

Análise da geração do desgaste tipo entalhe durante o torneamento do aço ABNT 1045.

Analysis of notch wear generation during steel turning ABNT 1045

Douglas Maciel d'Auriol Souza¹,
Marcelo Araújo Câmara²,
Anderson Júnior dos Santos³

¹ Laboratório de Usinagem e Automação, PPGMEC/UFMG, Universidade Federal de Minas Gerais. Av. Antônio Carlos, 6627, Pampulha, Belo Horizonte MG. CEP: 31270-901
e-mail: ddauriol@gmail.com, marcelocamara@demec.ufmg.br², ndersonsantos@hotmail.com³

RESUMO

Conhecer e compreender os mecanismos de desgaste predominantes nas ferramentas de usinagem é essencial para alcançar processos produtivos estáveis, repetitivos e competitivos. Há alguns anos as ferramentas de usinagem recebem algum tipo de revestimento, com o objetivo de melhorar as suas características tribológicas. A temperatura é um dos principais catalisadores para os mecanismos de desgaste. Os fatores que levam o aparecimento do desgaste tipo entalhe, ainda não são totalmente conhecidos. Este artigo apresenta uma análise do comportamento dos principais mecanismos que formaram o desgaste de entalhe em uma ferramenta de metal duro, revestida com camadas de TiN, Al₂O₃ e TiCN, durante o torneamento do aço ABNT 1045 com dureza de 83 HRB na velocidade de corte de 350 m/min. Utilizando de microscopia eletrônica de varredura (MEV) e perfilometria, identificou-se o início da formação do desgaste, seus mecanismos e sua evolução. Os resultados permitiram inferir que a fricção do cavaco na superfície de folga na altura da profundidade de usinagem, aumentou temperatura local, ativando alguns mecanismos de desgaste. Além disso, pode-se concluir que o desgaste de entalhe não é exclusivo de materiais resistentes a altas temperatura ou com alto níveis de encruamento, mas que depende diretamente de um fluxo contínuo e elevado de calor.

ABSTRACT

Knowing and understanding the predominant wear mechanisms in machining tools is essential for achieving highly stable and competitive production processes. Over the past few years, the machining tools have used, aiming to improve their tribological characteristics. Temperature is one of the major catalysts for wear mechanisms. The factors leading to the appearance of notch wear are not yet fully known. This paper presents an analysis of the behavior of the main mechanisms that led to the formation of the notch wear in a carbide tool coated with TiN, TiCN and Al₂O₃ layers, during the turning of the ABNT 1045 steel with hardness of 83HRB at 350 m/min cutting speed. Using scanning electron microscopy (SEM) and profilometry, we intend to identify the beginning of the formation of wear and its evolution. The results showed that the friction of the chip on the tool flank side, promotes a local temperature increase, activating some wear mechanisms. Moreover, it can be concluded that notch wear is not unique to high temperature resistant materials, but depends directly on a continuous, high heat flux.

Keywords: wear, flank side, notch.

1. INTRODUÇÃO

Durante o processo de usinagem, o controle do desgaste é essencial para se manter a estabilidade de máquinas, ferramentas e qualidade superficial das peças, independente se é um torneamento de desbaste ou acabamento, de materiais dúcteis com o ligas de alumínio utilizado em blocos de motores de combustão, ou materiais de difícil usinagem como titânio e suas ligas aplicados em prótese ortopédicas. Entender os mecanismos de

desgaste predominantes no processo e melhorar o desempenho dos materiais é um dos objetivos da tribologia. A indústria de manufatura possui inúmeras combinações de geometrias de ferramentas e materiais a sua disposição. KLOCKE [1] lista as principais características esperadas para um material de ferramenta para usinagem: alta dureza, tenacidade, inércia química, força de ligação interna, resistência a altas temperaturas, resistência à oxidação e adesão, resistência à abrasão e comportamento de desgaste reproduzível. Não existe um material de ferramenta de corte que unifique todas as propriedades necessárias, porém algumas características são priorizadas dependendo do tipo de usinagem a ser efetuada. O metal duro é composto de carbonetos de tungstênio (WC) [2], eles possuem uma excelente combinação de resistência ao desgaste, resistência mecânica e tenacidade em altos níveis. A introdução do metal duro no mercado de ferramentas promoveu um enorme ganho de produtividade nas fábricas, além de permitir a produção de peças com melhores acabamentos superficiais sem a necessidade de processos posteriores [3]. Estes ganhos de produtividade se devem principalmente ao aumento da velocidade de corte, entretanto, este aumento trouxe como consequência também o aumento das temperaturas geradas no contato entre ferramenta e peça.

Grande parte das ferramentas disponíveis atualmente no mercado possuem uma camada de revestimento cerâmico de espessura micrométrica para protegê-las de mecanismos específicos de desgaste. Tecnologias permitem que camadas de revestimento possam ser aplicadas isoladamente sobre a ferramenta ou acompanhado de outro material, formando multicamadas. SHAW [4] afirma que as ferramentas revestidas são inerentemente mais frágeis que as não revestidas. O aumento da fragilidade da ferramenta está associado, em parte, a diferença nas propriedades mecânicas entre o substrato e a camada aplicada, e uma transição gradual de dureza entre os materiais seria o ideal. Alguns fabricantes se utilizam da tecnologia de múltiplas camadas para minimizar este efeito, além disso a aplicação de várias camadas de revestimento permite aproveitar algumas características individuais de cada revestimento, sem a necessidade de geração de novos compostos [5].

JINDAL *et al.* [6] comparam o desempenho dos revestimentos TiN, TiCN e (Ti,Al)N depositados pelo processo PVD, usinando o aço SAE 1045 em duas velocidades de corte diferentes, sendo elas 305 e 396 m/min. Na ocasião o substrato utilizado foi o WC±6wt%Co e a espessura da cada camada de 3 a 3,5µm. Como indicador de fim de teste, ele considerou um desgaste de flanco de 0,4 mm ou entalhe maior que 0,75 mm. Foi concluído que a vida útil dos insertos revestidos aumentaram progressivamente do TiN para TiCN (50%) até o TiAl (300%), usinando em uma velocidade de corte de 396 m/min.

O revestimento TiCN possui uma excelente aderência, tanto entre o substrato de metal duro quanto da próxima camada sobre ele [3]. Além disso, tem a característica de interromper a propagação de trincas [7]. O Al₂O₃ apresenta uma excelente inércia química e uma elevada dureza, o que consequentemente lhe promove uma maior resistência ao desgaste. Outras características importantes são a redução da sua condutividade térmica com o aumento da temperatura e o baixo coeficiente de atrito em usinagem de aços [8]. O TiN apresenta uma excelente resistência ao desgaste em uma vasta variedade de materiais, permitindo o uso de velocidades de corte mais elevadas. Este revestimento reduz a formação de microsoldas entre o material da ferramenta e da peça, por consequência um menor coeficiente de atrito [9].

Durante o processo de usinagem, a ferramenta de corte se atrita com a peça em condições de elevadas pressões e altas temperaturas, e tal situação leva ao desgaste da ferramenta. Estudar os mecanismos de desgaste e falhas da ferramenta é de grande importância pois estes afetam os custos de usinagem e qualidade. Em termos gerais, as condições de corte podem resultar em desgaste, deformação plástica ou fratura da ferramenta. A natureza do desgaste da ferramenta, infelizmente, não é suficientemente clara ainda, apesar de numerosas investigações realizadas nos últimos 50 anos [10].

Devido ao contato entre a superfície de saída da ferramenta com o cavaco e a superfície de folga com a peça, o desgaste se apresenta nestas superfícies e no raio de ponta (R_c). A norma [11] identifica e determina os critérios para quantificar esses desgastes. Os principais são:

Desgaste de cratera: localizado na superfície de saída da ferramenta, é formado pelo fluxo de material que desliza sobre a ferramenta combinado com as elevadas temperaturas e velocidades localizadas, possui uma forma de cratera, de onde se deriva o nome [12]. Os principais mecanismos de desgaste que promovem a formação da cratera são: difusão, abrasão, oxidação e adesão.

Desgaste de flanco: localizado nas superfícies principal de folga e lateral de folga, passando pelo raio de ponta. O desgaste de flanco geralmente é resultado da abrasão da aresta de corte com a peça [13]. Os principais mecanismos que promovem o desgaste de flanco são: abrasão, tensão, formação de trinca e fratura.

Desgaste de entalhe: assim como o desgaste de flanco, este também se localiza na superfície de folga da ferramenta, não existe um consenso na literatura para sua formação [3]. KLOCKE [1] apresenta a teoria que o entalhe é formado pelo fluxo de material do cavaco fluindo lateralmente pela borda da peça, Figura 1. Os principais mecanismos que promovem o desgaste de flanco são: abrasão, adesão, fadiga e trincas.

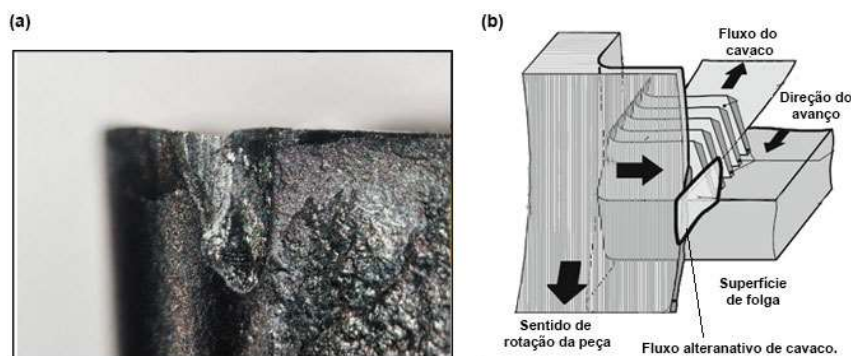


Figura 1: (a) ferramenta com desgaste de entalhe; (b) Ilustração esquemática de motivos que causam desgaste entalhe na aresta principal. Fonte: Klocke, 2011 - Imagem adaptada

Os mecanismos que produzem os vários tipos de desgastes, descritos anteriormente, depende da geometria da ferramenta, materiais envolvidos na fabricação da ferramenta e da peça, e as condições de corte [13]. Os principais mecanismos de desgastes presentes no torneamento são: adesão, difusão, abrasão e perturbações superficiais [1].

No desgaste abrasivo, o material é removido ou deslocado da superfície por partículas duras. As partículas duras podem ser protuberâncias de uma das superfícies, que pela ação do movimento relativo entre os corpos, são forçados a deslizar ao longo da outra superfície, promovendo o desgaste conhecido como “desgaste de dois corpos”. Quando estes picos se desprendem, ou existe um terceiro material entre as superfícies, o desgaste acontece por meio destas partículas soltas, que rolam e deslizam entre as duas superfícies. Quando existe a presença de partículas soltas, o desgaste é chamado de “três corpos” [5]. As taxas de desgaste devido a abrasão de três corpos são geralmente menores do que aqueles devido à abrasão de dois corpos. Na usinagem o desgaste abrasivo é causado por partículas duras de carbonetos, nitretos ou óxidos que se desprenderam da própria ferramenta [14]. O desgaste abrasivo também é conhecido como “desgaste de ranhuras”, devido as ranhuras características formadas pelo mecanismo dominante da remoção de material, o microcorte [1] e [15].

O desgaste por adesão é caracterizado por uma transferência de material, de uma superfície para outra durante o movimento relativo, devido a um processo de soldadura em fase sólida [15]. A perda de material é provocada pela soldadura das asperezas das superfícies em contato, e o desgaste é causado pelo material mais fraco que sofre fratura perto das junções soldadas. FOX-RABINOVICH e TOTTEN [14] destacam que na usinagem o desgaste adesivo é causado pela formação de junções soldadas entre o cavaco ou peça de trabalho com a face de ferramenta. A fratura subsequente das junções gera fragmentos microscópicos do material da ferramenta que serão levadas pelo cavaco ou pela peça.

A difusão é o deslocamento espontâneo de átomos ou moléculas para novos locais no interior de um material. Este fenômeno é ativado termicamente. Quando duas superfícies estão em contato e em movimento relativo e ocorre a difusão, uma superfície perde material para a outra [15]. No processo de usinagem as elevadas pressões e temperaturas durante o corte proporcionam um ambiente ideal para os processos de difusão entre o material da ferramenta, cavaco e a peça.

CASAS *et al.* [16] estudaram as propriedades mecânicas do carboneto de tungstênio (WC) oxidado. A cinemática da oxidação foi obtida por meio de análise termogravimétrica (do inglês: *TGA - Thermogravimetric analysis*), os resultados apresentaram uma relação linear entre a oxidação e o ganho de peso. O material foi submetido a três tempos de oxidação diferentes sendo eles 10 min, 1 h e 6 h. As alterações na resistência mecânica e resistência à fratura das amostras oxidadas foram medidas a temperatura ambiente sob quatro pontos de flexão e comparada com a amostra não oxidadas. Em todos os casos, foi observada uma degradação acentuada na força após a oxidação. GU *et al* [17] avaliaram a taxa de ganho de peso do carboneto de tungstênio (WC) durante a oxidação, o processo de oxidação resultou em um ganho de peso de 20% por ter transformado completamente o composto de WC-Co para WO_3 e $CoWO_4$. O comportamento da oxidação de WC-Co sintetizado com carbonetos com tamanho de grão 3-5 μm de WC e com 6-15% em volume de cobalto ao ar e temperatura entre 650-800°C foram estudados por LOFAJ e KAGANOVSKII [18]. Os grãos de WC da superfície entram em contato com a atmosfera, esta fina camada se transforma em trióxido de tungstênio (WO_3). Cobalto cobrindo os grãos de WC poderia limitar a quantidade de admissão de oxigênio para WC e do escape de CO_2 após a primeira reação. No entanto, por causa da rápida difusão de oxigênio através da fase com o cobalto, inicia-se a formação de gases na interface entre o WO_3 e a camada subjacente de WC. A fase ligante

do material sinterizado pode então deformar-se, os grãos de óxido se reorganizam e cavidades podem crescer até a formação de porosidade aberta. Como resultado, o inchaço pode ser observado numa escala macroscópica. A Figura 2 exibe de forma esquemática a cinemática da oxidação do WC.

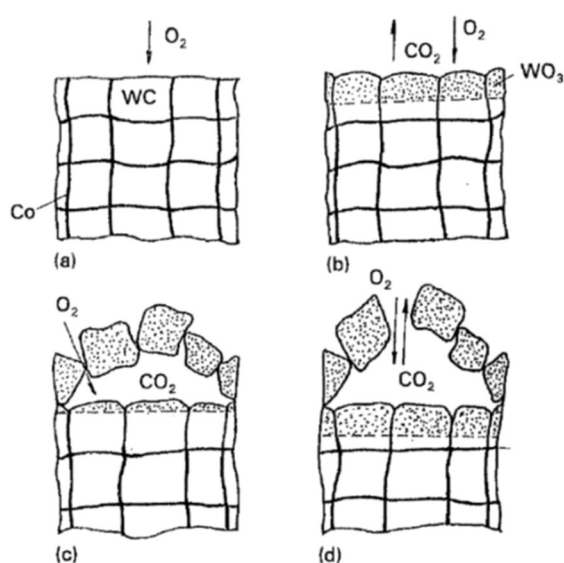


Figura 2: Cinemática de oxidação do WC. Fonte: Lofaj e Kaganovskii, 1995. Imagem adaptada.

LOFFLER [19] realizou uma abordagem sistemática para melhorar o desempenho de revestimentos processados por PVD para aplicações em ferramentas, onde desenvolveu uma correlação entre a velocidade de corte (v_c) com a contribuição dos mecanismos de desgaste. Sabe-se que o aumento da velocidade de corte (v_c) promove o aumento da temperatura de corte, sendo assim, o aumento da velocidade de corte ativa os mecanismos de desgaste termicamente ativados.

A formação do desgaste de entalhe na superfície de folga e na altura da profundidade de usinagem é um grave problema na usinagem de aços inoxidáveis austeníticos. CHANDRASEKARAN e JOHANSSON [20] investigaram os mecanismos de formação deste desgaste na usinagem de aços inoxidáveis austeníticos, com a ferramenta de metal duro. Avaliaram os cavacos, a microdureza do material ao longo da usinagem e imagens de microscopia eletrônica de varredura, obtivendo assim a taxa de encruamento do material. Perceberam que a iniciação do entalhe indica estar relacionada com fatores tais como, tensão transversal e a distribuição da temperatura e da interação química. Também foi observada evidência direta entre o índice de encruamento dos materiais de trabalho e o nível de desgaste tipo entalhe, uma vez que, a maior dureza do material, devido ao encruamento, se localiza na altura da profundidade de usinagem, promovendo assim remoção de partículas da ferramenta por adesão. ZHUANG *et al.* [21] induziram uma camada endurecida por encruamento sob a superfície da peça de trabalho afim de explicar a ocorrência de desgaste entalhe. Utilizaram inserto de cerâmica com base de alumina, devido à sua elevada resistência ao desgaste, baixa expansão térmica e boa resistência à oxidação até acima 1000°C, estas características são promissoras na usinagem de materiais resistentes ao calor, como super-liga níquel. Como resultado, um modelo preditivo de profundidade desgaste de entalhe considerando a influência da camada de trabalho endurecido foi desenvolvido.

XIAO *et al.* [22] investigaram a teoria da formação do desgaste de entalhe devido ao contínuo atrito de rebarbas da peça em alta velocidade e alta frequência. Para tal, um experimento foi realizado, onde peças com rebarbas foram produzidas e o desgaste acompanhado. A fricção da rebarba em forma de serra na face lateral da ferramenta, atuou como uma fonte térmica estacionária, que de forma periódica atuou sobre a superfície e iniciou o desgaste de entalhe. Como o dano causado pela fadiga ocorreu após um certo período circular de impacto de baixa energia, concluíram que desgaste de entalhe não surge no início do corte, mas isso leva algum tempo para se desenvolver. Embora o valor de carga de impacto do dente de serra das rebarbas tenham sido muito baixas, a sua zona de ação era pequena e estreita, desta forma, promoveu o aumento gradativo do entalhe.

Diante deste cenário este artigo tem como objetivo estudar os mecanismos presentes no desgaste de entalhe em ferramentas de metal duro revestido com uma camada composta de TiN, Al_2O_3 e TiCN. O entalhe foi proveniente da usinagem do aço ABNT 1045 na velocidade de corte de 350 m/min. Os resultados e metodologia aqui apresentados são parte da dissertação de mestrado que avaliou o comportamento de insertos convencionais

em comparação a insertos com a geometria da superfície de folga modificada.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

Para a realização dos ensaios, corpos de prova de aço ABNT 1045 com dureza de 83HRB foram estatisticamente selecionados e confeccionados na dimensão de $\varnothing 78 \times 350$ mm. A escolha estatística foi realizada utilizando uma coleta de valores de dureza HRB de uma seção transversal do material. Um tarugo de $\varnothing 82,5 \times 10$ mm, teve a dureza medida em 12 pontos, onde, afastados do centro por um diâmetro específico, quatro pontos eram coletados equidistantes entre si e comparados. Logo em seguida, um novo diâmetro era definido e novos quatro pontos eram coletados. Este processo foi repetido mais quatro vezes. A análise de comparação entre as médias apresentou *P-value* mínimo de 0,316, o que permitiu assumir que os materiais possuíam uma dureza média estatisticamente iguais.

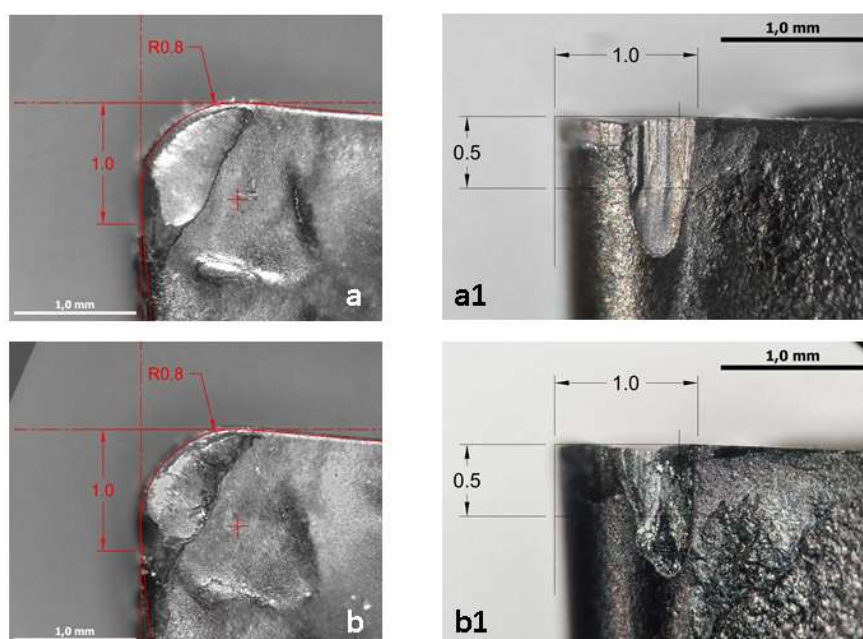
O torneamento dos corpos de prova foi realizado em um torno CNC Romi Centur 30S comando Mach 9 com potência de 5.5 kW e rotação máxima de 3500 rpm, preparado com o programa CNC de forma que a velocidade de corte se mantivesse constante. Os ensaios foram realizados em quadruplica e os parâmetros definidos foram: velocidade de corte (V_c) de 350 m/min; avanço (f) de 0,2 mm/rev; profundidade de usinagem (ap) de 1 mm; comprimento usinado de 4181.46 mm; tempo de contato de 12 min. Os insertos receberam a codificação I4-N, I5-N, I7-N e I10-N nos ensaios 1, 2, 3 e 4, respectivamente.

Todos os insertos passaram por uma limpeza ácida (ácido nítrico PA a 10% em água purificada). Estes ficaram submersos nesta solução por três minutos, em banho ultrassônico. Após a limpeza ácida, imagens dos insertos foram feitas no microscópio estereoscópico e microscópio eletrônico de varredura. Estas imagens foram submetidas ao software *Photoshop* para cortes e alinhamento e, em seguidas foram inseridas no *Autocad 2013*, onde o perfil original do inserto foi reconstruído e os valores de desgaste coletados, seguindo a norma [11].

Os perfis 3D do desgaste de flanco dos insertos foram adquiridos utilizando a técnica de perfilometria. Para a coleta dos valores utilizou-se o equipamento Hommel Etamic T8000. Os valores de saída foram tratados e avaliados com auxílio dos softwares *MountainsMap 7*, *Gwyddion* e *Jupyter Notebook*.

3. RESULTADOS

Pode ser observado na Figura 3 imagens de microscopia ótica dos insertos normais logo após a limpeza química em solução de ácido e um comprimento de contato de 4000 mm. Uma máscara foi inserida na figura para facilitar a visualização do perfil original dos insertos. Além disso, as dimensões do raio de ponta, profundidade de usinagem e altura de 0,5 mm também foram inseridos. O desgaste de cratera, flanco e entalhe foram identificados em todos os insertos. A perda da integridade do raio de ponta foi identificada nos insertos I4-N (Figura 3-a) e I10-N (Figura 3-d). O desgaste de entalhe se localizou a 1,00 mm da aresta de corte, na interseção dos planos P_s e P_o da ferramenta.



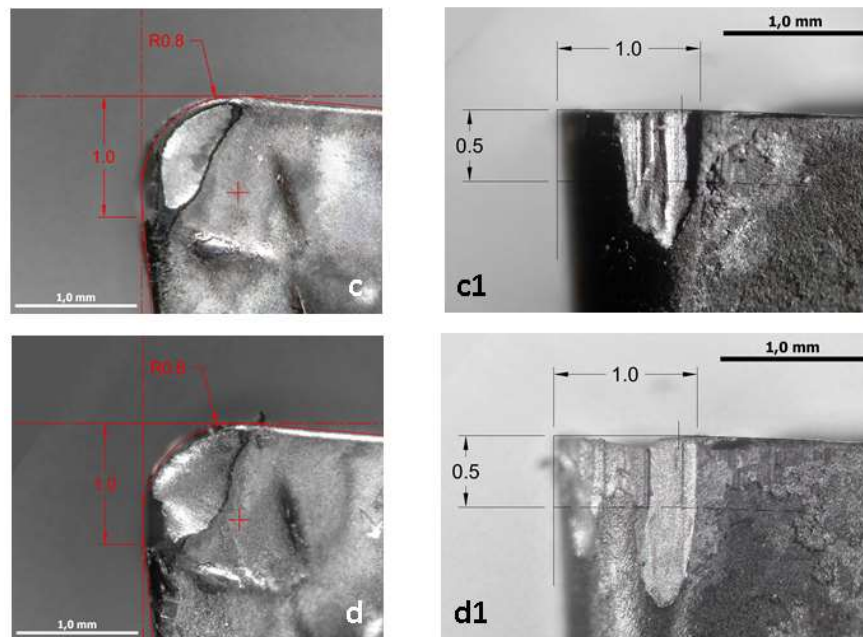


Figura 3: Insertos normais após 4000 mm de comprimento usinado e limpos com banho químico: (a) I4-N, (b) I5-N (c) I7-N e (d) I10-N.

A Figura 4 foi obtida por microscopia eletrônica de varredura e exibe o desgaste de flanco e entalhe para os insertos normais na ampliação de 50x. Os valores médios do desgaste de flanco foram coletados utilizando o software *Autocad* e os resultados de medição e seus erros associados foram representados no Gráfico 1. As medições seguiram a norma [11].

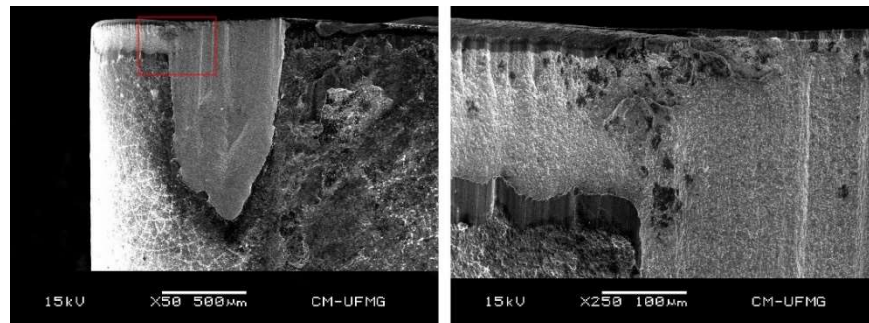


Figura 4: Imagem gerada com microscopia eletrônica de varredura. Inserto após 4000 mm de contato e com indicação de medida para desgaste de flanco e entalhe. (a) ampliação de 50x (b) ampliação de 250x.

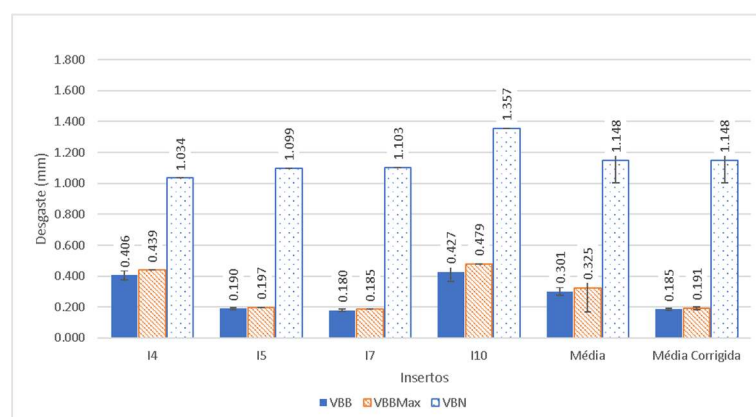


Gráfico 1: Valor médio do desgaste de flanco, flanco máximo e entalhe conforme a norma [11].

Pode ser observado no gráfico 1 um conjunto de dados denominado *média* e outro nomeado de *média corrigida*. Este segundo conjunto corresponde a somente os valores de VB_b e VB_{bmax} dos insertos I5 e I7, uma vez que os insertos I4 e I10 sofreram a perda da integridade do raio de ponta, impedindo a medição correta do desgaste de flanco.

O resultado da perfilometria do inserto 7 e sua imagem em MEV foram representadas na Figura 5. A comparação das geometrias dos desgastes apresentou semelhanças. A redução da profundidade do desgaste à medida que se afasta da aresta de corte é característico, isso se deve ao ângulo de folga da ferramenta. Um perfil 2D foi removido do perfil 3D gerado, a extração foi realizada a 0,25mm de distância da aresta de corte e seus valores foram representados no Gráfico 2, nesta representação o I3 corresponde a um inserto novo. Observa-se que a largura do entalhe em 0,25 mm de distância da aresta de corte ficou entre 0,55 e 0,65 mm e sua profundidade máxima entre 0,20 e 0,25 mm. Uma identificação visual, foi criada a fim delimitar os desgastes detectados, a demarcação em vermelho indica o desgaste de entalhe e a verde, a propagação do desgaste até o flanco.

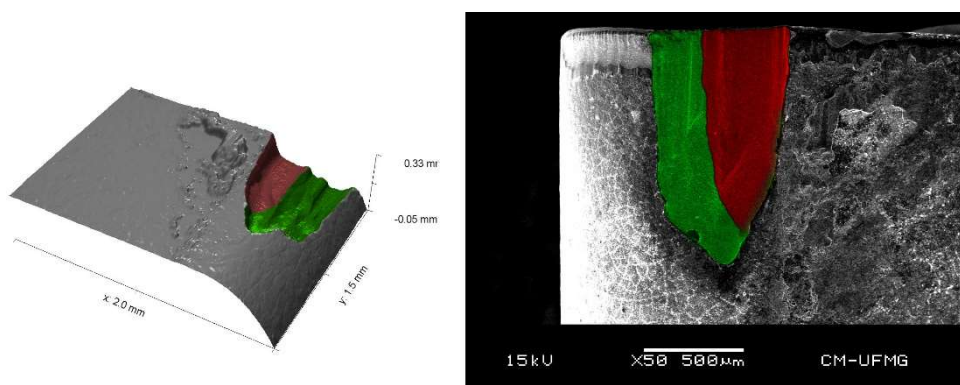


Figura 5: Indicação do desgaste de entalhe e sua propagação (a) Perfilometria do inserto I7-N. (b) MEV. Fonte: Dados da pesquisa.

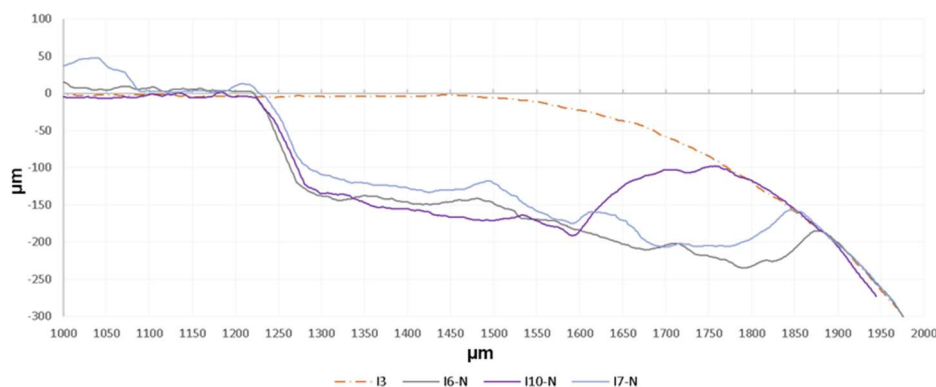


Gráfico 2: Perfil do desgaste tipo entalhe em 0,25mm da aresta de corte - Inserto

4. DISCUSSÃO

O desgaste de cratera se apresentou constante quanto à forma, posição e acabamento superficial em todos os insertos. Uma leve diferença de perfil pode ser observada no inserto I4 (Figura 3-b), tal alteração está relacionada com a perda do raio de ponta, pois o material da peça usinada aderiu no local do material perdido pela ferramenta. Este material pode ter formado um tipo de cunha, modificando o fluxo do cavaco sobre a superfície de saída. No fundo da cratera percebe-se uma superfície lisa e uniforme (Figura 7), característico de desgaste por difusão, diferentemente da borda mais afastada do raio de ponta, onde ranhuras caracterizam o desgaste por abrasão. Além disso foi possível verificar que a maior profundidade da cratera se encontra na região de maior temperatura presente na interface ferramenta-cavaco, ou seja, um pouco afastada da aresta de corte. O desgaste abrasivo presente na borda da cratera foi provocado pelo atrito do cavaco com a ferramenta [3]. Esta fricção ocorreu na região conhecida por “escorregamento” [4], onde as tensões normais que atuavam sobre o cavaco foram reduzidas à medida que se afastavam da aresta de corte e esta redução promoveu a modificação do regime de atrito. As tensões

continuaram a ser reduzidas até que não houvesse mais contato entre o cavaco e a ferramenta. Como resultado, obteve-se uma faixa desgastada caracterizada pelos mecanismos de desgaste de adesão e abrasão.

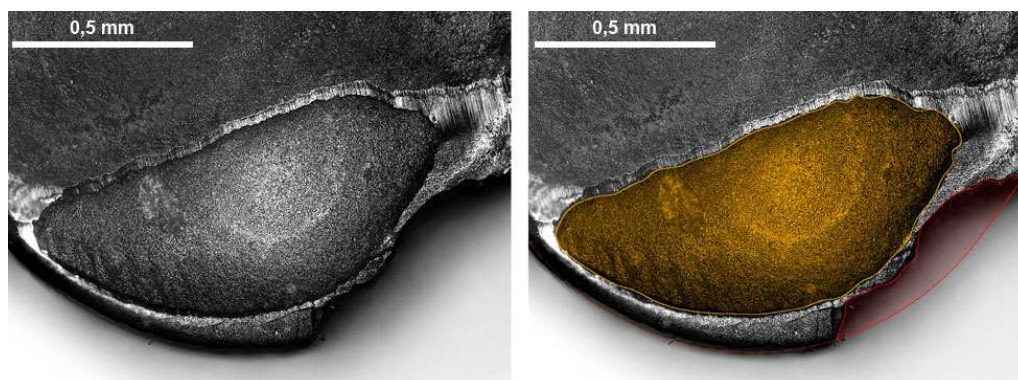


Figura 6: Desgaste de cratera (a) Imagem mult-focal (b) Imagem mult-focal e máscara de material perdido.

Um padrão de ranhuras se formou em todo comprimento do desgaste de flanco, ranhuras estas características do desgaste abrasivo. Para FOX-RABINOVICH e TOTTEN [14] e KLOCKE [1], o desgaste abrasivo é causado por partículas duras de carbonetos, nitretos ou óxidos que se desprenderam da própria ferramenta, onde estas partículas promovem microcortes, formando um padrão de ranhuras. A presença do substrato em toda a extensão do desgaste de flanco, mais os padrões de ranhura e o revestimento exposto nas extremidades, indicam um forte desgaste abrasivo.

A presença do desgaste tipo entalhe indicou a presença de um mecanismo atípico para a usinagem deste tipo de material (Figura 4). Estudos demonstram que o desgaste de entalhe se apresente em materiais com alto níveis de encruamento, como aço inoxidável austeníticos ou ligas de níquel [3]. A presença de partículas soltas que acabam promovendo um desgaste abrasivo é uma das teorias aceitas para a formação do entalhe [4]. Entretanto a borda do desgaste de entalhe não apresentou ranhuras similares as encontradas no desgaste de flanco, o que indica um mecanismo principal de desgaste diferente. TRENT e WRIGHT [12] sugerem que a formação contínua de óxidos na superfície da ferramenta, estes óxidos aderidos são removidos pelo processo de adesão levando consigo parte do material da ferramenta. A formação de óxidos é acelerada com o aumento da temperatura que por sua vez está diretamente ligado a velocidade de corte, uma vez que é a principal responsável pela geração de calor nas interfaces ferramenta-cavaco e peça-ferramenta.

Utilizando as imagens geradas por uma câmera de 120 quadros por segundo foi possível identificar a fricção entre o cavaco e a superfície de folga da ferramenta na altura da profundidade de usinagem (Figura 7). Durante o atrito entre duas superfícies, quase todo trabalho de fricção aparece em forma de calor. Próximo as estas superfícies, o aumento da temperatura influencia no coeficiente de atrito e na taxa de desgaste [23] [24]. Alguns parâmetros, tais como coeficiente de atrito, tempo de contato, área de contato real, são cruciais para o entendimento da variação de temperatura nas superfícies. Se todo calor de fricção fluísse uniformemente na área de contato entre duas superfícies em deslizamento, a temperatura que apareceria nestas superfícies poderia ser chamada de temperatura da massa (T_b), independentemente da geometria dos corpos. Entretanto, em razão das asperezas superficiais, as superfícies em fricção possuem uma área de contato real muito menor que a aparente, o que explica a extrema elevação da temperatura na interface [25]. A presença de faíscas incandescentes indicou o desprendimento de material em altíssima temperatura. Foi assim possível assumir que o entalhe se iniciou pelo processo de fricção e sua geração elevada temperatura, entretanto a propagação do desgaste não se deu exclusivamente por este mecanismo.



Figura 7: Fricção do cavaco com a lateral de folga da ferramenta.

O gráfico 2 exibe o perfil 2D do desgaste de entalhe, pode-se observar uma tendência de elevação dos valores após 0,35mm, indicando que o desgaste de entalhe terminava neste ponto (Figura 5), e que o desgaste existente entre o entalhe e o flanco correspondia a uma perda de integridade devido a altas taxas de remoção de material. Por meio de um conjunto de imagens geradas em microscopia eletrônica de varredura, trincas foram identificadas na região de transição entre o entalhe e o desgaste de flanco (Figura 8). Foi constatado que um processo cíclico de perda de material da aresta que se iniciou no limite do desgaste de entalhe. Uma trinca, aparentemente térmica, foi formada e as cargas aplicadas sobre a ferramenta promoviam a propagação destas. Quando duas trincas se encontravam parte do material da ferramenta era pressionado e arrastado entre a peça e a ferramenta, promovendo um desgaste com alta taxa de remoção. Após a perda de parte do seu material, novas trincas eram formadas na nova superfície que entrou em contato com a peça, e esta área passou a receber mais pressão, reiniciando o ciclo de desgaste.

Após a remoção completa do revestimento de TiCN e Al_2O_3 , o cavaco passou a friccionar o substrato de carboneto de tungstênio (WC-Co).

O óxido de alumínio possui um coeficiente térmico ($\text{W.cm}^{-1}.\text{K}^{-1}$) cinco vezes menor quando comparado com TiCN e 13 vezes contra o metal duro. Como consequência, ele transfere menos calor para o interior da ferramenta, entretanto quando a camada de revestimento é removida, as taxas de transferência se elevaram drasticamente. O coeficiente de expansão térmica do substrato ($6,4 \cdot 10^{-6}.\text{K}^{-1}$) e dos revestimentos ($\text{TiCN} = 9,4 \cdot 10^{-6}.\text{K}^{-1}$ e $\text{Al}_2\text{O}_3 = 8,0 \cdot 10^{-6}.\text{K}^{-1}$) também eram diferentes.

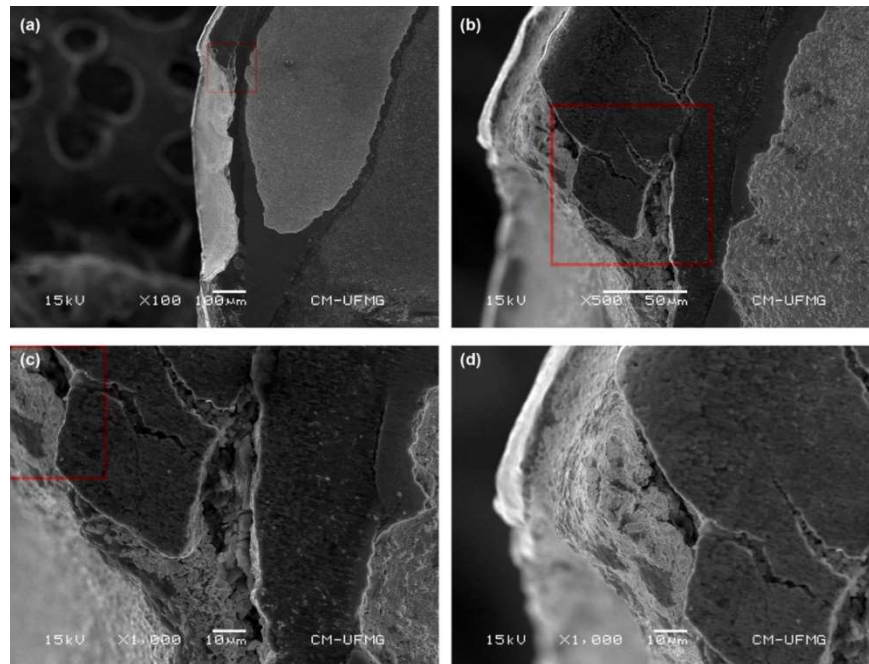


Figura 8: Propagação de trincas no substrato na transição do desgaste de entalhe para flanco.

As elevadas temperaturas geradas pela fricção do cavaco na superfície de folga da ferramenta na altura da profundidade de usinagem, principalmente após a remoção da camada de revestimento, podem ter favorecido a formação de trióxidos de tungstênio e por consequência a liberação CO_2 . Este CO_2 formado, gerou pressão no interior do substrato, promovendo a propagação ou o surgimento de trincas. O comportamento térmico do substrato, especificamente o coeficiente de dilatação, também pode ter favorecido a propagação das trincas. Uma vez que a fonte geradora de calor estava em contato com o substrato, por consequência apresentou uma dilatação maior que a da camada de revestimentos. A fragilidade dos revestimentos também favoreceu a formação de trinca e sua rápida propagação.

5. CONCLUSÕES

Por meio da análise da investigação dos mecanismos de desgaste predominantes no desgaste da ferramenta, pode-se concluir que o desgaste de entalhe não se limita a materiais resistentes a altas temperaturas e sim que sua formação está diretamente ligada a uma fonte de calor elevado. No caso deste estudo a fonte de calor foi a fricção do cavaco com na superfície de folga da ferramenta na altura da profundidade de usinagem. Inicialmente o mecanismo de abrasão esteve presente, após a remoção da camada de revestimento, o fluxo de calor na ferramenta se alterou e o mecanismo de oxidação do metal duro combinado com a dilatação volumétrica diferenciada dos materiais, promoveu um desgaste com altas taxas de remoção de material.

6. AGRADECIMENTOS

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - Brasil (CAPES) - Código de Financiamento 001

7. BIBLIOGRAFIA

- [1] KLOCKE, F.. Manufacturing Processes 1. Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2011.
- [2] FERRARESI, D. Fundamentos Da Usinagem Dos Metais. Edgard Blucher, 1970.
- [3] MACHADO, A. R., ABRÃO, A. M., COELHO, R. T., et al.. Teoria da Usinagem Dos Materiais. Blucher, 2009.
- [4] SHAW, MILTON C. Metal cutting principles, Oxford University Press, 2005.
- [5] HUTCHINGS, I., E SHIPWAY, P. Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials, Butterworth-Heinemann, 2017.

- [6] JINDAL, P. C., SANTHANAM, A. T., SCHLEINKOFER, U., et al. "Performance of PVD TiN, TiCN, and TiAlN coated cemented carbide tools in turning.", International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, v17, pp.163–170, 1991.
- [7] SANTOS, S. C., E W. F. SALES. Aspectos tribológicos da usinagem dos materiais. Artliber, 2007.
- [8] M. NARASIMHA, S. RAMESH. "Coating Performance on Carbide Inserts.", International Journal of Engineering and Technical Research (IJETR), 2014.
- [9] ASTAKHOV, V. P. Tribology of Metal Cutting, Elsevier, 2006.
- [10] ASTAKHOV, V. P. "Editorial: tribology at the forefront of study and research on metal cutting." International Journal of Machining and Machinability of Materials, V2, pp.309, 2007.
- [11] ABNT. "Ensaio de vida da ferramenta de ponta única para torneamento." ABNT NBR ISO 3685:2017, 2017.
- [12] TRENT, E. M., WRIGHT, E. P. K.. Metal Cutting, Butterworth-Heinemann, 2000.
- [13] STEPHENSON, D., AGAPIOU, A. J. S.. Metal Cutting Theory and Practice, CCR Press, 2016.
- [14] FOX-RABINOVICH, G., E TOTTEN, G. E.. Self-Organization During Friction: Advanced Surface-Engineered Materials and Systems Design, CRC Press, 2006.
- [15] KAJDAS, C., HARVEY, S. S. K., WILUSZ, E.. Encyclopedia of Tribology. Elsevier, 1990.
- [16] CASAS, B., RAMIS, X., ANGLADA, M., et al. "Oxidation-induced strength degradation of WC–Co hardmetals.", International Journal of Refractory Metals and Hard Materials (Elsevier), v19, pp.303–309, 2001.
- [17] GU, W., JEONG, Y.S., KYEONGMI, K., et al. "Thermal oxidation behavior of WC–Co hard metal machining tool tip scraps.", Journal of Materials Processing Technology (Elsevier), v212, pp. 1250–1256, 2012.
- [18] LOFAJ, F., YU S. K. "Kinetics of WC-Co oxidation accompanied by swelling.", Journal of materials science (Springer), v30, pp. 1811–1817, 1995.
- [19] LOFFLER, F. H. W. "Systematic approach to improve the performance of PVD coatings for tool applications.", Surface and Coatings Technology (Elsevier), v68, pp.729–740, 1994.
- [20] CHANDRASEKARAN, H. e JOHANSSON, J. O.. "Chip Flow and Notch Wear Mechanisms during the Machining of High Austenitic Stainless Steels," CIRP Annals, vol. 43, pp.101–105, 1994.
- [21] Zhuang, K., Zhu, D., Zhang, X. e Ding, H., "Notch wear prediction model in turning of Inconel 718 with ceramic tools considering the influence of work hardened layer," Wear, vol. 313, pp. 63–74, 5 2014.
- [22] Xiao, M., He, N. e Li, L., "Modeling notch wear of ceramic tool in high speed machining of Nickel-based superalloy," Journal of Wuhan University of Technology-Mater. Sci. Ed., vol. 25, pp. 78–83, 2 2010.
- [23] ASHBY, M. F., LIM, S. C.. "Wear-mechanism maps.", Scripta Metallurgica et Materialia (Elsevier), V24, pp. 805–810, 1990.
- [24] ASHBY, M. F., ABULAWI, J., KONG, E H. S.. "Temperature maps for frictional heating in dry sliding.", Tribology Transactions (Taylor & Francis), V34, pp. 577–587, 1990.
- [25] COMMITTEE, A.S.M. INTERNATIONAL HANDBOOK, E OTHERS. "The Materials Information Company.", Technology, V2, pp. 90166–8, 2001:.

ORCID

Douglas Maciel d'Auriol Souza	https://orcid.org/0000-0003-4078-5837
Marcelo Araújo Câmara	https://orcid.org/0000-0003-0617-9163
Anderson Júnior dos Santos	https://orcid.org/0000-0002-5285-3289