaliação apresentava maior potencial para aplicação balística.

CAPÍTULO 2 – REVISÃO DA LITERATURA

Uma vez que o mundo é marcado por organizações, etnias e culturas que divergem entre si e resolvem, muitas vezes de forma litigiosa, suas desavenças em um confronto direto entre si, proteção sempre foi uma necessidade inerente ao ser humano, que por vezes se envolve em batalhas em torno de uma causa. Uma análise histórica nos permite concluir que a busca de novos materiais para proteção de indivíduos sempre foi um diferencial na superioridade de uma nação sobre a outra.

A unidade militar mais antiga que se tem conhecimento é a falange. Os soldados provenientes desta unidade utilizavam armamentos simples constituídos de espadas ou lanças e escudos, na maioria das vezes produzidas em madeira ou bronze (liga de cobre e estanho). A descoberta do ferro sucateou toda ferramentaria existente até então, e abriu uma nova era, em que aqueles que sabiam manipular e trabalhar com o novo material (ferro) adquiriram superioridade sobre os demais. Este fato na história elucida como o desenvolvimento de novos materiais pode ser decisivo no domínio de tecnologia e no futuro de uma comunidade. Na Figura 1 estão ilustrados peitorais romanos, defesa pessoal da época, e o grau de sofisticação da arte da guerra.



Figura 1 – Peitoral Romano (programafazendomissoes.blogspot.com; dsi.uminho.pt) sofisticação das técnicas de trabalho com aço.

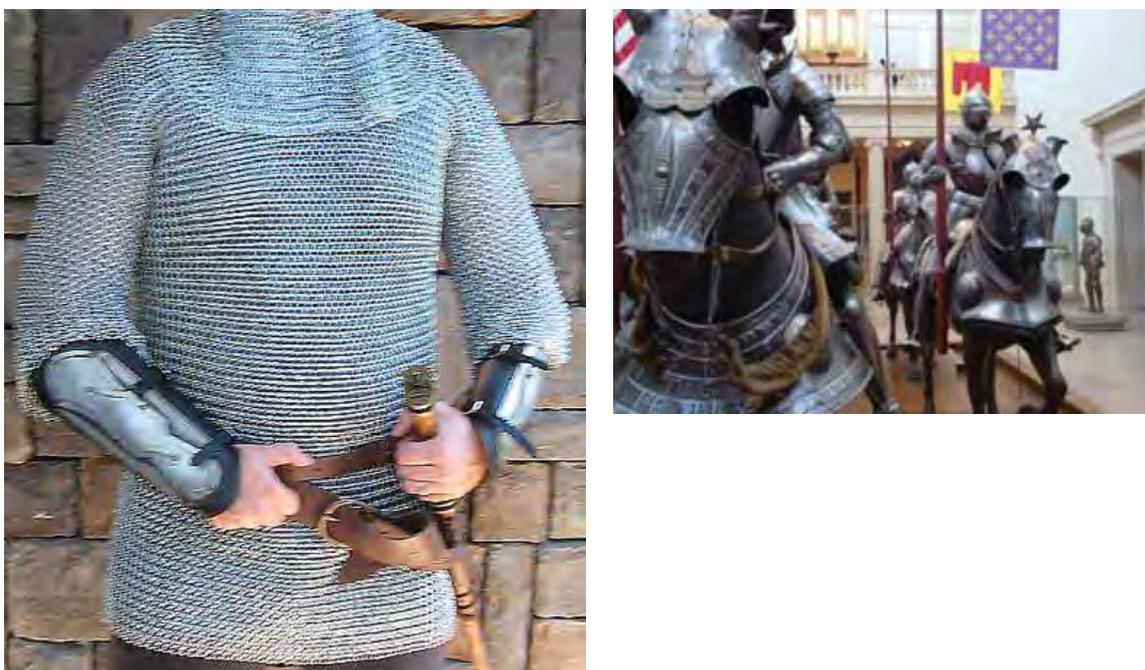


Figura 2 – Armadura medieval (en.wikipedia.org; cbswords.com.)

Observa-se que ao longo da história constantes inovações, tanto no que diz respeito ao material, quanto à sua geometria e aplicação, visa a máxima proteção possível tanto do cavaleiro quanto do cavalo, buscando alinhar proteção e mobilidade. Toda essa tecnologia de defesa ficou defasada com o advento da pólvora que, apesar de ter sido descoberta pelos chineses em tempos remotos, passou a ser utilizada apenas na história recente.

O uso bélico da pólvora foi um divisor de águas tanto na tecnologia de armamento quanto na de proteção. Dentro deste contexto, armaduras de metal não eram capazes de impedir projéteis de chumbo e comprometiam a mobilidade do indivíduo no campo de batalha, devido ao seu elevado peso. Por falta de material adequado a proteção foi deixada em segundo plano no final do século XIX e início do XX.

Foi no começo do século XX que as grandes transformações tecnológicas aconteceram. Nesta ocasião, houve uma primeira tentativa de ajuste de mobilidade e armamento pesado, assim foi concebida a ideia de carros blindados utilizados para o rompimento das linhas inimigas, forçando mudanças de estratégias no campo de batalha, conforme pode ser visto na Figura 3.



Figura 3 - Tanque blindado do começo do século XX
(http://www.territorioscuola.com/wikipedia/pt.wikipedia.php?title=Carro_de_combate)

A tecnologia dos carros de combate blindados foi a que mais evoluiu no que diz respeito a sua concepção como projeto para proteção das tropas, até como uma arma ofensiva com a sua associação com canhões e metralhadoras. A Figura 3 mostra um blindado de fabricação inglesa capturado por tropas alemãs durante a Primeira Guerra Mundial. Quando comparado com a tecnologia disponível atualmente, este tanque é considerado como um blindado pesado e de grandes dimensões, cujas lagartas frequentemente emperravam e com uma mecânica pouco sofisticada (OGORKIEWICZ, M.,1991).

A Figura 4 permite concluir que atualmente há diferentes tipos de tanques, cada um associado a uma determinada necessidade no campo de batalha, associados a canhões ou não, com coloração adaptada ao deserto ou selva. Estes são também mais rápidos e mais confiáveis que seus antecessores



Figura 4 - Modelos de tanques de guerra (<http://sistemadearmas.sites.uol.com.br/ter/vbip2.html>).
(<http://planetaarmas.blogspot.com/2011/09/tanques-de-guerra.html>)

Até os dias mais atuais pouco foi feito no que diz respeito à blindagem pessoal durante as duas Grandes Guerras Mundiais, o que pode ser justificado não somente pela falta de material adequado, mas também por esse período ter sido marcado pela transição de táticas, tecnologia, ideologias e governos .

O primeiro registro que se tem sobre a utilização de blindagem pessoal utilizada em campo de batalha foi na guerra do Vietnam, onde os soldados americanos forneceram coletes blindados visando proteger o máximo possível o corpo do soldado, sem comprometer sua mobilidade (MARINS, 2008). Assim é introduzido o material cerâmico na história da blindagem, mais leves e resistentes que os metais.

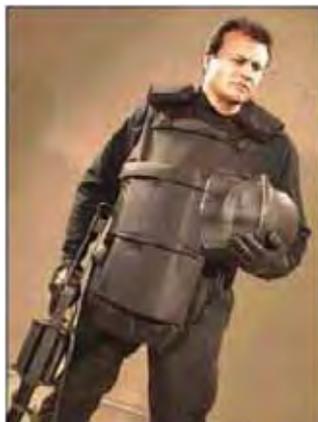


Figura 5 - Uniforme blindado moderno (MARINS, 2008)

O colete, exemplificado na Figura 5, possui capacidade para acomodar duas placas cerâmicas contínuas: uma para proteger as costas e outra para proteger o peito do soldado. O fato de se tratar apenas de uma placa é relevante, pois uma vez que esta tenha sido atingida por um projétil, dada a forma como os materiais cerâmicos geralmente rompem (rompimento de forma frágil), toda a placa fica comprometida, portanto, também fica comprometida a finalidade da proteção.

A substituição de aços de alta dureza por materiais cerâmicos é relativamente recente, isto é, os primeiros registros de seu uso são da década de 50 nos Estados Unidos com blocos fundidos de sílica utilizados em carros de combate. Essa primeira tentativa foi importante e obteve bons resultados, porém, estes foram considerados insatisfatórios, levando ao abandono do projeto em 1958. No contexto da guerra fria, os soviéticos foram os primeiros a colocar carros de combates blindados utilizando cerâmicas como elemento constituinte de sua estrutura, em 1960 no veículo T64 (CARDOSO et al., 1999).



Figura 6 . Tanque soviético T64 (ENG.WIKKIPEDIA.ORG)

A pesquisa de novos materiais cerâmicos, bem como visando o melhoramento dos já utilizados, continuou nas décadas subsequentes com os avanços econômicos dos Estados Unidos da América (EUA) na década de 80 e do Brasil no final da década de 90, por meio do Instituto de Pesquisas da Marinha, do Instituto Militar de Engenharia e do Departamento de Ciência e Tecnologia Aeroespacial, onde sistemas de blindagens utilizando alumina como base, foram criados. Atualmente, estas pesquisas vêm sendo conduzidas pelo projeto MARIMBA(SANTOS e colab., 2002; GOMES e LOURO, 1999; MELO e DINIZ, 1999, COSENTINO P. A. S. L, 2006).

2.1. Carbetto de Silício.

Carbetto de Silício é reconhecidamente uma cerâmica de grande importância, no que diz respeito às propriedades desejadas para conformação de placas blindadas. Este material possui baixa densidade e elevada dureza, perdendo somente para materiais como Diamante e Carbetto de Boro, que apresentam propriedades comparativamente melhores, porém, com custo muito mais elevado (SUZUKI. K, SOMIYA. S; INOMATA. Y, 1991).

A primeira data que se tem registro da existência do Carbetto de Silício foi em 1810, mas foi somente em 1893 que este material foi fabricado em laboratório por E.G Achenson numa tentativa de se obter um material semelhante ao diamante. Durante este estudo, Ancheson fundiu carbono em Alumina, e observou o aparecimento de pequenos cristais de elevada dureza com boas propriedades térmicas. Apesar de ter falhado no que diz respeito à

criação de diamantes artificiais, Ancheson descobriu um material altamente versátil o qual batizou de “carborundum”(CARBORUNDUM.COM).

O Carbeto de Silício ou SiC, como será denominado doravante, possui ligações predominantemente covalentes, com a existência de ligações iônicas também (aproximadamente 12% do total), o que confere ao material a propriedade de condução de corrente elétrica, e sua densidade encontra-se em aproximadamente $3,21\text{g/cm}^3$, podendo esse valor variar, dependendo da metodologia adotada para sua obtenção (BLOOR, 1994). Dentre suas formas cristalinas, pode-se destacar duas sendo estas: o α -SiC de estrutura hexagonal, a mais comum e obtida a temperaturas superiores a 2000°C e o β -SiC, de estrutura semelhante ao do diamante, obtida a temperaturas abaixo de sua versão α . No presente trabalho será abordado o β -SiC.

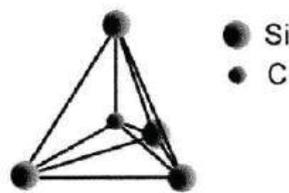


Figura 7 - Unidade básica do SiC (Callister Junior. W. D., 1990)

Como evidenciado a partir da Figura 7, a estrutura básica do SiC é um tetraedro cujo número de coordenação é igual a 4.

Como foi dito anteriormente, o SiC apresenta elevada dureza, elevado ponto de fusão (inerente a materiais cerâmicos), baixa densidade e boa condutividade térmica (entre 79 e 126 [W/mK]), dando a este material grande versatilidade de aplicações, podendo-se citar:

- I. Abrasivos: revestimentos, lixas, pastas de polimento, rebolo de fresas;
- II. Refratários: tijolos, placas, matéria-prima para a produção de fornos;
- III. Ferramentas de Corte: facas cerâmicas, às vezes associadas a Zircônia;

IV. Eletrônicos: dispositivos contra descargas elétricas, sistema de ignição de jatos.

A difusão da tecnologia envolvendo o Carbetto de Silício tem despertado diversas pesquisas relacionadas às formas de se obter as melhores propriedades relacionadas a densificação, porosidade e dureza, propriedades essas que dependem diretamente da forma como o pó é sinterizado e com que aditivos.

Em 1958 Alliegro e Prochazka misturaram ao Carbetto de Silício, pequenas quantidades de Alumínio, Ferro e Boro, para reduzir a temperatura de sinterização durante um processo de moldagem por prensagem a quente (PROCHAZKA, 1999), mas somente em 1973 Prochzka observou experimentalmente que Boro e Carbono reduzem também a pressão de sinterização do SiC. Essa linha de pesquisa vem ganhando força, haja visto que os aditivos podem melhorar, de forma significativa, tanto as propriedades mecânicas como eventualmente tornar o processamento do material mais barato.

Aditivos são substâncias desejadas em um material, de forma a contribuir com a cinética da sinterização, do contrário seriam impurezas, suas proporções variam usualmente, de acordo com trabalhos anteriores, entre de 5 e 20 % em massa (MELO F. C. L et al 2002; MARCHI el al., 2001), no entanto já houve casos em que porções de Boro não poderiam ser superiores à 0,5% em massa em cdps de SiC com maior grau de pureza para o resultado da sinterização(RODRIGUES C. A. F., 2004), sendo portanto esta uma das principais variáveis na composição de um novo material. A introdução de aditivos tem como função conferir propriedades específicas ao corpo sinterizado tais como inibição do crescimento de grãos, aceleração do crescimento de grãos, redução da temperatura de sinterização, alteração da porosidade e remoção de impurezas (DE ASSIS J. M. K, 2007). O aditivo mais comum, e com melhor efeito atualmente utilizado em cerâmicas com aplicações balísticas feitas de SiC é uma combinação de Óxido de Ítrio (Y_2O_3), com alumina Al_2O_3 , designado popularmente de YAG.

O SiC, por ser um sólido covalente, oferece dificuldades a sinterização em estado sólido devido ao seu baixo coeficiente de autodifusão. Desta forma, aditivos são necessários para sua sinterização via fase líquida (IZHEVSKYI et al., 2000).

2.2. Processamento de Materiais Cerâmicos

As cerâmicas podem ser definidas como materiais formados pela aplicação de calor, as vezes associado a aplicação simultânea de pressão, constituídas de pelo menos um metal e um elemento não metálico sólido, ou um não-metal, ou uma combinação de, pelo menos, dois elementos sólidos não metálicos, ou a combinação de, pelo menos, dois elementos sólidos não metálicos e outro elemento não metálico (BARSOUM, 1997).

O conhecimento sobre materiais cerâmicos já é bem antigo, principalmente nas artes, confecção de adornos e vasos, no entanto, no que diz respeito à engenharia, seu desenvolvimento e aplicação são relativamente novos. Uma metodologia foi criada com a finalidade de se generalizar as técnicas de processamento de materiais cerâmicos com propriedades químicas, mecânicas e térmicas uniformes e, conseqüentemente, confiáveis (PANDOLFELLI, 2000). A Figura 8 apresenta um fluxograma abordando, de forma simplificada, como o processo de conformação de um material cerâmico pode ser aplicado.



Figura 8. Fluxograma ilustrando o processo de conformação de materiais cerâmicos (PANDOLFELLI et al.,2000).

2.3. Métodos de Conformação

Dentre as diversas técnicas de processamento de materiais cerâmicos, as mais utilizadas são:

- **Conformação de Massa Plástica:** é o método mais antigo de conformação conhecido, usualmente utilizado para fabricação de vasos de argila. Este método vem sendo ainda utilizado em cerâmicas primitivas em tornos e olarias (NORTON,1973).
- **Conformação por Extrusão:** é o método pelo qual se força uma massa plástica por meio de um molde, formando uma coluna contínua e cortando-se em um ponto que se julgar adequado, industrialmente utilizado para conformação de tijolos furados, tubos sem costuras, etc (NORTON,1973).
- **Prensagem a seco:** este método utiliza o uso direto de pressão sob as partículas para comprimí-las a um volume bem pequeno, obtendo-se o efeito de agregação e

empacotamento. Este vem sendo utilizado para a obtenção de azulejos, telhas, refratários, ladrilhos e pequenos isolantes elétricos (NORTON,1973; ZAVAGLIA, 1991).

- **Conformação por Injeção:** nesse método é adicionado um polímero termoplástico junto à cerâmica e, por meio de uma injetora, a massa fundida é derramada em um molde metálico e mantida até seu resfriamento.
- **Técnicas coloidais:** Trata-se da preparação de colóides que são vertidos em moldes porosos ou impermeáveis. Pode-se destacar nesse processo a colagem (slip casting), que consiste em verter a suspensão coloidal (barbotina) sobre gesso. Este absorve o líquido, após a obtenção da geometria e espessura desejada, sendo os excessos retirados, e a cerâmica final é encaminhada para a sinterização.

Como dito anteriormente, para este trabalho o processo utilizado foi a prensagem uniaxial e hidrostática.

2.4. Sinterização

Sinterização é um processo de consolidação realizado a temperaturas elevadas que visa promover a união das partículas em um único agregado gerando, como consequência direta, o aumento da resistência mecânica, seguido de uma retração e densificação de até 20% em volume, dependendo da natureza estrutural do material. Embora a maioria dos trabalhos se preocupe com a redução da porosidade em materiais cerâmicos, muitas vezes é de grande interesse a obtenção de cerâmicas porosas, principalmente quando se deseja aplicações como materiais refratários porosos e filtros (MELO F. C. L., 1994; E. M MARINS, 2008).

Na maioria dos casos, as reações de sinterização ocorrem quando a temperatura aplicada ao sistema alcança a faixa entre a metade e dois terços da temperatura de fusão do material, trata-se da energia necessária para que ocorra a difusão atômica no estado sólido e escoamento viscoso , quando houver uma fase líquida presente. As mudanças que ocorrem

em sua microestrutura serão as novas características do empacotamento das partículas que se soldam entre si (ALVES, 2007).

Os processos cerâmicos a elevadas temperaturas são, em geral, controlados pelas propriedades do material verde, antes da sinterização (composição, densidade, porosidade, homogeneidade, tamanho e formas das partículas), assim como por parâmetros de sinterização (atmosfera, pressão e temperatura, incluindo taxas de aquecimento e resfriamento) (KINGERY et al.,1976; SCHNEIDER JÚNIOR et al, 1991; OLIVEIRA, 1995).

O processo de sinterização pode ainda ser definido como um processo de remoção de poros entre partículas, com retração do corpo, com o fortalecimento de partículas adjacentes (LEE 1994). O meio pelo qual haverá transferência de material ao longo do processo é que determina o tipo de sinterização que irá ocorrer, podendo este ser de sinterização por fase sólida ou por fase líquida.

2.4.1. Sinterização por fase sólida:

Como o próprio nome diz todo o transporte de material e difusão envolvida no processo, ocorre sem que haja a formação de líquidos. Os meios pelos quais o transporte de material ocorre são por rotação ou deslizamento de partículas. Nesse processo, as partículas se unem pelo crescimento do pescoço, sem o encolhimento ou densificação, devido ao fluxo de massa que se origina e termina na própria superfície da partícula. A difusão pela superfície e evaporação-condensação são contribuintes importantes desse mecanismo. Por sua vez, o transporte de massa causa o encolhimento do compacto, pois a massa se origina do interior da partícula e se deposita no “pescoço”. Os Mecanismos de transporte e massa incluem difusão de volume, difusão de contorno de grão, fluxo plástico e fluxo viscoso.

A sinterização da fase sólida é constituída de três estágios:

INICIAL: quando há um realinhamento das partículas do pó e formação de uma ligação física entre as partículas, o “pescoço”.

INTERMEDIÁRIA: nesse estágio, o tamanho do contato aumenta, e a porosidade diminui; há uma retração do material e formação e crescimento lento dos grãos. Nesse

estágio, a densidade relativa chega à 90% da densidade máxima, este estágio termina quando os poros estão isolados.

FINAL: os poros se fecham e são eliminados o máximo possível, provocando um aumento ainda maior de densificação, conseqüentemente, o tamanho de grão aumenta (LEE,1996).



Figura 9 . Ilustração do processo de sinterização do estado sólido (Adaptado de LIMA, 2006).

2.4.2. Sinterização em fase líquida:

Um resultado mais eficiente pode ser obtido na sinterização em fase líquida. Para isso, a temperatura do processo deve ser elevada de forma que haja uma fase líquida que cubra a partícula. Como pode ser esperado, as características físicas e químicas do componente influenciam diretamente nas propriedades finais do material.

Vieira (1983) cita como principais propriedades:

- Composição química, que determina os compostos químicos formados, isto é, as fases envolvidas no processo.
- Tamanho e forma das partículas, ou pó bruto.
- Existência de aglomerado de partículas, poros que venham a dificultar a difusão e, conseqüentemente, a densificação do material.
- Homogeneidade e granulometria.

A sinterização na fase líquida também possui três estágios, sendo estes: rearranjo de partículas; solução-precipitação e coalescência (MELO, 1994).

REARRANJO DE PARTÍCULAS – Ocorre a formação de um fluxo viscoso ao redor do sólido; as partículas se juntam sob pressão e há uma pequena densificação.

SOLUÇÃO-PRECIPITAÇÃO – Há a dissolução das partículas sólidas imersas no líquido e a precipitação superficial sólida, onde ocorre contato partícula-partícula. Trata-se da formação de grãos não comprimidos, e precipitação em superfície côncava.

COALESCÊNCIA – Crescimento de grão, formando um esqueleto sólido de partículas.



Figura 10. Ilustração da sinterização do estado sólido (Adaptado de LIMA, 2006).

2.5. Aditivos de Sinterização

A procura de aditivos para a melhora da sinterização do Carbetto de Silício foi encontrada na maioria das vezes por tentativa e erro (NEGITA, K., 1986), sem uma sistemática em relação à discussão dos efeitos desses materiais, assim a maioria dos processos foi desenvolvida para SiC de elevada pureza (99,999%), tais como sinterização com atmosfera a vácuo ou ainda prensagem a quente (RODRIGUES C. A. F, 2004).

Atualmente, há uma grande dificuldade na sinterização por fase sólida do SiC, segundo a literatura, propriedades desejadas como densificação, baixa porosidade e dureza são possíveis de serem obtidas apenas quando a sinterização ocorre a temperaturas entre 2050°C a 2200°C. Desta forma, aditivos têm sido selecionados para controle da

densificação bem como um redutor a temperatura de sinterização, favorecendo a formação da fase líquida a temperaturas inferiores a 2000°C (IZHEVSKYI et al, 2000).

2.5.1. Óxido de Alumínio (Al_2O_3)

Historicamente, o óxido de alumínio é uma das cerâmicas mais populares e seu uso comercial começou em 1907, com expansão significativa nas décadas de 20 e de 30. Suas propriedades mais requisitadas são provenientes de ser um material refratário, de sua elevada dureza, sua boa condutividade térmica, e de sua elevada rigidez dielétrica (isolante). Estas propriedades fazem da alumina, um dos principais materiais cerâmicos estruturais e, comparativamente, um dos mais duros dentre os atualmente disponíveis (dureza 9 na escala Mohs) (CAMPOS, 2001).

A ocorrência natural de alumina se dá em rochas sedimentares, sob a forma de bauxita, sua obtenção se dá por extração e tratamento deste minério, primeiramente se faz uma purificação da bauxita por meio do processo de BAYER onde se obtém hidróxido de alumínio que é conduzida para a calcinação para finalmente ter como produto final a Alumina Al_2O_3 , a intensidade com que esse processo ocorre influi diretamente na pureza da matéria final (ALCOA.COM).

Há estudos realizados com o uso de óxido de alumínio como aditivo para o SiC, no entanto, se utilizado de forma isolada, seus efeitos só serão relevantes depois de um longo tempo de sinterização (SUZUKI, 1991).

2.5.2. Óxido de Ítrio (Y_2O_3)

O Ítrio ($Z=39$) não é exatamente um lantanídeo, porém, é incluído entre as terras raras devido à semelhança existente entre suas propriedades químicas. O conjunto de suas propriedades possibilita o emprego de Ítrio nas mais variadas formas de utilização, tais como: catalisadores para produção de derivados de petróleo; na síntese de amônia e outros produtos químicos; na constituição de cerâmicas transparentes resistentes a altas temperaturas e na tecnologia de cerâmicas especiais (THUMMLER, F., OBERACKER, R, 1993).

2.5.3. YAG

Um dos aditivos mais comuns utilizados para a sinterização consiste em uma composição de Óxido de Ítrio e Óxido de Alumínio em proporções variáveis. Essa mistura é fundida durante o processo de sinterização formando a fase vítrea intergranular da base cerâmica. Na fase final desse processo é gerado um material conhecido como YAG (*Yttrium Aluminium Garnet*).

Como composição de YAG utilizada numa matriz cerâmica têm-se: 5 a 20% de SiC em massa; 15 a 35% de óxido de ítrio e 65 a 85% de Alumina (MARCHI *et al.*,2003).

São poucos os óxidos que se decompõem a temperaturas próximas de 2000°C, sendo essa característica desejável pois facilita a transição da estrutura SiC α para β , melhorando, diretamente, as características finais da cerâmica.

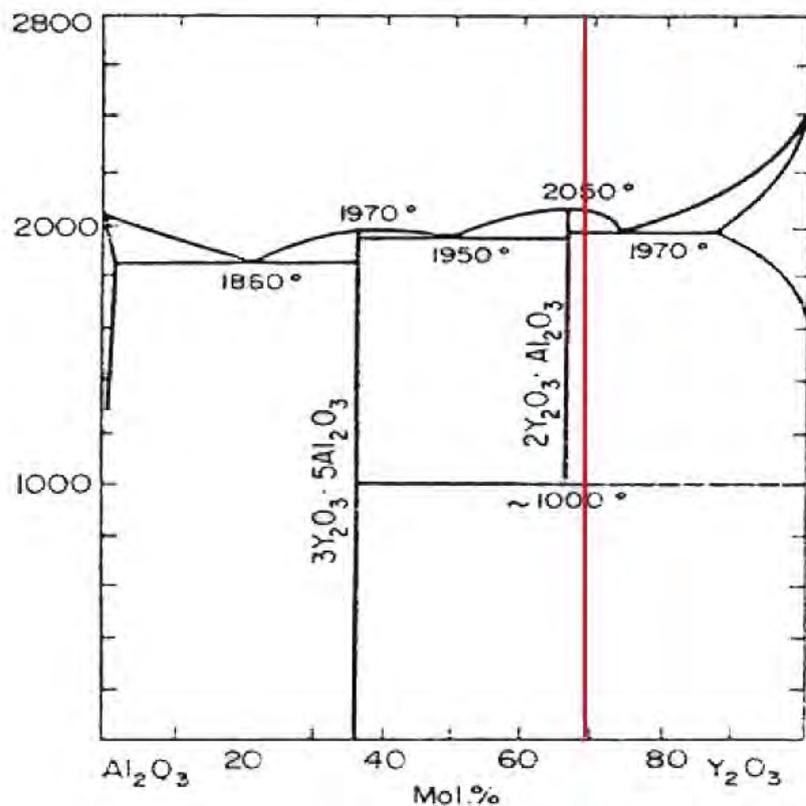


Figura 11. Diagrama de Fase Al₂O₃-Y₂O₃ (TAGUCHI; RIBEIRO, 2003).

O diagrama de Alumina-Ítria, anteriormente apresentado, é essencial para a determinação da temperatura a qual este material será submetido para que ocorra o processo de sinterização. O eixo y se refere à temperatura de tratamento térmico enquanto o eixo x refere-se ao percentual molar dos constituintes do material. A linha vermelha marca o percentual utilizado na composição do YAG, sendo para este trabalho, 70% Alumina e 30% Ítria.

2.6. Propriedades Mecânicas do Carbeto de Silício (SiC).

A Tabela 1 fornece as principais propriedades do Carbeto de Silício, de acordo com a literatura. Como pode ser observado, o processo de sinterização é determinante em suas características finais (BLOOR, 1994).

Tabela 1. Propriedades do SiC (BLOOR, 1994).

Propriedades	Sinterização com fase sólida	Sinterização com fase líquida
Massa específica	3,15	3,21
Porosidade (%)	<2	<1
Módulo de Elasticidade (GPa)	410	420
Coefficiente de Expansão Térmica (30-1500°C) ($\times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$)	4,9	4,5
Condutividade Térmica a 600°C (W/mK)	50	50
Resistência a Flexão (MPa)		
a 25°C	430	730
A 1400°C	450	400
Dureza (GPa)	28	26

2.7. Perda de Massa na Sinterização.

Eventualmente, durante o processo de sinterização de um material cerâmico, pode ocorrer a perda de massa. Dentre as razões para que isso ocorra pode ser citada a presença de uma atmosfera não inerte durante este processo, ou de reagentes indesejáveis.

A perda de massa do sistema SiC, Al₂O₃ e ítria ocorre por uma sequência de reações com contaminantes, mesmo que a atmosfera seja adequada. O SiO₂ é considerado o principal contaminante (BAUD, 2003; VAN DIJEN & MAYER, 1996; GRANDE et al., 1997, apud HWANG, 2006), resultando na reação abaixo:



Na presença de Carbono, o efeito pode ser amenizado, convertendo em Sílica novamente o Carbetto de Silício (VAN DIJEN & MAYER, 1996, apud HWANG, 2006):



A Alumina e a Ítria sublimam de forma indesejada (VAN DIJEN & MAYER, 1996, apud HWANG, 2006, BAUD, 2003, apud HWANG, 2006):

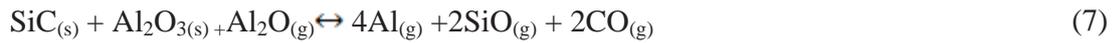
Reações da Alumina:



Reações da Ítria:



Podem ocorrer, ainda, reações de SiC com seus aditivos conforme apresentado a seguir. (VAN DIJEN & MAYER, 1996, apud HWANG, 2006, BAUD, 2003, apud HWANG, 2006, GRANDE et al., 1997):



Como pode ser observado a partir das equações VI e IX, a perda de massa do SiC ocorre pela oxidação do SiC, formando as porções gasosas $\text{CO}_{(g)}$, $\text{SiO}_{(g)}$ e $\text{Al}_2\text{O}_{(g)}$.



CAPITULO 3 – MATERIAIS E MÉTODOS

3.1. Materiais Utilizados

Para o desenvolvimento deste trabalho, conformou-se corpos de prova utilizando pó bruto fornecido pelos fabricantes. O Carbetto de Silício, o Óxido de Ítrio, o Silício metálico e o Boro amorfo foram fornecidos pela empresa alemã H.C Starck. O SiC utilizado foi do tipo GRADE BF – 12 verde (β -SiC), também utilizado em outros trabalhos reportados pela literatura (MARINS, 2008), sendo este o mais adequado para conformação de placas com finalidade de proteção balística.

A alumina tipo A1000SG foi de fabricação nacional, fornecida pela empresa ALCOA. Com este material foram preparados corpos de prova (cdps) com base em alumina e também com o YAG. O aditivo de grafite, utilizado neste trabalho, foi fornecido pela empresa brasileira ROCOLL.

Objetivando permitir a eficiência máxima durante o processo de pré-conformação durante a prensagem uniaxial, utilizou-se um ligante de Pval, álcool polivinílico proveniente da empresa VETEC.

3.2. Composição dos Corpos de Prova.

Durante o desenvolvimento deste trabalho, foram consideradas duas cerâmicas, sendo elas alumina e carbetto de silício, além da análise do SiC puro para fins comparativos, fez-se a análise de mais quatro composições aditivadas de SiC e duas composições de alumina conforme mostrados no quadro 1 e 2.

Quadro 1. Composições utilizadas para o SiC

Composição	SiC	Si (metálico)	B (amorfo)	YAG
I	100%	0	0	0
II	95%	5%	0	0
III	95%	0	5%	0
IV	90%	5%	5%	0
V	91,8%	0	0	8,2%

Quadro 2. Composições utilizadas para Alumina

Composição	Al₂O₃	Si (metálico)	B (amorfo)	C (grafite)
VI	90%	5%	5%	0
VII	90%	5%	0	5%

Para as demais composições foram seguidas as práticas de trabalhos anteriores (MELO F. C. L, 2002) que comparam as propriedades mecânicas dos materiais em função do aditivo, respeitando-se a porção mínima de 5% em massa de cada um.

3.3. Conformação dos corpos de prova

A porção de cada insumo foi devidamente pesada em uma balança analítica e, posteriormente, misturada em um moinho de alta energia, em dois tempos de 15 minutos com um minuto de repouso entre eles. Esta metodologia se fez necessária por uma questão de segurança, devido a elevação na temperatura durante este processo, podendo ocasionar uma reação indesejada do material com o oxigênio existente na atmosfera. Em seguida, penerou-se (Peneira Tyler 42) e adicionou-se 5% em massa de PVal para que o pó se

aglutina-se na forma de pastilha durante o processo de prensagem uniaxial. A sequência dos procedimentos utilizados encontra-se resumida no fluxograma da Figura 12.

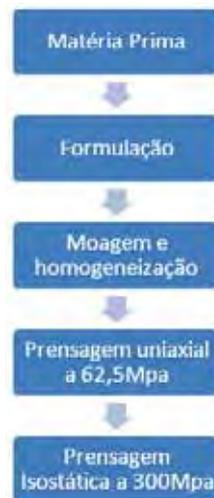


Figura 12 Fluxograma de conformação dos cdps

As Figuras 13 e 14 referem-se a prensa uniaxial hidráulica e a matriz de aço utilizada na conformação dos cdps, respectivamente. Nesse estágio a pressão de compactação não é o fator mais importante, uma vez que esta é utilizada apenas para uma pré-moldagem antes do material ser submetido ao processo de prensagem isostática. A aglomeração das partículas se dará por meio do Pval sendo este adicionado na porção de 5% em massa na mistura de pós que será prensada. O objetivo deste processo foi obter pastilhas com no máximo 5mm de altura e 10mm de comprimento, com posterior envio para o processo de sinterização. Para a realização deste trabalho foi utilizada uma prensa uniaxial hidráulica da fabricante MARCONI modelo MA0981C ilustrada na figura 13 e as matrizes para a pré-moldagem dos cdps na figura 14.



Figura 13. Ilustração da prensa uniaxial utilizada neste trabalho.



Figura 14. Molde utilizado para a compactação das cerâmicas.

A partir deste primeiro procedimento os cdps foram encaminhados para prensagem isostática, sendo utilizada uma prensa tipo KIP 100E, Paul Weber a 300Mpa Para esta etapa o mecanismo é um pouco mais complexo, uma vez que os cdps são revestidos por um molde flexível e mergulhados em óleo num compartimento hermeticamente fechado. Durante este processo, a pressão é gradativamente aumentada sendo esta distribuída, de forma uniforme, sobre o corpo de prova. O equipamento de prensagem isostática, assim como uma ilustração de seu funcionamento é apresentado na Figura 15.

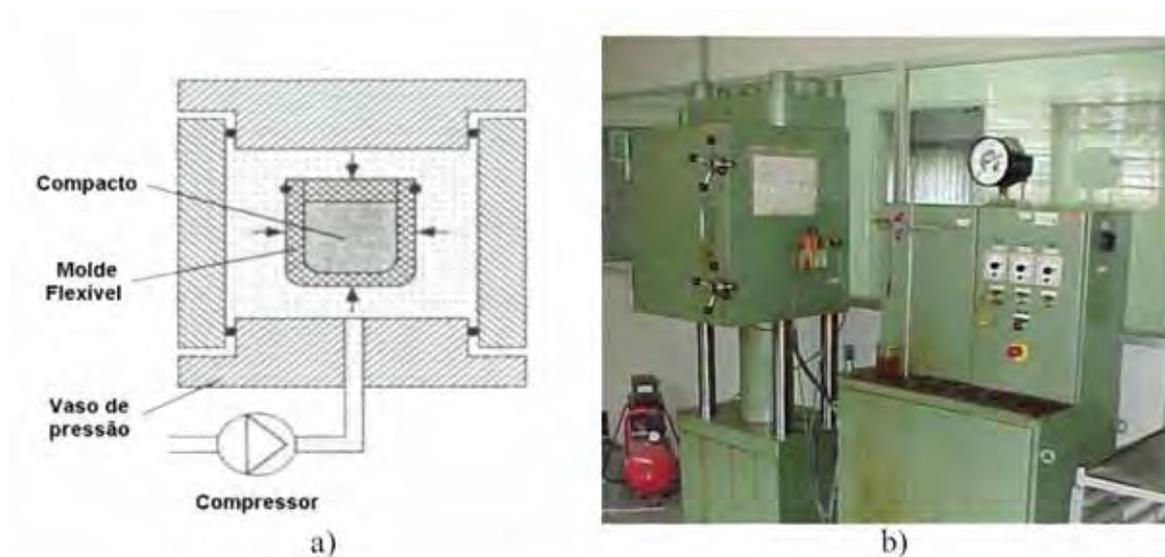


Figura 15. Apresentação do sistema de prensagem isostática: a) esquema de funcionamento; b) prensa uniaxial utilizada

3.4. Sinterização

Os corpos de prova de Carbetos de Silício foram sinterizados com o em um patamar de 30 min a 1950°C e para os corpos de prova de Alumina, foi utilizado um patamar a 1750° durante uma hora As sinterizações foram realizadas em um forno elétrico tubular de grafite hermeticamente fechado com atmosfera inerte de argônio.



Figura 16. Forno Splemby fechado.

3.5. Caracterização dos corpos de prova

Todas as composições estudadas neste trabalho foram submetidas aos mesmos ensaios, com a finalidade de se definir quais amostras apresentam as melhores propriedades para a conformação da placa hexagonal balística.

3.5.1. Densidade

Para este ensaio utilizou-se o método baseado no princípio de Arquimedes, seguindo a norma ASTM C20-00 obtendo, como resultado final deste ensaio, a densidade aparente dos corpos de prova.

Este método consiste em aquecer os cdps em água destilada por uma hora, removendo, assim, as impurezas da superfície. Após esta etapa, o material é mantido em repouso ainda imerso, até que a temperatura se iguale a temperatura ambiente, e só então efetua-se a primeira pesagem do cdp, estando este ainda imerso em água, em uma balança analítica de alta precisão (obtenção da massa imersa - m_i). Após este primeiro procedimento, seca-se os corpos de prova e prossegue-se com uma nova pesagem, obtendo agora massa úmida (m_u). Por fim, encaminham-se os cdps para uma estufa, com a finalidade de retirar toda a água presente no cdp, e prossegue-se então a última pesagem, massa seca (m_s). Aplicando-se a equação (8) e considerando a densidade da água como sendo $1,0 \text{ [g/cm}^3\text{]}$ tem-se:

$$\frac{\rho(cdp)}{\rho(\acute{a}gua)} = \frac{ms}{mu - mi}$$

Equação (1)

3.5.2. Dureza

Uma propriedade de suma importância que deve ser avaliada em um material que se pretende utilizar para aplicações balísticas, é sua dureza. Para esta finalidade, neste trabalho se mediu a dureza Vickers, própria e recomendada para corpos de prova de pequenas dimensões, cuja impressão é da ordem de 10^{-6} metros ou μm . Para este ensaio, utilizou-se um penetrador de diamante com geometria piramidal de base quadrada. Essas medidas são convertidas em uma escala de dureza pela equação (9).

$$HV = 1,854 \frac{P}{d1 \times d2}$$

Equação (9)

Onde $d1$ e $d2$ são as diagonais impressas no cdp conforme ilustrado na Figura17.



Figura 17. Formato do penetrador no ensaio de dureza Vickers (BURGER et al, 2006).

As medidas de dureza nesse trabalho foram realizadas no equipamento “Digital Micro Hardness Tester”, fabricado pela empresa FT – Future Tech, modelo FM- 7, com carga de um 300gf e 9 segundos de aperto, com pelo menos 5 medidas em cada corpo de prova, quando possível, dada a elevada porosidade que alguns cdps apresentaram.



Figura 18. Digital Micro Hardness Tester, equipamento utilizado para medidas de dureza.

3.5.4. Microscopia Óptica

Tanto para aplicações estruturais quanto balísticas, é imprescindível o conhecimento da presença de porosidade a respeito de um determinado material. Desta forma, os materiais aqui estudados foram avaliados quanto as suas características morfológicas a partir de análises por microscopia óptica. Para isso, primeiramente as amostras foram devidamente lixadas e polidas de forma a tornar evidente sua porosidade quando observada em um microscópio óptico. Afim de se obter um resultado mais quantitativo, e baseado em trabalhos anteriores, as imagens foram submetidas a uma análise computacional por intermédio do programa ImageJ, software livre disponibilizado pela JAVA (MARINS et al., 2008, TOLEDO et al., 2005, CAMPOS et al., 2003). As imagens foram adquiridas em um Microscópio Nikon modelo 200 acoplado a uma câmera digital Axio Cam ICC3 Zeiss.

Durante o desenvolvimento deste trabalho, seguiu-se um padrão de ampliação em todos os corpos de prova de 100, 200, e 500 vezes, buscando sempre uma região de menor porosidade possível. Não foram utilizados filtros e a luminosidade foi ajustada de forma que o contraste ocorresse de forma acentuada entre as áreas escuras e claras, conforme exemplificado na Figura 19.

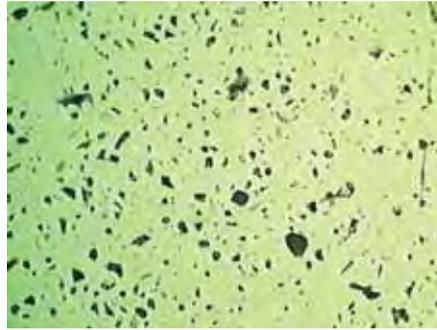


Figura 19. Fotomicrografia da composição contendo 8,2% em massa de YAG, ampliação de 200 vezes.

3.5.5. Microscópio Eletrônico de Varredura - MEV

O microscópio eletrônico de varredura (MEV) pode obter imagens de superfícies polidas ou rugosas, com grande profundidade de campo e alta resolução, facilitando a interpretação de imagens e possibilitando a microanálise de elementos, mediante a utilização de múltiplos efeitos da interação entre os elétrons e a matéria (MANNHEIMER, 2002).

Como consequência da interação do feixe de elétrons com a superfície da amostra, uma série de radiações é emitida tais como: elétrons secundários (ES), elétrons retro espalhados, raios X característicos, elétrons Auger, fótons, dentre outros, como apresentado na Figura 20. Estas radiações, quando captadas corretamente, irão fornecer informações características sobre a amostra como, por exemplo, a topografia da superfície, a composição e a cristalografia (MALISKA, 2006).

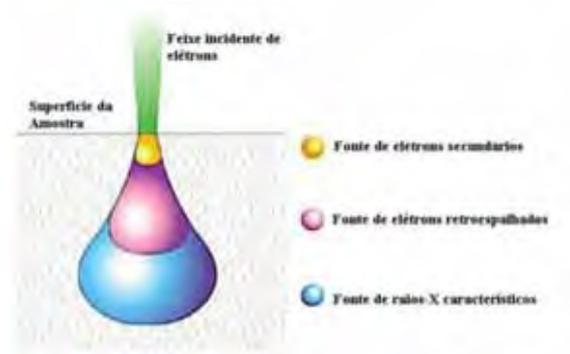


Figura 20. Garrafão de elétrons no MEV (<http://fab.if.usp.br>).

A partir deste ensaio foi realizada a análise de fratura dos corpos de prova, sem ataque químico de sua superfície. Para tal ensaio, é necessário que o material seja condutor, ou então recoberto por uma película condutora como ouro ou grafite. Os cdps de SiC dispensaram qualquer tipo de tratamento nesse sentido, diferentemente da alumina que precisou ser recoberta por uma fina camada de ouro para tornar as análises possíveis.

Estas análises foram realizadas por um microscópio eletrônico de varredura modelo LEICA S430i.



Figura 21. Microscópio Eletrônico de Varredura LEICA S430i, disponível na AMR/DCTA

Capítulo 4 - Resultados e Discussões

4.1 Densidade Aparente

As amostras apresentaram uma leve densificação quando comparadas com sua condição à verde, com uma pequena redução de seu diâmetro. Os cdps que tinham por base Alumina se deformaram acentuadamente devido à perda de massa, quando comparadas com as amostras de Carbetto de Silício. No entanto, estudos anteriores sobre a Alumina mostram que a elevada temperatura (aproximadamente 1750°C) é benéfica para o processo de densificação, tendo esta influenciada, de forma positiva, propriedades como dureza e porosidade, como será apresentado posteriormente.

Para as amostras processadas a partir de Carbetto de Silício, apenas aquelas processadas com YAG como aditivo apresentaram diferenças significativas quanto aos seus resultados de densificação, como pode ser observado na Tabela 4.

Tabela 2 Densidade aparente calculada para as amostras em estudo

<u>Composição SiC</u>	Densidade [g/cm³]
SiC 100%	2,12
5% Boro (amorfo)	2,10
5% Silício	2,11
5% Boro (amorfo) 5%Silício	2,08
8,2%YAG	2,64
<u>Composição Al₂O₃</u>	Densidade [g/cm³]
5%Boro (amorfo) 5%Silício	3,48
5%Carbono (grafite) 5%Silício	3,47

4.2 Difração de Raios-X

4.2.1 Carbetto de Silício

Todas as composições estudadas de Carbetto de Silício foram submetidas à análise de difração de raios – X após serem sinterizadas. Os resultados encontrados atestam a pureza dos materiais envolvidos na confecção dos corpos de prova, ou ainda revelam impurezas que possam surgir devido ao manuseio e confecção dos cdps.

As Figuras 22 e 23 mostram que o Carbetto de Silício possui uma elevada pureza, com predomínio de SiC β após a sinterização, o que é desejado, pois essa possui melhores propriedades para a finalidade que se deseja neste trabalho. Na Figura 23, no entanto, pode ser observado que o aditivo de Boro amorfo não reagiu para formar a alterar a estrutura cristalina do material, ou ainda ou ainda contribuir para formação de compostos mais duros o que influenciaria benéficamente as propriedades desejadas neste trabalho. Também pode ser concluído, a partir dos resultados encontrados, que o Silício aditivado pouco influenciou para o predomínio na obtenção da fase beta.

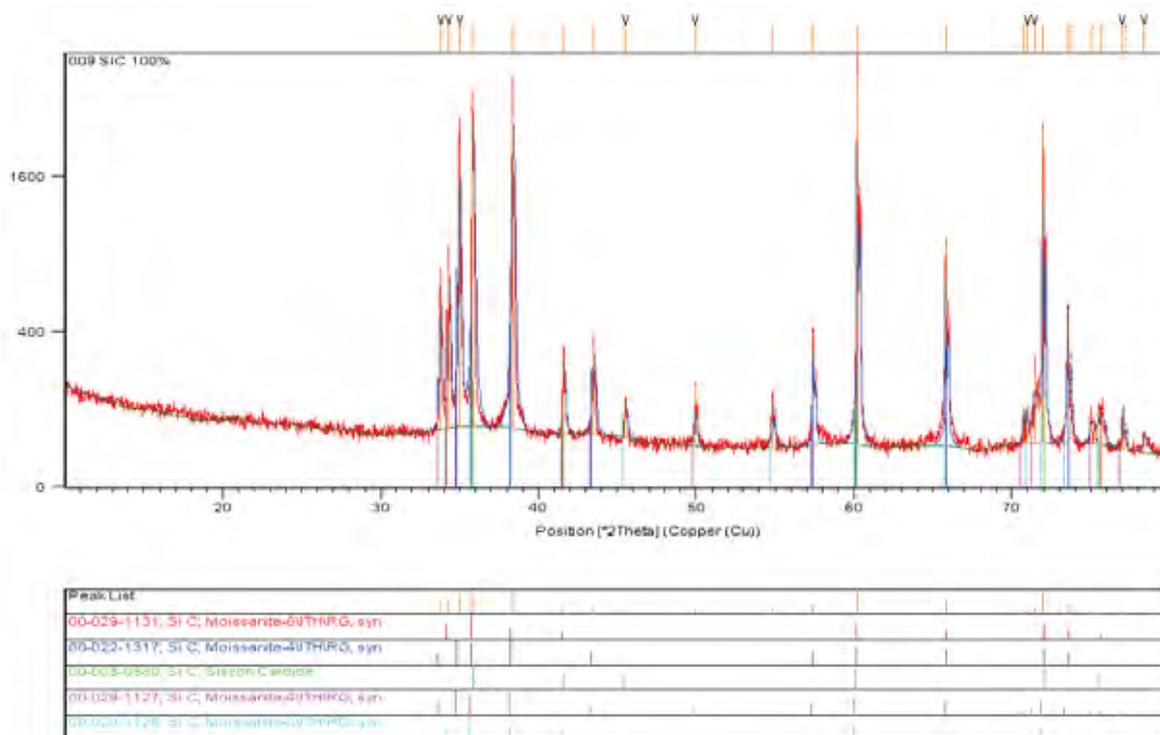


Figura 22. Resultados de difração de raios – X para o carbeto de silício sinterizado.

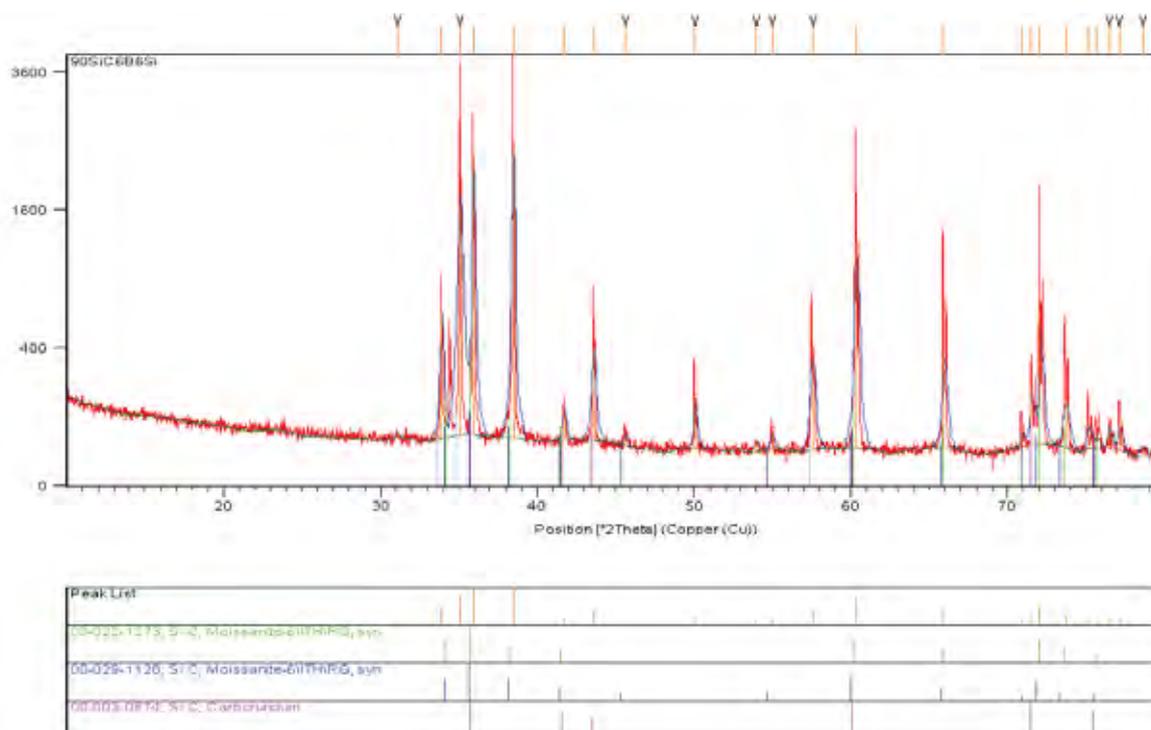


Figura 23. Resultados de difração de raios – X para a composição 90%SiC + 5%B + 5%Si.

4.2.2. Óxido de Alumínio

Assim como ocorreu com o SiC, a Alumina teve sua análise de difração de raios -X realizada após a sinterização. Neste caso, não foi só possível observar a pureza do material, mas também que houve reação durante o processo de sinterização entre seus aditivos. A partir da análise da Figura 24 pode ser observada a formação de SiC, visto na escala de dureza na literatura como material mais duro que a alumina e até mesmo que o SiC (YAMADA. K; MOHRI. M, 1991). Na Figura 25 a presença de Boro na sinterização favoreceu a formação de boreto de alumínio.

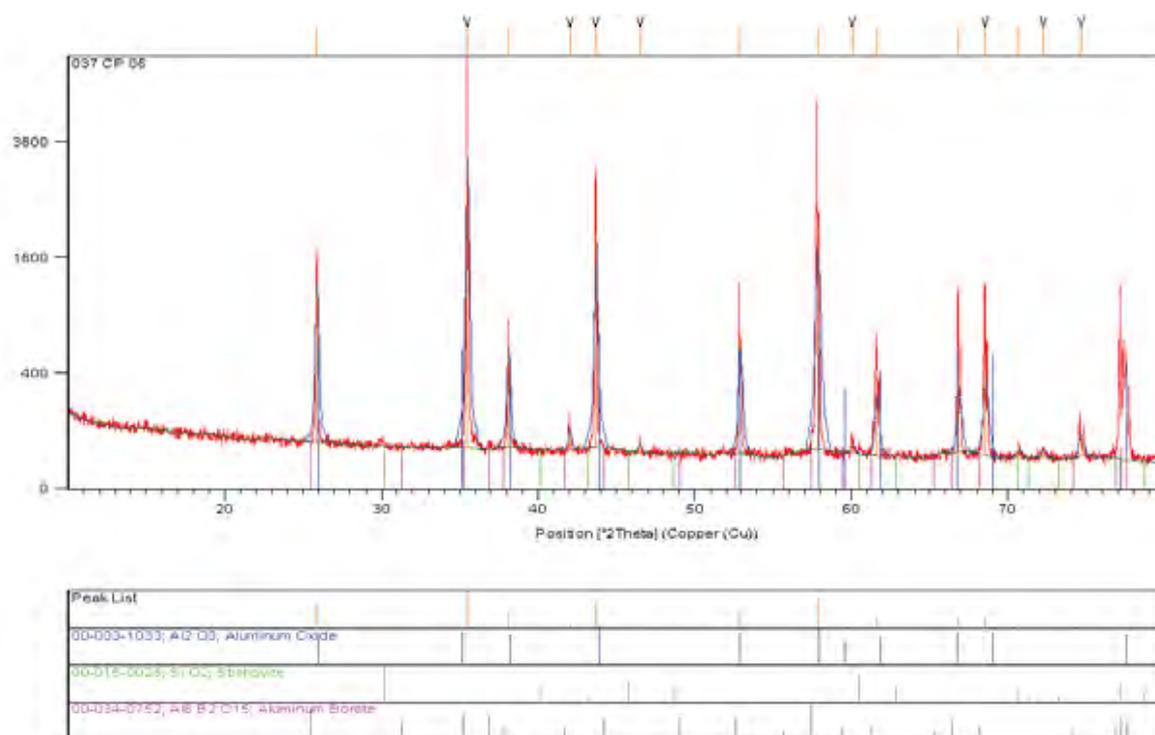


Figura 24. Resultados de difração de raios - X para a composição $\text{Al}_2\text{O}_3 + 5\% \text{B} + 5\% \text{Si}$.

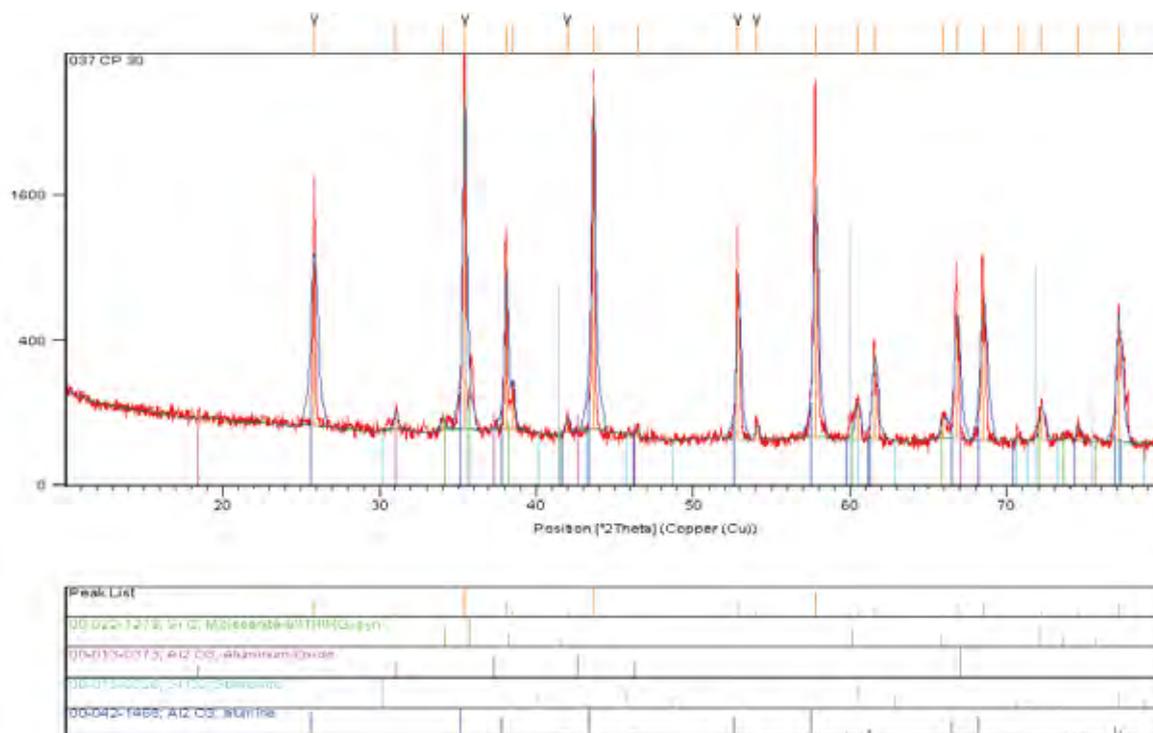
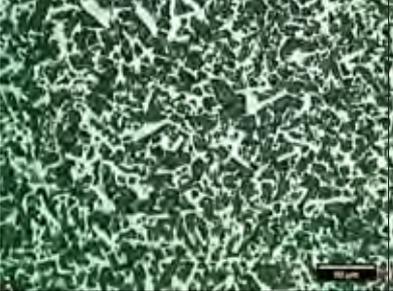
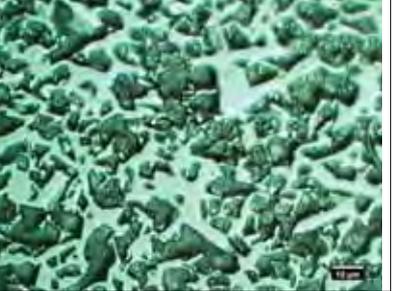
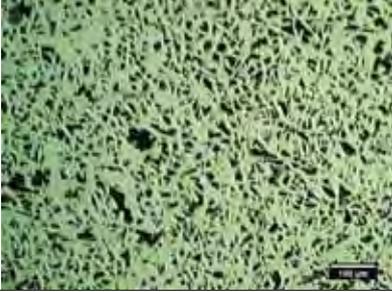
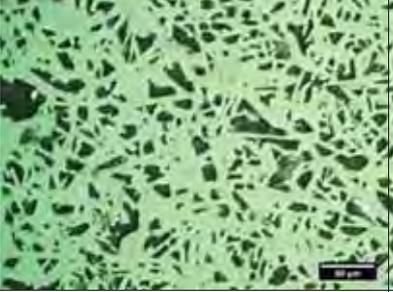
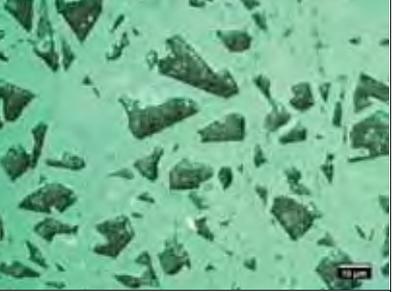
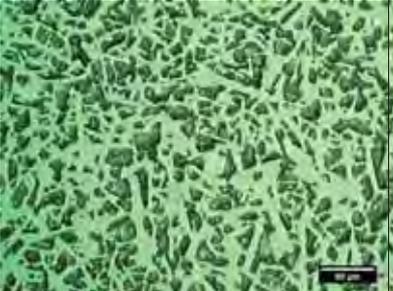
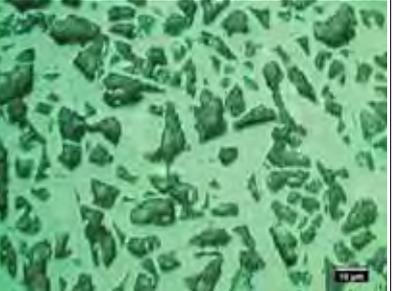


Figura 25. Resultados de difração de raios – X da composição 5%Si + 5%C.

4.3 Microscopia Óptica.

Como podem ser observados na Tabela 05, todos os aditivos influenciaram benéficamente nas propriedades dos materiais sinterizados, uma vez que reduziram suas porosidades, o que resultará, provavelmente, na melhoria de suas durezas como será observado posteriormente. Para que se possa obter um parâmetro que independa da capacidade de observação do leitor, essas imagens foram processadas no Image J, programa da JAVA de uso livre. As frações porosas, calculadas a partir deste mesmo programa, são apresentadas na Figura 26 e na Tabela 6. Como pode ser observado a partir da Figura 26, o algoritmo deste programa calcula facilmente a fração porosa, sendo estas identificadas pelas áreas escuras.

Tabela 3. Resultados de microscopia óptica dos corpos de prova de SiC.

100% SiC		
		
5% Boro		
		
5% Silício		
		

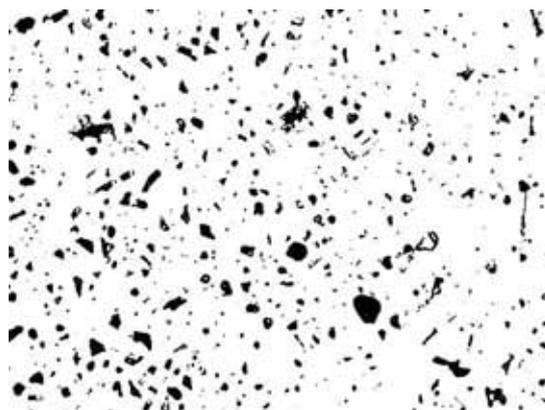
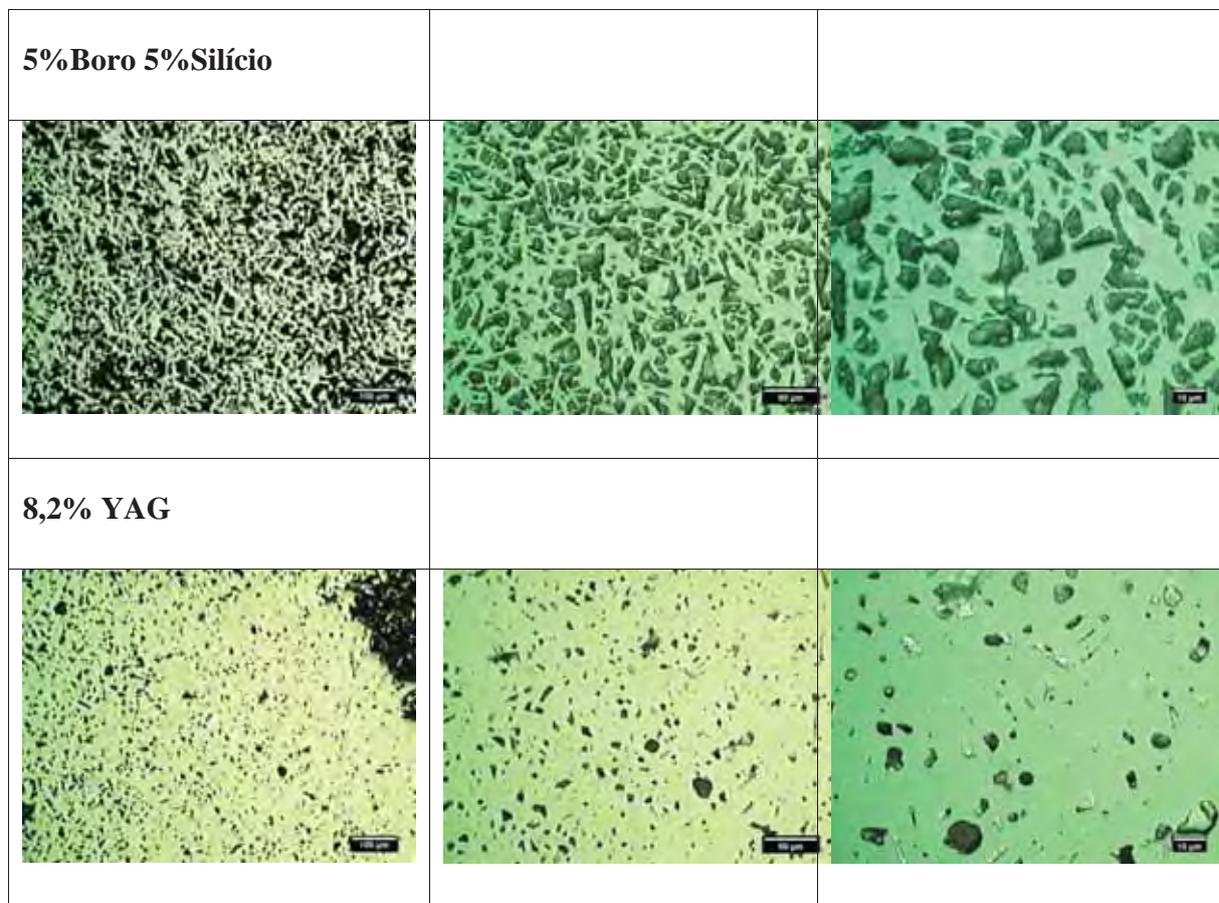


Figura 26. Imagem da amostra de 8,2% de YAG com ampliação de 200x, após tratada pela análise de imagens.

Tabela 4. Resultado da análise de poros dos cdps de SiC

Composição	Fração Porosa (%)
SiC 100%	63,2
5% Boro Amorfo	27,7
5% Silício	43,7
5% Silício e 5% Boro Amorfo	53,2
8,2%YAG	8,5

Como pode ser observado na Tabela 6 o aditivo que apresentou melhor desempenho foi o YAG com grande redução de sua fração porosa, quando comparado com o SiC puro. A combinação de Alumina e Ítria contribui para formação sua fase líquida a temperaturas inferiores a 2000 °C, sendo este fato o mais benéfico para a sinterização.

Outro resultado que vale salientar com relação a Tabela 7 é a interação de SiC com boro que apresentou redução significativa quando na porção de 5% em massa, mas quando associado a Silício metálico seus resultados não foram satisfatórios. O primeiro relato da literatura sobre o uso de boro como aditivo do SiC foi em 1985 (MAGNANI, 2001), onde SiC de elevada pureza (α SiC) foi sinterizado a vácuo com boro na porção de 0,5% em massa. Nesta ocasião, foi relatada uma elevada densificação e reação do Boro com Sílica residual presente no SiC. Estes elementos associados contribuem para a diminuição da energia de ligação entre os grão, facilitando o processo de sinterização.

Neste trabalho a sinterização ocorreu na atmosfera inerte de argônio, uma redução da pressão no meio sugere melhora dos resultados, no caso de SiC associado a boro, quando associados, Boro amorfo e Silício metálico. Entretanto, estes resultados não são repetitivos, pois o mecanismo de densificação do boro exige SiC de elevada pureza, e nesta associação o Silício se comportou como um impureza indesejada, atrapalhando o mecanismo de densificação que o boro apresenta quando utilizado de forma isolada, uma vez que o boro é forte formador da fase vítrea (NAGANO, 2000) e isso contribui para formação de grão maiores.

O mesmo procedimento se repetiu com os cdps de Alumina.

Tabela 5. Resultados de microscopia óptica dos corpos de prova de Alumina.

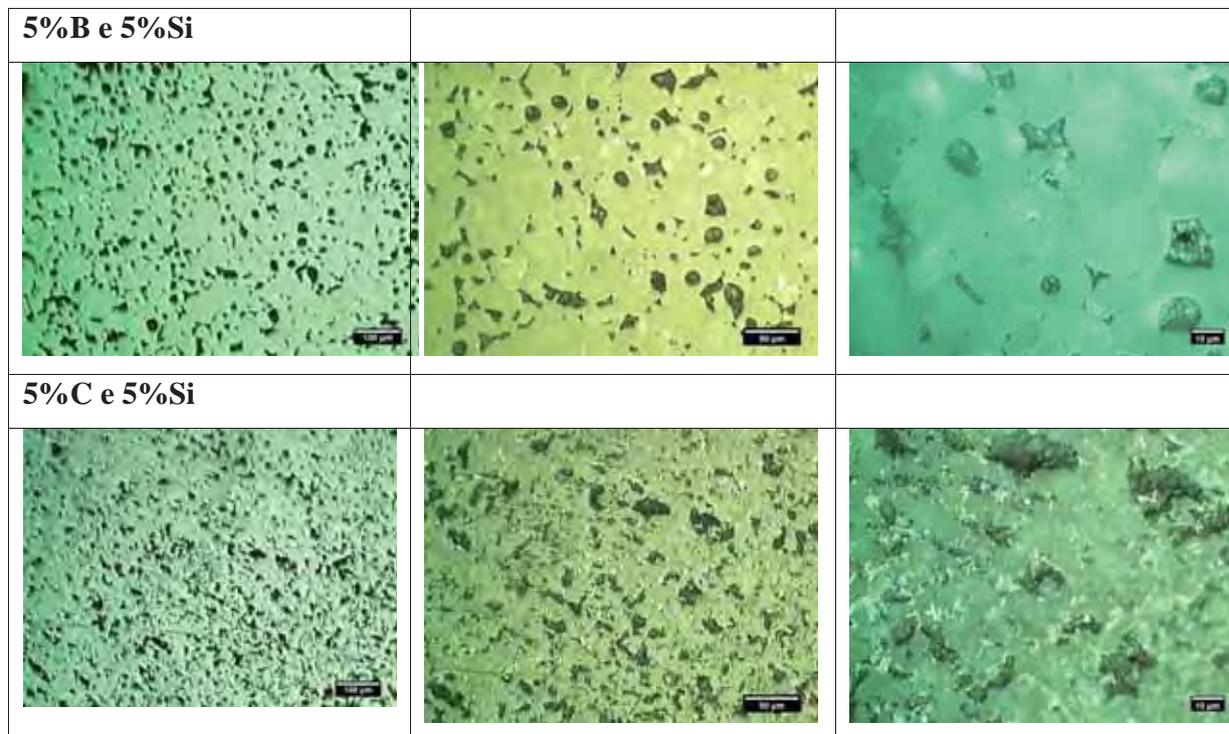


Tabela 6. Resultados das análises de porosidade dos cdps de Alumina

Composição	Fração Porosa (%)
5% Silício e 5% Carbono	28,4
5% Silício e 5% Boro	11,9

A partir dos resultados obtidos neste trabalho foi observado que os corpos de prova de Alumina obtiveram melhores resultados com relação a fração porosa, quando comparados com os provenientes do SiC, uma vez que suas frações foram bem mais baixas, com exceção da amostra que tem YAG como aditivo. Tal resultado já era esperado e condizente com experiências anteriores em que a densificação e diminuição da porosidade da alumina melhora com o aumento da temperatura de sinterização (H. N. Yoshimura, A. L. Molisan, *et al*). Este comportamento pode ser explicado pelo fato da temperatura elevada contribuir para que a matéria se agregue, com formação da fase líquida.

4.4 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

Visando complementar as análises de microscopia óptica, foram também realizadas análises de MEV da superfície de fratura dos corpos de prova. Para esta finalidade, os cdps foram fraturados de forma longitudinal, e sua parte mais interna foi analisada. As imagens obtidas permitiram uma análise qualitativa dos materiais estudados que, quando confrontadas com os resultados obtidos a partir dos outros ensaios realizados, fornecem subsídios para a seleção adequada das composições que apresentam melhor potencial para proteção balística e, desta forma, estas análises permitem compreender melhor o efeito que cada aditivo teve sobre o material.

4.4.1. Análises de microscopia eletrônica de varredura para o Carbetto de Silício

Todos os aditivos estudados neste trabalho influenciaram no desempenho do material cerâmico, de alguma forma. Esta afirmação encontra-se baseada na comparação do tamanho dos contornos de grão entre as composições aditivadas com as de SiC puro. Comparando-se a Figura 28 a. com a 31 a. pode ser observado que esta última apresentou maior encadeamento de contorno de grãos com conseqüente menor porosidade, por conta da formação da fase líquida do YAG. Também pode ser observado que as amostras que continham Boro apresentaram um contorno de grão maior, com morfologia de bastão concorrente entre si. A dificuldade desse encadeamento contribui para uma maior porosidade. Quando analisada a amostra constituída por Boro e Silício, pode ser observada uma maior interação indesejada, uma vez que o contorno de grão ficou maior (Figura 28 b). Como já explicado anteriormente, para que esse encadeamento do Boro seja benéfico, o SiC deve apresentar elevada pureza e as reações de sinterização devem ocorrer a baixas pressões, nesse caso, o Silício se comportou como impureza atrapalhando o mecanismo de sinterização do Boro.

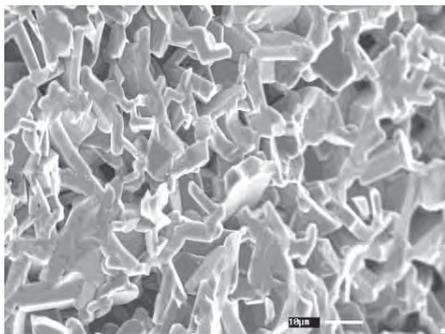


Figura 27 a. Resultados de MEV para uma amostra de 100% SiC

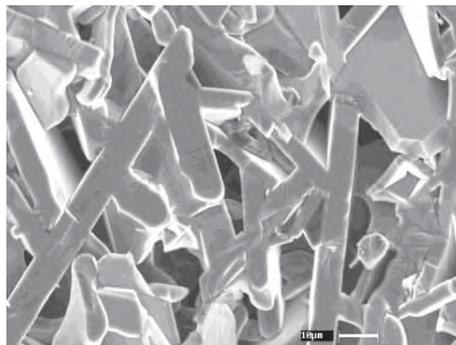


Figura 28 b Resultados de MEV para uma amostra de SiC com 5% de Boro

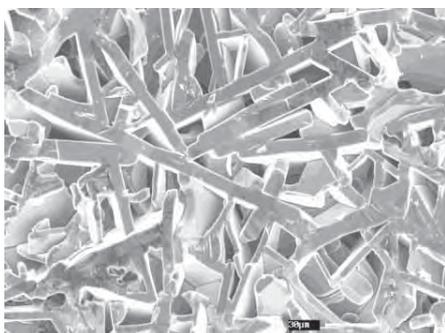


Figura 28 a Resultados de MEV para uma amostra de SiC com 5% de Bor

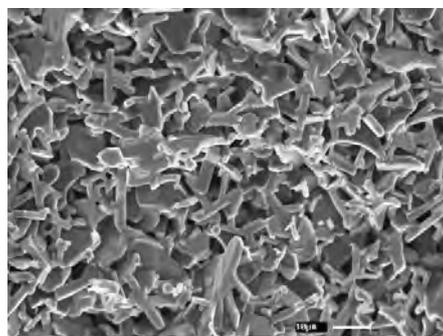


Figura 29 a Resultados de MEV para uma amostra de SiC com 5% de Si

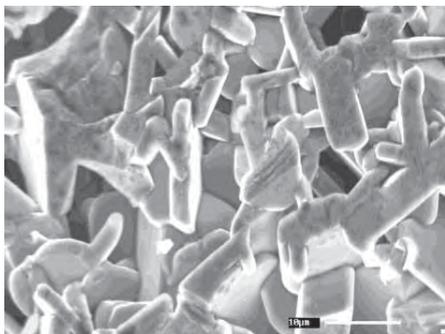


Figura 27 b. Resultados de MEV para uma amostra de 100%SiC

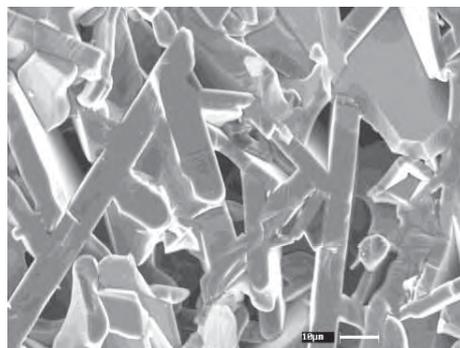


Figura 30 a Resultados de MEV para uma amostra de de SiC com 5% de Si e 5% de Boro

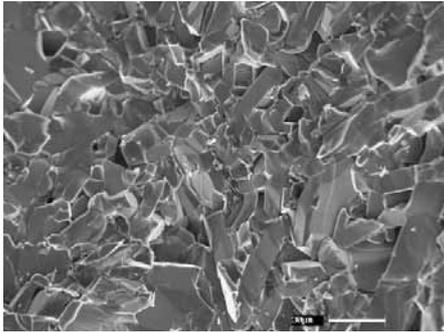


Figura 31 a Resultados de MEV para uma amostra de de SiC com 8,2% de YAG

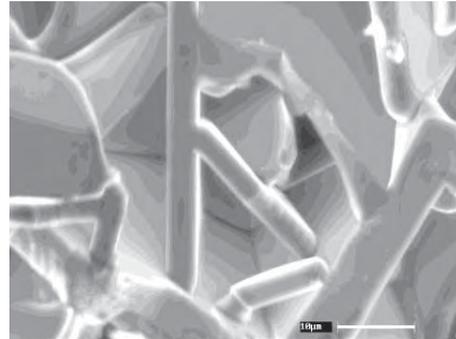


Figura 30 b Resultados de MEV para uma amostra de de SiC com 5% de Si e 5% de Boro

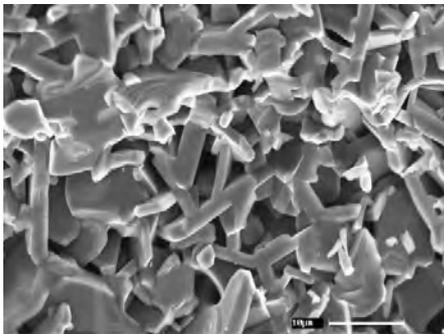


Figura 29 b Resultados de MEV para uma amostra de SiC com 5% de Si

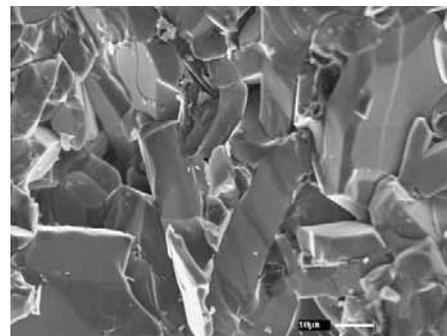


Figura 31 b Resultados de MEV para uma amostra de de SiC com 8,2% de YAG

4.4.2 Resultados de MEV para as composições de Alumina.

Neste trabalho foi também analisado, a partir de MEV, a fratura dos cdps de Alumina, seguindo o mesmo procedimento apresentado para a análise realizada com as amostras de SiC, ou seja: primeiramente os cdps foram fraturados e, posteriormente, recobriu-se sua superfície com uma fina camada de ouro, pois este material não conduz eletricidade.

Utilizando-se desta metodologia para estas amostras, pode ser observado grãos de formato mais alongados e de agulhas, favorecidos pela presença do Silício.

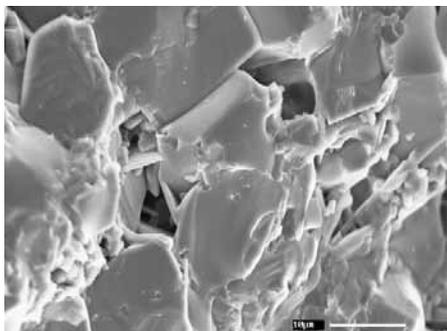


Figura 32 a Resultados de MEV para uma amostra de Alumina com 5% Boro e 5% de Silício.

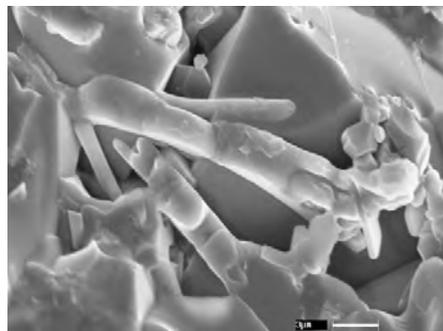


Figura 32 b Resultados de MEV para uma amostra de Alumina com 5% Boro e 5% de Silício.

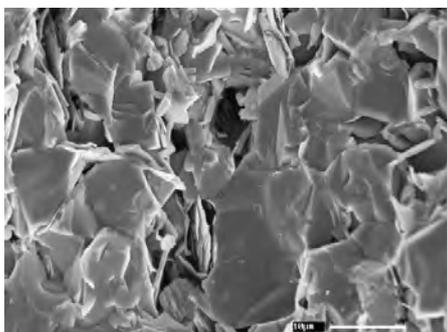


Figura 33 a. Resultados de MEV para uma amostra de Alumina com 5% C grafite e 5% de Silício

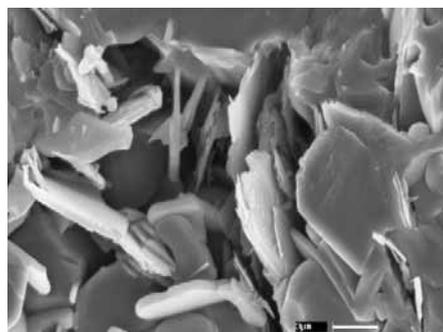


Figura 33 b Resultados de MEV para uma amostra de Alumina com 5% C grafite e 5% de Silício

4.4. Dureza Vickers.

As Tabelas 09 e 10 são referentes aos ensaios de dureza dos corpos de prova de Carbetto de Silício e de Alumina, respectivamente. Como pode ser observado a partir destes resultados, para o cdp formulado com 5% de Silício e 5% de Boro amorfo, o ensaio foi possível mas serviu apenas para confirmar o efeito negativo da porosidade em cerâmicas que possam vir a serem utilizadas para proteção balística, com elevada porosidade interna e

efeitos negativos sob sua dureza, apresentando um elevado desvio padrão, se comparada com outras composições. A amostra de YAG apresentou melhores resultados em todos os sentidos com elevada dureza e baixo desvio padrão. Quando comparados entre si, os cdps de SiC com YAG e de Alumina apresentam resultados semelhantes, com uma pequena vantagem para a Alumina que continha Boro como aditivo pela maior congruência de resultados nos ensaios mostrados aqui por um menor desvio-padrão.

Tabela 7. Resultados de dureza Vickers para o SiC

Dureza Vickers [Kgf/mm²] – SiC		
Composição	Média	Desvio Padrão
100% SiC	X	X
90% SiC + 5% Si + 5%B	836,9	479,4
95%SiC + 5%B	1538,4	778,9
95% SiC + 5%Si	X	X
91,8%SiC + 8,2%YAG	2187,4	411,0

Obs: os resultados marcados com x foram os ensaios que não foram possíveis de serem realizados devido à alta porosidade.

Tabela 8. Resultados de dureza Vickers para a Alumina

Dureza Vickers [Kgf/mm²] Alumina		
Composição	Média	Desvio Padrão
90%Al₂O₃ + 5%Si + 5%B	2067,1	269,0
90%Al₂O₃ + 5%Si + 5%C	1470,7	391,8

CAPÍTULO 5 – CONSIDERAÇÕES FINAIS

5.1 Conclusões

Todos os aditivos influenciaram no desempenho dos materiais estudados neste trabalho, no entanto, para o fim o qual se desenvolveu este trabalho, porém nem todas as composições apresentaram as propriedades exigidas para a fabricação de um material resistente ao impacto para uso em blindagem. Os materiais mais adequados para aplicações balísticas foram as duas composições de alumina e a composição de SiC com YAG. Estas apresentaram maior dureza e maior densificação com menor porosidade, com essas propriedades, no valor para o qual se apresentaram caberia o ensaio em tubo balístico. A amostra contendo YAG como aditivo apresentou o melhor resultado dentre todos os materiais aqui estudados, com maior densificação, dureza e menor densidade aparente. A análise de sua fração porosa foi de 8,5%, sendo este resultado considerado excelente quando comparado ao segundo melhor resultado, o proveniente da amostra de alumina com Boro amorfo e silício metálico que foi de 11,9%.

Para valores de dureza as composições de alumina e a de SiC aditivada com YAG apresentaram valor satisfatório, isto é, para este padrão de dureza o projétil se romperia após impactar na placa cerâmica, absorvendo energia cinética no impacto. Uma ressalva para a composição de SiC com Boro amorfo, cuja uniformidade do material não foi alcançada, como já mencionado anteriormente estudos mostram que o Boro age benéficamente em SiC de elevada pureza, neste trabalho isso ocorreu de forma menos enfática apontando que o processo de sinterização precisa ser adequado para este aditivo.

As composições de alumina se mostraram bem mais comportadas no que diz respeito à forma de se trabalhar, bem como na uniformidade de seus corpos de prova, quando analisados por técnicas de microscopia. Os difratogramas mostraram uma reação benéfica de seus aditivos, resultando na formação de compostos mais duros junto a Alumina, como Carbetos de Silício e Boretos de Alumínio, ambos descritos na literatura como materiais cerâmicos de elevada dureza e baixa densidade. Esta amostra também apresentou elevada densificação e perda de massa no processo de sinterização, o que é

facilmente explicado pela elevada temperatura a que esta amostra foi submetida, 1750°C contra 1650°C visto em trabalhos anteriores. Quando comparada com o SiC, esta amostra apresenta resultados inferiores apenas quanto à densidade, o que ainda a torna interessante para blindagem, mas limita seu uso para fins aeronáuticos.

5.2 Sugestões para trabalhos futuros

A partir do desenvolvimento deste trabalho, fica como sugestões para trabalhos futuros:

- realização de testes em túnel balístico das composições aqui estudadas simulando condições reais de aplicação;
- utilização de outras composições com eventuais comparações entre os resultados;
- Devem-se considerar outras formas de sinterização, como sinterização à vácuo prensagem a quente e variação na composição de seus aditivos, principalmente do Boro amorfo e YAG.

REFERÊNCIAS:

A. L. E. Godoy, J. C. Bressiani, A. H. A. Bressiani. **Sinterização de SiC:Al₂O₃:Y₂O₃ com adição de polímeros precursores cerâmicos**. 2006 12f. (Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais) Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares.

ASSIS, J. M. K. **Estudo Comparativo de Compósitos de Alumina- Zircônia Tetragonal e de Cerâmicas de Alumina Aditivada com Nióbio para aplicações estruturais**. 2007. 113f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Instituto Nacional de Pesquisas Espaciais, São José dos Campos - SP.

BEREZOWSKI, L. R.; NETO, C. M.; MELO, F. C. L. Avaliação da resistência mecânica de cerâmicas a base de carbetos de silício. Disponível em: [HTTP://www.bibl.ita.com.br/viiiencita/indice-artio.htm](http://www.bibl.ita.com.br/viiiencita/indice-artio.htm) Acessado 20 de Março de 2011.

BÖCKER, W.D.G.; STORM, R.S.; CHIA, K.Y. **Silicon Carbide Bodies Having High Toughness and Fracture Resistance and Methods of Making the Same, European Patent Application** n. 90 310, p.329-339, 1990.

CALLISTER JÚNIOR, W.D. Structure and properties of ceramics. **Material science and engineering an introduction**. 5ed. New York: John Wiley & Sons, Inc., 1999 p.408-410.

CAMPOS, E. **Obtenção e análise de cerâmicas conformadas com amidos comerciais**. 2001. 170f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá 2001.

CAMPOS, E.; LUCENA E.; MELO, F.C.L.; HEIN, L.R.O. . **A method for the digital image analysis of ceramic grains based on shape factor segmentation**. Material Science Fórum, Suíça v. 416-18, p. 725 -730, 2003.

CARDOSO A. L.V. **Caracterização Dinâmica por Impacto de Cerâmicas a Base de Alumina** 2005. 140f. Tese de Doutorado (Doutorado em Ciência dos Materiais) – Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro - RJ.

CASADY, J. B., JOHNSON, R. W., **Status of Silicon Carbide (SiC) as a Wide-Band gap Semiconductor for High-Temperature Applications: a Review, Solid-State Electronics**, v. 39, n. 10, p. 1409-22, 1996.

COSENTINO, P. A. De Souza L., **Efeito de Carbetos Metálicos na Sinterização do Carbetos de Boro por Prensagem a Quente**. 2006 160f. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, COPPE- UFRJ, Rio de Janeiro – RJ 2006

COUTINHO, A. C. DE S., **Influencia da Adição de Carbetos (NbC, TaC, SiC e TiC) Na Sinterização de Cerâmicas a Base de Si₃N₄**. 2005 140f Tese (Doutorado em ciências dos materiais) - IPEN, 2005.

CRUZ, T. G. da. **Monitoramento por Microscopia Óptica e Processamento Digital de Imagens do Processo de Conformação Cerâmica por consolidação com Amidos Comerciais**. 2007 134f. Tese (Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual Paulista Júlio Mesquita de Filho, Guaratinguetá, 2007.

CRUZ, T. G. da. **Técnica de Microscopia Óptica e Processamento Digital de Imagens na Caracterização Microestrutural de Cerâmicas Porosas Conformadas por consolidação com Amidos Comerciais**. 2003 122f Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual Paulista Júlio Mesquita de Filho, Guaratinguetá 2003.

D.G.L.Cavalcante, L.N.L.Santana, S.J.G.Lima, G.A.Neves, H.L.Lira. **Identificação de mulitas através da caracterização microestrutural de composições formados pela sinterização de resíduos de calium, ball clay e alumina**. 2006 11f. (Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais) UFPB - Universidade Federal da Paraíba, UFCG – Universidade Federal de Campina Grande.

OLIVEIRA C. K. N. **Avaliação de camadas de cabonetos de boretos produzidas nos aços AISI H13 de D2 por meio de tratamentos termo-reaitovos**. 2006. 136f.(Dissertação de Doutor em Ciência e Engenharia de Materiais) - USP - São Carlos.

OLIVEIRA. L. J, FILGUEIRA. M. **Pérolas Diamantadas Obtidas por Metalurgia do pó: Nacionalização da Tecnologia**. 2008 10f artigo. UENF – Universidade Estadual do Norte Fluminense.

SÁ, M. C. C.; DE MORAES, B. **Microestrutura e Propriedades Mecânicas de Compósitos de Alumina – Zircônia para próteses Dentárias** 2004. 256f. Tese de Doutorado (Doutorado em Ciência dos Materiais) – Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro - RJ.

GONÇALVEZ, D. P.; MELO, F. C. L. **Análise e investigação de impactos em blindagem compostas cerâmica/metal**. 2000. 107f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânico-Aeronáutica) – Instituto tecnológico da Aeronáutica, São José dos Campos. 2000.

GONÇALVEZ, D. P.; MELO, F. C. L. **Análise e investigação de impactos em blindagem compostas cerâmica/metal**. 2000. 107f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânico-Aeronáutica) – Instituto tecnológico da Aeronáutica, São José dos Campos. 2000.

H. N. Yoshimura, A. L. Molisani, G. R. Siqueira, A. C. de Camargo, N. E. Narita, H. Goldstein, P. F. Cesar, H. Goldenstein. **Efeitos da Porosidade nas propriedades mecânicas de uma alumina de elevada pureza.** 2005 13f. IPT – Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo, Faculdade de Odontologia – USP, Escola Politécnica – USP.

HARRIS, G. L. **Properties of Silicon Carbide.** London: INSPEC, 1995. p. 3-9.

JOHNSON, C. A., PROCHAZKA, S., **Microstructures of Sintered SiC**, in S. Fulrath (Ed.) **Ceramic Microstructures 76** (1977) 366-378.

L. J. de Oliveira, L. A. H. Terrones e M. Filgueira. **Influência da adição de carbeto de silício (SiC) nas propriedades mecânicas das ligas Fe-Cu processadas por metalurgia do pó.** 2006 13f artigo. (Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais) UENF – Universidade Estadual do Norte Fluminense.

LIMA, E. S., **Sinterização do SiC com Adição do Compósito Al₂O₃-YAG.** 2. Tese (Doutorado em Ciência dos Materiais) - IME, 2006.

M. Florian, L. E. Carvalho, K. Iha, M. L. A. Graça, C. A. A. Cairo, **Compósitos SiC_f/SiC utilizados em sistemas de proteção térmica** 2005. Depto. de Engenharia Aeronáutica e Mecânica - ITA – CTA, Divisão de Materiais - Instituto de Aeronáutica e Espaço – CTA, São José dos Campos.

MAGNANI, G. et al Pressure less sintering and properties of α SiC - B₄C composite. **Journal of Ceramic Society**, v. 21, n. 11 p636 - 638, 2001

MALISKA, A. M. **Microscopia Eletrônica de Varredura**, UFSC

MANNHEIMER, W.A., **Microscopia dos Materiais uma Introdução**, 2002.

MARINS. E. M. **Desenvolvimento e Estudo da viabilidade da utilização de cerâmicas de sic, conformada com amido, em propulsores de satélite.** 2003. 113f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá - SP.

MARINS. E. M. **Otimização e caracterização microestrutural de cerâmicas de carbeto de silício obtidas com material nacional para uso em blindagem balística.** 2008. 102f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá.

MELO, F. C. L., **Efeitos de aditivos na sinterização de carbeto de boro.** 1994 147f Dissertação(Doutorado em Ciências na área de tecnologia nuclear) - Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo 1994.

MELO, F. C. L., RODRIGUES, J. A. J., **Obtenção e análise de cerâmicas porosas com amidos comerciais**, Anais do 45º Congresso Brasileiro de Cerâmica, 2001.

MIRABEL C. REZENDE, Edson c. botelho. **Uso de Compósitos Estruturais na Indústria Aeroespacial**. 2000 7f artigo. Centro Técnico Aeroespacial – CTA, Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos - SP.

MOTA, J. M. **Desenvolvimento de Compósitos híbridos polímero/cerâmica para blindagem balística . 2010**. 100f. Dissertação (Mestrado em Física e Química dos Materiais Aeroespaciais) - Instituto Tecnológico da Aeronáutica, São José dos Campos - SP.

NAGANO, T.; KANEKO, K. Effect of atmosphere on weight loss in sintered silicon carbide during heat treatment. **Journal of Ceramic Society**, v. 83, n. 11 p2871 - 2787, 2000.

NEGITA, K. Effective Sintering aids for silicon carbide ceramics: reactivities of silicon carbide with various additives. **Journal of American Ceramic Society**, v.69 n. 12 p C 308 - C310, 1986.

NORTON, F. H. **Cerâmica fina: tecnologia y aplicaciones**. Barcelona: Ediciones Omega S.A.,1975. p. 1-18.

NORTON, F. H. **Introdução à tecnologia cerâmica**. São Paulo: Edgard Blucher Ltda,1973. p. 1-21, 85-101.

RODRIGUES. C. A. F. **Estudo da Influência da Adição de Compostos de Boro na Resistência à oxidação de refratários a base de Carbetto de Silício - Liga de Nitreto . 2004**. 148f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de São Carlos, São Carlos - SP.

SANTOS, M. A. P., **Processamento e Caracterização de Carbetto de Silício Nacional**, Tese- UFRJ/COPPE – 2003.

SANTOS. S. A. S, **Sinterização do SiC aditivado com pós nanométricos de Al₂O₃ – Y₂O₃** 2011. 131f. Dissertação de mestrado (Mestrado em Engenharia Mecânica e de Materiais). Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro - RJ.

SILVA, A.G.P., ALVES JUNIOR, C.; **A Sinterização Rápida: sua Aplicação, Análise e Relação com as Técnicas Inovadoras de Sinterização**, 1998; 44: 171-6.

SUZUKI, K. IN: SOMAIYA, S. ,INOMATA Y. (Eds.), in: **Silicon Carbide Ceramics, Vol. 2, Elsevier Applied Science**, London, 1991, pp.163±182.

T.C.C. Costa, T. H. C. Costa, M. C. Feitor, N. T. Floreoto, C. A. Paskocimas. **Produção e caracterização de compósitos cerâmicos reforçados por cobre**. 2006 9º artigo. (Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais) UFRN – Universidade Federal de Rondônia.

TORRES, M. F de C. **Simulação do Desempenho Balístico de blindagem mista cerâmica/compósito**. 2005. 95f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Aeronáutica) - Instituto Tecnológico da Aeronáutica, São José dos Campos - SP.

WACHTMAN, J. B., **Structural Ceramics, Academic Press Inc.**, 1989.

YAMADA, K.; MOHRI, M. Properties and applications of silicon carbide ceramics In: Somiya, S.; INomata, Y. **Silicon Carbide I Fundamental and solid reaction**. London: Elsevier, 1991. v.1, cap2, p.13-44.

Imagem obtida em: < <http://www.programafazendomissoes.blogspot.com>; dsi.uminho.pt >
Acessado em: 12/01/2012

Imagem obtida em: <en.wikipedia.org; cbswords.com> Acessado dia 12/01/2012

Imagem obtida em:< <http://planetaarmas.blogspot.com/2011/09/tanques-de-guerra.html>>
Acessado em: 12/01/2012

Imagem obtida em: <ENG.WIKKIPEDIA.ORG> Acessado em 13/01/2012

Imagem obtida em:
<http://www.territorioscuola.com/wikipedia/pt.wikipedia.php?title=Carro_de_combate>
Acessado em: 12/01/2012

Imagem obtida em: <<http://sistemadearmas.sites.uol.com.br/ter/vbip2.html>> Acessado em:
12/01/2012

Imagem obtida em: <<http://planetaarmas.blogspot.com/2011/09/tanques-de-guerra.html>>
Acessado em: 12/01/2012