

José Vitor Cândido de Souza

“DESENVOLVIMENTO DE PASTILHAS
CERÂMICAS Á BASE DE Si_3N_4 PARA
APLICAÇÕES TRIBOLÓGICAS”

Tese apresentada à Faculdade de
Engenharia do Campus de
Guaratinguetá, Universidade
Estadual Paulista, para a obtenção
do título de Doutor em Engenharia
Mecânica na área de Projetos e
Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Sérgio João Crnkovic

Co-orientador: Prof. Dr. Olivério Moreira de Macedo Silva

Guaratinguetá

2005

DADOS CURRICULARES**JOSÉ VITOR CÂNDIDO DE SOUZA**

NASCIMENTO	04. 02.1964 – LORENA / SP
FILIAÇÃO	Vitor Cândido de Souza Noemia Cornélio de Souza
1991/1997	Curso de Graduação: Engenharia Mecânica Universidade de Taubaté – UNITAU – Taubaté - SP
1998/2001	Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, nível de Mestrado, Universidade Estadual Paulista “Julio de Mesquita Filho - Campus de Guaratinguetá

Dedico este trabalho em memória de meu pai **VITOR CÂNDIDO DE SOUZA** e a meu pai criação **NELSON BATISTA RODRIGUES**, pelo amor que me criaram e por sempre acreditarem em mim.

A minha mãe **Noemia Cornélio de Souza** e **Áurea Maria Rodrigues**, a minha esposa **Maria de Fátima Fidélis** e as minhas filhas **Vanessa Dantas de Souza** e **Mayara Fidelis Serafim** e aos meus irmãos **Sebastião Cândido de Souza** e **Vera Cristina de Souza**.

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar agradeço a Deus, fonte da vida e da graça. Agradeço pela minha vida, minha inteligência, minha família e meus amigos;

Ao meu orientador Prof. Dr. Sérgio João Crnkovic pela oportunidade, orientação, colaboração e companheirismo;

Ao meu co-orientador Prof. Dr. Olivério Moreira de Macedo Silva, pela excelente co-orientação e amizade, a quem devo esse trabalho;

Ao Prof. Dr. Francisco Cristóvão Lourenço de Melo (Pires), que diante de minhas dificuldades mostrou-me que eu era capaz de seguir esse caminho;

Ao Prof. Dr. Marcos Valério Ribeiro, que possibilitou a utilização de seu laboratório para os ensaios de usinagem e pelo seu excelente apoio no desenvolvimento do trabalho;

Aos Amigos Prof. Dr. Claudinei dos Santos, Cláudio Augusto Kelly, Marcelo Bondioli, Marcos Roberto Vargas Moreira, Emerson Augusto Raymundo, Rosinei Batista Ribeiro da Faenquil, ao amigo Miguel Ângelo Lanna do ITA e Elias Alves da Cunha da FEG-UNESP;

Aos professores do Departamento de Materiais e Tecnologia da FEG-UNESP pela oportunidade de realização do trabalho;

A empresa SANDVIK que nos cedeu suporte e apoio através de engenheiro Aldeci e Sereto, engenheira Flávia Silva;

À Empresa Tupy Fundições, na pessoa do engenheiro Cássio Luiz de Andrade e Fabiano Mocellin, pela doação dos materiais fundidos e materiais bibliográfico;

À professora Rosa Ana Conte e Miguel Barbosa, chefes do Departamento de Engenharia de Matérias da FAENQUIL, pela total colaboração e disponibilização da infra-estrutura do Departamento.

Aos colegas e amigos do DEMAR / FAENQUIL pelo apoio e companheirismo;

Aos colegas e amigos do Departamento Materiais e Tecnologia da FEG-UNESP;

Aos meus, parentes e amigos, pela compreensão e apoio incondicionais;

Aos amigos particulares Antonio da Cunha Junior, Geraldo Mariano e Sra Rudil;

FAPESP, processos: 01/00759-0 e 04/5123-4.

Este Trabalho contou com apoio das seguintes:

-CAPES – Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior

-FAPESP – Fundação de Amparo a Pesquisa do Estado de São Paulo

Souza, J. V. C. **Desenvolvimento de pastilhas cerâmicas à base de Si_3N_4 para aplicações tribológicas**. 2005. 134f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2005.

RESUMO

Nas últimas décadas os materiais cerâmicos estruturais vêm apresentando uma contínua evolução e ampliação do campo de utilização, já sendo utilizados como componentes estruturais nas indústrias aeronáutica, aeroespacial, nuclear, biomédica, petroquímica, automotiva e etc. Dentre esses materiais se destaca as cerâmicas a base de nitreto de silício (Si_3N_4) e suas solução sólida denominada SiAlONs, que têm despertado grande interesse para aplicações tribológicas, em função das suas propriedades mecânicas e térmicas. Nesse trabalho foram desenvolvidas três composições à base de Si_3N_4 com quantidades e tipos de aditivos diferentes, com objetivos de desenvolver cerâmicas densas de altas resistências, para posteriores testes como ferramentas de corte na usinagem de torneamento do ferro fundido cinzento, ferro fundido vermicular e a liga Ti-6Al-4V. As composições utilizaram aditivos $\text{Y}_2\text{O}_3/\text{Al}_2\text{O}_3$ (10%) e $\text{AlN}/\text{Y}_2\text{O}_3$ (15 e 20%), e foram sinterizadas pelo processo de sinterização normal. Em seguida foram caracterizadas quanto as propriedades físicas e mecânicas, apresentando bons resultados. Posteriormente a composição de melhores propriedades (SNYA20), foi transformada em inserto para usinagem de corte de acordo com a norma ISO 1832. Os testes de torneamento foram realizados no ferro fundido cinzento com variações de parâmetros, onde para $V_c=300\text{m/min}$, $f=0,32\text{mm/rot}$ e $a_p=1,00\text{mm}$, alcançou um comprimento de corte de 6533m, superior aos encontrados em literatura, com diminuição dos desgastes, para maiores V_c e a_p . O torneamento da liga Ti-6Al-4V em alta velocidade ($V_c=180\text{m/min}$, $f=0,10\text{mm/rot}$ e $a_p=0,50\text{mm}$), alcançou comprimento de corte de $L_c=466\text{m}$, para um desgaste $V_{B_{\max}}=2,20\text{mm}$. No torneamento do ferro fundido vermicular, com variações de parâmetros, alcançou resultados superiores aos encontrados na literatura com ferramentas

cerâmicas comercial, utilizando $V_c=200\text{mm/min}$, $f=0,20\text{mm/rot}$ e $a_p= 0,50\text{mm}$, obteve-se comprimento de corte $L_c=1658\text{m}$. Os resultados de usinagem obtidos nesse trabalho estão relacionados com as propriedades e fases obtidas. Entretanto além dos resultados obtidos essas ferramentas apresentam custo em torno de 50% das comerciais e redução de 17-20% de custo no processo, devido ao uso de fluido refrigerante e proteção ao meio ambiente.

PALAVRAS-CHAVE: Novas ferramentas cerâmicas, Usinagem, Si_3N_4 , Ferro fundido cinzento, Ti-6Al-4V, Ferro fundido vermicular, Fluido de corte, Tribologia.

Souza, J. V. C. **Development of ceramics tablet at Si_3N_4 base to tribological application**. 2005. 134f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2005.

ABSTRACT

In recent decades the structural ceramic materials have been presented the evolution and extension in the field the utilization, being used in many structural components in aircraft, marine, space vehicles, rocket engines, nuclear reactors, petrochemical, biomedical, automotive and other industrial. Among those materials, detach to materials the base silicon nitride (Si_3N_4) and its solid solution, called SiAlONs, that has been carried a great interest for tribological applications, in function of its mechanical and thermal properties. In this work three compositions to base Si_3N_4 with amounts and types of different additives had been developed, with objective to develop dense ceramics of high strength to possible test as cutting tools in turning of gray cast iron, compacted graphite iron and titanium alloy (Ti-6Al-4V). The compositions had used additives $\text{Y}_2\text{O}_3/\text{Al}_2\text{O}_3$ (10%) and $\text{AlN}/\text{Y}_2\text{O}_3$ (15 and 20%), and were sinterized by process normal sintering. After sintering the physical and mechanical properties had been characterized, showing interesting results. Posterior the composition the best properties (SNYA20), was transformed into cutting tools to machining in the stand norm ISO 1832. The turning tests had been carried in gray cast iron with different parameters, where to $V_c=300\text{m}/\text{min}$, $f=0,32\text{mm}/\text{rev}$ and $a_p=1,00\text{mm}$, obtained a cut length of 6533m, achieving value superior at found in literature, with important reduction to larger cutting speed and cut depth. The turning of the Ti-6Al-4V alloy in high cutting speed ($V_c=180\text{m}/\text{min}$, $f=0,10\text{mm}/\text{rev}$ and $a_p=0,50\text{mm}$), obtained cutting length of $L_c=466\text{m}$, to $V_{B\text{max}}=2,20\text{mm}$. In turning compacted graphite iron, with different parameters, obtained value superior at found in literature, when utilize cutting tools ceramics of commercial materials, using for this $V_c=200\text{mm}/\text{min}$, $f=0,20\text{mm}/\text{rev}$ and $a_p = 0,50\text{mm}$. These condition obtained cut length of $L_c=1658\text{m}$. The results achieved in this work have been associated with the important

physical and mechanical proprieties and phase of cutting tools. However the results obtained with these cutting tools present lower cost (50%) when compared with commercial cutting tools of similar material e reduction of cost in around 17-20%, because the do not use coolant, beside of protection at environment.

KEYWORDS: New cutting tools ceramics, machining, Si_3N_4 , gray cast iron, Ti-6Al-4V, compacted graphite iron, coolant, tribological.

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 2.1	Conceito de cerâmicas avançadas-----	23
FIGURA 2.2	Estrutura cristalina do α - Si_3N_4 (a) e do β - Si_3N_4 (b) -----	28
FIGURA 2.3	Condições de estabilidade do Si_3N_4 em relação às pressões parciais de N_2 , Si e da temperatura.	29
FIGURA 2.4	Diagrama de fases do sistema Si_3N_4 -AlN-YN- SiO_2 - Al_2O_3 - Y_2O_3 a 1750°C -----	33
FIGURA 2.5	Corte isotérmico do sistema Si_3N_4 -AlN- Y_2O_3 a 1750°C -----	33
FIGURA 2.6	Fenômeno de molhamento de uma superfície-----	36
FIGURA 2.7	Relação entre dureza e tenacidade-----	42
FIGURA 2.8	Divisão dos custos de produção-----	46
FIGURA 2.9	Operação de torneamento-----	47
FIGURA 2.10	Distribuição de calor na ponta da ferramenta-----	50
FIGURA 2.11	Comportamento das geometrias das ferramentas-----	51
FIGURA 2.12	Desgaste de cratera de uma ferramenta de corte-----	53
FIGURA 2.13	Desgaste de flanco de uma ferramenta de corte-----	54
FIGURA 3.1	Etapas na produção das ferramentas-----	59
FIGURA 3.2	Diagrama de equilíbrio do sistema Al_2O_3 - Y_2O_3 -----	60
FIGURA 3.3	Parte do sistema Y-Si-Al-O-N mostrando as regiões de fase α -SiAlON e β -SiAlON para o prisma de Jack-----	61
FIGURA 3.4	Indentações para medida da tenacidade-----	69
FIGURA 3.5	Geometria da ferramenta-----	70
FIGURA 3.6	Geometria dos corpos de prova ferro fundido cinzento-----	72
FIGURA 3.7	Geometria dos corpos de prova ferro fundido vermicular-----	72
FIGURA 3.8	Geometria do corpo de prova da liga Ti-6Al-4V fundido-----	73
FIGURA 3.9	Geometria do corpo de prova da liga Ti-6Al-4V comercial-----	73
FIGURA 4.1	Difratograma de raios X do pó de partida, nitrato de silício-----	77
FIGURA 4.2	Difratograma de raios X do pó de partida da alumina-----	78
FIGURA 4.3	Difratograma de raios X do pó de partida do óxido de ítrio-----	78
FIGURA 4.4	Difratograma de raios X do pó de partida do nitrato de alumínio	79

FIGURA 4.5	Fases cristalinas presentes na composição SNYAL 10-----	82
FIGURA 4.6	Fases cristalinas presentes na composição SNYA 15-----	82
FIGURA 4.7	Fases cristalinas presentes na composição SNYA 20-----	83
FIGURA 4.8	Fotomicrografia da amostra SNYAL10-----	85
FIGURA 4.9	Fotomicrografia da amostra SNYA15-----	85
FIGURA 4.10	Fotomicrografia da amostra SNYA20-----	85
FIGURA 4.11	Micrografia do ferro fundido cinzento-----	93
FIGURA 4.12	Micrografia do ferro fundido vermicular-----	95
FIGURA 4.13	Micrografia da liga Ti-6Al-4V-fundido-----	96
FIGURA 4.14	Micrografia da liga Ti-6Al-4V comercial-----	96
FIGURA 4.15	Desgaste em função tempo de corte-----	99
FIGURA 4.16	Temperatura em função do comprimento de corte-----	99
FIGURA 4.17	Rugosidade (Ra) em função do comprimento de corte (Lc)-----	100
FIGURA 4.18	Rugosidade (Ry) em função do comprimento de corte (Lc)-----	100
FIGURA 4.19	Desgaste da ferramenta $V_c=150\text{m/min}$, $a_p=1,0\text{mm}$, $V_B=0,20\text{mm}$, $L_c=1521,70\text{m}$ -----	101
FIGURA 4.20	Desgaste da ferramenta $V_c=230\text{m/min}$, $a_p=2,0\text{mm}$, $V_B=0,20\text{mm}$, $L_c=1447,47\text{m}$ -----	101
FIGURA 4.21	Desgaste da ferramenta $V_c=400\text{m/min}$, $a_p=2,0\text{mm}$, $V_B=0,10\text{mm}$, $L_c=1484,59\text{m}$ -----	102
FIGURA 4.22	Desgaste da ferramenta $V_c=400\text{m/min}$, $a_p=3,0\text{mm}$, $V_B=0,0\text{mm}$, $L_c=1361,56\text{m}$ -----	102
FIGURA 4.23	Desgaste de flanco em função do tempo de corte-----	103
FIGURA 4.24	Temperatura em função do comprimento de corte-----	104
FIGURA 4.25	Desgaste ocorrido no flanco da ferramenta-----	104
FIGURA 4.26	Desgaste ocorrido no flanco da ferramenta-----	105
FIGURA 4.27	Desgaste ocorrido no flanco da ferramenta-----	106
FIGURA 4.28	Desgaste de flanco em função do tempo de corte-----	107
FIGURA 4.29	Temperatura em função do comprimento de corte-----	108
FIGURA 4.30	Rugosidade Ra em função do comprimento de corte-----	108
FIGURA 4.31	Rugosidade Ry em função do comprimento de corte-----	109

FIGURA 4.32	Desgaste ocorrido no flanco da ferramenta-----	110
FIGURA 4.33	Cavaco aderido na interface ferramenta-peça-----	110
FIGURA 4.34	Mostra a micrografia da liga Ti-6Al-4V após usinagem-----	111
FIGURA 4.35	Desgaste de flanco em função do tempo de corte-----	113
FIGURA 4.36	Temperatura em função do comprimento de corte-----	113
FIGURA 4.37	Rugosidade Ra em função do comprimento de corte-----	114
FIGURA 4.38	Rugosidade Ry em função do comprimento de corte-----	114
FIGURA 4.39	Desgaste da ferramenta $V_c=500\text{m/min}$, $a_p=3,0\text{mm}$, $V_B=0,0\text{mm}$, $L_c=1779,86\text{m}$ -----	115
FIGURA 4.40	Desgaste da ferramenta $V_c=300\text{m/min}$, $a_p=1,0\text{mm}$, $V_B=0,0\text{mm}$, $L_c=1748,36\text{m}$ -----	116
FIGURA 4.41	Desgaste da ferramenta $V_c=300\text{m/min}$, $a_p=1,0\text{mm}$, $V_B=0,0\text{mm}$, $L_c=3593,82\text{m}$ -----	116
FIGURA 4.42	Desgaste da ferramenta $V_c=300\text{m/min}$, $a_p=1,0\text{mm}$, $V_B=0,40\text{mm}$, $L_c=6533,06\text{m}$ -----	117
FIGURA 4.43	Desgaste da ferramenta $V_c=500\text{m/min}$, $a_p=0,50\text{mm}$, $V_B=0,50\text{mm}$, $L_c=1052\text{mm}$ -----	118
FIGURA 4.44	Desgaste da ferramenta $V_c=500\text{m/min}$, $a_p=0,50\text{mm}$, $V_B=0,60\text{mm}$, $L_c=1075\text{m}$ -----	119
FIGURA 4.45	Desgaste da ferramenta $V_c=500\text{m/min}$, $a_p=0,50\text{mm}$, $V_B=0,6\text{mm}$, $L_c=1658\text{mm}$ -----	119
FIGURA 4.46	Desgaste de flanco em função do tempo de corte-----	120
FIGURA 4.47	Temperatura em função do comprimento de corte-----	120
FIGURA 4.48	Rugosidade Ra em função do comprimento de corte-----	121
FIGURA 4.49	Rugosidade Ry em função do comprimento de corte-----	122
FIGURA 4.50	Desgaste de flanco em função da velocidade de corte-----	122
FIGURA 4.51	Desgaste da ferramenta $V_c=500\text{m/min}$, $a_p=1,0\text{mm}$, $V_B=0,5\text{mm}$, $L_c=517\text{m}$ -----	124
FIGURA 4.52	Desgaste da ferramenta $V_c=350\text{m/min}$, $a_p=1,0\text{mm}$, $V_B=0,5\text{mm}$, $L_c=505\text{m}$ -----	124
FIGURA 4.53	Desgaste da ferramenta $V_c=200\text{m/min}$, $a_p=1,0\text{mm}$, $V_B=0,8\text{mm}$, $L_c=1446\text{m}$ -----	125
FIGURA 4.54	Desgaste de flanco em função da velocidade de corte-----	126

LISTA DE TABELAS

TABELA 2.1	Comparação dos parâmetros de célula unitária para nitreto de silício α e β -----	28
TABELA 3.1	Especificações do nitreto de silício, Si_3N_4 , utilizado nesse trabalho-----	56
TABELA 3.2	Especificação da alumina, Al_2O_3 , utilizada nesse trabalho-----	57
TABELA 3.3	Especificações do nitreto de alumínio, AlN , utilizado nesse trabalho-----	57
TABELA 3.4	Especificações do óxido de ítrio, Y_2O_3 , utilizado nesse trabalho	58
TABELA 3.5	Composição da mistura utilizada na execução do trabalho-----	61
TABELA 3.6	Massas específicas utilizadas para os cálculos-----	64
TABELA 3.7	Dimensões do porta-ferramenta utilizado	74
TABELA 3.8	Parâmetros preliminares da usinagem do ferro fundido cinzento	76
TABELA 3.9	Parâmetros de usinagem da liga Ti-6Al-4V fundido-----	76
TABELA 3.10	Parâmetros de usinagem do ferro fundido cinzento-----	76
TABELA 3.11	Parâmetros de usinagem do ferro fundido vermicular-----	76
TABELA 3.12	Parâmetros de usinagem da liga Ti-6Al-4V comercial-----	76
TABELA 4.1	Distribuição granulométrica e tamanho médio das partículas----	79
TABELA 4.2	Tamanho médio das partículas das composições-----	80
TABELA 4.3	Resultados de densidade à verde das amostras-----	80
TABELA 4.4	Resultados dos corpos sinterizados-----	81
TABELA 4.5	Percentual de transformações de fases α -SiAlON e β - Si_3N_4 -----	84
TABELA 4.6	Valores de microdureza Vickers das amostras-----	87
TABELA 4.7	Valores de tenacidade à fratura para as amostras-----	88
TABELA 4.8	Preço por quilograma dos pós a serem utilizados---	89
TABELA 4.9	Custo por composição processada-----	89
TABELA 4.10	Composição química do Ti-6Al-4V, ferro fundido cinzento e vermicular	92
TABELA 4.11	Dureza dos materiais a ser usinado	97

LISTA DE SÍMBOLOS

V_c	Velocidade de corte	<i>m/min</i>
a_p	Profundidade de corte	<i>mm</i>
f	Avanço	<i>mm/rot</i>
L_c	Comprimento de corte	<i>m</i>
V_B	Desgaste de flanco	<i>mm</i>
n	Número de rotações por minuto	<i>rpm</i>
W_T	Massa teórica da mistura	<i>g</i>
V_T	Volume teórico da mistura	<i>cm³</i>
W_A	Massa do Si ₃ N ₄	<i>g</i>
W_B	Massa do aditivo	<i>g</i>
ρ_A	Massa específica do Si ₃ N ₄	<i>g/cm³</i>
ρ_B	Massa específica do aditivo	<i>g/cm³</i>
ρ_{Sint}	Massa específica das amostras sinterizadas	<i>g/cm³</i>
W_1	Massa da amostra seca	<i>g</i>
ρ_{H_2O}	Massa específica da água a 20 °C	<i>g/cm³</i>
W_2	Massa da amostra imersa	<i>g</i>
W_F	Massa do fio imerso	<i>g</i>
ΔL	Retração linear	<i>%</i>
L_i	Comprimento inicial	<i>mm</i>
L_f	Comprimento final	<i>mm</i>
HV	Dureza Vickers	<i>kgf/mm²</i>
P	Carga aplicada pelo penetrador Vickers	<i>kgf</i>
θ	Ângulo de inclinação da pirâmide Vickers	<i>136°</i>
\underline{a}	Comprimento médio da diagonal da impressão	<i>mm</i>
K_{Ic}	Tenacidade à fratura	<i>MPa.m^{1/2}</i>
P	Carga aplicada	<i>N</i>
c	Metade do comprimento da trinca provocada pela indentação.	<i>mm</i>

SUMÁRIO

	LISTA DE FIGURAS	
	LISTA DE TABELAS	
	LISTA DE SÍMBOLOS	
	RESUMO	
	ABSTRACT	
1	INTRODUÇÃO -----	21
1.2	JUSTIFICATIVA DO TRABALHO-----	21
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA -----	23
2.1	MATERIAIS CERÂMICOS-----	23
2.1.1	Cerâmicas covalentes -----	25
2.1.2	Cerâmicas avançadas para aplicações tribológicas -----	26
2.1.3	Nitreto -----	26
2.1.4	Nitreto de silício (Si₃N₄) -----	26
2.1.4.1	Estrutura cristalina do Nitreto de silício (Si ₃ N ₄)-----	27
2.1.4.2	Propriedades Termodinâmicas-----	29
2.2	ADITIVOS DE SINTERIZAÇÃO-----	30
2.2.1	Oxido de ítrio (Y₂O₃) -----	30
2.2.2	Nitreto de Alumínio (AlN) -----	31
2.2.3	Óxido de Alumínio (Al₂O₃) -----	31
2.3	SiAlONs-----	32
2.3.1	Fabricação e Propriedades de cerâmicas α-SiAlON -----	33
2.4	SINTERIZAÇÃO DE CERÂMICA À BASE DE Si ₃ N ₄ -----	35
2.4.1	Sinterização Normal do Si₃N₄ (NSSN) -----	36
2.5	COMPORTAMENTO MECÂNICO DOS MATERIAIS CERÂMICOS-----	37
2.5.1	Efeito da quantidade e da Fase Intergranular nas propriedades mecânicas do Si₃N₄ -----	38

2.5.5	Tenacidade à Fratura do Si_3N_4 -----	38
2.6	GENERALIDADES DA LIGA DE TITÂNIO-----	39
2.7	FERRO FUNDIDO VERMICULAR-----	40
2.8	FERRO FUNDIDO CINZENTO-----	41
2.9	MATERIAIS PARA FERRAMENTAS DE CORTE-----	41
2.9.1	Ferramentas Cerâmicas a base de Nitreto de Silício -----	43
2.10	INFLUENCIA DOS PARÂMETROS DE CORTE NA USINAGEM-----	43
2.11	USINABILIDADE DOS MATERIAIS-----	44
2.12	USINAGEM-----	45
2.12.1	Torneamento -----	46
2.12.2	Usinagem de materiais com pastilhas de (Si_3N_4) -----	47
2.12.3	Usinagem sem refrigeração -----	48
2.12.4	Influência da velocidade de corte -----	48
2.12.5	Temperatura de usinagem -----	49
2.12.6	Medição da temperatura de usinagem -----	50
2.13	ESTUDO DA GEOMETRIA DA FERRAMENTA DE CORTE DE MATERIAIS CERÂMICOS-----	51
2.14	VIDA DA FERRAMENTA-----	51
2.15	DESGASTE DE CRATERA-----	53
2.16	DESGASTE DE FLANCO-----	53
2.17	RUGOSIDADE DA SUPERFÍCIE-----	54
2.18	MAQUINAS FERRAMENTAS PARA USINAGEM-----	55
3	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL -----	56
3.1	MATÉRIAS-PRIMAS-----	56
3.1.1	Nitreto de silício (Si_3N_4) -----	56
3.1.2	Oxido de alumínio (Al_2O_3) -----	56
3.1.3	Nitreto de alumínio (AlN) -----	57
3.1.4	Oxido de ítrio (Y_2O_3) -----	57

3.2	MÉTODOS -----	58
3.2.1	Etapas de produção das ferramentas cerâmicas -----	58
3.2.1.1	Composição das misturas-----	59
3.2.1.2	Preparação das misturas de pós-----	61
3.2.2	Caracterização das misturas de pós -----	62
3.2.2.1	Distribuição de tamanhos de partículas (DTP)-----	62
3.2.2.2	Análise das fases-----	62
3.2.3	Compactação -----	62
3.2.3.1	Prensagem uniaxial a frio-----	62
3.2.3.2	Prensagem isostática a frio-----	63
3.2.4	Caracterização dos corpos a verde -----	63
3.2.5	Sinterização das amostras -----	64
3.2.6	Retífica para preparação de caracterizações -----	65
3.3	CARACTERIZAÇÕES -----	65
3.3.1	Análise das propriedades físicas -----	65
3.3.2	Análise por difração de raios-X -----	66
3.3.3	Retração linear -----	67
3.3.4	Microestrutura -----	67
3.4	PROPRIEDADES MECÂNICAS A TEMPERATURA AMBIENTE ----	68
3.4.1	Microdureza Vickers (HV) -----	68
3.4.2	Tenacidade à fratura (K_{1c}) pelo método indentação Vickers -----	68
3.5	METODOLOGIA UTILIZADA FABRICAÇÃO DAS FERRAMENTAS DE CORTE -----	69
3.5.1	Estimativa de custos das ferramentas produzidas -----	70
3.6	TESTE DE USINAGEM -----	70
3.6.1	Método utilizado -----	71
3.6.2	Geometria dos corpos de provas -----	71
3.7	EQUIPAMENTOS -----	73

3.7.1	Maquina ferramenta -----	73
3.7.2	Porta-ferramenta -----	74
3.7.3	Ferramentas -----	74
3.7.4	Microdurômetro -----	74
3.7.5	Rugosímetro -----	74
3.7.6	Paquímetro -----	75
3.7.7	Pirômetro -----	75
3.7.8	Microscópio eletrônico de varredura (MEV) -----	75
3.8	PARÂMETROS DE USINAGEM -----	75
4	RESULTADOS -----	77
4.1	ANÁLISE POR DIFRAÇÃO DE RAIOS-X DOS PÓS -----	77
4.1.1	Nitreto de silício (Si₃N₄) -----	77
4.1.2	Óxido de alumínio (Al₂O₃) -----	77
4.1.3	Óxido de ítrio (Y₂O₃) -----	78
4.1.4	Nitreto de alumínio (AlN) -----	79
4.2	ANÁLISE GRANULOMÉTRICA DAS MATÉRIAS-PRIMAS COMO RECEBIDAS -----	79
4.2.1	Análise granulométrica das composições após moagem/homogeneização ---	79
4.3	DETERMINAÇÃO DA DENSIDADE A VERDE DOS COMPACTOS -80	
4.4	DENSIDADE RELATIVA, PERDA DE MASSA E RETRAÇÃO LINEAR -----	81
4.5	ANÁLISE POR DIFRAÇÃO DE RAIOS-X DAS AMOSTRAS -----	82
4.6	ANÁLISE POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV) -----	84
4.7	MICRODUREZA VICKERS -----	87
4.8	TENACIDADE À FRATURA (K_{1C}) -----	88
4.9	ESTUMATIVA DE CUSTOS DAS FERRAMENTAS -----	89
4.9.1	Estimativa de custos das matérias-primas -----	89

4.9.2	Estimativa de custo das ferramentas -----	90
4.9.2.1	Estimativa de custo da matéria prima (MP) -----	90
4.9.2.2	Estimativa de custo da Energia (CE) -----	90
4.9.2.3	Estimativa de custo do gás utilizado-----	90
4.9.2.4	Estimativa de custo de mão de obra (MO) -----	90
4.9.2.5	Custo de afiação-----	91
4.9.2.6	Estimativa de custo por ferramenta (CT) -----	91
4.9.2.7	Custo de uma ferramenta comercial-----	91
4.10	ESCOLHA DA COMPOSIÇÃO IDEAL PARA FABRICAÇÃO DA FERRAMENTA DE CORTE-----	91
4.11	COMPOSIÇÃO QUÍMICA DOS MATERIAIS A SER USINADO-----	92
4.12	ANÁLISE DA MICROESTRUTURA DOS MATERIAIS A SER USINADO-----	93
4.12.1	Análise da microestrutura do ferro fundido cinzento -----	93
4.12.2	Análise da microestrutura do ferro fundido vermicular -----	94
4.12.3	Análise da microestrutura da liga Ti-6Al-4V fundido -----	95
4.12.4	Análise da microestrutura da liga Ti-6Al-4V comercial -----	96
4.13	DETERMINAÇÃO DA DUREZA DOS MATERIAIS A SER USINADO-----	97
4.14	RESULTADOS E DISCUSSÃO DOS TESTES DE USINAGEM-----	97
4.15	RESULTADOS DE USINAGEM PRELIMINARES NO FERRO FUNDIDO CINZENTO-----	98
4.15.1	Análise dos desgastes ocorridos nas ferramentas -----	100
4.16	RESULTADOS DOS TESTES DE USINAGEM DA LIGA TI-6AL-4V FUNDIDO-----	102
4.16.1	Análise do desgaste na condição 1 -----	104
4.16.2	Análise do desgaste na condição 2 -----	105
4.16.3	Análise do desgaste na condição 3 -----	105

4.17	RESULTADOS DOS TESTES DE USINAGEM DA LIGA TI-6AL-4V COMERCIAL-----	106
4.17.1	Análise da vida da ferramenta na usinagem da liga Ti-6Al-4V comercial -----	106
4.17.2	Análise da superfície usinada da liga Ti-6Al-4V comercial -----	108
4.17.3	Micrografia da ferramenta após usinagem da liga Ti-6Al-4V comercial ---	109
4.17.4	Cavacos emaranhados ou fita -----	110
4.17.5	Análise da micrografia da liga Ti-6Al-4V após usinagem -----	111
4.17.6	Comentários dos resultados alcançados na usinagem da liga Ti-6Al-4V ---	112
4.18	RESULTADOS DOS TESTES DE USINAGEM DO FERRO FUNDIDO CINZENTO-----	112
4.18.1	Qualidade da superfície gerada no torneamento do ferro fundido cinzento -----	113
4.18.2	Análise dos desgastes ocorridos na usinagem do ferro fundido cinzento ---	114
4.19	RESULTADOS DOS TESTES DE USINAGEM DO FERRO FUNDIDO VERMICULAR-----	117
4.19.1	Condições 1, 2 e 3 -----	117
4.19.2	Qualidade da superfície gerada na usinagem do ferro fundido vermicular ----	121
4.19.3	Condições 4, 5 e 6 -----	123
5	CONCLUSÕES -----	127
	REFERÊNCIAS	
	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	

1 INTRODUÇÃO

Com a globalização, grandes esforços vêm sendo feitos pelos pesquisadores, direcionados ao desenvolvimento de novos materiais que atendam os mercados mundiais. A globalização trouxe aos olhos dos pesquisadores a necessidade de novos desenvolvimentos que permitam ao mundo novos caminhos, aprimorando técnicas e produzindo novos materiais. Com esse fenômeno, vieram também novas implicações às indústrias, tais como a competitividade necessária na busca de processos de fabricação e pesquisas, objetivando redução de custos, qualidade e produtividade (LANNA, et al, 2004).

Nesse contexto se insere o nitreto de silício (Si_3N_4), um material de grande interesse para solução de problemas associados à resistência mecânica de componentes de turbinas, tribologia, construção de ferramentas de corte, uso em indústrias metalúrgicas e automobilísticas, devido às suas características de alta resistência à corrosão, ao desgaste, ao choque térmico, à oxidação e alta resistência mecânica em temperaturas elevadas.

O presente trabalho teve como objetivo o desenvolvimento, caracterização e aplicação dos materiais cerâmicos a base de Si_3N_4 e SiAlON como ferramentas de corte no processo de usinagem do ferro fundido cinzento, vermicular e Ti-6Al-4V.

1.2 JUSTIFICATIVAS DO TRABALHO

Com o desenvolvimento das indústrias, crescem também as necessidades de desenvolvimentos de novos materiais e processos de fabricação. Dentre os mais importantes processos de fabricação tem-se a usinagem que, cada vez mais, se torna importante redutor de custo para as indústrias manufatureiras, sendo de grande importância o desenvolvimento de novos materiais para ferramentas de corte que possibilitem trabalhar com velocidades cada vez mais altas e a um custo cada vez mais reduzido. No entanto as tecnologias de produção de novos materiais cerâmicos são cercadas de aspectos confidenciais, dificultando o acesso de pesquisadores das

universidades a essas tecnologias, sendo necessário intensas pesquisas no campo científico e tecnológico.

Muitos materiais utilizados nas indústrias automobilística, aeronáutica e espacial, possuem informação deficitária de seus processos de usinagem, sendo poucas as informações encontradas nos catálogos de fabricantes de ferramentas. Entretanto muitas ligas utilizadas por essas empresas como: ferros fundido cinzento, vermicular e Ti-6Al-4V e ligas a base de níquel utilizam ferramentas de corte importadas, encarecendo os processos de fabricação. Para tanto uma das soluções para essas dificuldades é o desenvolvimento e aplicação de nova classe de ferramenta de corte.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

A revisão bibliográfica desse trabalho foi constituída com base em livros, periódicos e artigos, procurando obter informações atuais com suporte teórico e experimental favoráveis a realização do trabalho.

2.1 MATERIAIS CERÂMICOS

As cerâmicas são definidas como materiais essencialmente sólidos e são compostos em grande parte por materiais inorgânicos e não-metálicos. Essa definição inclui não somente materiais como louças, porcelanas, refratários, cimentos, abrasivos e vidros, mas também materiais magnéticos não metálicos e uma variedade de outros produtos.

Um novo interesse nos materiais cerâmicos é focalizado em recentes avanços na ciência desses materiais, com o desenvolvimento de novos materiais cerâmicos com propriedades únicas, chamadas de cerâmicas avançadas (JAHANMIR, 1994).

As cerâmicas avançadas são substâncias não metálicas, iônicas ou covalentes, possuindo propriedades específicas que as levam a uma série de aplicações tecnológicas, se destacando os óxidos de alumínio e de zircônio, nitretos de silício, de boro ou de alumínio e carbetos de silício e de boro, (ACCHAR, 2000). Na Figura 2.1 é mostrado o conceito de cerâmica avançada.

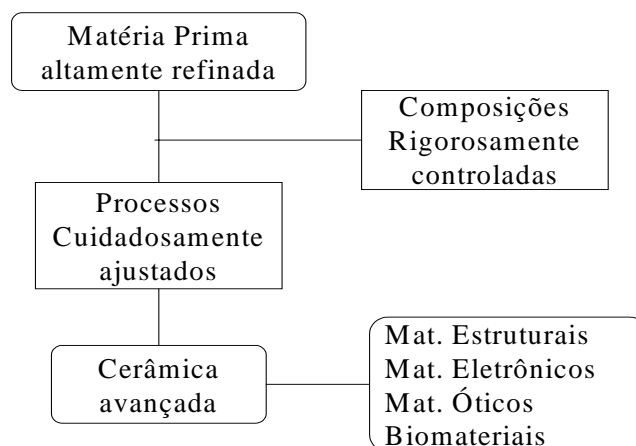


Figura 2.1 Conceito de cerâmica avançada.

Cerâmicas avançadas são materiais que podem ser utilizadas na forma de produtos monolíticos (consistindo basicamente, de um material-base) e compósitos (produtos obtidos pelas inclusões de materiais cerâmicos, como fibras, plaquetas e/ou whiskers, em uma matriz cerâmica). Estas cerâmicas são empregadas como componentes estruturais sujeitos à abrasão, ataque químico, a corrosão, oxidação e etc. como por exemplo: ferramentas de corte para usinagem, elementos refratários especiais, biocerâmicas para implantes, dentre outras aplicações (KIM, J., ROSENFLANZ, A., CHEN, I. W., 2000).

Esses materiais estão sujeitos a rigorosas condições de uso, sendo necessário apresentar algumas propriedades especiais como, por exemplo, elevada temperatura de fusão, elevada resistência mecânica em altas temperaturas, elevada resistência à abrasão, alta resistência ao ataque químico, massa específica relativamente baixa e baixo coeficiente de expansão térmica (SANTOS, 2003).

Devido às peculiaridades dos tipos de ligações presentes nos materiais cerâmicos (ligações iônicas e covalentes), dentre eles o nitreto de silício (Si_3N_4), espera-se que os mesmos respondam melhor aos requisitos citados acima, quando comparados com materiais metálicos e poliméricos (ASKELAND, 1990). Devido à força da ligação covalente, a mobilidade atômica é muito baixa, proporcionando às cerâmicas alta dureza e resistência à flexão. Por outro lado, tal ligação as torna frágeis, devido aos defeitos introduzidos, e a tendência destes materiais falharem de maneira catastrófica tem sido o principal fator limitante de seu uso em aplicações estruturais.

Porém, com a evolução do conhecimento científico e tecnológico e, particularmente, com os avanços no domínio das técnicas de processamento de pós, têm sido possível, de uma forma cada vez maior, tirar-se um melhor proveito das propriedades intrínsecas dos materiais cerâmicos, tendo como resultado principal à diminuição da fragilidade pela busca da redução de defeitos e aumento da tenacidade à fratura principalmente pela melhoria efetiva da microestrutura e utilização de fases intergranulares mais resistentes, alcançando materiais com a alta resistência mecânica, estabilidade dimensional, alta dureza, boa resistência à corrosão, baixo coeficiente de atrito e módulo de elasticidade relativamente alto (GOMES, 1995).

2.1.1 Cerâmicas covalentes

Os materiais cerâmicos covalentes têm despertado grande interesse dos pesquisadores, em função de suas propriedades mecânicas e térmicas, fruto do forte caráter direcional das ligações presentes, que mantém a estabilidade estrutural a temperaturas elevadas (DUAILIBI, 1988).

As ligações covalentes ocorrem entre átomos com pequenas diferenças de eletronegatividade tal que, ao contrário de ocorrer à transferência de elétrons de um átomo para outro, como ocorre na ligação iônica, os elétrons de valência são compartilhados entre os dois átomos adjacentes, com um par de elétrons formando uma ligação estável, (TAMASI, 1995).

Os materiais cerâmicos covalentes são produzidos normalmente pelo processo de síntese a partir de componentes isolados, sendo compostos por dois não metais (por exemplo, o nitreto de silício Si_3N_4) ou, ocasionalmente, se apresentam como um elemento puro (por exemplo, o silício). Muitos progressos vem sendo realizados para a obtenção desses materiais por meio da otimização dos aditivos de sinterização (GERMAN, 1985), do desenvolvimento de rotas não convencionais de preparação dos pós e precursores, de processos especiais de conformação e do desenvolvimento de métodos de sinterização sem a utilização de pressão, mas que resultem em materiais com densidades próximas das teóricas, (STRIFE, 1988; HIROSAKI, 1988).

Esses materiais cerâmicos possuem processos especiais para a obtenção. Materiais cerâmicos covalentes densos e resistentes, particularmente o Nitreto de Silício (Si_3N_4), podem ser obtidos por: Sinterização Reativa (RBSN - Reaction Bonded Silicon Nitride), Sinterização Normal (NSSN - Normal Sintering Silicon Nitride), Sinterização por Prensagem Uniaxial a Quente (HPSN - Hot Pressed Silicon Nitride), Sinterização por Prensagem Isostática a Quente (HIPSN - Hot Isostatic Pressing Silicon Nitride).

2.1.2 Cerâmicas avançadas para aplicações tribológicas.

A seleção de materiais para componentes em aplicações tribológicas não é baseada somente no comportamento tribológico, mas também em outras propriedades, como resistência à fadiga, resistência à corrosão e a abrasão, estabilidade dimensional, propriedades térmicas, tipo de fabricação e custos, (JAHANMIR, 1994). Um dos mais importante parâmetro para aplicação tribológica de uma material é o desgaste abrasivo e está correlacionado à dureza do material, portanto, uma solução para o aumento da resistência à abrasão é o aumento da dureza do componente.

Recentemente cerâmicas avançadas têm sido utilizadas em aplicações tribológicas, por exemplo, operações de corte de metais a altas velocidades, devido as suas boas propriedades a altas temperaturas, podendo a temperatura na aresta de corte chegar a 1200 °C (SILVA, 2000; SOUZA, 2005).

2.1.3 Nitretos

Os nitretos não ocorrem na natureza, sendo todos sintéticos. Ao contrário de muitos nitretos existentes, poucos são, os que apresentam aplicações industriais, sendo os principais os nitretos de boro (BN), alumínio (AlN), titânio (TiN) e silício (Si₃N₄). Os nitretos de alumínio, boro, silício e alguns nitretos de metais de transição são muito empregados nas indústrias aeroespaciais, de defesa e automotiva como materiais estruturais e eletrônicos.

2.1.4 Nitreto de Silício (Si₃N₄)

O Si₃N₄ é um produto com particular interesse nas indústrias aeronáuticas, petroquímicas e espaciais, em virtude da sua alta dureza, leveza, resistência mecânica e à oxidação a altas temperaturas, alta resistência ao desgaste e baixo coeficiente de expansão térmica. Essas propriedades fazem com que o Si₃N₄ mantenha alta resistência a elevadas temperaturas, superando ligas e superligas metálicas.

Esse interesse se amplia, dada a sua penetração no campo de aplicações estruturais de engenharia. O efeito da combinação das propriedades acima citadas com a baixa densidade, característica deste material, resulta em componentes mais leves, tornando o Si_3N_4 muito útil em determinadas aplicações, por exemplo, blindagem balística.

Como característica relevante, presente em qualquer outra cerâmica para aplicações estruturais, o Si_3N_4 apresenta problemas em situações que requerem alta confiabilidade, já que os resultados de resistência mecânica apresentam uma dispersão muito grande. Uma forma de reduzir as flutuações de valores em lotes de amostras de cerâmicos é um controle rigoroso das etapas de processamento dos materiais cerâmicos com vista a minimizar a quantidade de impurezas e promover um controle dos parâmetros de sinterização.

2.1.4.1 Estrutura cristalina do nitreto de silício (Si_3N_4)

As ligações químicas presentes no Si_3N_4 são de caráter fortemente covalente, de acordo (ZIEGLER, et al., 1987). O Si_3N_4 ocorre sob duas diferentes estruturas cristalinas denominadas α e β - Si_3N_4 , cujas células unitárias são α - $\text{Si}_{12}\text{N}_{16}$ (ABCD) e β - Si_6N_8 (ABAB), respectivamente, como mostradas na Figura 2.2. A estrutura do β - Si_3N_4 é composta por camadas de Si e N, formando uma seqüência de empacotamento ABAB e canais ao longo da direção c, com diâmetro igual 0,15nm.

A estrutura do α - Si_3N_4 é composta pelas mesmas camadas AB além de camadas CD, que são similares às anteriores, exceto por uma rotação de 180° em torno do eixo c, o que faz com que os canais existentes ao longo dessa direção se fechem em dois interstícios nesta estrutura.

A fase α - Si_3N_4 é estável em temperaturas inferiores a temperaturas de aproximadamente 1500°C e a fase β - Si_3N_4 em temperaturas elevadas. Durante a sinterização via fase líquida do Si_3N_4 , a transformação $\alpha \rightarrow \beta$ ocorre através de mecanismos de solução-reprecipitação e é facilitada pela alta solubilidade dos íons Si^{3+} e N^{4+} na fase líquida, constituindo-se em uma transformação reconstrutiva. A energia de

ativação para essa transformação é similar à energia de dissociação da ligação de Si-N, igual a $435 \pm 38 \text{ kJ.mol}^{-1}$ (CAVALCANTI, 1994).

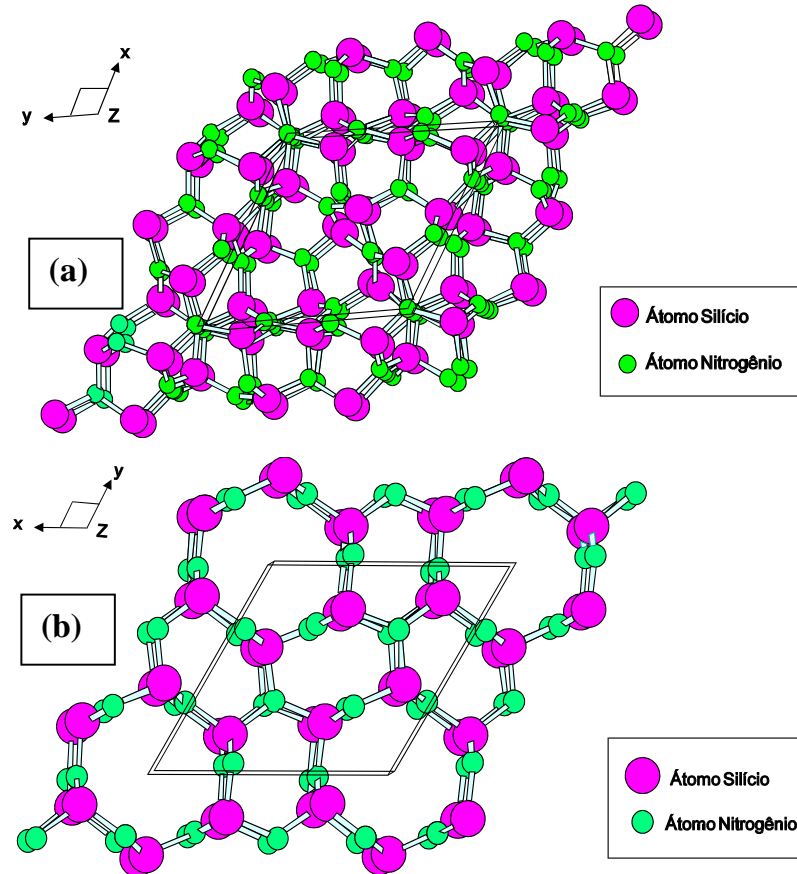


Figura 2.2 Estrutura cristalina do α - Si_3N_4 (a) e do β - Si_3N_4 (b) (ZIEGLER, 1987).

As fases cristalinas de geometria hexagonal modificada (α e β), diferem em maior intensidade no parâmetro de rede “c” (ZIEGLER, 1987; DRESSLER, 1997). Na Tabela 2.1 são demonstrados os valores característicos do Si_3N_4 .

Tabela 2.1 Comparação dos parâmetros de célula unitária para nitreto de silício α e β .

Tipo	Estrutura Cristalina	Parâmetros de rede (nm)			Célula Unitária	Massa Específica (g/cm^3)
		a	c	c/a		
α - Si_3N_4	Hexagonal	0,7818	0,5591	0,70	$\text{Si}_{12}\text{N}_{16}$	3,168-3,188
β - Si_3N_4	Hexagonal	0,7608	0,2911	0,37	Si_6N_8	3,190-3,202

2.1.4.2 Propriedades Termodinâmicas

O Si_3N_4 possui alta estabilidade termodinâmica e estudos anteriores (ZIEGLER, 1987) mostraram que esse material não tem um ponto de fusão definido, pois se decompõe sob pressões inferiores a 0,1 MPa de N_2 a 1900 °C (2173 K). A reação de decomposição do Si_3N_4 é representada pela Equação 2.1 (ZIEGLER, 1987):



A Figura 2.3 demonstra o diagrama de equilíbrio do Si_3N_4 e seu comportamento em função das pressões parciais de N_2 e Si e da temperatura (ZIEGLER, 1987). Portanto nesta Figura é observada uma região hachurada obtida experimentalmente, denominada “*região de sinterabilidade*”. Quando a sinterização é realizada sob as condições apresentadas nessa região, ou seja, aplicando as respectivas pressões parciais de Si e de N_2 , aliadas às temperaturas sugeridas, garante-se uma redução das perdas de massa por decomposição do Si_3N_4 . Este gráfico é de grande importância para elaboração de ciclos de sinterização, pois, controlando-se a temperatura e as pressões parciais de sinterização, pode-se controlar o processo, garantindo uma maior densificação do corpo cerâmico e conseqüentemente, melhoria das propriedades dos corpos sinterizados (MITOMO, 1976).

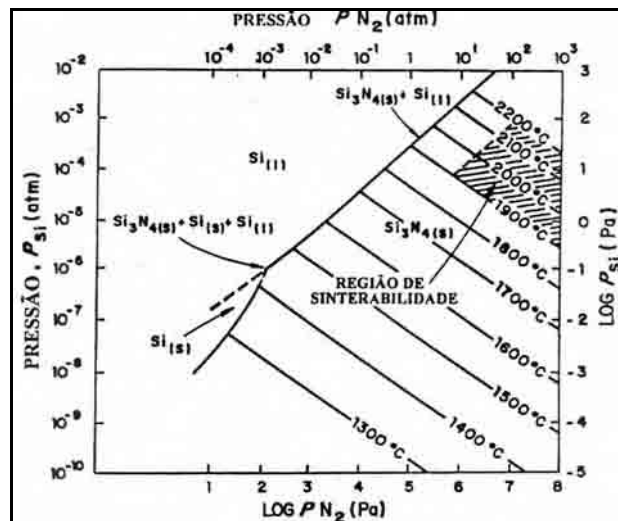


Figura 2.3 Condições de estabilidade do Si_3N_4 em relação às pressões parciais de N_2 , Si e da temperatura (MITOMO, 1976).

2.2 ADITIVOS DE SINTERIZAÇÃO

Os aditivos são extremamente importantes para o sucesso da sinterização e conseqüentemente, para obtenção de resultados mais eficientes de propriedades mecânicas. Tal fato justifica-se, devido à influência que as características da fase intergranular exercem no comportamento mecânico em serviço de uma peça produzida a partir do Si_3N_4 (NIESZ, 1995; RICHERDSON, 1992). Um artifício muito utilizado na composição do aditivo a ser utilizado é a mistura de materiais que formem eutéticos com ponto de fusão mais baixos, evitando assim que ocorra decomposição da matriz de Si_3N_4 , e, conseqüentemente, que haja perda de massa do material sinterizado. Misturas de aditivos, como o CeO_2 , MgO , Y_2O_3 , Al_2O_3 e AlN , têm sido utilizadas por proporcionarem a formação de uma fase líquida com temperatura “liquidus” suficientemente baixa (SILVA, 1992), (quando na estequiometria do estético) e, conseqüentemente, sejam obtidos materiais com alta densidade relativa e composições de fases que favoreçam as propriedades a frio do material (BALDACIM, 2000).

2.2.1 Óxido de ítrio (Y_2O_3)

O ítrio ($Z=39$) que não é exatamente um lantanídeo é incluído entre as terras raras por ocorrer invariavelmente associado a estas e pela semelhança entre suas propriedades químicas. Com base em diferenças observadas em algumas dessas propriedades, principalmente na variação do raio iônico, que decresce em função do número atômico, o conjunto de suas propriedades peculiares possibilita o emprego do 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, na tecnologia de cerâmicos especiais, como supercondutores e ferramentas de corte para usinagem (THÜMMLER, 1993; FREITAS, 2000).

2.2.2 Nitreto de Alumínio (AlN)

O nitreto de alumínio (AlN) tem atraído grande interesse devido a sua capacidade de dissipação de calor, sendo empregado, por exemplo, na fabricação de substratos de circuitos impressos. De acordo com a literatura a condutividade térmica do AlN à temperatura ambiente pode atingir $320 \text{ Wm}^{-1} \text{ K}^{-1}$.

O AlN é um composto covalente sintético. A síntese do AlN foi relatada pela primeira vez em 1862, sendo que uma das suas aplicações foi como fixador de nitrogênio na fabricação de fertilizantes (HUANG, 1983).

2.2.3 Óxido de Alumínio (Al_2O_3)

O óxido de alumínio ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$) é um dos materiais cerâmicos especiais antigos mais utilizado de forma sinterizada. A primeira notícia do uso comercial foi em 1907, quando uma patente descreveu a produção de um material cerâmico de alta alumina. Entretanto, o uso em larga escala teve início só no final dos anos 20 e começo dos anos 30. O óxido de alumínio (Al_2O_3) é um dos mais utilizado mundialmente, onde algumas das suas características levam a essas preferências, tais como baixo custo de obtenção.

As propriedades, como alta refratariedade, alta dureza, condutividade térmica superior a maioria dos óxidos cerâmicos, alta resistência ao ataque químico, alta resistência a altas e baixas temperaturas e alta rigidez dielétrica faz do óxido de alumínio (Al_2O_3) um dos mais usados para fabricação de cerâmicas estruturais.

A ocorrência do óxido de alumínio alfa, ou coríndon, na natureza é pequeno, ocorre em formas de grãos ou massas uniformes, ou ainda em cristais com cor variável, apresentando dureza 9 (escala mohs), brilho adamantino a vítreo, densidade de $3,98 \text{ g/cm}^3$. Ocorre como acessório em rochas metamórficas, tais como calcários cristalinos, mica-xistos, nos contatos de corpos peridotíticos, lanprófirios, pegmatitos e depósitos dentríticos, pode também ocorrer como gema dando origem a safira e ao rubi.

Como a ocorrência natural o óxido de alumínio alfa é pequena, ele é obtido artificialmente a partir de hidróxidos de alumínio contido em minérios pelo processo Bayer (SANTOS, 2001; VITOR, 1994; COSTA, 1994).

2.3 SiAlONs

Ao investigarem reações de sinterização entre Si_3N_4 e vários aditivos, alguns autores observaram que houve certa dissolução de Al_2O_3 no $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ (OYAMA, 1971; JACK, 1972). O diagrama de fase $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-AlN}$, revela que existe uma região de solubilidade de Al e O, no $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$. Esses elementos, Al e O, substituem posições de Si e N, respectivamente (GAUCKLER, 1975; JACK, 1976) na estrutura, formando uma solução sólida substitucional referida como sendo $\beta\text{-SiAlON}$, e sua fórmula geral é $\text{Si}_{(6-z)}\text{Al}_{(z)}\text{O}_{(z)}\text{N}_{(8-z)}$.

Um outro tipo de SiAlON, denominado $\alpha\text{-SiAlON}$, possui a estrutura do $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$, e foi desenvolvido há pouco mais de 20 anos (HAMPSHIRE, et al., 1978; MITOMO, et al., 1980). A dissolução de Li, Mg, Ca e Y, ou terras raras (exceto La e Ce), nos vazios intersticiais da estrutura do $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$, permitem a estabilização da estrutura do $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ em temperaturas elevadas. A compensação de valência é feita pela substituição parcial de Si com Al e N com O. A fórmula geral do $\alpha\text{-SiAlON}$ é $\text{M}_x\text{Si}_{12-(m+n)}\text{Al}_{(m+n)}\text{O}_n\text{N}_{16-n}$, onde M é o cátion metálico estabilizador da fase α , e $0 < x \leq 2$. A razão metal-não metal no reticulado composto de tetraedro (Si,Al) (O,N)₄ é mantida 3:4.

A região para formação de β e $\alpha\text{-SiAlON}$ é representada por dois campos trifásicos de um triângulo de $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-AlN}$ - YN . 3AlN e $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-Y}_2\text{O}_3\text{-AlN}$, no diagrama de fases do sistema Y-Si-Al-O-N (Figura 2.4) (MITOMO, et al., 1982). O sistema $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-AlN-Y}_2\text{O}_3$, apresentado em detalhe na Figura 2.5, vem sendo empregado para facilitar a fabricação deste tipo de SiAlON, que por sua vez apresenta resistência à oxidação, resistência à abrasão, à fluência e dureza, superiores ao $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ convencional.

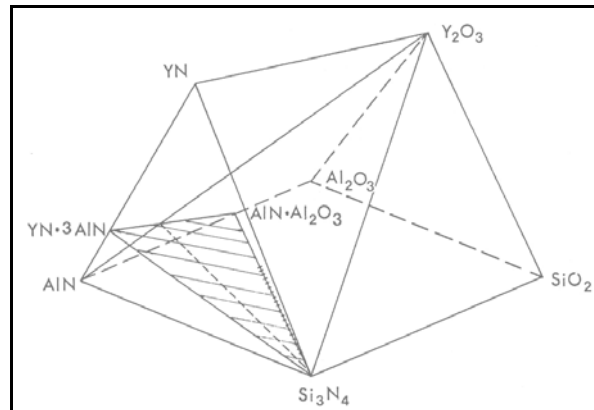


Figura 2.4 Diagramas de fases do sistema $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-AlN-YN-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-Y}_2\text{O}_3$ a $1750\text{ }^\circ\text{C}$ (HUANG, 1983).

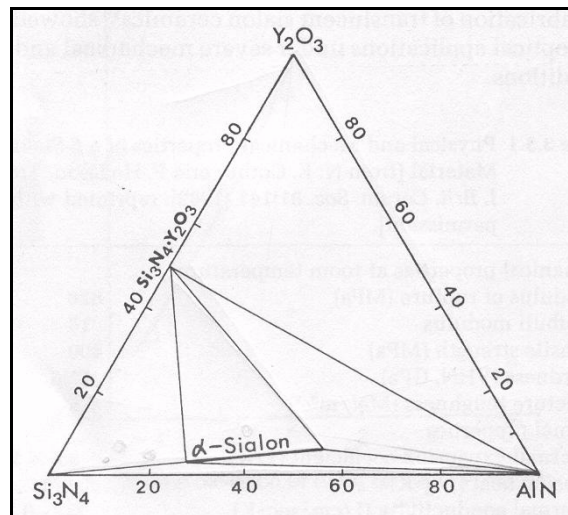


Figura 2.5 Corte isotérmico do sistema $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-AlN-Y}_2\text{O}_3$ a $1750\text{ }^\circ\text{C}$.

2.3.1 Fabricação e Propriedades de cerâmicas $\alpha\text{-SiAlON}$

Existe um “gap” de miscibilidade entre Si_3N_4 e $\alpha\text{-Sialon}$ porque o $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ é estável a altas temperaturas. A solução sólida de Y^{+3} no $\text{Y-}\alpha\text{-Sialon}$ varia entre $x=0,3$ e $0,8$ na fórmula geral a $1750\text{ }^\circ\text{C}$, como mostrado na Figura 2.5 (PARK., 1980). Nesta região de solubilidade total (entre $0,3$ e $0,8$), cerâmicas com 100% de fase $\alpha\text{-SiAlON}$ podem ser produzidas, ao passo que, em uma faixa onde x varia entre 0 e $0,3$, os materiais são compostos de $\alpha\text{-SiAlON}$ e $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$. Os materiais que mesclam $\alpha\text{-SiAlON}$ e $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ na sua composição final, podem ser referidos como “*SiAlONs parcialmente estabilizados*”. A

quantidade de α -SiAlON nos materiais diminui com a diminuição da quantidade de Y^{+3} na composição dos aditivos.

Mistura de pós do sistema Si_3N_4 - Y_2O_3 -AlN, obedecendo a fração molar de 9:1 de AlN- Y_2O_3 , vem sendo utilizada na produção de α -SiAlON, utilizando prensagem uniaxial à quente, em temperaturas entre 1700 e 1750 °C (MITOMO, 1980). Essa composição é mais utilizada na obtenção do Y- α -SiAlON, e aplicando-se esses parâmetros, corpos cerâmicos com dureza superior a 18GPa são obtidos.

A dissolução dos íons metálicos nos vazios intersticiais de α - Si_3N_4 é confirmada pela análise de difração de raios-X. A intensidade relativa e a distância interplanar dos picos de α -SiAlON depende largamente na quantidade e tipo de metal dissolvido (PARK., 1980). Porém, as posições relativas aos picos presentes nos α -SiAlONs são muito semelhantes aos do difratograma do α - Si_3N_4 , sendo necessária a utilização de uma técnica precisa de análise por difração de raios X para determinar sua presença. Normalmente, pós muito finos de α -SiAlON são necessários para obtenção de espectros confiáveis, que devem ser comparados com espectros de pós de mesma característica do α - Si_3N_4 , de forma a verificar leves deslocamentos dos picos, e assim, determinar variações nos parâmetros de rede destes SiAlONs em comparação ao α - Si_3N_4 . Estas variações por sua vez, são devido à entrada dos íons metálicos (tais como Y^{+3}) na estrutura do α - Si_3N_4 distorcendo levemente a sua rede cristalina.

Investigações preliminares nas propriedades mecânicas de cerâmicas α -SiAlON revelaram que a resistência à flexão e ao choque térmico foram comparáveis a cerâmicas β -SiAlON (MITOMO, 1980). A resistência à flexão a temperatura ambiente de α -SiAlON, contendo vários cátions metálicos intersticiais distintos, apresentou valores variando entre 420 e 605 MPa (MITOMO, 1980). Os valores dependem do tipo e da quantidade de metais dissolvidos (TANAKA, 1982). A resistência à flexão a 1200 °C diminuiu para valores entre 316 e 372 MPa, devido ao amolecimento da fase amorfa intergranular. Os valores de tenacidade à fratura, K_{IC} , foram de 3,5 a 4,0 MPa.m^{1/2} a temperatura ambiente e se mostraram independentes do metal dissolvido.

Nos últimos anos, com o aprimoramento das técnicas de processamento e obtenção de α -SiAlON, várias melhorias relacionadas à densificação, dureza, resistência à fluência, e principalmente a tenacidade à fratura destes materiais, foram alcançadas: Em estudos recentes (HUANG, 1983; SHIN, 2001), foi observado que a utilização de misturas de aditivos, ricos em Y e outras terras raras, ou ricas em Ca (ZHANG, et al., 2000; KIM, 2000), contribuíram para a obtenção de α -SiAlONs com microestrutura de grãos alongados. Com isso foi possível a obtenção de corpos cerâmicos com tenacidade à fratura similares aos materiais com predominância de β -Si₃N₄ (ou β -SiAlONs), em torno de 5,5MPa.m^{1/2} com vantagens de possuir maiores dureza e resistência à oxidação (SANTOS, 2004). Visando obter α -SiAlONs com microestrutura refinada, de grãos alongados e com alta razão de aspecto (relação comprimento/diâmetro dos grãos α), uma série de novas técnicas têm sido desenvolvidas e empregadas com êxito na obtenção de α -SiAlONs com propriedades similares e às vezes superiores ao β -Si₃N₄. Dentre estas técnicas podemos citar: - utilização de pós de partida compostos de β -Si₃N₄ ou misturas de pós α - β (CHEN, et al., 2000), sinterizado sob pressão normal em detrimento à utilização de prensagem uniaxial à quente e utilização de taxas maiores de aquecimento, desfavorecendo o processo de nucleação heterogênea e prematura de alguns grãos preferenciais de α -SiAlON, facilitando desta forma a obtenção de microestruturas mais finas, com grãos de elevada razão de aspecto, e conseqüentemente, com melhor tenacidade à fratura (SANTOS, 2004).

2.4 SINTERIZAÇÃO DE CERÂMICAS À BASE DE SI₃N₄

O nitreto de silício (Si₃N₄) apresenta um caráter covalente em suas ligações químicas. Dissocia-se em temperaturas superiores a 1900 °C, e apresenta uma pressão de vapor de N₂ de 0,1 MPa.

Se, por um lado, a natureza covalente das ligações do Si₃N₄ permitem-lhe vantajosas propriedades mecânicas, constituem-se, por outro lado, num sério obstáculo para uma plena densificação do material durante o processo de sinterização. Grandes

barreiras de energia têm de ser superadas para a formação e movimento de defeitos estruturais que permitam a sinterização por difusão. Como a densificação de compactados a partir de um pó de Si_3N_4 se realiza principalmente por mecanismos de difusão por contorno de grão e/ou volumétrica, aditivos químicos e altas temperaturas são necessários para elevar o coeficiente de difusão da espécie controladora do processo, que se acredita ser o nitrogênio (SILVA, 2000).

A partir do que foi exposto até aqui, pode-se então afirmar que, durante a sinterização do Si_3N_4 , com o aquecimento, os aditivos irão se fundir formando um líquido, o qual, envolverá os grãos de Si_3N_4 molhando-os. As partículas de $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ se dissolvem no líquido devido à instabilidade desta fase em temperaturas superiores a 1400°C e se reprecipitam formando uma estrutura de grãos hexagonais alongados, envolvidos por uma fase intergranular, como mostrado pela Figura 2.6.

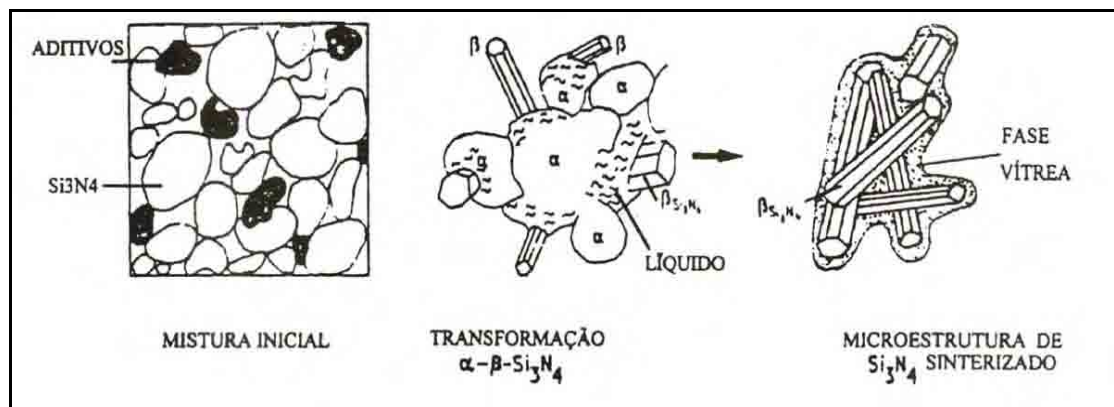


Figura 2.6 Mecanismo de sinterização por fase líquida do Si_3N_4 (ZIEGLER, 1987).

2.4.1 Sinterização normal do Si_3N_4 (NSSN)

Neste processo (NSSN), misturam-se, pós de Si_3N_4 e de aditivos (normalmente óxidos) adequados para a promoção da fase líquida no processo de sinterização. Após prensagem a frio, o compacto a verde é sinterizado a temperaturas entre 1700 a 1900°C , sob atmosfera de nitrogênio. Através desse processo é possível a obtenção de cerâmicas à base de Si_3N_4 relativamente densas, com 2,0 a 5,0% de porosidade. Os aditivos de

sinterização formam nesse caso, uma fase líquida ao reagirem com a sílica (SiO_2) presente na superfície das partículas de Si_3N_4 (SANTOS, 2001; SILVA, 1992; RIBEIRO, 1997).

Como muitos dos óxidos usados na sinterização formam fases intergranulares amorfas, seu uso excessivo diminui a resistência mecânica em altas temperaturas. Uma forma efetiva de reduzir essa degradação consiste em reduzir a adição dos referidos óxidos, uso daqueles que formam materiais com ponto de fusão elevado, utilização de pós de partida mais finos ou tratamento térmicos do material pos-sinterizados (GOMES, 1995; BALDACIM, 2000).

2.5 COMPORTAMENTO MECÂNICO DOS MATERIAIS CERÂMICOS

Devido às características das ligações químicas dos materiais cerâmicos, estes, de uma forma geral, apresentam uma disposição à fratura catastrófica de maneira frágil, com muito pouca absorção de energia, quando comparado aos metais (SILVA, 1989). À temperatura ambiente, qualquer cerâmica, tanto cristalina quanto não cristalina, quase sempre fraturam antes que qualquer deformação plástica ocorra em resposta à aplicação de uma carga de tração ou compressão, via fratura frágil (EVANS, 1993).

O processo de fratura frágil consiste na formação e na propagação de trincas através da seção transversal do material em uma direção perpendicular à carga aplicada. O crescimento da trinca em cerâmicas cristalinas se dá ou de forma transgranular (através dos grãos), ou através da fase intergranular, via contornos de grão, e ao longo de planos cristalográficos (ou de clivagem) específicos, planos de elevada densidade atômica (HIKICHI, et al., 1998).

As resistências à fratura medidas para materiais cerâmicos são substancialmente inferiores àquelas estimadas pela teoria a partir das forças de ligações interatômicas. Isso pode ser explicado pela existência de defeitos muito pequenos e onipresentes no material, os quais servem como fatores de concentração de tensões, ou seja, pontos onde a magnitude de uma tensão de tração que é aplicada, é amplificada. O grau de amplificação da tensão depende do comprimento da trinca e do raio de curvatura da extremidade da trinca, sendo maior no caso de defeitos longos e pontiagudos. Os concentradores de

tensões podem ser diminutas trincas de superfície ou internas (microtrincas), poros internos e arestas de grãos.

2.5.1 Efeito da quantidade e da fase intergranular nas propriedades mecânicas do Si_3N_4

A dureza do nitreto de silício (Si_3N_4) diminui com o aumento da quantidade de fase intergranular, que, em geral, são mais frágeis que os grãos cristalinos. O volume de fase intergranular é proporcional ao teor de aditivos de sinterização utilizados, com exceção dos sistemas de líquidos transientes tais como os SiAlONs, onde o teor de dopante é traduzido no grau de substituição do material e a quantidade de fase intergranular pode ser mínima. Cerâmicas de Si_3N_4 sinterizadas com quantidades variadas de Y_2O_3 apresentaram redução na dureza com o aumento da quantidade de fase intergranular, devido ao acréscimo de fase intergranular mais macia e mais frágil (SILVA, 1992; REED, 1995).

2.5.2 Tenacidade à Fratura do Si_3N_4

Os valores de tenacidade à fratura em deformação plana para os materiais cerâmicos são menores que os valores apresentados para os metais. Tipicamente, esses valores são menores que $8 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. Portanto nos materiais cerâmicos a dureza, a tenacidade à fratura diminui com o aumento da porosidade, quer por diminuição do volume, quer por aumento de tensões residuais e concentração de tensões nos poros.

A resistência à propagação de trincas está relacionada com a maior ou menor dissipação de energia por mudança de direção das trincas, na sua ramificação em trincas menores e/ou ainda, no arrancamento de grãos $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ alongados. Esses mecanismos são absorvedores de energia, e também são chamados de mecanismos de tenacificação.

No caso do Si_3N_4 , sua microestrutura rica em grãos alongados com elevada razão de aspecto, favorece a ativação dos mecanismos de tenacificação, resultando em tenacidade à fratura superior a outros cerâmicos tais como SiC e Al_2O_3 . É possível, a partir de rigoroso controle dos parâmetros de sinterização, otimizando a transformação $\alpha\text{-}\beta$, melhorar os

aspectos microestruturais (tamanho médio de grão e razão de aspecto) do Si_3N_4 , melhorando a tenacidade à fratura - K_{IC} desse material. Desta forma, microestruturas finas, ricas em fase $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$, com maiores valores de razão de aspecto, conduzem a maior tenacidade à fratura (RIBEIRO, 1997; GONZAGA, 1998; SANTOS, 2000). Geralmente, o aumento da dureza é acompanhado pela diminuição da tenacidade à fratura (KRAUSE Jr. et al., 1999; SILVA, 1992).

2.6 GENERALIDADES DA LIGA DE TITÂNIO

O titânio (Ti) foi descoberto por William Gregor (Inglaterra) em 1791 e, denominado por Marten Klaporth, em 1795 na Alemanha. Não foi explorado até a década de 1930, quando um método de refino adaptável à produção em larga escala foi desenvolvido por William Kroll, de Luxemburgo. A empresa Du Pont produziu titânio comercialmente puro, pela primeira vez, em 1948.

O titânio ocupa o nono lugar na série de elementos mais abundantes da crosta terrestre. É encontrados na América do Norte, América do Sul, Europa, África, Ásia e Austrália, na forma ilmenita, rútilo e outros minérios. O processo Kroll, que usa magnésio como agente redutor, é o mais usado para a obtenção do titânio através do minério previamente clorado.

Devido a sua alta relação resistência/peso, é amplamente utilizado na fabricação de avançados equipamentos industriais, na geração de energia e no transporte. O titânio não ligado representa 25% do seu mercado e 75% de toda a produção mundial é consumido pela indústria aeronáutica, por exemplo, em motores turbo-jatos, estruturas, etc. Levando-se em consideração a liga Ti 6-4 (6%Al-4%V), que é usada há muitos anos, podem ser identificados dois tipos de evolução: o primeiro melhorou a resistência à fluência e o segundo melhorou a resistência mecânica e a resistência à fadiga de baixo ciclo, bem como a resistência ao calor e a corrosão (DONACHIE, 1987).

O titânio apresenta duas formas alotrópicas, uma estrutura cristalina hexagonal compacta (HC) a temperatura ambiente, chamada fase alfa (α), que se transforma alotrópicamente para cúbica de corpo centrado (CCC), chama-se fase beta (β), a 882 °C.

2.7 FERRO FUNDIDO VERMICULAR

O ferro fundido vermicular, também conhecido como *Compacted Graphite Iron–CGI*, é o mais novo membro da família dos ferros fundidos. Foi inicialmente obtido por acaso durante a fabricação do ferro fundido nodular, devido a erros de composição química. Suas propriedades mecânicas diferenciadas foram reconhecidas em 1965, quando o ferro fundido vermicular foi patenteado (ASM, 1996). No entanto, este fato não ampliou consideravelmente sua aplicação industrial. Pesquisas e desenvolvimentos se concentraram mais em materiais como o alumínio, cerâmicos e plásticos, enquanto o ferro fundido vermicular, com boas propriedades de resistência e robustez, não teve a mesma consideração (DAWSON, 1993).

Na década de 90, a Empresa *SinterCast* passou a comercializar a tecnologia e os equipamentos que permitiram o rompimento da principal barreira à difusão do vermicular na indústria: a falta de um processo confiável de controle aplicável a uma produção em larga escala. Vencida a etapa de fabricação em escala e com qualidade, o vermicular passou a receber um crescente espaço na indústria automobilística, abrindo-se as possibilidades de seu emprego em diversas peças, atualmente fabricadas em cinzento, tais como discos de freio, coletores de escapamento, cabeçotes e, principalmente, blocos de motores diesel (GUESSER, 1997). Estes motores, que trabalham com elevadas taxas de compressão, necessitam de uma estrutura rígida para suportar os esforços. No entanto, seu rendimento e emissão de poluentes poderiam ser melhorados se picos de pressão de explosão ainda maiores pudessem ser utilizados. Por outro lado, tão desejável quanto melhorar o rendimento do motor é a redução de seu peso, que influencia diretamente no consumo de combustível do veículo. O aumento do rendimento poderia ser alcançado com alterações de projeto ou com a utilização de materiais mais resistentes. Como as alterações de projeto possuem a limitação do peso e do espaço físico, a alteração de

material consiste em uma boa solução. Atualmente, os materiais disponíveis para a fabricação de blocos são o ferro fundido cinzento, ferro fundido vermicular e ligas de alumínio, além de ligas de magnésio e alumínio-compósito, que são menos comuns. Para a escolha do material, são observadas características tais como: peso, resistência mecânica, custo do material, custo de usinagem, considerações ambientais. Nestes critérios, o ferro fundido vermicular é o material que preenche os requisitos de forma mais satisfatória (MARQUARD, 1998).

2.8 FERRO FUNDIDO CINZENTO

O ferro fundido cinzento é um dos materiais mais utilizados pelas indústrias automobilística, agrícola e outras, por apresentar excelentes propriedades, advinda das grafitas na forma de lamelas, com cantos agudos e superfícies lisas. Suas grafitas são interconectadas e sem orientação preferencial, formando uma rede quase contínua. De acordo com DAWSON (1994), as grafitas, por possuírem uma alta condutividade térmica, da ordem de aproximadamente 3-5 vezes maior que a do ferro, garantem ao material uma boa condutividade térmica, e devido as suas orientações neste, proporcionam uma excelente capacidade de amortecimento de vibrações. Essa se deve ao caminho que as ondas sonoras realizam ao se propagarem através do ferro, refletindo-se na superfície das grafitas e sendo enfraquecida pela sua transformação em calor. Deste modo, ao mesmo tempo em que se têm vantagens em razão da forma e orientação das grafitas na matriz, têm-se desvantagens com a redução da resistência mecânica, da ductilidade e da tenacidade do material. Isto é causado em função das descontinuidades provocadas na matriz pelos cantos agudos das grafitas, que agem como pontos de concentração de tensões e planos de propagação de trincas (DAWSON, 1993; DAWSON, 1994; MARQUARD, 1998).

2.9 MATERIAIS PARA FERRAMENTAS DE CORTE

O processo de usinagem, que utiliza como ferramenta um material mais duro que o da peça, é a operação mais comum entre os processos de fabricação existentes. Baseado

no princípio da dureza relativa é óbvio que o surgimento de novos materiais e ligas estruturais com excelentes propriedades de resistência mecânica e elevada dureza contribuiu para o aparecimento de materiais de ferramentas mais resistentes para as operações de usinagem. Neste processo, as ferramentas de corte exercem importância fundamental, tanto no aspecto econômico quanto no resultado final da peça (tolerância dimensional e acabamento superficial) (DINIZ, 1989).

Como dureza e tenacidade são propriedades antagônicas, em uma análise superficial, alta dureza significa baixa tenacidade e assim se torna necessário um balanço entre estas duas propriedades dos materiais de ferramentas, o que se tornou um grande desafio aos fabricantes de ferramentas. Por isso, hoje encontramos no mercado uma infinidade destas ferramentas com variados valores de tenacidade e dureza. Essa variedade de ferramentas foi obtida através de diferentes composições químicas, tamanhos de grãos e um maior controle nos processos de fabricação e tratamento térmico destas ferramentas. Na Figura 2.7 é mostrada a relação entre dureza e tenacidade para os principais materiais de ferramentas de corte (MOSTAGHACI, 1996).

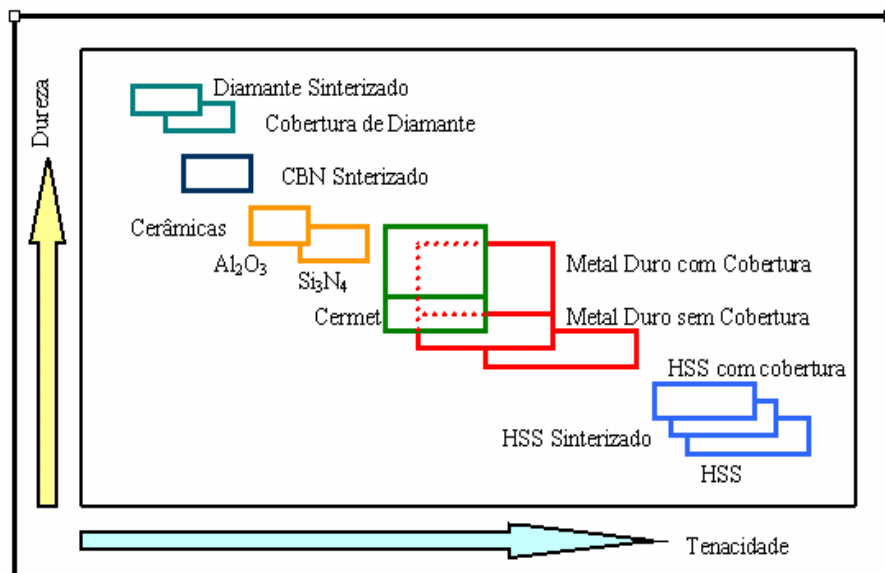


Figura 2.7 Observa-se a relação entre dureza e tenacidade (MITSUBISHI, 2001).

2.9.1 Ferramentas Cerâmicas a base de Nitreto de Silício.

Essa classe de ferramentas de corte é mais recente, surgiu no mercado nos anos 80 e foram desenvolvidas para possibilitar a fabricação de ferramentas com melhores propriedades em relação às anteriores, maior tenacidade à fratura e menos frágeis do que os óxidos e mantendo sua boa resistência aos choques térmicos (WERTHEIM, 1986). O nitreto de silício mantém estável sua dureza até a temperatura de 1200 °C, sendo importante nos processos de usinagem com altas velocidades de corte e a seco, onde as temperaturas podem chegar a 1200 °C e assim reduzir a resistência dos metais (MOSTAGHACI, 1996). Um dos produtos desse grupo são os SiAlONs, nome que tem origem nos símbolos dos elementos que o formam, que são, Si, Al, O e N. Esse material tem mostrado excelentes resultados na usinagem de superligas de níquel, ferros fundidos e aços endurecidos. Suas características principais são um pouco diferentes do Si_3N_4 puro, pois a presença de oxigênio faz com que seu comportamento seja um intermediário entre as cerâmicas covalentes e aquelas à base de óxidos. Os SiAlONs são ótimos em termos de dureza a quente e resistência ao choque térmico e são bons com relação à tenacidade, porém são deficitário com relação à estabilidade química (JACK, 1986).

2.10 INFLUENCIA DOS PARÂMETROS DE CORTE NA USINAGEM.

As condições de usinagem têm grande influência na vida da ferramenta. A velocidade de corte é o parâmetro que mais influencia no desgaste da ferramenta devido ao aumento de energia (calor) que é imputada ao processo, sem o aumento da área da ferramenta que recebe o calor (ponta da ferramenta). O segundo parâmetro que mais influencia é o avanço, que também aumenta a quantidade de calor imputada ao processo, porém com menor intensidade devido ao aumento da área da ferramenta que recebe o calor. Entretanto a profundidade de corte é o parâmetro que menos influencia no desgaste, pois o aumento da profundidade de corte não altera a energia destinada ao corte por unidade de área, nem com a velocidade de retirada do cavaco, mas somente faz com que um volume maior seja retirado (DINIZ, 2000).

Outros fatores também influenciam na vida da ferramenta como: a geometria, composição e propriedades mecânicas, fatores metalúrgicos e processo de obtenção do material da peça e características da máquina - ferramenta.

2.11 USINABILIDADE DOS MATERIAIS

A usinabilidade pode ser definida como uma grandeza que expressa, por meio de um valor numérico comparativo (índice de usinabilidade), um conjunto de propriedades de usinagem de um material em relação a outro tomado como padrão. Em outras palavras, pode se entender usinabilidade como o grau de dificuldade de se usinar o material. Entendem-se como propriedades de usinagem de um material, aquelas que expressam seu efeito sobre grandezas mensuráveis inerentes ao processo de usinagem, tais como vida da ferramenta, o acabamento superficial da peça, os esforços de corte, a temperatura de corte, a produtividade e as características do cavaco (DINIZ, 2000). A usinabilidade depende do estado metalúrgico da peça, da dureza, das propriedades mecânicas do material, de sua composição química, das operações efetuadas anteriormente e do encruamento. Além das condições do material, a usinabilidade também depende das condições de usinagem, das características da ferramenta, das condições de refrigeração, da rigidez do sistema e pelo tipo de operação empregada. Assim, um material pode ter um valor de usinabilidade baixo em certas condições e um valor maior em outras.

Embora a dureza e a resistência mecânica sejam fatores importantes na usinabilidade dos materiais, outros fatores também são bastante importantes, como a quantidade de inclusões e de aditivos para melhorar a usinabilidade, a quantidade de partículas duras, a microestrutura, etc. Valores baixos de dureza e resistência mecânica normalmente favorecem a usinabilidade. Porém, quando se têm materiais muito dúcteis (materiais que se deformam muito plasticamente antes de se romperem), a baixa dureza pode causar problemas, pois favorece a formação de aresta postiça de corte. Bons valores de usinabilidade são obtidos com um conjugado entre dureza e tenacidade.

2.12 USINAGEM

Uma definição simples de usinagem pode ser entendida como sendo um processo de fabricação com remoção de cavaco, conferindo à peça a forma, ou as dimensões ou acabamento necessário, baseado no movimento relativo entre a ferramenta de corte e a peça. Por cavaco entende-se como sendo uma porção de material da peça, retirada pela ferramenta, caracterizando-se por possuir forma geométrica irregular (DINIZ, 2000).

A usinagem é reconhecidamente o processo de fabricação mais popular do mundo, transformando em cavacos algo em torno de 10 % da produção de metais e empregando milhões de pessoas. Apesar de toda essa popularidade, trata-se de um processo ainda bastante imprevisível. A usinagem possui a peculiaridade de ser um processo essencialmente prático, mas envolvendo um número grande de variáveis, tornando muito difícil fazer uma previsão do que ocorre durante o andamento do processo. Assim, se torna necessário um aumento do desempenho das operações de usinagem, através de estudos de vida da ferramenta, forças de corte, potência consumida e superfície final para uma melhoria do desempenho econômica das operações de usinagem (FERRARESI, 1989).

A evolução dos materiais de um modo geral tem demandado muito dos processos de fabricação, dentre eles os de usinagem. O surgimento de novos materiais e coberturas para ferramentas de corte vêm como resposta a esse desafio, pelo lado dos fabricantes. Os fabricantes de máquinas por sua vez acompanham essa evolução com máquinas cada vez mais rápidas e eficientes, assim como há atualmente a disponibilidade de programas CAD/CAM. Materiais para ferramentas de corte, como o diamante sintético policristalino (PCD), nitreto cúbico de boro (CBN) e as ferramentas cerâmicas abriram novas possibilidades de usinagem. Com essa evolução, surgiu recentemente a Usinagem a Altas Velocidades (HSC), que utiliza velocidades de corte bem acima das anteriormente utilizadas (MAY, 1995).

Os custos envolvidos no processo de usinagem são divididos entre ferramentas, equipamento, fluidos de corte (quando utilizado) entre outros. Na Figura 2.8, é mostrada a parcela do custo de usinagem que cabe a cada parte.

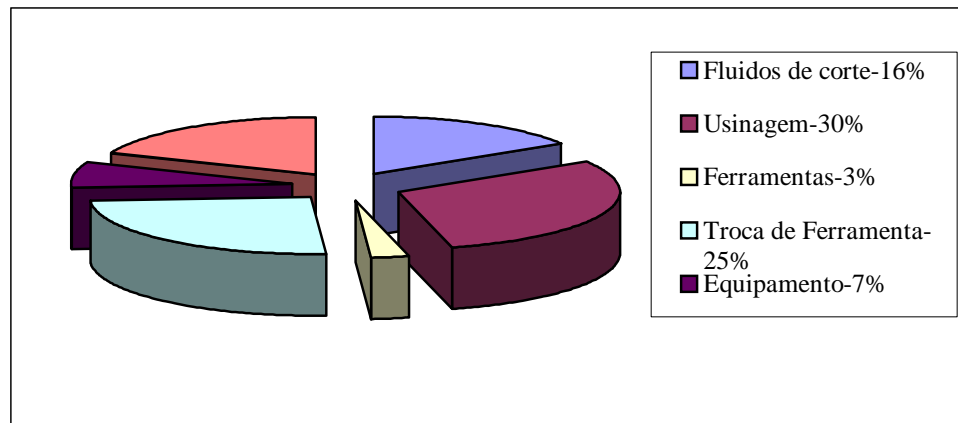


Figura 2.8 Observa-se divisões dos custos de produção (KOPAC, 1998).

Apesar do custo com ferramentas ser apenas 3 % do custo total de produção, indiretamente a ferramenta tem grande influência nos custos de usinagem. Dentre estas ferramentas destacam-se as ferramentas cerâmicas como sendo um seguimento promissor na área de ferramentas de corte. A demanda mundial para aplicação de insertos cerâmicos gira em torno de 5 % do volume total de insertos.

Os processos de fabricação por usinagem mais conhecidos são: torneamento, fresamento, furação e retificação.

2.12.1 Torneamento

O torneamento é um processo de fabricação por usinagem destinado à obtenção de superfícies de revolução com o auxílio de uma ou mais ferramentas de corte, podendo ser retilíneo (quando a ferramenta se desloca segundo uma trajetória retilínea) ou curvilíneo (quando a ferramenta se desloca segundo uma trajetória curvilínea). Na Figura 2.9 é mostrada a ferramenta e a peça durante o processo de torneamento.

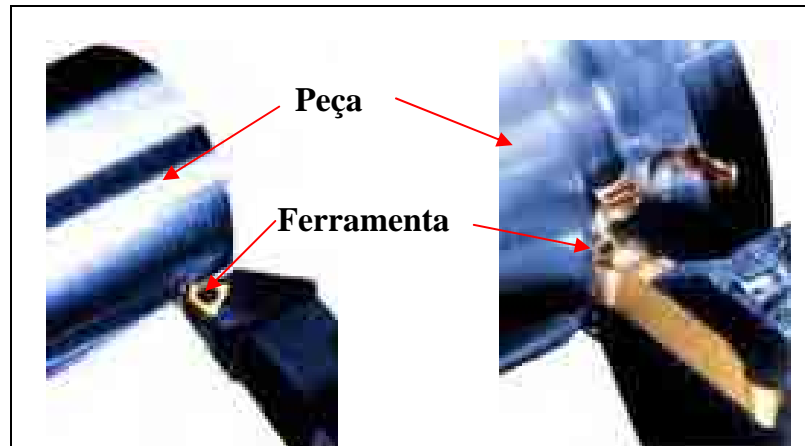


Figura 2.9 Observa-se a operação de torneamento.

Quanto à finalidade o torneamento pode ser classificado como torneamento de desbaste e torneamento de acabamento. Entende-se como operação de acabamento a operação de usinagem destinada a obter a peça em suas dimensões finais, ou acabamento superficial indicado, e a operação de desbaste é a operação anterior a de acabamento visando obtenção da peça em suas dimensões próximas das finais.

A velocidade de corte na usinagem é dada pela velocidade tangencial ou periférica através da Equação 2.2.

$$V_c = \frac{\pi \cdot d \cdot n}{1000} \quad (2.2)$$

2.12.2 Usinagem de materiais com pastilhas de Si_3N_4

Os compostos carbono-carbonos, ferros fundidos e as ligas a base de níquel são os materiais mais indicados para serem usinados com ferramentas à base de Si_3N_4 . As taxas de remoção de material com as ferramentas de Si_3N_4 são muito superiores às possíveis com ferramentas convencionais. Esse tipo de ferramenta é utilizado na usinagem desses materiais, com alta velocidade de corte, nas indústrias automobilística, aeronáutica e aeroespacial e outras (LANNA, 2004).

2.12.3 Usinagem sem refrigeração

Muitos trabalhos têm sido publicados nos últimos anos em relação à necessidade de restringir, na medida do possível, o uso dos fluidos de corte em razão do alto custo operacional, problemas ambientais, danos à saúde humana e exigência legal a respeito (MIRANDA, 1997; MOREIRA, 2002). A proteção ao meio ambiente assume cada vez maior importância nas técnicas de fabricação. Por exemplo, os fluidos de corte necessários para a usinagem convencional recebem aditivos como cloro, enxofre e fósforo nocivos ao meio ambiente.

Para atender as normas da série ISO 14000 (Gerenciamento Ambiental), isto é, controle rigoroso da produção sem causar danos ao meio ambiente e garantia de segurança, é necessário o aumento nos custos podendo chegar a 16% dos custos da produção (NAKAGAWA, 2000). Um estudo conduzido pela Daimler Chrysler AG afirma que estes custos podem chegar a 17% (NOVASKI, 1999). Segundo NARUTAKI, et al., (1997) as vantagens da usinagem a seco são custo menor, meio ambiente saudável, melhor segurança do trabalhador, proteção contra efeitos químicos, isenção de sistema de bombeamento, isenção de coleta e filtração, não necessidade de armazenamento, etc.

São cada vez mais frequentes os argumentos a favor da usinagem de materiais sem uso de fluido de corte, tendo conseqüentemente crescido o interesse pelo torneamento sem refrigeração através do desenvolvimento de modernas pastilhas, permitido o torneamento de materiais com alta dureza, com alta desempenho, sem o uso de fluidos de corte (SILVA, 2000).

2.12.4 Influencia da velocidade de corte

O processo de corte gera calor por deformação e por atrito, aquecendo a peça, o cavaco e a ferramenta e, quanto mais severas as condições impostas para a usinagem, como, por exemplo, aumento das velocidades de corte, maiores serão as temperaturas, que por sua vez influenciam nos tipos e mecanismos de desgaste.

A maior influência do aumento da velocidade é sentida no crescimento do desgaste de cratera, pois é na superfície de saída onde as temperaturas são máximas. Então, o desgaste de cratera geralmente terá um papel importante, quando da utilização de velocidades de corte elevadas. Outro fator influenciável é o acabamento superficial da peça usinada, ou seja, este é melhorado com o aumento da velocidade de corte. Segundo FERRARESI, (1989) isto ocorre em função da diminuição do coeficiente de atrito entre o material de trabalho e as superfícies da ferramenta.

2.12.5 Temperatura de usinagem

Praticamente toda a energia mecânica associada à formação do cavaco se transforma em energia térmica, ou seja, calor. As fontes de geração de calor no processo de usinagem são a deformação e o cisalhamento do cavaco no plano de cisalhamento, o atrito do cavaco com a ferramenta e o atrito da ferramenta com a peça (DINIZ, 2000). Somente uma pequena porcentagem (1 a 3%) não é convertida em energia térmica. Parte desta pequena porção fica retida no sistema como energia elástica e outra parte está associada com a geração de novas superfícies (peça e cavaco) (MACHADO, 1996). A distribuição do calor total devido a cada uma das fontes citadas acima depende do tipo de usinagem, do material da peça e da ferramenta, das condições de usinagem e da geometria da ferramenta. Esse calor é dissipado através do cavaco, da peça, da ferramenta e do equipamento. O percentual de calor que é dissipado por cada um dos meios citados, depende dos parâmetros de usinagem e dos materiais da peça e da ferramenta. Apesar de apenas uma pequena parcela do calor gerado ser absorvido pela ferramenta, o aumento da temperatura associado com esse calor é significativo, chegando a 1200 °C, o que pode comprometer a resistência da ferramenta. Na Figura 2.10, é mostrada a distribuição de temperatura na interface cavaco-ferramenta-peça (SILVA, 2000).

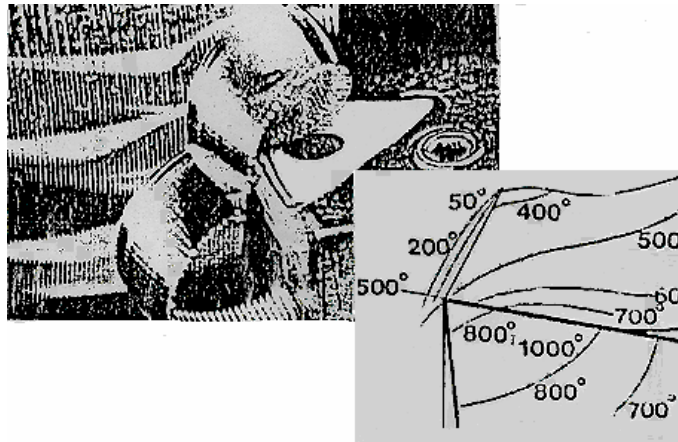


Figura 2.10 Observa-se a distribuição de calor na ponta da ferramenta.

O calor que vai para a peça pode resultar em dilatação térmica, causando variação dimensional das mesmas, além de correr o risco de danos microestruturais. A porcentagem de calor dissipado pelo cavaco aumenta com o aumento da velocidade de corte. Em velocidades de corte muito altas, a maior parte do calor gerado é carregado pelo cavaco.

O aumento na geração de calor acelera o desgaste da ferramenta, o qual aumenta o coeficiente de atrito e conseqüentemente as forças de corte. A temperatura na zona de corte também é influenciada pelo comprimento de contato entre o cavaco e a ferramenta e pelas forças de corte. Entretanto, para aumentar a produtividade do processo deve-se aumentar a velocidade de corte, o avanço e a profundidade de corte. Daí surge à necessidade do desenvolvimento de materiais para ferramentas de corte com maior resistência ao calor e conseqüentemente maior dureza à quente (MACHADO, 2000; LANNA, M.A. et al, 2004).

2.12.6 Medição da temperatura de usinagem

Teoricamente, vários métodos são utilizados para medir a temperatura de usinagem na interface ferramenta - peça, se destacando os seguintes:

- Termoelétrica entre a ferramenta e a peça.
- Direta por inserção de termopares na ferramenta de corte.
- Radiação.

- Indireta por cores térmicas.

2.13 ESTUDO DA GEOMETRIA DA FERRAMENTA DE CORTE DE MATERIAL CERÂMICO

Como as ferramentas de corte de material cerâmico são frágeis, nas arestas de corte, podendo ocorrer facilmente lascas ou fraturas é recomendado à utilização de ferramentas com canto chanfrado e inclinação negativa.

Na Figura 2.11 mostrada pastilhas com ângulo de ponta mais comum, desde a pastilha redonda até aquela com ângulo de 35 graus, na superfície lateral de folga.

A escala 1 da Figura 2.11, indica que, com relação à resistência da aresta de corte (S), quanto maior o ângulo de ponta (à esquerda), maior a resistência. Com relação à versatilidade e acessibilidade (A), as pastilhas à direita são superiores.

A escala 2 indica que a tendência à vibração (V) aumenta para a esquerda enquanto a exigência de potência (P) é mais baixa para a direita.

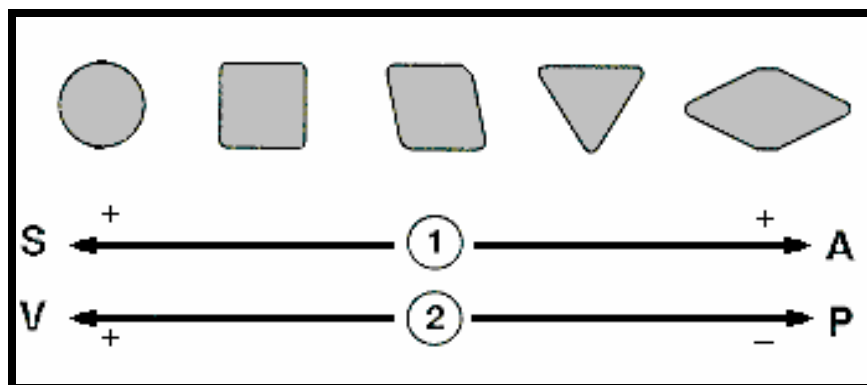


Figura 2.11 Comportamento das geometrias das ferramentas (SANDVIK, 2000)

2.14 VIDA DA FERRAMENTA

A vida da ferramenta pode ser definida como sendo o tempo em que a mesma trabalha efetivamente, sem perder o corte ou até que se atinja um critério de fim de vida previamente estabelecido (MACHADO, 1996). Os fatores que determinam quando uma ferramenta deve ser substituída são vários e dentre eles podemos citar:

- desgastes das ferramenta atingir proporções tão elevadas que se receia a quebra da aresta de corte. Isto é crítico em operações de desbaste onde, por não ser necessários à

obtenção de tolerâncias apertadas e bons acabamentos superficiais, permite-se que o desgaste chega a valores altos.

- desgaste da superfície de folga da ferramenta, não ser mais possível a obtenção de tolerâncias justas e ou bons acabamentos superficiais. Isto é crítico em operações de acabamento.

- desgaste da ferramenta cresce muito, fazendo com que a temperatura da aresta de corte ultrapasse a temperatura que a ferramenta pode resistir.

- aumento da força de usinagem, proveniente dos desgastes elevados da ferramenta, interferindo no funcionamento do equipamento.

Portanto o fim da vida de uma ferramenta de corte também pode ser definido pelo grau de desbaste, fator que ocorre durante o processo de usinagem, onde a ação do corte muda à forma e, portanto, a geometria original da ferramenta de corte, através do desgaste progressivo, tanto na superfície de folga como na superfície de saída da ferramenta. O desgaste nas ferramentas pode ocorrer de diversas formas, pelo menos duas formas principais podem ser identificadas. Entretanto, durante o processo de usinagem pode agir mecanismos que leve os desgastes as grandes proporções, de forma que coloque o processo em risco. Portanto para melhor controle do processo, utiliza-se a norma ISO 3685/1977, (“Tool life testing with single point turning tools”), que define os dois principais parâmetros de desgaste da ferramenta de maneira a quantificar esses desgastes. Os dois principais são K_T (profundidade de cratera, $K_T=0,06+0,3f$, sendo f o avanço em mm/rotação), V_B (desgaste de flanco médio, $V_{B_p}=0,3$ mm), $V_{B_{\max}}$ (desgaste de flanco máximo, $V_{B_{\max}}=0,6$ mm).

Através do controle desses fatores numa operação de usinagem, pode se saber quando a ferramenta deve ser substituída ou reafiada.

Nas ferramentas cerâmicas verifica-se geralmente a quebra de pequenos fragmentos da aresta de corte (lascamento) antes que os desgastes de flanco e cratera atinjam valores acentuados (DINIZ, 2000).

2.15 DESGASTE DE CRATERA

É o tipo de desgaste que ocorre na superfície de saída da ferramenta, causado pelo atrito entre a ferramenta e o cavaco. Pode não ocorrer em alguns processos de usinagem, principalmente quando se utiliza ferramentas de metal duro recobertas, (a cobertura de alumina é a mais eficiente contra a craterização), ferramentas cerâmicas quando o material da peça é frágil (gera cavacos curtos). O crescimento do desgaste de cratera resulta na quebra da ferramenta, quando tal desgaste se encontra com o desgaste frontal. De acordo com MIRANDA (1997), diversos pesquisadores afirmam ser o mecanismo de difusão o principal causador do desgaste de cratera.



Figura 2.12 Desgaste de cratera de uma ferramenta de corte (SANDVIK, 2000).

2.16 DESGASTE DE FLANCO

O Desgaste de Flanco ou Frontal, ocorre na superfície de folga da ferramenta causado pelo contato entre a ferramenta e a peça. Esse é o tipo de desgaste mais comum, sendo observado em todos os processos de usinagem. Esse desgaste ocasiona deterioração do acabamento superficial da peça e, por modificar totalmente a forma da aresta de corte original, fazendo com que ocorram mudanças dimensionais na peça, podendo sair da faixa de tolerância. Este tipo de desgaste aumenta com o aumento da velocidade de corte.

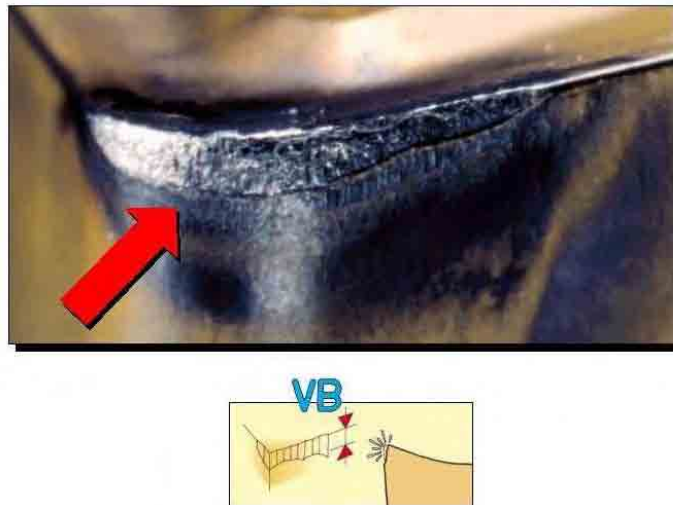


Figura 2.13 Desgaste de flanco de uma ferramenta de corte (SANDVIK, 2000).

2.17 RUGOSIDADE DA SUPERFÍCIE

Na análise dos desgastes das ferramentas de corte a rugosidade tem um papel importante, pois é possível determinar a substituição ou reafiação de uma ferramenta de corte através da superfície da peça. A rugosidade são irregularidades finas que geralmente resultam da ação inerente do processo de usinagem. As rugosidades podem ser divididas em: rugosidade cinemática e de processo. A rugosidade cinemática é decorrente da forma da aresta da ferramenta e do movimento relativo entre a peça e a ferramenta. No torneamento, é influenciada pela forma da aresta e pelo avanço. Quanto à rugosidade de processo, sua causa está associada aos fenômenos que ocorrem na aresta da ferramenta, estando, assim, diretamente correlacionada ao comportamento do material usinado. Como parâmetros para determinação da rugosidade da superfície, pode citar os parâmetros verticais como R_a , R_y , R_z , entre outros (CUNHA, 2004). O R_a representa a rugosidade média das amplitudes entre picos e vales, entretanto, como este representa uma média, o aparecimento de um pico ou de um vale não típico pode deturpar significativamente o seu valor, fazendo com que este não represente mais o valor médio. Quanto ao R_y , sua característica é de máxima e mais rígida, pois avalia a maior distância pico-a-vale dentro do percurso de medição. É um parâmetro utilizado para determinar as condições do pré-acabamento necessárias para operações de acabamento subseqüentes como a lapidação. Já

o Rz é calculado pela média das distâncias pico-a-vale de cinco comprimentos de amostragem, sendo, assim, mais sensível a picos ou vales locais. É utilizado para o monitoramento de processos de fabricação, principalmente em superfícies de apoio, deslizamento e de ajustes mecânicos, nas quais os cilindros de motores estão incluídos (SALLES, 2001, NBR 6405).

2.18 MÁQUINAS FERRAMENTAS PARA USINAGEM

Para utilização de ferramentas cerâmicas, são recomendadas máquinas ferramentas que ofereça condições de rigidez e potência que permitam trabalhar em altas velocidades, CNC. Em processos de usinagem por torneamento utilizando ferramentas cerâmicas, o torno universal mecânico não é recomendado devido a vibrações e a operação manual que pode levar a ferramenta à falha catastrófica. As principais virtudes do trabalho executado com o comando numérico são o dinamismo, a qualidade (precisão e acabamento), a racionalidade e a facilidade na solução de problemas complexos de usinagem, sem a necessidade de adoção de equipamentos ou dispositivos especiais.

São máquinas de alto grau de precisão e repetibilidade, sendo de construção rígida e sólida, o que permite o uso de insertos cerâmicos, obtendo dos mesmos o máximo de rendimento.

3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Neste capítulo são descritos todos os procedimentos experimentais realizados durante a execução do trabalho. Foram executados estudos bibliográficos visando obter três misturas que gerassem três cerâmicas de Si_3N_4 com características distintas, e conseqüentemente propriedades mecânicas distintas.

3.1 MATÉRIAS-PRIMAS

Neste capítulo são relatados e especificados os materiais utilizados durante o projeto, bem como sua identificação e procedência, objetivando um controle sistemático de suas propriedades.

3.1.1 Nitreto de Silício (Si_3N_4)

O nitreto de silício (Si_3N_4) utilizado na execução deste projeto foi fabricado pela HCST (Alemanha), e as características fornecidas pelo fabricante, são citadas na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 Especificações do pó do nitreto de silício, Si_3N_4 , utilizado nesse trabalho.

Composição Química (% em peso)	
N	38,8 %
O	1,4 %
Fe	19 ppm
Ca	55 ppm
Al	580 ppm
Si livre	0,01 % máx
Outras impurezas metálicas	0,01 % máx
Características Físicas	
Superfície específica (m^2/g)	12,53
$\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ (%)	93,5%
Massa específica (g/cm^3)	3,19

3.1.2 Óxido de Alumínio (Al_2O_3)

O óxido de alumínio ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$) utilizado, foi do tipo “CR6”, da BAIKALOX (Alemanha), e as características fornecidas pelo fabricante, são citadas na Tabela 3.2.

Tabela 3.2 Especificação do pó da alumina, Al_2O_3 , utilizada nesse trabalho.

Composição Química(% em peso)	
Pureza (% em massa)	99,99%
Na	12 ppm
K	41 ppm
Fe	07 ppm
Ca	03 ppm
Si	47 ppm
Características Físicas	
Superfície Específica (m^2/g)	6,0
Tamanho médio de partícula (μm)	0,98
Massa específica (g/cm^3)	3,98

3.1.3 Nitreto de Alumínio (AlN)

O nitreto de alumínio (AlN) utilizado na execução deste trabalho foi fabricado pela HCST (Alemanha), é do tipo Grade B, e as características fornecidas pelo fabricante, são citadas na Tabela 3.3.

Tabela 3.3 Especificações do pó de nitreto de alumínio, AlN, utilizado nesse trabalho.

Composição Química (% peso)	
Caracterização	Valores
N	33,6%
O	1,1
Fé	800ppm
C	30 ppm
Características Físicas	
Superfície Específica (m^2/g)	2,63
Massa específica (g/cm^3)	3,26

3.1.4 Óxido de ítrio (Y_2O_3)

O óxido de ítrio (Y_2O_3) utilizado na execução deste trabalho foi fabricado pela HCST (Alemanha), é do tipo FINE, e as características fornecidas pelo fabricante, são citadas na Tabela 3.4.

Tabela 3.4 Especificações do pó de óxido de ítrio, Y_2O_3 , utilizado nesse trabalho.

Composição Química (% peso)	
Alumínio (Al)	< 2
Oxigênio (O)	< 0,5
Silício Livre (Si)	< 15
Características Físicas	
Superfície específica (m^2/g)	12,76
Y_2O_3 contido (%)	99,98
Massa específica (g/cm^3)	5,01

3.2 MÉTODOS

Este item apresenta todos os passos envolvidos na execução dos experimentos. Na Figura 3.1 são apresentados esquema com os experimentos executados.

3.2.1 Etapas de produção das ferramentas cerâmicas.

Esse tópico foi dividido em duas partes principais. A primeira parte trata da produção das ferramentas, desde a preparação dos materiais, passando pelas etapas de sinterização, caracterização e por fim afiação. Em uma segunda etapa, são abordados as etapas relativas aos ensaios de usinagem realizados, desde os equipamentos utilizados, parâmetros, materiais e resultados a serem obtidos. O processamento e a caracterização foram efetuados nos laboratórios do CTA/IAE/AMR e os testes de usinagem foram realizados no laboratório da FAENQUIL/DEMAR/LEU.

As etapas seguidas para a produção das ferramentas estão mostradas na Figura 3.1.

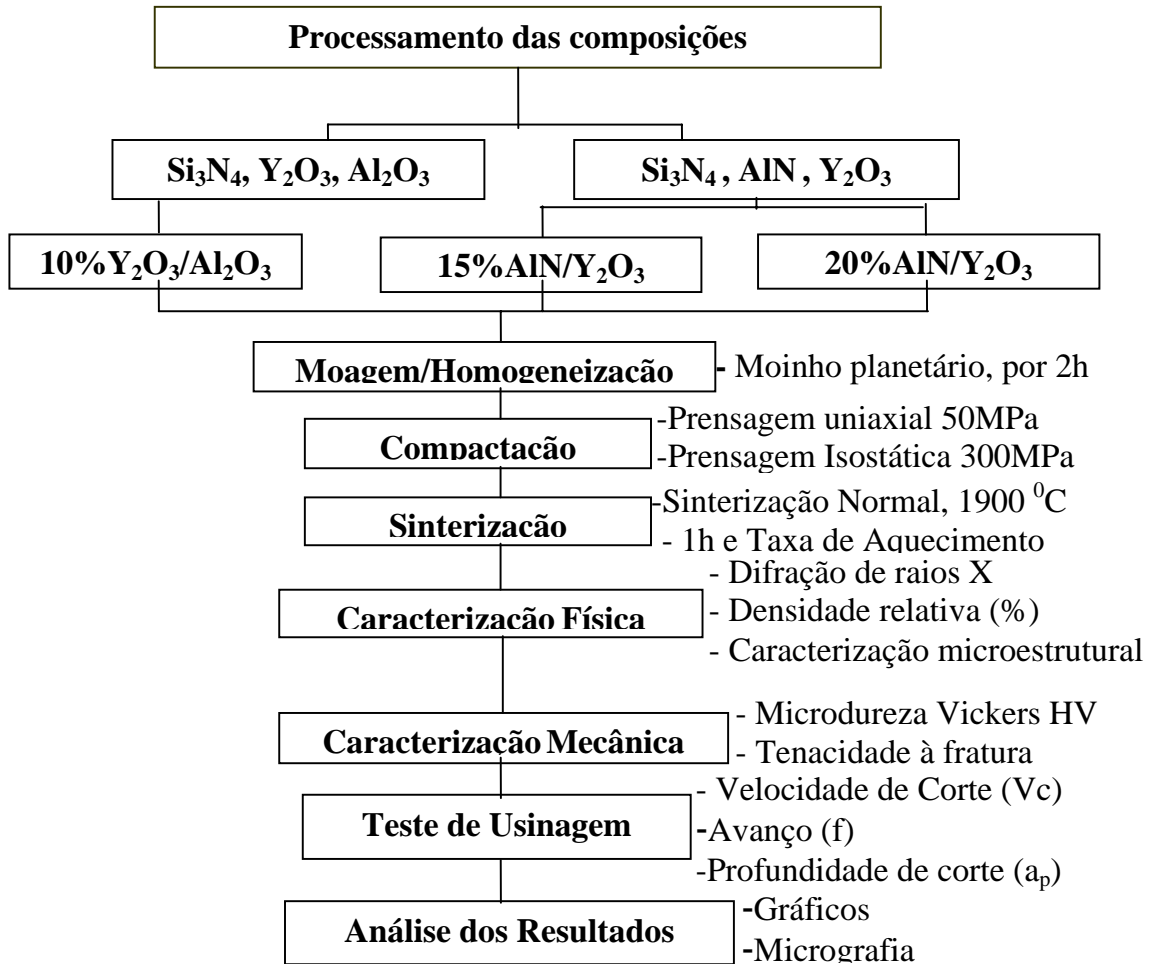


Figura 3.1 Etapas na produção das ferramentas.

3.2.1.1 Composição das Misturas

As misturas de pós foram preparadas utilizando pó de $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ misturado aos aditivos $\text{AlN}/\text{Y}_2\text{O}_3$ (SNYA) e $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Y}_2\text{O}_3$ (SNYAL), em quantidades de aditivos variadas entre 10% a 20% em volume de aditivos na mistura total.

A quantidade de aditivos utilizados tem sido objeto de muitas dúvidas e discussões. Considera-se que uma quantidade muito pequena de aditivos necessite de altas temperaturas, tempos muito prolongados de sinterização e/ou pressão de sinterização, para obtenção de cerâmicas totalmente densas, o que pode levar a um crescimento exagerado dos grãos e/ou perda de massa. Por outro lado, uma quantidade grande de

aditivos, pode degradar a resistência mecânica, em temperaturas elevadas, devido ao aumento da probabilidade da fase intergranular fluid, já que ela está presente em uma maior quantidade.

Neste projeto, o objetivo foi variar consideravelmente a quantidade e os tipos de aditivos utilizados, desenvolvendo três (03) tipos de materiais cerâmicos distintos e verificar seu comportamento quanto à dureza, tenacidade à fratura, além de outros fatores intrínsecos em trabalho.

As composições das misturas foram obtidas a partir do estudo do diagrama de fases $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-Y}_2\text{O}_3$ e $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-AlN-Y}_2\text{O}_3$. Essas composições foram designadas SNYAL e SNYA, respectivamente, e são apresentadas nas Figura 3.2 e 3.3. No caso do sistema $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-Y}_2\text{O}_3$, os aditivos $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Y}_2\text{O}_3$ foram misturados ao pós de Si_3N_4 , na estequiometria da fase intergranular cristalina $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ (identificado na Figura como a fase $3\text{Y}_2\text{O}_3 \cdot 5\text{Al}_2\text{O}_3$). Na outra mistura estudada, ou seja, no sistema $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-AlN-Y}_2\text{O}_3$, objetivou-se a obtenção de $\alpha\text{-SiAlON}$ (SNYA 20) e fases duplex $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4\text{-}\alpha\text{-SiAlON}$ (SNYA 15), utilizando-se $\text{AlN:Y}_2\text{O}_3$ na proporção molar de 9:1. As composições mássicas das misturas preparadas, são apresentadas na Tabela 3.5.

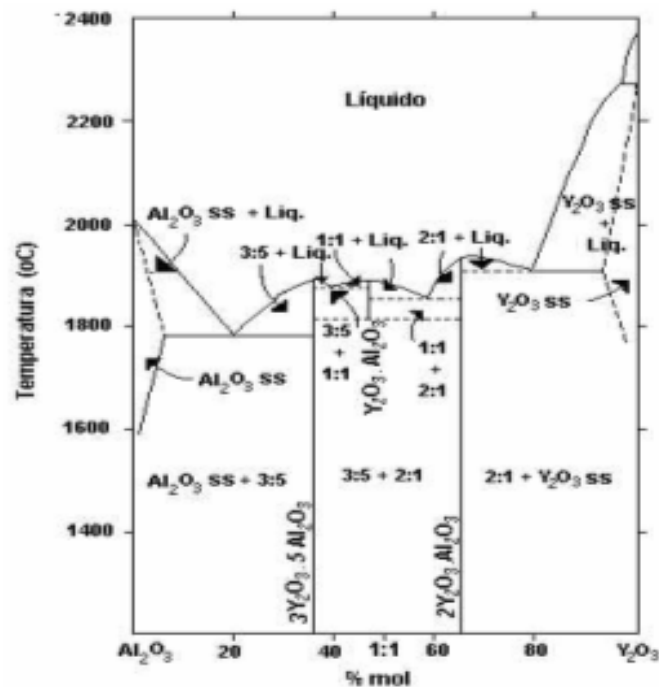


Figura 3.2 Diagrama de equilíbrio do sistema $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Y}_2\text{O}_3$

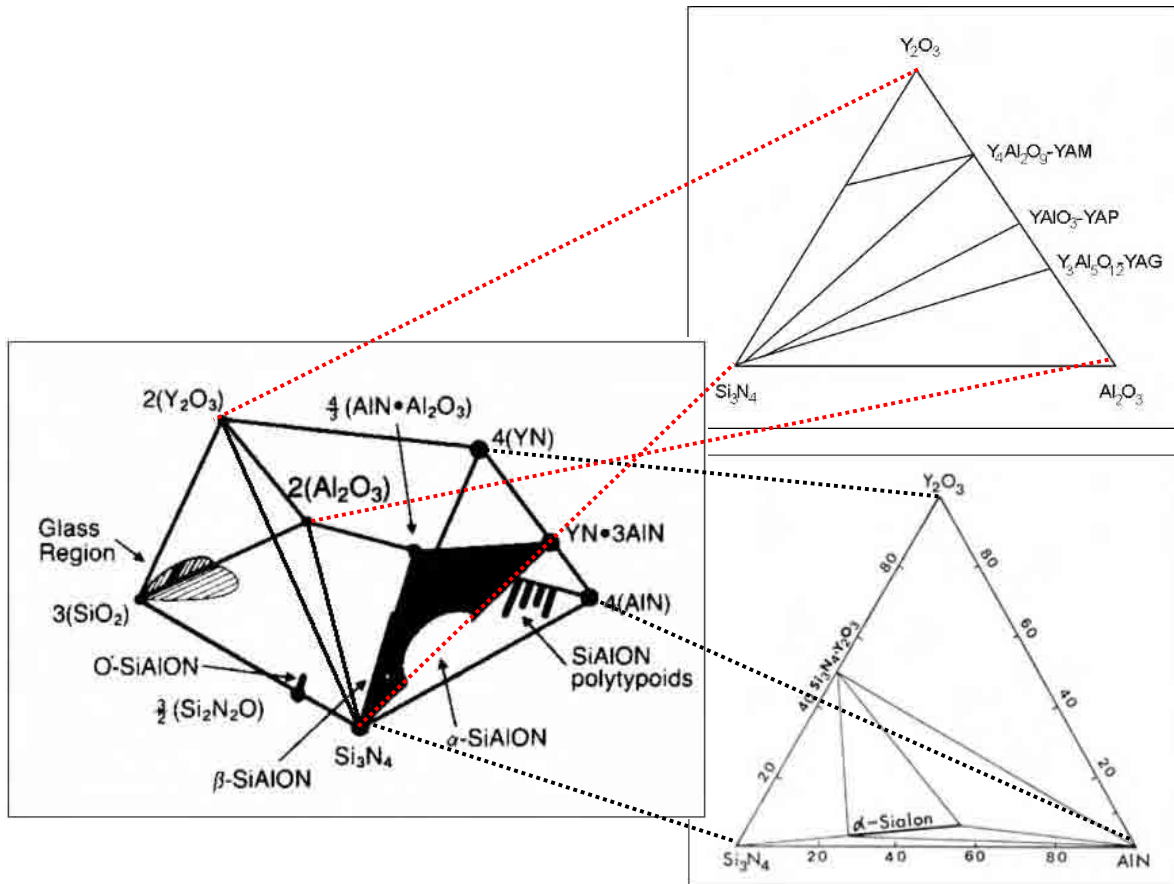


Figura 3.3 Parte do sistema Y-Si-Al-O-N mostrando as regiões de fase α -SiAlON e β -SiAlON para o prisma de Jack.

Tabela 3.5 Composição da mistura utilizada na execução do trabalho.

Composição % em Peso				
Amostra	Si ₃ N ₄	AlN	Y ₂ O ₃	Al ₂ O ₃
SNYAL10	86,48	-	7,72	5,80
SNYA15	82,86	10,63	6,51	-
SNYA20	77,35	14,04	8,60	-

3.2.1.2 Preparação das Misturas de Pós

Efetuuou-se inicialmente a pesagem dos pós em balança analítica, com precisão de duas casas decimais, procedendo-se a seguir a mistura via úmida, em meio a álcool isopropílico, utilizando moinho planetário, agitadas por 2 horas. Durante a moagem, foram utilizadas bolas de alumina, haste de agitação e câmara de moagem fabricadas com

polipropileno visando reduzir consideravelmente a contaminação das misturas pelo desgaste e atrito das partes em contato com as misturas de pós. Após este período, as misturas foram filtradas e secadas a 100 °C por 24 horas. Em seguida, foram desagregadas em almofariz de ágata e submetidas ao peneiramento em seqüência de peneira de até 64µm para desaglomeração e logo após, caracterizadas.

3.2.2 Caracterização das Misturas de Pós

3.2.2.1 Distribuição de tamanho de partículas (DTP)

As distribuições de tamanho de partículas das misturas de pós (SNYAL e SNYA) foram obtidas por sedimentação gravimétrica, utilizando-se o equipamento Cilas 1064 (IPEN-USP). Os pós foram desaglomerados em ultra-som, utilizando água como veículo e pirofosfato de sódio como dispersante. Este equipamento é acoplado a um microcomputador e os resultados são obtidos utilizando-se feixes de raios laser, na suspensão instável de partículas, durante o processo de decantação.

3.2.2.2 Análise das fases

As fases presentes, tanto dos pós de partida, quanto das misturas de pós, foram identificadas por difração de raios X, utilizando radiação Cu-K α com varredura entre 10⁰ e 80⁰, aplicando-se passo de 0,05⁰/s e tempo de contagem de 3s por ponto, utilizando-se um Difrátômetro de Raios-X da marca Philips PW 1380/80 do CTA/IAE/AMR.

3.2.3 Compactação

3.2.3.1 Prensagem uniaxial a frio

A compactação das misturas de pós se deu através de duas etapas: primeiro através de prensagem uniaxial e depois através de prensagem isostática.

A prensagem uniaxial foi executada, primeiramente com a pesagem da quantidade de pó necessária para uma amostra, que foi definida anteriormente através de testes. Após pesagem, o pó foi colocado no interior da matriz, preenchendo a mesma de forma homogênea, para uma melhor distribuição do pó. Após o preenchimento da matriz, o pó foi compactado com uma carga de 50 MPa, durante 30 segundos, com subsequente descompressão lenta, através de uma prensa hidráulica uniaxial, obtendo as dimensões 16,36 x 16,36 x 7,5 mm, para futura transformação em insertos. As matrizes utilizadas na confecção dos corpos de prova são matrizes com camisa flutuante, desenvolvidas no CTA/IAE/AMR.

3.2.3.2 Prensagem isostática a frio

Após a compactação por prensagem uniaxial a frio, os corpos-de-prova foram prensados isostaticamente a frio, com o objetivo de obter maiores e mais uniformes valores de densidade a verde, pela eliminação, quase que total, dos problemas relacionados ao gradiente de pressão de compactação ao longo do corpo-de-prova, permitindo, também, uma boa resistência ao seu manuseio. Inicialmente, os corpos-de-prova foram encapsulados a vácuo, em moldes flexíveis de látex, sendo, em seguida, imersos em óleo, na câmara de prensagem, com velocidade de compactação de 15 MPa/s e pressão de 300 MPa e 60s. Utilizou-se, para esta etapa, uma prensa isostática tipo KIP 100 E, marca Paul Weber do CTA/IAE/AMR.

3.2.4 Caracterização dos Compactos a Verde

A massa específica e densidade relativa à verde dos corpos prensados foram determinadas. A massa específica teórica (ρ_t) de cada composição estudada foi calculada aplicando a Equação 3.1, a partir das massas específicas teóricas dos pós de partida. Estes valores são expressos na Tabela 3.6.

Tabela 3.6 Massas específicas utilizadas para os cálculos.

Material	α -Si ₃ N ₄	β -Si ₃ N ₄	AlN	Al ₂ O ₃	Y ₂ O ₃
Massa específica (g/cm ³)	3,19	3,21	3,26	3,98	5,01

A partir da Equação 3.1, obteve-se as massas específicas teórica, utilizadas posteriormente para cálculo da densidade relativa a verde, que por sua vez, é obtida a partir da relação entre as massas específicas a verde das amostras e as massas específicas teóricas das misturas.

$$\rho_t = \frac{W_T}{V_T} = \frac{(W_A + W_B)}{(W_A / \rho_A) + (W_B / \rho_B)} \quad (3.1)$$

A massa específica a verde das amostras foi determinada pelo método geométrico, a partir da pesagem das pastilhas. As amostras foram medidas com micrômetro de precisão de 0,001 mm, e posteriormente pesadas em balança analítica de precisão (10⁻⁵g). Para obtenção de uma maior precisões, foram realizadas 15 medida em cada lote de amostra para se obter valores médios. A partir destes dados utilizou-se a Equação 3.2 para obter o valor da massa específica a verde das amostras. Equipamentos utilizados: balança Analítica Eletrônica - Sartorius - Werke GMBH e micrômetro de precisão de 0,001 mm – Mitutoyo do CTA/IAE/AMR.

$$\rho_v = \frac{\text{massa}_{\text{amostra}}}{\text{volume}} \quad (3.2)$$

3.2.5 Sinterização das amostras

A sinterização das amostras foi realizada em um forno com atmosfera controlada Modelo 1000-3060-FP20 da Thermal Technology Inc com Elemento resistivo de Grafite e T_{máx}: 2200 (°C), utilizando o processo sinterização normal, visando a produção de quantidades variáveis de insertos.

As amostras, antes de serem inseridas no forno, foram colocadas em um cadinho de grafite, envolvidas por uma mistura de pós, composta de 70% em peso de Si₃N₄ e 30% em peso de BN, visando evitar a perda do Si₃N₄ por dissociação. O cadinho contendo as amostras foi colocado dentro de outro cadinho, também de grafite, com o objetivo de

proteger o elemento resistivo do forno, no caso de fusão acidental do material. A sinterização foi realizada à 1900 °C com taxa de aquecimento de 15 °C/min e patamar de 1h. Esses parâmetros foram otimizados em trabalhos anteriores de SANTOS, (2001) e BALDACIM, (2000), considerando as melhores condições para sinterização de cerâmicas com alta densidade relativa.

3.2.6 Retificação para preparação de caracterizações

Após a sinterização, os corpos-de-prova foram retificados por rebolo diamantado, utilizando uma retífica com regulagem de avanço micrométrico. Esta etapa visa à eliminação de defeitos superficiais que pode influenciar e alterar os resultados obtidos nas etapas de caracterização. Para tanto foi utilizada a retifica modelo RMG – 320 marca Yadoya, com avanço micrométrico, rebolo diamantado, do CTA/IAE/AMR.

3.3 CARACTERIZAÇÕES

As etapas de caracterizações são de suma importância para o desenvolvimento do trabalho, possibilitando determinar e analisar as propriedades físicas e mecânicas das amostras.

3.3.1 Análise das propriedades físicas

O cálculo da massa específica aparente das amostras sinterizadas foi executado utilizando o princípio de Arquimedes, ou seja, imersão do corpo de prova por um fio, em água destilada a 20⁰C. Para a determinação da massa específica aparente nas composições estudadas utilizou-se a norma ASTM C20-87. Após o processo de retífica, os corpos-de-prova foram submetidos a uma pré-lavagem, para eliminar possíveis resíduos de impurezas deixados pelo rebolo diamantado. Em seguida, os corpos-de-prova foram imersos em um recipiente com água destilada e fervidos durante 2 horas, para a eliminação do ar contido nos poros, e permanecido a temperatura ambiente por 24 horas. Para a determinação da massa imersa (w_i), os corpos-de-prova, imersos em um volume de

água destilada, foram apoiados por um suporte adaptado à balança. Pesou-se primeiro o suporte vazio e, em seguida, o suporte com os corpos-de-prova. A massa imersa (w_2) é a diferença entre estas duas leituras.

Após a determinação da massa imersa (w_2), os corpos-de-prova foram retirados e envolvidos em um papel toalha para a remoção de partículas de água que se encontravam na superfície, sendo então, levados para uma estufa a 100 °C durante 2 horas. Em seguida, os corpos-de-prova foram resfriados em um dessecador por um período de 30 minutos e pesados para a determinação da massa seca (w_1).

Foram realizadas 10 medições em balança de precisão (10^{-5} g), e cujos valores foram aplicados na Equação 3.3.

$$\rho_{SINT} = \frac{W_1 \times \rho_{H_2O}}{W_1 - (W_2 - W_f)} \quad (3.3)$$

O valor da massa específica da água (ρ_{H_2O}) foi obtido utilizando a Equação 3.4

$$\rho_{H_2O} = 1,0017 - 0,0002315.T (k) \quad (3.4)$$

A densidade relativa foi calculada pela relação entre a massa específica da cerâmica sinterizada (ρ_{Sint}) e a massa específica teórica de cada composição estudada (ρ_T), como mostrado na Equação 3.5.

$$\rho_{Rel} = \left(\frac{\rho_{sint}}{\rho_T} \right) \times 100 [\%] \quad (3.5)$$

3.3.2 Análises por difração de raios-X

Por intermédio de um difratômetro, empregando-se uma radiação Cu-K α com tubo emissor de filamento de cobre ($\lambda=1,54439$ Å), em conjunto com fichas de identificação compiladas pela JCPDS - International Centre for Diffraction Data, foi possível detectar e analisar as fases presentes em cada amostra. Para realização dessa caracterização, as amostras cerâmicas sinterizadas foram fragmentadas e peneiradas (20 μ m).

As condições de realizações de difração dos pós foram as mesmas apresentadas no item 3.2.2.2.

Após a determinação das fases presentes, foram realizadas análises aproximadas do percentual de transformação $\alpha \rightarrow \beta$ -Si₃N₄ através da comparação das intensidades relativas dos picos, considerando as reflexões mais intensas das respectivas fases, utilizando-se a relação dos planos (210) $I_{\beta}/[I_{\alpha}+I_{\beta}]$, segundo procedimento adotado por Gazarra e Messier, (1977).

3.3.3 Retração linear.

Os valores de retração linear foram calculados com base na maior dimensão das amostras e calculado através da equação 3.6. As dimensões foram medidas antes e após o processo de sinterização, utilizando um paquímetro digital da marca Mitutoyo Corporation do CTA/IAE/AMR.

$$R = \Delta L / L \times 100 \quad (3.6)$$

3.3.4 Microestrutura

A análise da microestrutura foi realizada por microscopia eletrônica de varredura (MEV) utilizando microscópio LEO 1450VP com o objetivo de observar a microestrutura das amostras sinterizadas. Para as análises por microscopia eletrônica de varredura, as seções longitudinais e transversais das amostras sinterizadas foram submetidas ao preparo ceramográfico da superfície. Após a sinterização, as amostras foram retificadas, lixadas e polidas com pasta de diamante de até 1 μm . Para revelação da microestrutura, as amostras sofreram ataque químico por sais fundidos (KOH:NaOH) por tempos entre 5 e 10 minutos. Essa mistura fundida atua diretamente nos contornos de grãos removendo a fase intergranular e fornecendo o contraste necessário para sua observação. Antes ainda de sua observação no microscópio eletrônico, as amostras foram metalizadas, aplicando-se um fino filme de ouro para tornar a sua superfície condutora.

3.4 PROPRIEDADES MECÂNICAS À TEMPERATURA AMBIENTE

Para o estudo das propriedades mecânicas à temperatura ambiente, as amostras sinterizadas foram submetidas a testes de microdureza (HV) por indentação vickers e, a partir da trinca, a tenacidade à fratura (K_{IC}) dos materiais foi determinada. Os procedimentos estão listados a seguir:

3.4.1 Microdureza Vickers (HV)

A técnica de impressão Vickers tem sido muito usada para a determinação da dureza superficial em materiais cerâmicos. Esta determinação é baseada no tamanho da deformação permanente provocada no material pelo penetrador piramidal de diamante, com seção quadrada. A dureza Vickers é dada pela Equação 3.7:

$$H_v = [2 P \text{ sen } \theta/2] / a^2 \quad (3.7)$$

Os valores obtidos de microdureza Vickers em kgf/mm^2 foram convertidos para GPa, utilizando a Equação 3.8:

$$1 \text{ GPa} = 1,02 \times 10^{-2} \text{ kgf/mm}^2 \quad (3.8)$$

Os corpos-de-prova foram submetidos a vinte (20) indentações com carga fixa de 2000gf, e microdureza nas seções longitudinais e transversais das amostras visando verificar a anisotropia do material, em função da quantidade e tipos de aditivos utilizado na sinterização. O tempo de indentação foi de 30 segundos em todos os casos.

Foi utilizado para medida da de microdureza Vickers um microdurômetro digital, modelo Micromet 2004-Buehler com monitor acoplado, que fornece os valores de dureza HV, as medidas de cada indentação e tamanho médio da trinca.

3.4.2 Tenacidade à Fratura (K_{IC}) pelo método de indentação Vickers

A tenacidade à fratura foi calculada a partir das trincas geradas nos ensaios de dureza, medindo-se o comprimento de trinca em cada vértice das indentações piramidais. Esta propriedade é importante para os cerâmicos utilizados em aplicações estruturais,

funcionando como indicador da capacidade de sob carga fraturar com ou sem suporte de deformação plástica. Neste trabalho, adotaram-se os métodos de impressão por indentação Vickers, com carga 2000gf, permitindo um ensaio rápido, preciso e reprodutivo.

O método de avaliação da tenacidade à fratura com o uso de um penetrador (indentador), envolve medidas de trincas como função direta da carga aplicada. Entretanto, para se medir o comprimento de trincas produzidas pelo indentador, fez-se necessário que a superfície a ser examinada tivesse um acabamento superficial tal que permitisse ser visualizada. Desta forma, os corpos-de-prova foram cortados com disco diamantado na direção axial, e embutidos em baquelite para posterior lixamento e polimento com pasta diamantada em uma politriz de alta velocidade.

Para medida da tenacidade à fratura, tomou-se o valor médio do comprimento das duas trincas radiais que se originam do vértice de diagonal de impressão Vickers, utilizando a Equação 3.9:

$$K_{Ic} = [0,0726 \times P] / c^{3/2} \quad (3.9)$$

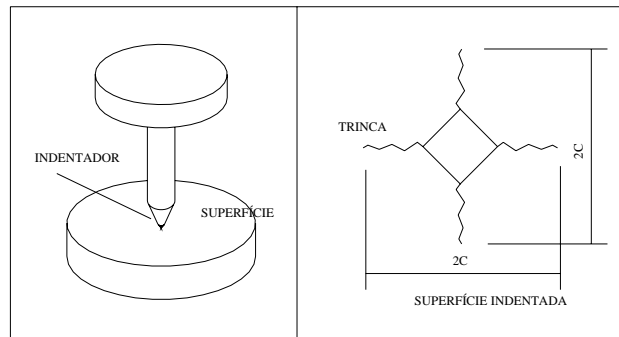


Figura 3.4 Método e trinca de Indentações para medida da tenacidade.

3.5 METODOLOGIA UTILIZADA NA FABRICAÇÃO DAS FERRAMENTAS DE CORTE

Além dos corpos-de-prova utilizados para caracterização das composições estudadas, foram confeccionadas pastilhas dessas mesmas composições, que foram subsequentemente transformadas em insertos para usinagem. Utilizou-se o método de sinterização normal à pressão atmosférica para a confecção das pastilhas, por esse

apresentar custo menor de fabricação, em função de a infra-estrutura necessária ser mais simples.

Após o processo de sinterização ser concluído, as pastilhas foram retificadas nas dimensões normalizadas pela norma ISO 1832, para utilização em porta ferramentas no processo de usinagem, conforme Figura 3.5.

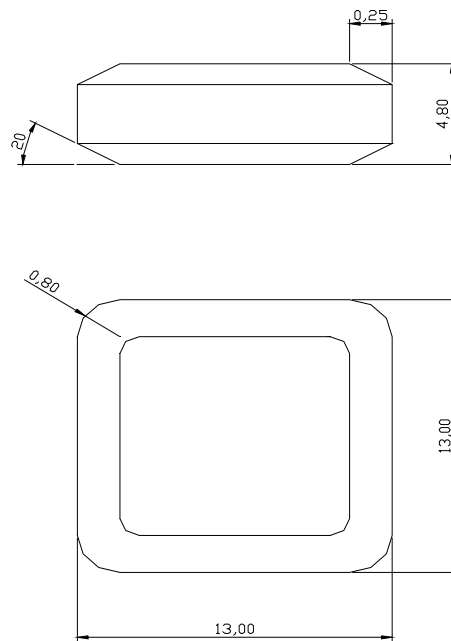


Figura 3.5 Geometria da ferramenta.

3.5.1 Estimativa de custo das ferramentas produzidas

Os custos das ferramentas são partes importantes do projeto e estão diretamente relacionados aos custos de matéria prima, energia, gás, mão de obra e afiação. Os custos de energia, gás e mão de obra foram estimados considerando a produção de 20 ferramentas por ciclo de sinterização.

3.6 TESTES DE USINAGEM

A execução dos testes de usinagem deste trabalho tem como objetivo avaliar o desempenho e a evolução das ferramentas fabricadas, no torneamento do ferro fundido cinzento, da liga Ti-6Al-4V fundido, ferro fundido vermicular e a liga Ti-6Al-4V comercial (Forjada e Laminada). O embasamento desse trabalho esta na crescente busca

das corporações por novos mercados, redução dos custos e agregação de valores. Para tanto se faz necessário o desenvolvimento de novas ferramentas e ensaios, que possam avaliar a eficiência das ferramentas em situações reais de trabalho.

3.6.1 Método utilizado

Os experimentos de torneamento realizados nesta pesquisa tiveram como objetivo analisar viabilidade técnica da ferramenta de nitreto de silício na usinagem do ferro fundido cinzento, vermicular, liga Ti-6Al-4V fundido e na liga Ti-6Al-4V comercial em ensaios de longa duração. Esta escolha foi feita porque este tipo de ensaio representar as condições praticadas nas indústrias e, nestas condições, é que as ligas analisadas apresentam maior dificuldade em ser usinada. Antes da realização dos testes, foram realizados trabalhos de pré-usinagem nos corpos de prova. Em cada corpo de prova foi removido aproximadamente 3 mm, garantindo que os efeitos devido à solidificação da liga não influenciassem nos resultados da vida das ferramentas.

3.6.2 Geometria dos corpos de prova

A definição da geometria utilizada na fabricação dos corpos de prova foi em função dos seguintes requisitos:

- semelhança microestrutural e de propriedades mecânicas com o material utilizado na fabricação dos blocos de motores diesel (ferro fundido cinzento e vermicular), (XAVIER, 2003; SCHULZ, 2000);
- facilidade do cumprimento das especificações dimensionais com o maior aproveitamento do material a usinar, evitando, desta maneira, sucessivas interrupções nos ensaios e longos tempos de preparação;
- qualidade na fixação das peças; e
- redução das vibrações durante a usinagem.

No ferro fundido vermicular, optou-se por um corpo de prova de comprimento 400 mm espessura da parede máxima de 30 mm, uma vez que esta é uma das maiores

espessuras de paredes encontradas nos blocos de motor, e o uso de espessuras maiores também dificultaria a obtenção de uma microestrutura homogênea ao longo da secção transversal, devido ao gradiente de resfriamento a que o material estaria sujeito.

Para o ferro fundido cinzento, optou-se por um corpo de prova de comprimento 310 mm e diâmetro de 105 mm.

Para a liga Ti-6Al-4V fundido, optou-se por um corpo de prova de comprimento 97 mm e diâmetro 93 mm, enquanto que para essa mesma liga Ti-6Al-4V comercial utilizou comprimento de 114 mm e diâmetro de 27 mm.

As dimensões utilizadas tiveram como objetivo, garantir qualidade na fixação das peças, atenuar vibrações, além dessas geometrias permitirem fixação fácil e rápida nas castanhas do torno, respeitando a relação de $(L/D \leq 10)$ para evitar vibrações e flexão do corpo de prova. As geometrias dos corpos de prova são mostradas nas Figuras 3.6, 3.7, 3.8, 3.9.

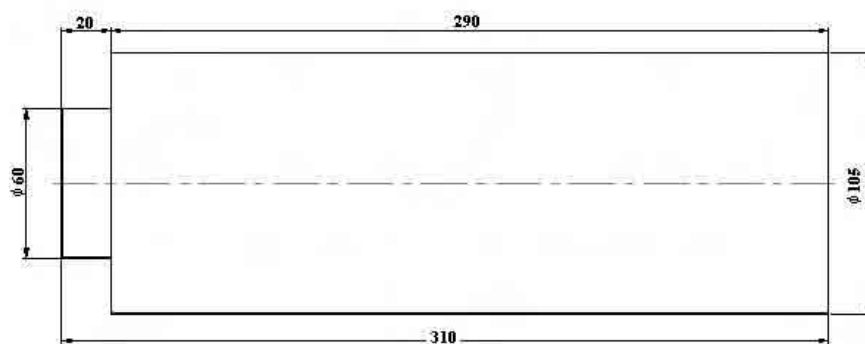


Figura 3.6 Geometria dos corpos de prova ferro fundido cinzento.

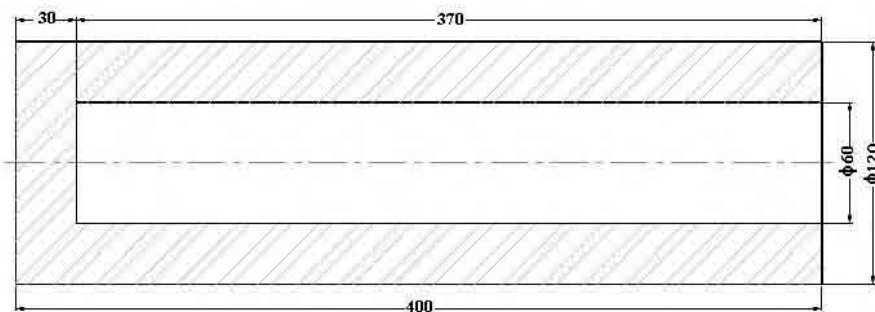


Figura 3.7 Geometria dos corpos de prova ferro fundido vermicular.

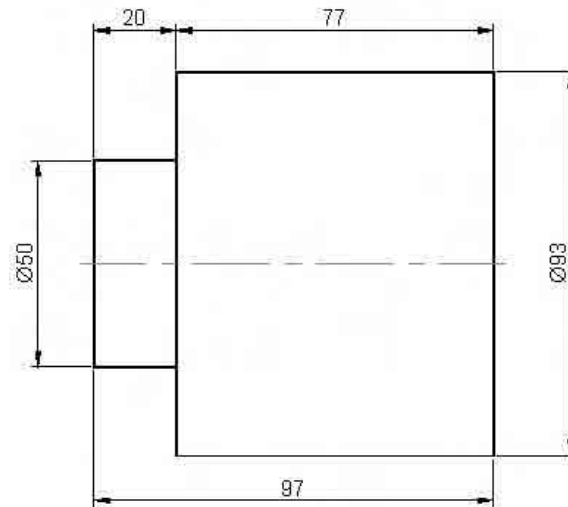


Figura 3.8 Geometria do corpo de prova da liga Ti-6Al-4V fundido.

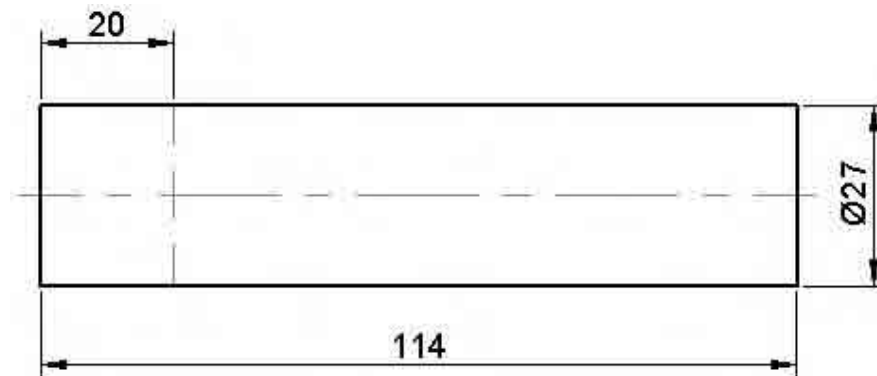


Figura 3.9 Geometria do corpo de prova da liga Ti-6Al-4V comercial.

3.7 EQUIPAMENTOS

Os equipamentos utilizados nesse trabalho têm como objetivo, dimensionar, caracterizar e executar os ensaios, com persuasão e eficiência.

3.7.1 Máquina ferramenta

Os ensaios de usinagem foram realizados um torno CNC, marca Romi, modelo Centur 30D, rotação máxima 4000 RPM, potência de 10 CV, do Laboratório de Estudo da usinagem (LEU/DEMAR/FAENQUIL).

3.7.2 Porta ferramentas

Utilizou-se para os ensaios um porta ferramentas comercial, modelo Sandvik DSBNR/L 2525M12, com os seguintes ângulos:

-Ângulo de posição: $Kr=75^\circ$

-Ângulo de saída: -6°

-Ângulo de inclinação: -4°

Na Tabela 3.7 são mostradas as dimensões do porta-ferramenta utilizado.

Dimensão	h	h_1	b	l_1	l_3	f_1
Valor (mm)	25	25	25	150	34,3	22

3.7.3 Ferramentas

As ferramentas utilizadas nos ensaios de usinagem foram confeccionadas de acordo com norma ISO 1832, nas dimensões 13x13x 4,8mm com chanfro de 20° e espessura do chanfro de 0,08mm.

3.7.4 Micrômetro

Para as análises precisa das dimensões dos materiais utilizados nesse trabalho foi utilizado um micrometro da marca Mitutoyo de 25 a 50 mm/0,01mm, existente no Laboratório de Ensaio de Usinagem(LEU/DEMAR/FAENQUIL e CTA/IAE/AMR).

3.7.5 - Rugosímetro

Para as medidas de rugosidade utilizou-se um rugosímetro SurfTest SJ-201 da marca Mitutoyo, que possui imã de fixação portátil, existente no Laboratório de Ensaio de Usinagem(LEU/DEMAR/FAENQUIL).

3.7.6 Paquímetro

Para as medidas do diâmetro e comprimento dos corpos de prova utilizou-se um paquímetro digital Mitutoyo de 150 mm/0,05mm, existente no Laboratório de Ensaios de Usinagem - DEMAR.

3.7.7 Pirômetro

Para a aferição da temperatura utilizou-se um pirômetro de radiação infravermelho, modelo Cyclops-52, fabricado pela Minolta-Land, pertencente ao DEMAR.

3.7.8 Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV)

Para observação dos desgastes ocorridos nas ferramentas utilizou-se em primeira análise uma lupa (8x). Em seguida os desgastes foram observados em um microscópio eletrônico de varredura (MEV) modelo LEO 1450VP com o objetivo de observar os desgastes ocorridos durante os ensaios de usinagem. Para essas análises as ferramentas de corte não foram submetidas ao preparo cerâmográfico da superfície, evitando assim a descaracterização dos resultados obtidos durante os ensaios.

3.8 PARÂMETROS DE USINAGEM

Os parâmetros de usinagem utilizados nesse trabalho tiveram como base, dados de literaturas e testes preliminares. Os testes de usinagem desse trabalho tiveram como característica parâmetros individuais e testes preliminares no ferro fundido cinzento, com objetivo de verificar a integridade física das ferramentas desenvolvida, sendo essas relatadas pela literatura, como materiais frágeis, conforme Diniz (2000).

Tabela 3.8 parâmetros preliminares da usinagem do ferro fundido cinzento

	Vc (m/min)	f (mm/rot)	a _p (mm)
Condição 1	150	0,30	1,00
Condição 2	230	0,30	2,00
Condição 3	400	0,30	2,00
Condição 4	400	0,30	3,00

Tabela 3.9 parâmetros de usinagem da liga Ti-6Al-4V fundido

	Vc (m/min)	f (mm/rot)	a _p (mm)
Condição 1	120	0,05	0,50
Condição 2	150	0,05	0,50
Condição 3	180	0,10	0,50

Tabela 3.10 parâmetros de usinagem do ferro fundido cinzento

	Vc (m/min)	f (mm/rot)	a _p (mm)
Condição 1	300	0,32	1,00
Condição 2	300	0,32	1,00
Condição 3	300	0,32	1,00
Condição 4	500	0,32	3,00

Tabela 3.11 parâmetros de usinagem do ferro fundido vermicular

	Vc (m/min)	f (mm/rot)	a _p (mm)
Condição 1	200	0,20	0,50
Condição 2	350	0,20	0,50
Condição 3	500	0,20	0,50
Condição 4	200	0,20	1,00
Condição 5	350	0,20	1,00
Condição 6	500	0,20	1,00

Tabela 3.12 parâmetros de usinagem da liga Ti-6Al-4V comercial

	Vc (m/min)	f (mm/rot)	a _p (mm)
Condição 1	200	0,10	0,50

4 RESULTADOS

Neste capítulo serão apresentadas às características das matérias-primas e as propriedades físicas e mecânicas dos materiais sinterizados.

4.1 ANÁLISE POR DIFRAÇÃO DE RAIOS-X DOS PÓS

Foram realizadas análises de difração de raios-X nos pós de partida Si_3N_4 , AlN , Y_2O_3 , Al_2O_3 , tendo como objetivo identificar as fases presentes. As Figuras 4.1, 4.2, 4.3 e 4.4, apresentam os difratogramas desses pós.

4.1.1 Nitreto de silício (Si_3N_4)

Na análise por difração de raios-X determinou-se, que o nitreto de silício (Si_3N_4) é constituído, predominantemente de fase $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$, apresentando pequena quantidade de fase $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$, conforme difratograma representado pela Figura 4.1.

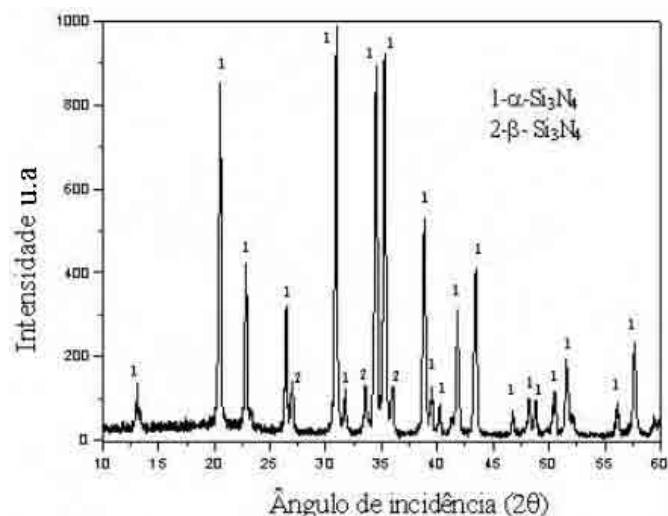


Figura 4.1 Difratograma de raios-X do nitreto de silício.

4.1.2 Óxido de alumínio (Al_2O_3)

Na análise por difração de raios-X determinou-se que o óxido de alumínio (Al_2O_3) é constituído, predominantemente, de fase $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, conforme o difratograma representado pela Figura 4.2.

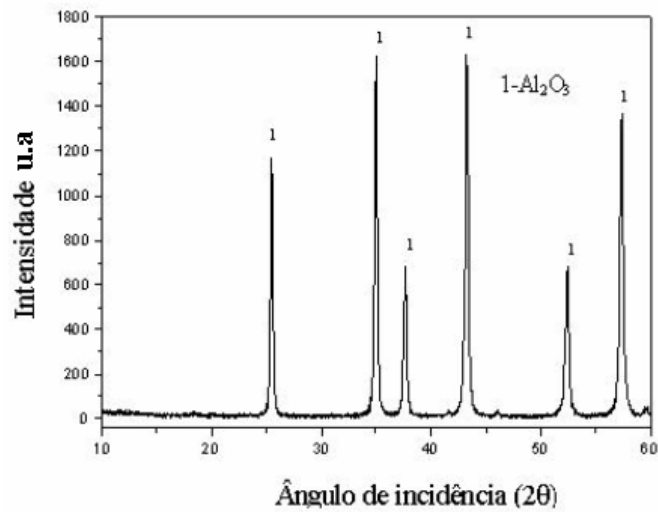


Figura 4.2 Difratoograma de raios-X da alumina.

4.1.3 Óxido de ítrio (Y₂O₃)

Na análise por difração de raios-X determinou-se que o óxido de ítrio (Y₂O₃) é constituído, predominantemente de fase α -Y₂O₃, conforme o difratograma representado pela Figura 4.3.

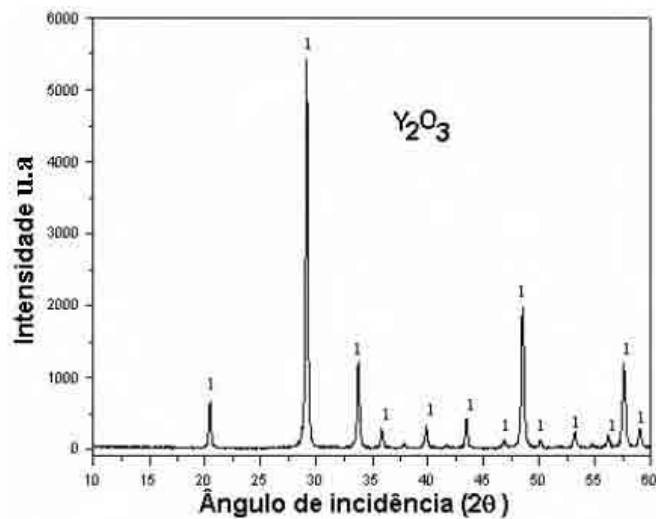


Figura 4.3 Difratoograma de raios-X do óxido de ítrio.

4.1.4 Nitreto de alumínio (AlN)

Na análise por difração de raios-X determinou-se que o nitreto de alumínio (AlN) é constituído, predominantemente de fase β -AlN conforme o difratograma representado pela Figura 4.4.

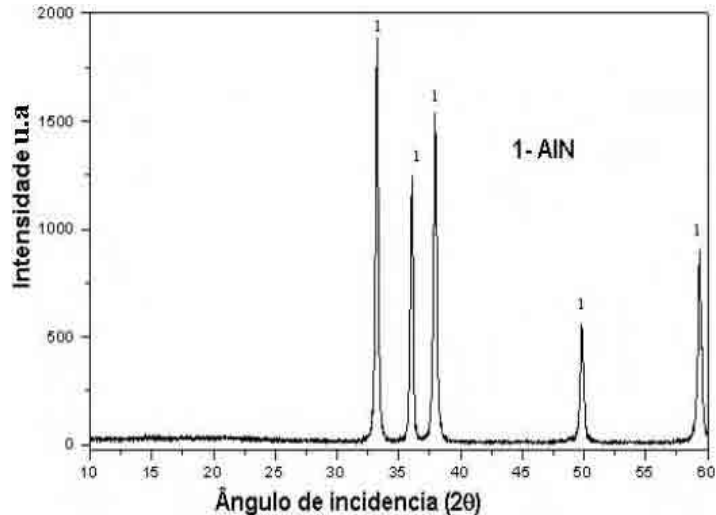


Figura 4.4 Difratograma de raios-X do nitreto de alumínio.

4.2 ANÁLISE GRANULOMÉTRICA DAS MATÉRIAS-PRIMAS COMO RECEBIDAS

Os resultados obtidos pelas análises granulométricas, realizadas nas matérias primas como recebidas, mostram que os pós são constituídos de partículas com tamanhos de 0,89 a 1,52 μ m, conforme mostrado na Tabela 4.1.

Tabela 4.1 Distribuição granulométrica e tamanho médio das partículas.

Material	$\phi_{10\%}$	$\phi_{50\%}$	$\phi_{90\%}$	Tamanho médio de partículas (μ m)
Si_3N_4	0,51	1,22	6,13	0,89
AlN	0,32	1,48	5,44	1,21
Al_2O_3	0,42	0,99	2,57	1,12
Y_2O_3	0,77	1,89	8,42	1,52

4.2.1 Análise granulométrica das composições após moagem/homogeneização

As análises das distribuições granulométricas das composições mostram a eficiência do processo de moagem e homogeneização que proporcionaram uma distribuição de

tamanho de partículas, variando de 0,57 a 0,69 para as três composições estudadas, conforme mostrado na Tabela 4.2.

Tabela 4.2 Tamanho médio das partículas das composições.

Composição	Diâmetro até 10% (μm)	Diâmetro até 90% (μm)	Tamanho médio de partículas (μm)
Si_3N_4	0,51	4,13	0,89 (100%)
SNYAL10	0,09	1,25	0,57 (36%)
SNYA15	0,11	1,31	0,62 (30%)
SNYA20	0,09	1,55	0,69 (23%)

O decréscimo, no tamanho médio de partículas, facilita o processo de nucleação e crescimento dos grãos, promovendo uma maior densificação dos corpos-de-prova na etapa de sinterização. A força motriz para a densificação é favorecida pelo excesso de energia superficial que os pós exibem. Desta forma, quanto menor for a partícula, maior será a área superficial específica, conseqüentemente, maior será a força motriz para a densificação (REED, 1995; RAHAMAN, 1995).

4.3 DETERMINAÇÃO DA DENSIDADE À VERDE DOS COMPACTOS

A Tabela 4.3 Apresenta os resultados de densidade à verde das amostras

Amostras	ρ_{VERDE} (g/cm^3)	$\rho_{\text{TEÓRICA DA MISTURA}}$ (g/cm^3)	%DT ($\rho_{\text{VERDE}} / \rho_{\text{TEÓRICA}}$)
SNYAL10	1,95	3,34	58,38
SNYA15	1,94	3,29	58,97
SNYA20	1,95	3,32	58,73

As amostras apresentaram densidade relativa a verde em torno de 58% da densidade teórica, para todas as misturas (SNYAL10, SNYA15 e SNYA20). Isto deve-se provavelmente a distribuição de tamanhos médio de partículas com pequenas variação para as três composições, conforme Tabela 4.2.

A densidade relativa à verde é definida pela razão entre a densidade a verde (ρ_a), obtida pelo método geométrico e a densidade teórica (ρ_t), obtida pela regra das misturas. A densidade relativa é um parâmetro importante para o desenvolvimento das propriedades

finais de um sinterizado, e depende basicamente da distribuição de tamanho, formato e pressão de compactação das partículas.

4.4 DENSIDADE RELATIVA, PERDA DE MASSA E RETRAÇÃO LINEAR

Utilizando o ciclo de sinterização proposto, os corpos foram sinterizados na temperatura de 1900 °C por 1h. A Tabela 4.4 apresenta os resultados de densidade relativa e perda de massa, relativos aos corpos sinterizados.

Tabela 4.4 Resultados dos corpos sinterizados.

Amostras	Perda de massa (%)	Retração linear (%)	Densidade Relativa ($\rho_{\text{SINT}} / \rho_{\text{TEÓRICA}}$) (%)
SNYAL10	2,70 ± 0,32	15,81 ± 0,28	96,10 ± 0,18
SNYA15	1,30 ± 0,10	15,12 ± 0,14	97,90 ± 0,13
SNYA20	2,10 ± 0,16	15,76 ± 0,08	98,10 ± 0,12

Observa-se que as misturas que utilizaram como aditivos de sinterização AlN/Y₂O₃ (SNYA), em proporções de 15 e 20%, aliadas às condições de processamento, obtiveram densidade em torno de 98% D.T. Desta forma, considera-se que os aditivos fundiram-se a temperaturas abaixo das temperaturas de decomposição do nitreto, e os aditivos molharam de forma uniforme, os grãos de α -Si₃N₄, ativando os mecanismos de sinterização, promovendo alta densificação dos corpos e reduzindo assim, a porosidade do material. Comparando as composições SNYAL e SNYA, fica demonstrada a eficiência da utilização de 15% e 20% em volume de aditivos de (AlN /Y₂O₃) quando comparado a mistura contendo 10% de Y₂O₃/Al₂O₃, a qual obteve densificação relativa de 96% D.T. Isso demonstrou que as condições de sinterização utilizadas nessa amostra (Y₂O₃ /Al₂O₃) apresentaram baixa densificação, devido provavelmente as condições de sinterização utilizada (taxa de aquecimento, patamar e temperatura).

Analisando os valores de perda de massa, observa-se que esses valores sofreram pequenas variações de 1,30% a 2,70%. Essas variações são devido aos parâmetros de sinterização utilizados, que foram eficientes, proporcionando baixa perda de massa,

estando esses valores relacionados com os materiais orgânicos utilizados para prensagem e a uma possível volatilização do Si_3N_4 ocorrida durante a sinterização.

Os valores de retrações lineares apresentados estão dentro dos valores encontrados na literatura, sendo importante para determinação das geometrias desejadas à fabricação das ferramentas.

4.5 ANÁLISE POR DIFRAÇÃO DE RAIOS-X DAS AMOSTRAS

As fases presentes em todas as composições sinterizadas à pressão atmosférica, estão representadas pelos respectivos difratogramas, conforme Figuras 4.5, 4.6 e 4.7.

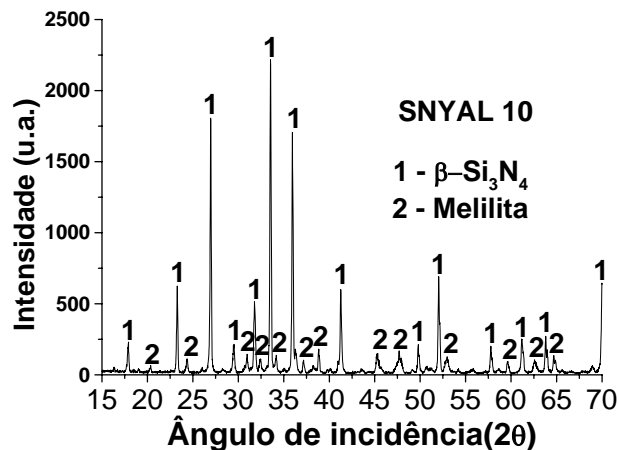


Figura 4.5 Fases cristalinas presentes na composição SNYAL 10

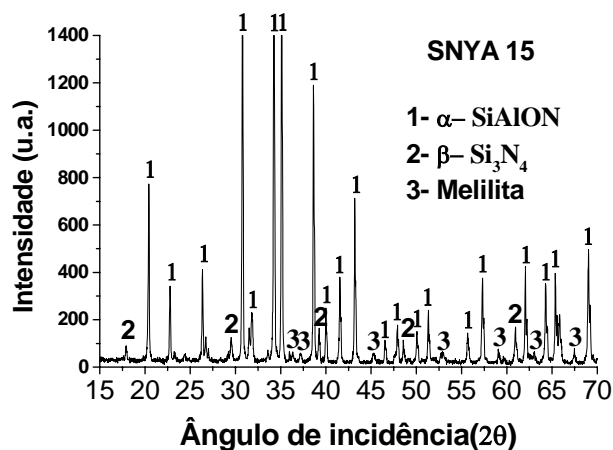


Figura 4.6 Fases cristalinas presentes na composição SNYA 15

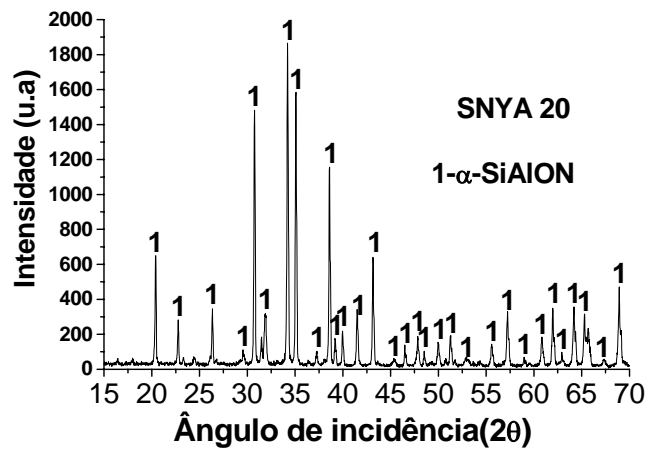


Figura 4.7 Fases cristalinas presentes na composição SNYA 20

Analisando a Figura 4.5, observou-se que a utilização da alumina (composição SNYAL10) como aditivo em substituição ao nitreto de alumínio ($\text{AlN}/\text{Y}_2\text{O}_3$), favoreceu a transformação $\alpha \rightarrow \beta$ - Si_3N_4 , devido a presença de maior quantidade de óxido para formação da fase líquida, possibilitando assim uma maior solubilidade de grãos α - Si_3N_4 e, subsequente, reprecipitação em grãos β - Si_3N_4 .

Na Figura 4.6 é possível observar que houve transformações parciais das fases identificadas como β - Si_3N_4 e $\text{Y}_2\text{Si}_3\text{O}_3\text{N}_4$, enquanto que a fase α - SiAlON apresentou transformação majoritária. Na Figura 4.7 pode-se observar uma transformação total da fase α - SiAlON , estando esses resultados relacionados aos tipos, quantidades de aditivos e os parâmetros de sinterização utilizado. Entretanto nas Figuras 4.5, 4.6 e 4.7 não foi detectada a presença da fase cristalina α - Si_3N_4 , justificando a eficiência dos parâmetros de sinterização utilizados que proporcionaram uma completa transformação do α - Si_3N_4 .

Na Figuras 4.5 e 4.6 é observada a presença da fase intergranular $\text{Y}_2\text{Si}_3\text{O}_3\text{N}_4$, originada de uma parcela do óxido Y_2O_3 que reagiu com parte da SiO_2 presente na superfície do pó de Si_3N_4 . Essa fase possui propriedades superiores a fases amorfas, comuns em cerâmicas à base de Si_3N_4 (SANTOS, 2004).

Os valores aproximados dos percentuais de transformação $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4 \rightarrow \beta\text{-Si}_3\text{N}_4$, $\alpha\text{-SiAlON}$ das composições contendo $\text{Al}_2\text{O}_3 / \text{Y}_2\text{O}_3$ e $\text{AlN} / \text{Y}_2\text{O}_3$, sinterizadas à pressão atmosférica, estão representados na Tabela 4.5.

Tabela 4.5 Percentual de transformações de fases $\alpha\text{-Sialon}$ e $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$

Amostras Fases	SNYAL10	SNYA15	SNYA20
$\beta - \text{Si}_3\text{N}_4$	100%	3%	00%
$\alpha\text{-SiAlON}$	00%	97%	100%

Analisando os resultados obtidos, podemos dizer que durante o processo de sinterização, com o início do estágio de dissolução-reprecipitação, iniciou-se a substituição dos átomos de Si e N por átomos de Al e O, presentes no líquido transiente. Átomos de Y ocuparam posições intersticiais na estrutura, estabilizando a fase α em temperaturas elevadas (em torno de 1750°C). A fase líquida foi sendo consumida, pois seus átomos entraram em solução sólida com o $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ durante a etapa de solução-precipitação, até que a fase $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ e esses átomos atingissem seu limite de solubilidade. A partir deste ponto, o líquido remanescente promoveu o processo de solução-reprecipitação das partículas remanescentes de $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ transformando-as em $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$. Com o aumento da quantidade de aditivos no sistema (15% e 20%), o limite de solubilidade de $\alpha\text{-SiAlON}$ aumentou, assim, uma maior quantidade de fase $\alpha\text{-SiAlON}$ pôde ser formada, conforme observado nos difratogramas. Desta forma, com uma maior formação de $\alpha\text{-SiAlON}$, há também uma redução da quantidade de partículas remanescentes de $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ e conseqüentemente, uma menor formação de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$, fato também comprovado pelos difratogramas e pelos dados apresentados na Tabela 4.5.

4.6 ANÁLISE POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV)

As Figuras 4.8, 4.9, 4.10, apresentam as fotomicrografias obtidas por MEV das amostras SNYAL10, SNYA15, SNYA20, demonstrando os efeitos dos aditivos na morfologia dos grãos $\alpha\text{-SiAlON}$ e $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$.



Figura 4.8 Observa-se uma microestrutura com presença de grãos β - Si_3N_4 -SNYAL10



Figura 4.9 Observa-se uma microestrutura duplex grãos α - SiAlON/β - Si_3N_4 - SNYA15



Figura 4.10 Observa-se uma microestrutura majoritária de α - SiAlON - SNYA20

Analisando as micrografias é observado que as quantidades e tipos de aditivos trazem diferenças importantes nas variações e quantidades de fases α -SiAlON e β -Si₃N₄ e no tamanho dos grãos

Na amostra SNYAL10 é observado há predominância de fase β -Si₃N₄, com a presença de grãos prismáticos alongados, com elevada razão de aspecto (relação comprimento/diâmetro) e grande quantidade de grãos por área. Esse fato é explicado por se tratar de uma microestrutura de fase predominante β -Si₃N₄ em detrimento os grãos de α -SiAlON que possuem baixa razão de aspecto, quando comparados com os grãos de β . Assim, as análises morfológicas dos grãos são avaliados de forma a verificar o aspecto geral da microestrutura, demonstrando que essas morfologias favorecem o aumento da tenacidade à fratura devido, principalmente a ativação de mecanismos de tenacificação, tais como deflexão de trincas.

Entretando quando se fala em α -SiAlON as literaturas retratam que esse é estabilizado pela utilização de aditivos de sinterização à base de Ca, Y, Mg, Li, ou CTR₂O₃ (CHO, 1998; SANTOS, 2004), e que na maioria das vezes os grãos desta fase são predominantemente de formato equiaxiais e com distribuição de tamanhos de grão heterogênea, devido a dificuldade de controle microestrutural durante o processo de solução-precipitação desta fase, o qual ocorre de forma muito rápida. De qualquer forma, a maioria dos relatos indica que o α -SiAlON obtido à base de Y, apresenta microestrutura de grãos equiaxiais, que geram tenacidade à fratura muito inferior ao Si₃N₄ convencional (β -Si₃N₄), devido, principalmente, à baixa razão de aspecto destes grãos. As microestruturas apresentadas pelos materiais SNYA15 e SNYA20 apresentam características promissoras para aumento da tenacidade à fratura, pois o material apesar de apresentar uma ligeira heterogeneidade no tamanho dos grãos, apresenta razão de aspecto superior aos materiais convencionalmente encontrados na literatura (LI, et al., 2001; SHIN, 2001). As composições aditivadas com 15 e 20% AlN / Y₂O₃ apresentaram grãos α -SiAlON em grande quantidade, quando comparado com a composição 10% Y₂O₃/Al₂O₃. Esses resultados estão relacionado ao tipo de aditivo, uma vez que Al₂O₃

possui uma maior quantidade de óxidos, que interferem no processo de transformação α -SiAlON e favorece o crescimento de β -Si₃N₄, durante o processo de sinterização. A obtenção de α -SiAlON tem por característica dureza superior ao β -Si₃N₄, pois o α -SiAlON consome grande quantidade de aditivos durante a sinterização, o que diminui a quantidade de fase intergranular e melhora as suas propriedades para aplicações em alta temperatura, meio corrosivo e outros.

4.7 MICRODUREZA VICKERS

A Tabela 4.6 apresenta os valores médios e respectivos desvios-padrão de microdureza Vickers, obtidos pelo método de indentação para os materiais a base de nitreto de silício (Si₃N₄) contendo 10% Y₂O₃/Al₂O₃, 15 e 20% AlN/Y₂O₃, sinterizados à pressão atmosférica. Os corpos-de-prova foram submetidos a vinte indentações, com carregamento de 2000 gf, sendo a primeira no centro e as demais em direção a periferia, caracterizando um perfil de dureza homogênea.

O nível de porosidade das amostras, assim como as características microestruturais, quantidade de fase intergranular e o grau de transformações α -SiAlON, β -Si₃N₄ entre outros influenciaram a dureza do produto final.

Tabela 4.6 Valores de microdureza Vickers das amostras

Amostras	Microdureza Vickers_(2000 fg) (GPa)
SNYAL10	16,40 ± 0,12
SNYA15	20,00 ± 0,23
SNYA20	21,10 ± 0,15

Analisando os resultados obtidos, observou-se que os valores de microdureza Vickers persistem, aproximadamente, constantes do centro para a periferia nos diversos corpos-de-prova, indicando uma boa homogeneidade do material. Esse fato é demonstrado pelo baixo desvio padrão apresentado pelos resultados de dureza e estão coerentes com os obtidos por WANG, et al., (2000) e BELOSI, (1999).

Pode-se fazer uma analogia entre a quantidade de aditivos a base de $\text{AlN}/\text{Y}_2\text{O}_3$ e a quantidade de fase α -SiAlON presente em cada mistura, nos resultados de microdureza, haja vista que uma maior quantidade de aditivos leva a formação majoritária da fase α -SiAlON, notadamente mais dura que a fase intergranular e a fase β - Si_3N_4 . Trabalhos realizados em nitreto de silício demonstraram que a dureza medida nas duas fases, α e β , resulta em valores aproximadamente 28% superiores na fase α . Os valores superiores encontrados na amostra SNYA 20% é devido à boa densidade, microestrutura com tendência homogênea, além da presença da fase α -SiAlON que apresenta pouca fase intergranular e grãos alongados (SOUZA, 2003). Observa-se um aumento gradativo da dureza com o aumento da quantidade de aditivos utilizada, porém, pode-se afirmar que esta dureza aumenta até que se atinja 100% de α -SiAlON. Qualquer quantidade superior à quantidade necessária para obtenção de 100% desta fase, levará a uma redução da dureza deste material, devido à presença de fase intergranular em excesso (KURAMA, 2002).

4.8 TENACIDADE À FRATURA (K_{IC})

Os valores de tenacidade à fratura obtidos nesse trabalho são superiores aos encontrados nas literaturas desses materiais. Na Tabela 4.7 é observado os resultados de tenacidade à fratura e respectivos desvios-padrão das amostras contendo 10% $\text{Y}_2\text{O}_3/\text{Al}_2\text{O}_3$, 15 e 20% $\text{AlN}/\text{Y}_2\text{O}_3$, sinterizados à pressão atmosférica. Utilizando-se o método de indentação, tomou-se vinte indentações com carregamento de 2000 gf, determinando o valor médio do comprimento das trincas que se originaram do vértice da diagonal de impressão Vickers (EVANS, 1976, YURKOV, 1996).

Tabela 4.7 Valores de tenacidade à fratura para as amostras

Amostras	Tenacidade à Fratura K_{IC} ($\text{MPa m}^{1/2}$)
SNYA10	$7,01 \pm 0,32$
SNYA15	$5,36 \pm 0,28$
SNYA20	$5,33 \pm 0,20$

As composições apresentaram boa tenacidade à fratura, influenciados pelas morfologias dos grãos α -SiAlON e β -Si₃N₄. Observou-se que a composição contendo 10% Y₂O₃/Al₂O₃ apresentou maior valor de tenacidade à fratura. Isso deve-se a maior quantidade de fase β -Si₃N₄ com grãos bastante alongados, os quais propiciam excelente tenacificação do material (WOTTING, 1986, OKADA, 2000).

4.9 ESTIMATIVA DE CUSTOS DAS FERRAMENTAS

As ferramentas cerâmicas apresentam, como caráter inibidor de sua aplicabilidade o alto custo de aquisição. Entretanto as indústrias manufatureiras definem como importante o custo da ferramenta, além de suas propriedades, sendo esses os fatores de definição da utilização ou não dessas ferramentas.

Esse trabalho tem como objetivo demonstrar a possibilidade de produzir ferramenta de corte de materiais cerâmicos de baixo custo e boas propriedades.

4.9.1 Estimativa de custos das matérias-primas.

As matérias-primas utilizadas nesse trabalho são partes importantes no custo final das ferramentas.

A Tabela 4.8 apresenta o preço por quilograma dos pós a serem utilizados e a

Material	Preço US\$/Kg
Nitreto de silício	140
Nitreto de alumínio	43
Óxido de ítrio	200
Óxido de alumínio	1,74

Tabela 4.9 Custo estimado por composição processada.

Material	Custo (US\$)		
	SNYAL10 (A)	SNYA15 (B)	SNYA20 (C)
Si ₃ N ₄	121,07	116,00	108,29
AlN	0	4,57	6,03
Al ₂ O ₃	0,10	0	0
Y ₂ O ₃	15,44	13,02	17,20
Custo total	136,61	133,59	131,52

4.9.2 Estimativa de custo das ferramentas

A estimativa do custo das ferramentas foi feita através da soma do custo de cada componente no processo de produção das ferramentas, dividido em: matéria prima, energia, gás, mão de obra e afiação. Os custos de energia, gás e mão de obra foram calculados considerando a produção de 20 ferramentas por ciclo de sinterização.

4.9.2.1 Estimativa do custo da matéria prima por ferramenta (MP)

A estimativa do custo da matéria prima foi calculado considerando-se o consumo de 3,60 gramas de pó por ferramenta.

MP=4,73 US\$ por ferramenta.

4.9.2.2 Estimativa de custo da energia utilizada (CE)

Potência do forno: 20 KVA=20 KW.

Tempo de cada ciclo: 4,77 h.

Consumo por ciclo: 95,4 KWh.

Preço da energia: 0,380288 R\$/KWh ou 0,131134 US\$/KWh

CE=0,47 US\$ por ferramenta.

4.9.2.3 Estimativa de custo do gás utilizado (N₂)

Custo por ciclo: 2,4 US\$ por ciclo.

CG= 0,12 US\$ por ferramenta.

4.9.2.4 Estimativa de custo da mão de obra (MO)

Considerando o salário de um técnico em torno de R\$ 2000 (702 US\$), com 22 dias efetivos de trabalho por mês e que cada ciclo de sinterização ocupa um dia de trabalho do mesmo, temos que o custo da mão de obra por ferramenta será:

MO=1,60 US\$ por ferramenta.

4.9.2.5 Custo da afiação (CA)

O custo da afiação de cada ferramenta foi obtido diretamente com a empresa que efetuou o serviço.

CA=8,07US\$ por ferramenta.

4.9.2.6 Estimativa do custo por ferramenta (CT)

$$CT=MP + CE + CG + MO+CA$$

$$CT= 4,73+0,47+0,12+1,60+8,07$$

$$CT=14,99 \text{ US\$ por ferramenta.}$$

4.9.2.7 Custo de uma ferramenta comercial de material similar

$$FC= 32,00\text{US\$}.$$

4.10 ESCOLHA DA COMPOSIÇÃO IDEAL PARA FABRICAÇÃO DA FERRAMENTA DE CORTE

O processo de seleção de materiais tem como fator importante o custo, aplicabilidade e propriedades. Dessa maneira a seleção de uma composição para fabricação das ferramentas, segue requisitos de pesquisa e desenvolvimento, buscando continuamente descobrir novos materiais e melhorar as características dos já existentes (KÖNIG, 1997). Estas características são físicas, mecânicas e geométricas, como: elevada dureza a frio e a quente, tenacidade à fratura, resistência ao desgaste, corrosão, oxidação e etc.

Das composições desenvolvidas nesse trabalho, a SNYA20 é a que apresenta as melhores propriedades. Essa composição proporcionou amostras com dureza 21GPa, tenacidade a fratura $5,33\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, densidade de 98% da densidade teórica, fase 100% α -

SiAlON e baixa quantidade de fase intergranular, enquanto que SNYAL10 proporcionou dureza de 16,40GPa e tenacidade a fratura de $7,01\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, com 100% $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ e fase intergranular melilita. A amostra SNYA15 apresentou resultados próximos ao da SNYA20 com dureza de 20,00GPa e tenacidade a fratura de $5,36\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, mas apresentando como agravante a fase intergranular mais macia que a fase cristalina $\alpha\text{-SiAlON}$ (SANTOS, 2004).

Portanto, essa ferramenta apresenta características diferenciadas das ferramentas normalmente selecionada, que em muitos casos, sobressai em uma determinada propriedade e é inferior em outras, o que torna necessário buscar um equilíbrio entre as propriedades e as aplicações, influenciando nos resultados dos processos e elevando custos (STEMMER, 1995). Sabe que os materiais para ferramentas de corte não apresentam uma classificação geral, porém, muitos autores os listam de acordo com sua dureza (KÖNIG 1997).

4.11 COMPOSIÇÃO QUÍMICA DOS MATERIAIS A SER USINADO

Os materiais usados neste trabalho foram ferros fundidos (vermicular e cinzento) e as ligas Ti-6Al-4V. As composições das ligas de ferros são as mesmas utilizadas na fabricação de blocos de motores, estando essas dentro das faixas recomendadas pela literatura. As análises químicas dos materiais ferro fundido vermicular, e cinzento e liga Ti-6Al-4V foram realizadas no laboratório de análises químicas (LAQ) CTA/IAE/AMR em 2005. As composições químicas dos materiais são apresentadas na Tabela 4.10.

Tabela 4.10 Composição química do Ti-6Al-4V comercial, ferro fundido cinzento e vermicular.

Cinzento	C [%]	Si [%]	Mn[%]	P [%]	S [%]	Cu[%]	Cr [%]	Ni[%]	Mo[%]
	3,04	2,58	0,42	0,068	0,11	0,05	0,07	0,02	0,005
Vermicular	C [%]	Si [%]	Mn [%]	P [%]	S [%]	Sn [%]	Ti [%]		
	3,55	2,66	0,36	0,036	0,016	0,07	0,007		
Ti-6Al-4V	C [%]	S [%]	Fé [%]	Al[%]	V[%]				
	0,037	0,005	0,04	0,02	0,01				

4.12 ANÁLISE DA MICROESTRUTURA DOS MATERIAIS A SER USINADO

Para a realização da análise da microestrutura dos materiais, foram retiradas amostras semicirculares dos corpos de prova, analisando a microestrutura da superfície cortada. As amostras foram lixadas, polidas e submetidas a ataque com 2% nital.

4.12.1 Análise da microestrutura do ferro fundido cinzento

A Figura 4.11 apresenta uma micrografia típica que representa a microestrutura do ferro fundido cinzento. Observou-se presença de grafitas na forma de lamelas, com cantos agudos e superfície lisas. Essas grafitas são interconectadas e sem orientação preferencial, formando uma rede quase contínua. De acordo com DAWSON, (1994), as grafitas possuem alta condutividade térmica, da ordem de aproximadamente 3-5 vezes maior que a do ferro, garantindo ao material uma boa condutividade térmica; devido as suas orientações neste, proporcionam uma excelente capacidade de amortecimento de vibrações.

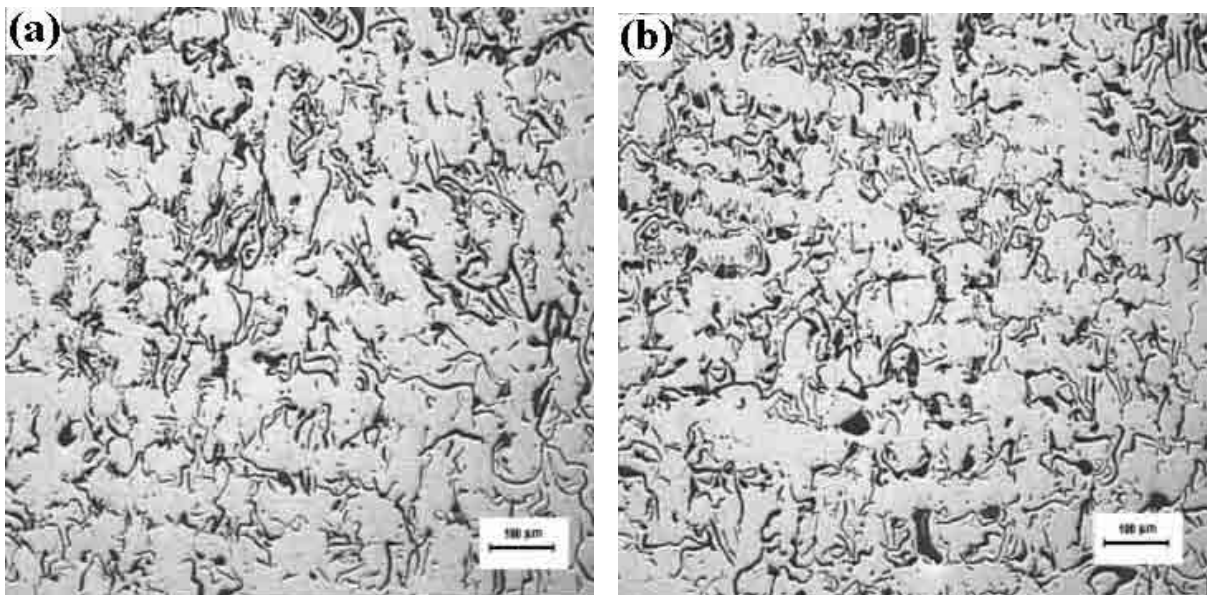


Figura 4.11(a) e (b) Observa-se a microestrutura do ferro fundido cinzento

4.12.2 Análise da microestrutura do ferro fundido vermicular

A Figura 4.12 apresenta uma micrografia típica que representa a microestrutura do ferro fundido vermicular. Na análise da micrografia desse material são observadas grafitas com morfologia em forma de lamelas espessas com cantos arredondados, interconectados e com superfície áspera e irregular. Com a origem de cantos arredondados, esses não agem como pontos de concentração de tensões e a grafita interconectada propicia uma maior taxa de transferência de calor e dissipação de vibrações (TECHNICAL ARTICLES, 2000). Portanto as observações microestrutural conferem ao material excelente propriedade. A microestrutura do ferro fundido vermicular é conhecida desde a década de 40, onde Morrogh deu o nome de “quase-flake” (quase lamelas) (SERGEANT, 1978).

Atualmente as ligas de ferros fundidos são definidas conforme a norma American Society for Testing Materials (ASTM) A842-85, que classifica as ligas de ferro fundido pelo tipo de grafita existente em cada material.

De uma maneira geral o ferro fundido vermicular pode ser classificado como sendo uma liga que apresenta partículas em forma de vermiculos, com menos de 20% de nódulos e ausência de grafitas na forma de lamelas (SAHM, 2002). Para tanto várias pesquisas vem sendo realizado em busca de melhores entendimento e controle microestrutural do ferro fundido vermicular como: por exemplo, a adição de 0,08 a 0,10% de titânio com a finalidade de ampliar a presença de magnésio, permitindo ao material reprodutibilidade em processos industriais, (GUESSER, 2001).

Na década de 90 a Tupy Fundições Ltda, conseguiu boa reprodutibilidade através da adição de titânio entre 0,10 a 0,15% na liga. Esse método assegurou ao material boa propriedade e reprodutibilidade, mas tendo como inconveniente à redução da usinabilidade, uma vez que o titânio tendera a formar carbonetos e carbonitretos que ficam dentro das grafitas e espalhados na matriz. Esses normalmente agem de maneira negativa durante a execução dos processos de usinagem. Por esse motivo a empresa

passou a fabricar peças em que sua aplicação como item final exija pequenas operações de usinagem (GUESSER, 2001 e MOCELLIN, 2002).

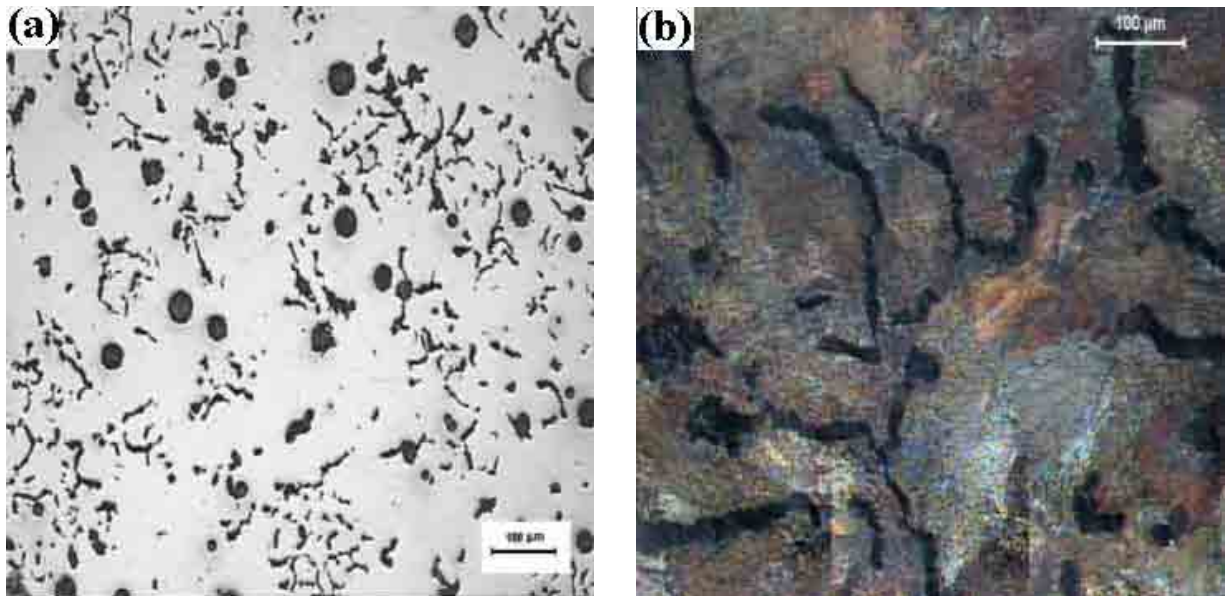


Figura 4.12 (a) e (b) Observa-se microestrutura do ferro fundido vermicular

4.12.3 Análise da microestrutura da liga Ti-6Al-4V fundido

A Figura 4.13 apresenta uma micrografia típica que representa a microestrutura da liga Ti-6Al-4V fundido. A liga utilizada nesse trabalho foi desenvolvida pelo processo de fundição, não sendo submetida a processos termomecânicos (forjamento, laminação, tratamento térmico e etc). No entanto a microestrutura demonstra diferente morfologia dos grãos, com grãos α circundados por grãos β intergranular. Entretanto a microestrutura desse material é determinada principalmente pelos elementos de ligas utilizados e pelo controle do processo de resfriamento do forno. Em sua microestrutura é possível observar microestrutura de grãos com grandes dimensões, e sem orientação preferencial.

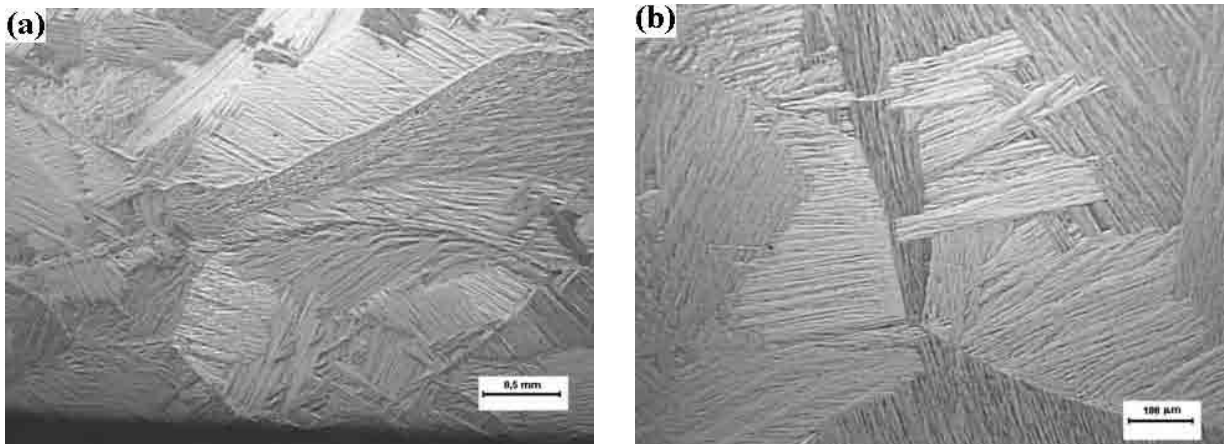


Figura 4.13 (a) e (b) Observa-se a microestrutura da liga Ti-6Al-4V fundida.

4.12.4 Análise da microestrutura da liga Ti-6Al-4V comercial

A Figura 4.14 apresenta uma micrografia típica da microestrutura da liga Ti-6Al-4V após tratamento termomecânico. Essa liga apresenta uma microestrutura refinada, devido aos processos termomecânicos realizados destinados à aplicação. Esse material se apresenta na forma de barra laminada, formada por grãos alfa (α) alongados circundados por beta (β) intergranular. A fase beta (região clara) é rica em vanádio (2,3% em peso de alumínio, 84,3% em peso de titânio e 13,4% em peso de vanádio). A fase alfa (α) é rica em alumínio (5,2% em peso de alumínio, 92,5 em peso de titânio e 2,3% em peso de vanádio) (MOREIRA, 2002).

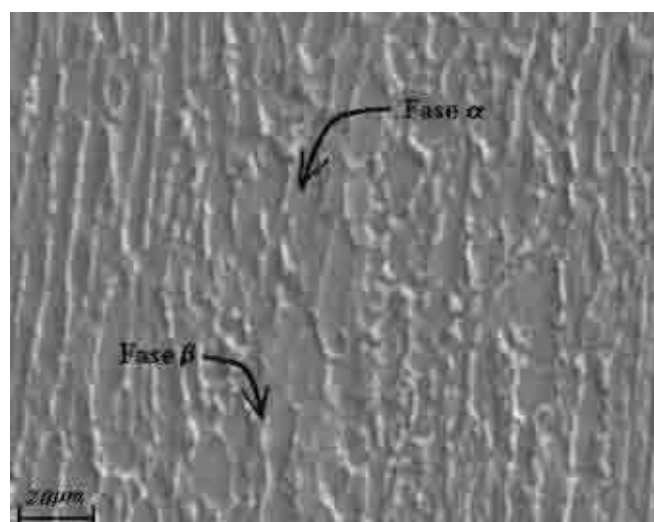


Figura 4.14 Observa-se a microestrutura da liga Ti-6Al-4V comercial (MOREIRA, 2002)

4.13 DETERMINAÇÃO DA DUREZA DOS MATERIAIS A SER USINADO

As propriedades mecânicas dos materiais são requisitos fundamentais em suas aplicações, fazendo com que esses tenham aplicação importante em diversos segmentos, tais como: Blocos de motores a diesel, discos de freios (ferro fundido cinzento e vermicular), pá de turbinas (Ti-6Al-4V) e outros. Na Tabela 4.11 são mostrados valores de dureza dos materiais que serão posteriormente usinados.

Na tabela 4.11 Dureza dos materiais a ser usinado

Material	Ferro Fundido Cinzento	Ti-6Al-4V comercial	Ti-6Al-4V Fundido	Ferro Fundido Vermicular
Dureza (HB)	215	380	342	236

4.14 RESULTADOS E DISCUSSÃO DOS TESTES DE USINAGEM

Neste capítulo, serão demonstrados os resultados obtidos pela medição do desgaste na aresta da ferramenta e da rugosidade gerada na superfície da peça, durante a realização dos ensaios de torneamento. Para tanto a apresentação dos dados se dará na forma de gráficos e micrografias das ferramentas, evidenciando desempenho da ferramenta nos processos de usinagem dos materiais utilizados nesse projeto.

Como critério para a determinação do fim da vida da ferramenta, foi utilizado um desgaste de flanco $V_{B_{max}}$ de 0,60 mm para ferro fundido cinzento e vermicular, enquanto que na liga Ti-6Al-4V comercial e fundido foi considerado a desempenho de corte da ferramenta. Portanto para melhor sintetização dos resultados alcançados, tempo de vida, temperatura e rugosidades, foram analisadas individualmente cada etapa dos testes, devido à utilização de diferentes materiais e condições. Entretanto a ferramenta de nitreto de silício foi inicialmente utilizado no processo de torneamento do ferro fundido cinzento em condições preliminares, objetivando avaliar a real condição pratica da ferramenta na usinagem desse material.

4.15 RESULTADOS DE USINAGEM PRELIMINARES NO FERRO FUNDIDO CINZENTO

A Figura 4.15 descreve o comportamento do desgaste da ferramenta cerâmica SNYA20 em função do tempo de corte, utilizando velocidade de corte crescente de 150, 230, 400, 400m/min, profundidade de corte de 1,0, 2,0, 2,0, 3,0mm e avanço fixo de 0,3 mm.

Para essas condições a ferramenta demonstrou bom desempenho, com diminuição do desgaste de flanco, para velocidades e profundidades superiores, assegurando importantes aplicações futuras.

Entretanto nas condições 1, 2, 3 foram observados a predominância de mecanismos de desgaste por abrasão, levando a ferramenta a desgaste de flanco $V_{Bmax}=0,20, 0,20$ e $0,10$ mm respectivamente. Para a condição 4 não foi observado desgaste, fato que esta relacionado com a maior velocidade de corte e maior profundidade de corte, que juntamente com a temperatura gerada na cunha da ferramenta auxilia na dissolução das grafitas, que é transformada em fluido pastoso, protegendo a aresta de corte com diminuição do atrito entre a ferramenta e a peça.

Analisando os resultados em função das temperaturas, pode observar que a mesma aumenta, com o aumento das velocidades e profundidades de corte, e que esse fato tem grande importância na usinagem do ferro fundido cinzento, tendo como fator principal a transformação da grafita em fluido pastoso, diminuindo a rugosidade superficial da peça e melhorando o desempenho da ferramenta, conforme Figura 4.16. Entretanto vale salientar que utilização das ferramentas cerâmicas de nitreto de silício em processos de torneamento do ferro fundido cinzento pode reduzir e/ou eliminar etapas posteriores, além de diminuir custos dos processos.

Analisando a Figura 4.17 e 4.18, podemos observar, que a usinagem do ferro fundido cinzento com essa ferramenta levou a obtenção de baixas rugosidades, principalmente após um determinado tempo de corte, fato que está relacionado com a

acomodação da aresta de corte, com os parâmetros utilizados e a transformação da grafita em fluido pastoso.

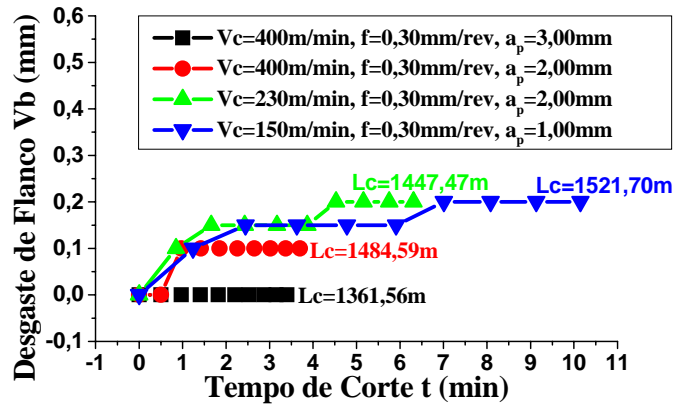


Figura 4.15 Desgaste em função tempo de corte

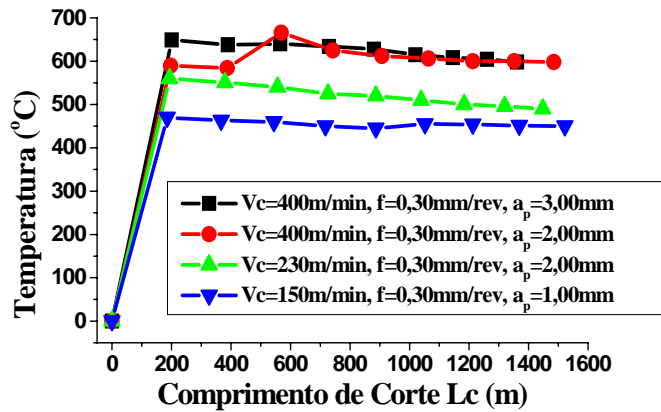


Figura 4.16 Temperatura em função do comprimento de corte

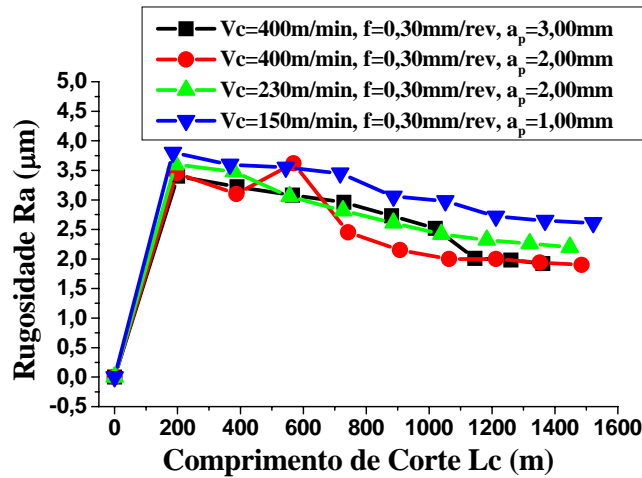


Figura 4.17 Rugosidade (Ra) em função do comprimento de corte (Lc)

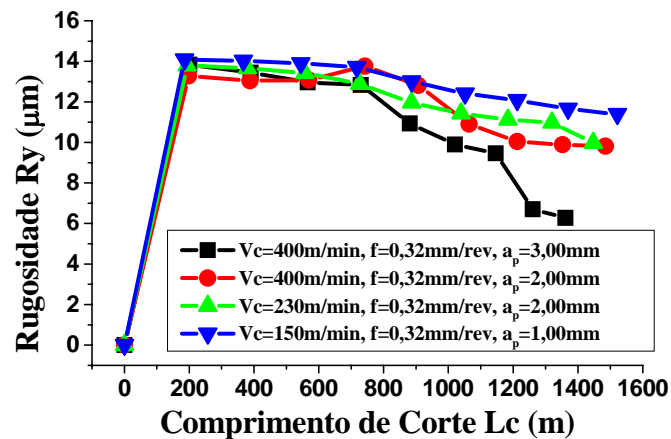


Figura 4.18 Rugosidade (Ry) em função do comprimento de corte (Lc)

4.15.1 Análise dos desgastes ocorridos nas ferramentas

As Figuras 4.19 a 4.22 apresentam as microfotografias das ferramentas utilizadas na usinagem do ferro fundido cinzento. Analisando as fotomicrografias das ferramentas podemos observar que a ferramenta apresentou bom desempenho, com diminuição do desgaste de flanco, para velocidades e profundidades superiores, assegurando confiabilidade para aplicações futuras. Entretanto na Figura 4.19, podemos observar um desgaste de flanco $V_{Bmax}=0,20\text{mm}$, valor igual também ocorrido na Figura 4.20. Esses desgastes estão relacionados com as velocidades e profundidade de corte utilizado, que

são considerados pequenos, principalmente quando do uso de ferramentas cerâmicas. Na Figura 4.21 é possível constatar o benefício do aumento da velocidade de corte na usinagem desse material, sendo constatado um $V_{Bmax}=0,1\text{mm}$ para um comprimento de corte $L_c=1484,59\text{m}$. Mas a contribuição da velocidade e profundidade de corte foi confirmada na Figura 4.22, onde a ferramenta não obteve desgaste sendo, interrompido o ensaio com um comprimento de corte de $L_c=1361,56$, após um toque manual na aresta, onde foi observada a soltura de uma pequena lasca, provavelmente defeito causado pelo processo de retifica das arestas, que foram executadas de forma manual. Nessas micrografias podemos observar que todas as arestas possuem características de altas rugosidades, podendo atrás dessas rugosidades existir micro-defeitos.

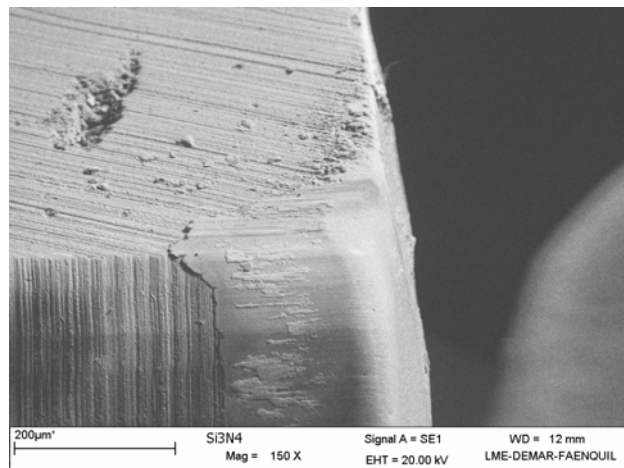


Figura 4.19 Observa-se o desgaste ocorrido no flanco da ferramenta para $L_c=1521,70\text{m}$.

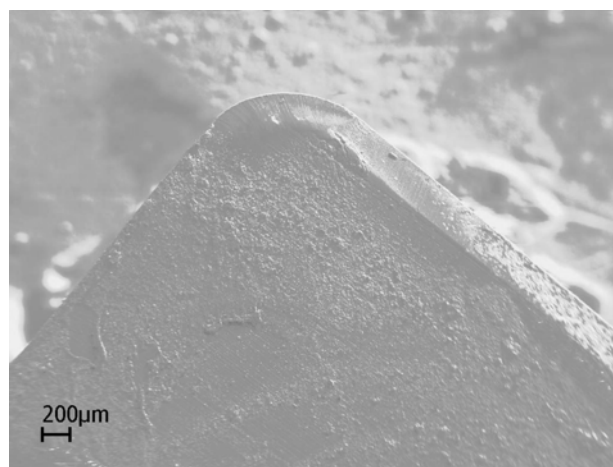


Figura 4.20 Observa-se o desgaste ocorrido no flanco da ferramenta para $L_c=1447,47\text{m}$.

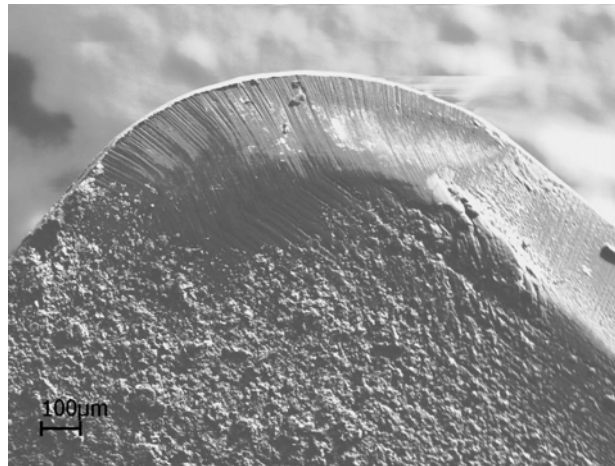


Figura 4.21 Observa-se o desgaste ocorrido no flanco da ferramenta para $L_c=1484,59m$.

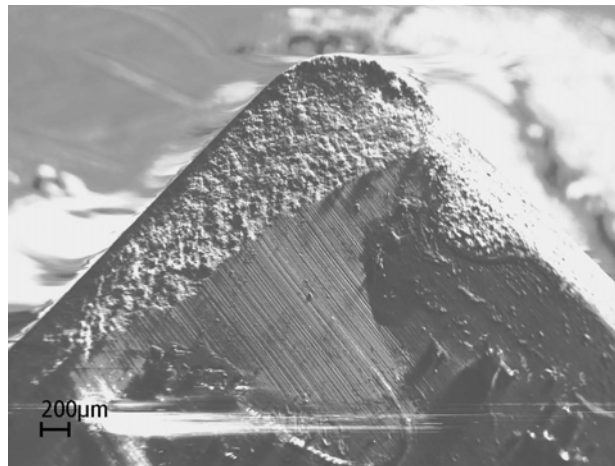


Figura 4.22 Observa-se o desgaste ocorrido no flanco da ferramenta para $L_c=1361,56m$.

4.16 RESULTADOS DOS TESTES DE USINAGEM DA LIGA TI-6AL-4V FUNDIDO

Os testes realizados na liga Ti-6Al-4V tiveram como principal a variação da velocidade de corte, com objetivo de uma avaliação da ferramenta de nitreto de silício no processo de torneamento dessa liga, sem a presença de fluido de corte.

Na Figura 4.23 é possível observar que houve ocorrência de desgastes de flanco para as condições testadas, estando esses desgastes relacionados às propriedades da liga Ti-6Al-4V, principalmente quando da usinagem em alta temperatura. Entretanto é observado que a ferramenta de corte apresentou um bom desempenho de corte, mesmo quando os desgastes ocorreram de maneira intensa. Esse fato evidencia as excelentes propriedades

da ferramenta de nitreto de silício, que não apresentaram fratura drástica para as condições de testes realizados, suportando as cargas intensas durante a execução dos ensaios. Entretanto na Figura 4.23 podemos observar desgaste linear em função do tempo de corte.

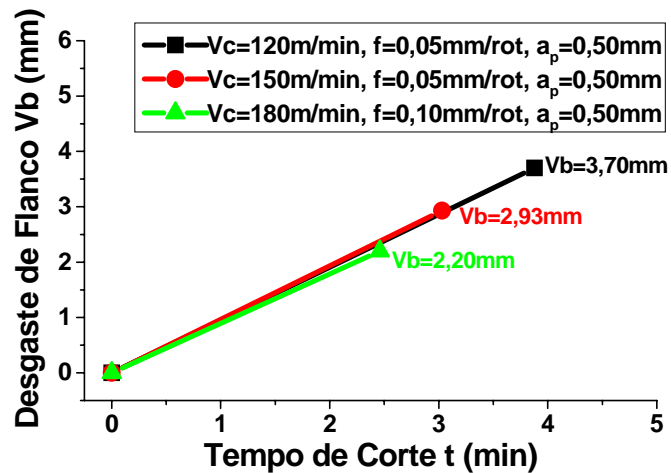


Figura 4.23 Desgaste de flanco em função do tempo de corte

Na Figura 4.24, é possível observar que para todos os testes realizados as temperaturas superaram 1000 °C, sendo essas responsáveis pela ativação dos mecanismos de desgaste envolvendo a ferramenta e a peça. Portanto é possível observar que não houve uma relação direta da temperatura com o aumento da velocidade de corte, e que esse fato está associado ao maior avanço utilizado (condição 3).

Entretanto pode ser observado que a temperatura tem uma grande importância no processo de usinagem dessa liga, pois a temperatura é um fenômeno de forte ativação dos mecanismos de desgaste, favorecendo a diminuição da dureza da ferramenta, principalmente quando essa atinge temperaturas superiores à 1200 °C. Conforme EZUGWU, (1997), que utilizando uma ferramenta de metal duro constatou que cerca de 80% do calor gerado fica retido na ferramenta.

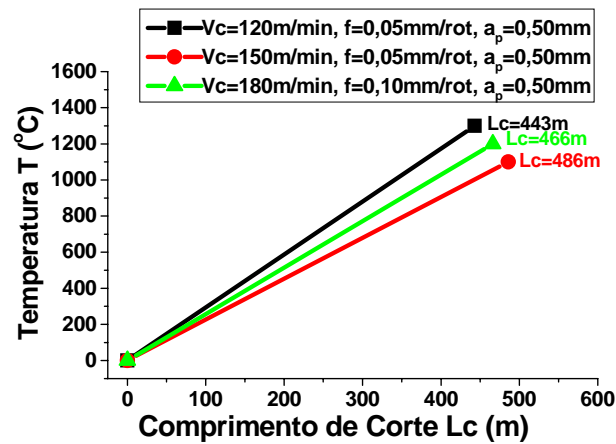


Figura 4.24 Temperatura em função do comprimento de corte

4.16.1 Análise dos desgastes na condição 1 ($V_c=120\text{m/min}$, $f=0,05\text{mm/rot}$, $a_p=0,50\text{mm}$)

Nessa condição observa desgaste no flanco da ferramenta com $V_B=3,70\text{mm}$, para um comprimento de corte $L_c=466\text{m}$, sendo observado que esse ocorreu através de abrasão, seguido de por adesão, devido à reatividade dos materiais. Portanto os desgastes ocorridos na usinagem dessa liga têm como fator principal o aumento abrupto da temperatura, podendo causar durante a usinagem micro deformação plástica na aresta de corte, remoção de material da ferramenta pelo processo de adesão, fadiga térmica e mecânica e etc, levando a alta taxa de desgaste.

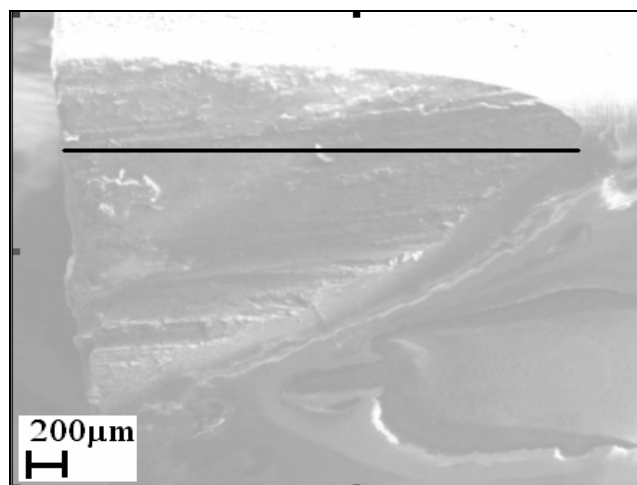


Figura 4.25 Observa-se o desgaste ocorrido no flanco da ferramenta para $L_c=466\text{m}$.

4.16.2 Análise dos desgastes na condição 2 ($V_c=150\text{m/min}$, $f=0,05\text{mm/rot}$, $a_p=0,50\text{mm}$)

Na Figura 4.26 é demonstrado o desgaste ocorrido no flanco da ferramenta, utilizando velocidade de corte $V_c=150\text{m/min}$. Entretanto podemos observar que os níveis de desgaste de flanco são menores quando comparado à condição anterior, pois para essa condição foi obtido comprimento de corte $L_c=486\text{m}$. Esse resultado está relacionado à temperatura, que atingiu $1100\text{ }^\circ\text{C}$, ou seja, $100\text{ }^\circ\text{C}$ a menos do que a condição anterior. Essa diminuição do desgaste tem como fator positivo à diferença de $100\text{ }^\circ\text{C}$, que mesmo com o aumento das tensões na superfície da ferramenta, os mecanismos ativadores dos desgastes agiram de maneira menos intensa.

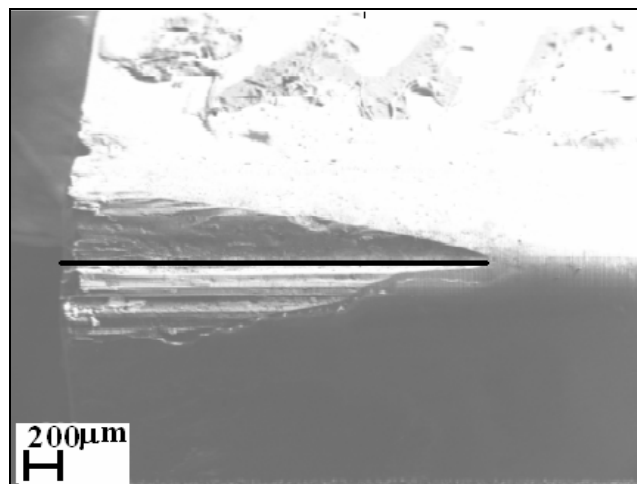


Figura 4.26 Observa-se o desgaste ocorrido no flanco da ferramenta para $L_c=486\text{m}$.

4.16.3 Análise dos desgastes na condição 3 ($V_c=180\text{m/min}$, $f=0,10\text{mm/rot}$, $a_p=0,50\text{mm}$)

Na Figura 4.27 podemos observar que com o aumento da velocidade de corte o desgaste da ferramenta diminuiu, quando comparado às condições anteriores. Portanto podemos salientar que essa condição proporcionou um melhor resultado para ferramenta de nitreto de silício, evidenciando que essa possui bom desempenho, quando da utilização em altas velocidades. Entretanto nesse trabalho essa condição apresentou um menor

desgaste com $V_B=2,20\text{mm}$ para um comprimento de corte $L_c=443\text{m}$. Portanto os desgastes nas ferramentas de nitreto de silício são devido às intensas tensões na aresta de corte, que tem por características as dificuldades de escoamento do cavaco.

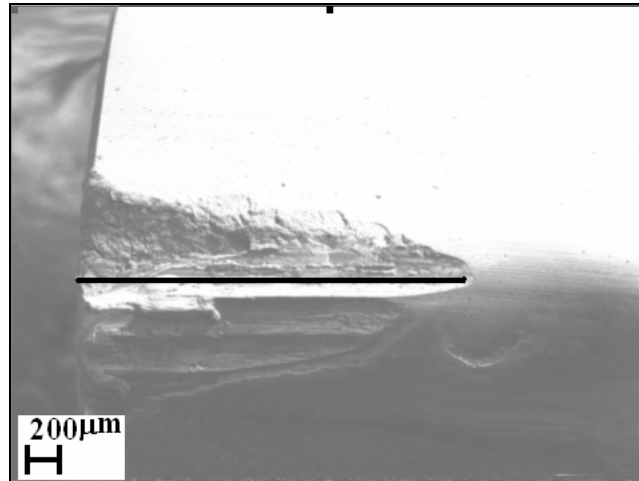


Figura 4.27 Observa-se o desgaste ocorrido no flanco da ferramenta para $L_c=443\text{m}$.

4.17 USINAGEM DA LIGA TI-6AL-4V COMERCIAL

Nesse material foi utilizado uma única condição ($V_c=200\text{m/min}$, $f=0,10\text{mm/rot}$, $a_p=0,50$) com a finalidade de verificar o comportamento da ferramenta de nitreto de silício na usinagem desse material após tratamentos termomecânicos. Tal condição tem como objetivo analisar os desgastes, as rugosidades R_a e R_y e a temperatura, fatores importantes para conclusões dos resultados.

4.17.1 Análise da vida da ferramenta na usinagem da liga Ti-6Al-4V comercial

Nesse ensaio utilizou-se velocidade de corte de 200m/min , avanço de $0,10\text{mm/rot}$ e profundidade de corte $0,50\text{mm}$. Para essa condição foi observado um desgaste $V_{B\text{máx}}=1,10\text{mm}$, e que a ferramenta apresenta uma tendência moderada ao desgaste. Portanto se comparado aos dados da literatura à ferramenta apresentou bom desempenho, evidenciando que a ferramenta cerâmica de nitreto de silício possui boa desempenho em usinagem a alta temperatura.

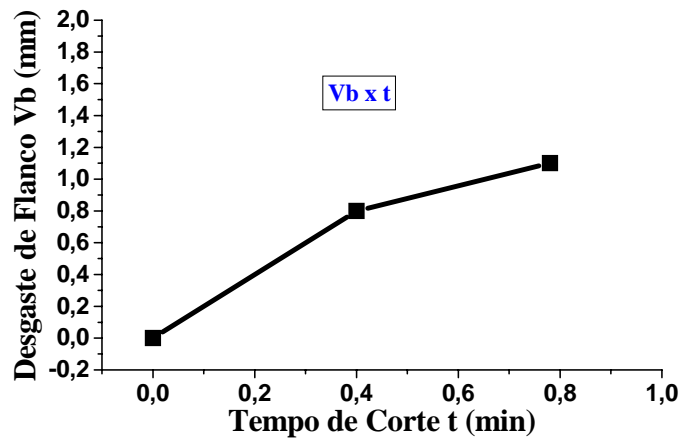


Figura 4.28 Desgaste de flanco em função do tempo de corte

Na Figura 4.29, é demonstrada a variação da temperatura em função do comprimento de corte. É observado que a temperatura atinge 855 °C rapidamente ($L_c=80m$), chegando a 1380 °C para um comprimento de corte $L_c=156m$. Dessa forma observamos que o aumento da temperatura é linear e proporcional ao comprimento de corte. Esse fato é devido ao aumento da taxa de deformação do material, que se transforma em calor na zona de fluxo (interface cavaco-ferramenta).

Devido à instabilidade química do titânio, a temperatura tem uma importância ainda maior, pois esta é a maior fonte ativadora dos mecanismos de desgaste, além de favorecer a diminuição da dureza da ferramenta, que no caso das cerâmicas as temperaturas acima de 1200 °C ativam os mecanismos de fluência intergranulares, diminuindo a resistência das mesmas (EZUGWU, 1997; SOUZA, 2005).

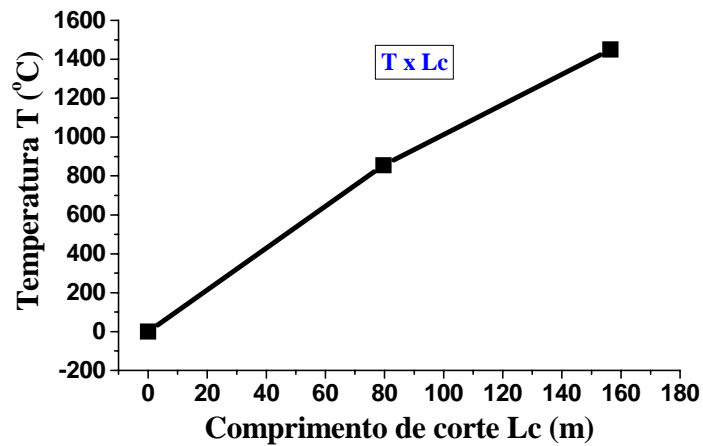


Figura 4.29 Temperatura em função do comprimento de corte.

4.17.2 Análise da superfície usinada da liga Ti-6Al-4V comercial

Na Figura 4.30 e 4.31, é demonstrado os resultados de rugosidades (R_a e R_y) da liga Ti-6Al-4V. Observa-se que inicialmente os valores de rugosidades apresentam um crescimento ascendente, e depois de um determinado comprimento de corte diminui drasticamente. Esse fato é atribuído a uma acomodação natural da aresta da ferramenta e a peça durante a usinagem.

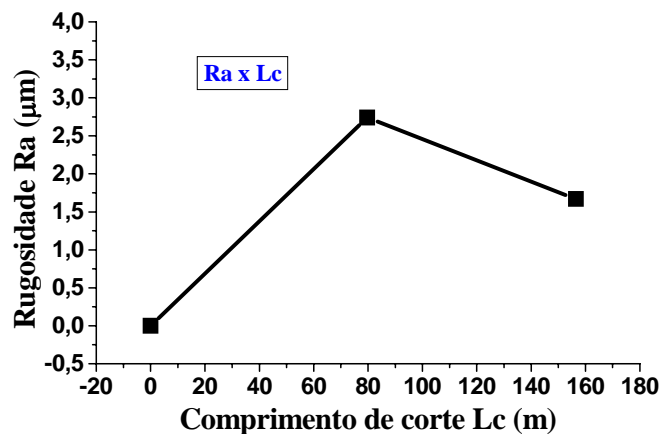


Figura 4.30 Rugosidade R_a em função do comprimento de corte.

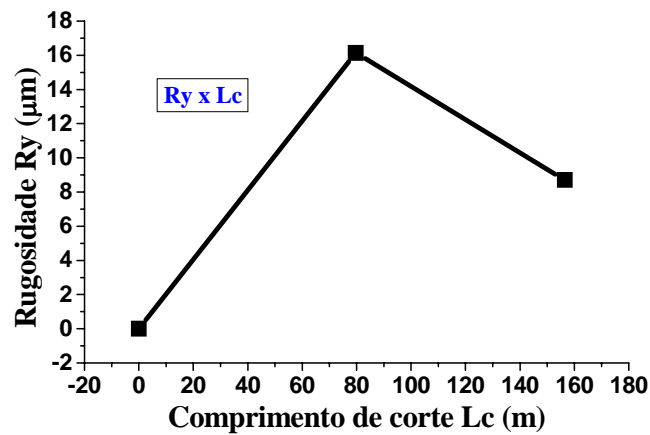


Figura 4.31 Rugosidade Ry em função do comprimento de corte.

4.17.3 Micrografia da ferramenta após usinagem da liga Ti6Al4V comercial

Na Figura 4.32, foram observadas alterações geométricas da ferramenta, onde foi constatado desgaste de flanco, fruto das condições extremas envolvidas nos processos de usinagem desse material, que ativaram vários mecanismos de desgaste. Nessa Figura é possível observar com riqueza de detalhes, os desgastes citados acima, constatando que os mecanismos de desgaste atuante na ferramenta levaram essa a um $V_{B_{\max}} = 1,10\text{mm}$, indicando um bom desempenho da ferramenta na usinagem dessa liga, para um comprimento de corte $L_c=156,45\text{m}$.

Esses resultados abrem novas alternativas científicas com relação aos compósitos cerâmicos na usinagem de ligas de titânio, assegurando ser possível à utilização de ferramentas de nitreto de silício na usinagem da liga Ti-6Al-4V, sendo necessário processos posteriores para adequação das solicitações de projetos.

Analisando o flanco da ferramenta é possível observar ranhuras paralelas relativas à direção de rotação da peça, o que demonstra que a ferramenta não sofreu deformação e sim, houve a remoção gradual de material da aresta de corte, devido à abrasão mecânica ocorrida durante o processo de usinagem (GATTO, 1997).

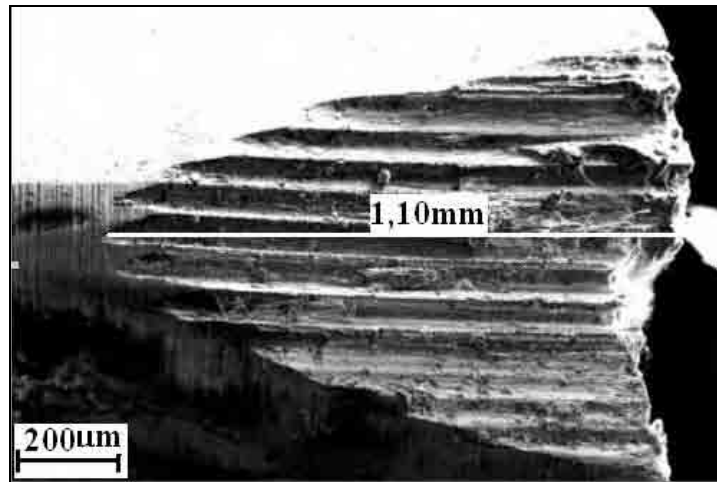


Figura 4.32 Observa-se o desgaste ocorrido no flanco da ferramenta para $L_c=156,45m$.

4.17.4 Cavacos emaranhados ou fita

Na Figura 4.33, pode ser observado a grande dificuldade de usinagem da liga Ti-6Al-4V, onde é observado a dificuldade de escoamento do cavaco sobre a ferramenta, devido à reatividade do material da peça com o material da ferramenta, formando cavaco em fita. Isso é um fator agravante num processo de otimização aumentando os tempos improdutivos, uma vez que o tempo perdido para remover esse tipo de cavaco é maior tornando esta condição inadequada. Portanto podemos considerar o cavaco como elemento agravante ao desgaste das ferramentas (MOREIRA, 2002).



Figura 4.33 Observa-se cavacos aderidos na interface ferramenta-peça

4.17.5 Análise da micrografia da liga Ti6Al4V após usinagem

Analisando a Figura 4.34, é possível observar duas regiões distintas, uma próxima à superfície usinada onde se nota deformação plástica no material e outra mais distante, onde podemos observar as formas dos grãos da liga Ti-6Al-4V fundida.

Nessa Figura é possível observar as bandas de cisalhamento e seus efeitos no processo de usinagem. Observa-se que na área próxima a superfície usinada existe uma região denominada banda de cisalhamento, mostrando grãos deformados, e fora dessa região os grãos estão alongados e com tendência perpendicular aos grãos da banda de cisalhamento.

É nessa região bem definida que ocorre a deformação plástica que tem como fator implícito o cisalhamento do material e por conseqüência, o aumento da dureza do material, dificultando processo de corte, fatos relatados por EZUGWU, (2003). Portanto pode ser observada a existência de variações de durezas, da região banda de cisalhamento para o interior, com diminuição progressiva de dureza. Na região chamada banda de cisalhamento a dureza alcançou 452 HV, seguido por 433 HV e mais distante 376 HV. Analisando a banda de cisalhamento podemos observar que esta apresenta uma espessura em torno de 50µm, fato também constatado por MOREIRA, (2002).

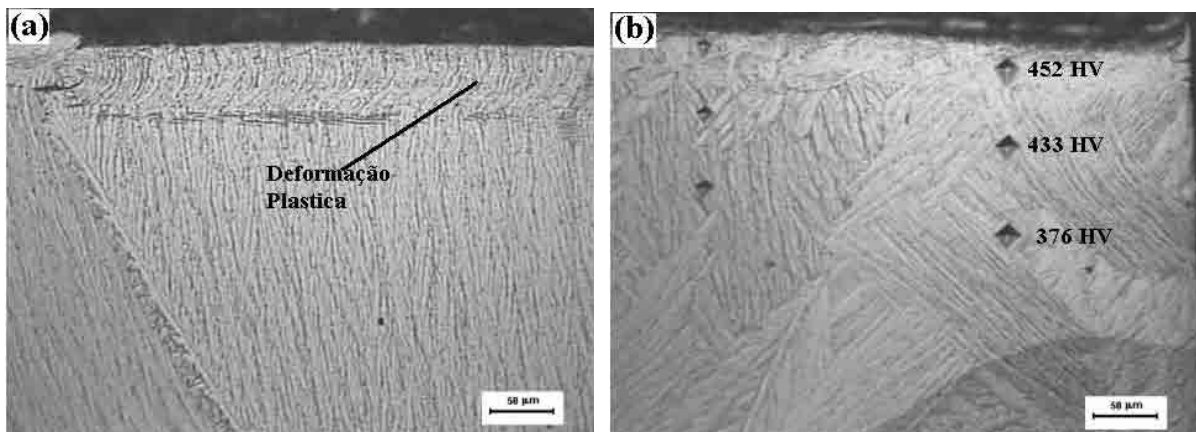


Figura 4.34 Observa-se na Figura (a) deformação plástica superficial e na Figura (b) variações de dureza da liga Ti-6Al-4V.

4.17.6 Comentários dos resultados alcançados na usinagem da liga Ti-6Al-4V

Os resultados obtidos para as condições utilizadas nesse estudo são promissores, não sendo encontrado em literaturas relatos da usinagem dessa liga com ferramentas cerâmicas de nitreto de silício, e dessa forma não foi possível fazer análises comparativas, entre as ferramentas. De uma maneira geral é possível observar bons comprimentos de corte o que justifica a aplicação dessa ferramenta no torneamento da liga Ti-6Al-4V.

4.18 RESULTADOS DOS TESTES DE USINAGEM DO FERRO FUNDIDO CINZENTO

É descrito na Figura 4.35 o comportamento do desgaste da ferramenta de nitreto de silício em função do tempo de corte.

Para as condições utilizadas nesse trabalho a ferramenta demonstrou bom desempenho, com baixa taxa de desgaste para todas as condições de testes realizadas, chegando ao comprimento de corte de 6533,06m, para um desgaste de 0,40mm, quando da utilização de $V_c=300\text{m/min}$, $f=0,32\text{mm/rot}$ e $a_p=1,00\text{mm}$. Observou-se que quando utilizou uma velocidade de $V_c=500\text{m/min}$, $f=0,32\text{mm/rot}$ e $a_p=3,00\text{mm}$, a ferramenta não apresentou desgaste, possibilitando aplicações futuras mais severas, ou seja, onde se utilizam maiores velocidades e maiores profundidades de corte. Os resultados obtidos nessa condição têm como papel fundamental reforçar os resultados obtidos nas condições anteriores (testes preliminares), onde ficou observado que a ferramenta diminui o desgaste, com o aumento da velocidade e profundidade de corte. Esse fato está associado à temperatura gerada na cunha da ferramenta, que através do momento dinâmico, auxilia na dissolução das grafitas, transformando-as em fluido pastoso e espalhando sobre a superfície usinada, beneficiando o acabamento superficial e melhorando o desempenho da ferramenta ao longo do tempo. Portanto observa-se um alto valor de temperatura no início dos ensaios e uma tendência à diminuição ao longo do tempo, estando esse fato relacionado à acomodação da aresta da ferramenta. Em uma análise geral é possível dizer que a utilização dessa ferramenta traz benefício ao processo de torneamento do ferro

fundido cinzento, como por exemplo: redução de custos, eliminação de etapas posteriores, proteção ao meio ambiente e outros.

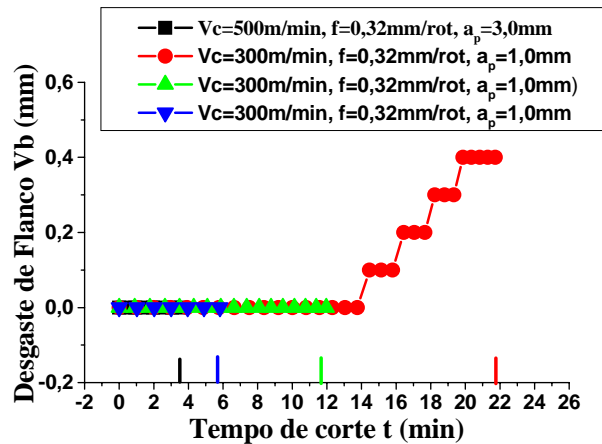


Figura 4.35 Desgaste de flanco em função do tempo de corte

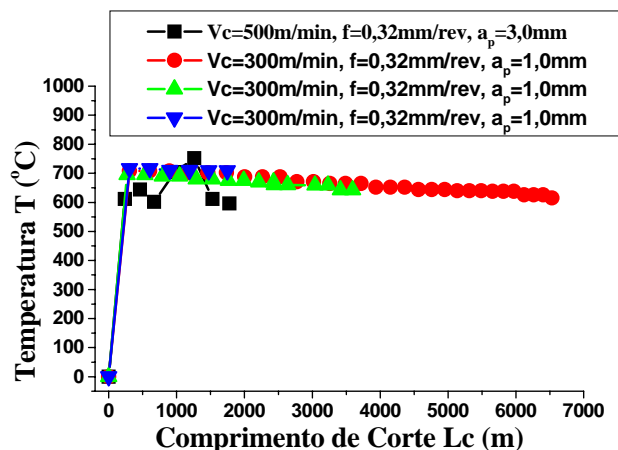


Figura 4.36 Temperatura em função do comprimento de corte

4.18.1 Qualidade da superfície gerada no torneamento do ferro fundido cinzento

Analisando o comportamento das rugosidades, é possível observar variações de rugosidades ao longo do material usinado. Essas variações são atribuídas a possíveis presenças de carbeto na microestrutura do material. Para as medidas de rugosidades observa-se uma acomodação após um determinado tempo de usinagem, evidenciando que além de um maior tempo de usinagem a ferramenta também pode proporcionar um

melhor acabamento, evidenciando a boa desempenho da ferramenta na usinagem do ferro fundido. Os resultados de baixas rugosidades são devido a presença do fluido pastoso durante a usinagem.

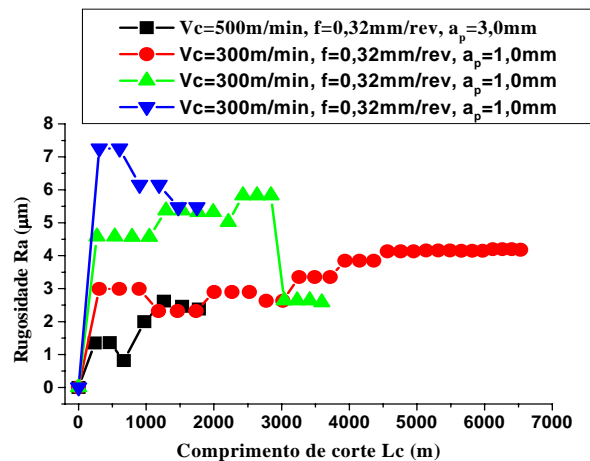


Figura 4.37 Rugosidade Ra em função do comprimento de corte

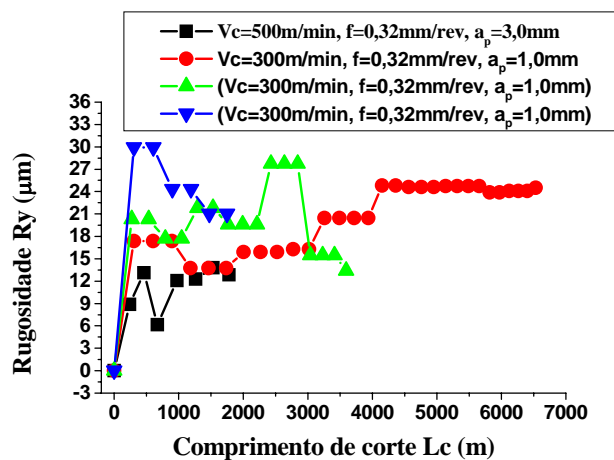


Figura 4.38 Rugosidade Ry em função do comprimento de corte

4.18.2 Análise dos desgastes ocorridos na usinagem do ferro fundido cinzento

As fotomicrografias das ferramentas são mostradas nas Figura 4.39, 4.40, 4.41, 4.42. Para todas as condições foi possíveis analisar a influência dos parâmetros de corte, que tiveram como mecanismo predominante de desgaste a abrasão. Para a condição $V_c=300\text{m/min}$, $f=0,32$ e $a_p=1,0\text{mm}$ é possível observar desgaste de flanco de

aproximadamente de 0,4mm, seguido de um desgaste de cratera. Entretanto para as demais condições observa-se uma tendência ao desgaste de flanco, seguido por um início de cratera. Entretanto na condição $V_c=500\text{m/min}$, $f=0,32$ e $a_p=3,0\text{mm}$, não foi observada tendência de desgaste na ferramenta de corte, sendo essas condições promissoras a um teste de longa duração. O desgaste de flanco de aproximadamente de 0,4mm, deve-se a formação do cavaco, que em sua maioria se transforma em pó com partículas de forma irregulares, que se desloca junto à aresta de corte e a peça, conduzindo ao processo de abrasão de três corpos e conseqüentemente diminuindo a vida útil da ferramenta. Os desgastes ocorridos podem estar associados a possíveis vibrações do sistema, tendo como conseqüência a baixa profundidade de corte, que não é suficiente para absorver as vibrações do sistema.

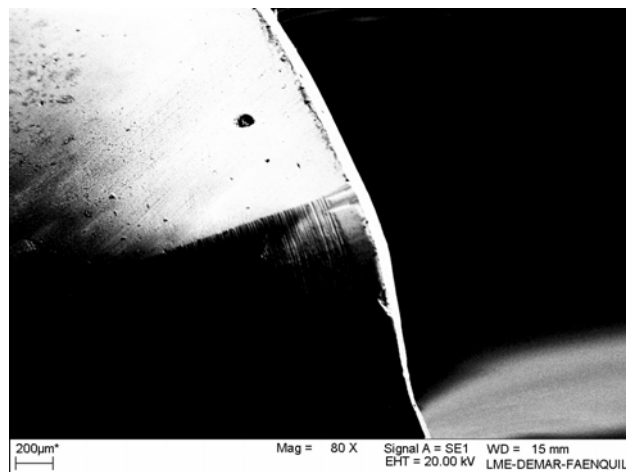


Figura 4.39 Observa-se o desgaste ocorrido no flanco da ferramenta para $L_c=1779,86\text{m}$.

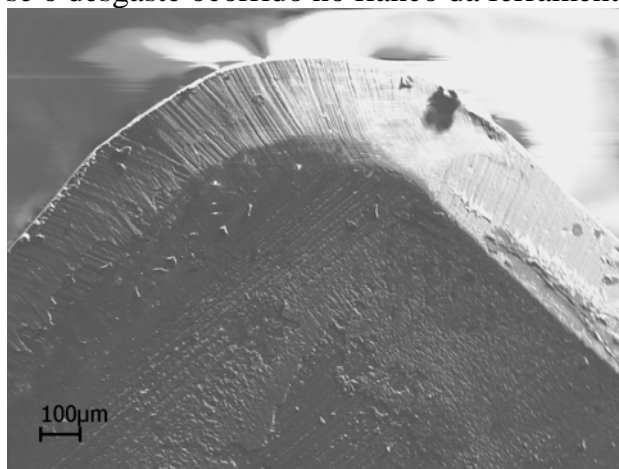


Figura 4.40 Observa-se o desgaste ocorrido no flanco da ferramenta para $L_c=1748,36\text{m}$.

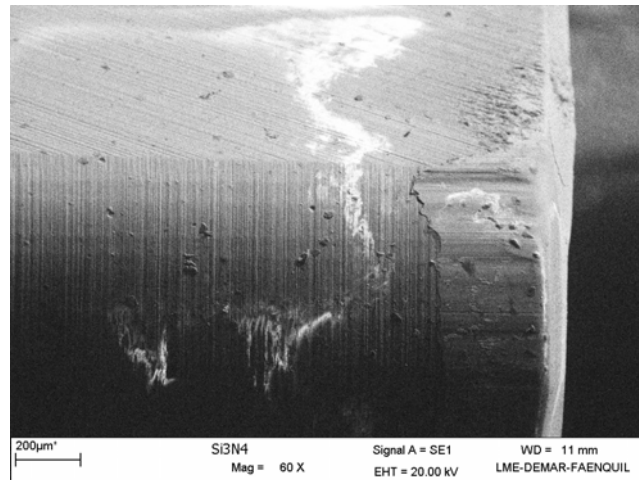


Figura 4.41 Observa-se o desgaste ocorrido no flanco da ferramenta para $L_c=3593,82m$.

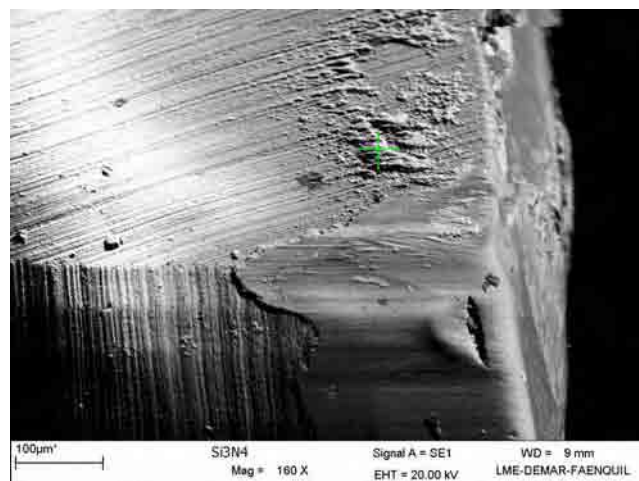


Figura 4.42 Observa-se o desgaste ocorrido no flanco da ferramenta para $L_c=6533,06m$

4.19 RESULTADOS DOS TESTES DE USINAGEM DO FERRO FUNDIDO VERMICULAR

Os resultados dos desgastes ocorridos nas ferramentas para as condições 1, 2 e 3, são observados nas micrografias das Figuras 4.43, 4.44, 4.45 respectivamente.

4.19.1 Condições 1 ($V_c=200\text{m/min}$), 2 ($V_c=350\text{m/min}$) e 3 ($V_c=500\text{m/min}$)

Em função das dificuldades de obtenção desses materiais, foram realizados estudos bibliográficos para determinação dos passos de execução dos ensaios, com objetivo de encontrar as melhores condições de ensaios.

Portanto para a condição 3, foi utilizada uma velocidade de corte de 500m/min , com profundidade de corte $0,5\text{ mm}$ e avanço de $0,2\text{ mm}$. Nesta condição, a ferramenta durou apenas $2,11$ minutos, apresentando um desgaste prematuro, conforme observado na curva de desgaste da Figura 4.43. Os resultados obtidos pela ferramenta se mostram coerentes com os obtidos por LEUZE (2000), quando este utilizou uma ferramenta de cerâmica comercial denominada por “Ker” com velocidade de corte de 400m/min , avanço igual $0,3\text{ mm}$ e profundidade de corte de $0,15\text{ mm}$, obteve um tempo de $2,5$ minutos.

Portanto com objetivo de identificar e entender melhor as causas que levaram a ferramenta a apresentar um baixo desempenho durante a usinagem do ferro fundido vermicular, foram feitas análises por microscopia eletrônica de varredura (MEV).

Analisando a Figura 4.43 é possível identificar desgaste de cratera na face, desgaste abrasivo no flanco. Esses desgastes são devido às formas das grafitas e inclusões existente no material usinado.

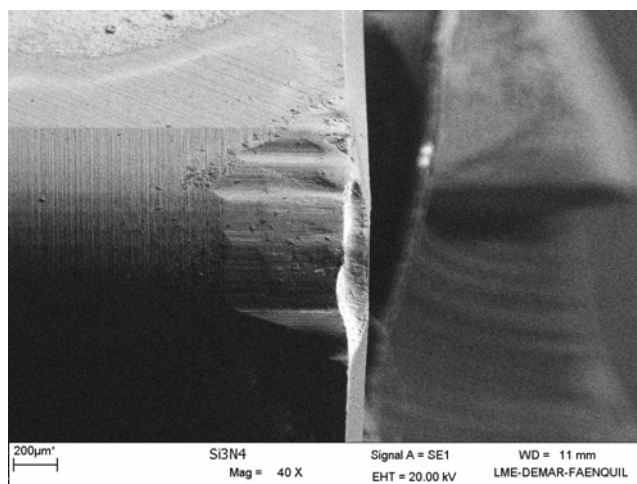


Figura 4.43 Observa-se o desgaste ocorrido no flanco da ferramenta para $L_c=1052\text{mm}$.

Para a condição 2, foi utilizada uma velocidade de corte igual a 350m/min , mantendo as mesmas condições de avanço e profundidade de corte utilizadas na condição

3 ($V_c=500\text{m/min}$, $f=0,20\text{mm/rev}$, $a_p=0,50\text{mm}$). Neste ensaio, a ferramenta também exibiu um desgaste prematuro, alcançando rapidamente o fim da vida da ferramenta, como revela a Figura 4.44, porem com tempo superior a condição 3. Nesta condição foi encontrado um único trabalho onde XAVIER (2003) realizou teste com ferramenta cerâmica de nitreto de silício comercial e obteve um tempo próximo de 5 minutos com $V_{B_{\max}}=0,5\text{mm}$. Se comparado a XAVIER (2003), pode se dizer que os resultados obtidos nesse trabalho estão coerentes com a literatura, podendo a pequena diferença estar relacionada a maquina-ferramenta.

Realizando a análise da ferramenta no MEV, pôde-se identificar o mesmo tipo de desgaste ocorrido na ferramenta utilizada na condição 3, desgaste de cratera na face, desgaste abrasivo no aresta e lascamento, porem com fator agravante adesão de partículas na aresta de corte.

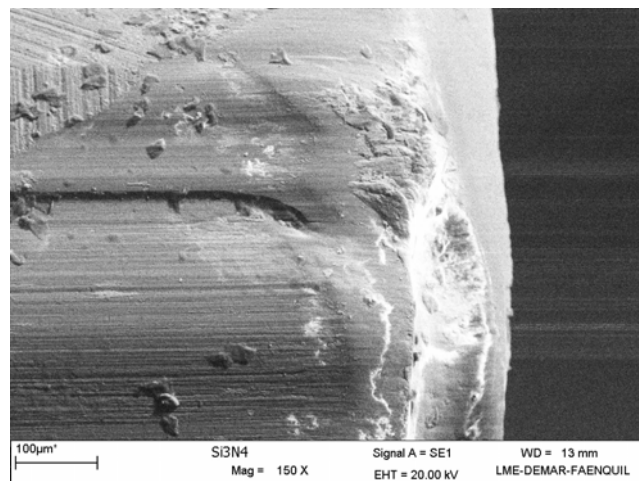


Figura 4.44 Observa-se o desgaste ocorrido no flanco da ferramenta para $L_c=1075\text{m}$.

Entretanto para a realização dos ensaios da condição 1, foi utilizada uma velocidade de corte igual a 200m/min , mantendo as mesmas condições de avanço e profundidade de corte utilizadas nas condições anteriores. Neste ensaio, a ferramenta exibiu um melhor desempenho de desgaste, alcançando valores consideráveis para utilização dessa nas linhas de produções industriais, como revela a Figura 4.45, alcançando tempo de $8,29\text{minutos}$ para um $V_{B_{\max}}=0,6\text{mm}$, superior as condições anteriores. Nesta condição não foram encontrados relatos de trabalho com ferramentas cerâmicas nessas condições,

sendo impossível associar esses resultados a outros parâmetros, devido às propriedades inerente do material usinado e da ferramenta fabricada.

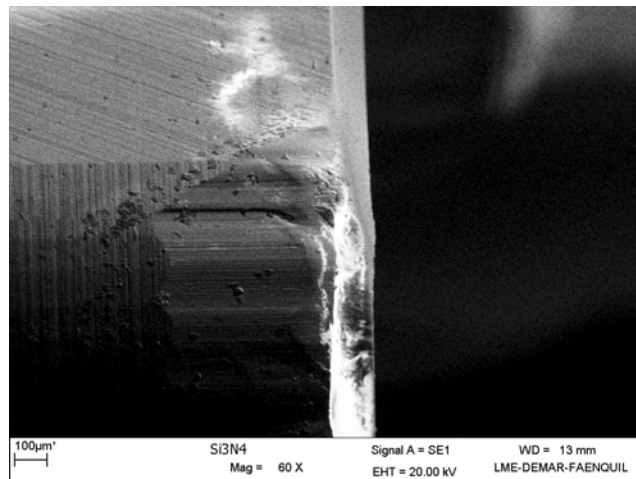


Figura 4.45 Observa-se o desgaste ocorrido no flanco da ferramenta para $L_c=1658\text{mm}$.

Analisando a micrografia da condição 1 é possível observar semelhanças nos tipos de desgaste ocorrido na ferramenta quando essa foi utilizada nas condições 2 e 3, desgaste de cratera na face, desgaste abrasivo no aresta e lascamento, também pode ser observado adesão de partículas na aresta da ferramenta, fator que associado a velocidade de corte pode intensificar os desgastes.

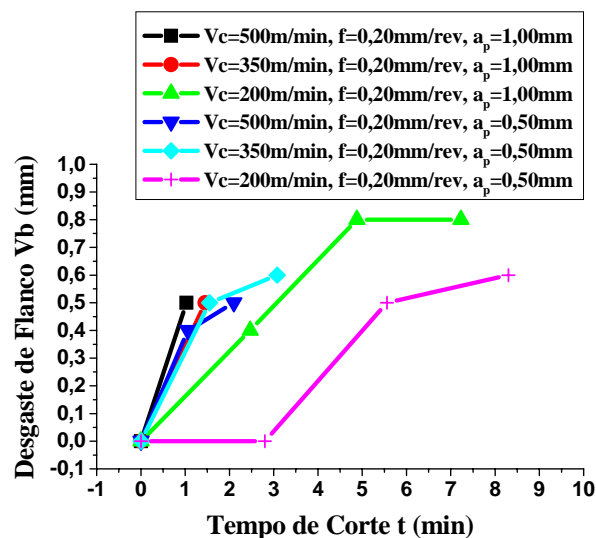


Figura 4.46 Desgaste de flanco em função do tempo de corte

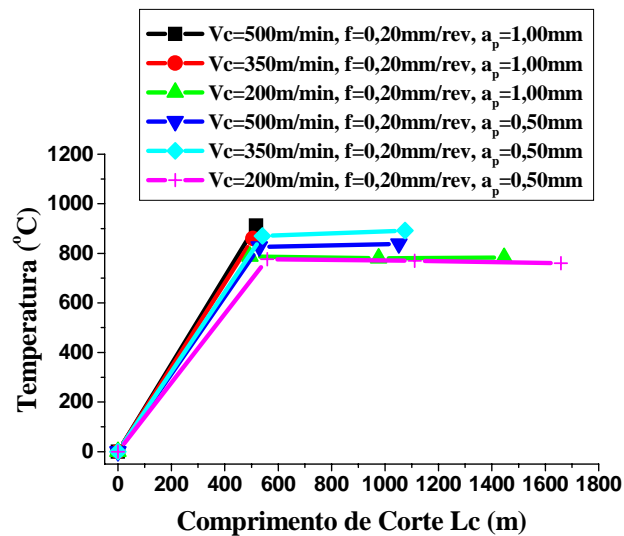


Figura 4.47 Temperatura em função do comprimento de corte

4.19.2 Qualidade da superfície gerada

Em uma análise geral das condições utilizadas na usinagem do ferro fundido vermicular pode ser observado que os ensaios de torneamento utilizando ferramenta de nitreto de silício produziram importantes valores de rugosidade. Entretanto vale salientar que os dados de rugosidades foram realizados de acordo com os números de passos, sendo que a cada passo foram realizadas três medições ao longo da peça defasadas de 120°C uma da outra. Portanto os resultados demonstraram tendências de acomodação para a velocidade de 200m/min, sendo que nas demais condições as rugosidades demonstraram ser progressivas.

Entretanto pode ser observado tanto para Ry quanto para Ra que quando se utilizou profundidade de corte maior ($a_p=1,0\text{mm}$) as rugosidades foram menores se comparada a mesmas velocidades utilizando profundidade de corte de $a_p=0,50\text{mm}$, sendo a condição $a_p=0,50\text{mm}$ causadora de resultado pior de rugosidade, fato que pode estar relacionado à vibração da peça durante a usinagem. Em um segundo plano podemos atribuir os resultados de rugosidades obtidas à geometria da ferramenta. Portanto uma outra

observação pode ser feita, a tendência de piora da qualidade da superfície com o passar do tempo, exceto para as condições de velocidade de corte de 200m/min.

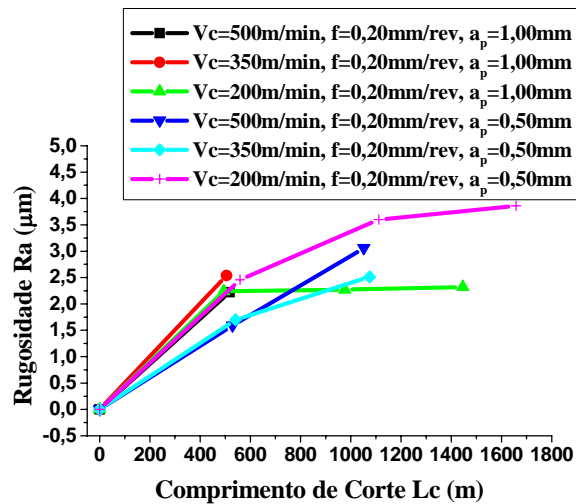


Figura 4.48 Rugosidade Ra em função do comprimento de corte.

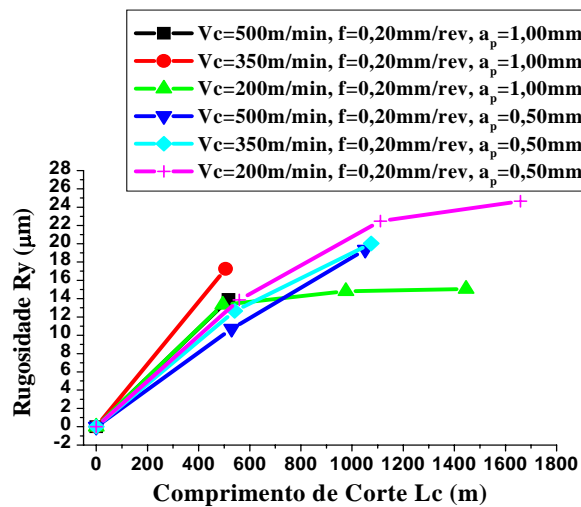


Figura 4.49 Rugosidade Ry em função do comprimento de corte

Na Figura 4.50, é possível identificar uma sutil contribuição da velocidade de corte para o excessivo desgaste das ferramentas. À medida que aumenta a velocidade de corte o desgaste é mais intenso com diminuição dos comprimentos de corte, resultado igualmente encontrado por (REUTER 2000 , LEUZE 2000).

Porém, o aumento da velocidade não pode ser aceito como única explicação para o menor tempo de vida das ferramentas cerâmicas, podendo este estar ligado a afinidades químicas entre a peça e a ferramenta e também às características dinâmicas da máquina-ferramenta utilizada.

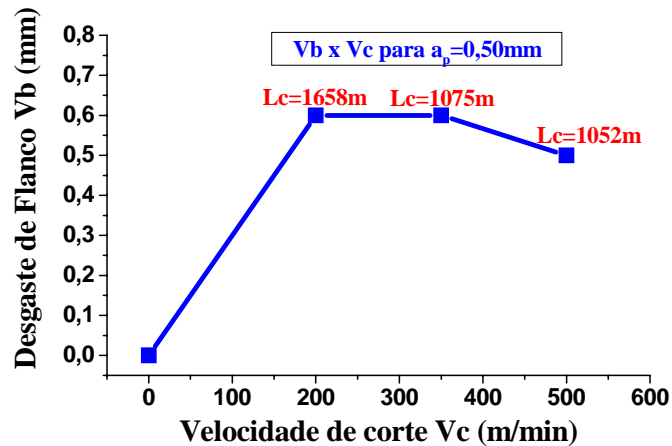


Figura 4.50 Observa-se desgaste de flanco em função da velocidade de corte

4.19.3 Condições 4 ($V_c=200\text{m/min}$, $a_p=1,00\text{mm}$), 5 ($V_c=350\text{m/min}$, $a_p=1,00\text{mm}$) e 6 ($V_c=500\text{m/min}$, $a_p=1,00\text{mm}$)

Para realização dessas condições foram utilizadas as mesmas velocidades de corte e avanço das condições 1, 2, 3, porém com uso em dobro da profundidade de corte, sendo possível uma avaliação da ferramenta em condições mais severas.

Na condição 6, usando velocidade de corte de 500 m/min, profundidade de corte de 1,0 mm e avanço de 0,2 mm/rev, a ferramenta de nitreto de silício apresentou um tempo de vida médio de aproximadamente 1,03 minutos. Comparativamente pode-se observar uma grande diminuição no tempo de trabalho quando comparado com a condição 3, que foi utilizada como base. Portanto vale salientar que essa condição não foi encontrada na literatura, dificultando análise comparativa.

Entretanto foi observado que a ferramenta se aproximou rapidamente do valor máximo especificado para desgaste de flanco, demonstrando que a condição utilizada não

são satisfatórios para a usinagem do ferro fundido vermicular, pois se tem um desgaste excessivo da ferramenta, o que aumenta o consumo de energia para a realização do corte e piora o desempenho da ferramenta.

Nessa condição pode-se observar que além do desgaste, um fato chama a atenção, a ferramenta apresenta uma trinca perpendicular à direção do ataque da mesma no torneamento da peça, sendo essa trinca oriunda do processo de retificação da ferramenta.

Analisando os resultados, é observado que a ferramenta apresentou desgaste de cratera, seguida de um desgaste de flanco $V_{B_{max}}=0,50\text{mm}$. Entretanto sabe-se que o desgaste de cratera quando excessivo, pode levar a aresta da ferramenta ao enfraquecimento, estando a ferramenta sujeita a entrar em colapso e acarretar sérios prejuízos à peça, porta-ferramenta e, em últimos casos à máquina-ferramenta. Portanto em uma análise geral é possível dizer que as características dos desgastes permanecem semelhantes às condições 1, 2, 3, com desgaste de cratera na face, desgaste abrasivo na aresta.

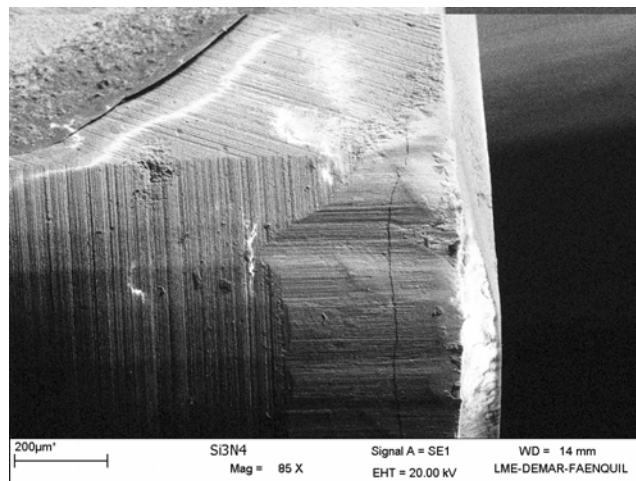


Figura 4.51 Observa-se o desgaste ocorrido no flanco da ferramenta para $L_c=517\text{m}$.

Na condição 5 a ferramenta teve como base a condição 2, para tanto na condição 5 os resultados obtidos demonstram que a ferramenta teve uma vida de aproximadamente 1,45 minutos, demonstrando um comportamento de desgaste diferente das demais condições utilizadas nesse trabalho, conforme Figura 4.52. Entretanto os resultados obtidos nessa condição, não pode ser comparado a outros, devido a ferramenta apresentar

fratura na aresta de corte, fato esse que pode ser justificado pela aparência constante de cratera para todas as condições utilizadas nesse trabalho e que provavelmente durante o ensaio houve a formação de cratera larga e profunda que caminhou para quebra da aresta de corte da ferramenta e dessa maneira prejudicando o acabamento final da peça.

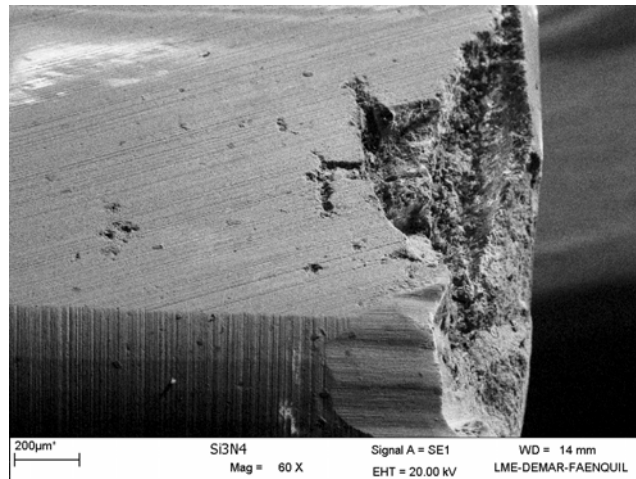


Figura 4.52 Observa-se o desgaste ocorrido no flanco e quebra da aresta da ferramenta para $L_c=505m$.

Na condição 4 utilizou-se como base a condição 1, alterando somente a profundidade de corte. Nestas condições, a ferramenta alcançou um tempo de vida em torno de 7,23 minutos, sendo o melhor resultado alcançado quando se utilizou $a_p=1,0mm$. Entretanto é possível comparar esses resultados com os obtidos por LEUZE (2000), que utilizou uma ferramenta cerâmica denominada por “Ker” e velocidade de corte de 250 m/min, profundidade de corte 0,5mm e avanço de 0,20mm/ver, e obteve uma vida de 8 minutos. Entretanto os resultados alcançados nessa condição são promissores, pois a ferramenta suportou com bom desempenho a utilização da profundidade de corte de 1,0mm, não ocorrendo fratura da mesma em trabalho. Em geral, podemos dizer que a usinagem do ferro fundido vermicular com ferramentas de nitreto de silício produzida nesse projeto apresentaram velocidade de corte de 200 m/min como a melhor condição utilizada nesse trabalho.

Analisando a micrografia da Figura 4.53 é possível observar que esta apresentou um desgaste de flanco mais acentuado, $V_{Bmax}=0,8mm$, e desgaste de cratera na face. Entretanto os desgastes ocorridos para todas as condições desse trabalho possuem

semelhanças, sendo esses ocasionados por desprendimento de carbeto duros da matriz da peça, que se alojam entre a ferramenta e a peça, causando atrito de três corpos, principalmente quando se utilizou uma maior profundidade de corte.

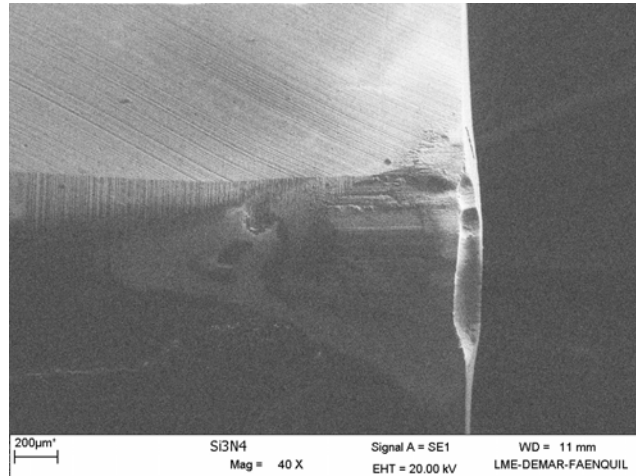


Figura 4.53 Observa-se o desgaste ocorrido no flanco da ferramenta para $L_c=1446m$.

Para melhor sintetização dos resultados, quando da utilização da profundidade de corte 1,0mm, foi utilizado um gráfico que demonstra os resultados para as três condições 6, 5 e 4.

Nessa Figura, pode se verificar que uma das causas que explica o baixo desempenho da ferramenta de nitreto de silício pode ser creditada ao aumento da velocidade de corte, porém, esta não é a única. Os baixos tempos de vida obtidos mostram que podem existir outras causas, como a difusão, que influenciam significativamente o desgaste das ferramentas.

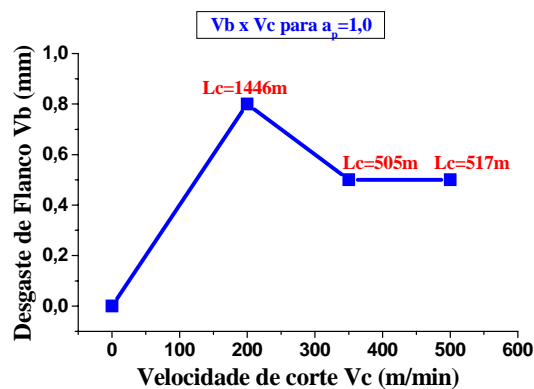


Figura 4.54 Observa-se desgaste de flanco em função da velocidade de corte.

5 CONCLUSÕES

1 – Os resultados de propriedades físicas e mecânicas obtidos nesse trabalho são valores que credencia a aplicação desses materiais em campos diversos, principalmente em aplicações tribológicas.

2 - Os resultados de propriedades mecânicas obtidos, indicam ser possível desenvolver materiais cerâmicos que aliam dureza e tenacidade.

3 - A transformação da composição SNYA20 em ferramentas de corte na geometria 13 x 13 x 4,8mm de acordo com a norma ISO 1832, assegurou as ferramentas bom desempenho durante os processos de usinagem do ferro fundido cinzento com comprimento de corte de $L_c=6533,06m$, superior ao encontrado em literatura, e para o ferro fundido vermicular alcançou um comprimento de corte $L_c=1658m$, também superior aos da literatura para ferramentas cerâmicas de mesmo material. Na liga Ti-6Al-4V, os comprimentos de corte foram promissores, chegando 486m, mas os desgastes ocorridos no flanco da ferramenta foram altos, devido a reatividade do material da ferramenta com o material da peça.

4- A s ferramentas obtidas nesse trabalho apresentam custo reduzido em comparação as de mercado, com uma redução de até 50% no valor e ainda apresentando propriedades importantes para aplicação em usinagem de superligas sem uso de fluido de corte, alcançando redução de até 20%.

REFERÊNCIAS

- ACCHAR, W., *Materiais Cerâmicos: Ciência e Tecnologia*, EDUFRN, Rio Grande do Norte, p. 13-14, 111, 2000.
- ASKELAND, D.R., *The Science and Engineering of Materials*, Chapman and Hall, London, 1990.
- ASM. *Speciality Handbook: Cast Irons*. Estados Unidos: ASM International, 1996, p. 33-267.
- ASTAKHOV, V.P., OSMAN, M.O.M., HAYAJNEH, M.T., Re-evaluation of the basic mechanics of orthogonal metal cutting: Velocity diagram, virtual work equation and upper-bound theorem, *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 41 (2001) 393-418.
- BALDACIM, S.A., Tese de doutorado, 198p. 2000 IPEN-USP, São Paulo.
- BARRINGER E., *Ultrastructure Processing of Ceramics, Glasses and Composites*, Wiley & Sons, New York, 1984.
- BELOSI, A., Design and Process of non-oxide ceramics – case study: factor affecting microstructure and properties of silicon nitride, in: Gogotsi Y G, Andrieuski R A, Editors, *Materials Science of carbides, nitrides and borides*, Kluwer Academic Publishers, Netherlands, Vol 68, 1999: 285-304.
- BOEHS L., A Cerâmica aplicada na usinagem de ferro fundido, *Anais do 7º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais*, 1986, 151.
- BOEHS L., GIRONDI A. E. C. and MACHADO A. R., *Materiais para Ferramentas: as novas gerações e suas aplicações*, *Anais do IX Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica*, 1987, 1039.
- CANNON.W.R. and LANGDON, T.G., *J Mat Sci* 23[1] 1-20 (1988).
- CARRAPICHANO, J.M.M., “Compósito cerâmico BN-Si₃N₄ de elevada resistência ao desgaste para material de corte”, Tese de Mestrado - Universidade de Aveiro, Portugal, 1997.
- CAVALCANTI, C.B.C., Síntese de Nitreto de Silício pela Amonólise do Tetracloro de Silício, ITA, S.J.C., Tese de Mestrado, 1994.
- CHEN, W.W., SUN, W.Y., LI Y.W., YAN D.S., *Mat. Letters*, 46 (2000) 343-348.
- CHO, S. J., YOON, K.J., Nonuniform densification during gas pressure sintering of an α -SiAlON ceramic, *J. Am. Ceram. Soc.* 81 (9) (1998) 2458–2460.
- CHOWDRY, U.;CANNON, R.M.“In: Palmour III, *Materials Science Research*”, Plenum, NYork, 1988.
- COSTA B.J., Importância das Características do Pó no Processamento das Cerâmicas Avançadas, 38º Congresso Brasileiro de Cerâmica, 1994, 416.
- CUNHA, E.A. E RIBEIRO, M.V. (2004). “O compromisso da rugosidade com a velocidade de corte”. *Revista Máarestas e Metais*, São Paulo, vol. 40, n. 457, p. 132-138.
- DAWSON, S., *Mechanical and Physical Properties of Compacted Graphite Iron at Elevated Temperatures*. SinterCast S.A, Switzerland, Fev.1994.

- DAWSON, S., The SinterCast Process and Compacted Graphite Iron. In: International Conference on Latest and Best in Melting and Metal Treatment en Ferrous and Non-Ferrous Foundries, Coventry, England, abr. 1994.
- DAWSON, S.; WÜRTEMBERG, J. M. von. Experiências Práticas com Ferro Fundido de Grafita Compactada Como Material para Componentes Automotivos. IN: 26º Simpósio internacional sobre tecnologia automotiva e automação – ISATA, 1993, Aachen. Anais... Aachen: 1993.
- DEVEZAS, T., Cerâmicos Especiais Estruturais - 2ª parte: Cerâmicos Covalentes, ITA Engenharia, vol. 6, nº 4, p. 5-13, 1985.
- DINIZ, A. E., et al, “Otimização das condições de usinagem em células”, Máarestas e Metais, n. 281, p. 48-54, junho 1989.
- DINIZ. A.E., MARCONDES, F.C. e COPPINI, N.L., Tecnologia da Usinagem dos Metais, segunda edição, Artliber, 2000.
- DONACHIE, M.J.Jr., “A Technical Guide”, ASM International Metals Park, OH 44073, U.S.A , 1987.
- DORRE, E. and HÜBNER, D.H. “Alumina properties, technology and applications”, Springer-Verlag, Berlim, 1984.
- DRESSLER, W., RIEDEL, R., Int J Refrac & Hard Mat, 15 [1-3], 13-47, 1997.
- DUAILIBI Fº, J., “Cerâmicas especiais para fins estruturais”, Cerâmica, 34 (227), 1988, p191.
- EVANS, A.G., CHARLES, E.A., Fracture toughness determination by in- dentation, J. Am. Ceram. Soc. 59 (10) (1976) 7– 8.
- EVANS, R.W., WINSHIRE, B., “Introduction to Creep”, The Institute of Materials, London, (1993) 115p.
- EZUGWU, E. O.; BONNEY, J.; YAMANE, Y. (2003). “An overview of the machinability of aeroengine alloys”. Jornal of materials processing technology, nº 134, p 233 - 253.
- EZUGWU, E.O, WANG, Z. M. (1997). “Titanium alloys and their machinability”, Journal of Materials Processing Technology, v.68, p.262-274.
- FERRARESI, D., “Otimização das condições de usinagem em produção seriada”, Máquinas e Metais nº 286, pp 24-37, 1989.
- FORDHAM R.J., High Temperature Corrosion of Technical Ceramics, Elsev Applies Science,1990, 229p.
- FREITAS, D., Estudou sobre o desenvolvimento de uma cerâmica à base de zircônia dopada com concentrado de óxidos de ítrio e de terras raras para aplicação em sensores de oxigênio. Tese de Doutorado. FAENQUIL – DEMAR, 2000.
- GATTO, A.; IULIANO, L. (1997). “Advanced coated ceramic tools for machining superalloys”. Int. J. Manufact. V. 37, nº 5, p. 591-605.
- GAUCKLER L. J. LUKAS, H.L., and PETZOW, G. J AmCerSoc. 58:346 (1975).
- GAZARRA, C.D. and MESSIER, D.R., Determination of phase content of Si₃N₄ by X-Ray diffraction analysis, Ceram. Bulletin, 56 [9] (1977).
- GERMAN, M.R., Powder Metallurgy Science. 2.ed. Ed. Metal Powder Industries Fed., 1994. 472p.

- GERMAN, R.M. Sintering Theory and Practice, John Wiley and Sons, 1996, 550p.
- GERMAN, R.M., "Liquid Phase Sintering", Plenum Press, New York, 1985.
- GOMES, U.U., "Tecnologia dos Pós – Fundamentos e Aplicações", Editora UFRN – Natal, 1995.
- GONZAGA, R., Influência da substituição da SiO_2 por Al_2O_3 e AlN na mistura de aditivos $\text{Y}_2\text{O}_3 / \text{SiO}_2$ e $\text{Ce}_2\text{O}_3 / \text{SiO}_2$ na microestrutura e propriedades mecânicas de cerâmicas a base de Si_3N_4 – Dissertação de mestrado – FAENQUIL-DEMAR, Lorena-SP, Maio de 1998. 62p.
- GRESKOVICH C., In: Milling- Ceramic Fabrication Process, Treatise on Materials, Science and Technology, 0, 1976, 15.
- GUESSER, L. W.; GUEDES, L. C. Desenvolvimentos recentes em ferros fundidos aplicados à indústria automobilística. In: IX Simpósio de Engenharia Automotiva, AEA, São Paulo, 1997.
- GUESSER, W.; SCHROEDER, T. DAWSON, S. Production Experience with Compacted Graphite Iron Automotive Components In: AFS Casting Congress, 105, 2001, Dallas. Anais, Dallas: 2001.
- HAMPSHIRE, S.; PARK, H.K.; THOMPSON, D.P. and JACK K.H., Nature 274:880 (1978).
- HIKICHI Y., OTA T., DAIMON K., HATTORI T., Thermal, Mechanical, and chemical properties of sintered xenotime – type RPO_4 (R=Y, Er, Yb, or Lu). J. Am. Ceram. Soc. 81, p. 2216 – 18. (1998).
- HIROSAKI, N., OKADA, A. and MATOBA, J. Am. Ceram. Soc., 71(3), 1988, 144.
- HUANG, Z.K, GREIL, P. and PETZOW, G., "Formation of $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ solid solutions in the system $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-AlN-Y}_2\text{O}_3$ ", J. Am. Ceram. Soc., 66(6), 1983, c-96-97.
- JACK D., Advanced Ceramics as Metals Cutting Tool Materials. Chemistry and Industry, 1986, 646.
- JACK, K. H., J. Mat Sci. 11:1135 (1976).
- JACK, K.H., and WILSON, W. I. Nature Phys Sci, London, 238:28 (1972).
- JAHANMIR, S., Friction and Wear of Ceramics, National Institute of Standards and Technology, Gaithersburg, Maryland, 1994.
- KIM, J., ROSENFLANZ, A ., CHEN, I.-W., J. Amer. Ceram Soc., 83 [7], 1819-1821, 2000.
- KINGERY, W. D., BOWEN, H.K., UHLMANN, D. R., Introduction to Ceramics. 2nd. ed. New York: John Wiley, 1976, p. 1032.
- KÖNIG, W.; KLOCKE, F. Fertigungsverfahren 1: Drehen, Fräsen, Bohren. 5. Auflage. Aachen, 1997.
- KOPAC, J., Influence of cutting material and coating on tool quality and tool life, Journal of Materials processing Technology 78 (1998) 95-103.
- KRAUSE Jr., R.F., LUECKE, W.E., HOCKEY, B.J., WIEDERHORN, S.H., J.Am.Ceram.Soc., 82 [5], 1231-1241, 1999.
- KURAMA, S., HERMANN, M., MANDAL, H., The effect of processing conditions, amount of additives and composition on the microstructure and mechanical properties of $\alpha\text{-SiAlON}$ ceramics, J. Eur. Soc. 22 (2002) 109-119.

- KURANAGA, C., Obtenção de ZrO_2 dopada com concentrado de óxido de ítrio e de terras raras. Dissertação de Mestrado. FTI – Centro de Materiais Refratários. Lorena, 78p.;1997.
- LANGE, F.F.; DAVIS, B.I.; and AKSAY,I.A. “Processing-related fracture origins: differential sintering of ZrO_2 agglomerates in Al_2O_3/ZrO_2 composites”, J. Am. Ceram. Soc., 66[6], 1983, 407.
- LANNA, M.A. et al., Influência dos parâmetros de corte na usinagem de carbono-carbono com ferramentas cerâmicas, In.48 Cong. Brasileiro de Cerâmica, 2004, Curitiba – P.R. Anais.
- LANNA, M.A. et al., Torneamento de ferro fundido cinzento com ferramentas cerâmicas a base de nitreto de silício produzidas por sinterização normal, In.48 Cong. Brasileiro de Cerâmica, 2004, Curitiba – P.R. Anais.
- LANNA, M.A. et al., Usinagem de carbono-carbono com ferramentas cerâmicas revestidas com diamante por CVD, In.48 Cong. Brasileiro de Cerâmica, 2004, Curitiba – P.R. Anais.
- LEUZE, P. High Productivity Carbide Boring Tools for Roughing and Finishing CGI. In: Compacted graphite iron – Machining workshop, 2000, Darmstadt. Anais Darmstadt: 2000.
- LI, Y. W., WANG, P.L., CHEN, W.W., CHENG, Y.B., YAN, D. S., Effect of additives on microstructure of Ca α -SiAlON, Materials Letters 47 (2001) 281-285.
- MACHADO, A. R.; DINIZ, A. E. (2000). “Vantagens e desvantagens do uso (ou não) de fluidos de corte”. Máarestas e Metais, nº410, p. 134 – 151.
- MACHADO, A.R., SILVA, M.B., Usinagem dos Metais, Universidade Federal de Uberlândia, 1996.
- MARQUARD, R.; HELFRIED, S.; McDONALD, M. Crank it up: New materials create new possibilities. In Engine technology international, v. 2, p. 58-60, 1998.
- MAY, P.W., CVD Diamond – a new Technology for the Future?, copy of an article which appeared in Endeavour Magazine 19(3), 1995 pp101-106.
- MIRANDA, G. W A., “Uma contribuição para aplicações em controle adaptativo otimizado no torneamento”, Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas – UNICAMP, 1997. 100p, Tese (Mestrado).
- MITOMO, M., J. Mat. Sci., 11 [6], 1103-07, 1976.
- MITOMO, M.; IZUMI, F.; BANDO, Y.; and SEKIKAWA, Y., Proc. International Symposium on ceramic Components for Engines, Hakone, Japan, 1982, p. 377.
- MITOMO, M.; TANAKA, H.; MURAMATSU, K.; LI, N.; FUJII, Y., J.Mat Sci 15:2661 (1980).
- MITSUBISHI CARBIDE, Ferramentas de Metal Duro para Usinagem, Mitsubishi Materials Corporation, 2001-20025, CB005PB.
- MOCELLIN, F. Avaliação da Usinabilidade do Ferro Fundido Vermicular em Ensaios de Furação. Florianópolis, 2002a. 94 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina.

- MOREIRA, M.R.V., Estudo da usinagem por torneamento da liga Ti-6Al-4V, Faculdade de Engenharia Química de Lorena- FAENQUIL, Lorena-SP, 2002, 119p, Tese (Mestrado).
- MOSTAGHACI, H., Advanced Ceramic Materials, Key Engineering Materials, vols. 122-124, Copyright, 1996.
- NAKAGAWA, H., “Mínima quantidade de lubrificação não agride o meio ambiente”, Máquinas e Metais, No. 415, pp. 40-49, agosto, 2000.
- NARUTAKI, N., UAMANE, Y., TASHIMA, S., KUROKI, H., 1997, “New advanced ceramic for dry machining”, CIRP Annals Manufacturing Technology, Vol. 46, No. 1, pp. 43-46.
- NBR 6405: - “Rugosidade das Superfícies”. Norma Brasileira Registrada, Brasil, 1988.
- NIESZ, D.E., 1995 Britannica Book of the Year, 1995, p.126.
- NOVASKI, O., DÖRR, J., “Usinagem quase a seco”. Máquinas e Metais, No. 406, pp.34-41, 1999.
- OKADA, A., LOFAJ, F., J.Eur.Ceram.Soc., 20, 2000, 1521-1525.
- OYAMA, Y. and KAMIGAITO, O.; Jpn J. Appl. Phys 10: 1637 (1971).
- PANDOLFELLI V.C., Aspectos da Caracterização e Processamento do Óxido de Alumínio antes da Sinterização, Tese de Mestrado, Universidade Federal de São Carlos, 1984.
- PARK., H.K., THOMPSON, D.P., JACK, K.H., Science of Ceramics vol. 10, H.Hausner, ed Ger.Ceram Soc, 1980, p251.
- RAHAMAN, M.N.; Ceramics Processing and Sintering; Marcel Dekker, 1995, 770p.
- REED, J.S., Principles of the Ceramics Processing; 2nd ed.1995, 658 p.
- REUTER, U., et al., The Wear Process of CGI Cutting Machining Developments. In: COMPACTED GRAPHITE IRON – MACHINING WORKSHOP, 2000, Darmstadt. Anais Darmstadt: 2000.
- RIBEIRO, S. Estudo comparativo das propriedades do Si₃N₄ sinterizado com Y₂O₃/SiO₂ e CTR₂O₃/SiO₂. Tese de Doutorado FTI -Centro de Materiais Refratários. Lorena, 194p.,1997.
- RICHERSON, D. W. Modern Ceramic Engineering: Properties, Processing and Use in Design. Inc New York, Marcel Dekker, 1992. Cap. 16: Failure Analysis, p. 680-730.
- SAHM, A.; ABELE, E.; SCHULZ, H., State of the art in CGI machining. In: Compacted graphite iron – Machining workshop, 5., 2002. Darmstadt. Anais, Darmstadt: PTW – Institute of Production and Machine Tools, 2002.
- SALLES, J. L.C.; GONÇALVES, M.T.T.; CORRÊA L.O. (2001). “Rugosidade superficial em operações de torneamento”. Anais do XVI Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica (COBEM).
- SANDVIK COROMANT, “Produtos para Usinagem – Ferramentas para Torneamento”, Catálogo de Ferramentas para Torneamento, Sandvik do Brasil SA, 2000.
- SANTOS, C., “Estudo da sinterização, propriedades mecânicas e resistência à corrosão por alumínio líquido, de cerâmicas de Si₃N₄ com misturas de aditivos de Al₂O₃/Y₂O₃ e Al₂O₃/ CTR₂O₃ ,” Dissertação de mestrado, FAENQUIL-DEMAR, Lorena-SP, 2001, 99p.

- SANTOS, C., et al., In: Fourth International Latin-american Conference on Powder Technology - PTech2003, 2003, Guarujá-SP. Proceedings of the PTech 2003. , 2003.
- SANTOS, C., SOUZA, J. V. C., STRECKER, K., RIBEIRO, S., SILVA, O. M. M., SILVA, C. R. M. Materials Letters, 58 [11],1792 - 1796, 2004.
- SANTOS, C., STRECKER, K., RIBEIRO S., In, 14^o CBECIMAT. ISSN 1519-4787, 2000 – São Pedro – SP, Anais, p.2702-2712.
- SCHULZ, H., REUTER, U., Compacted Graphite Iron., Engine technology International, Germany, p. 27-30, 2000.
- SERGEANT, G. F.; EVANS, E. R. The Production and properties of compacted Graphite Irons. British Foudryman, London, v. 75, n^o 5, p. 115-124, 1978.
- SHAW T.M. and PETHICA B.A., Preparation and sintering of homogeneous silicon nitride grees compacts, J. Am. Ceram. Soc., 69 (2), 1986, 88.
- SHIN, I.H.; KIM, D.J., Growth of elongated grains in α -SiAlON ce- ramics, Materials Letters 47 (2001) 329–333.
- SILVA, C.R.M., Compressive Creep of Silicon Nitride PhD Thesis, Univ. of Manchester, UK, 1989.
- SILVA, O.M.M., “Processamento e caracterização do nitreto de silício aditivado com carbonato de ítrio e concentrado de terras raras”, Tese de Doutorado, FEG–UNESP, 2000.169p.
- SILVA, R.F., VIEIRA, J. M., Int. J. Hard Met Ref. Mater., 3(1), 1992, 63.
- SLINN G. and RODGERS K, Grinding of Glazes, Interceramics, 3, 1980, 398.
- SOUZA et al., Desenvolvimento de pastilhas de Si₃N₄-AlN-Y₂O₃ com elevada resistência mecânica, In.2^o Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação (II COBEF) 2003, Uberlândia – M.G. Anais.
- SOUZA, J.V.C, Fabricação de ferramentas de corte a base de materiais cerâmicos para aplicação em usinagem do ferro fundido vermicular. In: XVI CBECIMAT, 2004, Porto Alegre-RS. Anais do CBECIMAT , 2004.
- SOUZA, J.V.C., Desenvolvimento e aplicação de ferramentas de corte a base de SiAlONs na usinagem da liga Ti-6Al-4V, In.49 Congresso Brasileiro de Cerâmica, 2005, Estância de São Pedro – S.P.Anais.
- STEMMER, C. E., Ferramentas de Corte I. 4^o Edição. Editora da UFSC. 1995.
- STRIFE, J. R. and SHEEHAN, J. E., Ceramic Coatings for carbon carbon-composite, Ceram. Bull, 67 (2), 1988, 369.
- SUMMERS, W.,“Broad scope particle size reduction by means of vibratory grinding”, Am. Ceram. Soc. Bull., 62(2), 1983, 212.
- TAMASI, R., Introdução aos Materiais Cerâmicos, Universidade Federal de São Carlos, 1995.
- TANAKA, H.; MITOMO, M.; TSITSUMI, M., Yogyo-kyokai-Shi 90:406, (1982).
- TECHNICAL ARTICLES, Mechanical Properties of Compacted Graphite Iron. Disponível em: http://www.castingsource.com/tech_art_graphite.asp. Acesso em: Agosto, 2000.
- THOMPSON, R.A., “Mechanics of powders pressing II- finite elements analysis of end-capping in pressed green powders”, Am. Ceram. Soc. Bull., 48, 1981, 244.

- THÜMMLER, F., OBERACKER, R., An Introduction to Powder Metallurgy, The Institute of Materials, 1993, 332 p.
- VITOR, A., Estudo da densificação de nitreto de silício aditivado com concentrados de terras raras e alumina. Dissertação de Mestrado. FTI – Centro de Materiais Refratários. 1994.
- WANG, P.L., ZHANG, J.H., HE, J.B., YAN, D.S., J.Eur.Ceram.Soc., 20, 2000, 1987-1995.
- WERTHEIM R., Improved Tool Life with Silicon Nitride, Machine and Tool Blue Book, 1986, 66.
- WOTTING, G., KANKA, B., ZIEGLER, G., “Microstructural Characterization, and Relation to Mechanical Properties of Dense Silicon Nitride”; pp. 83-96 in Non-Oxide Technical and Engineering Ceramics. Edited by S. Hampshire. Elsevier, London, U.K., 1986.
- XAVER, F. A., Aspectos tecnológicos do torneamento do ferro fundido vermicular com ferramentas de metal-duro, cerâmicas e CBN, Florianópolis, 2003. 144 p., Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina.
- YURKOV, A .L., and BRADT, R.C., “Load Dependence of the Hardness of Sialon Ceramics”; pp. 369-78 in Fracture Mechanics of Ceramics vol.11”; Edited by R. C. Bradt, D. P. H. Hasselman, D. Menz, M. Sakai, and V .Ya. Shevchenko, Plenum Press, New York, 1996.
- ZHANG, C. et al., Materials Letters, 43 (2000) 315-319.
- ZIEGLER, G. et al. J. Mat. Sci., v.22, p.3041-3086, 1987.

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- 1- Desenvolvimento de novas ferramentas com variações de geometrias.
- 2- Monitoramento do desgaste de flanco na usinagem superligas de níquel.
- 3- Estudo da influencia da velocidade de corte e avanço na usinagem do inconel 718.
- 4- Estudo do comportamento da rugosidade superficial em operação de torneamento externo das superligas de níquel.
- 5- Testes das ferramentas no processo de fresamento do ferro fundido vermicular.
- 6- Variação de tipos de revestimento em uma ferramenta cerâmica.
- 7- Estudo dos mecanismos de desgaste na usinagem do ferro fundido cinzento, vermicular.
- 8- Desenvolvimento e teste de novas ferramentas pelo processo de sinterização uniaxial a quente.