

PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA DE MINAS GERAIS  
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica

Josué Olímpio dos Santos

**Estudo do processo de desgaste de ferramentas de aço rápido sinterizado com e sem revestimento tribológico e metal duro no rosqueamento interno do eixo virabrequim**

Belo Horizonte

2020

Josué Olímpio dos Santos

**Estudo do processo de desgaste de ferramentas de aço rápido sinterizado com e sem revestimento tribológico e metal duro no rosqueamento interno do eixo virabrequim**

Dissertação a ser apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais, como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. José Rubens Gonçalves  
Carneiro

Coorientador: Prof. Dr. Gilmar Cordeiro da Silva

Belo Horizonte

2020

## FICHA CATALOGRÁFICA

Elaborada pela Biblioteca da Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais

S237e	<p>Santos, Josué Olímpio dos</p> <p>Estudo do processo de desgaste de ferramentas de aço rápido sinterizado com e sem revestimento tribológico e metal duro no rosqueamento interno do eixo virabrequim / Josué Olímpio dos Santos. Belo Horizonte, 2020. 132 f. : il.</p> <p>Orientador: José Rubens Gonçalves Carneiro Coorientador: Gilmar Cordeiro da Silva</p> <p>Dissertação (Mestrado) - Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica</p> <p>1. Roscas (Mecânica). 2. Metais duros. 3. Ferramentas para cortar metais. 4. Revestimento em metal. 5. Tribologia. 6. Usinagem. 7. Desgaste mecânico. I. Carneiro, José Rubens Gonçalves. II. Silva, Gilmar Cordeiro da. III. Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. III. Título.</p>
CDU: 621.7	

Josué Olímpio dos Santos

**Estudo do processo de desgaste de ferramentas de aço rápido sinterizado com e sem revestimento tribológico e metal duro no rosqueamento interno do eixo virabrequim**

Dissertação a ser apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais como requisito parcial para obtenção do Título de Mestre em Engenharia Mecânica.

---

Prof. Dr. José Rubens Gonçalves Carneiro – PUC Minas (Orientador)

---

Prof. Dr. Gilmar Cordeiro da Silva – PUC Minas (Coorientador)

---

Prof. Dr. Pedro Paiva Brito – PUC Minas

---

Prof. Dr. Felipe Campos Carrieri – SENAI FIEMG-MG

Belo Horizonte, 27 de março de 2020.

*Dedico este trabalho a Deus, porque é o autor e consumidor da minha fé, porque dEle, por Ele e para Ele são todas as coisas. Aos meus pais e toda a minha família, principalmente à esposa e filhas, Helda, Larissa e Ana luiza.*

## AGRADECIMENTOS

A Deus, pelo cuidado e presença constante, tornando-me capaz para realização deste trabalho.

Ao Prof. Dr. José Rubens Gonçalves Carneiro, pela orientação e apoio na elaboração deste trabalho.

Ao Prof. Dr. Gilmar Cordeiro da Silva, pela orientação e apoio na elaboração deste trabalho.

Aos professores e funcionários da Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais, pela oportunidade de realizar este trabalho.

Aos colegas da UTE 3012 pelo apoio e disponibilização dos recursos necessários para execução dos experimentos.

A todos da Gestão Integrada de Ferramentas pelo companheirismo e ajuda, em especial ao colega David, pelo auxílio na transformação das ferramentas.

A todos os colegas de mestrado e a todos que contribuíram e me auxiliaram nessa caminhada.

Ao colega Prof. Dr. Paulo Sérgio Martins, pelo incentivo e motivação ao crescimento de todos os nossos colegas de trabalho.

Aos colegas Breno Siqueira da Emuge e Wandeir Braga da Guhring pela preparação e fornecimento de todas as ferramentas necessárias.

À Fiat Chrysler Automobiles – FCA, pela disponibilidade de materiais e laboratórios para as análises.

“Mas em todas estas coisas somos mais do que vencedores, por aquele que nos amou. Porque estou certo de que, nem a morte, nem a vida, nem os anjos, nem os principados, nem as potestades, nem o presente, nem o porvir, nem a altura, nem a profundidade, nem alguma outra criatura nos poderá separar do amor de Deus, que está em Cristo Jesus nosso Senhor.”

Romanos 8:37-39

## RESUMO

O rosqueamento é um processo que gera roscas internas e externas amplamente usadas em diversas aplicações nas indústrias. As roscas estão presentes em quase todas as montagens de componentes mecânicos industriais em razão de precisão e rapidez. O rosqueamento interno é uma das operações de usinagem mais exigentes e empregam-se machos máquina. O processo de rosqueamento estudado é o responsável pela usinagem da rosca de fixação da engrenagem do motor no eixo virabrequim. Este trabalho foi desenvolvido com o objetivo de analisar a influência da deposição de revestimentos tribológicos de TiN e TiCN no macho de corte de aço rápido (*HSS*) sinterizado sob condições de desgaste no rosqueamento interno do virabrequim até o fim de vida dessas ferramentas. A medição do desgaste em cada macho de corte foi avaliada através da relação entre as áreas desgastadas e área total de folga dos filetes da região cônica, medidas através de um feixe de *laser* e calculadas pelo software do equipamento de medição. Ao longo do trabalho, verificou-se a necessidade de avaliação do desempenho dos machos de metal duro WC-Co com dois e três filetes cônicos. Comprovou-se que o mecanismo de desgaste para a ferramenta de aço rápido é a deformação plástica com formação de trincas em regiões do aglomerante de Co/Cr/C. As ferramentas revestidas de TiN e TiCN apresentaram desgaste abrasivo do revestimento e também deslocamentos localizados em alguns pontos desses revestimentos em regiões de baixa adesão ao substrato. Essas regiões com deslocamentos permitiram o afloramento do aço rápido com desgaste acentuado nessas regiões. Os machos de WC-Co, por sua vez, apresentaram como principal mecanismo de avaria o lascamento com vida superior aos machos revestidos de TiN e TiCN provavelmente em razão da preservação da resistência mecânica ao longo do processo de corte. Não se comprovou que a vida das ferramentas se relacionou com os parâmetros  $H/E$  ou  $H^2/E^3$  provavelmente em razão dos mecanismos de desgastes distintos das ferramentas de TiN e TiCN. Não se comprovou amaciamento acentuado da ferramenta de HSS-PM após fratura em 2100 roscas o que pode ser devido à temperatura baixa atingida no corte ou a presença de (W,V)C na microestrutura.

Palavras-chave: Usinagem. Rosqueamento. Revestimento tribológico. Desgaste.

## ABSTRACT

Threading is a process that generates internal and external threads widely used in many industrial applications. Threads are present in almost all industrial mechanical component assemblies for precision and speed. Internal threading is one of the most demanding machining operations and machine males are employed. The threading process studied is responsible for machining the engine gear fixing thread on the crankshaft. This work was developed with the objective of analyzing the influence of the deposition of TiN and TiCN tribological coatings on the sintered high speed steel (HSS) male under wear conditions in the crankshaft internal threading until the end of life of these tools. The measurement of wear in each cutting male was assessed by the relationship between the worn areas and the total clearance area of the conical region, measured by a laser beam and calculated by the measuring equipment software. Throughout the work, it was necessary to evaluate the performance of WC-Co carbide taps with two and three tapered fillets. The wear mechanism for the high speed steel tool has been shown to be plastic deformation with cracking in regions of the Co / Cr / C binder. TiN and TiCN coated tools showed abrasive wear of the coating and also peelings located at some points of these coatings in regions of low adhesion to the substrate. These regions with displacements allowed the outcrop of fast steel with marked wear in these regions. WC-Co males, on the other hand, presented superior chipping life as the main failure mechanism compared to TiN and TiCN coated males, probably due to the preservation of mechanical resistance during the cutting process. Tool life has not been shown to be related to the  $H / E$  or  $H_2 / E_3$  parameters probably due to the distinct wear mechanisms of the TiN and TiCN tools. HSS-PM tool softening has not been proven to break after 2100 thread fracture, which may be due to the low cutting temperature reached or the presence of (W, V) C in the microstructure.

Keywords: Machining. Threading. Tribological coating. Wear.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Diagramas pseudo-binários FeC, para 2,3 e 3,5% de silício com destaque para a região eutética e temperaturas de reação estável e metaestável .....	42
Figura 2 - Imagens de referência para as seis classes de grafita.....	43
Figura 3 - Perfil com as dimensões normalizadas para rosca métrica.....	49
Figura 4 – Perfil de alguns tipos de roscas .....	50
Figura 5 – Diferenças entre os perfis de roscas usinadas e conformadas.....	51
Figura 6 - Diferentes formatos de machos laminadores .....	53
Figura 7 - Macho de corte com canal reto ponta helicoidal. ....	55
Figura 8 - Descrição da geometria do macho de corte .....	56
Figura 9 - Tipos principais de machos utilizados na indústria .....	57
Figura 10 - Materiais utilizados na fabricação de ferramentas de corte e suas propriedades mecânicas relevantes .....	59
Figura 11 - Tensão residual na superfície para as condições de retífica (G), polida (P) e retificada com tratamento térmico posterior medido por difração de raios-X na fase tungstênio utilizando reflexão (211) e radiação Cu K $\alpha$ .....	62
Figura 12 – Tecnologia de deposição para ferramenta de corte .....	64
Figura 13 – Diagrama de equilíbrio Ti-N evidenciando algumas das fases existentes em diferentes temperaturas.....	65
Figura 14 – Evolução dos materiais de revestimentos para ferramentas de corte.....	66
Figura 15 – Evolução da tensão residual na sequência da fabricação de inserto pelo processo PVD .....	67
Figura 16 - Correlação entre tensão no revestimento e substrato.....	68
Figura 17 - Distribuição de tensões residuais ao longo da profundidade no revestimento e subsuperfície para duas estratégias de deposição .....	69
Figura 18 - Resistência ao desgaste abrasivo de revestimentos de TiCN, TiAlN, AlCrN medido através do ensaio calotest .....	70
Figura 19 – Valores de microdureza Vickers( Kgf/mm <sup>2</sup> ) da temperatura de 25 até 1000°C para os revestimentos de TiN, TiCN e TiAlN.....	71
Figura 20 - Microdureza HV0,05kgf em função da temperatura para substratos de aço rápido com revestimentos TiCN, TiN, TiAlN e metal duro. ....	72
Figura 21 - Principais áreas de desgaste de uma ferramenta de corte .....	74
Figura 22 - Avarias e desgastes que ocorrem em machos de corte .....	75

Figura 23 – Macho HSS-NI após usar 1800 roscas - terceiro e quarto filetes .....	76
Figura 24 - Detalhe da região cônica de um macho de corte de metal duro (superfície de folga e saída) com 60% de vida.....	76
Figura 25 - Dano adesivo em substrato de metal duro revestido por CVD em fresamento de liga de magnésio .....	77
Figura 26 - Dano coesivo de inserto de metal duro obtido por PVD .....	78
Figura 27 - Comportamento ao desgaste de vários revestimentos .....	79
Figura 28 – Vida da ferramenta em função da velocidade de corte no torneamento de aço ABNT 1045 para ferramenta revestida de Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , TiN, e TiC em CVD .....	79
Figura 29 – Desgaste de flanco em função da vida da ferramenta no fresamento de aço carbono utilizando metal duro com revestimento de TiCN, TiAlN e AlCrN.....	80
Figura 30 - Efeitos de interação no torque, ângulo de hélice e velocidade de corte no rosqueamento do aço ABNT 1020 .....	82
Figura 31 – Comparação dos torques registrados durante os testes de rosqueamento para diferentes revestimentos .....	83
Figura 32 – Eixo virabrequim fundido em areia de ferro nodular.....	86
Figura 33 – Equipamento transfer Comau.....	87
Figura 34 – Geometria do macho M12x1 construído em aço rápido HSS-PM através de metalurgia do pó .....	88
Figura 35 – Conjunto de macho adaptador e mandril utilizados no processo rosqueamento ..	89
Figura 36 – Adaptador tipo WEN 1 .....	89
Figura 37 – Mandril tipo WFP .....	90
Figura 38 – Aparelho de medição por imagem - Speroni.....	90
Figura 39 – Calibre passa/não passa.....	91
Figura 40 – Diferentes tipos de machos utilizados.....	91
Figura 41 – Equipamento de medição por imagem - Tecart.....	93
Figura 42 – Exemplos da técnica de medição da área desgastada do macho de HSS-PM nos filetes 1, 2 e 3 nas condições de novo (a) e após 2100 roscas (b) .....	94
Figura 43 – Afiadora Walter Power Eletronic: (a) Vista frontal e (b) detalhe da afiação.....	94
Figura 44 - Microdureza e microestrutura do eixo virabrequim de ferro nodular em seção transversal, evidenciando presença de grafita, ferrita e perlita.....	96
Figura 45 – Macho HSS-PM na condição de temperado e revenido (a) e (b) matriz do HSS-PM (EDS), evidenciando, também, (c) carbonetos aproximadamente esféricos de W, V e Cr e (d) análise química por EDS partícula na microestrutura.....	98

Figura 46 – Imagem dos três filetes paralelos do macho de HSS-PM na condição de temperado e revenido (a) e (b) matriz do HSS-PM (EDS), evidenciando, também, carbonetos aproximadamente esféricos .....	99
Figura 47 – Mapa de composição química do macho de HSS-PM (EDS) na condição de temperado e revenido dos elementos: Fe, W, V presentes nos carbonetos (a) e de Cr e Co presentes na matriz .....	100
Figura 48 – Imagem dos três filetes cônicos do macho de HSS-PM mostrando o ângulo de conicidade (a) e região do filete com desgaste , trinca e sinal de deformação plástica.....	101
Figura 49 – Imagem da região adjacente à deformação plástica com destacamento de material e desgaste abrasivo (a) e mapa de composição química do Fe e Cr presentes na matriz do macho de HSS-PM (b).....	102
Figura 50 – Revestimento tribológico com espessura de 0,3 $\mu\text{m}$ (a) e revestimento de TiN obtido por PVD com análise por EDS (b). .....	103
Figura 51 – Revestimento tribológico dos filetes paralelos com espessura de 1,5 $\mu\text{m}$ (a) e (c) revestimento de TiN obtido por PVD e analisado por EDS (b) e (d).....	104
Figura 52 – Revestimento tribológico dos filetes paralelos com espessura de 1,5 $\mu\text{m}$ (a) com mapa de composição química de nitrogênio (a) e titânio (b) .....	105
Figura 53 – Revestimento tribológico dos filetes paralelos com espessura média de 0,711 $\mu\text{m}$ (a) com análise por EDS de partícula de carboneto.....	105
Figura 54 – Revestimento tribológico dos filetes cônicos com desgaste adesivo (b) e mapa de composição química de nitrogênio (c) e titânio (d).....	106
Figura 55 – Imagens dos filetes cônicos em região próxima a local de deslocamento (a) do revestimento (b) e mapa de composição química do Fe (b) e Ti(c) e nitrogênio (d) .....	107
Figura 56 - Imagens filetes cônicos em região do substrato que aflorou após deslocamento do revestimento (a) e (b) (b) mapa de composição química do Fe (b) e Cr (c).....	108
Figura 57 – Imagens em detalhe da região próxima às discontinuidades no substrato .....	109
Figura 58 – Imagens em detalhe do revestimento iniciando o processo de dano.....	109
Figura 59 – Imagens em detalhe do revestimento após desgaste abrasivo (a) e deslocamento em razão da baixa adesividade (b).....	110
Figura 60 – Imagem do macho de HSS-PM revestido de TiCN após produção de 4300 furos em nodular matriz ferrítica perlítica .....	111
Figura 61 – Revestimento tribológico dos filetes paralelos (a) com espessura uniforme (b) e revestimento de TiCN.....	111

Figura 62 – Mapa de composição para carbono (a), titânio (b) e nitrogênio (c) para o revestimento de TiCN.....	112
Figura 63 – Imagens em detalhe do revestimento de TiCN com espessura de aproximadamente de 1,20 $\mu\text{m}$ (a).....	113
Figura 64 – Imagens dos filetes paralelos de aço rápido HSS-PM com revestimento de TiCN com desgaste adesivo e deslocamento .....	114
Figura 65 – Microestrutura do metal duro de WC-Co (a) com análise química obtida por EDS(b).....	115
Figura 66 – Evolução da área de desgaste em função do número de roscas produzidas para os machos de HSS-PM, HSS-PM revestido de TiN e revestido de TiCN para os filetes 1(a), 2(b) e 3(c).....	116
Figura 67 – Evolução da área de desgaste em função do número de roscas produzidas para os machos de HSS-PM, HSS-PM revestido de TiN e revestido de TiCN para os filetes 1(a), 2(b) e 3(c).....	119
Figura 68 – Etapas da evolução da área de desgaste em função do número de roscas produzidas para o macho de WC-Co até o lascamento da borda .....	120

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Especificação de propriedades mecânicas e estrutura metalográfica para ferro nodular.....	44
Tabela 2 - Principais características dos revestimentos TiN e TiCN .....	60
Tabela 3 - Características mecânicas do inserto K20 de metal duro .....	61
Tabela 4 - Características mecânicas dos revestimentos TiN e TiC.....	70
Tabela 5 - Propriedades mecânicas obtidas do revestimento de PVD em substrato de metal duro.....	73
Tabela 6 – Parâmetros de corte utilizados no rosqueamento do virabrequim.....	88
Tabela 7 – Número de roscas produzidas para os machos <i>HSS-PM</i> , <i>HSS-PM</i> revestido em TiN e TiCN, em seguida, medição do desgaste .....	92
Tabela 8 - Composição química dos ferros nodulares utilizados nos experimentos, em porcentagem em peso .....	96
Tabela 9 - Resultados dos testes preliminares .....	97
Tabela 10 – Valores de nanodureza Vickers dos filetes paralelos e cônicos e parâmetro de controle de resistência à deformação elástica e plástica.....	118

## **LISTA DE QUADROS**

Quadro 1 – Objetivos principais para desenvolvimento de novas ferramentas de corte.....66

## LISTA DE SÍMBOLOS

A	Alongamento %
%A	Desgaste relativo
IQ	Índice de qualidade
$A_{sp}$	Área de desgaste da superfície de folga
$A_p$	Área de desgaste da superfície de folga de cada filete
$HV_{0,05kgf}$	Dureza Vickers carga 50gf.
HB	Dureza Brinell
P	Passo da rosca
$\sigma_{coat}$	Tensão residual no revestimento (MPa)
$\sigma_{sub}$	Tensão residual no substrato (MPa)
$\sigma_{res}$	Tensão residual na aresta de corte (MPa)
H	Altura do triângulo fundamental;
$d_1$	Diâmetro da haste do macho de corte
d2	Diâmetro de flanco da rosca externa no perfil básico;
d1	Diâmetro menor da rosca externa no perfil básico;
E	Módulo elástico do par tribológico
$E_f, E_s$	Módulo de Young dos materiais no par tribológico
$H_1$	Dureza do filme
D1	Diâmetro menor da rosca interna no perfil básico;
D2	Diâmetro de flanco da rosca interna no perfil básico;
$D_N$	Diâmetro da rosca do macho de corte
D/d	Diâmetro maior da rosca interna ou externa no perfil básico;
$L_{esc}$	Limite de escoamento
e	Deformação de Engenharia
$\Delta l$	Deslocamento do pistão, mm
$l_0$	Comprimento inicial
$l_l$	Comprimento funcional do macho de corte
$S_0$	Área inicial do corpo de prova
$l_s$	Largura do rasgo de chaveta do macho de corte
$L_{esc}$	Limite de escoamento

$e_v$	Deformação verdadeira
$L_\epsilon$	Comprimento da cabeça do macho de corte
$H_f$	Dureza do filme
$E_f$	Módulo elástico do filme
TiN	Nitreto de titânio
TiCN	Carbonitreto de titânio
TiAlN	Nitreto de titânio e alumínio
AlCrSiN	Nitreto de silício, cromo e alumínio.
HSS-NI	Aço rápido nitretado
HV	Dureza Vickers
SiO <sub>2</sub>	Óxido de silício
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + TiC	Alumina e carboneto de Ti
PCBN	Nitreto Cúbico de Boro Policristalino
Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	Nitreto de silício
APC	Aresta postiça de corte
Ti-6Al-4V	Liga Ti com 6% Al e 4% V
TiC	Carboneto de titânio
TaC	Carboneto de tântalo
NbC	Carboneto de nióbio
CrN	Nitreto de cromo
SiC	Carboneto de silício
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Alumina
V <sub>b</sub>	Medida de desgaste de flanco

## LISTA DE SIGLAS E ABREVIATURAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AFM	Microscopia de Força Atômica
ASM	Sociedade Americana para Metais
ASTM	Sociedade Americana para Testes de Materiais
CVD	Deposição Química de Vapor
CCC	Cúbica de corpo centrado
CFC	Cúbica de face centrada
CNC	Comando Numérico Computadorizado
DLC	Diamante livre de carbono
EDS	Espectroscopia por Dispersão de Energia de Raios X
DRX	Difração de Raio X.
FIB	Feixe de íon localizado
FWHM	Largura à meia altura
ISO	Organização Internacional de Normalização
LPN	Nitretação a baixas temperaturas
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
MoS <sub>2</sub>	Sulfeto de molibdênio
NPN	Nitretação normal
NSP	Nitretado com “ <i>shot peening</i> ”
NSPTT	Nitretado com “ <i>shot peening</i> ” e tratamento térmico
PH	Endurecível por precipitação
PVD	Deposição Física de Vapor
TEM	Microscopia eletrônica de transmissão
HSS-PM	Aço rápido produzido pela metalurgia do pó.
MT	Temperada moderada do processo de revestimento
PA	Plasma assistido
MT-CVD	Temperada moderada no processo CVD
PA-CVD	Plasma assistido no processo CVD
WC/Cr	Carboneto de tungstênio e cromo
DLC	Diamante livre de carbono
MQL	Mínima quantidade de fluido lubrificante

## SUMÁRIO

<b>1 INTRODUÇÃO .....</b>	<b>35</b>
<b>1.1 Justificativa .....</b>	<b>39</b>
<b>1.2 Objetivos .....</b>	<b>40</b>
1.2.1 <i>Objetivo geral .....</i>	40
1.2.2 <i>Objetivos específicos .....</i>	40
<b>2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....</b>	<b>41</b>
<b>2.1 Considerações iniciais .....</b>	<b>41</b>
<b>2.2 Definição e classificação dos ferros fundidos .....</b>	<b>41</b>
2.2.1 <i>Obtenção do ferro nodular .....</i>	44
<b>2.3 Usinabilidade do ferro fundido .....</b>	<b>47</b>
2.3.1 <i>Processo de usinagem de roscas .....</i>	48
2.3.1.1 <i>Machos de rosquear por laminação .....</i>	52
2.3.1.2 <i>Machos de rosquear por corte .....</i>	54
<b>2.4 Materiais dos machos rosqueadores .....</b>	<b>58</b>
2.4.1 <i>Revestimentos em ferramentas .....</i>	63
<b>2.5 Desgaste nas ferramentas de corte .....</b>	<b>73</b>
2.4.2 <i>Desgastes especiais em revestimentos em diferentes processos de usinagem .....</i>	77
2.4.3 <i>Medição do torque no rosqueamento e forças tridimensionais (<math>F_n</math>, <math>F_b</math>, <math>F_t</math>) .....</i>	82
<b>3 METODOLOGIA.....</b>	<b>86</b>
<b>3.1 Definição do material .....</b>	<b>86</b>
<b>3.2 Testes de produtividade .....</b>	<b>91</b>
3.2.1 <i>Testes preliminares .....</i>	91
3.2.2 <i>Testes finais .....</i>	92
<b>4 ANÁLISE E DISCUSSÃO DE RESULTADOS .....</b>	<b>96</b>
<b>4.1 Análise química e metalográfica .....</b>	<b>96</b>
<b>4.2 Resultados dos experimentos .....</b>	<b>97</b>
4.2.1 <i>Resultados dos testes preliminares .....</i>	97
4.2.2 <i>Resultados dos testes finais .....</i>	97
<b>5 CONCLUSÕES.....</b>	<b>122</b>
<b>6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....</b>	<b>124</b>
<b>REFERÊNCIAS .....</b>	<b>126</b>

## 1 INTRODUÇÃO

A modernização dos motores de combustão interna tem exigido evolução em relação à precisão dimensional sem precedentes na indústria mecânica e melhores propriedades mecânicas e tribológicas a um custo baixo. O controle do processo de fabricação do produto é fundamental para garantir as dimensões que influenciam diretamente na potência e no torque do motor. Na fabricação dos motores, o virabrequim desempenha a importante função de converter o movimento alternativo dos pistões em movimento rotativo para o motor, que é transmitido pelo câmbio, possibilitando o movimento do veículo. Os processos de fundição por gravidade e em casca são viáveis para produção do virabrequim, oferecendo flexibilidade de forma e projeto não encontrados em outras técnicas de processamento (Xavier, 2010).

Os ferros nodulares têm diversas vantagens de fabricação e engenharia comparadas aos aços. Essas incluem custo de 20 a 40% menor de fabricação, melhor resistência ao desgaste, amortecimento de vibração e menor contração durante a solidificação o que habilita os nodulares a aplicações estruturais. Manga de eixo, eixo de comando de válvulas, pistões, engrenagens, bombas, disco de freio, matrizes e recipientes de armazenagem e transporte de rejeitos nucleares são exemplos de peças produzidas em nodular (JAMES; WENFONG, 1999; YANG e PUTATUNDA, 2005).

Atualmente, busca-se reduzir o peso unitário dos fundidos, reduzir tolerâncias de usinagem, aumentar o leque de ligas leves e prolongar a vida desses fundidos, utilizando ligas caracterizadas por elevadas propriedades mecânicas (GONÇALVES, 2013). Na indústria automotiva, a demanda crescente por componentes mais leves tem dirigido o desenvolvimento de novos materiais de construção. O nodular ADI (*Austempered Ductile Iron*) oferece resistência mecânica comparáveis aos aços liga tratados com peso reduzido e menor custo. A adição de carbonetos de nióbio aumenta a resistência ao desgaste do nodular utilizado na fabricação de anéis de pistão (VATAVUK e VILLAR, 2003). No nodular, molibdênio é adicionado na faixa de 0,5 a 1,5% em peso para aumentar as propriedades mecânicas a alta temperatura, especialmente em fundidos de parede espessa tais como reservatório de gás ou turbinas a vapor (DEKKER e TONN, 2016). O ferro nodular austemperado ADI, é um material de engenharia importante devido à sua combinação de propriedades mecânicas tais como alta ductilidade, tenacidade, resistência à tração, resistência à abrasão e à fadiga, que são determinadas pela proporção entre as fases formadas após o tratamento térmico de austêmpera.

A microestrutura dos nodulares (ferrítica ou perlítica) tem importante efeito nas propriedades mecânicas obtidas após austêmpera. O processo de austêmpera propicia melhor qualidade superficial durante o corte (ASLANTAS; UCUN, 2009). Dentre suas aplicações, podem-se destacar engrenagens para caixas de câmbio, sistemas de acionamento de laminadores, eixos virabrequins, entre vários outros componentes e equipamentos para veículos automotores, mineração, terraplanagem e construção (DA SILVA *et al.*, 2007; HUPALO *et al.* 2012). O nodular nessas aplicações pode ser nitretado (500-600°C) o que torna necessário conhecer as características da resposta ao revenimento (WANG *et al.*, 2018; MEIER *et al.*, 2013). A utilização do nodular em substituição aos aços é limitada em razão da soldabilidade que requer preparação cuidadosa e execução e, também, dificuldade de manter as características mecânicas do metal base (PASCUAL *et al.*, 2008). De acordo com o 47º censo de produção de fundido no mundo, a produção total de ferro (100.834.681t) aumentou em 2012. O ferro cinzento cresceu 0,3%, o nodular 1,6%, enquanto o maleável decresceu 7,7%. O aço cresceu 9,2%, o alumínio 6,5% e o magnésio 24,6%. A indústria de fundição europeia produziu 15,2 milhões de toneladas (ferrosos 11,6 e não ferrosos 3,6 milhões de toneladas) com número de fundições existentes de 4958 (2100 ferrosos e 2858 não ferrosos). É importante estar ciente do impacto ambiental da atividade intensiva de fundição (MITTERPACH *et al.*, 2017).

O termo usinagem compreende todo processo mecânico no qual a peça é o resultado de um processo de remoção de material, utilizando ferramentas especialmente projetadas para cortar o material e produzir peças com forma e propriedades superficiais especificadas em uma maneira efetiva e consistente de custo. Esse desafio da usinagem é continuamente enfrentado com a necessidade de máquinas novas, muitas vezes mais difíceis de cortar os materiais da peça, pelas necessidades restritas da condição ambiental e pela pressão competitiva de minimizar os custos por peça na fabricação (INSPEKTOR; SALVADOR, 2014).

Revestimento superficial é um método efetivo para melhorar a durabilidade de materiais utilizados em ambientes agressivos. O revestimento de uma ferramenta de corte oferece proteção contra cargas mecânicas, diminui atrito, interação química e aumenta a resistência ao desgaste sobre uma faixa extensa de temperatura de corte (BOUZAKIS *et al.*, 2012). Xavier (2010) estudou o torneamento em desbaste do virabrequim do motor em ferro nodular, utilizando ferramentas revestidas de multicamadas. Ao selecionar métodos e revestimentos apropriados, é possível prolongar a vida em serviço do substrato e adicionar valor comercial aos produtos. Técnicas CVD (*chemical deposition by vapour*) e PVD

(*physical deposition by vapour*) possibilitam depositar finos revestimentos de uns poucos microns em faixas da temperatura ambiente até a alta temperatura. Revestimentos são de interesse em um número de campos tecnológicos em razão de suas propriedades físicas, químicas e mecânicas. Revestimentos tais como TiN, TiC, TiCN e mais recentemente diamante livre de carbono (DLC) e MoS<sub>2</sub> e suas combinações como multicamadas, têm sido usados com sucesso (JIANXIN *et al.*, 2012; SILVA *et al.*, 2015).

Uma parte do esforço, na redução dos custos de manufatura, é direcionada ao aprimoramento e/ou desenvolvimento de novas ferramentas. Ferramentas aprimoradas podem ser aplicadas consistentemente e com taxa de desgaste previsível em maior velocidade de corte, em condições de corte mais tenaz e por um maior período de tempo. Esse objetivo é acompanhado por encaminhar três variáveis-chaves da ferramenta que são a geometria da ferramenta e a aresta de corte, o material de construção da ferramenta e o revestimento que, por proteger a ferramenta e a aresta de corte, tem um papel principal na determinação e melhoramento do desempenho da mesma ferramenta.

O processo de usinagem produz roscas através da remoção de material (cavaco), enquanto que a laminação produz roscas por deformação plástica do material da peça. O rosqueamento por usinagem interna consiste no corte de roscas internas na parede de um furo por meio de uma ferramenta chamada macho, dotada de arestas cortantes chanfradas em sua periferia. É uma operação difícil tecnicamente em razão da dificuldade de manter sincronismo entre a rotação e os movimentos de avanço do macho especialmente em elevada velocidade, e, também, geometricamente complexa devido à ação de multiarestas e longo comprimento de contato entre arestas de corte e a peça. O rosqueamento por usinagem interna é uma operação de curta duração mesmo a elevadas velocidades de corte. O aumento da produção faz com que este tempo reduzido passe a representar uma parcela importante do tempo total de processo. Rosqueamento em elevada velocidade contribui para o esforço da indústria em reduzir os tempos de produção global, mas exige o desenvolvimento de novos materiais para confecção dos machos de conformação devido à vida mais longa comparada aos machos de corte.

Os machos são construídos principalmente em aço rápido sinterizado com tratamento apropriado e revestimento de TiN, TiCN ou TiAlN (*nitreto de titânio e alumínio*) por PVD para produzir as características requeridas e favoráveis de tenacidade e dureza. Se o macho falhar (o mesmo já dispõe de valor agregado acumulado na maioria dos casos), os custos de perda na usinagem ou retrabalho são elevados o que impacta a produtividade do processo. Para entender esse processo em elevada velocidade, é necessário observar o desgaste nos machos após o aparecimento de defeito nos primeiros filetes.

O desgaste deteriora a geometria da aresta de corte e resulta em maior demanda de energia no processo de corte e com produção de mais calor. Com a elevação de temperatura, os filetes amaciam, o desgaste acelera e as pontas dos filetes se tornam mais propensas ao lascamento. Os vértices e arestas progressivamente carregados com material da peça deterioram a qualidade e diminuem o diâmetro dos filetes, produzindo roscas inaceitáveis (GIL-DEL-VAL *et al.*, 2015). O desgaste dos substratos dos machos quer na condição de revestido ou não, afeta o consumo de energia, a qualidade do produto e a produtividade.

Na indústria nacional, estão sendo utilizados machos de aço rápido HSS revestidos, respectivamente, de TiN, TiCN, (TiAl)N e com novos desenvolvimentos incluindo WC/C e MoS<sub>2</sub> em razão do baixo coeficiente de atrito e propriedades lubrificantes (DERFLINGER; BRANDLE; ZIMMERMANN, 1999; HAIGANG *et al.*, 2001; ARNDT; KACSICH, 2003; REITER *et al.*, 2006). Há, também, novos avanços em revestimentos monolíticos de TiAlN e nanoestruturados de AlCrSiN, inclusive com multicamadas que têm ampliado a vida da ferramenta (ELOSEGUI; ALONSO; LACALLE, 2017).

Os fabricantes de machos, em geral, não fornecem informações sobre as características geométricas e de fabricação destas ferramentas, o que dificulta o ganho de produtividade em razão da baixa velocidade de produção. O rosqueamento tradicional requer velocidade de rotação de 500 a 1500 rpm. Agapiou (1994) estudou o processo de rosqueamento a elevada velocidade de corte (180 m/min). O projeto do macho afetou o torque e o pico do torque do estado estacionário aumentou com a velocidade de rotação e não modificou para diferentes machos laminadores.

Um dos principais problemas no rosqueamento é a quebra do macho resultante de torque excessivo. Essa quebra pode constituir dano irreparável na peça acabada, consumir tempo excessivo para remover o macho quebrado da peça, e, também, erro dimensional e de forma da rosca e rugosidade superficial dos filetes (PATEL; BHAVESHKUMAR; PATEL, 2012). Outras falhas que podem ocorrer durante a operação de rosqueamento são desalinhamento dos furos e quebra dos filetes dos machos na entrada e final da operação, e, também, desgaste abrasivo e adesivo desses filetes. Para identificar essas falhas ou suas combinações é importante o gerenciamento das linhas de produção das estações de rosqueamento e, também, manutenção dos filetes de rosca de elevada qualidade. Mezentsev *et al.* (2002), desenvolveram um sistema de análises de falha baseado na modelagem mecanicista do rosqueamento. O modelo prevê o torque e força de corte radiais para uma condição de corte, o material da peça e várias combinações de falhas de rosqueamento, tais como desalinhamento dos eixos de furação e quebra de filete. Esses modelos de torque e força

foram aplicados em testes de laboratórios com medidas de desgaste para número reduzido de roscas produzidas utilizando microscópio ferramenteiro, ótico e de varredura (REITER *et al.*, 2006; GIL-DEL-VAL *et al.*, 2015; WU; CHENG, 2014). Essas técnicas não se revelaram as mais precisas quando se usina 1800 roscas de ferro cinzento com ferramenta de HSS-NI (REIS, 2005). Buscou-se nesse trabalho a comparação do desempenho de machos de HSS-PM sem e com cobertura de TiN e TiCN e metal duro WC-Co adotando a quantificação do desgaste da superfície de folga com medição por imagem a *laser* e software Tecstart, e, simultaneamente, quantificação através de MEV das avarias dos filetes cônicos e paralelos das ferramentas.

A partir do exposto acima, estudar o desempenho do aço rápido HSS-PM com revestimentos de TiN e TiCN obtidos por PVD e, também, metal duro de WC-Co no rosqueamento por usinagem interna do virabrequim de ferro fundido nodular, constituem os objetivos desse trabalho.

## 1.1 Justificativa

Os processos de usinagem em que o eixo virabrequim é submetido são torneamento, fresamento, furação, brochamento, retificação, rosqueamento, lixamento entre outros. Neste trabalho, foi analisado o processo de rosqueamento por usinagem cuja função é produzir roscas internas ou externas.

O processo de rosqueamento exige elevados padrões de confiabilidade, pois as peças normalmente são caras e a quebra do macho, assim como de todas as ferramentas de usinagem, deve ser sempre evitada em razão dos valores que podem ter sido agregados aos custos de fabricação das peças. A situação pode ser ainda mais complexa, quando as roscas são feitas em furos cegos, onde os machos são submetidos a condições de trabalho severas. Nesse caso, a única condição viável para a expulsão dos cavacos ocorre pelas guias do macho, ao contrário dos furos passantes que proporcionam a saída de material também pelo lado oposto ao de entrada da ferramenta.

A quebra do macho resultante de torque excessivo está sendo analisada através de modelagem mecanicista do rosqueamento na literatura sem resultado concreto. Nesse trabalho, buscou-se implementar uma nova técnica de avaliação da área de desgaste de flanco, utilizando feixe de *laser* ao longo da produtividade até ao final da vida útil do macho. Também analisou-se através da técnica de microscopia de varredura, a condição do revestimento e do substrato do macho no final da vida útil. Comparou-se através dessa

análise, o desempenho dos machos HSS-PM com revestimentos TiN, TiCN e sem revestimento com o macho de WC-Co sem revestimento.

## **1.2 Objetivos**

### *1.2.1 Objetivo geral*

Avaliar os efeitos dos revestimentos tribológicos na produtividade das ferramentas de rosquear no processo de usinagem do eixo virabrequim em ferro fundido nodular.

### *1.2.2 Objetivos específicos*

- a) Comparar o revestimento tribológico de TiN e TiCN em substrato de HSS-PM sob o ponto de vista de desempenho, produtividade e de evolução de desgaste com a ferramenta de metal duro WC-Co;
- b) Avaliar a influência do número de filetes cônicos no desempenho de machos de metal duro WC-Co;
- c) Identificar os mecanismos de desgaste nos machos de HSS-PM revestidos de TiN, TiCN e sem revestimento e metal duro WC-Co.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 Considerações iniciais

As indústrias automobilística, eólica e agrícola constituem mercados onde o ferro nodular encontrou desafios e alternativa econômica. Para alcançar tais objetivos, as fundições evitaram custo de processamento secundário tais como tratamento térmico, melhorando a qualidade do material na condição de fundido. As condições de fabricação desempenham um importante papel no mecanismo de solidificação dos ferros nodulares, e, conseqüentemente, em sua microestrutura e propriedades mecânicas. Os ferros nodulares têm capacidade de amortecimento superior as ligas de alumínio e aos aços, e, na condição de tratado termicamente, podem apresentar resistência mecânica, abrasão e fadiga semelhante aos aços (ELOSEGUI; ALONSO; LACALLE, 2017).

### 2.2 Definição e classificação dos ferros fundidos

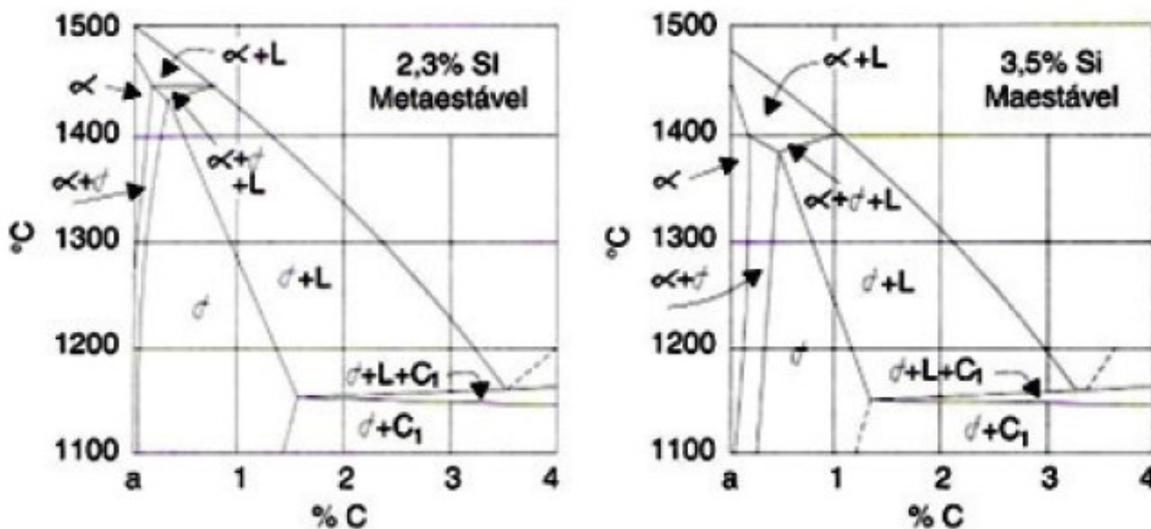
Ferros fundidos são ligas ternárias de Fe-C-Si que contêm basicamente 2 a 4% de carbono e 0,5 a 4% de silício, além de residuais decorrentes do processo de fabricação que passam pela reação eutética durante a solidificação. Os ferros fundidos apresentam a possibilidade de que a reação eutetóide possa se processar segundo a alternativa metaestável (austenita  $\rightarrow$  ferrita + cementita) (perlita) ou estável (austenita  $\rightarrow$  ferrita + grafita). A cementita  $Fe_3C$  é uma fase metaestável que, sob algumas circunstâncias, pode se decompor para formar ferrita ( $Fe_\alpha$ ) e grafita conforme a reação de decomposição, Equação 1:



A reação eutetóide estável ocorre a maiores temperaturas que a metaestável. Do resultado da competição entre estas duas reações estabelecem-se as proporções de ferrita e perlita, portanto, as diferentes classes de ferros nodulares. Diversos fatores afetam a ocorrência das reações eutetóides, dentre os quais se destacam velocidade de resfriamento (baixas velocidades de resfriamento favorecem a formação de ferrita na matriz), número de nódulos de grafita (o aumento neste número resulta em maior tendência à formação de ferrita), teor de silício (o silício aumenta o intervalo de temperatura para a ocorrência da

transformação estável e aumenta sensivelmente a atividade do carbono bem como o número de nódulos de grafita, de modo que a formação de ferrita fica favorecida), e elementos perlitizantes (Sn, Cu, Sb, Mn) reduzem o intervalo de temperatura de coexistência de austenita e ferrita ou formam barreiras sobre as partículas de grafita (Cu, Sn, Sb), dificultando a reação eutetóide estável, promovendo assim a presença de perlita (GUESSER; HILÁRIO, 1999). A Figura 1 mostra que as ligas dentro dessas faixas de composição fundem-se totalmente em temperaturas consideravelmente mais baixas em relação ao aço, consumindo, portanto, menos energia.

**Figura 1 - Diagramas pseudo-binários FeC, para 2,3 e 3,5% de silício com destaque para a região eutética e temperaturas de reação estável e metaestável**



Fonte: Adaptado de Santos; Castelo Branco (1991).

Os ferros nodulares apresentam a grafita na forma de nódulos ou esferóides, vermicular ou massiva no estado bruto de fusão, em decorrência da adição ou não de elementos alcalinos nodularizantes. A norma NBR 6916 (1981) apresenta seis classes para caracterizar as diferentes formas de partículas de grafita. A Figura 2 mostra as seis imagens de referência que representam estas classes.

**Figura 2 - Imagens de referência para as seis classes de grafita**



Classe I – Lamelar

Classe II – Forma de caranguejo

Classe III – Vermicular



Classe IV – Nodular regular

Classe V – Nodular incerto

Classe VI – Nodular regular

**Fonte: Adaptado de NBR 6916 (1981).**

As classes V e VI correspondem às classes do ferro nodular no estado bruto de fusão. O ferro nodular é geralmente caracterizado pela presença de pelo menos 80% das partículas de grafita nas classes V e VI e pela ausência de partículas das classes I e II (GOMES; PACIORNIK, 2005).

As especificações de ferro nodular baseiam-se em suas propriedades mecânicas de resistência à tração, medidas em corpos de prova padronizados, sendo indicados normalmente os valores mínimos do limite de resistência, limite de escoamento, alongamento e microestrutura. A Tabela 1 apresenta as especificações para ferro nodular.

**Tabela 1 - Especificação de propriedades mecânicas e estrutura metalográfica para ferro nodular**

Classe	Limite de resistência à tração (MPa)	Limite de escoamento convencional 0,2%, (MPa)	Alongamento mínimo, (%)	Dureza Brinell	Matrizes predominantes
FE-3817	38	24	17	140-180	Ferrítica
FE-4212	42	28	12	150-200	Ferrítica
FE-5007	50	35	7	170-240	Ferrítica/Perlítica
FE-6002	60	40	2	210-280	Perlítica
FE-7002	70	45	2	230-300	Perlítica
FE-3817-RT*	38	24	17	140-180	Ferrítica

(\*) Classe com requisito de resistência ao impacto.

Fonte: Adaptado de Souza Carmo (2006).

Guessser *et al.* (2011), determinaram a equação do índice de qualidade dos ferros nodulares Equação.2:

$$IQ = 0,857(A^{0,197})(LR^{0,708}) \quad (2)$$

onde  $A$  e  $LR$  são, respectivamente, alongamento (%) e limite de resistência (MPa).

### 2.2.1 Obtenção do ferro nodular

As condições de fabricação desempenham papel importante no mecanismo de solidificação dos ferros nodulares. Souza Carmo (2006), descreve as fases importantes do processo de obtenção do ferro nodular, isto é, fusão e ajuste de composição do banho líquido, superaquecimento, tratamentos de nodularização, inoculação, vazamento e a desmoldagem.

O ferro nodular é obtido através da fusão de gusa e sucata de ferro nodular, podendo estes, serem utilizados individualmente ou em proporções que são determinadas a partir do custo de cada um. As matérias primas são fundidas, na maioria dos casos, em fornos à indução. Estes fornos são elétricos, compostos de um cadinho que é envolto por uma bobina de indução magnética. As ondas magnéticas produzidas, ao entrar em contato com o banho metálico, promovem o aquecimento. Durante o processo de fusão, são feitas as correções

necessárias para o ajuste da composição química. A composição final é obtida após a adição da liga nodularizante e do inoculante. A correção da composição química geralmente é realizada para o Si, utilizando FeSi 75% ou silício metálico (GONÇALVES, 2013).

Os processos de nodularização e inoculação são etapas críticas e determinantes na obtenção da qualidade final do ferro nodular. O elemento nodularizante mais utilizado é o magnésio e este é geralmente utilizado na forma de ligas com outros componentes, tipicamente ligas FeSiMg. Se a quantidade de elementos nodularizantes é menor que a necessária, ocorrerá a formação de grafita degenerada.

Os processos de nodularização são *sandwich*, *tundish cover*, *in mould* e *cored wide*. No processo tipo *sandwich*, a liga nodularizante contendo magnésio é adicionada na cavidade no fundo da panela de nodularização e, em seguida, faz-se uma cobertura com uma camada de chapa de aço. Além de proteger a liga durante o banho, as chapas de aço atuam diminuindo o impacto da reação exotérmica entre o magnésio e o oxigênio / ferro. Isto favorece o rendimento do magnésio, pois este aumenta com a diminuição da temperatura. O rendimento do magnésio neste processo varia de 35 a 50%. A solidificação do metal líquido envolve um super-resfriamento abaixo da temperatura *liquidus*. Durante este processo formam-se embriões no líquido, e, caso as condições termodinâmicas sejam favoráveis, estes se transformam em núcleos, dando início à solidificação do material. A energia necessária para que a nucleação ocorra será menor se esta for heterogênea, ou seja, se houver a presença de um substrato sólido com características compatíveis para que a fase líquida nucleie e cresça sobre este substrato.

A inoculação dos ferros fundidos se baseia na introdução de quantidades de material composto de partículas nucleantes no metal fundido, pouco antes ou durante o vazamento deste, buscando controlar a microestrutura final e, conseqüentemente, as propriedades mecânicas do material. O aumento dos núcleos disponíveis reduz o super-resfriamento necessário na solidificação, facilitando a reação eutética. O principal objetivo da inoculação é garantir a formação de grafita durante a reação eutética e aumentar o número de nódulos. Como efeitos da inoculação nos ferros nodulares tem-se o aumento da usinabilidade, da resistência mecânica e ductilidade, redução da dureza e a promoção de uma microestrutura mais homogênea. A inoculação reduz também a tendência para a formação de rechupes durante a solidificação. O inoculante mais utilizado é ainda o FeSi contendo residuais de cálcio e alumínio. Os inoculantes considerados mais eficientes são os que contêm zircônio, bário, estrôncio ou terras raras, notadamente o cério.

Pozzi (2009), estudou a inoculação no jato dos compostos FeSiCaAl (*cálcio bering*) e FeSiBa e terras raras *amerinoc* em 0,10 e 0,20% em peso. Os resultados mostraram que ambos os inoculantes promovem elevados números de nódulos de grafitas e o inoculante contendo bismuto e bário é mais eficiente na eliminação de carbonetos, principalmente em seções finas sujeitas a elevadas taxas de resfriamento. Teores crescentes de adição de inoculante resultaram em um significativo aumento do número de nódulos apenas para condições de resfriamento severas. Destaca-se o papel da pré-inoculação de transferência, que pode resultar em matrizes e propriedades mecânicas adequadas. A obtenção de matrizes ferríticas no estado bruto de fundição é possível, mas é fortemente dependente das condições de resfriamento envolvidas. Quanto maior o carbono equivalente (C.E.) maior a tendência grafítizante do banho metálico. A eficiência de um inoculante está correlacionada a vários fatores, sendo alguns deles ligados diretamente ao inoculante e outros relacionados ao processo (VILELA *et al.*, 2010).

O vazamento é a operação de transferência do metal líquido do forno para o recipiente chamado de “panela” que transportará o metal até o molde. Nesta etapa, é fundamental o controle da limpeza das panelas de vazamento (ausência de inclusões de material refratário na peça); da temperatura do metal líquido a ser vazado (baixa, a peça sairá com falhas; alta, provoca sinterização de areia nas peças); da velocidade de vazamento do metal líquido (baixa, provocará defeitos de expansão da areia, devido à irradiação de calor do próprio metal preenchendo o molde; alta, provocará erosão na areia do molde e conseqüentemente grande número de inclusões de areia) (GUESSER, 2011).

Após a solidificação e o resfriamento do material fundido no interior dos moldes, dá-se seqüência com a desmoldagem, cortes, remoção dos canais, limpeza e rebarbação. O tempo de desmoldagem é uma variável importante na formação da matriz metálica dos ferros nodulares. Tempos de desmoldagem menores tendem a aumentar a formação de matrizes perlíticas, enquanto tempos de desmoldagens maiores facilitam a formação de matrizes ferríticas (VILELA *et al.*, 2010).

Posterior à remoção do material fundido, tem-se operações de limpeza, acabamento e inspeção da peça. Finalizado a remoção dos canais e alimentadores, dá-se início a rebarbação onde elimina-se as rebarbas e outras saliências metálicas da peça, e, se necessário, realiza o acabamento através de esmerilhamento. Posteriormente, as peças são usinadas no sentido de se obter a geometria e tolerâncias adequadas.

### 2.3 Usinabilidade do ferro fundido

A usinagem consiste em operações que conferem forma à peça, dimensões, acabamento ou ainda uma combinação qualquer desses três, por meio da remoção de material sob a forma de cavaco. Cavaco é a porção de material da peça retirada pela ferramenta, caracterizando-se por apresentar forma irregular. A usinagem é dividida em tradicional (torneamento, fresamento, furação, alargamento, rosqueamento, retificação, brochamento) e não tradicional (ultrassom, *laser*, plasma, fluxo abrasivo, reações químicas ou eletroquímicas, feixe de elétrons, etc.). Na usinagem, tem-se ferramentas com formas e quantidades definidas atuando sobre a peça em que, uma porção de material é removida da peça, por cisalhamento, na forma de cavaco. A usinabilidade depende da estrutura, propriedades mecânicas do material, das operações anteriores efetuadas pelo material, e, também, das condições que não são intrínsecas ao material, tais como, condições de refrigeração, rigidez da máquina ferramenta, tipo de usinagem, condições de entrada e saída da ferramenta entre outros.

Por exemplo, um ferro fundido com alto silício, níquel, alumínio e cobre apresentará carbono livre (grafita) que auxilia na usinabilidade e quase nenhuma cementita (carboneto). Já o cromo, cobalto, manganês, molibdênio e vanádio são formadores de carbonetos prejudiciais à usinabilidade, pois são partículas duras (acima de HV2000 (*dureza Vickers*)) e abrasivas. O enxofre e silício são utilizados na composição química para melhorar a usinabilidade dos ferros nodulares com o silício mais eficiente.

Os principais problemas encontrados na usinagem do ferro fundido e relacionados ao processo de sua fundição é a presença de areia ( $\text{SiO}_2$ ) provenientes dos moldes de fundição. Este óxido é abrasivo e acelera o desgaste da ferramenta de corte. Outro problema se relaciona com as variações dimensionais provocadas por desgastes dos moldes ou variações volumétricas no resfriamento devido a contrações e expansões.

As ferramentas mais utilizadas para usinagem de ferro fundido são metal duro (WC-Co) da classe K e a vida é geralmente limitada por desgaste de flanco. Em determinadas operações de usinagem e tipos de máquinas, podem ser utilizadas as cerâmicas ( $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiC}$ ), os aços rápidos e o PCBN. A usinagem com cerâmica mista é utilizada quando se deseja um excelente acabamento superficial e uma melhor estabilidade dimensional. Resultados positivos foram alcançados quando se utilizou ferramentas de cerâmica a base de alumina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) e a base de nitreto de silício ( $\text{Si}_3\text{N}_4$ ) na usinagem de torneamento. Em baixas velocidades de corte, o mecanismo predominante de desgaste é o *attrition*. Ocorre, também, a formação de aresta postiça de corte (APC) mais estável quando comparada na usinagem de

aços. Em elevadas velocidades de corte e, conseqüentemente, elevadas temperaturas na interface cavaco-ferramenta, a APC desaparece e a cratera e o desgaste de flanco se desenvolvem por difusão (TRENT; WRIGHT, 2000; DINIZ, MARCONDES e COPPINI 2008).

A usinabilidade melhorada do ferro nodular se dá pela presença de carbono livre (grafita) que facilita a quebra do cavaco e atua como lubrificante da ferramenta de corte. A presença de grafita é responsável pela menor densidade (10% menor que a do aço), pela maior condutividade térmica e pela maior absorção de vibrações. Considerando que o percentual de grafita na estrutura do nodular é cerca de 13 a 15%, a influência da matriz nas propriedades físicas e mecânicas é de potencial importância. Há variáveis tais como composição química e velocidade de resfriamento que controlam a estrutura da matriz do nodular (FRANÇA; DA SILVA; CARNEIRO, 2015).

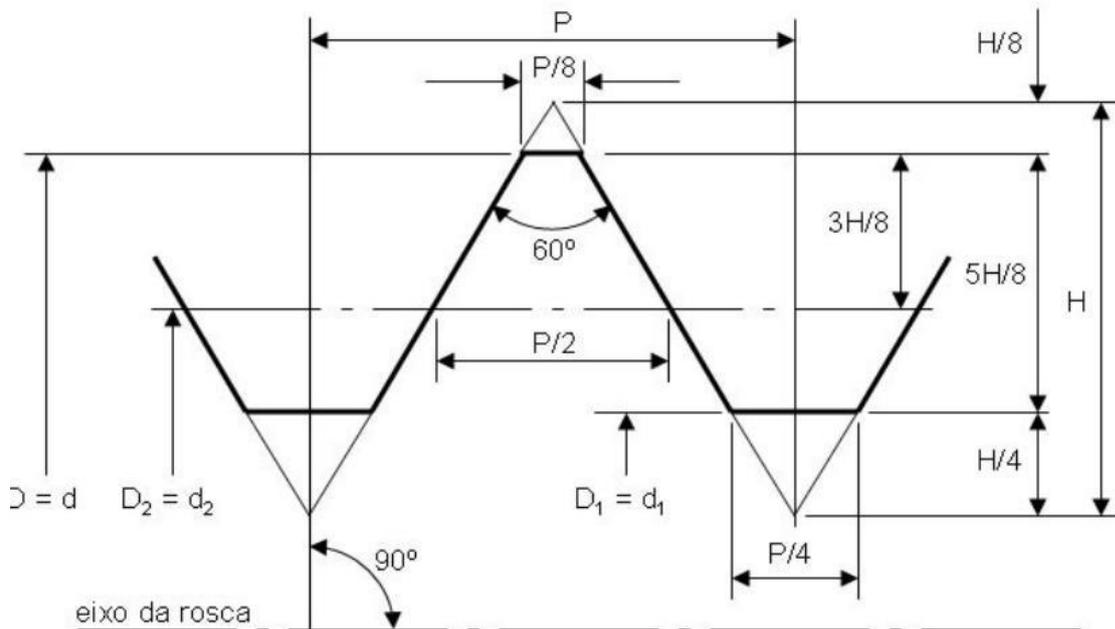
Tratamento térmico de ferro nodular é outro método de controle da microestrutura da matriz (TOKTA; TAYANÇ; TOKTA, 2006). É geralmente aceito que nodulares com dureza entre 170 e 250 HB (*dureza Brinell*) são considerados adequadamente usináveis. Obviamente, maior dureza do material, maior é o desgaste abrasivo experimentado pela ferramenta de corte. A taxa de encruamento mais elevada torna a usinagem mais difícil em razão da transformação da austenita retida em martensita durante a operação em nodular austemperado (SHEA; SHARMA, 1995; CAKIR; ISIK, 2008). A ferramenta deve apresentar aresta de corte afiada, tenacidade suficiente e uma boa resistência ao desgaste abrasivo e adesivo (KLOCKE *et al.*, 2007).

A fabricação de roscas internas de pequeno e médio diâmetros é um importante processo de usinagem em peças de ferro nodular. Essas operações de usinagem se realizam após a furação, ou seja, um furo já usinado é modificado pela operação de rosqueamento. Descrevem-se, a seguir, o rosqueamento, utilizando machos de corte e laminadores (GROOVER, 2016).

### 2.3.1 Processo de usinagem de roscas

Rosca é um conjunto de filetes em torno de uma superfície cilíndrica, podendo ser interna ou externa. Os tipos de roscas se alteram em seus perfis de filete e os diferentes tipos são indicados para uma aplicação específica. Jia *et al.* (2018), definem os principais elementos geométricos de uma rosca. A Figura 3 mostra a geometria ideal normalizada de um perfil de rosca.

**Figura 3 - Perfil com as dimensões normalizadas para rosca métrica**



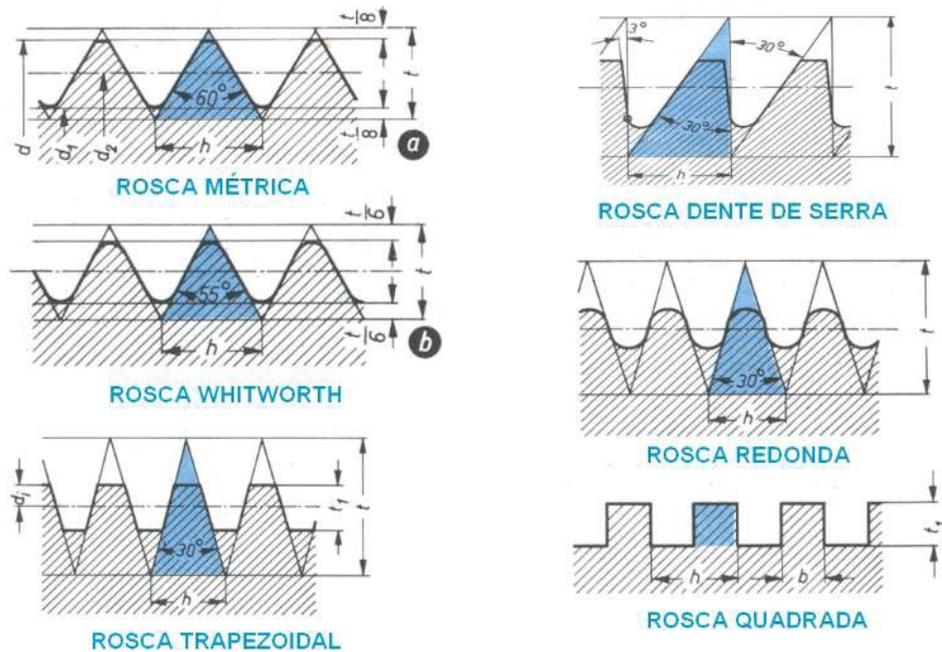
Fonte: Adaptado de ISO (ABNT 1986); Carvalho (2011).

- D/d - Diâmetro maior da rosca interna ou externa no perfil básico;
- D1 - Diâmetro menor da rosca interna no perfil básico;
- d1 - Diâmetro menor da rosca externa no perfil básico;
- D2 - Diâmetro de flanco da rosca interna no perfil básico;
- d2 - Diâmetro de flanco da rosca externa no perfil básico;
- H - Altura do triângulo fundamental;
- P - Passo

Observa-se que tanto o fundo do filete como a crista da rosca apresentam partes retas durante sua fabricação. O fundo do filete de rosca normalmente tem o formato do raio de ponta da aresta de corte do macho. Além disso, deve-se notar que, segundo padronização, os valores de diâmetro médio, passo da rosca, dimensões do fundo do filete e da crista são proporcionais à altura H ou ao passo P da rosca. Assim, percebe-se que o passo e a altura de crista da rosca são as variáveis mais importantes no projeto de uma rosca.

Algumas roscas mais populares que podem ser mencionadas são a métrica (normal e fina), métrica cônica, rosca Whitworth, rosca GAS, rosca ISO trapezoidal, rosca de dente de serra, roscas UNF e roscas especiais. A Figura 4 apresenta o perfil de alguns tipos de roscas.

**Figura 4 – Perfil de alguns tipos de roscas**

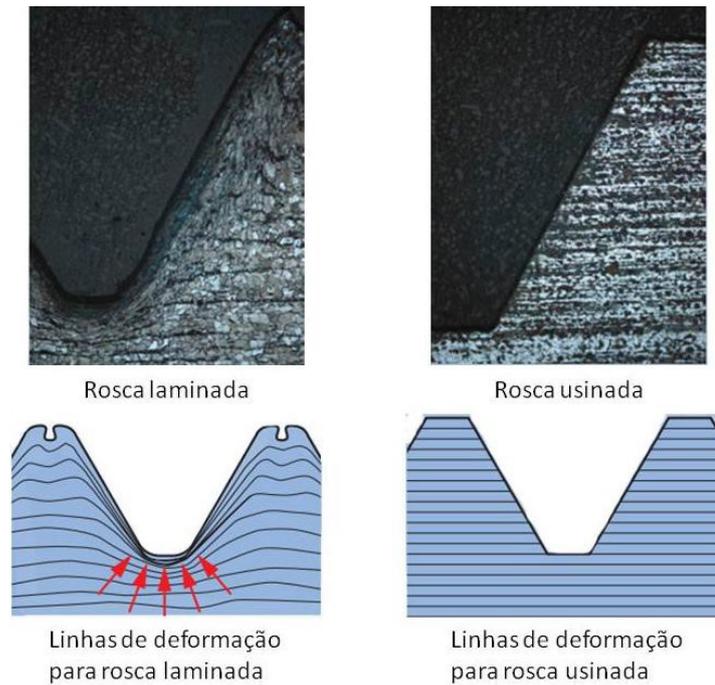


Fonte: Adaptado de ABNT 5876 (1988); ISO 68-1 (1988a).

A execução de roscas é um processo complexo de usinagem que exige a seleção do melhor processo de rosqueamento, a escolha das ferramentas correspondentes, a seleção do método de inspeção, o número de tipos e formas usadas na indústria, tanto padronizadas como especiais. As medidas que devem ajustar entre si são diâmetro maior, diâmetro menor, diâmetro efetivo, passo e ângulo de rosca. Se alguma destas medidas estiver incorreta, o ajuste entre a rosca interna e a rosca externa será deficiente. Quanto às formas de fabricação, as roscas podem ser produzidas por usinagem (ferramenta simples ou múltipla de filetar com machos ou cossinetes) ou conformação (laminação entre rolos ou entre placas planas).

As linhas de laminação do material base apresentam as diferenças geradas nos processos de fabricação de roscas, conforme mostrado na Figura 5.

**Figura 5 – Diferenças entre os perfis de roscas usinadas e conformadas**



**Fonte: Adaptado de Carvalho (2011).**

Maciel (2013), concluiu que o processo de rosqueamento por laminação formou perfis de rosca com qualidade, gerando encruamento na estrutura da liga Ti-6Al-4V, podendo em alguns casos, aumentar sua resistência. A rosca produzida por cada um desses processos possui características de maior resistência mecânica e microdureza na raiz da rosca dos microconstituintes e menor rugosidade dos filetes. A junta rosqueada propicia maior resistência mecânica e rigidez na montagem e permite desmontagens para manutenções ou trocas de componentes.

O processo de usinagem produz roscas através da remoção de material (cavaco), enquanto que a laminação produz roscas através da deformação plástica (BADAMI; HEGE; PATTERSON, 2003). Roscas laminadas são preferíveis às usinadas em razão de custo unitário mais baixo, utilização reduzida de material e propriedades mecânicas superiores. Como consequência, o rosqueamento por laminação tem virtualmente eliminado o rosqueamento por usinagem como técnica competitiva para a produção em massa de fixadores (DOMBLESKY; FENG, 2002). O processo de rosqueamento utiliza ferramentas específicas, ao contrário dos processos de torneamento/fresamento que oferecem um número elevado de opções de geometria de ferramenta. Os fabricantes de machos não fornecem informações sobre as características geométricas destas ferramentas.

O sucesso de qualquer operação de rosqueamento depende de diversos fatores e todos afetam a qualidade do produto acabado tais como, geometria correta do macho de corte para o tipo de material e furo a ser rosqueado, fixação correta, velocidade de corte, fluido de corte adequado. Cada uma dessas características geométricas do macho de corte tem uma finalidade durante o rosqueamento e afeta o consumo de energia do processo (PEREIRA, 2014). Descrevem-se, a seguir, as características principais dos machos de rosquear.

Para moldes e matrizes, a necessidade de fazer roscas antes do tratamento térmico pode também afetar alguns outros aspectos importantes tais como tempo de entrega e a qualidade da rosca final. As peças usinadas no estado temperado, com dureza entre 45 a 65 HRC, podem ser de considerável importância industrial. Roscas, em geral, são usinadas antes do tratamento térmico de têmpera, impondo alguma restrição ao projeto e em linha de produção em massa. As roscas usinadas no material temperado podem apresentar vantagem sobre o processo de retífica desde que haja solução dos problemas de vida da ferramenta, integridade estrutural, rigidez da máquina e peça (COELHO *et al.*, 2006). Torneamento e fresamento de peças endurecidas podem ser desempenhados com sucesso na maioria das peças através da utilização de ferramentas de materiais mais avançados tais como materiais cerâmicos, CBN e materiais revestidos de DLC (SILVA *et al.*, 2015).

### ***2.3.1.1 Machos de rosquear por laminação***

O macho é uma ferramenta sofisticada tanto na utilização como em sua fabricação, empregada para a usinagem de roscas internas cilíndricas ou cônicas, que possui filetes externos e rasgos longitudinais, originando o aparecimento de arestas cortantes e sulcos necessários à saída dos cavacos. Machos de corte e de laminar são, respectivamente, utilizados principalmente para rosqueamento interno. A geometria dos machos inclui ambos a macrogeometria da ferramenta (isto é a forma global da ferramenta) e a microgeometria da aresta de corte. Sua combinação determina o ângulo de contato entre a ferramenta e a peça, a direção e grandeza das forças de corte durante a usinagem e a área superficial de contato na ponta de corte. A forma e condições da aresta de corte são determinadas pelas etapas de fabricação, que incluem retífica, esmerilhamento e jateamento da aresta de corte. Os machos de laminação consistem geometricamente de uma parte cônica e uma cilíndrica, podendo ter ou não canais para saída do cavaco. Ao observar a secção transversal da ferramenta, pode-se apreciar um formato poligonal que forma um ângulo reto com o eixo da ferramenta, como se observa na Figura 6.

**Figura 6 - Diferentes formatos de machos laminadores**



Fonte: Adaptado de Emuge (2012).

Os machos podem ser classificados quanto ao seu tipo de canal, ranhuras, sistema de refrigeração e tipo de usinagem (MACIEL, 2013). O rosqueamento é uma operação transiente, onde normalmente a duração do ciclo completo de alguns segundos, se divide nos estágios de corte e retorno. O estágio de corte, por sua vez, pode ser dividido em imersão e estado estável de corte (MEZENTSEV *et al.*, 2002). O estado de imersão corresponde ao momento em que os filetes cortantes do macho, ou seja, os filetes da parte cônica mais o primeiro filete da parte cilíndrica entram na peça. Neste estado, os esforços de corte variam com o tempo. No estado estável de corte, todos os dentes da porção cortante do macho estão em ação, de tal forma que os esforços se mantêm razoavelmente constantes, sendo, portanto, a região mais indicada para prováveis monitoração de sinais.

A diferença entre os processos de usinagem e conformação de roscas internas reside em que, no processo de usinagem, o menor diâmetro da rosca coincide geralmente com o pré-furo e na conformação o diâmetro inicial do furo não corresponde ao menor diâmetro da rosca (AGAPIOU, 1994). O processo de rosqueamento interno em furos passantes se dá em três etapas distintas: deformação, repouso no fim do furo e retorno. A complexidade do processo de rosqueamento por conformação cresce com a redução do diâmetro da rosca e acréscimo na profundidade do furo. O rosqueamento interno por laminação não apresenta as mesmas dificuldades em furos não passantes. Uma vez que o processo não produz cavaco, todos os problemas associados à sua formação são eliminados.

Os ângulos de entrada e retorno são importantes, pois esses definem a geometria e a conicidade de entrada, determinam a distribuição da deformação em vários filetes da região cônica. Os machos laminadores causam o deslocamento do metal que gradualmente esco

para conformar a forma do filete no furo. Como não há formação e remoção de cavaco, a superfície que se produz é polida. O rosqueamento por conformação a frio é indicado para materiais dúcteis que resulta em melhor controle do tamanho e roscas mais resistentes, enquanto aumenta a vida da ferramenta e a produtividade. Na laminação, o diâmetro interno da rosca é gerado pelo diâmetro do pré-furo.

Os machos aplicados em máquinas devem ter velocidade de corte correta, estar firmemente fixados, pois o movimento lateral poderá causar a quebra do macho ou roscas de baixa qualidade. Quando possível, fixar o macho em um dispositivo que limita o torque e proteja o macho de uma possível quebra, e, também, controla a entrada suave do macho no furo, pois um avanço desigual poderá causar um alargamento da rosca. As características de autoguiar-se dos machos de laminação impedem a realização de cortes axiais defeituosos.

### ***2.3.1.2 Machos de rosquear por corte***

O macho de corte é, atualmente, o mais empregado nas operações de rosqueamento interno, devido à sua alta produtividade e ao fato de apresentar maior precisão na rosca produzida, tanto para pequenos quanto para os grandes diâmetros. Pode-se considerar que o macho de corte é a ferramenta mais flexível para a fabricação de roscas internas e sua geometria básica pouco foi alterada desde a sua criação na revolução industrial. Entretanto, constantes estudos vêm sendo desenvolvidos para se buscar a melhor geometria que se ajusta melhor na fabricação dos diferentes materiais de engenharia. De acordo com Agapiou (1994), nos processos de manufatura de roscas internas, a fabricação pode ser realizada por diferentes ferramentas. Entretanto, todas as opções necessitam de uma operação prévia de furação.

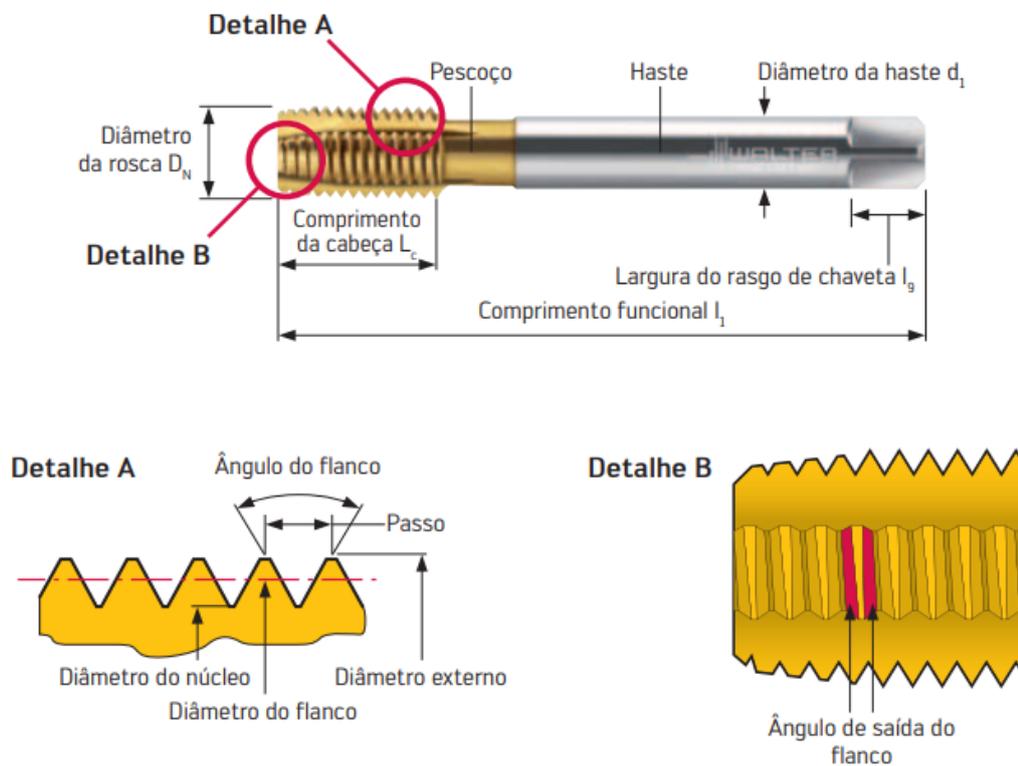
O procedimento para o rosqueamento interno com macho de corte, envolve usinagem e retirada de material e este pode ser realizado de forma manual ou com o uso de máquinas especiais. O macho de corte é uma ferramenta de múltiplas arestas de corte que, através do movimento rotativo em torno do seu eixo, combinado com o deslocamento axial proporcional ao passo da rosca, executa a usinagem na superfície interna de um furo, cujo diâmetro é menor que o diâmetro externo do macho de corte, para formar filetes de rosca após a remoção de cavacos (MULLER; SOTO, 1999).

A ferramenta penetra no pré-furo rotacionando e o avanço da mesma no sentido da rosca é de acordo com o passo. No final do curso estabelecido para a rosca, é necessário a parada do processo, para que ocorra a reversão da rotação e conseqüentemente a inversão do sentido de avanço do macho de corte. Com base nestes movimentos, a execução de roscas

internas é um dos problemas mais complexos da usinagem, representando um desafio nas linhas de fabricação, não só devido às dificuldades de remoção dos cavacos e lubrificação inadequada das arestas de corte das ferramentas, mas, também, relacionados com o sincronismo do processo.

A geometria dos machos de corte possui características de fabricação para cada aplicação de processo e material a ser usinado. O material da ferramenta e o tratamento superficial proporcionam maior durabilidade (vida útil) e acabamento superficial do produto usinado. Na Figura 7, observa-se as descrições para cada segmento da ferramenta de roscar com canal helicoidal e sua geometria.

**Figura 7 - Macho de corte com canal reto ponta helicoidal.**



Fonte: Adaptado de Walter (2012).

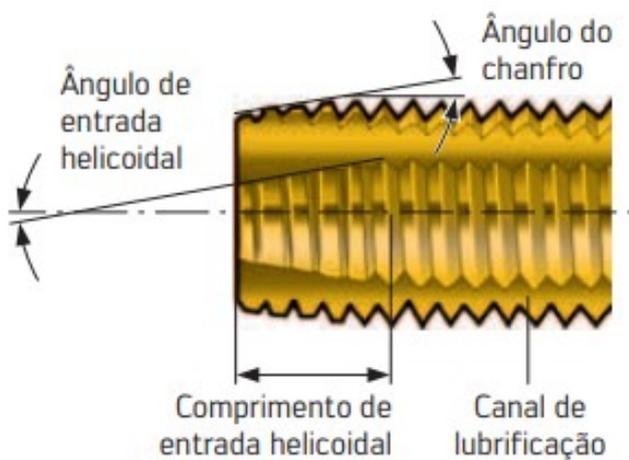
Os detalhes A e B da Figura 7 mostram características do filete padrão de rosca e, respectivamente, das arestas de corte da ferramenta. A parte mais importante deste tipo de ferramenta concentra-se na ponta cônica do macho (ângulo de chanfro), conforme detalhe da Figura 7(b), que tem a função de fabricar de forma gradual o perfil de rosca. Basicamente, todo perfil de macho para a fabricação de roscas internas é produzido por uma variação gradual do perfil até o formato ideal final. O ângulo de saída do flanco do dente se

responsabiliza (Figura 7(b)) pela redução do atrito do dente do macho com o perfil de rosca fabricada.

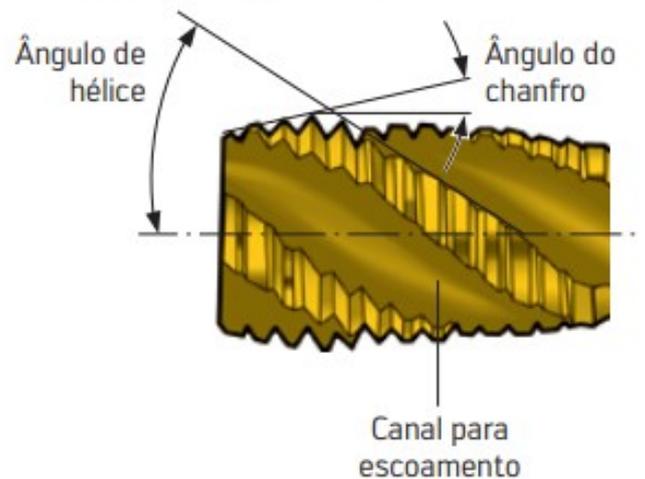
O tipo de furo (cego ou passante) determina características geométricas para o tipo de macho de corte empregado. Na Figura 8, observa-se as características geométricas dos machos de corte com os canais para escoamento de cavaco, região cônica de início de usinagem (maior desgaste) e as superfícies de saída e de folga da ferramenta.

**Figura 8 - Descrição da geometria do macho de corte**

**Macho para furos passantes  
com entrada helicoidal**



**Macho para furos cegos  
com hélice à direita**



Fonte: Adaptado de Walter (2012).

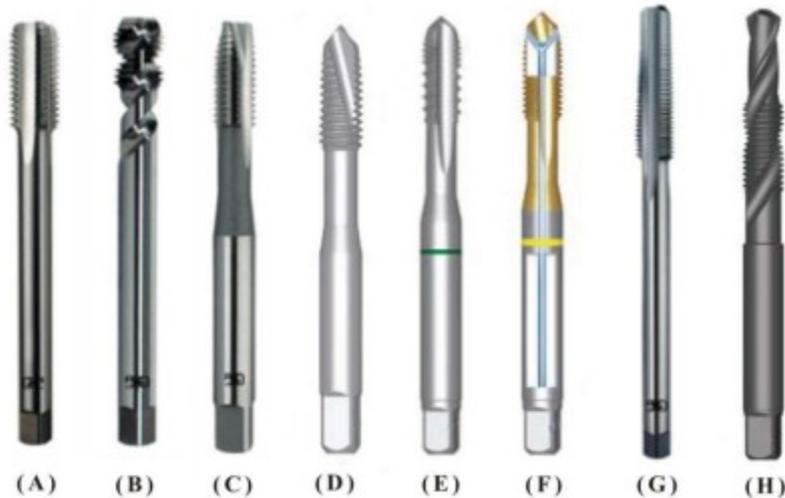
Em conformidade com Mota (2009), o rosqueamento com macho é de fácil aplicação com produtividade, economia para roscas menores, menor tempo de ajuste, redução do número de equipamentos em estado ocioso, possibilidade de utilização em altas velocidades de corte e maior vida da ferramenta. A inércia do sistema peça roscada/macho/máquina-ferramenta dificulta a utilização de altas velocidades de corte com prejuízo no perfil de rosca e possibilidade de quebra da ferramenta.

A escolha da geometria da ferramenta de corte depende do material da peça a usinar, tipo de furação (com pré-furo ou cheio), a seco ou refrigerada. Os chanfros curtos de um e dois filetes de rosca recomenda-se para os furos cegos. Os chanfros médios constam de três a cinco filetes de rosca para furos passantes, e o chanfro longo para furos passantes em alta produção. Na abertura de uma rosca passante, os filetes de entrada trabalham livremente e o macho não fica com sobrecarga quando ocorre o seu retorno. Na abertura de roscas em furos cegos, cavacos que ficam armazenados no fundo do furo impõem sobrecarga sobre o macho

em especial nos filetes de entrada. Os cavacos devem encontrar espaço suficiente nos canais do macho ou ser eliminados no sentido de recuo da ferramenta (REIS *et al.*, 2005). O projeto de uma ferramenta para rosqueamento é complexo, dependente dos parâmetros de corte, do tipo de rosqueamento e geometria do furo. Os machos são ferramentas de corte de uso exclusivo para fabricação de roscas internas e são divididos conforme a geometria dos seus filetes, canais e tipos de aplicações.

A Figura 9 mostra os principais tipos de machos utilizados nas indústrias tais como aqueles de canais retos para aços e ferros fundidos (Figura 9(a)) e para furos cegos com canais helicoidais (Figura 9(b)).

**Figura 9 - Tipos principais de machos utilizados na indústria**



Fonte: Adaptado de OSG (2012).

Os machos com ponta helicoidal, canais inclinados e rasos com maior rigidez da ferramenta são recomendados para furos passantes (Figura 9 (c)) (STEMMER, 1995). Quando se necessita de machos robustos, de geometria rígida, os machos com entrada somente no chanfro possuem grande aplicação (Figura 9 (d)). Estas ferramentas possuem a parte cortante formada por canais inclinados de modo similar aos machos de ponta helicoidal, porém, sem o canal de saída, o que aumenta a rigidez da ferramenta. O comprimento curto da entrada limita sua aplicação a uma profundidade de furo de 1,5 vezes o diâmetro do macho.

Os machos com rosca interrompida possuem os filetes espaçados de forma intercalada entre suas nervuras, diminuindo a quantidade de filetes e proporcionando menor atrito e resistência entre a ferramenta e a peça. São utilizados na usinagem de materiais mais dúcteis tais como alumínio, cobre ou bronze (Figura 9 (e)) (OSG, 2012).

Os machos com furo de refrigeração interna permitem melhor eliminação de cavacos da área de corte pelo fluido refrigerante com desgaste reduzido das arestas cortantes (Figura 9 (f)).

Existem ferramentas utilizadas em máquinas projetadas para o rosqueamento de porcas em grandes quantidades (Figura 9 (g)). Possuem haste comprida e diâmetro menor que o nominal, para acumular o maior número possível de porcas depois de realizadas as roscas (STEMMER, 1995). O macho broca acumula dois processos de fabricação em uma única etapa (furação e rosca) com utilização restrita em furos passantes e de profundidade limitada (Figura 9 (h)).

Para furos passantes em materiais dúcteis, utiliza-se machos com ponta helicoidal que geram cavacos contínuos e saem para frente, enquanto que, para furos passantes em materiais frágeis, utiliza-se machos com canal reto gerando cavacos curtos. Os machos com canal helicoidal são indicados para fazer rosca em furos cegos em que o cavaco é puxado para fora do furo.

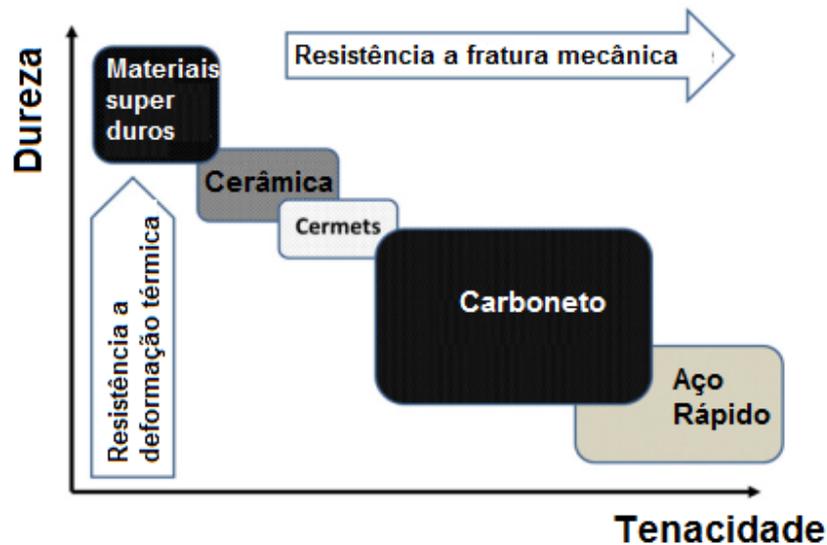
## 2.4 Materiais dos machos rosqueadores

Os machos rosqueadores são produzidos a partir de pós-metálicos que são compactados na forma desejada e, em seguida, aquecidos para provocar a ligação entre as partículas numa massa rígida e dura. A compressão é executada em prensas (compactação) seguido de tratamento térmico (sinterização). A microestrutura não é homogênea, podendo apresentar porosidade e descontinuidades internas que afetam as propriedades mecânicas desses machos. Os elementos constituintes dos machos rosqueadores são substrato, ligantes e o revestimento. O ligante utilizado se aloja nos contornos de grão da matriz, e, também, interfere no desempenho dos machos rosqueadores. Essas ferramentas produzidas por metalurgia do pó (MP) podem ser revestidas basicamente por CVD (*Chemical Vapour Deposition*) e deposição física a vapor - PVD (*Physical Vapour Deposition*). O processo PVD ocorre em temperatura inferior a 550°C o que economiza tratamento térmico após cobertura da ferramenta.

As propriedades interessantes da ferramenta são dureza a quente, resistência à corrosão, estabilidade térmica, inércia química, tenacidade à fratura e resistência ao choque térmico. No passado, ferramentas foram usadas não revestidas, em baixas velocidades de corte e moderadas condições de corte.

Há diversos grupos de materiais usados na fabricação de ferramentas de corte, conforme a Figura 10.

**Figura 10 - Materiais utilizados na fabricação de ferramentas de corte e suas propriedades mecânicas relevantes**



Fonte: Adaptado de Rebenne; Bhat (1994).

As ferramentas de aços rápidos, na parte do fundo à direita da Figura 10, são tenazes e resistentes à fratura. São usados em baixa velocidade de corte para evitar superaquecimento e amaciamento da ferramenta e, principalmente, em brocas e machos que não podem sofrer quebra prematura e lascamento. As ferramentas de aço rápido têm a vantagem de possibilitar partículas de carbonetos menores e mais dispersas na matriz além de facultar a incorporação de um número maior de elementos de liga (carbonetos) que o processo de fabricação tradicional de aço rápido.

O desempenho de insertos de PM-HSS (aço rápido em metalurgia do pó) com vários raios na aresta de corte foi analisado experimentalmente no fresamento do aço temperado e revenido. Experimentos revelaram que o comportamento dos insertos de PM-HSS depende do tratamento superficial antes da deposição do revestimento. As modificações do raio da aresta de corte e da textura superficial são os critérios principais que afetam a resistência ao desgaste. O desempenho mais satisfatório no fresamento a seco foi encontrado para ferramentas com raio de aresta de corte de 10  $\mu\text{m}$ .

A Tabela 2 apresenta as principais características dos revestimentos de TiN e TiCN, conforme informações do fornecedor Balzers.

**Tabela 2 - Principais características dos revestimentos TiN e TiCN**

Revestimento	TiN	TiCN
Processo de deposição	PVD	PVD
Temperatura de deposição (°C)	450-500	450-500
Substrato	Aço rápido	Aço rápido
Estrutura	Mono	Multi
Número de camadas	1	Mínimo 7
Cor	Dourado	Cinza-violeta
Espessura ( $\mu\text{m}$ )	1,5 – 3	4 – 8
Dureza ( $\text{HV}_{0,05}$ )	2200	3000
Coefficiente de atrito contra o aço	0,4	0,25
Condutividade térmica (kW/mK)	0,07	0,1
Máx. temperatura de trabalho (°C)	600	450
Ideal para a usinagem dos materiais	Universal	Aço
Processo de usinagem	Universal	Fresamento, furação e rosqueamento
Especialidades	Custo/benefício	Resistência ao impacto

Fonte: Adaptado de Dos Santos Siqueira et al. (2019).

O Diamante e o nitreto de boro estão, na posição do topo à esquerda da Figura 10, têm as maiores durezas e resistência à deformação térmica, baixa tenacidade e vulnerabilidade ao lascamento. Eles constituem um importante segmento de mercado na usinagem de compósitos de carbono, ligas Al-Si e aços temperados.

O cermet é, em geral, reservado para combinações de TiC, TiN e carbonitreto de titânio (TiCN) com níquel e/ou molibdênio como ligantes. As ferramentas WC-Co *carbides cemented*, muitas vezes denominada metal duro, representam um dos materiais compósitos mais bem sucedidos e ainda em desenvolvimento. Em razão de seus dois constituintes, partículas de carboneto duras incorporadas em ligante metálico tenaz, exibem combinação de dureza, resistência e tenacidade à fratura junto com único desgaste e resistência à abrasão. Os metais duros feitos de partículas de WC e um metal ligante, usualmente cobalto ou níquel se localizam próximo ao centro da Figura 10 (dureza-tenacidade) e apresentam combinação balanceada de dureza, tenacidade e resistência ao desgaste.

As propriedades do WC podem ser calibradas para aplicações particulares pelo controle do tamanho de grão WC, pelo ajuste da relação WC e do ligante Co, adicionando

novos elementos ao ligante e pelas condições de processamento. Adições de carbonetos de metais de transição cúbicos especificamente TiC, carboneto de tântalo (TaC) e carboneto de nióbio (NbC) em compósitos de WC-Co estenderam a vida da ferramenta com acréscimos de propriedades mecânicas em altas temperaturas, aumentando a estabilidade termodinâmica e decrescendo a estabilidade e solubilidade na peça (REBENNE; BHAT, 1994). Contudo, o maior avanço foi acompanhado somente após o desenvolvimento e introdução comercial de revestimento protetor. A barreira de revestimento limitou a interação entre o cavaco e o ligante, e, mais importante, aumentou a dureza, estabilidade térmica e inércia química da aresta de corte (SILVA *et al.*, 2015).

Acima de 90% dos insertos de WC são atualmente revestidos utilizando CVD, PVD ou combinação. Para ferramentas de metal duro WC, o ligante Co na ferramenta reagirá com cavaco aquecido e os grãos de WC separados são extraídos da matriz de Co. Substratos de WC/Co são usados na fabricação de ferramentas de corte em quaisquer geometrias, tais como, insertos de alta resistência e ferramentas redondas. São convenientes para usinagem de uma variedade de peça em faixa ampla de condições de corte, razões pelas quais WC/Co é de uso amplo na indústria de ferramenta. A Tabela 3 apresenta as fases e propriedades mecânicas básicas da ferramenta de metal duro.

**Tabela 3 - Características mecânicas do inserto K20 de metal duro**

Características	Fases (%)	Densidade (g/cm <sup>3</sup> )	Dureza (GPa)	Limite de resistência (MPa)
K20	WC=91,5, TaC+TiC=2,5, Co=6,0	14,8	15,5	1700

Fonte: Adaptado de Dos Santos, G.R. (2007).

As arestas de ferramentas revestidas são comumente tratadas em etapas de produção em separado durante a fabricação de ferramenta. Vários métodos podem ser empregados, objetivando endurecimento da aresta de corte pelo seu arredondamento ou por geometrias mais complicadas incluindo chanfro ou raios e ângulos na aresta de corte (BOUZAKIS *et al.*, 2014). Com relação aos substratos de aço rápido (HSS), poucos estudos têm considerado o efeito da aresta de arredondamento (RECH *et al.* 2005).

Investiga-se os substratos de cermet em processo de fresamento provavelmente devido à maior sensibilidade ao lascamento desses substratos. De fato, substratos de HSS são mais

tenazes (resistência ao dobramento de um PM-HSS é por volta de  $400 \text{ N/mm}^2$ , comparado ao WC de  $1600 \text{ N/mm}^2$ ) que é suposto reduzir o risco de quebra da aresta de corte (RECH, 2006).

O uso de ferramentas de WC-Co na usinagem tem sido possível não somente devido ao desenvolvimento de novos materiais de revestimento e tecnologia de deposição, mas, também, devido à aplicação de microgeometria própria da aresta de corte. A combinação desses dois fatores habilita a redução das forças de corte, o acréscimo de vida da ferramenta e a melhoria da qualidade superficial da peça. Microjateamento seguido por polimento, superfície com baixa rugosidade, tamanho de grão do WC reduzido melhoram a adesão do revestimento ao substrato no processo PVD (DENKENA *et al.*, 2014).

A resistência do metal duro WC-Co depende da condição de carregamento efetiva, microestrutura, descontinuidades e suas inter-relações. A ferramenta retificadora de diamante se utiliza na obtenção de geometria de ferramenta particular e tolerância reduzida na aresta de corte. As mudanças introduzidas por retífica na ferramenta incluem deformação, microtrinca, transformação de fase e tensões residuais nos níveis subsuperficial e na superfície da ferramenta. A Figura 11 mostra a evolução da tensão residual medida na superfície da ferramenta para as condições superficiais de retífica, polimento com pasta de diamante e tratamento térmico posterior.

**Figura 11 - Tensão residual na superfície para as condições de retífica (G), polida (P) e retificada com tratamento térmico posterior medido por difração de raios-X na fase tungstênio utilizando reflexão (211) e radiação Cu K $\alpha$**



**Fonte: Adaptado de Yang *et al* (2014).**

O desempenho no corte de insertos WC-Co revestidos pode ser melhorado quando as arestas de corte são afiadas e microjateadas. O acréscimo no raio da aresta diminuiu as tensões desenvolvidas no filme durante o processo de remoção de material, contudo o ganho de vida foi maior no caso de afiação e microjateamento devido à adesão do filme ao substrato (BOUZAKIS *et al.*, 2005). Na usinagem dos insertos por *laser*, a superfície do inserto pode ser termicamente afetada com a fusão do ligante de Co em microrregiões, deteriorando a adesão do filme (BREIDENSTEIN; DENKENA, 2013.)

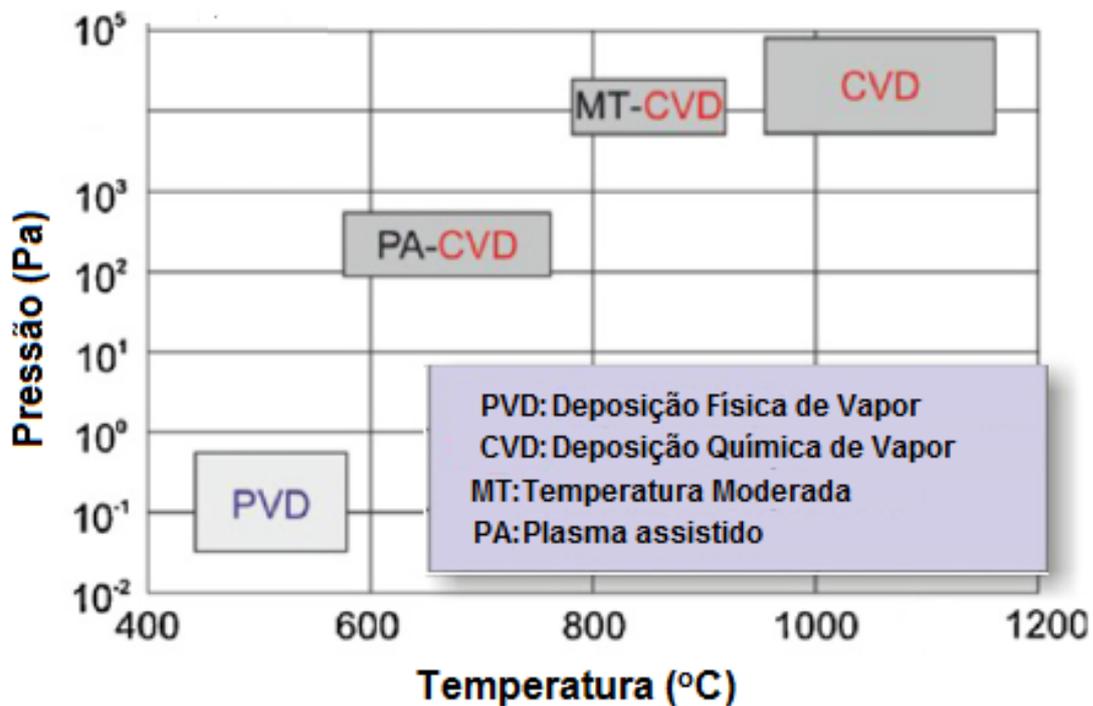
#### *2.4.1 Revestimentos em ferramentas*

A utilização de revestimentos em ferramentas de corte contribui para elevação da resistência ao calor e ao desgaste; diminuição do choque térmico no substrato; possibilita usinagem com velocidades e avanços mais altos, corte a seco ou com mínima quantidade de fluido de corte, melhora acabamento superficial da peça; reduz o atrito, a aresta postiça de corte e o desgaste de cratera e de flanco. Os revestimentos funcionam como uma barreira térmica entre a peça e o substrato da ferramenta. Esta barreira possibilita que a carga térmica no substrato, o atrito, a adesão, a difusão e a oxidação sejam reduzidos, além de possibilitar o aumento da resistência à abrasão. O desenvolvimento de novos revestimentos foi possível em parte pelo progresso similar em tecnologia de revestimento PVD e CVD.

O processo PVD consiste de um intenso bombardeamento iônico que gera elevado nível de defeito, tensões compressivas e dureza do filme. As condições mecânicas geradas e a limpeza da superfície são críticas para obtenção de boa adesão do revestimento por PVD, onde o gume da aresta afeta as forças de corte e tem um papel importante na decisão da tecnologia de revestimento apropriada (LUGSCHEIDER; BOBZIN, 2001).

No CVD, a deposição dos revestimentos ocorre por meio de reações químicas em uma faixa de temperatura entre 600 e 1100°C, e, no PVD, a deposição ocorre por meio de vapores gerados no interior de uma câmara a baixa pressão em temperaturas em torno de 500°C. Processo PVD habilita a deposição de camadas com espessura de poucos microns e leva a tensões compressivas residuais na superfície da ferramenta. Ao contrário, as ferramentas revestidas por CVD são caracterizadas por arestas arredondadas em razão da maior espessura (aproximadamente 10 µm). A Figura 12 apresenta as tecnologias de deposição para as ferramentas de corte classificadas pela temperatura e pressão utilizada no processo.

Figura 12 – Tecnologia de deposição para ferramenta de corte

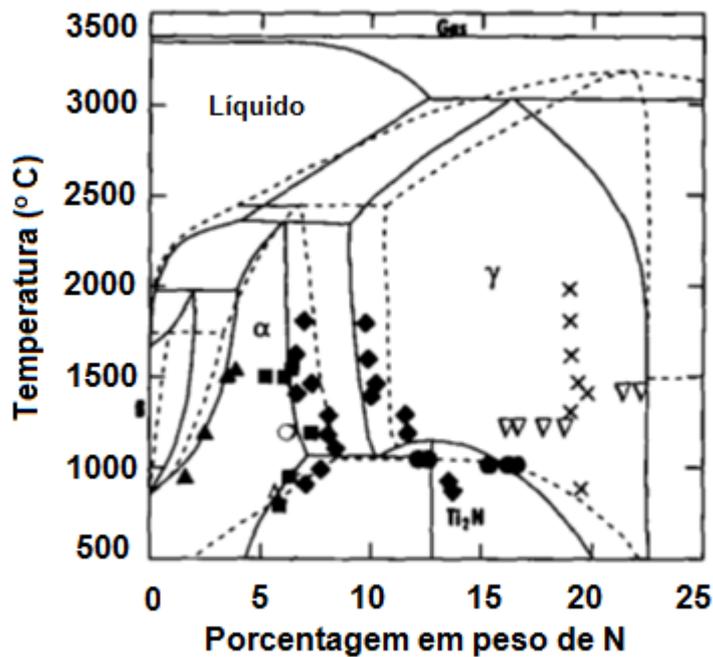


Fonte: Adaptado de Bouzakis *et al* (2012).

Entre o revestimento CVD e o substrato, há tensões residuais trativas. Assim PVD deve ser utilizado em ferramenta de aresta aguda e em condições de exigência de elevada tenacidade simultaneamente (ELOSEGUI; ALONSO; LACALLE, 2017). O processo PVD contribui para a possibilidade de revestir substratos de aço rápido devido à temperatura baixa com obtenção de revestimentos de granulometria fina e possibilidade de revestir cantos vivos.

O revestimento de TiN em PVD foi o primeiro cerâmico comercial desenvolvido, e, em seguida, incorporaram elementos binários C, Ti, Cr e Al produzindo TiCN, AlTiN e AlCrN com elevados teores de Al. A Figura 13 mostra o diagrama de equilíbrio Ti-N com as respectivas fases.

**Figura 13 – Diagrama de equilíbrio Ti-N evidenciando algumas das fases existentes em diferentes temperaturas**



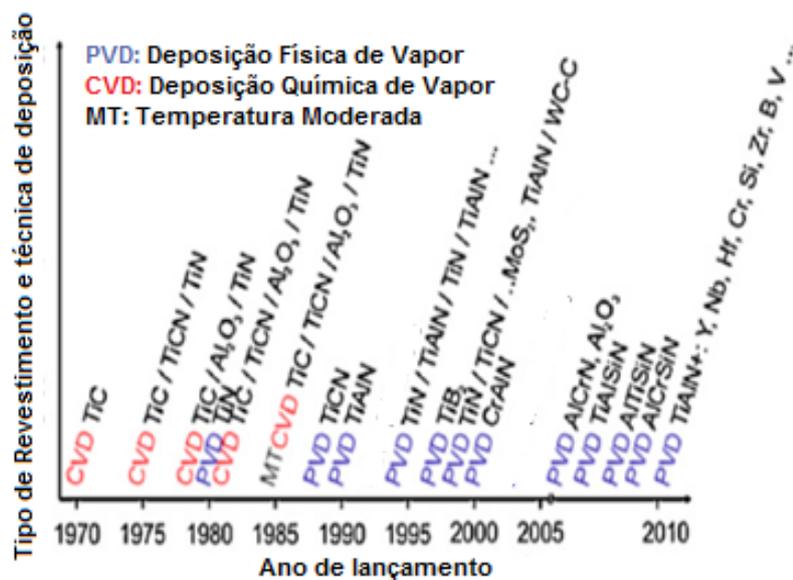
Fonte: Adaptado de Rebenne; Bhat (1994).

A existência de 5 fases condensadas tem sido estabelecida  $\alpha$  – TiN (hcp),  $\beta$ -(Ti<sub>2</sub>N CCC), gama (TiN tipo NaCl), Ti<sub>2</sub>N tetragonal. O nitreto de titânio é conhecido pela sua elevada dureza aproximadamente 20GPa. A microestrutura é predominantemente colunar, e dependendo da espessura em CVD pode ser lisa ou facetada. Para a morfologia facetada, os grãos são usualmente piramidais e de orientação cristalográfica (111). A substituição dos átomos de Ti por átomos de Al menores reduziu o parâmetro de rede do TiN da estrutura CFC de 0,423 para 0,417nm com acréscimo correspondente na dureza do revestimento. O alumínio adicionado pode formar uma camada de óxido protetor em altas temperaturas entre 800 e 1000°C. Revestimento AlTiN é utilizado em usinagem de aços inoxidáveis e ligas de alta temperatura.

Houve, também, o desenvolvimento de revestimento multicamadas que é formado por uma combinação de TiC, TiN, TiCN e Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Estes revestimentos multicamadas resultam em

espessura total próxima a 10  $\mu\text{m}$ , possibilitaram aumento de vida e campo de aplicação das ferramentas. Atualmente, os principais revestimentos são de TiN, TiAlN, TiCN, WC/Cr, CrN, MoS<sub>2</sub>, diamante, SiC e Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Revestimentos por PVD de TiN, TiCN or TiAlN são principalmente utilizados para aumentar a vida da ferramenta, a estabilidade do processo, a confiabilidade e adicionar camadas de lubrificantes sólidos tais como WC/C sobre esses revestimentos. A Figura 14 mostra a evolução dos tipos de revestimentos e as tecnologias de deposição aplicadas com o crescimento do processo PVD em detrimento do CVD.

**Figura 14 – Evolução dos materiais de revestimentos para ferramentas de corte**



Fonte: Adaptado de Elosegui; Alonso; Lacalle (2017).

O Quadro 1 resume os três principais motivos para o desenvolvimento de novas ferramentas de corte em termos de produto, custo e ambiente.

**Quadro 1 – Objetivos principais para desenvolvimento de novas ferramentas de corte.**

Objetivos	Qualidade de produto	Produtividade	Manufatura ambiental
Desenvolvimento de novas ferramentas de corte	Peças obtidas em novos materiais	Maior produção com tempo mais curto	Eliminar a necessidade de fluidos de corte com redução de custo
	Usinagem mais precisa e eficiente	Utilização de ferramentas em máquinas mais desenvolvidas	Considerações ambientais e de regulamentos

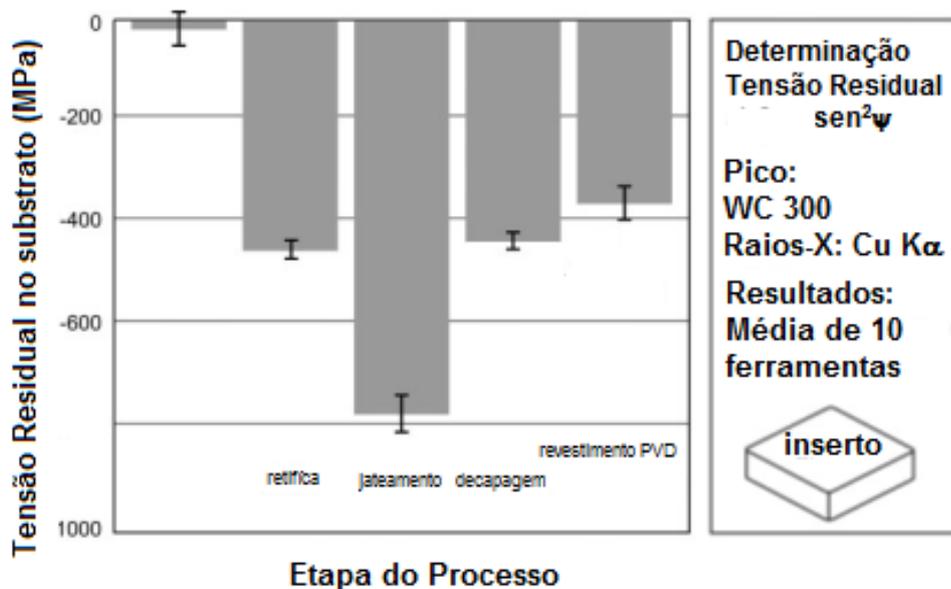
	Tolerância mais apertada e produto mais eficiente		
	Melhor acabamento superficial		

Fonte: Adaptado de Elosegui; Alonso; Lacalle (2017).

As tensões residuais ocorrem devido às cargas mecânicas e térmicas no componente mecânico, e, também, em ferramentas de corte revestidas ou não. As correlações entre os processos de usinagem e seus parâmetros com as tensões residuais resultantes induzidas podem ser alteradas na direção de tração ou compressão pela variação das condições de usinagem (NEVES, 2019).

O substrato de metal duro desenvolvido e as tensões residuais no revestimento durante o processo de fabricação por PVD têm um papel predominante na vida da ferramenta. O processo de revestimento PVD altera o nível de tensão do substrato para tensão compressiva e cria uma zona de falha crítica na subsuperfície (DENKENA; BREIDENSTEIN, 2006). Há uma redução das tensões compressivas residuais no substrato durante o processo de revestimento por PVD, conforme mostrado na Figura 15.

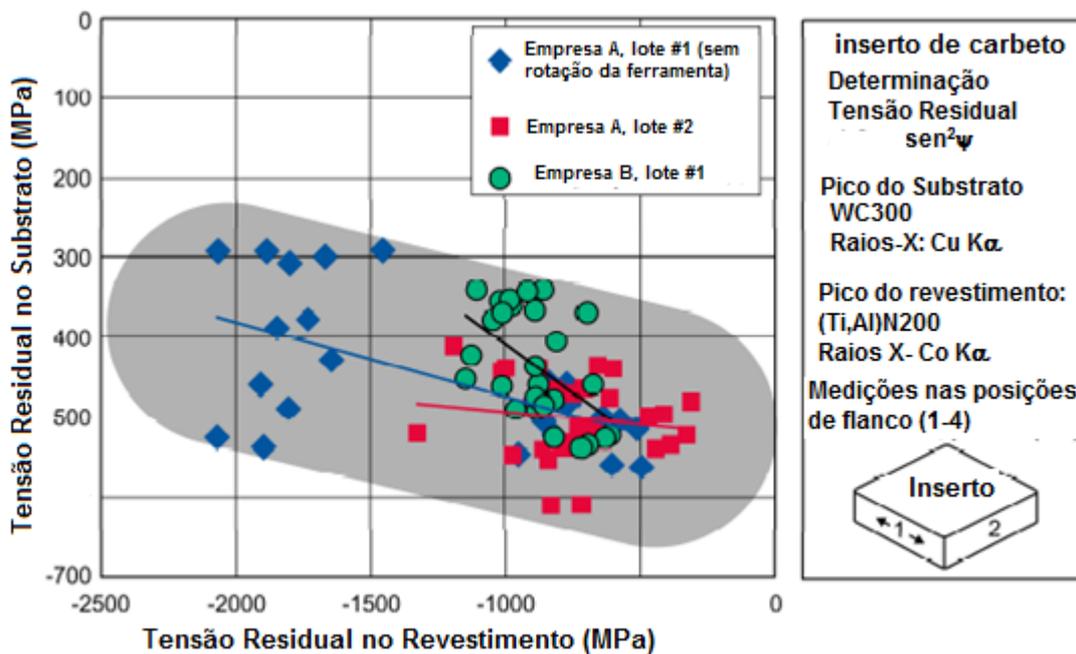
**Figura 15 – Evolução da tensão residual na sequência da fabricação de inserto pelo processo PVD**



Fonte: Adaptado de Denkena; Breidenstein (2006).

Observa-se que as tensões compressivas no substrato se acentuam nas etapas de retífica e, em seguida, ao jateamento. Posteriormente, o processo PVD reduz o nível de tensões compressivas do substrato. Maiores tensões compressivas do revestimento, menores as tensões compressivas no substrato, como mostrado na Figura 16.

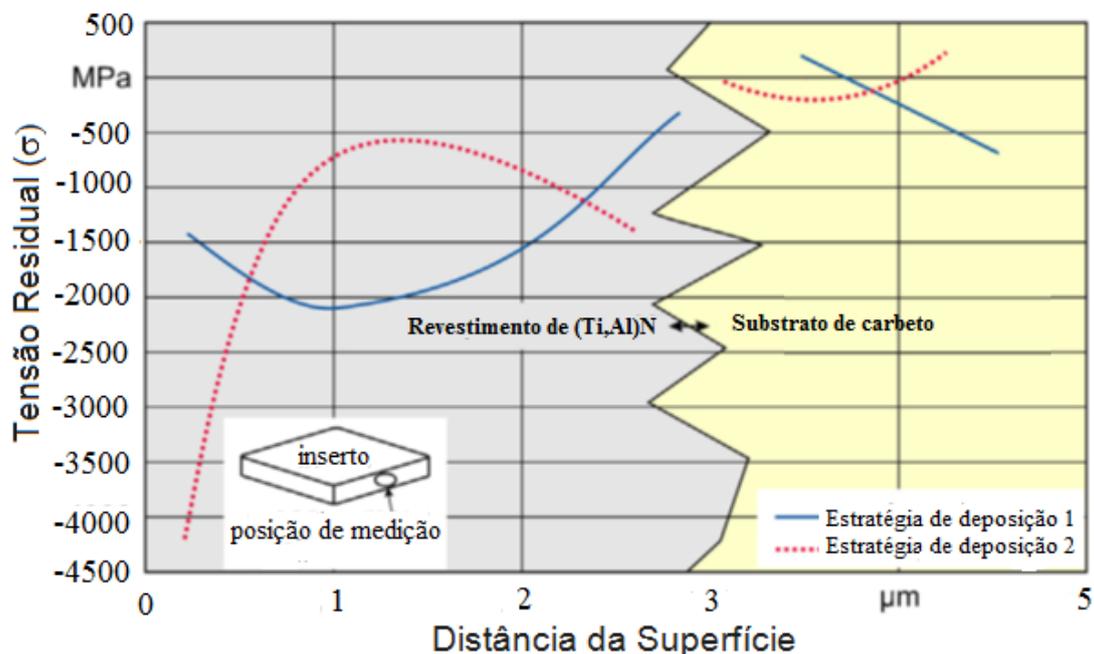
**Figura 16 - Correlação entre tensão no revestimento e substrato**



Fonte: Adaptado de Denkena; Breidenstein (2006).

O comportamento da tensão no revestimento Ti (C,N) em substrato de WC-Co foi investigado através da técnica de difração de raios X durante um ciclo térmico. Constatou-se o gradiente de composição em carbono e nitrogênio no revestimento, o alívio de tensão pelo jateamento após ciclo térmico e a oxidação do Ti em rutilo ( $TiO_2$ ) que pode afetar o comportamento da tensão do TiCN do revestimento (RAMOS-MOORE *et al.*, 2014). A distribuição de tensões no revestimento e na subsuperfície com as diferentes estratégias de produção dos revestimentos podem ser avaliadas (BREIDENSTEIN; DENKENA, 2013), como mostrado na Figura 17.

**Figura 17 - Distribuição de tensões residuais ao longo da profundidade no revestimento e subsuperfície para duas estratégias de deposição**



Fonte: Adaptado de Breidenstein; Denkena (2013).

Tensões residuais compressivas melhoram as propriedades mecânicas do filme e o desempenho da ferramenta de corte (DENKENA; BREIDENSTEIN, 2010). A resistência do revestimento à deformação plástica pode ser controlada pela dureza do filme  $H$  e seu módulo elástico  $E$ . Os parâmetros que controlam a resistência à deformação elástica e plástica são dados, respectivamente, pelas Equações 2a e 2b:

$$\frac{H_f}{E_f} \quad (2a)$$

$$\frac{H_f^3}{E_f^2} \quad (2b)$$

A Tabela 4 mostra os valores de nanodureza  $H$  (GPa) e do módulo de elasticidade  $E$  (GPa) dos filmes de revestimento TiN e TiC.

**Tabela 4 - Características mecânicas dos revestimentos TiN e TiC**

Material	H(GPa)	E(GPa)	$\frac{H}{E}$	$\frac{H^3}{E^2}$
TiN	22	440	0,05	0,055
TiC	26	480	0,055	0,07

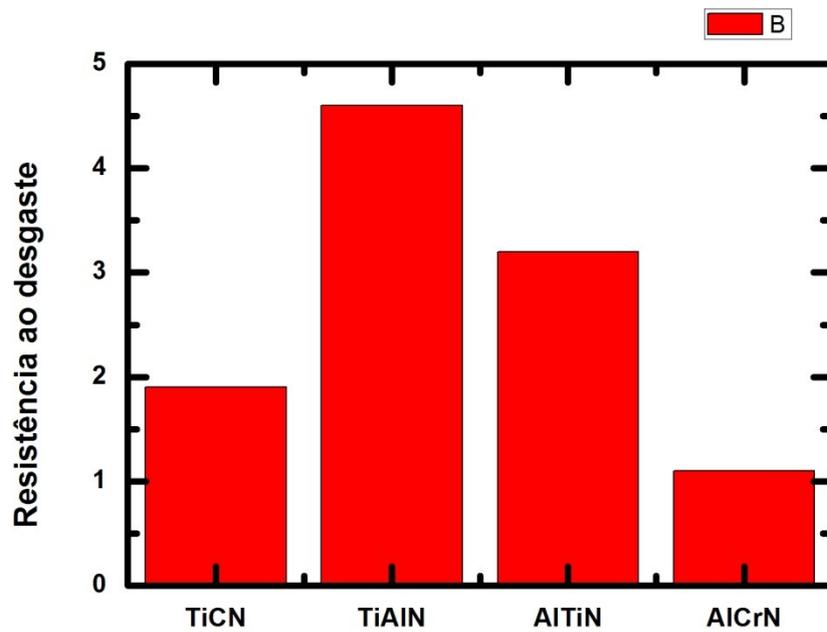
Fonte: Adaptado de Shtansky *et al.* (2010).

Os revestimentos de TiN e TiC são caracterizados pela elevada dureza, módulo de Young reduzido, elevado percentual de recuperação elástica, elevadas resistências à deformação plástica e deformação elástica para fratura.

A interdependência do parâmetro da Equação 2b e taxa de erosão dos revestimentos evidencia que esse parâmetro tem uma influência importante na sua taxa de erosão (Shtansky *et al.*, 2010).

A Figura 18, mostra-se o coeficiente de desgaste abrasivo de vários revestimentos em substrato de metal duro.

**Figura 18 - Resistência ao desgaste abrasivo de revestimentos de TiCN, TiAlN, AlCrN medido através do ensaio *calotest***

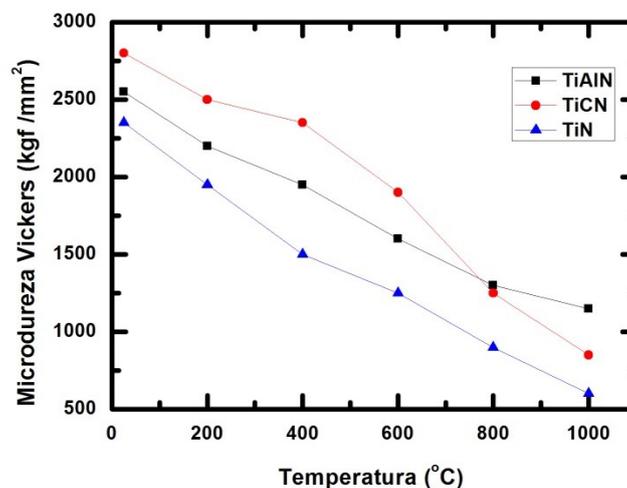


Fonte: Adaptado de Elosegui; Alonso; Lacalle (2017).

A resistência à abrasão de revestimentos TiAlN e AlTiN situou na faixa de 3 a 5 que, em comparação ao revestimento TiCN e AlCrN, foi superior, respectivamente, por um fator de 2 e 3. Estabilidade térmica a alta temperatura, resistência à corrosão e oxidação de filmes tribológicos podem ser de importância para aplicações a elevada velocidade de corte e a seco.

A Figura 19 mostra a evolução da microdureza Vickers da temperatura ambiente até 1000°C para os revestimentos TiN, TiCN e TiAlN (JINDAL *et al.*, 1999).

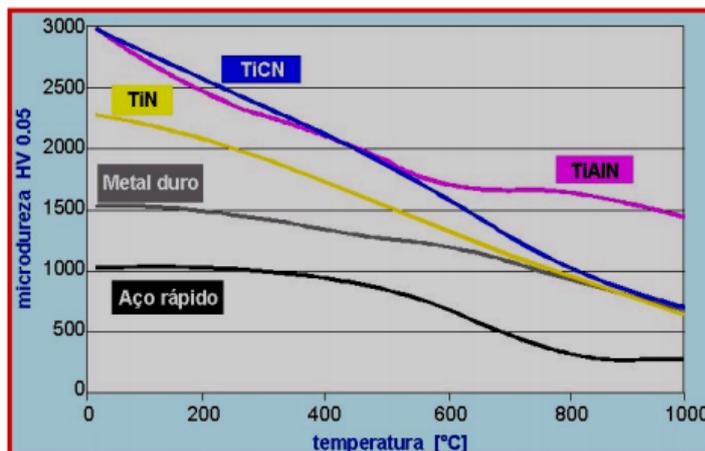
**Figura 19 – Valores de microdureza Vickers( Kgf/mm<sup>2</sup>) da temperatura de 25 até 1000°C para os revestimentos de TiN, TiCN e TiAlN**



Fonte: Adaptado de Jindal *et al.* (1999).

A dureza dos revestimentos de TiCN e TiAlN é maior comparada ao TiN devido ao efeito de solução sólida de ambos carbono e alumínio no reticulado do TiN, e, também, às tensões compressivas envolvidas (JINDAL *et al.*, 1999). O material do substrato do macho de rosquear utilizado nos experimentos foi aço rápido. A diferença entre os valores de microdureza dos revestimentos de TiN, TiCN e TiAlN é alterada com o aumento da temperatura o que pode causar diferença de vida entre as ferramentas revestidas e em velocidades de corte mais elevadas. A Figura 20 mostra os valores de microdureza dos revestimentos TiN, TiCN e TiAlN em aço rápido em função da temperatura comparado aos valores de metal duro.

**Figura 20 - Microdureza  $HV_{0,05kgf}$  em função da temperatura para substratos de aço rápido com revestimentos TiCN, TiN, TiAlN e metal duro.**



Fonte: Adaptado de Iscar (2001).

Verifica-se que os resultados de propriedade mecânica (microdureza  $HV_{0,05kgf}$ ) não são similares aos valores da Figura 20, e, também, o decréscimo dos valores de microdureza do metal duro com a temperatura é inferior aos outros revestimentos. A resistência à oxidação é outra importante propriedade do revestimento particularmente para aplicações de ferramentas de corte. O revestimento de TiCN foi estável até temperatura de 600°C e, acima

dessa temperatura, decompõe-se (KALSS *et al.*, 2006). A Tabela 5 mostra as propriedades mecânicas obtidas do revestimento de PVD em substrato de metal duro o que indica ausência de descontinuidades no revestimento.

**Tabela 5 - Propriedades mecânicas obtidas do revestimento de PVD em substrato de metal duro**

Material	Resistência à ruptura transversal (MPa)
Metal Duro WC-6%Co	3523±200
PVD TiN Revestido	3475±248
PVD TiCN Revestido	3330±200
PVD TiAlN Revestido	3379±276

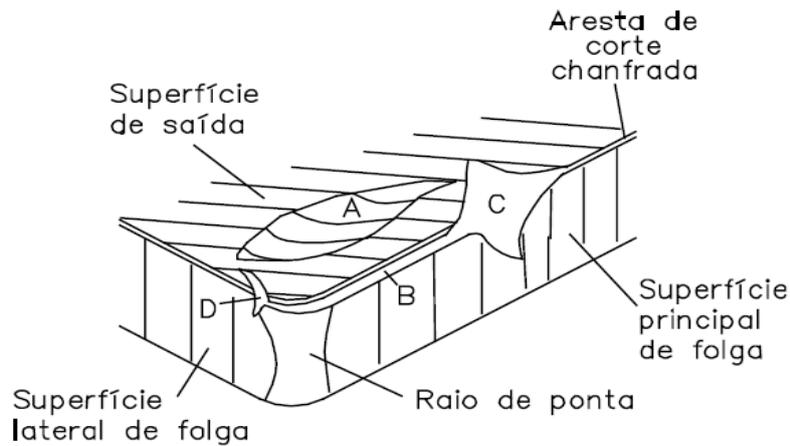
Fonte: Adaptado de Kalss *et al.* (2006).

## 2.5 Desgaste nas ferramentas de corte

Podem-se distinguir três fenômenos pelos quais uma ferramenta de corte perde a sua eficácia na usinagem: avaria, desgaste e deformação plástica (alguns autores consideram a deformação plástica apenas um mecanismo de desgaste) (TRENT; WRIGHT, 2000). A avaria e o desgaste promovem a perda de material, enquanto a deformação plástica promove o deslocamento (MACHADO *et al.*, 2009). Desgaste é a destruição de uma ou de ambas as superfícies que compõem um sistema tribológico, geralmente envolvendo perda progressiva de material (HUTCHINGS, 1992). À destruição relacionam-se alterações geométricas, e ao desgaste em usinagem, a mudança da geometria da ferramenta de corte por perda de massa de maneira contínua e progressiva. A ISO3685 (1993) define desgaste em ferramentas com a “mudança de sua forma original durante o corte, resultante da perda gradual de material”. O desgaste pode ocorrer segundo vários mecanismos e a deformação plástica pode fazer parte desses mecanismos. Nesse processo, a temperatura desenvolvida durante o corte tem um papel decisivo e atinge ferramentas de corte de qualquer material.

Os tipos de desgaste que acontecem em ferramenta são de cratera e frontal (ou de flanco). O desgaste de cratera ocorre na superfície de saída da ferramenta, causado pelo atrito entre ferramenta e cavaco. O crescimento do desgaste de cratera pode resultar em quebra da ferramenta, devido à fragilização da aresta de corte. A Figura 21 apresenta as principais áreas de desgaste.

**Figura 21 - Principais áreas de desgaste de uma ferramenta de corte**



**Fonte: Adaptado de Trent; Wright (2000).**

O desgaste frontal (ou de flanco) ocorre na superfície de folga da ferramenta, causado pelo contato entre ferramenta e peça, ocasionando deterioração do acabamento superficial e dimensional da peça com modificações na forma da aresta de corte. É incentivado pelo aumento da velocidade de corte.

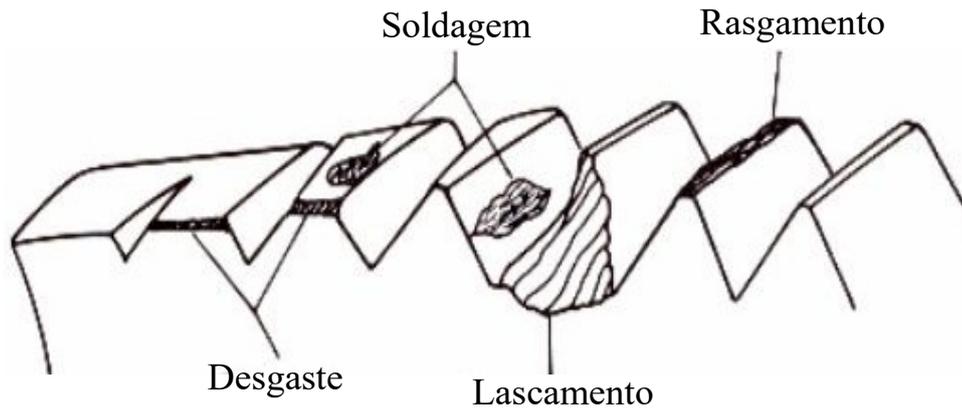
A avaria é um fenômeno que ocorre de maneira repentina e inesperada, causado pela quebra, lascamento ou trinca da aresta de corte. A quebra e o lascamento levam à destruição total ou à perda de uma quantidade considerável de material da aresta de forma repentina e imprevisível (MACHADO *et al.*, 2009). A quebra é mais comum em ferramentas com baixa tenacidade, enquanto o lascamento pode ocorrer em ferramentas de aço rápido (SANTOS, 2004).

Trincas são avarias provocadas pela variação de temperatura e/ou dos esforços mecânicos, podendo ter origens térmica ou mecânica. Quando as trincas têm origem térmica (variação da temperatura), ocorrem perpendicularmente a aresta de corte e quando tem origem mecânica são paralelas a aresta. O crescimento das trincas leva à quebra da ferramenta. A trinca compromete a continuidade do processo de corte pela sua transformação em sulco (no caso de trincas de origem térmica) ou pelo lascamento ou quebra da aresta de corte. Não provoca perda imediata de material e são comumente observadas em ferramentas de metal duro e cermets.

Alguns fabricantes de ferramentas reconhecem 04 tipos de avarias e desgastes no macho de corte lascamento, desgaste propriamente dito, que ocorre tanto na superfície de folga como na superfície de saída da ferramenta; rasgamento (arrancamento da camada

superior da crista de um ou mais filetes do macho) e soldagem (adesão de materiais da peça sobre as superfícies dos filetes do macho, seguida ou não de arrancamento de material da ferramenta). A Figura 22 apresenta os tipos de avarias e desgastes que ocorrem nos machos de corte.

**Figura 22 - Avarias e desgastes que ocorrem em machos de corte**



Fonte: Adaptado de OSG (2012).

O desgaste dos machos de corte se desenvolve tanto na superfície de saída como na superfície de folga, dependendo do material da peça e das condições de corte. Os desgastes e avarias dos machos de corte gerados durante a operação de rosqueamento aparecem em maior intensidade nas arestas da região cônica do macho, pois é esta a primeira porção do macho a realizar as ações de corte (BEZERRA, 2003).

Bezerra (2008), fez uma revisão sobre os mecanismos de desgaste de ferramenta e vida de ferramenta no rosqueamento por corte de ferro cinzento. Os desgastes foram medidos através de microscópio ferramenteiro com sistema de medição na ocular e resolução de 0,45  $\mu\text{m}$  em função do comprimento de rosca. Posteriormente, foi utilizado microscópio ótico equipado com câmera digital colorida AxioCam com ampliação de 50 vezes. O monitoramento e a medição do desgaste das ferramentas de corte (machos de corte) foi realizado por meio de um microscópio metalográfico (Olympus BX51M), acoplado com uma câmera digital que permite ampliação de até 1000 vezes, como também, a digitalização da imagem para o computador (DA MOTA *et al.*, 2007; BEZERRA; COELHO, 2008). Um calibre tampão de rosca PNP M8 X1,25-6H foi usado para aferição da qualidade das roscas produzidas. O tipo de desgaste que predominou nos machos de corte foi o de flanco nas

superfícies de folga sobre o filete de rosca. Observou-se, também, lascamento e desenvolvimento de desgaste na superfície de saída.

Reis (2004) investigou o comportamento de machos sem revestimento e nitretados no rosqueamento de ferro cinzento em uma linha de produção automotiva. A Figura 23 ilustra bem o estado de desgaste de um macho HSS-NI, após usinar 1800 roscas.

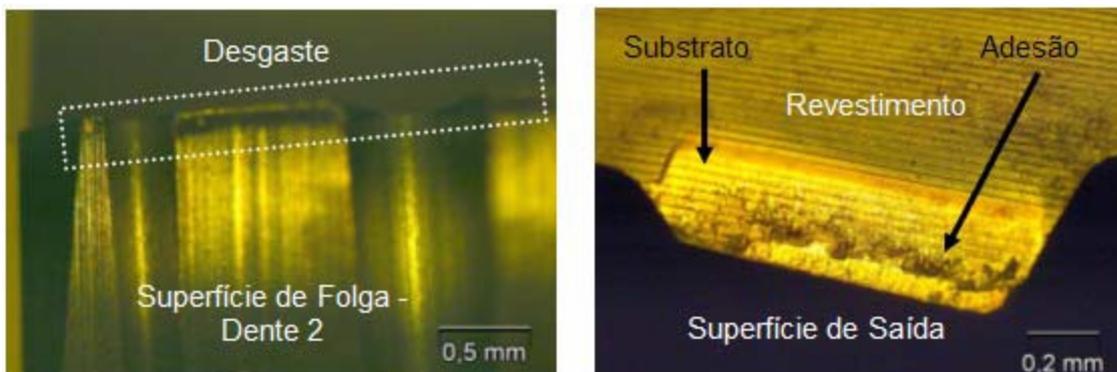
**Figura 23 – Macho HSS-NI após usinar 1800 roscas - terceiro e quarto filetes**



Fonte: Adaptado de Reis (2004).

Observa-se que houve rasgamento e lascamento de toda a superfície de folga dos dentes 3 e 4 dessa ferramenta. Provavelmente, o desgaste ocorreu devido à adesão e abrasão, pois a temperatura na interface cavaco-ferramenta não deve ter sido alta, em função da baixa velocidade de corte (8,5 m/min) o que favoreceu a difusão e a oxidação da ferramenta. A Figura 24 mostra as superfícies de folga e saída de um macho de corte de metal duro com 60% de desgaste após usinar 7200 roscas em ferro vermicular.

**Figura 24 - Detalhe da região cônica de um macho de corte de metal duro (superfície de folga e saída) com 60% de vida**



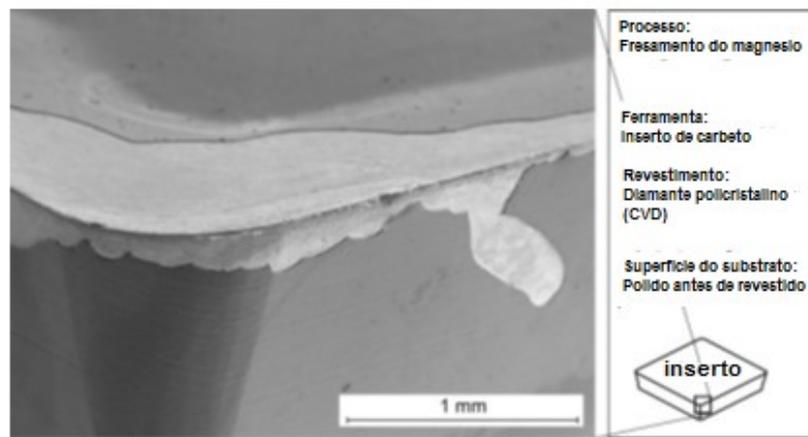
Fonte: Adaptado de Reis (2004).

Analisando a região cônica, verificou-se que houve alteração da geometria de corte nos três dentes iniciais das carreiras três (C3) e quatro (C4). Para as carreiras um (C1) e dois (C2), o desgaste só ocorreu a partir do segundo dente cônico. O desgaste foi maior para os dentes cônicos porque eles são os responsáveis pelo desbaste das roscas. Além desse fato, deve-se observar, também, que a velocidade de corte para os dentes iniciais (cônicos) é variável. Quanto mais próximo dos dentes alisadores, maior é o diâmetro da ferramenta e, conseqüentemente, maior é a velocidade de rosqueamento, fator influente no desgaste e na vida dos machos de corte. Na superfície de saída, o desgaste também ocorreu com maior intensidade nos dentes cônicos. Conseqüentemente, uma ação para redução dos custos de produção deve ser dirigida no desenvolvimento de novas ferramentas. Essas ferramentas devem ser aplicadas consistentemente e com a taxa de desgaste previsível em maior velocidade de corte e por um período de tempo mais longo. Esse objetivo é acompanhado através de três variáveis-chaves da ferramenta tais como, a geometria da ferramenta e a aresta de corte que define a direção e afeta o nível da força de corte durante a usinagem; o material do qual é feita a ferramenta que diz respeito a dureza, tenacidade, resistência à fratura e estabilidade térmica da aresta de corte e o revestimento que, pela proteção a ferramenta e à aresta de corte, tem um papel principal na determinação e melhoramento da ferramenta.

#### *2.4.2 Desgastes especiais em revestimentos em diferentes processos de usinagem*

Um tipo de falha mais ou menos extensiva é o *flaking* do revestimento como resultado de problemas de adesão (dano adesivo), conforme mostrado na Figura 25 (DENKENA; BREISDENSTEIN, 2008).

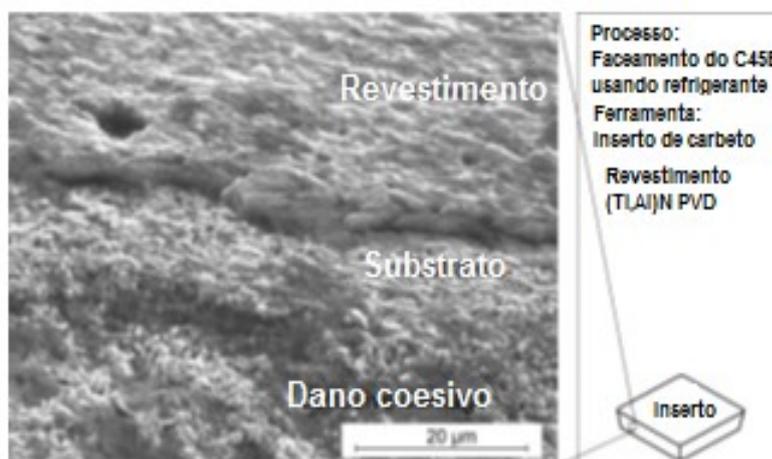
**Figura 25 - Dano adesivo em substrato de metal duro revestido por CVD em fresamento de liga de magnésio**



Fonte: Adaptado de Denkena; Breidenstein (2008).

*Extensive flaking* é um segundo tipo de falha do revestimento em razão da aderência ao material do substrato (dano coesivo) como mostrado na Figura 26 (DENKENA; BREISDENSTEIN, 2008).

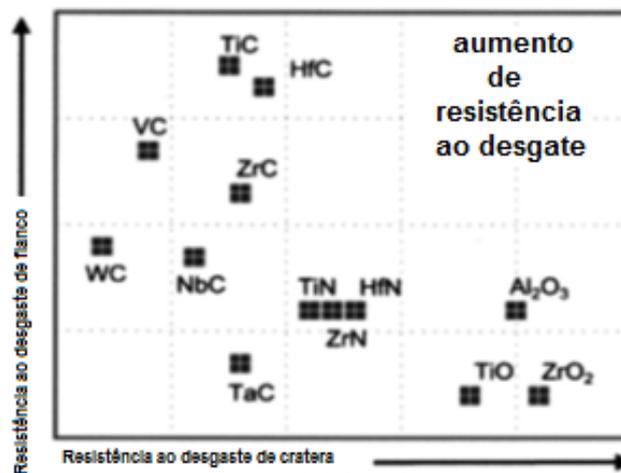
**Figura 26 - Dano coesivo de inserto de metal duro obtido por PVD**



Fonte: Adaptado de Denkena; Breidenstein (2008).

A razão para o dano coesivo tem sido assinalada ao estado de tensão residual da ferramenta descarregada. Se cargas mecânicas são predominantes, o resultado é tensão compressiva devido à deformação plástica. Se cargas térmicas são predominantes, tensão de tração é induzida devido à expansão e subsequente contração. Nos processos de usinagem ambos os efeitos ocorrem simultaneamente. Outros estudos enfatizam adesão, abrasão, e mecanismos de deformação plástica no rosqueamento de ferro cinzento em elevada velocidade. Os resultados esquematizados na Figura 27 mostram a resistência relativa ao desgaste por craterização para diversos revestimentos.

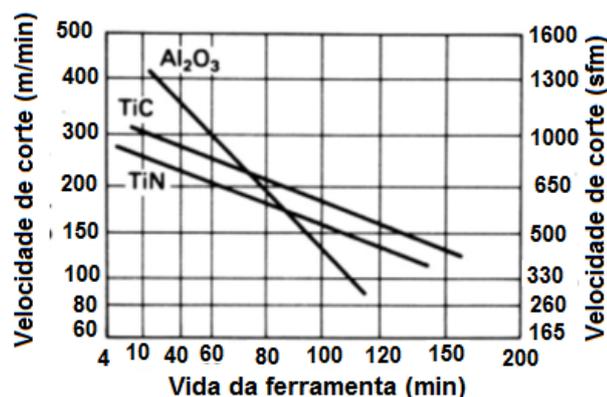
Figura 27 - Comportamento ao desgaste de vários revestimentos



Fonte: Adaptado de Lugscheider *et al.* (1999).

A Figura 28 compara a vida da ferramenta de três revestimentos por CVD quais sejam Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, TiN e TiC no torneamento do aço ABNT 1045.

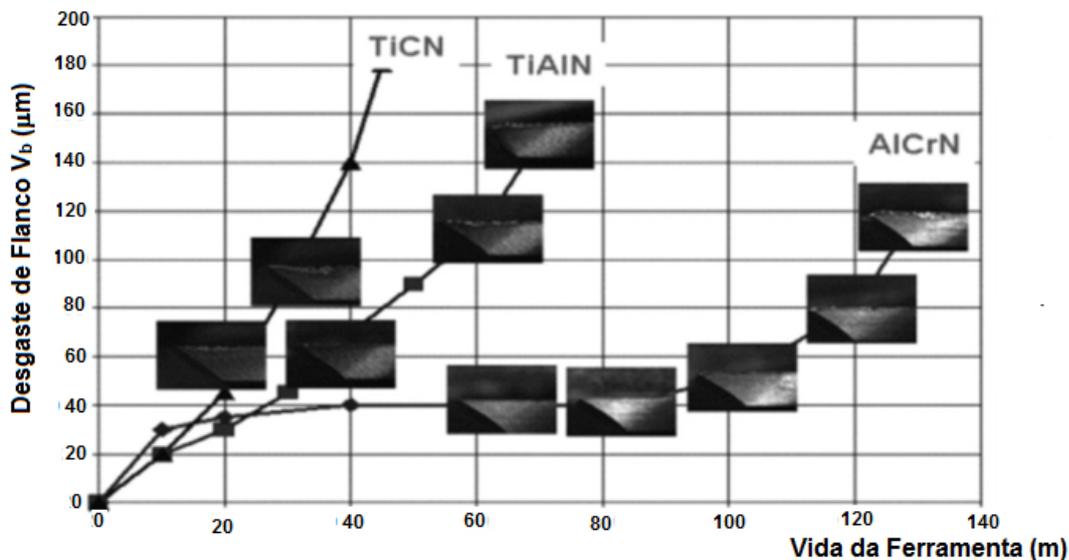
Figura 28 – Vida da ferramenta em função da velocidade de corte no torneamento de aço ABNT 1045 para ferramenta revestida de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, TiN, e TiC em CVD



Fonte: Adaptado de Silva *et al.* (2015); Martins (2016); Martins *et al.* (2012).

A vida da ferramenta em fresamento do revestimento de TiCN comparado ao TiAlN de aço carbono mostrou uma leve vantagem do TiAlN sobre o TiCN, conforme a Figura 29.

**Figura 29 – Desgaste de flanco em função da vida da ferramenta no fresamento de aço carbono utilizando metal duro com revestimento de TiCN, TiAlN e AlCrN**



Fonte: Adaptado de Inspektor; Salvador (2014).

Os revestimentos multicamadas consistem de diversos revestimentos monolíticos onde cada camada se opõe a um tipo de desgaste. Propriedades térmicas e mecânicas da estrutura resultante excede àquela da soma dos componentes individuais. A primeira camada aplicada à base de WC-Co é de TiN ou TiCN por causa de sua boa adesão e coeficiente de expansão térmica semelhantes. Camadas adicionais com várias combinações de TiN, TiCN,  $\text{Al}_2\text{O}_3$  e TiAlN são aplicadas posteriormente (GROOVER, 2016).

Outro revestimento aplicado em ferramenta de WC/Co é Balinit Triton que consiste de um filme fino de carbono aplicado pela técnica PECVD. Antes da deposição da camada de carbono uma intercamada de CrC/C é depositada no substrato de metal duro. Essa intercamada de CrC/C reduz a desorientação entre o substrato e o revestimento (KIM *et al.*, 2003). Ferramentas de WC/Co com arestas de corte agudas ou levemente esmerilhadas são usadas principalmente para usinagem de aço rápido, ligas de Ti e Ni para alta temperatura, ligas de Al-Si e materiais sensíveis a temperatura, tais como plásticos e ligas de Mg.

Diamante e CBN são superduros e apresentam elevada resistência a deformação térmica, servindo de estímulo para depósito de revestimento superduro com propriedades similares.

Cermets como substrato de Ti (C,N) são fabricadas por metalurgia do pó e apresentam melhor resistência à oxidação durante a usinagem de metais. Os cermets, também, apresentam maior resistência à formação de aresta postiça e desgaste de cratera em razão da estabilidade química e dureza à alta temperatura (Liu N. *et al.*, 2005). As ferramentas de cermet podem ser empregadas em operações de tornemaneto /fresamento em maiores velocidades de corte comparadas as ferramentas de WC-Co.

Revestimento DLC oferece uma boa combinação de dureza e baixo coeficiente de atrito, contudo sua aplicação é limitada pela baixa resistência à oxidação e pobre estabilidade térmica (SILVA *et al.*, 2015; MARTINS, 2016; MARTINS *et al.*, 2012). DLC é um filme de carbono amorfo hidrogenado que consiste de carbono como grafite no interior de uma matriz de diamante. DLC possui propriedades físicas, químicas e mecânicas incluindo dureza, inércia química, baixo coeficiente de atrito e ao desgaste. Considerável esforço tem sido empreendido na aplicação de revestimento DLC em ferramentas convencionais para melhorar desempenho de corte. Contudo, devido a forma complexa da ferramenta, geometria da aresta de corte aguda e ligação instável ao substrato, a aplicação ainda é um desafio (WU; CHENG, 2014). O revestimento multicamada PVD é muitas vezes produzido no sentido de alcançar superfície lisa, baixo coeficiente e facilitar a saída do cavaco na operação de usinagem. A camada de topo, contudo, deve ter suficiente durabilidade para evitar desgaste prematuro que eliminaria seu efeito. Filmes lisos e duros de TiN e ZrN são usualmente a primeira escolha. Revestimentos comerciais atuais são ternários ou quaternários, termicamente estáveis e compostos nanoestruturados produzidos de carbetos e nitretos de metais de transição tais como Ti e Zr com outros elementos tais como Al, Cr, Hf, Si, Ta, Nb e V. Há diversos resultados de rosqueamento com machos revestidos por PVD na literatura, contudo, a correlação entre as propriedades do revestimento tais como dureza, resistência ao desgaste abrasivo, propriedades de desgaste adesivo ou coeficiente de atrito e o processo de rosqueamento não está suficientemente entendido (REITER *et al.*, 2006). Sua microestrutura homogênea proporciona elevada tenacidade, resistência térmica e à abrasão resultando em maior vida do macho (MULLER; SOTO, 1999).

Estudos prévios em ligas Al-Si investigadas na operação de rosqueamento utilizando machos com variada geometria da aresta de corte em conjunção com revestimento conveniente (DLC como diamante) e lubrificação com MQL (mínima quantidade de líquido), inibiu a adesão do cavaco (BHOWMICK; LUKITCH; ALPAS, 2010; PATEL;

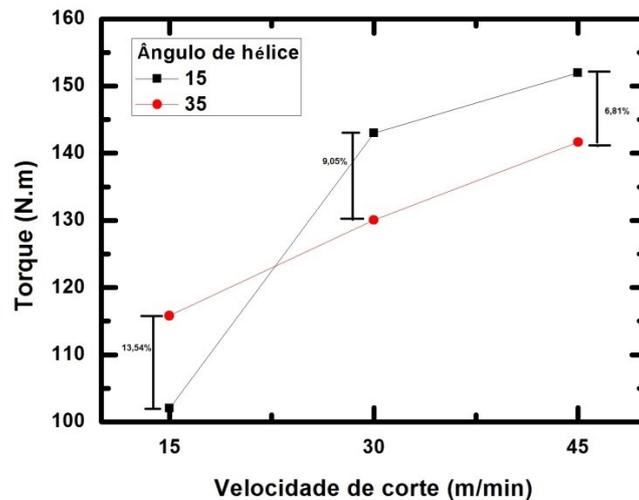
BHAVESHKUMAR; PATEL, 2012). Reiter *et al.* (2006), avaliaram o desempenho do rosqueamento a seco de aço inoxidável austenítico utilizando revestimento de CrN, CrC, TiCN, e TiAlN comparando-os a um novo revestimento de DLC que incorpora WC, e, também, combinações de revestimentos TiCN+DLC e TiCN+WC/C. DLC exibiu o menor torque seguido pelo TiAlN, CrN, TiCN e CrC em ferramenta de aço rápido. Arestas postiças (BUES) foram observadas durante o rosqueamento com DLC, enquanto que nenhuma aresta postiça (BUE) ocorreu com revestimento TiCN ou TiAlN.

Alguns pesquisadores propõem investigações de novas técnicas de avaliação do desgaste da ferramenta e outros materiais de trabalho (BHOWMICK; LUKITCH; ALPAS, 2010; DERFLINGER; BRANDLE; ZIMMERMANN, 1999; REITER *et al.*, 2006).

#### 2.4.3 Medição do torque no rosqueamento e forças tridimensionais ( $F_n$ , $F_t$ , $F_b$ )

O processo de corte é descrito pelos parâmetros velocidade linear da ferramenta no ponto de corte (velocidade superficial, m/min); a quantidade de movimento axial da ferramenta por revolução (velocidade de avanço, mm/rev) e seu movimento radial (profundidade de corte). Monitoramento completo e conhecimento dos parâmetros de entrada são necessários em razão do perfil de rosca obtido com velocidade de corte correta, revestimento apropriado baseado no material da rosca e sistema de refrigeração. As respostas importantes que necessitam ser avaliada no processo de rosqueamento são a força e o torque. Torque excessivo pode levar a quebra do macho e a força é responsável pelo perfil correto da rosca (DOS SANTOS SIQUEIRA *et al.*, 2019). Mudanças na geometria da rosca e velocidade alteram o torque, e o torque excessivo no rosqueamento é a principal causa de fratura. A Figura 30 mostra o resultado da interação entre velocidade de corte e ângulo de hélice no rosqueamento do aço ABNT 1020.

**Figura 30 - Efeitos de interação no torque, ângulo de hélice e velocidade de corte no rosqueamento do aço ABNT 1020**

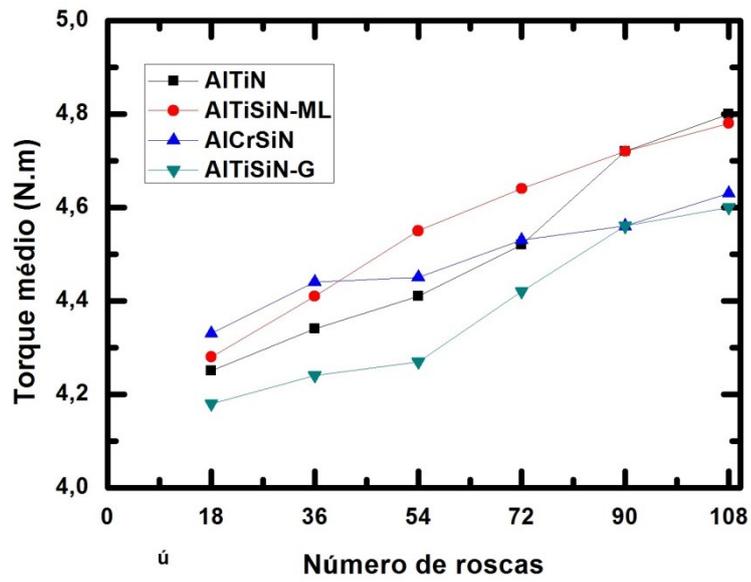


Fonte: Adaptado de Dos Santos Siqueira *et al.* (2019).

Considerando a velocidade de corte de 15 m/min, o macho com ângulo de hélice de 15° proporcionou um valor de torque de 13,54% maior que o macho com ângulo de hélice de 35°. Dos Santos Siqueira *et al.* (2019), concluíram que, pelo menos dentro da faixa definida nos experimentos de velocidade de corte, o ângulo de hélice foi menos influente no processo de rosqueamento por laminação do aço ABNT 1020 que a velocidade de corte. Dos Santos Siqueira *et al.* 2019 concluíram que a aplicação de machos com maior ângulo de hélice, revestimento e sem quebra cavaco foi a melhor opção de processo.

De Oliveira, Ribeiro Filho e Brandão (2019), mostraram, no rosqueamento da liga Al-Si, que os fatores velocidade de corte, revestimento e região cônica influenciaram a força e o torque no rosqueamento. A velocidade de corte de 50 m/min reduziu em 61,3% a força de corte, 8,2% a microdureza na crista do filete e aumentou 98,5% no torque. Pode ser estabelecido que variando os parâmetros de corte corretamente foi possível produzir roscas na liga de alumínio 7075-T6 de elevada qualidade e resistência (DE OLIVEIRA; RIBEIRO FILHO; BRANDÃO, 2019). As forças e torque no rosqueamento são afetadas pelo desgaste das ferramentas de corte, portanto, podem ser utilizadas como forma de monitoramento e indicar a necessidade de troca ou reafiação das ferramentas. A Figura 31 mostra o sinal do torque em função do nível de desgaste de seis ferramentas que usinaram com velocidade de corte de 50 m/min e diferentes revestimentos.

**Figura 31 – Comparação dos torques registrados durante os testes de rosqueamento para diferentes revestimentos**



Fonte: Adaptado de Emuge (2012).

### 3 METODOLOGIA

#### 3.1 Definição do material

As peças utilizadas nos testes de rosqueamento foram virabrequins de ferro nodular obtidos por fundição em areia fornecidos no estado bruto, conforme mostrado na Figura 32.

**Figura 32 – Eixo virabrequim fundido em areia de ferro nodular**



Fonte: Adaptado de Xavier (2010).

A amostra do eixo virabrequim foi retirada na extremidade no diâmetro maior através de corte em serra, e, posteriormente, preparada através de polimento mecânico de desbaste e acabamento para análise química e metalográfica. A análise química foi realizada em espectômetro ótico de emissão, marca Shimadzu. Foi utilizado microscópio ótico, marca Zeiss, na análise metalográfica e durômetro e microdurômetro, respectivamente, marca Volpert e Weiss, para medida de dureza e microdureza. Foram utilizados microscópio ótico, marca Zeiss, e varredura, marca JEOL, tipo FEG, na observação dos filetes após ensaios de rosqueamento. Em seguida, foi feito o polimento de desbaste em politriz automática e, posteriormente, acabamento em feltro impregnado de pasta de diamante de dimensões de 3, 1 e 0,5  $\mu\text{m}$ . Os ensaios de microdureza foram feitos, conforme norma ISO.

Foram realizadas 6 impressões, e posteriormente, calculada média e desvio-padrão. Os ensaios de nanodureza foram feitos em equipamento ultramicrodurômetro, marca Shimatsu, utilizando penetrador Berkovich e cargas de 10 e 15mN para os revestimentos TiN e TiCN e aço rápido HSS-PM, conforme norma.

As cargas adotadas foram escolhidas a partir de testes preliminares nos quais verificou-se a geometria das curvas de carregamento e descarregamento e o menor desvio

padrão. Foram efetuadas 10 (dez) indentações em pontos aleatórios do revestimento, e em seguida, calculada média e desvio padrão.

Os processos de usinagem que antecederam o rosqueamento foram faceamento da extremidade, furação com broca de centro do diâmetro menor da rosca e rebaixo do furo do eixo virabrequim. Os furos cegos foram realizados com broca de diâmetro 11,04 mm e comprimento 31,50 mm e, posteriormente, rosqueados para a fixação da engrenagem ao motor. Foram utilizados na usinagem equipamento transfer, conforme mostrado na Figura 33.

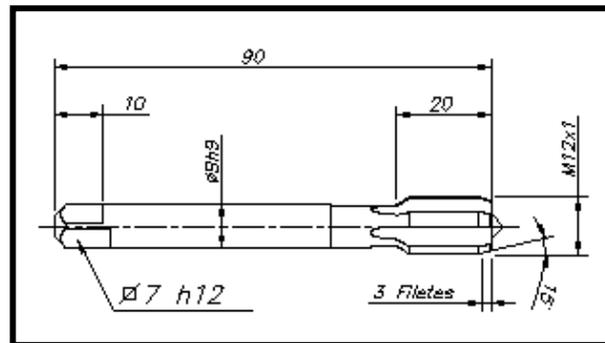
**Figura 33 – Equipamento transfer Comau**



**Fonte: Fotografia do autor.**

Esse equipamento trabalha com vários cabeçotes de modo a ocorrer várias operações de usinagem de forma simultânea o que reduz o tempo de produção com acréscimo na capacidade de produção. A operação de rosqueamento foi realizada, utilizando macho de aço rápido, construídos pelo processo da metalurgia do pó - HSS-PM M12 X 1 sem revestimento, comprimento de rosca igual a 20 mm e ângulo da ponta de 15° com três filetes, como mostrado na Figura 34.

**Figura 34 – Geometria do macho M12x1 construído em aço rápido HSS-PM através de metalurgia do pó**



Fonte: Elaborado pelo autor.

A refrigeração do processo de rosqueamento foi externa e com tubo direcionado para a ferramenta utilizando óleo HOCUT 795, fabricante Houghton, com concentração de 8% em solução aquosa. Os parâmetros de corte utilizados nesse processo estão descritos na Tabela 6.

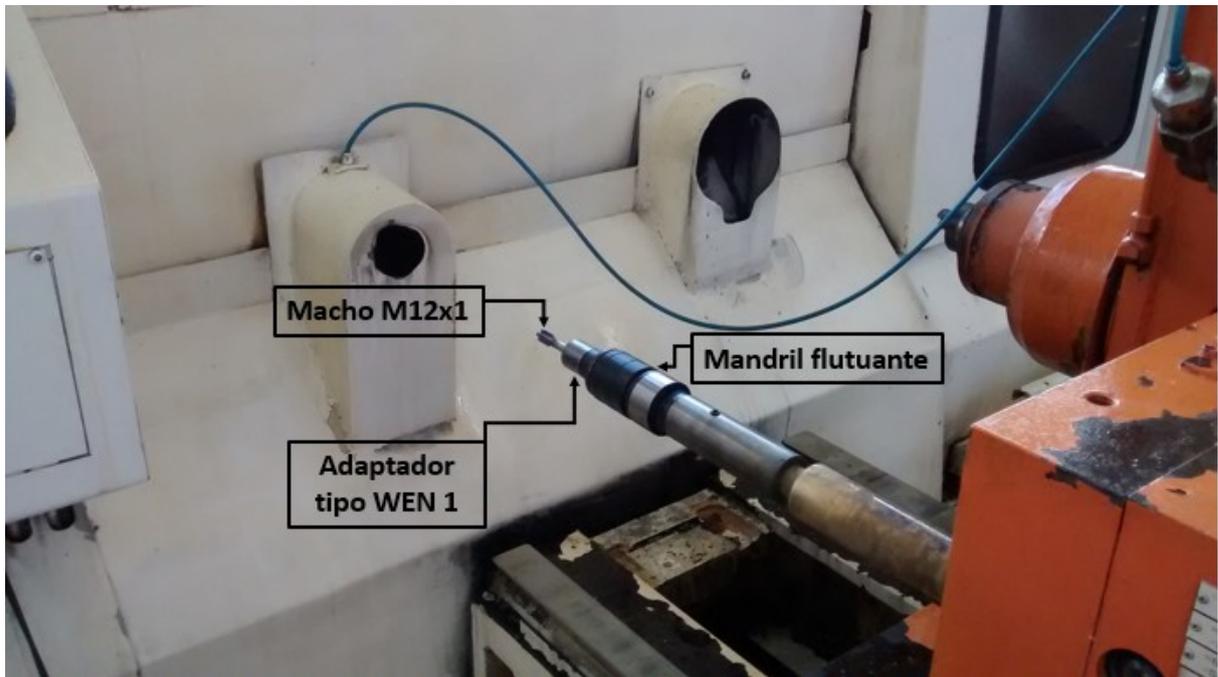
**Tabela 6 – Parâmetros de corte utilizados no rosqueamento do virabrequim**

Parâmetro	Valor
Velocidade de corte (m/min)	11
Velocidade de avanço (mm/min)	280
Rotação (rpm)	280

Fonte: Elaborado pelo autor.

O macho é fixado na máquina através da combinação de adaptador e mandril para rosqueamento de troca rápida do fabricante Bilz (2019), conforme a Figura 35.

**Figura 35 – Conjunto de macho, adaptador e mandril utilizados no processo de rosqueamento**



Fonte: Fotografia do autor.

Esse sistema reduz o tempo de troca de ferramentas na máquina e de inatividade do processo produtivo. O adaptador foi do tipo WEN 1 que permite regulagem no comprimento, conforme a Figura 36.

**Figura 36 – Adaptador tipo WEN 1**



Fonte: Adaptado de Bilz (2019).

O arraste do macho foi feito através de um encaixe quadrado o que evitou o seu deslizamento e, portanto, problema de sincronização no ato da usinagem. Na Figura 37, observa-se que o mandril é do tipo flutuante com refrigeração externa e com compensação radial de 0,25 mm.

**Figura 37 – Mandril tipo WFP**

Fonte: Adaptado de Bilz (2019).

Nesse sistema, pode-se absorver erro de concentricidade entre o furo existente e o macho de corte. Encerrada a produção, substitui-se o macho e o adaptador, permanecendo fixo o mandril ao eixo da máquina. O macho foi fixado no adaptador e sua altura regulada e medida no equipamento de medição por imagem, marca *Speroni*, conforme a Figura 38.

**Figura 38 – Aparelho de medição por imagem - *Speroni***

Fonte: Fotografia do autor.

Essa altura padrão foi estabelecida no desenvolvimento do processo de modo a facilitar a substituição da ferramenta no equipamento de usinagem. O instrumento utilizado na inspeção das roscas foi um calibre passa/não-passa numa frequência de uma peça a cada hora, conforme a Figura 39.

**Figura 39 – Calibre passa/não passa**



Fonte: Elaborado pelo autor.

Caso ocorra a reprovação de uma rosca através da utilização do calibre, realiza-se a substituição da ferramenta de rosquear no equipamento.

### 3.2 Testes de produtividade

#### 3.2.1 Testes preliminares

Nos testes preliminares, foram utilizados machos de *HSS-PM* (1) com os revestimentos tribológicos de nitreto de titânio (TiN) (2) e de carbonitreto de titânio (TiCN) (3). Posteriormente, foram testados dois machos de metal duro WC-Co sem revestimento, um com 2 filetes cônicos (4) e outro com 3 filetes cônicos (5), conforme a Figura 40.

**Figura 40 – Diferentes tipos de machos utilizados**



(1)

(2)

(3)

(4)

(5)

Fonte: Elaborado pelo autor.

Esse teste preliminar foi feito até a fratura desses machos em razão da impossibilidade de se medir a força e o torque no rosqueamento. De posse dos resultados do número de roscas obtidas para cada uma das ferramentas, reduziu-se esse número de roscas em 10% com o intuito de preservar o equipamento e acessórios.

### 3.2.2 Testes finais

Nos testes finais, foram realizadas três montagens com cada tipo de macho. Cada ferramenta foi colocada na máquina com previsão de retirada após a elaboração do número de roscas para medição do desgaste, conforme mostrado na Tabela 7.

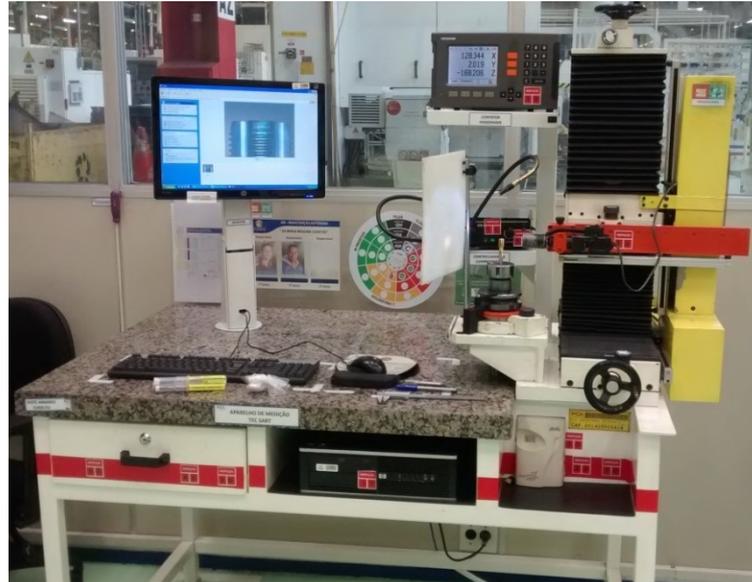
**Tabela 7 – Número de roscas produzidas para os machos *HSS-PM*, *HSS-PM* revestido em TiN e TiCN, em seguida, medição do desgaste**

%	Produção da ferramenta		
	TiCN	TiN	Sem revestimento
Início	50	50	50
50	2000	1650	1050
70	2800	2310	1470
85	3400	2805	1785
100	4000	3300	2100

Fonte: Elaborado pelo autor.

Após retirada da máquina de rosquear, foi feita a limpeza de cada ferramenta, e, em seguida, medido o desgaste por imagem no equipamento, marca Tecstart, conforme a Figura 41.

**Figura 41 – Equipamento de medição por imagem - Tecsart**



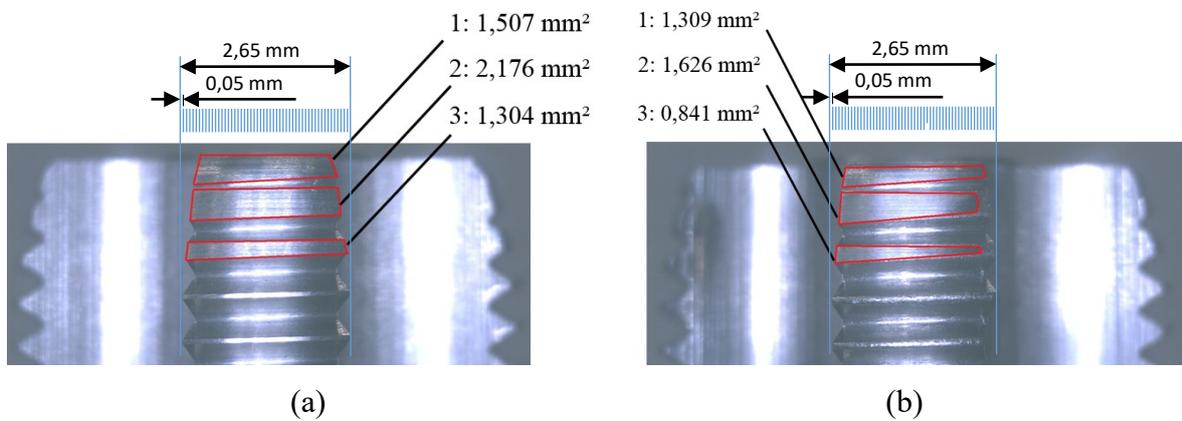
**Fonte: Fotografia do autor.**

Foram avaliados os filetes da região cônica dos machos responsáveis pela abertura da rosca e os filetes paralelos que têm a função específica de definir as medidas finais das roscas. O desgaste foi avaliado pelo parâmetro desgaste relativo, Equação 4:

$$\%A = \frac{A_{sp}}{A_p} 100 \quad (3)$$

onde,  $A_p$  é a área da superfície de folga em cada filete e  $A_{sp}$  é a área de desgaste da superfície de folga no  $A_p$ . As áreas de desgaste da superfície de folga foram calculadas para o macho HSS-PM através do software Metric nas condições de novo (a) e após 2100 roscas produzidas (b), conforme a Figura 42.

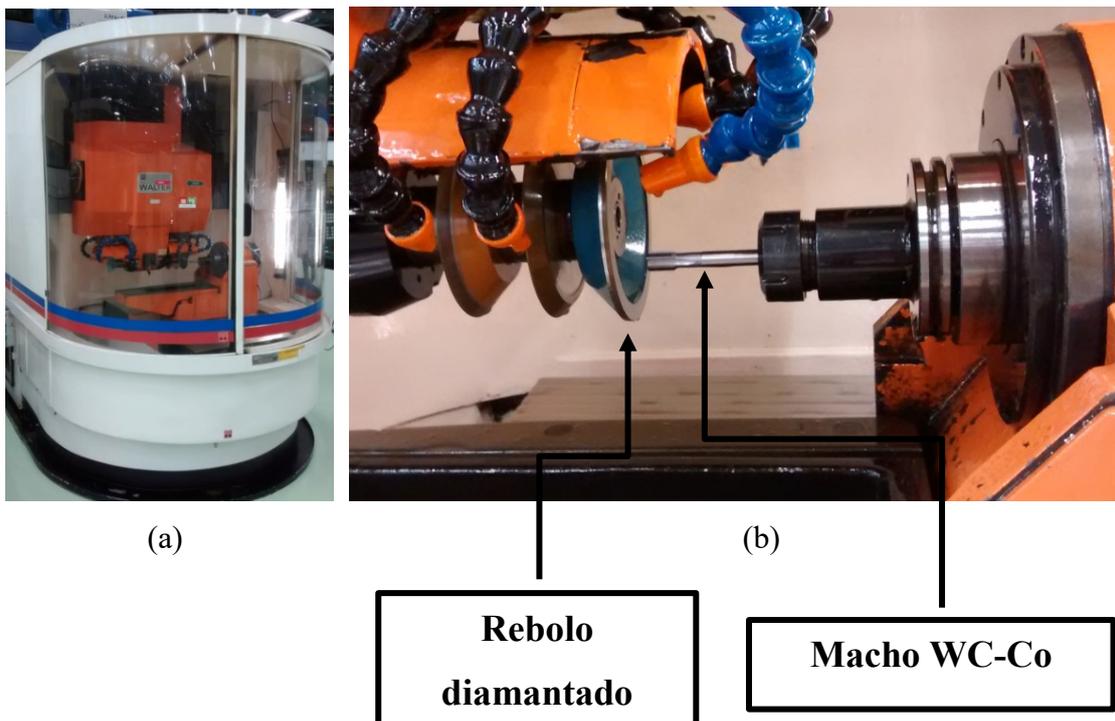
**Figura 42 – Exemplos da técnica de medição da área desgastada do macho de *HSS-PM* nos filetes 1, 2 e 3 nas condições de novo (a) e após 2100 roscas (b)**



Fonte: Elaborado pelo autor.

Um macho de metal duro WC-Co foi testado na condição em que foi recebido, sem revestimento, com ângulo da ponta igual a 20° e com dois filetes na parte cônica. O outro macho de metal duro WC-Co teve sua parte cônica retificada, com a modificação do ângulo de ponta para 15° e três filetes, geometria idêntica ao macho de aço rápido sinterizado. Essa transformação foi feita na afiadora de ferramentas Walter, utilizando rebolo diamantado, como mostrado na Figura 43.

**Figura 43 – Afiadora Walter Power Eletronic: (a) Vista frontal e (b) detalhe da afiação**



Fonte: Elaborado pelo autor.

## 4 ANÁLISE E DISCUSSÃO DE RESULTADOS

### 4.1 Análise química e metalográfica

A Tabela 8 mostra a análise química do eixo virabrequim, utilizado nos experimentos de rosqueamento.

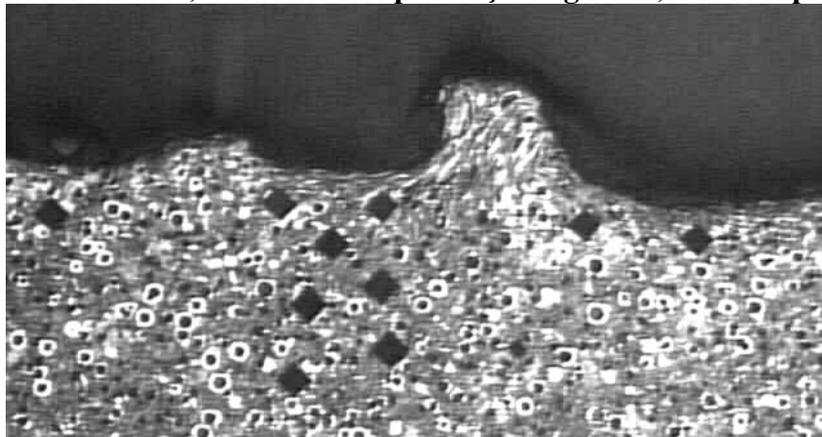
**Tabela 8 - Composição química dos ferros nodulares utilizados nos experimentos, em porcentagem em peso**

Elemento	C	Si	Mn	P	S	Mg	Cu
Especificação	3,70	2,65	0,40%	0,05% Máx.	0,015% Máx.	≤0,04	0,5 – 1,2
Encontrado	3,67	2,19	0,56	0,047	0,011	0,040	0,81

Fonte: Elaborado pelo autor.

Observa-se que a composição química atende a norma ABNT NBR 6916, a qual estabelece que os ferros nodulares devem apresentar teor de carbono menor ou igual a 3,70%, com teor total de elementos de liga inferior a 1,0% (excetuando o manganês). Na análise metalográfica, sem ataque, foi observada a presença de grafita esferoidal maior que 90%, tipo A e tamanho 6-7. Após ataque, a microestrutura revelou a presença de ferrita e perlita (matriz hipoeutética), tipo “olho de boi”, em razão da presença de cobre (perlitizante) na composição química, conforme a Figura 44.

**Figura 44 - Microdureza e microestrutura do eixo virabrequim de ferro nodular em seção transversal, evidenciando presença de grafita, ferrita e perlita**



Fonte: Elaborado pelo autor.

Os valores de dureza e microdureza situaram-se, respectivamente, entre 246-255 HB e o valor médio de microdureza foi de 245 HV para a superfície e 280 HV no núcleo com desvio padrão de  $\pm 5$ HV. Os valores de microdureza foram obtidos na superfície da peça no sentido de verificar presença de ferro branco que dificulta usinagem. Esses valores confirmam a inexistência de constituintes aciculares que deteriorariam a usinabilidade do material.

## 4.2 Resultados dos experimentos

### 4.2.1 Resultados dos testes preliminares

Os resultados dos testes preliminares de produtividade estão relacionados na Tabela 9.

**Tabela 9 - Resultados dos testes preliminares**

Material	Revestimento	Produção em número de roscas	Motivo da troca da ferramenta
HSS-PM	TiN	3652	Quebra do macho
HSS-PM	TiCN	4420	Quebra do macho
HSS-PM	Sem revestimento	2380	Quebra do macho

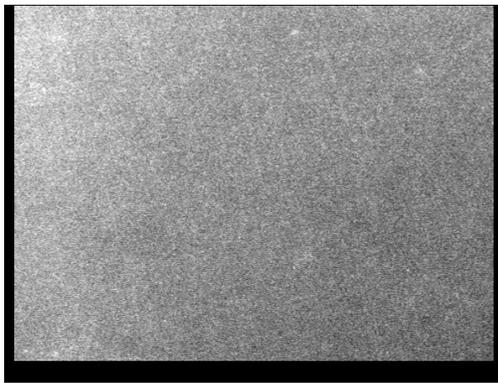
Fonte: Elaborado pelo autor.

Observa-se que o macho de HSS sem revestimento apresentou o menor rendimento. Buscou-se justificar esses valores de rendimento através da análise dos machos, especificamente o desgaste dos filetes cônicos e paralelos.

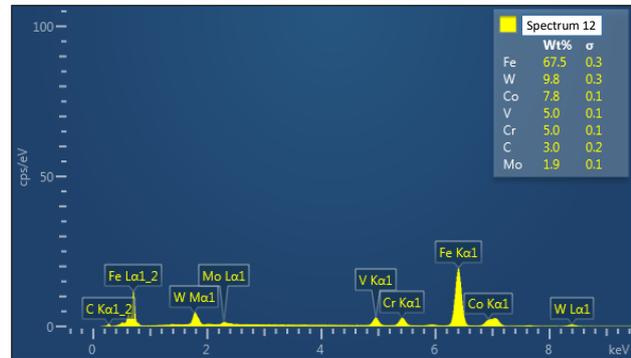
### 4.2.2 Resultados dos testes finais

Na Figura 45, observam-se as imagens em MEV no macho de *HSS-PM* com análise por EDS.

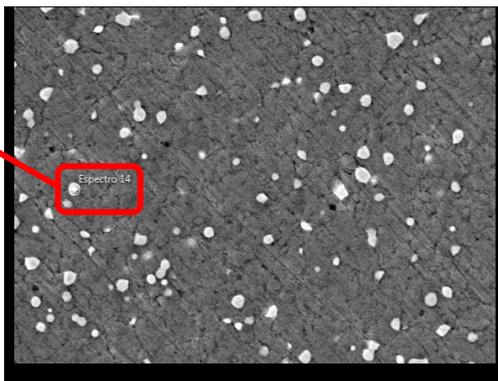
**Figura 45 – Macho *HSS-PM* na condição de temperado e revenido (a) e (b) matriz do *HSS-PM* (EDS), evidenciando, também, (c) carbonetos aproximadamente esféricos de W, V e Cr e (d) análise química por EDS partícula na microestrutura**



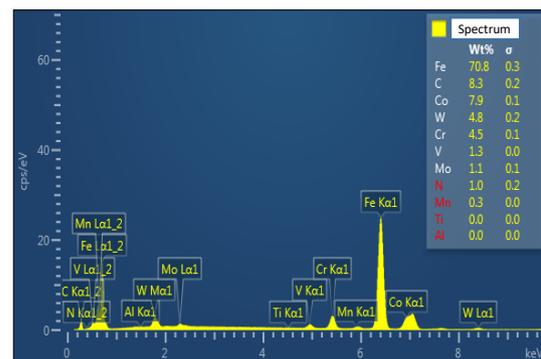
(a)



(b)



(c)

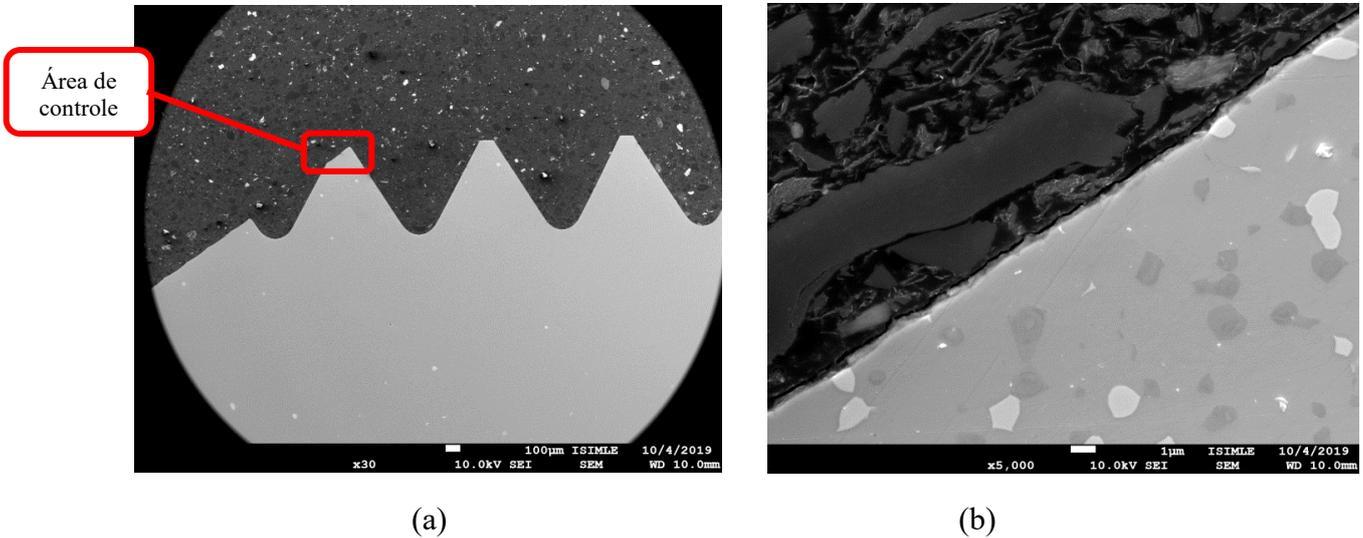


(d)

Fonte: Elaborado pelo autor.

A matriz do macho de *HSS-PM* é martensítica com a presença de carbonetos dispersos na matriz o que contribui para preservação da resistência mecânica à alta temperatura. Os carbonetos são de (W, Cr, V, Mo). A Figura 46(a) e (b) mostra imagem dos três últimos filetes paralelos do macho de *HSS-PM* após produção de 2100 furos em nodular matriz ferrítica perlítica.

**Figura 46 – Imagem dos três filetes paralelos do macho de *HSS-PM* na condição de temperado e revenido (a) e (b) matriz do *HSS-PM* (EDS), evidenciando, também, carbonetos aproximadamente esféricos**

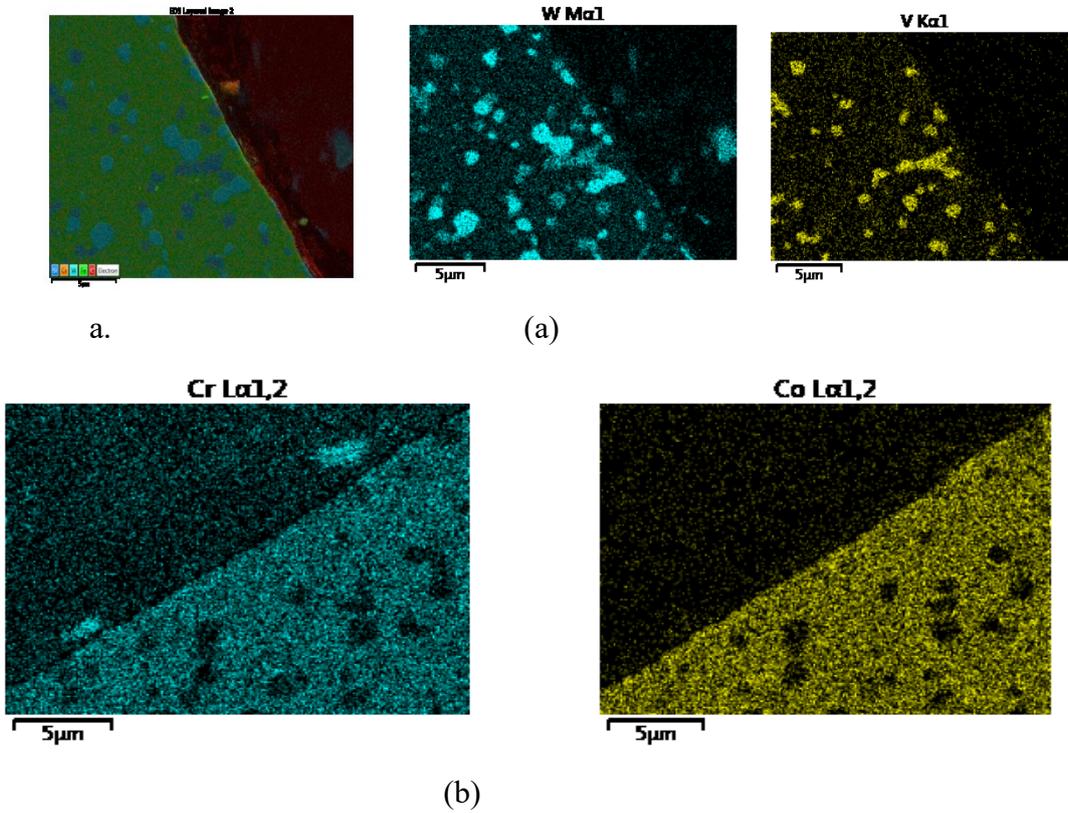


**Fonte: Elaborado pelo autor.**

Observa-se o último filete com alteração geométrica na crista em razão da fabricação, ausência de revestimento e presença de partículas aproximadamente esféricas/elípticas na superfície (Figura 46(b)).

A Figura 47(a) e (b) mostra imagem da matriz e carbonetos do macho *HSS* com mapa de composição química dos elementos Fe, W, V(a) e Cr e Co obtidas por EDS.

**Figura 47 – Mapa de composição química do macho de HSS-PM (EDS) na condição de temperado e revenido dos elementos: Fe, W, V presentes nos carbonetos (a) e de Cr e Co presentes na matriz**

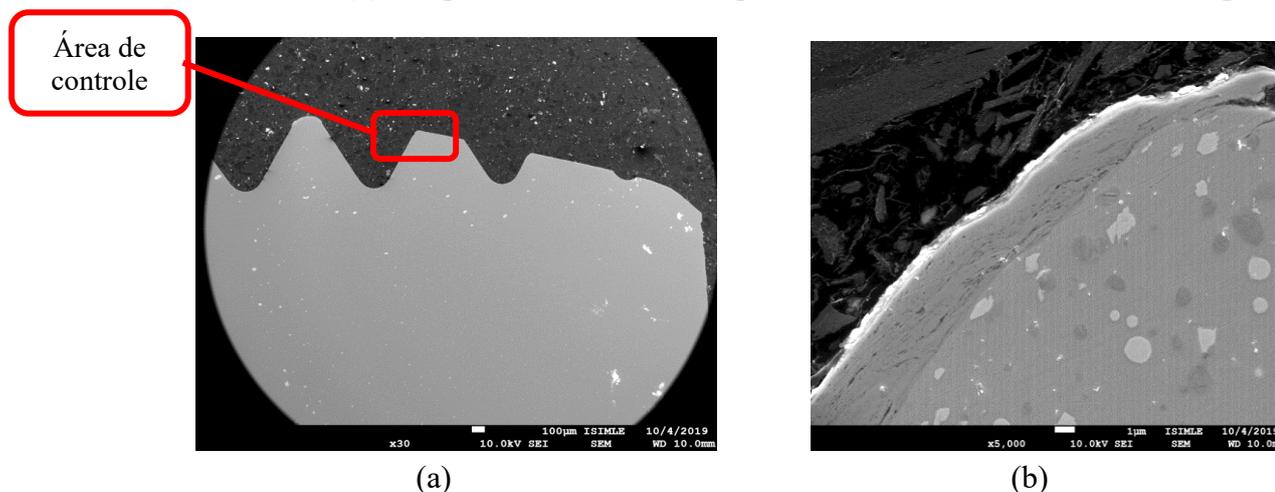


Fonte: Elaborado pelo autor.

Constatou-se as presenças de Fe, Co e Cr ao longo de toda matriz e W e V concentrados nos carbonetos. Constatou-se, portanto, a presença de carboneto de V e W e matriz com predominância do metal Fe (aço rápido).

A Figura 48(a) mostra imagens dos três filetes cônicos do macho de *HSS-PM* após produção de 2100 furos em nodular matriz ferrítica perlítica e com sinais de desgaste (Figura 48(b)).

**Figura 48 – Imagem dos três filetes cônicos do macho de HSS-PM mostrando o ângulo de conicidade (a) e região do filete com desgaste , trinca e sinal de deformação plástica**



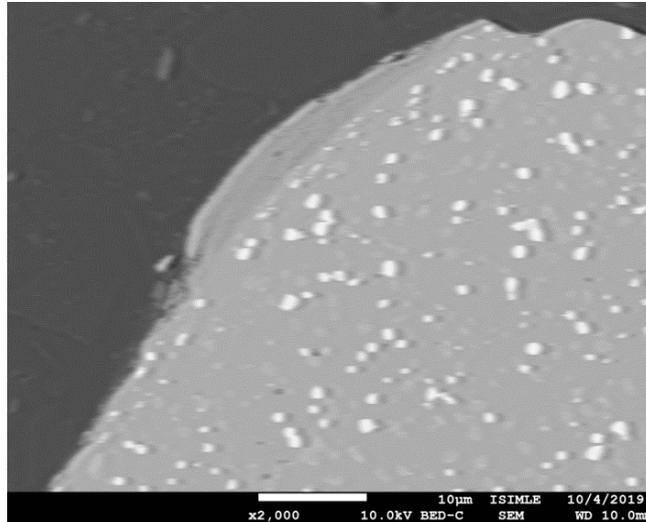
**Fonte: Elaborado pelo autor.**

b.

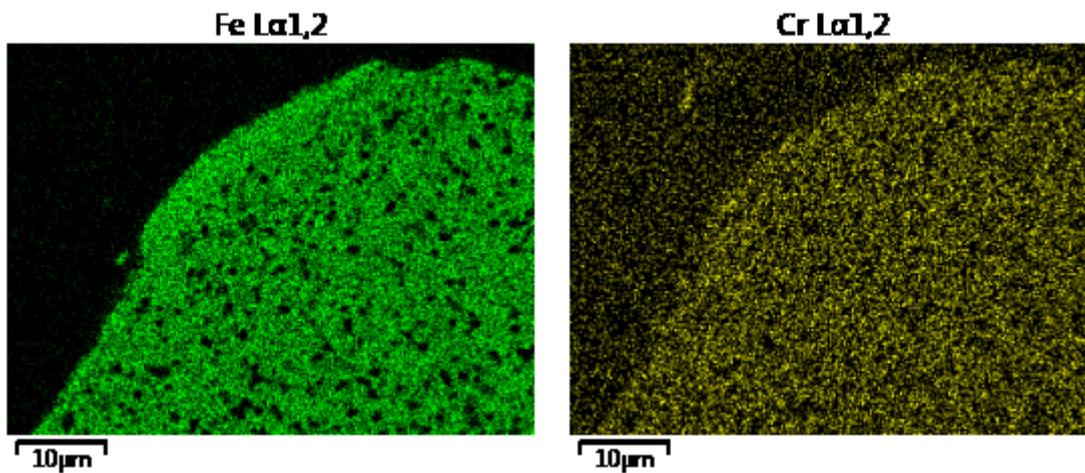
Observa-se a geometria e conicidade dos filetes devido à fabricação (Figura 48(a)) e sinais de desgaste abrasivo com arrancamento de material da superfície da ferramenta e de deformação plástica com escoamento de material na superfície. Pode ser que a deformação iniciou nos poros existentes do produto da metalurgia do pó. O efeito posterior é o destacamento de parte da ferramenta na crista e formação de trinca (Figura 48(b)).

A Figura 49(c) mostra imagem do macho de *HSS-PM* evidenciando desgaste abrasivo adjacente à região de deformação plástica.

**Figura 49 – Imagem da região adjacente à deformação plástica com destacamento de material e desgaste abrasivo (a) e mapa de composição química do Fe e Cr presentes na matriz do macho de HSS-PM (b)**



(a)



(b)

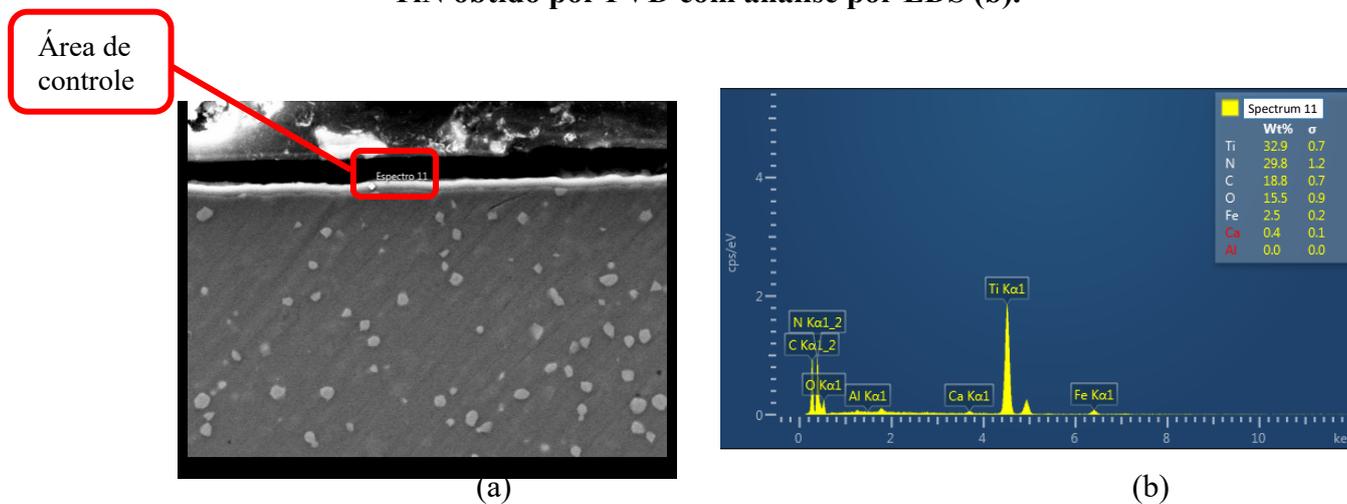
(c)

Fonte: Elaborado pelo autor.

O mapa de composição química obtido por EDS revelou a presença de Fe e Cr na matriz e não nos carbonetos (Figura 49(b)). A região superior apresenta sinais de deformação plástica por cisalhamento e presença de Fe e Cr como na parte interna da amostra. Nota-se a presença de carbonetos de W, V, Mo na subsuperfície da amostra.

A Figura 50(a) mostra imagem em MEV do macho de *HSS-PM* com revestimento de TiN (a) revelada por EDS (b).

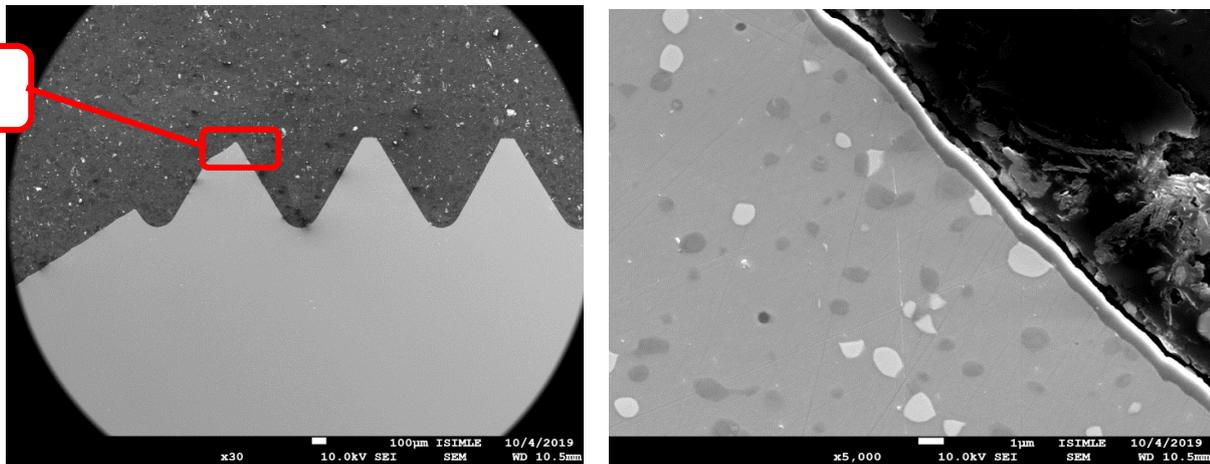
Figura 50 – Revestimento tribológico com espessura de 0,3  $\mu\text{m}$  (a) e revestimento de TiN obtido por PVD com análise por EDS (b).



Fonte: Elaborado pelo autor.

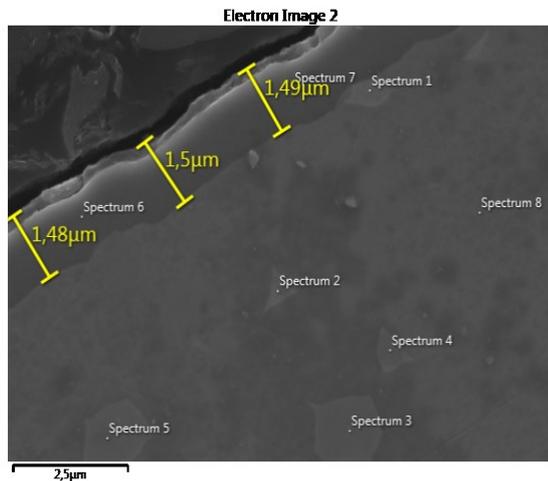
A Figura 51 mostra imagem dos três últimos filetes paralelos do macho de *HSS-PM* revestido de TiN após produção de 3300 furos em nodular matriz ferrítica perlítica (Figura 51(a)), evidenciando substrato de *HSS-PM* com revestimento de TiN (Figura 51(b)).

**Figura 51 – Revestimento tribológico dos filetes paralelos com espessura de 1,5 $\mu$ m (a) e (c) revestimento de TiN obtido por PVD e analisado por EDS (b) e (d)**

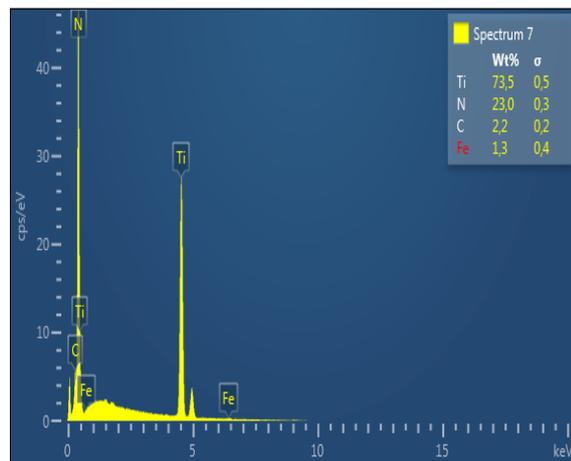


(a)

(b)



(c)



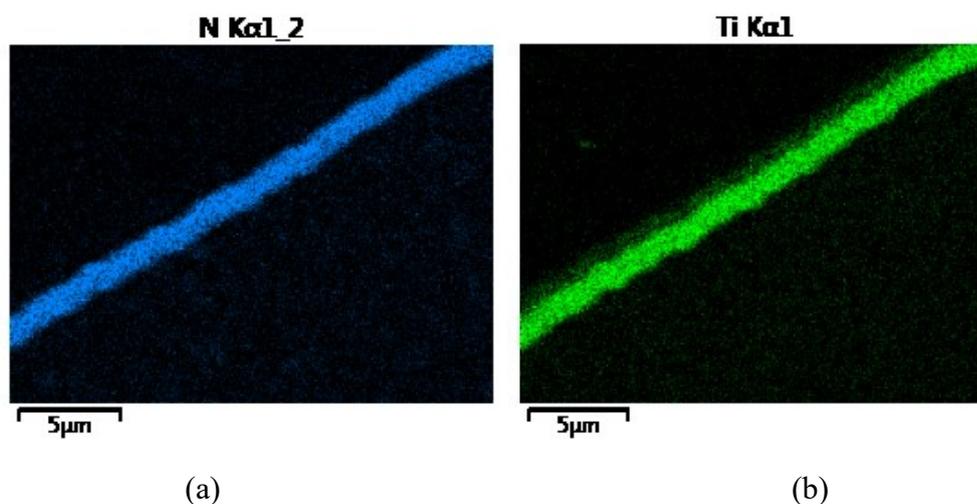
(d)

Fonte: Elaborado pelo autor.

Observa-se que os filetes paralelos não apresentam sinais de desgaste aparente, a matriz revelou ser *HSS-PM* (Figura 51(b)) com espessura do revestimento de TiN (Figura 51(d)) de aproximadamente 1,5  $\mu$ m ((Figura (b) e (c))

A Figura 52 mostra o mapa de composição química de Ti e N no revestimento do macho de *HSS-PM* revestido de TiN após produção de 3300 furos em ferro nodular matriz ferrítica perlítica (Figura 52(a) e (b)).

**Figura 52 – Revestimento tribológico dos filetes paralelos com espessura de 1,5 $\mu$ m (a) com mapa de composição química de nitrogênio (a) e titânio (b)**

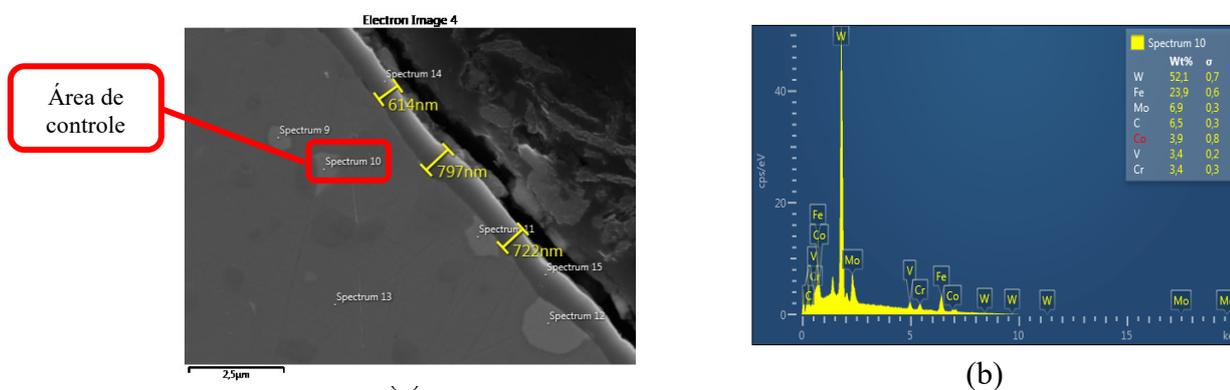


Fonte: Elaborado pelo autor.

Observa-se que os filetes paralelos não apresentam sinais de desgaste aparente, evidenciado pela espessura do revestimento de TiN de aproximadamente 1,50 $\mu$ m (Figura 52(a) e (b)).

A Figura 53 mostra a imagem de uma outra região do filete paralelo, onde se observa espessura média de revestimento 0,711 $\mu$ m e desvio de 0,91  $\mu$ m (Figura 53(a)) e análise por EDS (Figura 53(b)) do substrato de aço rápido de *HSS-PM*.

**Figura 53 – Revestimento tribológico dos filetes paralelos com espessura média de 0,711 $\mu$ m (a) com análise por EDS de partícula de carboneto**



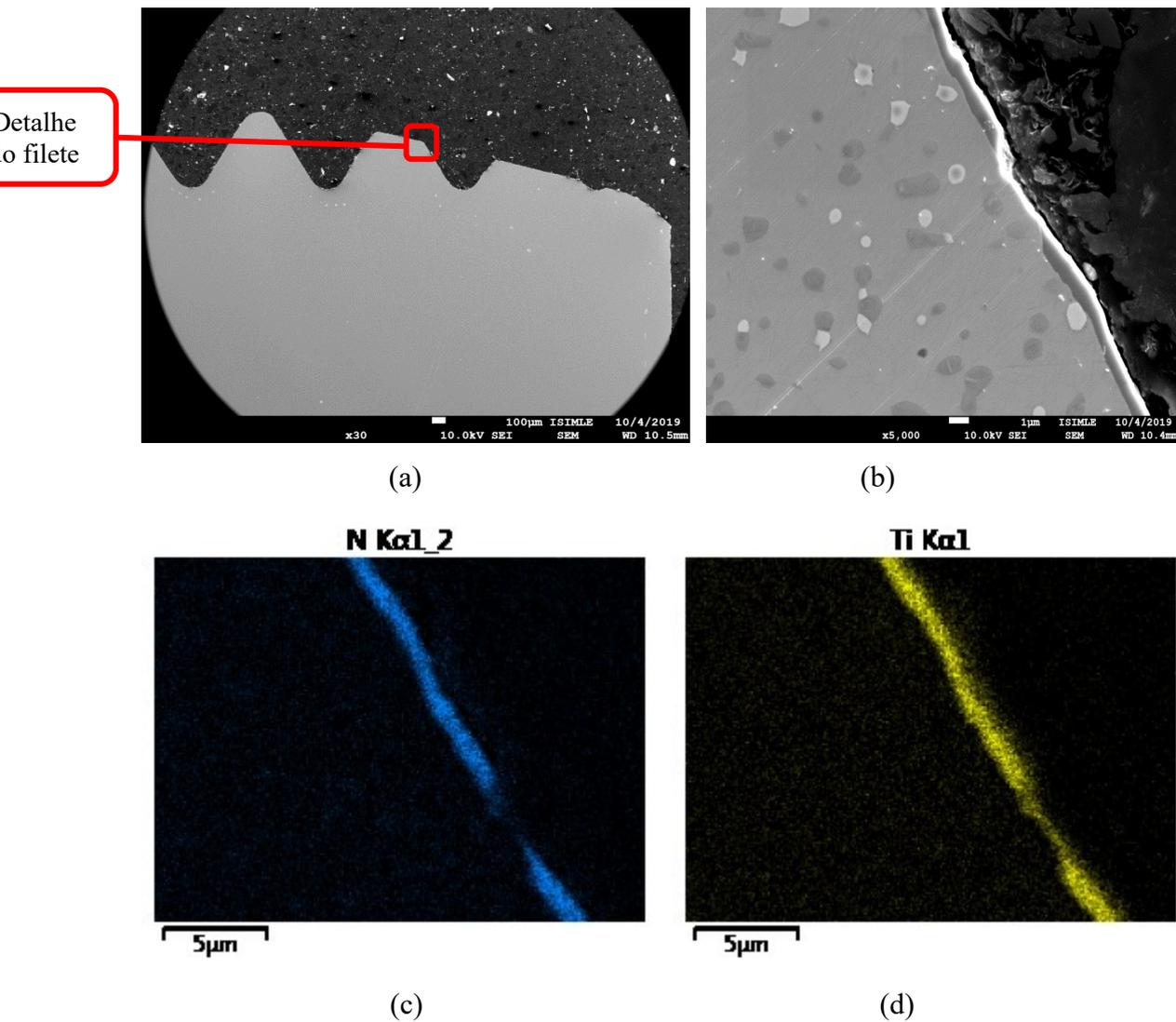
Fonte: Elaborado pelo autor.

A redução na espessura do revestimento pode ser em decorrência do processo de revestimento ou desgaste abrasivo dos filetes paralelos. Embora esses filetes paralelos atuem

na calibração da rosca, essa redução de espessura do revestimento pode ser em decorrência do desgaste abrasivo.

As Figuras 54(a); (b); (c); e (d) mostram imagens dos três filetes cônicos do macho de *HSS-PM* revestido de TiN após produção de 3300 roscas em ferro nodular matriz ferrítica perlítica.

**Figura 54 – Revestimento tribológico dos filetes cônicos com desgaste adesivo (b) e mapa de composição química de nitrogênio (c) e titânio (d)**



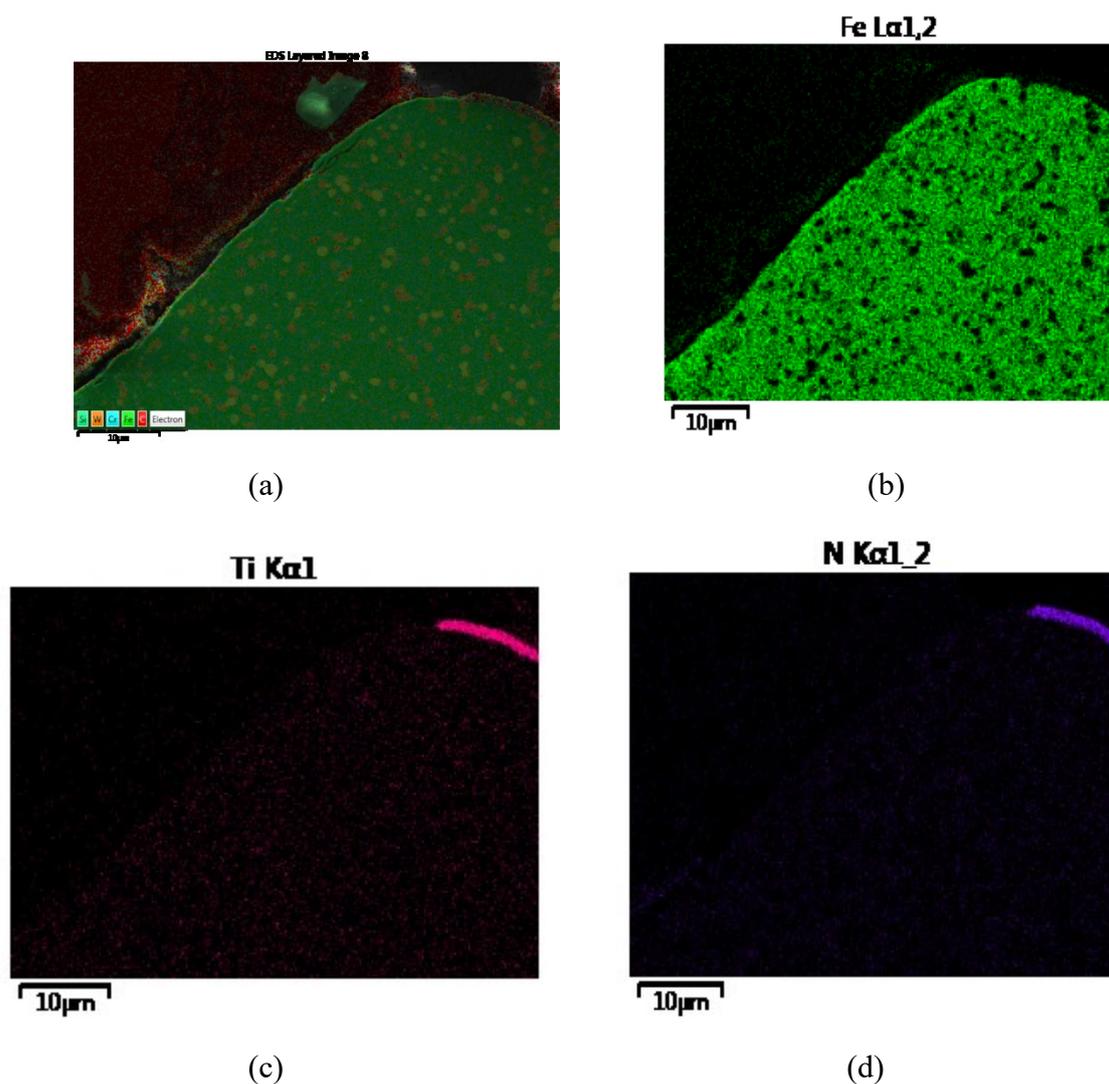
Fonte: Elaborado pelo autor.

Observa-se que os filetes cônicos apresentam sinais de desgaste aparente, evidenciado pela variação de espessura do revestimento ao longo do comprimento do filete (Figura 54(b)). O mapa de composição química do Ti e N (Figura 54(c) e (d)) ao longo do comprimento do

revestimento mostra regiões de desgaste com deslocamento do revestimento de TiN (desgaste adesivo) e afloramento do substrato de aço rápido.

As Figuras 55(a); (b); (c); (d) mostram imagens do macho revestido de TiN em região de deslocamento do filme (a) com mapa de composição do Fe (b) , Ti(c) e N(d).

**Figura 55 – Imagens dos filetes cônicos em região próxima a local de deslocamento (a) do revestimento (b) e mapa de composição química do Fe (b) e Ti(c) e nitrogênio (d)**



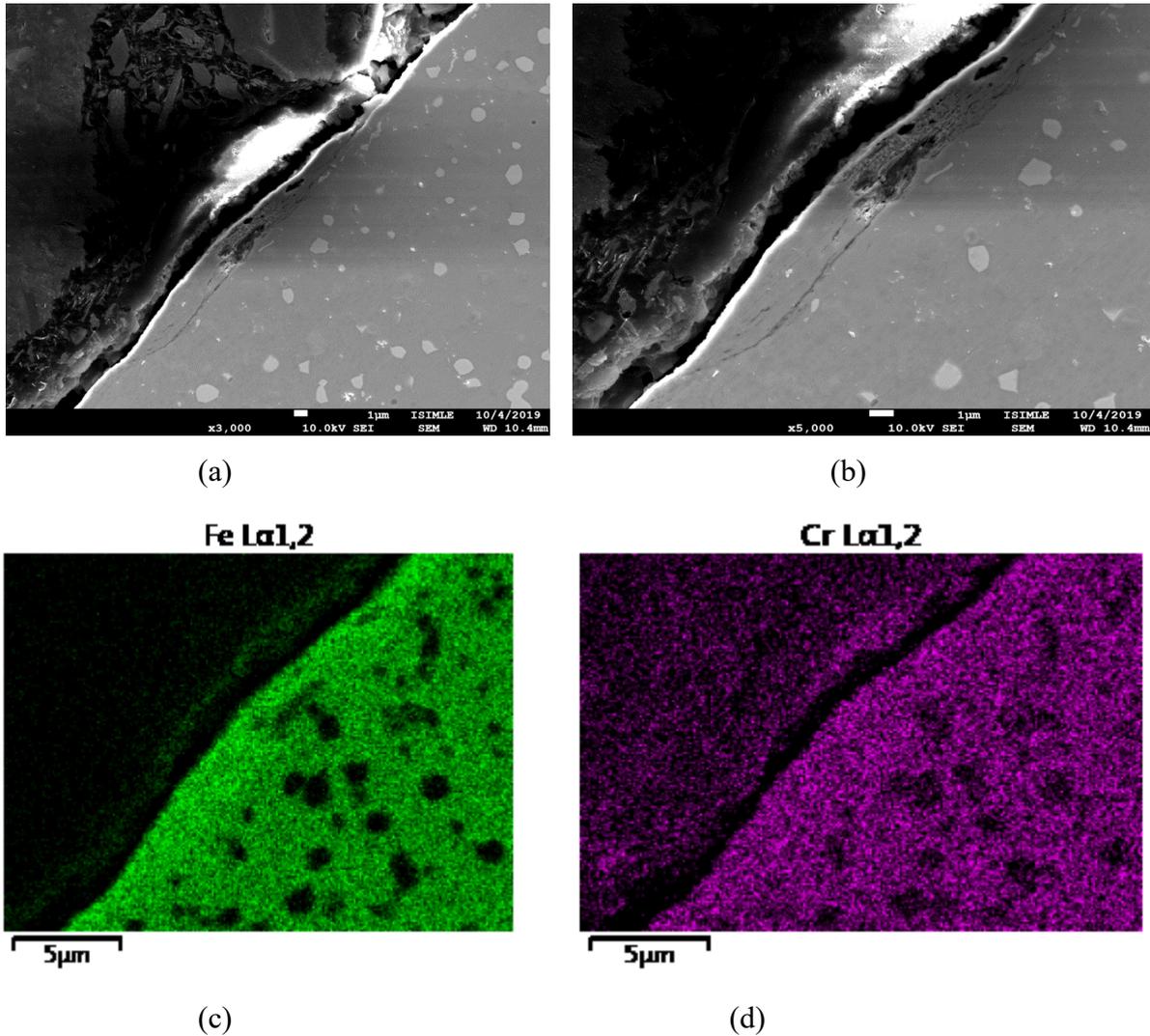
Fonte: Elaborado pelo autor.

- c.
- d. Após o deslocamento do revestimento de TiN, o substrato passa a promover a formação das roscas e, nesse caso, o desgaste evolui de modo similar àquele do aço rápido *HSS-PM* (Figura 49(b)). Há formação de trinca na superfície da ferramenta após exposição do substrato ao rosqueamento (Figura 55(b)). O mapa de composição química para o Fe e Cr evidencia a exposição do substrato com a

presença de poros e trincas dispostos no sentido do fluxo plástico, conforme ocorrido com a ferramenta de *HSS-PM* (Figura 49(a)).

e.

**Figura 56 - Imagens dos filetes cônicos em região do substrato que aflorou após deslocamento do revestimento (a) e (b) e mapa de composição química do Fe (c) e Cr (d)**



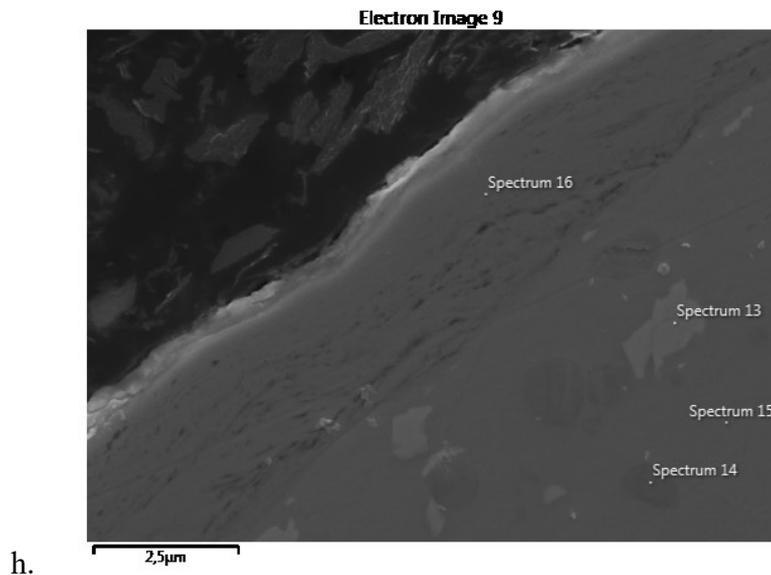
Fonte: Elaborado pelo autor.

f.

g. Foi evidenciado fibras internas que se orientam no sentido da deformação por cisalhamento, e, também, descontinuidades internas (fissuras) alinhadas e carbonetos cisalhados (Figura 55(b)). O mapa de composição química evidencia a presença de Fe (Figura 56(c) e Cr (Figura 56(d)) do substrato próximo às descontinuidades. A análise química em ponto da região deformada mostrou a presença de Fe, Si e C do aço *HSS-PM* (Figura 49(c)). A Figura 57 mostra imagem

com detalhe da região do filete com discontinuidades internas (fissuras).

**Figura 57 – Imagens em detalhe da região próxima às discontinuidades no substrato**

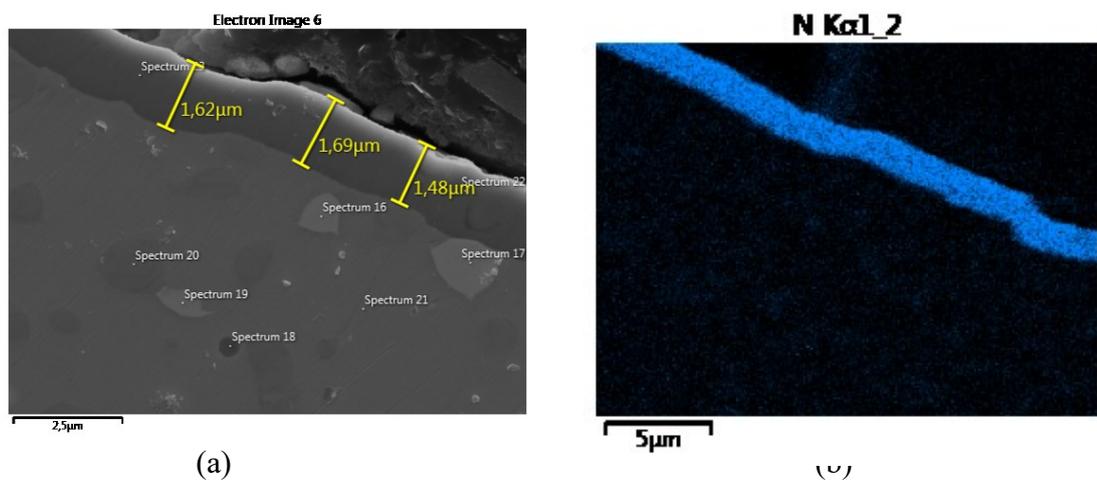


Fonte: Elaborado pelo autor.

Observa-se a presença de deformação plástica do macho de *HSS-PM* até profundidade inferior a  $2,5\mu\text{m}$ , carboneto cisalhado, fissuras que se iniciaram provavelmente em poros remanescentes do processo de fabricação e região alterada dimensionalmente em razão da pressão de corte. A Figura 58(a) e (b) apresenta imagens dos filetes cônicos em que o revestimento não apresentou dano após rosqueamento de 3300 roscas, evidenciado pelo mapa de nitrogênio do revestimento.

i.

j. **Figura 58 – Imagens em detalhe do revestimento iniciando o processo de dano**



Fonte: Elaborado pelo autor.

s.

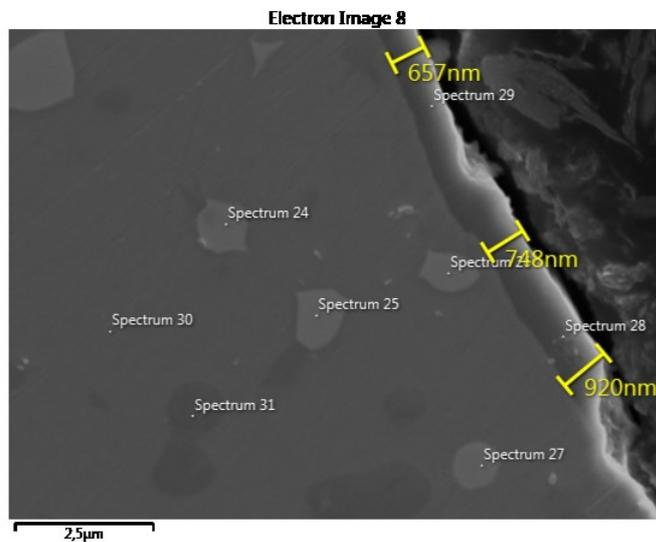
t. Observa-se que o revestimento se deforma na sua região central, e, provavelmente,

acompanha o posicionamento da superfície do substrato, e, em seguida, pode sofrer desgaste abrasivo e deslocamento na posição de maior curvatura (Figura 58(a) e (b)).

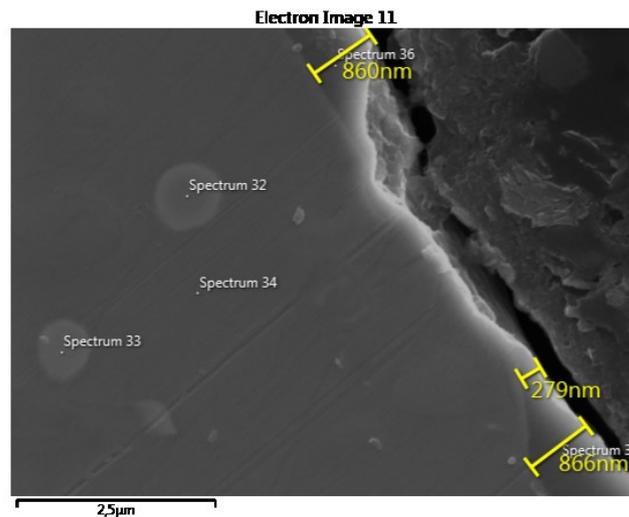
u. A Figura 59(a) mostra imagens dos filetes cônicos após desgaste abrasivo do revestimento em diferentes intensidades ao longo do comprimento do revestimento e, também, desgaste adesivo (Figura 59(b)).

v.

**Figura 59 – Imagens em detalhe do revestimento após desgaste abrasivo (a) e deslocamento em razão da baixa adesividade (b)**



(a)



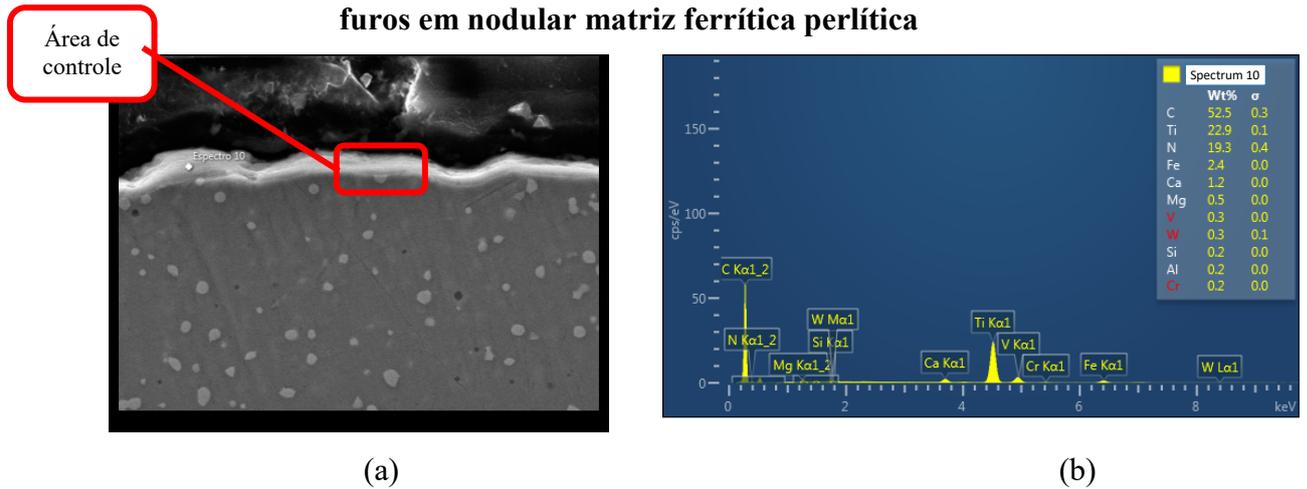
(b)

**Fonte: Elaborado pelo autor.**

Houve lascamento do revestimento em diferentes regiões da espessura, e, quando solta todo o revestimento, ocorre falta de adesão à superfície do substrato.

w. A Figura 60 mostra imagem do macho de *HSS-PM* revestido de TiCN após produção de 4000 furos em nodular matriz ferrítica perlítica.

**Figura 60 – Imagem do macho de *HSS-PM* revestido de TiCN após produção de 4000 furos em nodular matriz ferrítica perlítica**

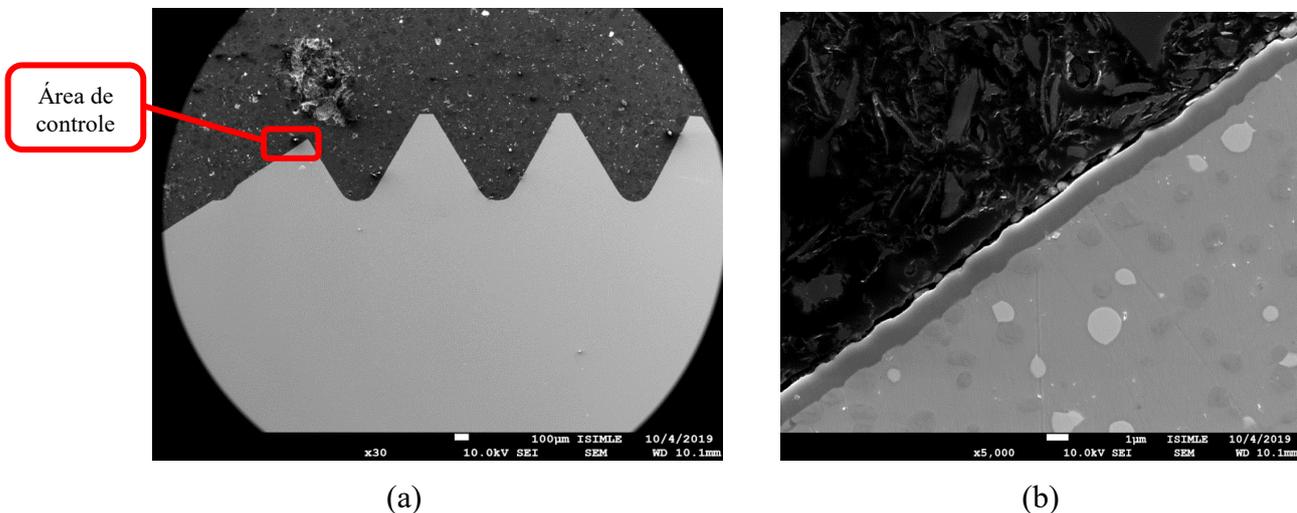


Fonte: Elaborado pelo autor.

Mostra-se a espessura do revestimento na região do canal da ferramenta e análise por EDS revelando a presença de Ti, C e N.

A Figura 61 mostra as imagens dos três últimos filetes paralelos do macho de *HSS-PM* revestido de TiCN após produção de 4000 furos em nodular matriz ferrítica perlítica.

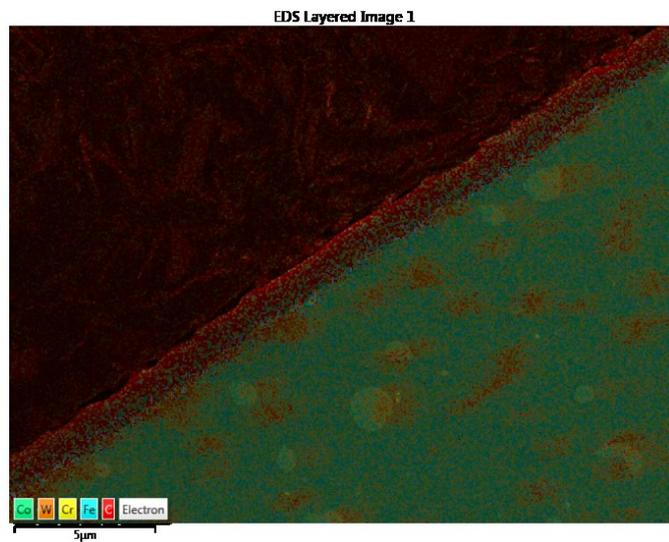
**Figura 61 – Revestimento tribológico dos filetes paralelos (a) com espessura uniforme (b) e revestimento de TiCN**



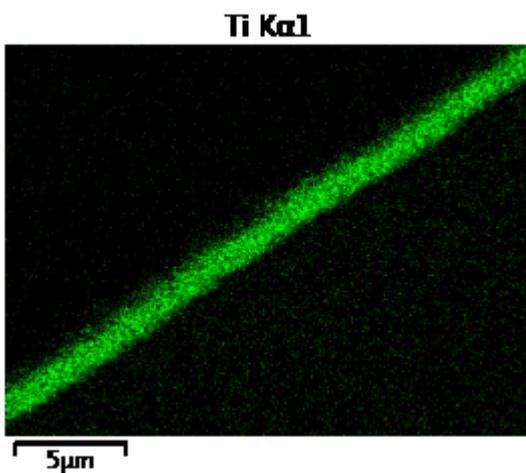
Fonte: Elaborado pelo autor.

Observa-se a presença do revestimento em substrato de *HSS-PM* com espessura aparentemente uniforme ao longo dos filetes e a interface matriz revestimento sem delaminação e com boa adesão. O mapa de composição química dos últimos filetes mostrou a distribuição uniforme de carbono, nitrogênio e titânio no revestimento.

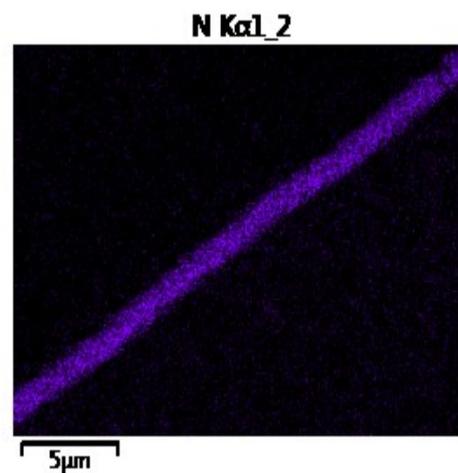
**Figura 62 – Mapa de composição para carbono (a), titânio (b) e nitrogênio (c) para o revestimento de TiCN**



(a)



(b)



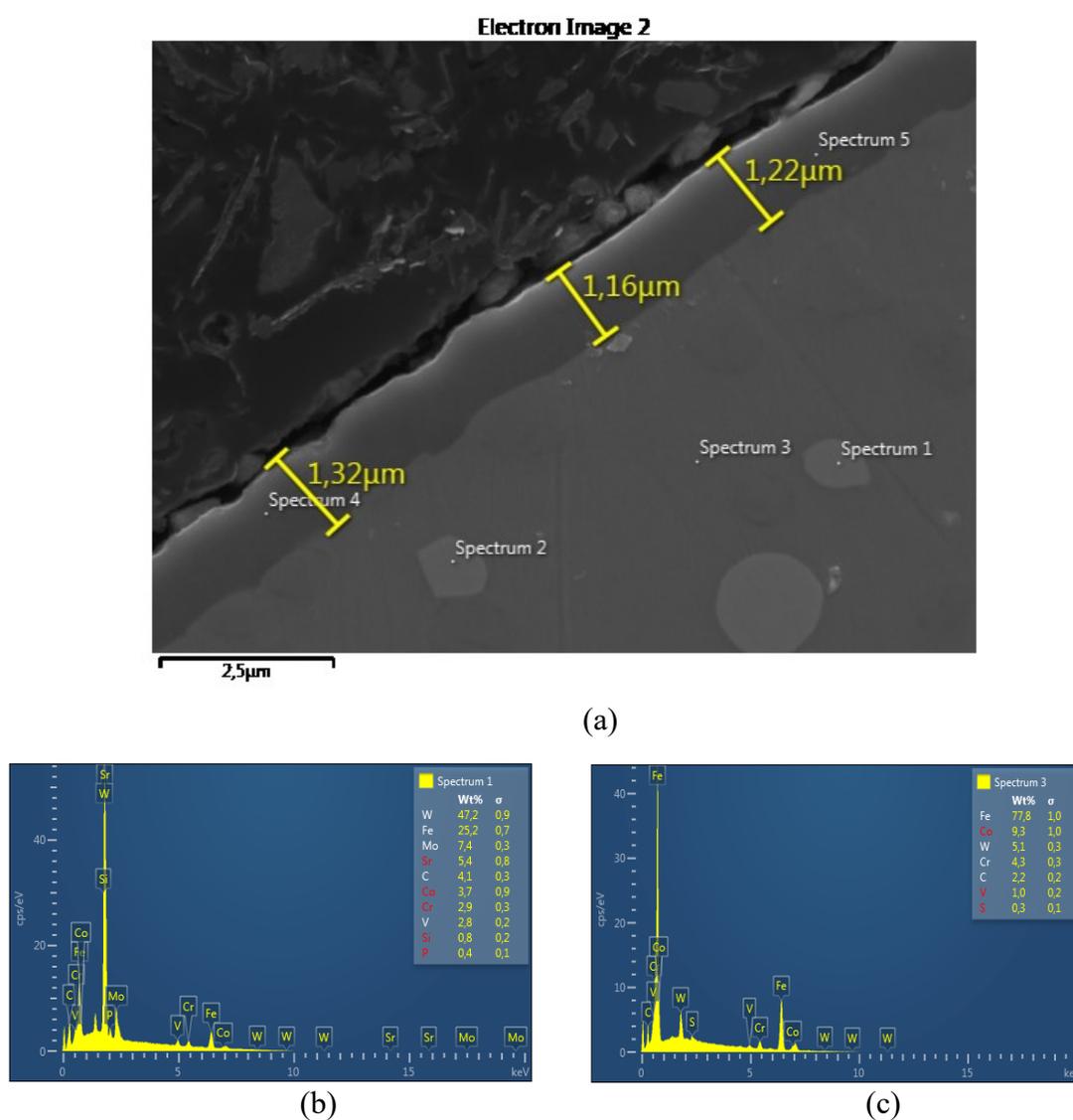
(c)

Fonte: Elaborado pelo autor.

A distribuição do carbono no substrato mostrou-se heterogênea e mais presente junto às partículas de carboneto de W, V, Mo do substrato provavelmente devido a difusão ocorrida durante o processo PVD (Figura 62(a)). Essa distribuição não se revelou decrescente ao longo

da espessura, conforme mostrado no processo CVD (RAMOS-MOORE *et al.*, 2014). A Figura 63 mostra a espessura do revestimento de TiCN após utilização da ferramenta no rosqueamento de 4000 peças nos filetes paralelos, evidenciando espessura de aproximadamente 1,20  $\mu\text{m}$ .

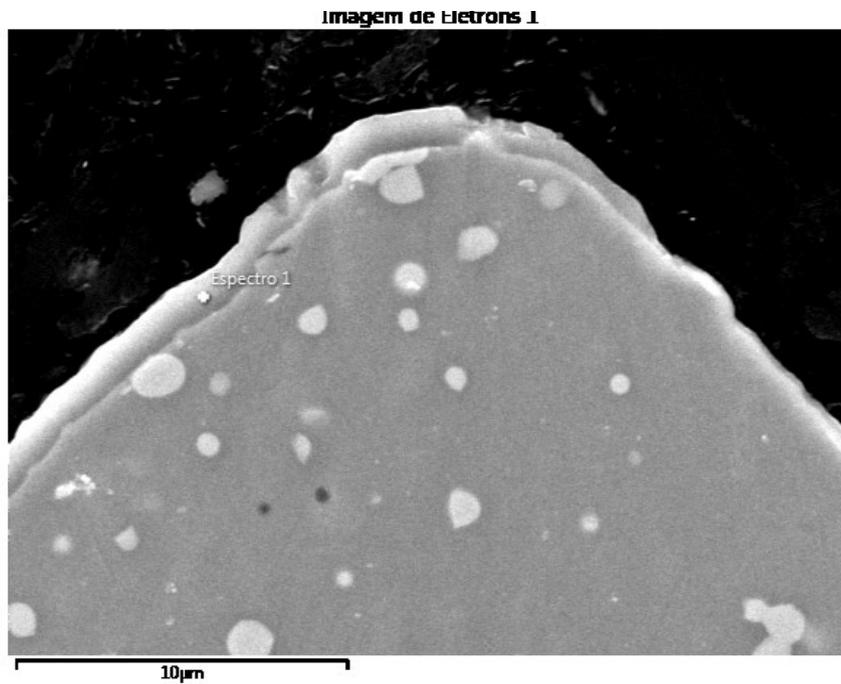
**Figura 63 – Imagens em detalhe do revestimento de TiCN com espessura de aproximadamente de 1,20  $\mu\text{m}$  (a)**



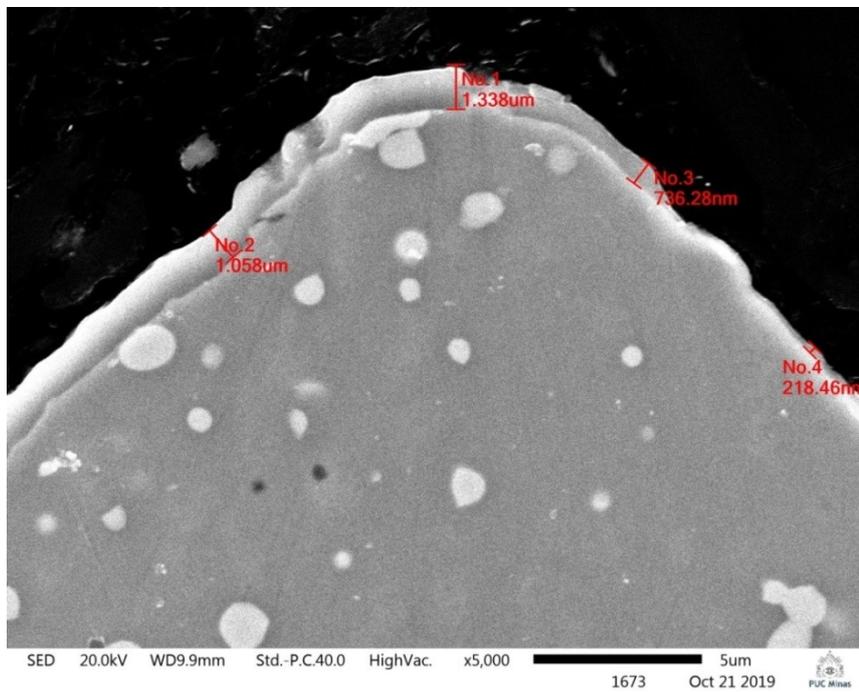
Fonte: Elaborado pelo autor.

As análises químicas e carbonetos presentes na matriz mostraram (W,V, Mo)C e matriz de martensita com Fe, Co, Cr, V e alto carbono (Figura 63(b) e (c)). A Figura 64 mostra a imagem dos filetes paralelos com desgaste abrasivo (Figura 64(a)) e o deslocamento do revestimento (Figura 64(b)).

**Figura 64 – Imagens dos filetes paralelos de aço rápido *HSS-PM* com revestimento de TiCN com desgaste adesivo e deslocamento**



(a)



(b)

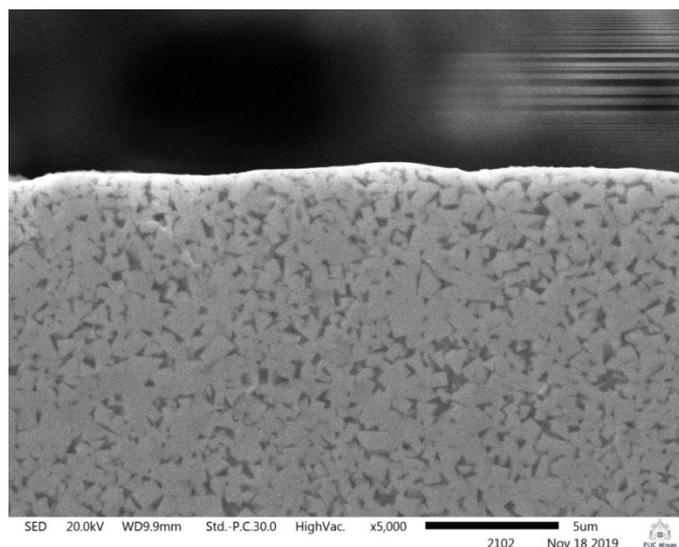
Fonte: Elaborado pelo autor.

Constatou-se que houve desgaste abrasivo e adesivo em ambos os revestimentos com ocorrência de deslocamento desse mesmo revestimento. Esses mecanismos de desgaste

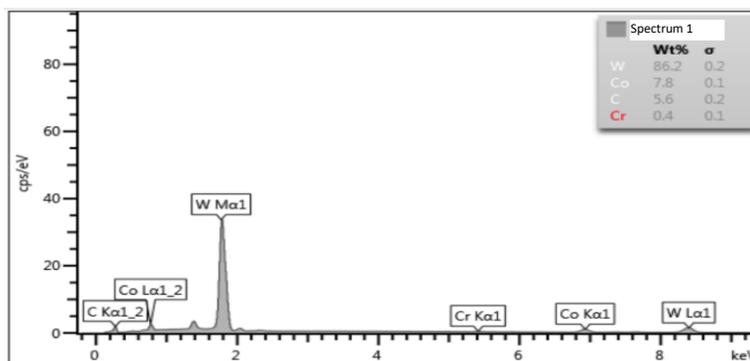
foram diferentes quando comparados ao macho de *HSS-PM* que envolveu deformação plástica com formação e coalescência de trincas em espessura inferior a  $2\mu\text{m}$ .

A Figura 65(a) e (b) mostra imagens obtidas em microscopia ótica do macho de WC-Co e varredura com análise partícula de WC em matriz de Co (Figura 65(b)).

**Figura 65 – Microestrutura do metal duro de WC-Co (a) com análise química obtida por EDS(b)**



(a)



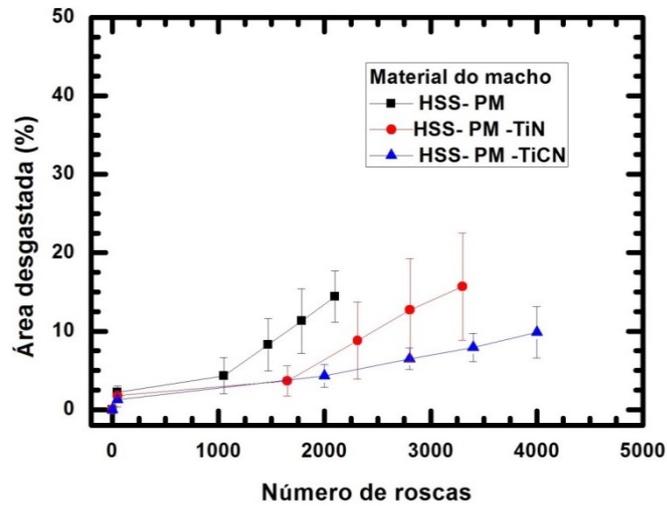
(b)

Fonte: Elaborado pelo autor.

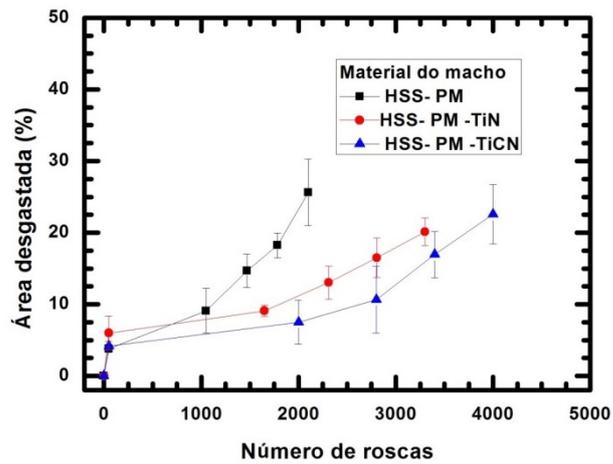
Observam-se cristais claros de WC e aglomerante de carboneto de cromo e cobalto.

A Figura 66 mostra a evolução do desgaste em função do número de roscas produzidas para os machos de *HSS-PM*, *HSS-PM* revestido de TiN e revestido de TiCN.

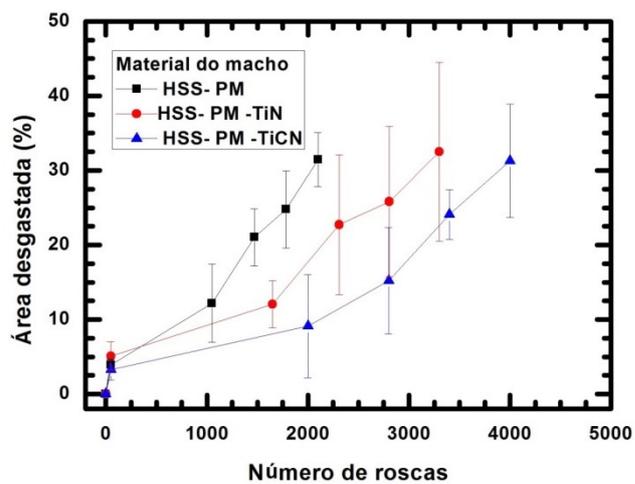
Figura 66 – Evolução da área de desgaste em função do número de roscas produzidas para os machos de *HSS-PM*, *HSS-PM* revestido de TiN e revestido de TiCN para os filetes 1(a), 2(b) e 3(c)



(a)



(b)



(c)

Fonte: Elaborado pelo autor.

Observa-se que a área de desgaste cresce nessa ordem, isto é, filete 1, 2 e 3. A área de desgaste cresce com o número de roscas produzidas até a fratura dos machos quer na condição de revestido ou não. Os revestimentos apresentaram área de desgaste inferior ao macho de *HSS-PM* atuando como barreira. Os filetes 1, 2 e 3 da ferramenta de aço rápido *HSS-PM* apresentaram área de desgaste com crescimento abrupto quando o número de roscas excedeu a aproximadamente 1000. O macho de *HSS-PM* com revestimento de TiN, por sua vez, apresentou crescimento linear da área de desgaste até um número de roscas produzida de 1600. Até esse número de roscas de 1600, provavelmente não ocorreu deslocamento e desgaste abrasivo do filme de TiN. A partir desse número de roscas de 1600, houve o afloramento do substrato de *HSS-PM* e o desgaste passou a ocorrer segundo mecanismo de deformação plástica do substrato. O macho de *HSS-PM* com revestimento de TiCN, por sua vez, apresentou crescimento linear da área de desgaste até um número de aproximadamente 2000 roscas produzidas. Até esse número de roscas produzidas, provavelmente não ocorreu deslocamento e desgaste abrasivo do filme de TiCN. A partir desse número de roscas de 2000, houve o afloramento do substrato de *HSS-PM* e o desgaste passou a ocorrer segundo mecanismo de deformação plástica do substrato. Ao se comparar a eficiência do revestimento de TiCN com o TiN, verifica-se que a área desgastada no estágio I foi maior para o TiCN comparado ao TiN. Essa constatação se fundamenta, ao se analisar a área de desgaste dos filetes paralelos do TiCN (Figura 66(a) e (b)), que mostra desgaste abrasivo e adesivo nesses filetes com deslocamentos.

A Tabela 10 mostra os valores de nanodureza Vickers para o substrato de *HSS*, *HSS* - TiN e *HSS* -TiCN para os filetes cônicos e paralelos.

**Tabela 10 – Valores de nanodureza Vickers dos filetes paralelos e cônicos e parâmetro de controle de resistência à deformação elástica e plástica**

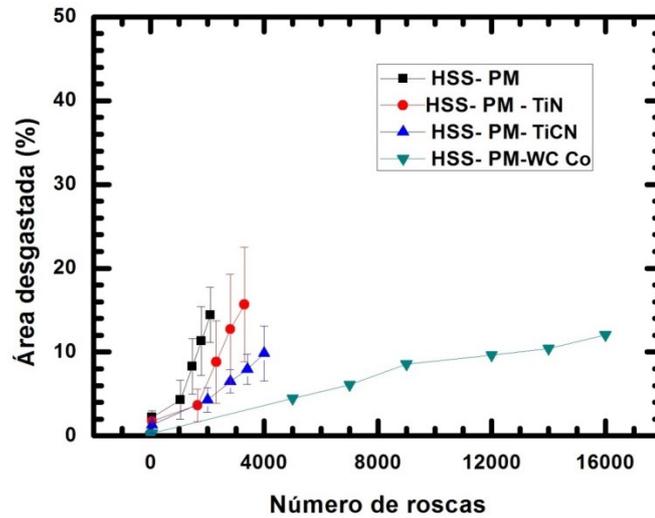
Tipo de Macho	Dureza Vickers (GPa)	Módulo de Elasticidade (GPa)	$\frac{H}{E}$	$\frac{H^3}{E^2}$	Filetes
HSS-PM	$\mu = 1,024;$ $\sigma = 0,133$	$\mu = 185,200;$ $\sigma = 4,979$	0,005	3,13 E-5	Paralelo
	$\mu = 0,735;$ $\sigma = 0,300$	$\mu = 78,620;$ $\sigma = 8,094$	0,009	6,42E-5	Cônico
HSS-PM-TiN	$\mu = 2,534;$ $\sigma = 0,567$	$\mu = 199,270;$ $\sigma = 0,325$	0,012	4,009E-4	Paralelo/ Cônico
HSS-PM-TiCN	$\mu = 3,249;$ $\sigma = 0,671$	$\mu = 335,071;$ $\sigma = 53,274$	0,0097	3,005E-4	Paralelo/ Cônico
Metal Duro WC-Co	$\mu = 1,862;$ $\sigma = 0,127$	$\mu = 301,200;$ $\sigma = 11,064$	0,0061	7,11E-5	3 filetes Paralelos
	$\mu = 1,773;$ $\sigma = 0,880$	$\mu = 263,000;$ $\sigma = 11,873$	0,0067	8,05E-5	3 filetes Cônicos

Fonte: Elaborado pelo autor.

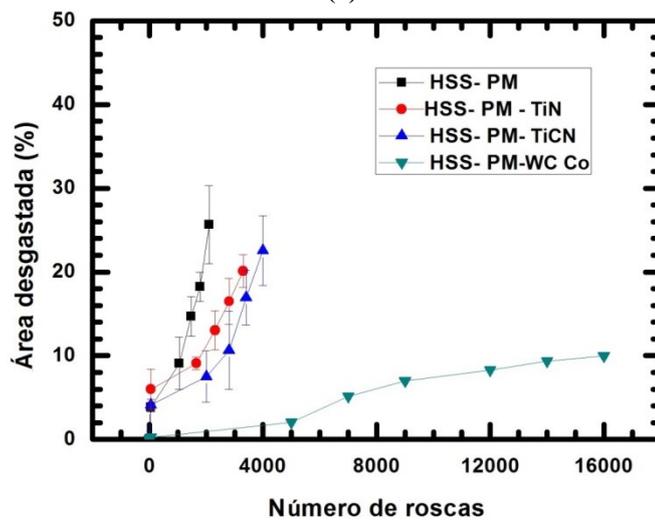
Verificou-se a queda na nanodureza Vickers do macho de *HSS-PM* dos filetes paralelos para os cônicos. Como os filetes cônicos estão submetidos a maiores pressões de corte, podem, pelo efeito do atrito, aquecerem em maiores temperaturas o que reduz o módulo elástico e a nanodureza Vickers. Quando se compara com o metal duro WC-Co verifica-se que as reduções do módulo de elasticidade entre os filetes paralelos e cônicos foram de menor intensidade o que pode justificar o maior número de roscas produzidas no período de desgaste abrasivo e aumento de produtividade do macho de WC-Co. Os machos de HSS-PM revestidos de TiN e TiCN não apresentaram diferenças significativas entre os valores de nanodureza Vickers entre os filetes paralelos e cônicos o que não ocorreu com o módulo elástico. Para um número maior de roscas produzidas, observou-se um acréscimo no desvio padrão do módulo elástico do revestimento de TiCN o que pode facilitar o desgaste abrasivo e deslocamento desse revestimento. É provável, então, que o melhor desempenho do revestimento de TiCN comparado ao TiN se deve aos valores de nanodureza e módulo elástico.

A Figura 67 mostra a evolução da área de desgaste em função do número de roscas para os machos de WC-Co dos filetes 1, 2 e 3 em comparação aos machos de HSS-PM, HSS-PM TiN e HSS-PM- TiCN.

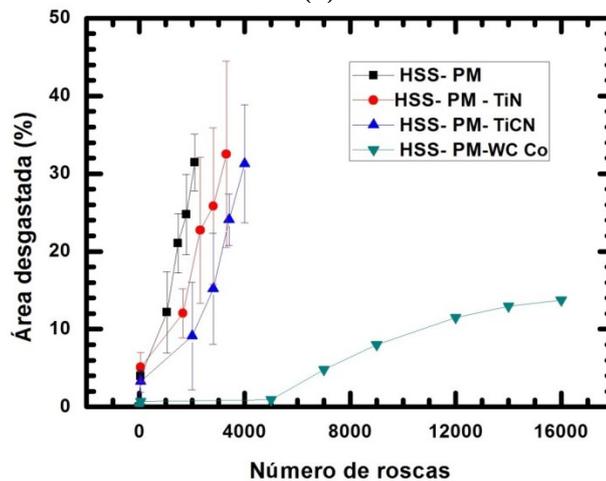
Figura 67 – Evolução da área de desgaste em função do número de roscas produzidas para os machos de *HSS-PM*, *HSS-PM* revestido de TiN e revestido de TiCN para os filetes 1(a), 2(b) e 3(c)



(a)



(b)

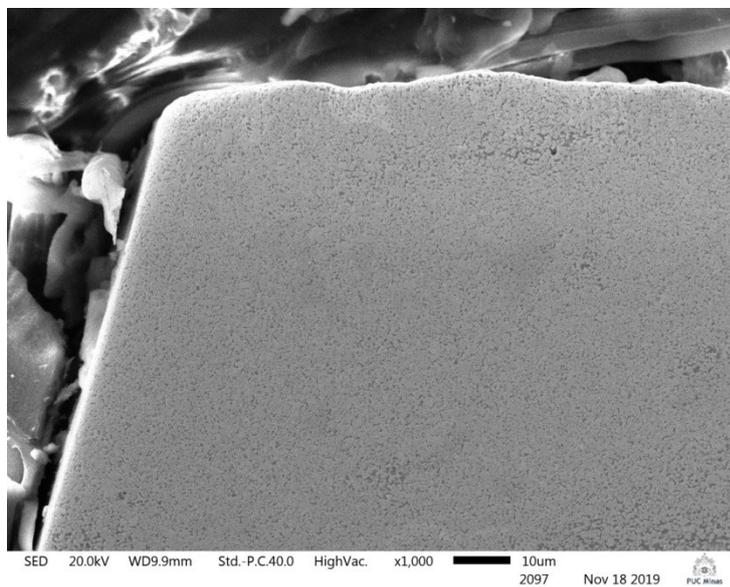


(c)

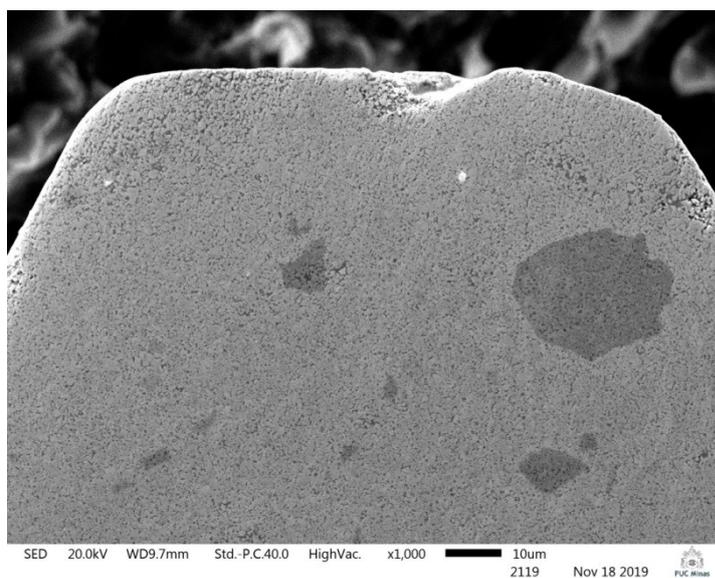
Fonte: Elaborado pelo autor.

Verifica-se que o macho de WC-Co apresentou o desgaste linear até a rosca de número 5000, e, posteriormente, elevou a área desgastada de forma menos intensa quando comparada aos machos de *HSS-PM*. A área desgastada do macho *HSS-PM* cresceu mais rapidamente em razão da queda dos módulo elástico e nanodureza Vickers o que não ocorreu com o macho WC-Co. O mecanismo de desgaste do macho de WC-Co é lascamento e não deformação plástica com formação de trincas e deslocamento de espessura até  $2,5\mu\text{m}$  na borda (Figura 68(a), (b) e (c)).

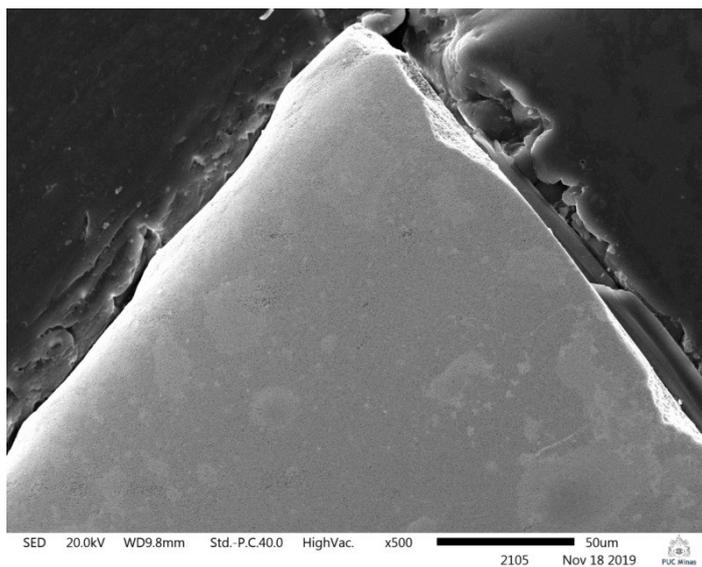
**Figura 68 – Etapas da evolução da área de desgaste em função do número de roscas produzidas para o macho de WC-Co até o lascamento da borda**



(a)



(b)



(c)

Fonte: Elaborado pelo autor

Verifica-se, portanto, que a mudança de mecanismo de desgaste de lascamento para desgaste abrasivo / deformação plástica do substrato como causa principal do desempenho superior do macho de WC-Co.

## 5 CONCLUSÕES

- a. As avarias e desgastes dos machos ocorrem em maior grau nos filetes da região cônica do macho, ou seja, os primeiros filetes, devido a estes receberem a maior carga de força de usinagem.
- b. Os machos HSS-PM TiCN tiveram melhor desempenho do que os machos HSS-PM TiN e também os machos HSS-PM sem revestimento.
- c. Os mecanismos de desgaste apresentados nos machos HSS-PM foram abrasão, seguido de adesão. Apresentou-se elevado desgaste de flanco e também ocorrência de arrastamento do material devido à adesão.
- d. Os machos HSS-PM com revestimentos TiCN e TiN apresentaram maior desempenho do que os machos HSS-PM sem revestimento, pois o revestimento atua como proteção do substrato e somente após um determinado número de peças produzidas, o substrato entrará em contato com a peça de ferro fundido.
- e. O mecanismo de desgaste apresentado nos machos WC-Co foi abrasão, apresentou-se pequeno desgaste de flanco, seguido de lascamento.

## 6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- a. Executar três experimentos com os machos WC-Co com 2 e 3 filetes cônicos, conforme foi executado com os machos HSS-PM com e sem revestimentos.
- b. Executar testes com outros revestimentos nos machos HSS-PM e WC-Co, como DLC, por exemplo, analisando o desempenho de produtividade e comportamento de desgaste dos mesmos.

## REFERÊNCIAS

ABNT ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. Ferro Fundido Nodular ou Ferro fundido com Grafita esferoidal. NBR 6916. Rio de Janeiro, 1981.ISO 945:1975.

ABNT ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. Rosca métrica. NBR 9527 ISO. Rio de Janeiro, 1986.

ABNT ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. Roscas Terminologia. NBR 5876. Rio de Janeiro, 1988, Brasil.

AGAPIOU, J.S. Evaluation of the effect of high speed machining on tapping. **Journal of Engineering for Industry**, v. 116, p.457- 462, Nov. 1994.

ARNDT, M.; KACSICH, T. Performance of new AlTiN coatings in dry and high speed cutting. **Surface and Coatings Technology**, v. 163-164, p.674-680, Jan. 2003.

ASLANTAS, K.; UCUN, I. The performance of ceramic and cermet cutting tools for the machining of austempered ductile iron. **Int J Adv Manuf Technol**, v. 41, p.642-650, 2009. DOI 10.1007/s00170-008-1528-z.

BADAMI, V.G.; HEGE, R.E.; PATTERSON, S.R. A Novel Method for Forming Fine-Pitch Threads in Superinvar. **Precision Engineering**, v. 27, p. 87-90, Jan. 2003.

BEZERRA, A.A. **Estudo do desgaste no roscamento com alta velocidade em ferro fundido**. 2003. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade de São Paulo, São Carlos, 2003.

BEZERRA, A.A, COELHO, R.T. Tool wear aspects when applying high-speed tapping on grey cast iron. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture**, v. 222, p. 129-136, Mar. 2008.

BHOWMICK, S.; LUKITCH, M.J.; ALPAS A.T. Tapping of Al-Si alloys with diamond-like carbon coated tools and minimum quantity lubrication. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 210, p. 2142-2153, Nov. 2010.

BILZ WERKZEUGFABRIK GmbH & Co. KG. Ostfildern, 2019.

BREIDENSTEIN, B., DENKENA, B. Significance of Residual Stress in PVD coated Carbide Cutting Tools. **CIRP Annals Manufacturing Technology**, v.62, p. 67-70, April, 2013.

BOUZAKIS, K.D. *et al.* Effect of cutting edge preparation of coated tools on their performance in milling various materials. **CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology**, v. 7, p. 264-273, Jun. 2014. <http://dx.doi.org/10.1016/j.cirpj.2014.05.003>.

BOUZAKIS, K.D. *et al.* Cutting with coated tools: coating technologies, characterization methods and performance optimization. **CIRP Ann-Manuf Technol**, v. 61, p. 703-723, Jun. 2012.doi:10.1016/j.cirp.2012.05.006.

BOUZAKIS, K.D. *et al.* Effect on PVD Coated Cemented Carbide Inserts Cutting Performance of Micro-blasting and Lapping of their Substrates. **Surface and Coatings Technology**, v. 200/1-4, p. 128–132, Otc. 2005.

CAKIR, M.C.; ISIK, Y. Investigating the machinability of austempered ductile irons having different austempering temperatures and times. **Materials and Design**, v. 29, p. 937-942, 2008.

CARVALHO, A.O. **Análise da dinâmica do processo de roscamento por conformação na liga de Magnésio AM60**. 2011. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de São João Del Rei UFSJ, São João Del Rei, 2011.

COELHO, R.T. *et al.* An experimental investigation on wear aspects of tapping operation on hardened steels. **Machining Science and Technology an International Journal**. v. 6, p.235-250, Sep. 2006. doi.org/10.1080/250, 2006. doi.org/10.1080/10910340600710097.

DA MOTA, P.R. Performance of high speed steel taps at high cutting speed. **International Journal of Machining and Machinability of Materials**. v. 2, May, 2007. <https://doi.org/10.1504/IJMMM.2007.013790>

DA SILVA, D. *et al.* Efeito das condições de austêmpera sobre a microestrutura de um ferro nodular de classe ferrítica- perlítica. **8º Congresso Iberoamericano de Engenharia Mecânica**, Cusco, p. 1255-1262, 2007.

DE OLIVEIRA, J.A.; RIBEIRO FILHO, S.L.; BRANDÃO, L.C. Investigation of the influence of coating and the tapered entry in the internal forming tapping process. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 101, p. 1051-1063, Mar. 2019. [doi.org/10.1007/s00170-018-3011-91](https://doi.org/10.1007/s00170-018-3011-91).

DEKKER L.; TONN, B. Occurrence and behaviour of Mo containing precipitates in nodular cast iron at high temperatures. **International Journal of Cast Metals Research**, v. 29:1-2, p. 85-91, 2016. DOI: 10.1179/1743133615Y.

DENKENA, B. *et al.* Influence of the cutting edge preparation method on characteristics and performance of PVD coated carbide inserts in hard turning **Surface & Coatings Technology**, v. 254, p. 447-454, Set. 2014.

DENKENA, B.; BREIDENSTEIN, B. Pre PVD Coating processes and their effect on substrate residual stress in carbide cutting tools key. **Engineering Materials**, v. 438, p. 17-22, May. 2010. doi:10.4028/www.scientific.net/kem.438.17

DENKENA, B.; BREIDENSTEIN, B. Influence of the residual stress state on cohesive damage of PVD-Coated carbide cutting tools. **Advanced Engineering Materials**, v. 10, p. 613-616, Jul. 2008. <https://doi.org/10.1002/adem.200800063>

DENKENA, B.; BREIDENSTEIN, B. Residual stress gradients in PVD-Coated carbide cutting tools. **Materials Science Forum**, v. 524-525, p. 607-612, Set. 2006. doi:10.4028/www.scientific.net/msf.524-525.607.

DERFLINGER, V.; BRANDLE, H.; ZIMMERMANN, H. New hard lubricant coating for dry machining. **Surface and Coatings Technology**, v.113, p. 286-292, Mar., 1999.

DOMBLESKY, J.P.; FENG, F. A parametric study of process parameters in external thread rolling. **Journal of Materials processing Technology**, v. 121, p.341-349, Feb. 2002.

DINIZ, A.E. **Tecnologia da usinagem dos materiais**. Coppini – 6º edição São Paulo: Artliber Editora, 2008.

DOS SANTOS SIQUEIRA, B. *et al.* Influence of chip breaker and helix angle on cutting efforts in the internal threading process. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 102, p. 1537-1546, Jun. 2019.

<https://doi.org/10.1007/s00170-018-3165-5> .

DOS SANTOS, G.R. Characterization of DLC thin film and evaluation of machining forces using coated inserts in turning of Al-Si alloys **Surface and Coatings Technology** v.202, p.1029-1033, 2007.

ELOSEGUI, I.; ALONSO, U.; LACALLE, L.N.L. PVD coatings for thread tapping of austempered ductile iron. **Int J Adv Manuf Technol**, v. 91, p. 2663-2672, Jan. 2017. DOI 10.1007/s00170-016-9963-8.

EMUGE CATÁLOGO EMUGE Tapping Technology 2012. Disponível em : [www.emuge-franken.com](http://www.emuge-franken.com). Acesso em : 31 jul. 2019.

FRANÇA, A.B.C; DA SILVA, E.R.; CARNEIRO, J.R.G. Efeito do revenimento nas propriedades mecânicas do ferro fundido nodular austemperado. **8º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação**, Salvador, 2015. ISSN 2236-0395.

GIL-DEL-VAL, A. *et al.* Experimental study of tapping wear mechanisms on nodular cast iron. **The Manufacturing Engineering Society International Conference, MESIC 2015 Procedia Engineering**, v.132, p.190-196, 2015.

GOMES, O.; PACIORNIK, S. Automatic classification of graphite in cast iron. **Microscopy and Microanalysis**, v.11(4), p. 363-371, Aug. 2005.. doi:10.1017/S1431927605050415

GONÇALVES, G.I.S. Desenvolvimento de novo material SSDI para fundidos eólicos com a utilização da simulação de fundição. **19º Encontro Sul Americano do Magma**, v. 3, p. 48-65, 2013.

GROOVER, M. P. **Introdução aos processos de fabricação**. Rio de Janeiro: LTC Livros Técnicos Científicos ISBN 978-85-216-2519-3, 2016.

GUESSER, W.L. *et al.* Avaliação da qualidade metalúrgica em ferros fundidos nodulares e cinzentos. **In: 15º Congresso de Fundição – CONAF 2011**, São Paulo: Brasil, 2011.

GUESSER, W.L.; HILÁRIO, D.G. Ferros Fundidos Nodulares Perlíticos. **Contribuição Técnica ao CONAF ABIFA**, São Paulo 1999.

HAIGANG, C. *et al.* The tribological behaviors of various metallic cations in tapping of a titanium alloy. **Wear**, v. 247, p. 120-123, Mar., 2001.

HUPALO, M.F. *et al.* Aspectos cinéticos e microestruturais da transformação bainítica incompleta em ferros nodulares austemperados. **Revista da Escola Minas de Ouro Preto**, v.65(2), p. 217-224, abr. jun, 2012.

HUTCHINGS, L.M. **Tribology: friction and wear of engineering materials**. Londres: EdwardArnold, 1992.

ISO. General purpose screw threads basic profile Part 1: metric screw threads ISO 68-1:1998a, 1st ed, 3 pp, 1988.

ISO 3685. Tool Life Testing with Single-Point Turning Tools, 1993.

INSPEKTOR, A.; SALVADOR, P.A. Architecture of PVD coatings for metalcutting applications: a review. **Surface & Coatings Technology**, v. 257, p. 138-153, 2014.

ISCAR - Ferramentas de Corte – **Material Didático**. Palestra Apresentada no SENAIDR/GO. 2001. 1 CD ROM. Goiânia – Go.

JAMES, M.N.; WENFONG, L. Fatigue crack growth in austempered ductile and grey cast irons-stress ratio effects in air and mine water **Materials Science and Engineering A** v.265, p.129-139,1999.

JIA, Z. *et al.* A survey of automated threaded fastening. **IEEE Transaction on Automation Science and Engineering**, v. 16, p. 298-310, Jun. 2018. DOI 10.1109/TASE.2018.2835382.

JIANXIN, D. *et al.* Erosion wear of CrN, TiN, CrAlN, and TiAlN PVD nitride coatings. **Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v. 35, p.10-16, 2012. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2012.03.002.

JINDAL, P.C. *et al.* Performance of PVD TiN, TiCN, and TiAlN coated cemented carbide tools in turning. **International Journal of Refractory Metals & Hard Materials**, v. 17, p. 163-170, May 1999.

KALSS, W. *et al.* Endrino Modern coatings in high performance cutting applications. **International Journal of Refractory Metals & Hard Materials**, v. 24, p. 399-404, Set. 2006.

KIM, Y.T. *et al.* Dependence of the bonding structure of DLC thin films on the deposition conditions of PECVD method. **Surface & Coatings Technology**, v. 169-170, p. 291-294, Jun. 2003.

KLOCKE F. *et al.* Fundamental wear mechanisms when machining austempered ductile iron (ADI). **CIRP Ann-Manuf Technol**, v.,56, p.,73-76, 2007. doi:10.1016/j.cirp.2007.05.020

LIU , N. *et al.* The milling performances of TiC-based cermet tools with TiN nanopowders addition against normalized medium carbon steel AISI1045. **Wear** v.258, p.1688-1695, 2005.

LUGSCHEIDER, E.; BOBZIN, K. The influence on surface free energy of PVD-coatings. **Surface Coating and Technology**, v. 142-144, p. 755-760, Jul. 2001.

LUGSCHEIDER, E. *et al.* Investigation of the mechanical and structural properties of Ti–Hf–C–N arc PVD coatings. **Surface Coatings and Technology**, v. 116, p. 239-246, Set. 1999.

MACHADO, R.M. *et al.* Teoria da Usinagem dos Materiais Editora Blucher 1ª Edição , 2009 . ISBN 978-85-212-0452-7

MACIEL, D. T. Estudo dos processos de roscamento por laminação e usinagem na liga titânio Ti-6Al-4V. 2013. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – e Universidade Federal de São João Del-Rei, São João Del Rei, 2013.

MARTINS, P.S. *et al.* Influence of Hydraulic and Interference-fit tool holders on tool wear and hole quality in the drilling of Al-Si cylinder heads. **Mechanical Engineering Research**, v. 2, p. 29-35, Jun. 2012.

MARTINS, P.S. Estudo da furação em altas velocidades de corte em ligas de Al-Si utilizando brocas de aço rápido e metal duro sem e com revestimento de DLC (Diamond Like Carbon). 2016. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2016.

MEIER, L. *et al.*. In-situ measurements of phase transformation kinetics in austempered ductile iron. **Materials Characterization**, v. 85, p.124-133, 2013.

MEZENTSEV, O.A. *et al.* Use of radial forces for fault detection in tapping. **International Journal of Machine Tools & Manufacture**, v. 42, p. 479-488, Mar. 2002.

MITTERPACH, J. *et al.* Environmental evaluation of grey cast iron via life cycle assessment. **Journal of Cleaner Production**, v.148, p. 324-335, 2017.

MOTA, P.R. **Estudo do processo de rosqueamento com macho de corte de metal duro em ferro fundido vermicular**. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 2009.

MULLER, P.; SOTO, M. Usinagem sem refrigeração de furos e roscas. In: **Seminário Internacional de Alta Tecnologia – Inovações Tecnológicas para a Manufatura para o ano 2000** – Santa Bárbara do d'Oeste-SP -UNIMEP. p.127-133, 1999.

NEVES, C.A.S. Influência de parâmetros de usinagem na tensão residual e microgeometria na fabricação de engrenagem helicoidal. 2019. **Dissertação** (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2019.

OSG. Manual Técnico – Machos. OSG Ferramentas de Precisão Ltda. São Paulo, p. 222, 2012.

PASCUAL, M. *et al.* Analysis of the weldability of ductile iron. **Materials Letters**, v. 62, p.1359-1362, 2008.

PATEL, H.J.; BHAVESHKUMAR, P.P.; PATEL, S.M. A review on thread tapping operation and parametric study. **International Journal of Engineering Research and Applications (IJERA)**, v. 2, Issue 3, p.109-113, May-Jun, 2012.

PEREIRA, I.C. **Comparação entre os processos de rosqueamento interno por usinagem e laminação**. 2014. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 2014.

POZZI, R.J. **Estudo comparativo de dois inoculantes em ferro nodular ferrítico**. 2009. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - no Instituto Superior Tupy, Joinville, 2009.

RADZIKOWSKA, J.M. Effect of specimen preparation on evaluation of cast iron microstructures. **Materials Characterization**, v. 54, p. 287-304, 2005.

RAMOS-MOORE, E. *et al.* Investigations on Thermal Stresses of a Graded Ti(C,N) Coating Deposited on WC-Co Hardmetal. **Advanced Materials Research**, v. 996, p. 848-854, Aug. 2014. doi:10.4028/www.scientific.net/amr.996.848.

REBENNE, H.E.; BHAT, D.G. Review of CVD TiN coatings for wear-resistant applications: deposition processes, properties and performance. **Surface and Coatings Technology**, v. 63, p.1-13, Jan. 1994.

RECH, J. Influence of Cutting Edge Preparation on the Wear Resistance in High Speed Dry Gear Hobbing. **Wear**, v. 261/5-6, p. 505-512, Set. 2006.

RECH, J. *et al.* Influence of Cutting Edge Radius on the Wear Resistance of PM-HSS Milling Inserts. **Wear**, v. 259/7-12, p. 1168-1176, May, 2005.

REIS, A.M. **Avaliação do Desempenho de Diferentes Materiais de Ferramenta no Processo de Rosqueamento Interno de Ferro Fundido Cinzento, através do Monitoramento do Desgaste**. 2004. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 2004.

REIS, A.M. *et al.* Avaliação do desempenho de ferramentas de aço-rápido com e sem revestimento no rosqueamento interno do ferro fundido cinzento GH-190. **Anais do 3º COBEF**, p. 1-10, 2005.

REITER, A.E. *et al.* Investigation of several PVD coatings for blind hole tapping in austenitic stainless steel. **Surface & Coatings Technology**, v. 200, p. 5532-5541, May. 2006.

SANTOS, A.B.S; CASTELO BRANCO, C.H. **Metalurgia dos Ferros fundidos cinzentos e nodulares**. São Paulo: IPT, 1991.

SANTOS, J.A.B. **Estudo da aplicação de revestimentos superficiais em fresas caracóis** Dissertação (Mestrado). Belo Horizonte: Pontificia Universidade Católica de Minas Gerais (PUCMG), 2004.

SHEA, K.H.W.; SHARMA, S.C. Machinability of alloyed austempered ductile iron. **International Journal Mach Tools Manufacturing**, v. 35, n° 10, p. 1475-1479, oct. 1995.

SHTANSKY, D.V. *et al.* Multicomponent nanostructured films for various tribological applications. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v. 28, p. 32-39, Jan. 2010.

SILVA, W.M. *et al.* Performance of carbide tools coated with DLC in the drilling of SAE 323 aluminum alloy. **Surf Coatings Technol**, v. 284,p. 404-409, Dec., 2015. doi.org/10.1016/j.surfcoat.2015.09.061.

SOUZA CARMO, D. **Comportamento do crescimento de trinca por fadiga de um ferro fundido nodular obtido pelo processo de injeção de fio de magnésio.** 2006. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2006.

STEMMER, C.E. **Ferramentas de Corte II: brocas, alargadores, ferramentas de roscas, fresas, brochas, rebolos e abrasivos.** Ed. da UFSC. Florianópolis: 1995, 326p.

TOKTA, G.; TAYANÇ, M.; TOKTA, A. Effect of matrix structure on the impact properties of an alloyed ductile iron. **Materials Characterization**, v. 57, p. 290-299, Dec. 2006.

TRENT, E.M.; WRIGHT, P.K. **Metal cutting.** 4 th. Boston: Butterworth-Heinemann, c. p. 446, 2000.

VATAVUK, J.; VILLAR, C.A. Ferro fundido nodular com nióbio para aumento da resistência ao desgaste de anéis de pistão de motores de combustão interna **Revista Mackenzie de Engenharia e Computação**, n.3, p.71-85, 2003.

XAVIER, R.A.V. **Avaliação da usinabilidade no desbaste do virabrequim de ferro nodular obtido por fundição em areia e em casca.** 2010. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais, 2010.

YANG, J. PUTATUNDA, S.K. Effect of microstructure on abrasion wear behavior of austempered ductile cast iron (ADI) processed by a novel two-step austempering process. **Materials Science and Engineering A**, v. 406, p. 217-228, 2005. DOI:10.1016/J.MSEA.2005.06.036

YANG, J. *et al.* Grinding effects on surface integrity and mechanical strength of WC-Co cemented carbides 2nd CIRP 2nd CIRP Conference on Surface Integrity (CSI). **Procedia CIRP**, v. 13, p. 257-263, May 2014.

VILELA, F. *et al.* Efeito de algumas variáveis de processo na obtenção do ferro fundido nodular ferrítico no estado bruto de fundição. **Humanidades e Tecnologia em Revista**, Faculdade do Noroeste de Minas FINOM, ano IV, v. 4, p. 223-242, Paracatu, Jan. 2010.

WALTER. Roscas com Walter prototyp: precisas, confiáveis, econômicas. 2012. Disponível em: <https://www.walter-tools.com/SiteCollectionDocuments/downloads/global/manuals/pt-pt/handbook-prototyp-threading-2012-pt.pdf>. Acesso em: 12 de jul. 2019.

WANG, B. *et al.* Characteristics of tempering response of austempered ductile iron **Journal of Materials Research and Technology**, v.7(2), p.198-202, , April 2018.

WU, T.; CHENG, K. An investigation on the micro cutting performance of diamond-like carbon coatings using finite element method. **Int J Adv Manuf Technol**, v. 73, p.1321-1340, Aug. 2014. doi: 10.1007/s00170-014-5904-6.