

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

JUAN CAMILO CARDENAS RUBIO

Avaliação do desempenho de ferramentas de metal duro no torneamento da liga
Ti-15Mo em diferentes condições de lubrificação

São Carlos

2023

JUAN CAMILO CARDENAS RUBIO

Avaliação do desempenho de ferramentas de metal duro no torneamento da liga
Ti-15Mo em diferentes condições de lubrificação

Dissertação apresentada à Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de São Paulo (EESC/USP) como parte das exigências para obtenção do título de Mestre em Ciências – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. Área de concentração: Projeto, Materiais e Manufatura.

Orientador: Prof. Dr.-Ing. Carlos Eiji Hirata Ventura

ESTE EXEMPLAR TRATA-SE
DA VERSÃO CORRIGIDA.

A VERSÃO ORIGINAL
ENCONTRA-SE DISPONIVEL
JUNTO AO DEPARTAMENTO
DE ENGENHARIA MECÂNICA
DA EESC-USP.

São Carlos

2023

AUTORIZO A REPRODUÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTE TRABALHO,
POR QUALQUER MEIO CONVENCIONAL OU ELETRÔNICO, PARA FINS
DE ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CITADA A FONTE.

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Prof. Dr. Sérgio Rodrigues Fontes da
EESC/USP com os dados inseridos pelo(a) autor(a).

C266a Cardenas Rubio, Juan Camilo
Avaliação do desempenho de ferramentas de metal
duro no torneamento da liga Ti-15Mo em diferentes
condições de lubrificação / Juan Camilo Cardenas
Rubio; orientador Carlos Eiji Hirata Ventura. São
Carlos, 2023.

Dissertação (Mestrado) - Programa de
Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e Área de
Concentração em Projeto, Materiais e Manufatura --
Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de
São Paulo, 2023.

1. Titânio beta. 2. Usinabilidade. 3. Desgaste. 4.
Torneamento criogênico. I. Título.

FOLHA DE JULGAMENTO

Candidato: Engenheiro **JUAN CAMILO CÁRDENAS RUBIO**.

Título da dissertação: "Avaliação do desempenho de ferramentas de metal duro no torneamento da liga Ti-15Mo em diferentes condições de lubrificação"

Data da defesa: 01/06/2023

Comissão Julgadora

Resultado

Prof. Dr. **Carlos Eiji Hirata Ventura**

(Orientador)

(Universidade Federal de São Carlos/UFSCar)

Aprovado.

Prof. Dr. **Alexandre Mendes Abrao**

(Universidade Federal de Minas Gerais/UFMG)

APROVADO

Prof. Associado **Izabel Fernanda Machado**

(Escola Politécnica/EP-USP)

Aprovado

Coordenador do Programa de Pós-Graduação em Engenharia
Mecânica:

Prof. Associado **Adriano Almeida Gonçalves Siqueira**

Presidente da Comissão de Pós-Graduação:

Prof. Titular **Carlos De Marqui Junior**

DEDICATÓRIA

*Dedico este trabalho a Deus por todas as
bênçãos recebidas, aos meus pais, Nubia
Rubio e Bernardo Cardenas e minha irmã,
Luz Adriana, por todo o carinho e por
acreditar sempre em mim.*

AGRADECIMENTOS

À minha família, por todo o apoio e força na realização dos meus sonhos, que me incentivou ao longo deste percurso e foi o meu suporte na distância.

Ao meu orientador, Carlos E. H. Ventura, por todo o acompanhamento dado na realização deste trabalho, pelos conselhos e pela paciência com a qual guiou o meu aprendizado.

Ao professor Alessandro Roger, pelos ensinamentos e contribuições que enriqueceram a minha formação acadêmica.

Aos meus amigos que conheci nesse caminho e estiveram ao meu lado nos momentos mais difíceis, e que, com sua presença, tornaram tudo mais leve.

Aos técnicos do DEMec/UFSCar, Leonildo e Djalma, por toda a ajuda prestada na execução dos experimentos, assim como às professoras Andrea M. Kliaga e Danielle C. C. Magalhães, do DEMa/UFSCar, pelo apoio na realização dos ensaios de tração e dureza.

Ao CNPq, pela bolsa de estudos, à CAPES (código de financiamento 001) e à FAPESP (Processos n° 2015/15622-2, 2017/12304-5, 2017/12309-7 e 2018/24614-1), pelo apoio financeiro para aquisição dos equipamentos e materiais utilizados nesta pesquisa.

RESUMO

RUBIO, J.C.C. Avaliação do desempenho de ferramentas de metal duro no torneamento da liga Ti-15Mo em diferentes condições de lubrificação. 2023. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2023.

As ligas de titânio são amplamente utilizadas em indústrias aeroespaciais, químicas e biomédicas em virtude de suas excelentes propriedades mecânicas, resistência à corrosão, baixo módulo de elasticidade e biocompatibilidade. Ao mesmo tempo, esses materiais apresentam baixa usinabilidade em razão de suas propriedades intrínsecas, tais como elevada dureza (mesmo em altas temperaturas), afinidade química com diferentes materiais de ferramenta e baixo coeficiente de condução de calor. Nas últimas décadas, pesquisas estão sendo focadas em melhorar os processos de usinagem do titânio e suas ligas em termos de vida da ferramenta, qualidade superficial e produtividade. Posto isto, este trabalho tem como finalidade analisar a influência das condições de lubrificação no desempenho de ferramentas de metal duro no torneamento da liga Ti-15Mo para diferentes velocidades de corte, identificando os tipos e mecanismos de desgaste. Os processos de corte foram feitos a seco, com emulsão aplicada de forma abundante e aplicação de nitrogênio líquido. Os resultados mostraram que o nitrogênio líquido retarda o desgaste da ferramenta com maior eficiência em relação ao fluido convencional. Observou-se ainda para todos os casos estudados a presença de adesão de material da peça na superfície da ferramenta, com possível formação de aresta postiça de corte, a qual, dependendo da velocidade de corte, tendeu a conservar ou acelerar o desgaste do inserto, podendo ainda causar seu lascamento. Não foi possível estabelecer alguma influência das variáveis de entrada nos parâmetros de rugosidade medidos nas superfícies usinadas. Cavacos segmentados foram obtidos para todas as situações com valores similares de dureza.

Palavras-chave: Titânio beta. Usinabilidade. Desgaste. Torneamento criogênico.

ABSTRACT

RUBIO, J.C.C. Assessment of the performance of cemented tungsten carbide cutting tools in turning of Ti-15Mo alloy under different lubri-cooling conditions. 2023. Dissertation (Master in Mechanical Engineering) – São Carlos School of Engineering, University of São Paulo, São Carlos, 2023.

Titanium alloys are widely used in aerospace, chemical and biomedical industries due to their excellent mechanical properties, corrosion resistance, low elastic modulus and biocompatibility. At the same time, these materials have poor machinability due to their intrinsic properties, such as high hardness (even at high temperatures), chemical affinity to different tool materials, and low heat conduction coefficient. In recent decades, research is being focused on improving the machining processes of titanium and its alloys in terms of tool life, surface quality and productivity. Thus, this work aims to analyze the influence of lubri-cooling conditions on the performance of cemented tungsten carbide tools in turning Ti-15Mo alloy with different cutting speeds, identifying the wear types and mechanisms. The cutting tests were carried out dry, with emulsion as flood coolant, and with the application of liquid nitrogen. Results showed that the liquid nitrogen delays the tool wear with higher efficiency than the flood coolant. It was also observed, in all studied cases, the presence of workpiece material adherence on the tool surface, with possible formation of a built-up edge, which, depending on the cutting speed, tended to either preserve or accelerate the wear of the insert, potentially leading to chipping. No significant influence of the input variables on the measured roughness parameters of the machined surfaces could be established. Segmented chips were obtained in all situations with similar hardness values.

Keywords: Titanium beta. Machinability. Wear. Cryogenic turning.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Estrutura cristalográfica das fases α e β do titânio.....	19
Figura 2 – Influência dos elementos de liga na temperatura de recristalização	20
Figura 3 – Diagrama de fases tridimensional do titânio e suas ligas.....	21
Figura 4 – Desgastes em ferramentas de corte	24
Figura 5 – Parâmetros de medição de desgaste segundo a norma ISO 3685	24
Figura 6 – Curvas características de evolução de desgaste	25
Figura 7 – Mecanismo de difusão em ferramentas de metal duro no torneamento de ligas de titânio β	29
Figura 8 – Temperatura de corte para diferentes condições de lubrificação.....	31
Figura 9 – Desgaste de flanco para velocidades de corte de (a) 38 m/min e (b) 120 m/min ...	31
Figura 10 – Desgaste de flanco em função do tempo de corte no torneamento da liga Ti-6Al-4V com refrigerante criogênico e à base de óleo.....	33
Figura 11 – Formação de cavaco para uma velocidade de (a) 70 m/min e (b) 100 m/min	33
Figura 12 – Desgaste de flanco durante o corte a seco e condições criogênicas.....	34
Figura 13 – Morfologia do cavaco com $f = 0,36$ mm/rev e $a_p = 1,1$ mm durante (a) corte a seco e (b) sob refrigeração criogênica	35
Figura 14 – Vida da ferramenta e energia específica de corte para diferentes condições	36
Figura 15 – Diagrama de tensão-deformação para várias temperaturas.....	37
Figura 16 – Diagrama esquemático de maclas de deformação	38
Figura 17 – Esquema do corpo de prova utilizado no ensaio de tração (medidas em mm)	40
Figura 18 – Medição dos parâmetros de rugosidade	41
Figura 19 – Medição do parâmetro de irregularidade da aresta	42
Figura 20 – Desenho do corpo de prova (medidas em mm).....	42
Figura 21 – Montagem do sistema criogênico no torno CNC Romi Centur 30D	43
Figura 22 – Medição do volume de material aderido na ferramenta.....	44
Figura 23 – Exemplo de medição da dureza dos cavacos	44
Figura 24 – Resultados da (a) composição química da amostra e da distribuição de (b) molibdênio e (c) titânio na liga Ti-15Mo	45
Figura 25 – Microscopia óptica da liga Ti-15Mo com aumento de (a) 40x e (b) 100x	46
Figura 26 – Dureza Vickers da liga Ti-15Mo encontrada na amostra e dados da literatura	46

Figura 27 – Curvas de tensão-deformação de engenharia da liga Ti-15Mo em temperatura ambiente e criogênica	47
Figura 28 – Curvas de tensão-deformação verdadeiras da região plástica.....	48
Figura 29 – Mecanismos de desgaste da ferramenta após o torneamento da liga Ti-15Mo (fluido abundante e $v_c = 120$ m/min).....	50
Figura 30 – Imagens dos insertos após o fim dos ensaios (ampliação de 100x).....	52
Figura 31 – EDS do inserto utilizado em corte a seco e $v_c = 80$ m/min.....	53
Figura 32 – EDS do inserto utilizado em corte a seco e $v_c = 100$ m/min.....	54
Figura 33 – EDS do inserto utilizado em corte a seco e $v_c = 120$ m/min.....	54
Figura 34 – EDS do inserto utilizado em torneamento com aplicação de fluido convencional e $v_c = 80$ m/min	55
Figura 35 – EDS do inserto utilizado em torneamento com aplicação de fluido convencional e $v_c = 100$ m/min	55
Figura 36 – EDS do inserto utilizado em torneamento com aplicação de fluido convencional e $v_c = 120$ m/min	56
Figura 37 – EDS do inserto utilizado em torneamento com aplicação de nitrogênio líquido e $v_c = 80$ m/min	56
Figura 38 – EDS do inserto utilizado em torneamento com aplicação de nitrogênio líquido e $v_c = 100$ m/min	57
Figura 39 – EDS do inserto utilizado em torneamento com aplicação de nitrogênio líquido e $v_c = 120$ m/min	57
Figura 40 – Volume de material aderido em insertos de metal duro para diferentes velocidades de corte em torneamento a seco.....	59
Figura 41 – Volume de material aderido em insertos de metal duro para diferentes velocidades de corte em torneamento com fluido abundante.....	59
Figura 42 – Volume de material aderido em insertos de metal duro para diferentes velocidades de corte em torneamento criogênico.....	60
Figura 43 – Variação do desgaste de flanco em função da velocidade de corte	61
Figura 44 – Evolução do desgaste de flanco de ferramentas de metal duro para diferentes velocidades de corte em torneamento a seco.....	61
Figura 45 – Evolução do desgaste de flanco de ferramentas de metal duro para diferentes velocidades de corte em torneamento assistido por fluido abundante.....	62
Figura 46 – Evolução do desgaste de flanco de ferramentas de metal duro para diferentes velocidades de corte em torneamento criogênico.....	62

Figura 47 – Rugosidade média Ra de superfícies de Ti-15Mo obtidas em torneamento a seco	65
Figura 48 – Rugosidade média Ra de superfícies de Ti-15Mo obtidas em torneamento com fluido abundante	66
Figura 49 – Rugosidade média Ra de superfícies de Ti-15Mo obtidas em torneamento criogênico	66
Figura 50 – Rugosidade máxima Rz de superfícies de Ti-15Mo obtidas em torneamento a seco	67
Figura 51 – Rugosidade máxima Rz de superfícies de Ti-15Mo obtidas em torneamento com fluido abundante	67
Figura 52 – Rugosidade máxima Rz de superfícies de Ti-15Mo obtidas em torneamento criogênico	68
Figura 53 – Cavacos obtidos por torneamento após o primeiro passe nas diferentes condições de corte	70
Figura 54 – Medição da espessura do cavaco e do ângulo de cisalhamento	71
Figura 55 – Dureza Vickers dos cavacos obtidos durante torneamento da liga Ti-15Mo	72

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Propriedades mecânicas de algumas ligas de titânio	22
Tabela 2 – Critérios de fim de vida de acordo com a norma ISO 3685	25
Tabela 3 – Valores médios de rugosidade média Ra e desvio padrão das superfícies usinadas	68
Tabela 4 – Valores médios de rugosidade máxima Rz e desvio padrão das superfícies usinadas	69
Tabela 5 – Espessura média do cavaco e ângulo de cisalhamento	71

LISTA DE SIGLAS E SÍMBOLOS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ASTM	American Society for Testing and Materials
Al	Alumínio
Al ₂ O ₃	Óxido de alumínio
a _p	Profundidade de usinagem (mm)
APC	Aresta Postiça de Corte
C	Carbono
CBN	Nitreto de Boro Cúbico
CCC	Estrutura cúbica de corpo centrado
CNC	Comando Numérico Computadorizado
Co	Cobalto
Cr	Cromo
CVD	Deposição Química a Vapor (<i>Chemical Vapour Deposition</i>)
cp	Comercialmente puro
EDS	Espectroscopia por energia dispersiva
f	Avanço (mm/rev)
HC	Estrutura hexagonal compacta
K	Coefficiente de resistência (MPa)
KT	Profundidade de cratera (µm)
lc	Comprimento de corte (mm)
LN ₂	Nitrogênio líquido
Mo	Molibdênio

Nb	Nióbio
n	Coeficiente de encruamento
O	Oxigênio
PCD	Diamante sintético policristalino
PVD	Deposição Física a Vapor (<i>Physical Vapour Deposition</i>)
Ra	Rugosidade média aritmética (μm)
Rku	Curtose, achatamento da distribuição do perfil de rugosidade
Rsk	Assimetria da distribuição do perfil de rugosidade
Rz	Rugosidade máxima (μm)
r_ϵ	Raio de ponta (mm)
SCE	Energia Específica de Corte
Si	Silício
SiC	Carbeto de silício
Sn	Estanho
Ta	Tântalo
Ti	Titânio
TiC	Carbeto de titânio
TiN	Nitreto de titânio
TRM	Taxa de remoção de material
V	Vanádio
VB_B	Desgaste de flanco médio (μm)
$VB_{B\text{máx}}$	Desgaste de flanco máximo (μm)
v_c	Velocidade de corte (m/min ou m/s)
v_{cd}	Velocidade tangencial do dressador (m/s)

v_{fa}	Velocidade de avanço do rebolo (mm/min)
v_{fd}	Velocidade de avanço do dressador ($\mu\text{m/s}$)
W	Tungstênio
WC-Co	Carboneto de tungstênio ao cobalto
Zr	Zircônio
α	Liga fase α
$\alpha + \beta$	Liga alfa-beta
β	Liga fase β
Δr	Menor distância entre as arestas ideal (intersecção das superfícies de folga e saída) e real de corte (μm)
ε_v	Deformação verdadeira
σ_v	Tensão verdadeira (MPa)

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	17
1.1. Objetivos.....	18
1.1.1. Objetivo geral.....	18
1.1.2. Objetivos específicos	18
2. REVISÃO DA LITERATURA	19
2.1. Estrutura e classificação das ligas de titânio.....	19
2.2. Usinabilidade de ligas de titânio.....	23
2.3. Usinagem criogênica.....	31
3. MATERIAIS E MÉTODOS.....	39
3.1. Caracterização da liga Ti-15Mo.....	39
3.2. Retificação e caracterização das ferramentas de corte	40
3.3. Testes de torneamento.....	42
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO	45
4.1. Caracterização da liga de titânio.....	45
4.2. Caracterização das ferramentas de corte.....	49
4.3. Testes de torneamento.....	50
4.3.1. Mecanismos de desgaste e curvas de vida.....	50
4.3.2. Qualidade superficial da liga Ti-15Mo torneada	65
4.3.3. Morfologia dos cavacos obtidos	69
5. CONCLUSÕES	73
REFERÊNCIAS	75

1. INTRODUÇÃO

Desde seu descobrimento, em 1791, pelo britânico William Gregor, o titânio e suas ligas têm sido altamente utilizados em razão de suas propriedades únicas, tais como elevada relação resistência-peso, excelente resistência à corrosão, baixo coeficiente de expansão térmica e biocompatibilidade, tornando-os apropriados a aplicações biomédicas, aeroespaciais, automotivas, militares, petroquímicas e esportivas (DONACHIE, 2000; PETERS et al, 2003; POONDLA et al, 2009; ZANG et al, 2021). O titânio apresenta baixa densidade, 60% menor quando comparada à de aços e superligas e, através da adição de elementos intersticiais e processos de deformação, sua resistência mecânica pode ser significativamente melhorada (DAVIM, 2014).

As ligas de titânio são consideradas materiais caros, sendo seu elevado preço decorrente dos processos de extração e das dificuldades apresentadas durante sua fusão e fabricação das peças. Mesmo com um amplo desenvolvimento e uso extensivo de ligas de titânio, sua usinabilidade continua sendo difícil, devido à sua baixa condutividade térmica, que eleva a temperatura na zona de corte, e alta reatividade química com diferentes materiais de ferramenta que, somada aos altos níveis de vibração, reduz a vida da ferramenta (DAVIM, 2014).

Com o fim de aprimorar a usinabilidade destes tipos de ligas, diferentes combinações de materiais de ferramenta, assim como de sua preparação, e fluidos de corte são utilizadas para a obtenção de acabamentos mais finos, tempos de vida de ferramenta mais longos e menores custos de produção. Recentemente, a usinagem criogênica tem ganhado espaço como uma solução mais limpa e ambientalmente amigável na usinagem de materiais metálicos, sendo que sua capacidade de resfriamento reduz a temperatura na zona de corte, aumentando a estabilidade química do inserto e da peça, o que afeta positivamente a vida da ferramenta (ARUNPRASATH et al, 2022). Agrawal et al (2020) encontraram que, para o torneamento de ligas de titânio em altas velocidades, o custo total de usinagem é reduzido em condições criogênicas, quando comparado àquele gerado no corte assistido por fluido convencional.

Considerando-se as dificuldades associadas à usinagem de ligas de titânio em geral e questões ainda abertas relacionadas ao desgaste da ferramenta em diferentes condições de lubrificação no torneamento de uma liga de titânio beta, tem-se como objetivo do presente trabalho a determinação do efeito de diferentes fluidos lubrificantes e

velocidades de corte sobre a vida da ferramenta no torneamento da liga de titânio Ti-15Mo. Com isso, espera-se contribuir com o aprimoramento dos processos de usinagem deste tipo de liga, aumentando o tempo de vida das ferramentas.

1.1. Objetivos

1.1.1. Objetivo geral

O presente trabalho tem como objetivo principal determinar o desempenho de uma ferramenta de metal duro sem revestimento no torneamento da liga Ti-15Mo, aplicada com diferentes velocidades de corte e em diferentes ambientes de lubrificação, entre eles, a seco, com fluido abundante e com nitrogênio líquido.

1.1.2. Objetivos específicos

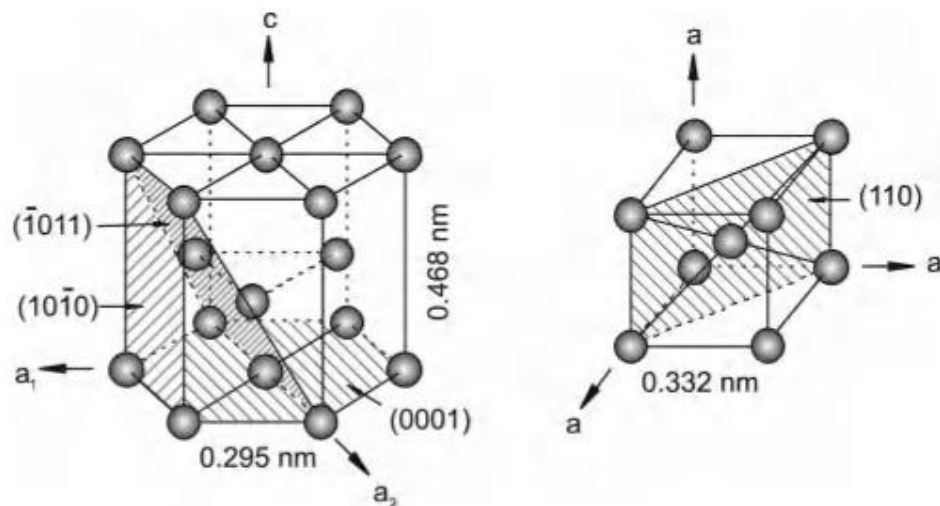
- Identificar os principais mecanismos de desgaste de ferramentas de metal duro sem revestimento no torneamento da liga Ti-15Mo.
- Obter a vida dos insertos para diferentes velocidades de corte e condições de lubrificação.
- Determinar a influência da velocidade de corte e dos métodos de lubrificação na rugosidade das peças torneadas.
- Caracterizar os tipos e formas de cavaco obtidos no torneamento da liga Ti-15Mo sob as condições especificadas.

2. REVISÃO DA LITERATURA

2.1. Estrutura e classificação das ligas de titânio

O titânio apresenta transformação alotrópica, formando estruturas estáveis dentro de faixas de temperatura, as quais podem mudar com a adição de elementos de liga. O titânio em seu estado puro (fase α) apresenta uma estrutura hexagonal compacta (HC) para temperaturas inferiores a $882 \pm 2^\circ\text{C}$. Já em altas temperaturas, o titânio se estabiliza na chamada fase beta (β) e apresenta uma estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), conforme apresenta a Figura 1 (DONACHIE, 2000; KAUR e SINGH, 2019; PETERS et al, 2003). As propriedades da liga dependem do tipo de fase, da distribuição da microestrutura, da morfologia, do tamanho e da forma de grão (SHA e MALINOV, 2009). As ligas α apresentam maior resistência à corrosão quando comparadas aos outros tipos de ligas de titânio, porém, possuem menor resistência mecânica. Usualmente, este tipo de material utiliza o alumínio como elemento de liga, que aprimora a sua resistência à oxidação e permite aplicações em elevadas temperaturas (DONACHIE, 2000; SHA e MALINOV, 2009). As ligas $\alpha+\beta$ têm uma excelente combinação de resistência e ductilidade, sendo mais resistentes que as ligas α e as ligas β , isoladamente.

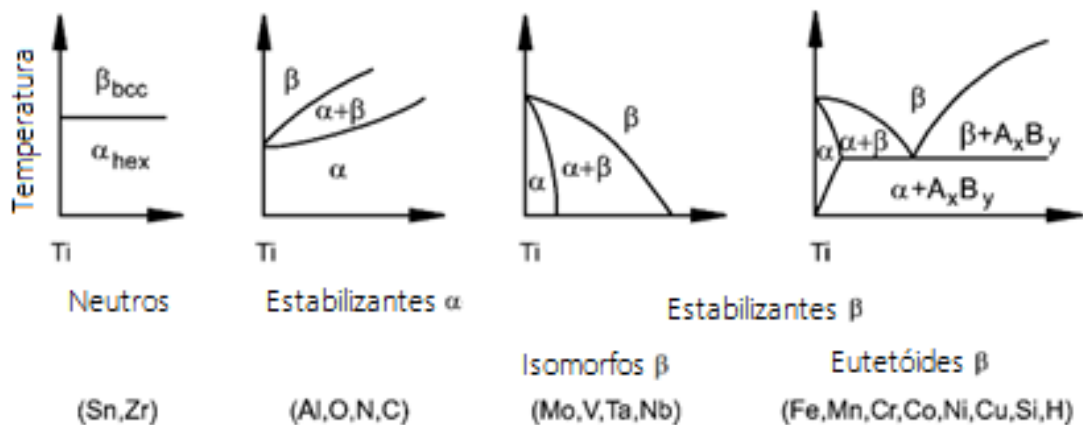
Figura 1 – Estrutura cristalográfica das fases α e β do titânio



Fonte: Peters et al (2003).

Segundo a influência dos elementos de liga na temperatura β -transus, estes podem ser classificados como neutros, estabilizantes α ou estabilizantes β . Os elementos neutros, como o estanho e o zircônio, têm pouca influência na temperatura de recristalização, enquanto os elementos α , sendo o alumínio o principal deles, aumentam a faixa da fase α , permitindo sua obtenção em maiores temperaturas. De outro lado, os estabilizantes β , que podem ser isomorfos, como o molibdênio, o vanádio e o tântalo, ou eutetóides, como o ferro, o cromo, o cobalto, o níquel e o cobre, reduzem a temperatura de transição, mudando o campo da fase β (KAUR e SINGH, 2019; PETERS et al, 2003). A Figura 2 apresenta os diagramas de fase para os diferentes tipos de estabilizantes.

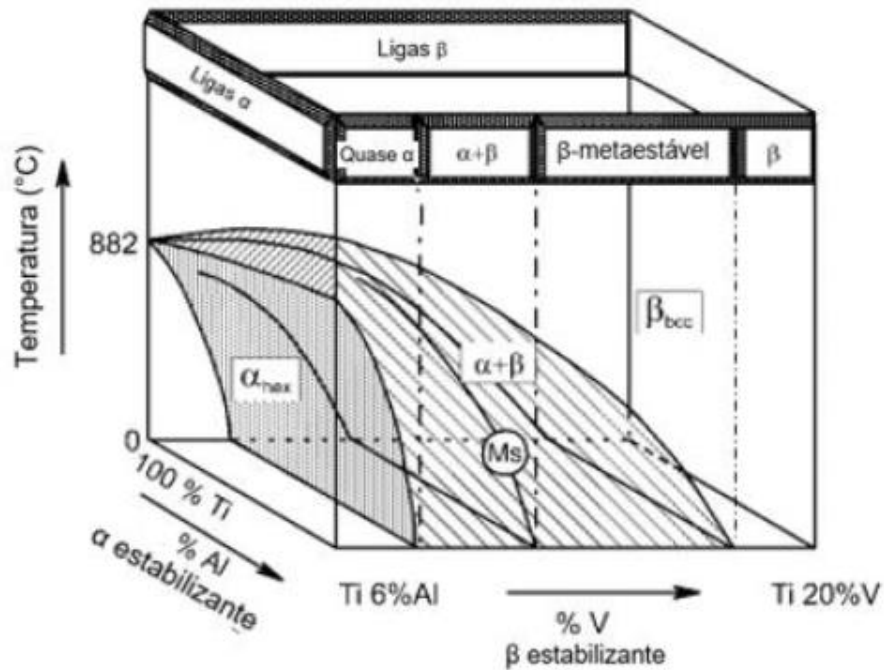
Figura 2 – Influência dos elementos de liga na temperatura de recristalização



Fonte: Adaptado de Peters et al (2003).

Além das fases citadas, ligas α , $\alpha + \beta$ e β , mais duas fases podem ser encontradas: quase- α e β -metaestável. Segundo a Figura 3, as ligas α são compostas por titânio e elementos alfa e/ou neutros, levando a adição de algum estabilizante β à formação de uma fase quase-alfa. Se os elementos β intersticiais estão entre 5-40% da fração volumétrica e à temperatura ambiente, são formadas ligas $\alpha + \beta$, mais amplamente utilizadas atualmente. Se a proporção de estabilizantes β for aumentada a um nível no qual não há transformação em martensita após a têmpera, as ligas estarão no campo de duas fases ($\alpha + \beta$), formando a fase β -metaestável (PETERS et al, 2003).

Figura 3 – Diagrama de fases tridimensional do titânio e suas ligas



Fonte: Adaptado de Peters et al (2003).

Ligas α e quase- α são geralmente mais resistentes à fluência em altas temperaturas que as ligas β e ligas $\alpha + \beta$. As ligas com baixo teor intersticial podem ser empregadas em situações criogênicas, sem que haja efeito sobre sua ductilidade e tenacidade, como é o caso da liga Ti-5Al-2,5Sn-ELI. Outra vantagem que este tipo de liga possui corresponde à sua boa soldabilidade, característica derivada de sua insensibilidade aos tratamentos térmicos. Em contrapartida, as ligas α têm baixa forjabilidade e uma pequena faixa de temperaturas de trabalho a quente quando comparadas a outras ligas, o que resulta em uma maior tendência à formação de rupturas e trincas superficiais (DAVIM, 2014; DONACHIE, 2000; PETERS et al, 2003).

A liga de titânio mais amplamente utilizada nos últimos anos corresponde à liga Ti-6Al-4V, uma combinação das fases α e β desenvolvida nos Estados Unidos, na década de 1950. As excelentes propriedades mecânicas deste tipo de liga, tais como um elevado valor de limite de resistência à tração (entre 900 e 1200 MPa), boa resistência à corrosão e biocompatibilidade, permitem sua utilização para a fabricação de próteses na área médica e componentes nas indústrias aeroespacial, automotiva, marítima e química (DAVIM, 2014; PETERS et al, 2003; SHA e WEI, 2009).

Nas últimas décadas, o interesse em ligas de titânio beta tem se intensificado consideravelmente, especialmente na indústria aeroespacial. A complexa microestrutura permite obter combinações de alta tenacidade e resistência mecânica (entre 900 e 1400 MPa) e à fadiga. No entanto, as aplicações são limitadas, devido ao seu alto peso específico em relação às ligas α e ligas $\alpha + \beta$, baixa soldabilidade, pouca resistência à oxidação e elevado custo de fabricação (PETERS et al, 2003). Tais ligas, porém, têm ganhado relevância em aplicações médicas, por suas melhores propriedades mecânicas quando comparadas às de outros biomateriais (aço inoxidável, ligas de cromo e cobalto, nióbio e tântalo). Além disso, possuem maior resistência à corrosão e à fadiga, osseointegração e biofuncionalidade (KAUR e SINGH, 2019; PETERS et al, 2003). Outra característica em que se destacam corresponde ao seu módulo de elasticidade, cujos valores são mais próximos ao módulo de elasticidade do osso (10 a 30 GPa) (PETERS et al, 2003). A Tabela 1 mostra algumas propriedades mecânicas dos três tipos de liga de titânio (alfa, alfa-beta e beta).

Tabela 1 – Propriedades mecânicas de algumas ligas de titânio

Liga de Titânio	Resistencia à tração (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Módulo de elasticidade (GPa)	Alongamento (%)	Fase
c.p. grau 1	240	170	102,7	24	α
c.p. grau 4	550	485	104,1	15	α
Ti-6Al-4V	895-930	825-869	110-114	6-10	$\alpha + \beta$
Ti-6Al-7Nb	900-1050	880-950	114	8,1-15	$\alpha + \beta$
Ti-15Mo	874	544	78	21	β
Ti-15Mo-5Zr-3Al	852-1100	838-1060	80	15-25	β

Fonte: Adaptado de Luo, Yang e Tian (2013).

Recentemente, uma grande quantidade de investigações tem sido focada em encontrar alternativas à liga Ti-6Al-4V, material mais amplamente utilizado na fabricação de estruturas para o corpo humano, pois a liberação de íons de Al e V no sangue pode acarretar doenças, como Alzheimer, osteomalácia e neuropatia (EISENBARTH et al, 2004; GEPREEL e NIINOMI, 2013). Ligas de titânio estabilizadas por elementos beta, como Ta, Mo e Nb estão demonstrando ser biocompatíveis com o tecido humano, além de oferecerem excelentes

propriedades mecânicas e módulos de elasticidade mais baixos que as ligas $\alpha + \beta$ (KAUR e SINGH, 2019).

Diferentes pesquisadores têm trabalhado com ligas do sistema binário Ti-Mo para aplicações biomédicas. Ho (2008) fez uma comparação entre o titânio comercialmente puro e as ligas Ti-7.5Mo, Ti-15Mo e Ti-6Al-4V, em relação às propriedades mecânicas e resistência à corrosão. O autor encontrou que a liga Ti-15Mo oferece o melhor potencial de corrosão quando comparado aos outros biomateriais, apresentando, adicionalmente, um baixo módulo de elasticidade, ficando atrás apenas do Ti-7.5Mo. Desta forma, a liga Ti-15Mo demonstra ser apropriada a aplicações no campo da medicina, permitindo substituir o Ti-6Al-4V.

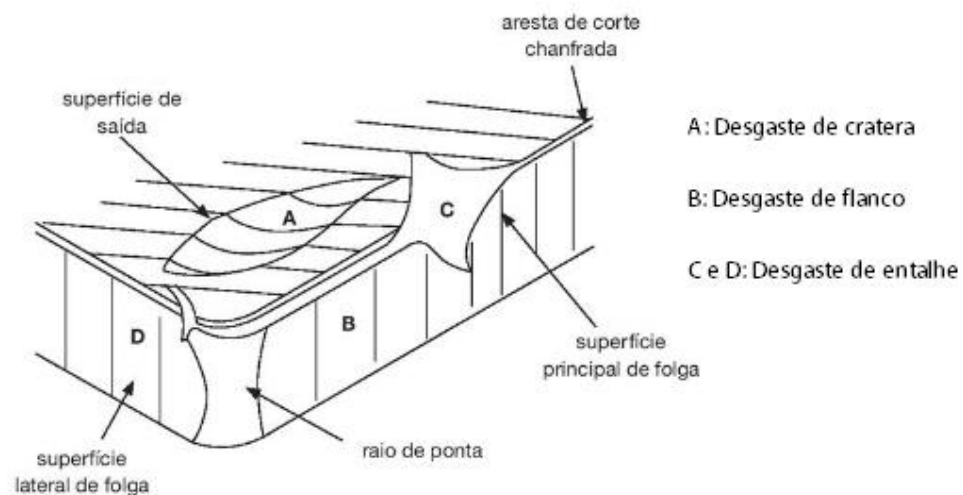
Ante o exposto, a liga Ti-15Mo pode ser considerada como uma opção viável em aplicações biomédicas, por suas excelentes propriedades mecânicas, além de ter uma correta resposta biológica e evitar reações tóxicas no corpo humano. No entanto, essas mesmas características prejudicam sua usinabilidade.

2.2. Usinabilidade de ligas de titânio

A usinabilidade pode ser definida como o grau de dificuldade na remoção de um material e é determinada por meio da avaliação das variáveis de saída envolvidas no processo de corte, tais como a força de corte, a forma do cavaco gerado, a temperatura de usinagem, a integridade superficial, a vida e o desgaste da ferramenta (DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2013). A usinagem de ligas de titânio inclui operações de torneamento, retificação, furação, entre outras, sendo o torneamento o mais amplamente utilizado nos estudos relacionados com usinabilidade (DAVIM, 2014). O desempenho do corte normalmente é determinado em termos da vida da ferramenta baseada nos critérios de desgaste. De acordo com a norma ISO 3685, entende-se por desgaste a alteração na forma da ferramenta devido à perda progressiva de material durante o corte. Além do desgaste, a ferramenta pode perder sua eficácia na usinagem por mais dois fenômenos: avaria e deformação plástica. Avaria corresponde à perda repentina de material da ferramenta por quebra ou formação de trincas na aresta de corte, situação que se apresenta principalmente em insertos com baixa tenacidade. Deformação plástica é o deslocamento de material por cisalhamento quando se tem elevadas tensões na aresta de corte, especialmente em ferramentas de baixa resistência mecânica e alta tenacidade (DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2013; MACHADO et al, 2011).

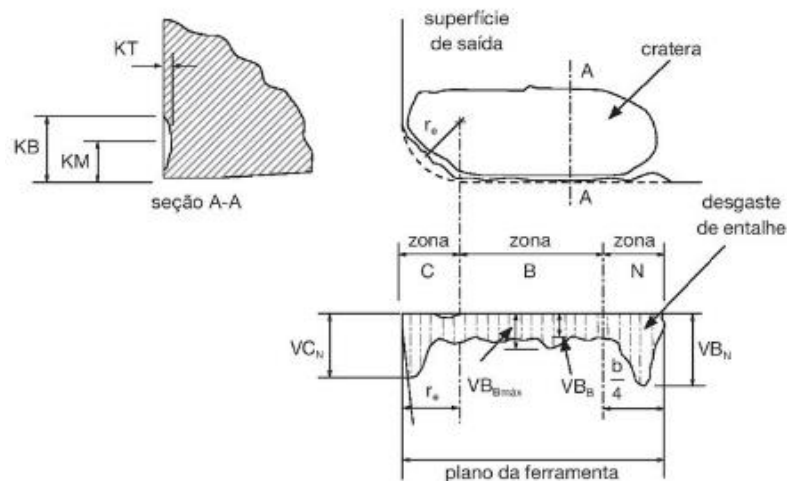
O desgaste progressivo pode se apresentar tanto na superfície de folga (desgaste de flanco) quanto na superfície de saída (desgaste de cratera). Os principais tipos de desgaste e os parâmetros utilizados pela norma ISO 3685 para determinar o fim da vida da ferramenta estão apresentados nas Figuras 4 e 5, respectivamente.

Figura 4 – Desgastes em ferramentas de corte



Fonte: Machado et al (2011).

Figura 5 – Parâmetros de medição de desgaste segundo a norma ISO 3685



Fonte: ABNT NBR ISO 3685 (2017).

Os critérios de fim de vida recomendados pela mesma norma ISO 3685 estão apresentados na Tabela 2.

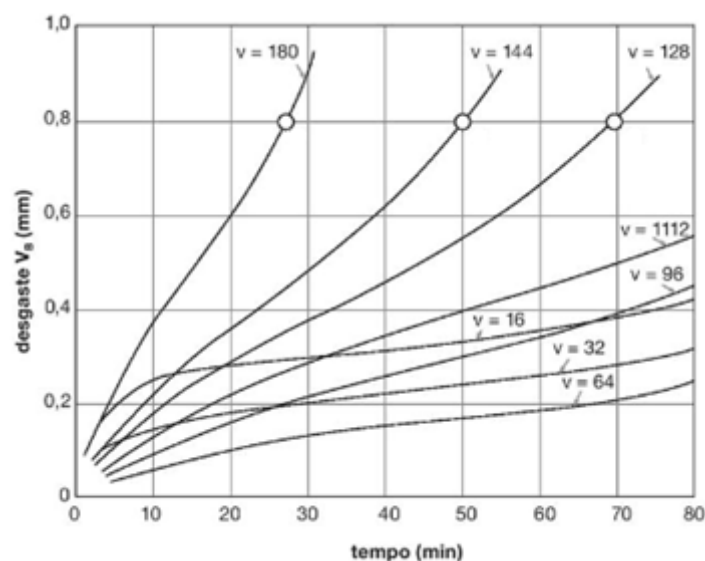
Tabela 2 – Critérios de fim de vida de acordo com a norma ISO 3685

Parâmetro de desgaste	Critério
Desgaste de flanco médio (VB_B)	0,3 mm
Desgaste de flanco máximo ($VB_{Bmáx}$)	0,6 mm
Profundidade de cratera (KT)	$0,06 + 0,3f$ (sendo f o avanço em mm/rev)
Desgaste de entalhe (VB_N e VC_N)	1 mm

Fonte: ABNT NBR ISO 3685 (2017).

A Figura 6 apresenta curvas clássicas de evolução de desgaste, relacionando-o ao tempo de usinagem ou ao volume de material removido. Nessa curva são identificados três estágios: a fase inicial apresenta um desgaste acelerado, referente à adequação do sistema tribológico; em seguida, a taxa de desgaste diminui e se inicia a segunda fase, a qual se caracteriza por ter uma taxa de desgaste constante (o ângulo de inclinação vai depender das condições de corte); por fim, tem-se a fase final, com um desgaste acelerado, que promove a falha da ferramenta (GROOVER, 2013; MACHADO et al, 2011). Se o último estágio de desgaste da aresta de corte for atingido durante o processo de usinagem, pode ocorrer quebra iminente do inserto, danificando a peça usinada. Por esse motivo, é de vital importância conhecer o comportamento da curva padrão de desgaste e, assim, determinar o fim de vida da ferramenta quando os limites dos valores sugeridos pela norma ISO 3685 são ultrapassados.

Figura 6 – Curvas características de evolução de desgaste



Fonte: Machado et al (2011).

Todos os tipos de desgaste são formados por meio de vários mecanismos, os quais são influenciados pelas condições de usinagem, principalmente a temperatura e a velocidade de corte. Na literatura, consideram-se pelo menos cinco mecanismos de desgaste:

- Difusão: baseado na transferência de átomos entre a ferramenta e a peça e/ou o cavaco, depende principalmente da temperatura, do tempo de contato entre as superfícies e da solubilidade. A existência de uma zona de aderência na interface ferramenta-cavaco combinada às elevadas temperaturas na zona de corte ativa o processo difusivo (DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2013; MACHADO et al, 2011).
- Aderência e deslizamento (*attrition*): tem aspecto áspero na zona de escorregamento, devido à remoção de grãos da ferramenta. Este mecanismo ocorre principalmente em baixas velocidades de corte, embora possa ocorrer em altas velocidades quando o fluxo de material na superfície de saída do inserto for irregular (DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2013; MACHADO et al, 2011).
- Abrasão: remoção de material pela presença de partículas duras entre superfícies com movimento relativo, dependendo principalmente da relação das durezas dos elementos envolvidos (DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2013; FERRARESI, 1977; MACHADO et al, 2011).
- Aresta postiça de corte (APC): formada por partículas do material usinado que se acumulam na superfície do inserto e desempenham a função da aresta de corte graças ao endurecimento por encruamento. O desgaste ocorre quando partículas duras da APC são cisalhadas, o que pode levar à abrasão da superfície de folga a três corpos ou remoção de partes maiores da ferramenta, devido à sua forte adesão com a APC. Elevadas velocidades de usinagem levam a maiores temperaturas, que amaciam o material aderido e provocam seu desaparecimento (DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2013; FERRARESI, 1977; MACHADO et al, 2011).
- Oxidação: durante o processo de usinagem, o fluido de corte incita a formação de películas de óxidos sobre a ferramenta, especialmente nos limites da zona de contato cavaco-ferramenta, que são facilmente removidas por atrito, o que leva ao desgaste (DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2013; MACHADO et al, 2011).

A usinagem de ligas de titânio apresenta dificuldades devido às características próprias do material, como baixa condutividade térmica e alta resistência à deformação, propriedades que provocam a geração de grandes concentrações de tensão e de calor na aresta de corte,

além da forte reatividade química com diferentes materiais de ferramenta, que leva ao enfraquecimento do inserto através do desgaste por difusão, especialmente em condições de alta temperatura (AN, 2011).

Os principais materiais utilizados na usinagem de ligas de titânio compreendem insertos de metal duro (WC/Co) com ou sem revestimento, diamante policristalino (PCD) e nitreto de boro cúbico (CBN) (DAVIM, 2014). Ferramentas de CBN apresentam elevadas características de dureza e resistência, boa condutividade térmica e, em geral, melhores propriedades mecânicas quando comparadas às de metal duro, porém, se o corte for assistido por lubrificante refrigerante, a vida será menor (EZUGWU et al, 2003; DAVIM, 2014).

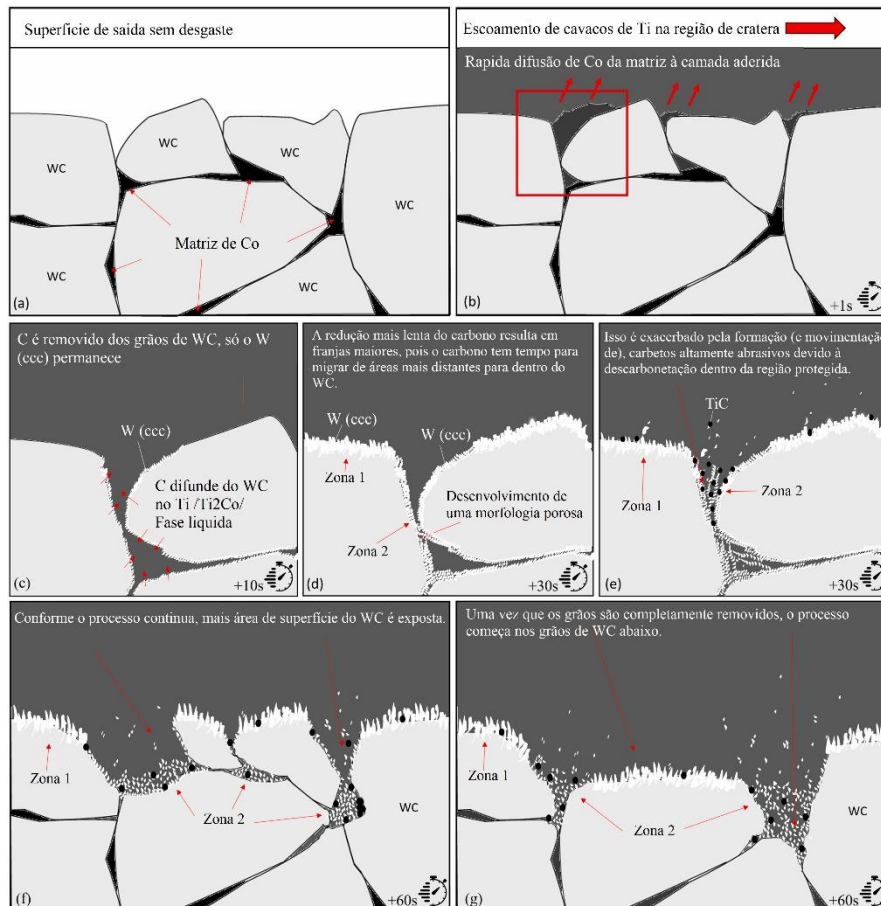
O torneamento de ligas de titânio costuma ser realizado por meio de insertos de metal duro sem revestimento, devido à alta reatividade química do titânio com coberturas comumente usadas nas ferramentas (TiAlN, TiCN e TiN). Além disso, a porcentagem de cobalto na ferramenta muda suas propriedades mecânicas, sendo que quanto maior for sua concentração, menor será sua dureza e, por conseguinte, a vida será menor, porém, a tenacidade é aprimorada, o que permite operações com maiores profundidades de usinagem (CHANDRASHEKAR e SREENIVASA, 2018). Chowdhury et al (2017) compararam o desgaste de três ferramentas de metal duro, a primeira sem revestimento, a segunda com revestimento de TiAlN e a terceira revestida com TiB₂ no torneamento da liga Ti-6Al-4V a uma velocidade de corte de 45 m/min, avanço de 0,15 mm/rev e profundidade de usinagem de 2 mm. A partir dos resultados obtidos, verificou-se que o inserto revestido de TiAlN apresentou maior desgaste de flanco e de cratera e maior quantidade de material da peça aderido na superfície de saída. A ferramenta revestida de TiB₂ mostrou o melhor desempenho em relação ao desgaste, tendo o tempo de vida sido melhorado em 60% e 73% em comparação ao inserto sem revestimento e o inserto revestido por TiAlN, respectivamente. Este comportamento se deve às melhores características tribológicas do TiB₂, que propicia a formação de tribo-óxidos, que lubrificam a superfície e levam ao aprimoramento da vida da ferramenta.

Sartori et al (2017) avaliaram o desgaste de insertos de metal duro revestidos e não revestidos no torneamento da liga Ti-6Al-4V em condições criogênicas (nitrogênio líquido e nitrogênio gasoso a -100°C), corte a seco e corte assistido por lubrificante refrigerante convencional, avanço de 0,2 mm/rev, profundidade de usinagem de 0,25 mm e máxima velocidade de corte recomendada pelo fabricante de cada ferramenta. Os autores observaram que as ferramentas sem revestimento e revestidas por CVD com (Ti,Al)N-(Al,Cr)₂O₃ não

apresentaram desgaste de cratera, independentemente das condições de corte, enquanto as outras duas ferramentas (revestidas por (Ti,Al)N e (Ti,Al)N-(Al,Cr)₂O₃ depositados por PVD) tiveram desgaste de cratera significativo, sendo mais severo em condições de usinagem a seco. Após 15 min de torneamento, o maior desgaste de flanco foi verificado para as ferramentas com revestimento duplo ((Ti,Al)N-(Al,Cr)₂O₃ depositado por CVD e PVD) e a ferramenta sem recobrimento apresentou pouca alteração.

Vários autores identificaram a cratera como o principal tipo de desgaste em ferramentas de WC-Co na usinagem de ligas de titânio β metaestáveis de alta resistência, a qual ocorre em temperaturas entre 900 e 1050 °C. Graves et al (2021) estudaram o mecanismo que gerou desgaste de cratera em insertos de metal duro no torneamento da liga Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr (Ti-5553) a uma velocidade de corte de 70 m/min, avanço de 0,1 mm/rev, profundidade de usinagem de 1 mm e aplicação de emulsão a uma taxa de 5,4 l/min. Os autores encontraram que o processo de desgaste de cratera começa com a rápida difusão do cobalto para o Ti-5553 aderido na superfície da ferramenta, o qual desliza sobre a região onde a cratera se forma, removendo pequenas partículas de WC do inserto. Quando o Ti-5553 permanece aderido por mais de 10 segundos na superfície de saída, a descarbonetação do WC é iniciada, formando carbonetos metálicos na interface e agravando a evolução da cratera. Conforme este processo de degradação continua, pode ocorrer deformação plástica e, eventualmente, fratura da ponta da ferramenta. A Figura 7 apresenta os estágios encontrados no mecanismo de desgaste por difusão.

Figura 7 – Mecanismo de difusão em ferramentas de metal duro no torneamento de ligas de titânio β



Fonte: Adaptado de Graves et al (2021).

Da mesma forma, Rahman et al (2016) encontraram que o desgaste de cratera no torneamento da liga Ti-6Al-4V se inicia com a adesão do cavaco na superfície de saída do inserto. Átomos de W, Co e principalmente C são difundidos no material aderido que posteriormente escoam e deterioram a ferramenta. Este processo é repetido de forma sucessiva com a adição e subsequente fratura de novas camadas do material usinado, afetando a resistência mecânica e de ligação do inserto, o que leva a um aumento na profundidade da cratera.

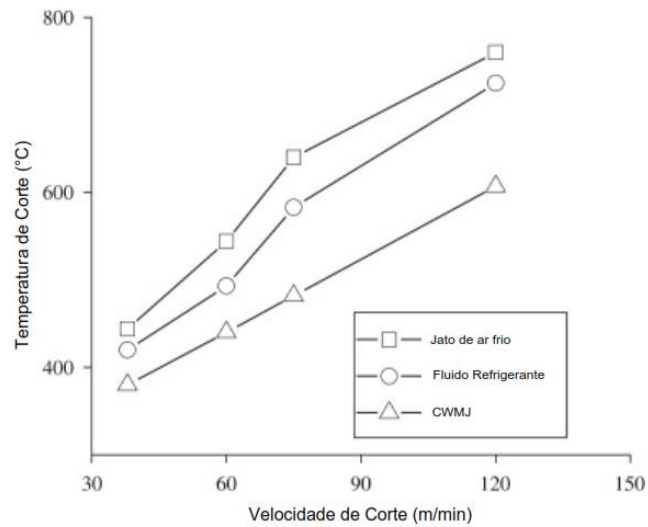
Paris et al (2022) estudaram o efeito da geometria de ferramentas de metal duro sem revestimento na rugosidade de superfícies torneadas da liga Ti-15Mo. Para isto, utilizaram diferentes ângulos de folga ($\alpha = 5^\circ, 7^\circ$ e 11°) e raios de ponta ($r_e = 0,4$ mm, $0,8$ mm e $1,2$ mm). Os autores encontraram um aprimoramento na qualidade superficial com o aumento do raio de ponta e pouco efeito com a variação do ângulo de folga. Menores valores de r_e levaram a maiores quantidades de material da peça aderido na superfície do inserto, o que causou

formação de aresta postiça de corte, cujos efeitos sobre a rugosidade foram notados. Os autores concluíram que a presença de APC afeta irregularmente a qualidade superficial usinada, devido à sua instabilidade, o efeito na rugosidade não apresentando uma tendência clara.

A produtividade de processos de usinagem é altamente influenciada pela condutividade térmica e a geração de calor na zona de corte, especialmente para os materiais com baixa usinabilidade, como ligas à base de titânio, ligas à base de níquel, aços endurecidos e aços inoxidáveis. As ligas de titânio apresentam baixa condutividade térmica, o que pode levar a um aumento de temperatura na região de corte, especialmente na área de contato cavaco-ferramenta, onde se pode chegar a temperaturas maiores que 1000 °C. Esta condição irá acelerar o desgaste da ferramenta, diminuindo, assim, a sua vida (HONG e DING, 2001). Para melhorar a usinabilidade, fluido de corte é comumente utilizado para aumentar a taxa de dissipação de calor durante o processo, reduzindo, assim, o desgaste da ferramenta.

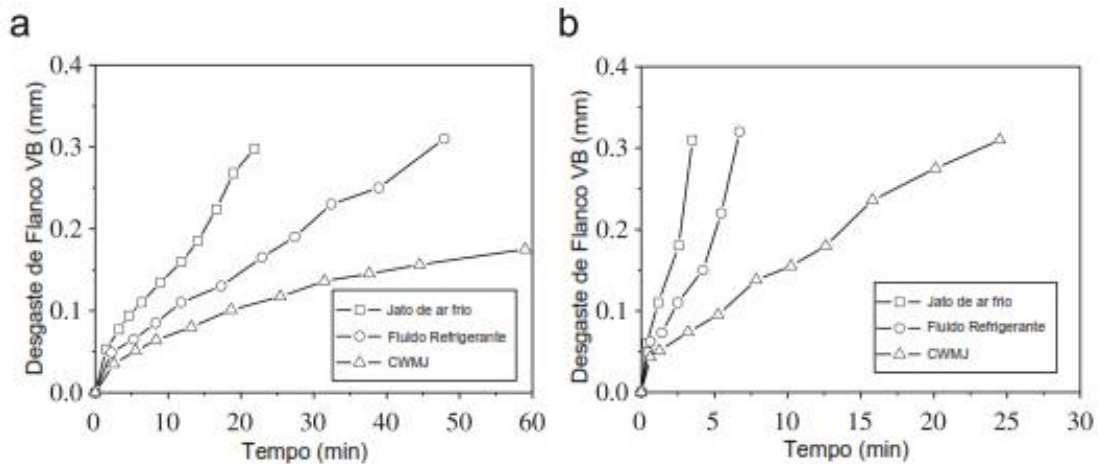
An et al (2011) compararam a temperatura de corte, o desgaste da ferramenta e a rugosidade da peça usinada para diferentes condições de lubrificação (jato de ar frio, fluido abundante e jato de água fria com ar comprimido (CWMJ)) e de parâmetros de corte ($v_c = 38, 60, 75$ e 120 m/min, $f = 0,1$ mm/rev, $a_p = 0,5$ mm) no torneamento da liga Ti-6,5Al-3,5Mo-2,5Sn-0,3Si (TC9). Conforme a Figura 8, as temperaturas aumentam com o incremento da velocidade de corte, mas com o uso do CWMJ são atingidas menores temperaturas, especialmente para altas velocidades de corte. Isto ocorre pelo efeito do choque de gotículas de água a alta velocidade, que penetram na interface ferramenta-cavaco e logo se evaporam, o que permite uma alta transferência de calor, já que a taxa de troca de energia é maior na evaporação do que na convecção, que é o caso do jato de ar frio. O fluido à base de óleo perde sua capacidade de resfriamento ao formar uma capa de vapor quando este atinge 400°C, afetando a penetração do líquido na zona de corte e gerando um aumento na sua temperatura. A Figura 9 apresenta o desgaste de flanco da ferramenta sob diferentes condições de resfriamento, sendo o CWMJ aquele que oferece o melhor desempenho na redução do desgaste devido às menores temperaturas de corte. Com relação ao acabamento da superfície usinada, a rugosidade diminuiu com o aumento da velocidade de corte para as três condições de lubrificação, sendo o jato de ar frio o que apresentou maiores valores de rugosidade média aritmética (Ra), já que não apresenta propriedades lubrificantes. Para as outras condições de corte, resultados similares foram obtidos entre elas.

Figura 8 – Temperatura de corte para diferentes condições de lubrificação



Fonte: Adaptado de An et al (2011).

Figura 9 – Desgaste de flanco para velocidades de corte de (a) 38 m/min e (b) 120 m/min



Fonte: Adaptado de An et al (2011).

2.3. Usinagem criogênica

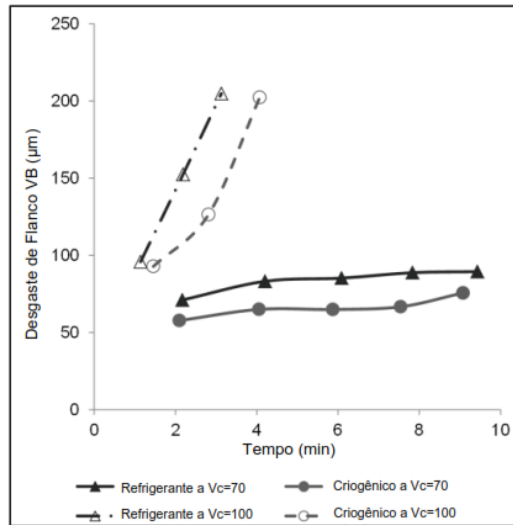
A usinagem criogênica é um processo que utiliza gases no seu estado líquido como alternativa aos fluidos refrigerantes tradicionais, sendo o nitrogênio líquido (LN₂) o mais utilizado em virtude de sua abundante disponibilidade. Além do nitrogênio, são empregados outros gases, como dióxido de carbono e hélio (ARAMCHAROEN, 2016; JAWAHIR et al, 2016). Em pressão atmosférica, o LN₂ apresenta uma temperatura de ebulição de -196°C e, quando entra em contato com a peça, ele se evapora e retorna à atmosfera, fazendo do corte

em condição criogênica um processo ambientalmente mais sustentável, pois não há necessidade de descarte de fluido nem de limpeza após a operação. O LN₂, além de não ser tóxico, não é corrosivo nem inflamável, vantagens que outros fluidos de usinagem não possuem. Se o operador tiver contato direto com fluidos à base de óleo, podem ocorrer lesões na pele, devido à sua alta toxicidade, e doenças respiratórias com a inalação de vapores (SOKOVIC e MIJANOVIC, 2001). Além disso, o fluido se deteriora com o tempo e requer manutenção apropriada para evitar o crescimento de bactérias e fungos (ARAMCHAROEN, 2016; JAWAHIR, PULEO e SCHOOP, 2016). Grande parte dos trabalhos que analisam a usinagem de ligas de titânio para diferentes ambientes de lubrificação encontraram melhoras significativas em condições criogênicas de corte.

Trabelsi et al (2016) demonstraram o aumento da vida de uma ferramenta de metal duro com o uso de fluido criogênico em comparação à condição de corte assistida por lubrificação convencional da liga Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Mo-4Cr (Ti17). O critério de fim de vida foi o desgaste de flanco máximo ($VB_{Bmax} = 0,2$ mm) e foram utilizadas diferentes condições de corte ($v_c = 50$ e 90 m/min, $f = 0,1$ e $0,3$ mm/rev, $a_p = 1,5$ e 3 mm). Segundo os resultados, o comportamento do desgaste de flanco é similar nas duas condições de lubrificação, obtendo maiores tempos de vida os cortes assistidos por nitrogênio líquido. Os autores verificaram que, tanto para a aplicação de fluido convencional quanto para a refrigeração criogênica, o avanço é o parâmetro de corte que mais influencia o desgaste da ferramenta, seguido pela velocidade de corte. A profundidade de usinagem, porém, é a responsável pela maior diferença no tempo de vida da ferramenta entre estes métodos de lubrificação. Os autores também encontraram que, com o aumento do avanço, o desgaste de cratera na superfície de saída é mais severo, devido a uma maior geração de calor, que também pode provocar desgaste de entalhe.

Aramcharoen (2016) avaliou os efeitos do nitrogênio líquido no desgaste de uma ferramenta de metal duro com revestimento no torneamento da liga Ti-6Al-4V com diferentes velocidades de corte ($v_c = 70$ e 100 m/min, $f = 0,25$ mm/rev e $a_p = 0,5$ mm) e comparou os resultados com a usinagem assistida por fluido à base de óleo, através do controle do desgaste de flanco máximo ($VB_{Bmax} = 0,2$ mm). Com base nos resultados obtidos, para os dois tipos de lubrificação, o desgaste de flanco cresceu mais rápido à maior velocidade de corte e, nos dois casos, o uso de LN₂ reduziu os valores do desgaste de flanco, aumentando a vida da ferramenta. Isto pode ser visto na Figura 10.

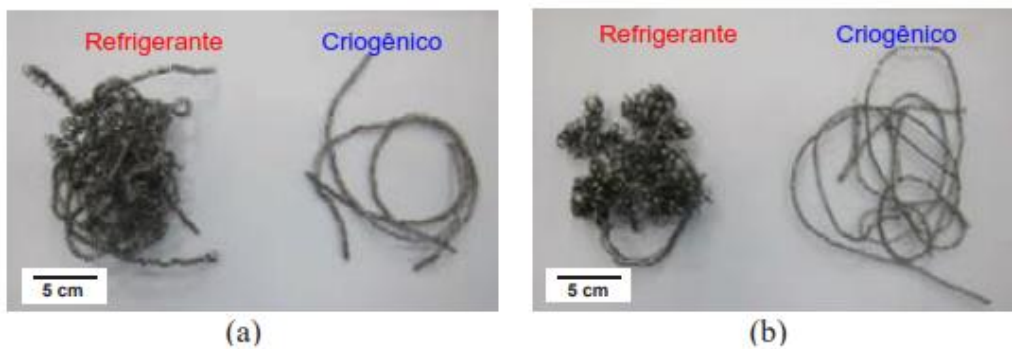
Figura 10 – Desgaste de flanco em função do tempo de corte no torneamento da liga Ti-6Al-4V com refrigerante criogênico e à base de óleo



Fonte: Adaptado de Aramcharoen (2016).

Conforme mostra a Figura 11, neste mesmo trabalho, o cavaco gerado na usinagem criogênica se apresentou mais vantajoso que aquele obtido com o uso de fluido à base de óleo, sendo que os cavacos emaranhados podem acumular-se na zona de corte, danificando a superfície usinada.

Figura 11 – Formação de cavaco para uma velocidade de (a) 70 m/min e (b) 100 m/min

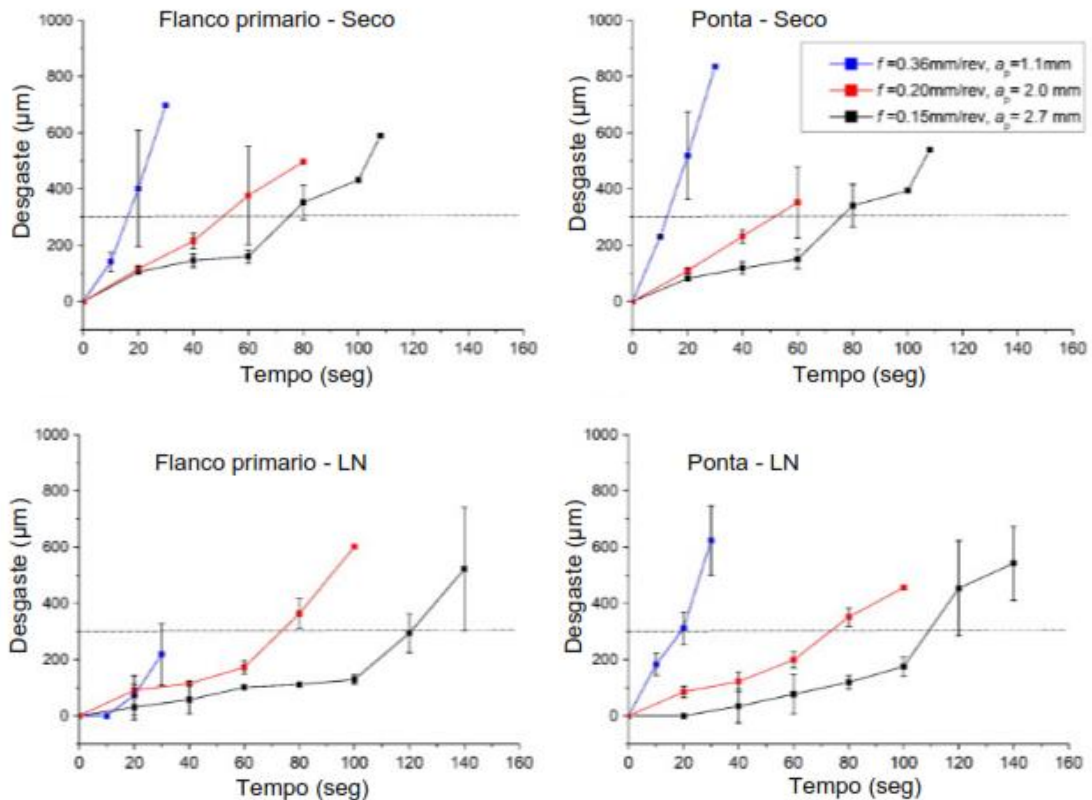


Fonte: Adaptado de Aramcharoen (2016).

Birmingham et al (2011) estudaram o desgaste de uma ferramenta de metal duro com quebra-cavaco no torneamento da liga Ti-6Al-4V em condições de corte a seco e de criogenia, com velocidade de corte de 125 m/min, avanço de 0,15, 0,20 e 0,356 mm/rev e profundidade de usinagem de 1,1, 2,0 e 2,7 mm. O fim de vida das ferramentas ocorreu quando o desgaste médio de flanco excedeu 300 µm. As medições foram feitas na superfície de folga primária e

no raio de ponta do inserto. Os autores observaram que o uso de fluido criogênico aumentou a vida da ferramenta para as diferentes configurações de corte e que os mecanismos de desgaste da ferramenta são semelhantes nos processos de usinagem com ou sem fluido criogênico. Os insertos apresentaram crateras na superfície de saída, devido às altas temperaturas, que provocaram difusão e adesão entre o cavaco e a ferramenta. O titânio, quando se encontra a altas temperaturas, é altamente reativo para a maioria dos elementos, incluindo os materiais de ferramenta. A zona de contato entre a superfície de saída e o cavaco gera uma troca de átomos por difusão e a matriz de cobalto vai para o cavaco da liga usinada, o que causa a fácil remoção das partículas duras de carboneto de tungstênio. Da mesma forma, o material da peça se adere à superfície de saída, formando aresta postiça de corte, que logo é arrancada pela passagem dos cavacos. A Figura 12 apresenta as curvas de desgaste obtidas nas diferentes condições de corte estudadas.

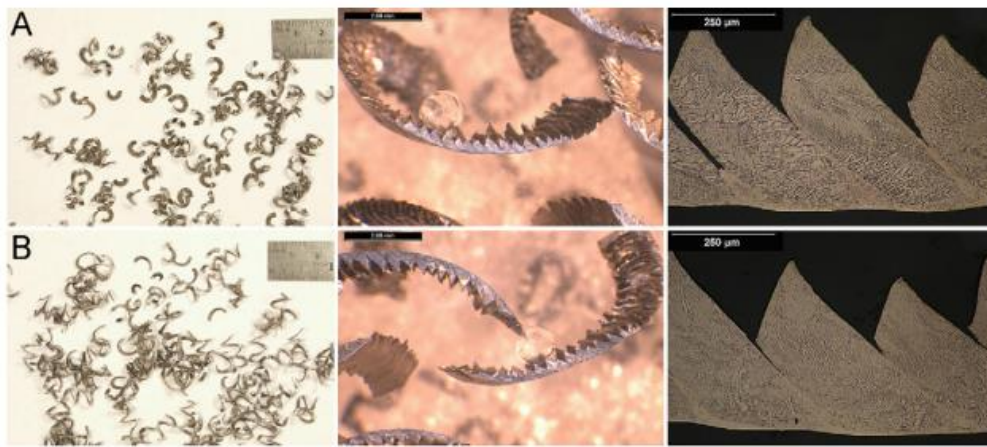
Figura 12 – Desgaste de flanco durante o corte a seco e condições criogênicas



Fonte: Adaptado de Bermingham et al (2011).

Os autores também encontraram que o comprimento de contato do cavaco com a superfície de saída aumenta com o avanço e esta interface apresenta atrito, que gera energia em forma de calor durante o corte e promove difusão e adesão de material da peça no inserto. O fluido criogênico reduz o comprimento de contato, diminuindo a geração de calor por atrito, assim como a transferência de calor do cavaco para a ferramenta. A Figura 13 apresenta o perfil do cavaco produzido durante a usinagem do Ti-6Al-4V.

Figura 13 – Morfologia do cavaco com $f = 0,36$ mm/rev e $a_p = 1,1$ mm durante (a) corte a seco e (b) sob refrigeração criogênica

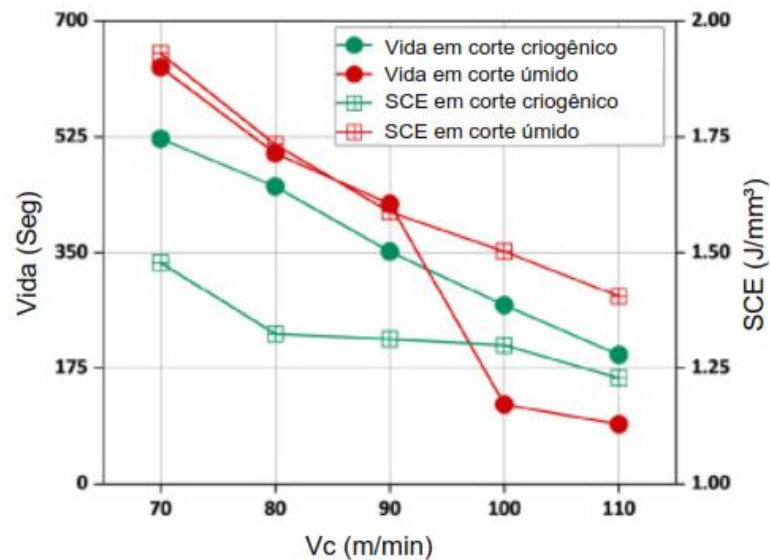


Fonte: Adaptado de Bermingham et al (2011).

Agrawal et al (2020) compararam o desgaste de uma ferramenta de metal duro revestida no torneamento da liga Ti-6Al-4V (Ti64) em condições criogênicas e de lubrificação convencional para diferentes velocidades de usinagem ($v_c = 70, 80, 90, 100$ e 110 m/min), avanço de $0,3$ mm/rev e profundidade de corte de $0,5$ mm. Eles notaram que, para baixas velocidades de corte ($70, 80$ e 90 m/min), o desgaste no corte assistido por aplicação convencional de fluido é menor quando comparado ao corte assistido por nitrogênio líquido, possivelmente devido ao excessivo resfriamento da zona de corte pelo LN_2 , que resulta em um incremento na dureza da peça usinada. Para maiores velocidades de corte (100 e 110 m/min), a vida da ferramenta foi acrescentada em mais de 125% em condições de criogenia, sendo que, com a aplicação de fluido à base de óleo, o desgaste da ferramenta foi severo, tendo ocorrido desgaste de flanco, cratera e lascamento. Os autores também analisaram a energia específica de corte (SCE), relação entre a potência consumida no corte e a taxa de remoção de material (TRM), indicativa da eficiência energética do processo de usinagem, e verificaram que a SCE diminuiu com o aumento da velocidade de corte, sendo

significativamente menor para a operação com fluido criogênico, que reduz/evita o consumo de energia relacionado ao fornecimento, filtragem e circulação. Esses resultados podem ser vistos na Figura 14.

Figura 14 – Vida da ferramenta e energia específica de corte para diferentes condições



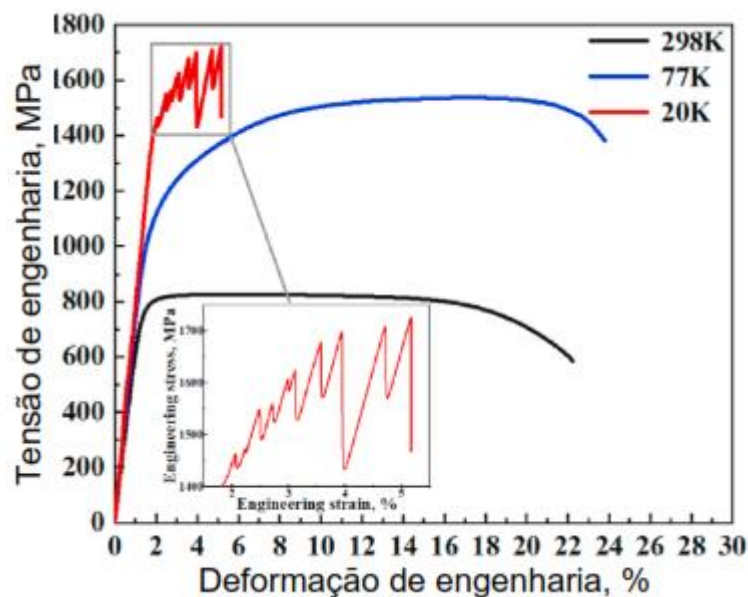
Fonte: Adaptado de Agrawal et al (2020).

Os autores também fizeram um estudo do custo total para os cortes assistidos por nitrogênio líquido e fluido abundante. Para isso, determinaram os custos da máquina, mão de obra, fluido de corte, ferramenta, consumo de energia e processamento de resíduos, e encontraram que, para velocidades maiores que 100 m/min, a redução no custo total está acima de 27% usando criogenia, enquanto para baixas velocidades tal método não se mostra economicamente viável, devido ao alto custo do líquido criogênico.

O estudo do comportamento de ligas de titânio para aplicações criogênicas está focado principalmente em ligas quase- α e na liga Ti-6Al-4V ($\alpha + \beta$) (PRABHU et al, 2015; SUN e GU, 2001). As ligas de titânio beta ainda não foram amplamente estudadas em baixas temperaturas, o que se deve principalmente às temperaturas de transição dúctil-frágil ficarem, geralmente, acima de 170 K, dificultando a deformação plástica de ligas de titânio β em temperaturas menores (NAYAN et al, 2017). Zang et al (2021) observaram o comportamento da tensão e da deformação da liga Ti-15Mo-2Al em situações criogênicas (77 e 20 K) e compararam com os resultados obtidos em temperatura ambiente (298 K). Os autores encontraram que a resistência à tração da liga aumentou com a queda da temperatura, como

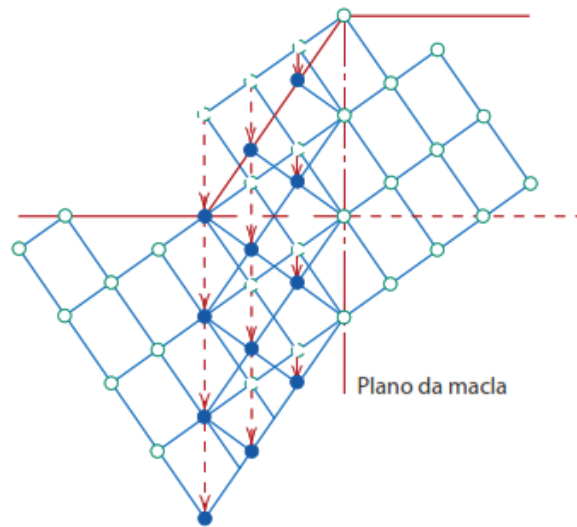
pode ser visto na Figura 15. Segundo Blackburn e Feeney (1970), as ligas de titânio β apresentam um modo principal de deformação, conhecido como maclação, que é o movimento coordenado de muitos átomos durante a deformação plástica. A deformação de tipo cisalhante é homogênea e se obtém uma distribuição atômica com simetria espelhada em relação ao plano da macla, como mostrado na Figura 16 (CALLISTER E RETHWISCH, 2016). Diferentes autores encontraram resultados similares, entre eles Hanada e Izumi (1986), Min et al (2013) e Zang et al (2021). A redução da temperatura contribui para a formação de maclas de deformação (ZHANG et al, 2019) e gera novos grãos lamelares, resultando em um refinamento dos grãos da liga, o que provoca aumento da resistência mecânica sem afetar de forma significativa a sua ductilidade (DE COOMAN, ESTRIN e KIM, 2018; YAO e MIN, 2021; YU et al, 2018).

Figura 15 – Diagrama de tensão-deformação para várias temperaturas



Fonte: Adaptado de ZANG et al (2021).

Figura 16 – Diagrama esquemático de maclas de deformação



Fonte: Adaptado de Callister e Rethwisch (2016).

De acordo com as referências citadas, os desgastes mais recorrentes das ferramentas na usinagem de ligas de titânio são altamente influenciados pelas elevadas temperaturas de corte, as quais potencializam o fenômeno de difusão, podendo levar à formação de crateras na superfície de saída do inserto, que, somadas à constante adesão e arrancamento de material da peça na ferramenta, termina por agravar o seu desgaste. Isto, junto à capacidade do titânio de manter suas propriedades mecânicas em altas temperaturas, torna difícil sua usinabilidade, o que compromete rapidamente a integridade da ferramenta. Com base nos resultados apresentados, é possível afirmar que o torneamento assistido por lubrificação-refrigeração contribuiu com o aprimoramento da vida da ferramenta, especialmente em condições criogênicas para altas velocidades de corte, ao reduzir a temperatura da zona de corte e evitar o enfraquecimento do inserto. Apesar dos trabalhos analisados focarem principalmente na liga Ti-6Al-4V, os resultados encontrados na usinagem dessa liga junto a outras mais próximas à fase beta (Ti5553, Ti17 e TC9, as três com molibdênio em suas composições) permitem supor os possíveis comportamentos apresentados na usinagem da liga Ti-15Mo, assim como os desgastes decorrentes.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

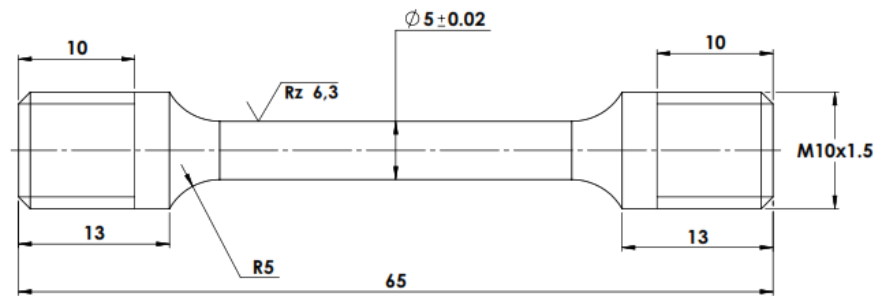
3.1. Caracterização da liga Ti-15Mo

A liga de titânio Ti-15Mo foi caracterizada por microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura, dureza Vickers e ensaio de tração. Após a preparação das amostras, a microestrutura foi observada em um microscópio metalográfico Olympus CX31 (aumento máximo de 500x) e analisada em um microscópio eletrônico de varredura XL30 FEG, equipado com sistema de espectroscopia por energia dispersiva. As amostras foram embutidas a quente em baquelite, lixadas sucessivamente com lixas de carbetto de silício (SiC) com diferentes granulometrias (220, 320, 400, 600 e 1200 #), polidas com alumina e atacadas quimicamente com o reagente Kroll (2% HF, 10% HNO₃ e 88% H₂O).

O teste de dureza foi desenvolvido em um durômetro Shimadzu HVM-G 205T, seguindo a norma ABNT NBR ISO 6507, que especifica o procedimento do ensaio de dureza Vickers para materiais metálicos. Dentro dos valores de força recomendados, escolheu-se uma carga de 200 gf (1,96 N) para ser aplicada sobre a superfície durante 15 s. A dureza da liga de titânio apresentada corresponde à média de dez medições realizadas em diferentes posições da amostra.

Os corpos de prova utilizados nos testes de tração (Figura 17) foram preparados de acordo com as recomendações da norma ABNT NBR ISO 6892, que detalha o procedimento de ensaios de tração para materiais metálicos. Os testes foram executados em uma máquina universal Instron 5500R, com capacidade de carga de 25 ton, a temperatura ambiente e a uma temperatura de -100°C, sendo testadas uma amostra para cada condição. Para o teste de -100°C, utilizou-se uma câmara criogênica fechada Instron modelo 3119-610, empregando nitrogênio líquido para seu resfriamento. Durante o ensaio, a temperatura do corpo de prova foi medida com o auxílio de um termopar tipo T, obtendo um erro na temperatura de $\pm 3^\circ\text{C}$.

Figura 17 – Esquema do corpo de prova utilizado no ensaio de tração (medidas em mm)



Fonte: Elaboração própria.

3.2. Retificação e caracterização das ferramentas de corte

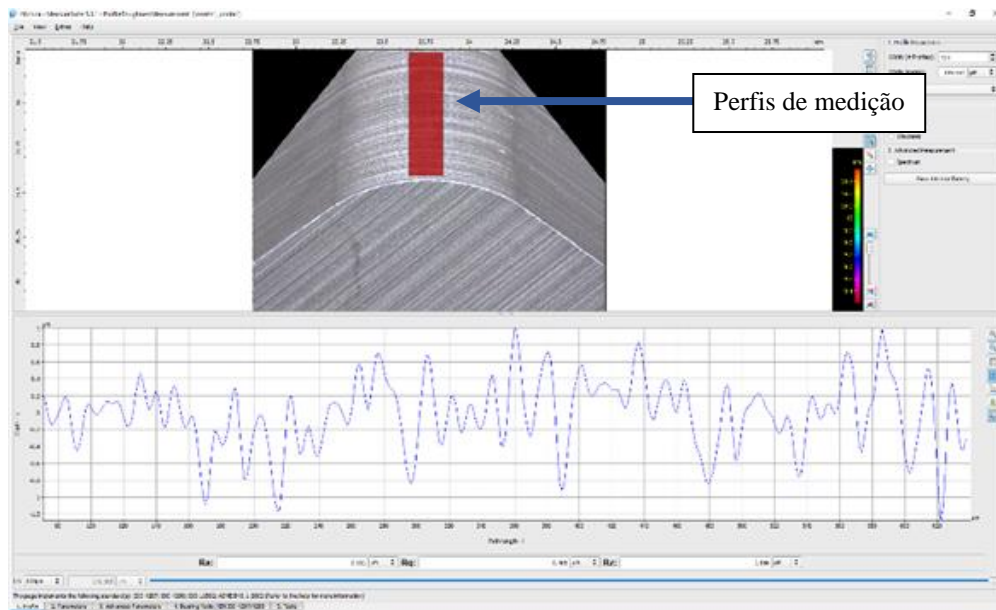
Para a realização dos ensaios de torneamento, foram retificadas as superfícies de folga e de saída de nove *blanks* de metal duro com composição WC-5%Co, a fim de se atingir a especificação SBGN 120408 (inserto quadrado, com ângulo de folga de 5° e raio de ponta de 0,8 mm, sem preparação específica de aresta). As superfícies foram preparadas em uma retificadora CNC de quatro eixos Agathon DOM Plus (potência máxima de 16 kW e rotação máxima de 3400 rpm) equipada com um rebolo diamantado do tipo copo com ligante resinoide, tamanho de grão abrasivo de 46 μm (D46) e concentração de abrasivos C100 (0,88 g/cm^3). A retificação foi realizada com aplicação abundante de óleo mineral integral e condições constantes de corte: velocidade de avanço do rebolo (v_{fa}) de 6 mm/min, velocidade de corte (v_c) de 20 m/s e velocidade de rotação do inserto para acabamento do raio de ponta (v_R) de 35°/s. A fim de se evitar a influência do desgaste da camada abrasiva, antes da retificação de cada inserto, o rebolo foi condicionado por um dressador de óxido de alumínio (Al_2O_3) do tipo copo, com tamanho de grão 180#, mantendo-se constante os parâmetros de dressagem: velocidade tangencial do dressador (v_{cd}) de 10 m/s, velocidade de avanço do dressador (v_{fd}) de 3 $\mu\text{m}/\text{s}$ e percurso de dressagem (l_d) de 15 μm .

Dada a influência sobre a vida da ferramenta da direção de retificação em relação à direção de escoamento do cavaco na superfície de saída do inserto, conforme demonstrado por Pivotto (2020), decidiu-se utilizar apenas as pontas dos insertos em que a direção de retificação fosse perpendicular à direção de escoamento do cavaco, reduzindo-se, com isso, a adesão, devido à diminuição da área real de contato na interface ferramenta-cavaco.

Por meio do microscópio para análise de imagens tridimensionais Alicona InfiniteFocus SL, com aumento de 100x, foram caracterizadas as superfícies de folga dos

insertos na região dos raios de ponta, sendo medidos através do software para tratamento de imagens Alicona Metrology Measurement os parâmetros rugosidade máxima Rz (média da distância de pico a vale de cinco trechos do perfil de avaliação), assimetria da distribuição do perfil Rsk e achatamento da distribuição do perfil Rku, com o emprego de 100 perfis perpendiculares à direção de retificação, com *cut-off* de 800 μm . Foram tomados valores médios e desvios-padrão para a análise dos dados. A Figura 18 apresenta a interface do software.

Figura 18 – Medição dos parâmetros de rugosidade

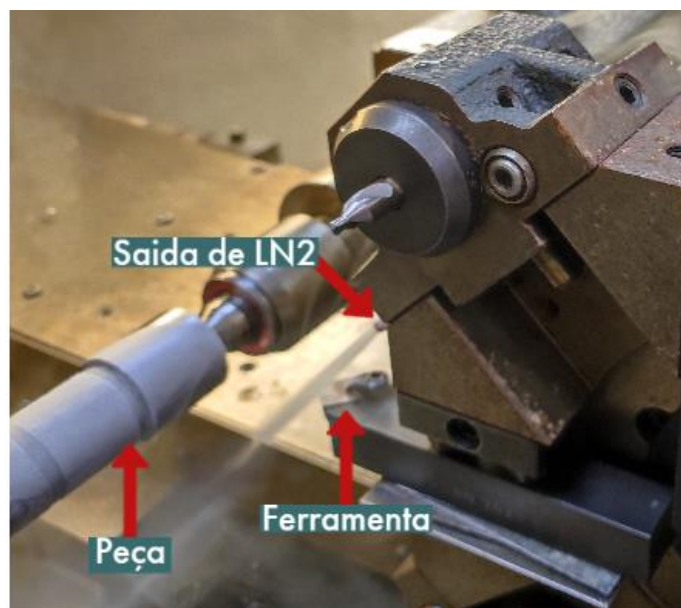


Fonte: Elaboração própria.

A Figura 19 apresenta uma imagem da interface do software mencionado para a avaliação do parâmetro de irregularidade da aresta Δr , que corresponde à menor distância entre o perfil ideal e o perfil real da aresta do inserto. Para isso, foram utilizados 250 perfis perpendiculares às tangentes ao longo do raio de ponta e considerados os valores médios e respectivos desvios-padrão para análise.

As condições de usinagem foram definidas com base em pesquisas descritas na revisão de literatura, em especial, nos trabalhos de Agrawal et al (2020) e An et al (2011): profundidade de usinagem (a_p) de 0,5 mm, avanço (f) de 0,2 mm/rev e três velocidades de corte distintas (v_c), 80 m/min, 100 m/min e 120 m/min. Para cada situação, foram feitos testes em corte a seco, com aplicação de emulsão com concentração de 10% de forma abundante e, por último, com aplicação de fluido criogênico (LN_2), por um sistema SemperCrio Jaguatirica SC-18, ligado à rede local de ar comprimido, com pressão de 1,2 bar, unido a um bico de saída com 5 mm de diâmetro, como mostrado na Figura 21.

Figura 21 – Montagem do sistema criogênico no torno CNC Romi Centur 30D

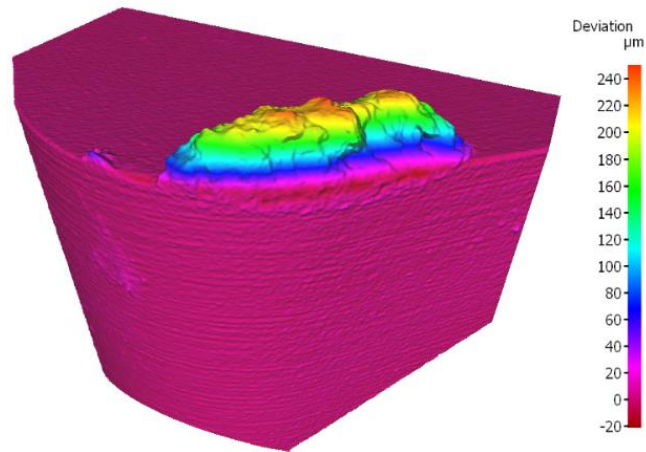


Fonte: Elaboração própria.

Para cada trecho de 25 mm do corpo de prova usinado, o desgaste máximo de flanco (VB_{Bmax}) do inserto foi medido no microscópio confocal Alicona InfiniteFocus SL, sendo os critérios utilizados como fim de ensaio um desgaste máximo de 300 μm , quebra da ferramenta ou um volume total de material removido de 16500 mm^3 , sendo aplicado o que ocorrer primeiro. Para uma estimativa do efeito da adesão sobre a vida da ferramenta, também foi medido o volume de material aderido no inserto a cada passe. Para verificar esse parâmetro, o software de tratamento de imagens do mesmo microscópio calcula a diferença de volume entre a imagem da aresta de corte nova, que foi utilizada como referência, e as imagens

adquiridas após cada passe (Figura 22), determinando, assim, o volume adicional após o processo de torneamento.

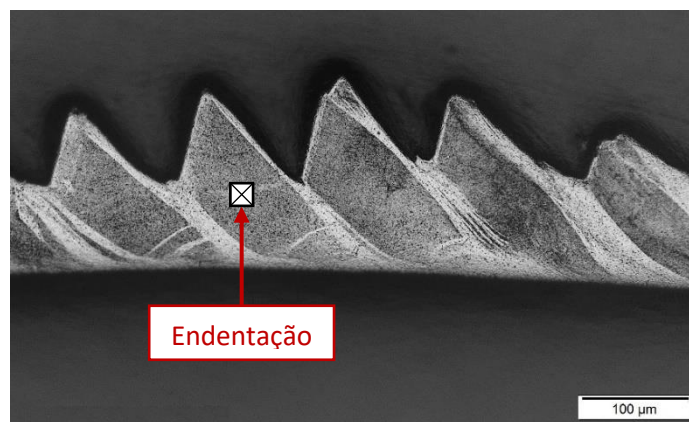
Figura 22 – Medição do volume de material aderido na ferramenta



Fonte: Elaboração própria.

Por fim, para cada situação estudada, foram coletados cavacos do primeiro passe e realizadas medições de dureza Vickers, tendo as endentações sido feitas nos segmentos de baixa deformação, como mostrado na Figura 23. A dureza dos cavacos corresponde à média de dez medições realizadas em uma durômetro Future Tech Microhardness Tester FM-800, usando uma carga de 100 gf (0,98 N) durante 15 s.

Figura 23 – Exemplo de medição da dureza dos cavacos



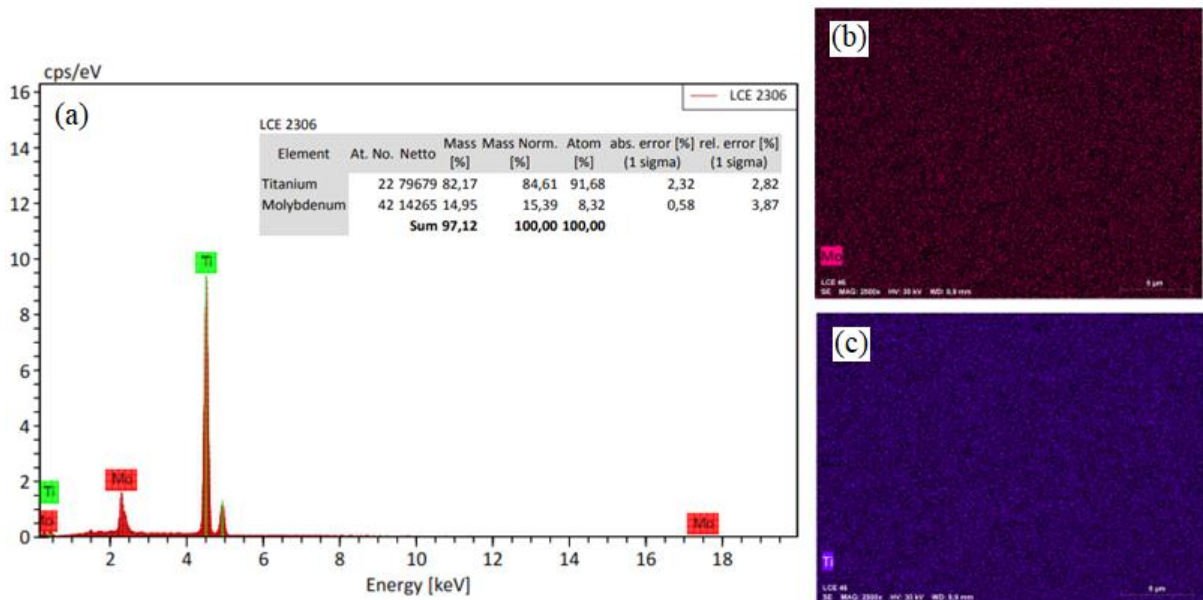
Fuente: Elaboração própria.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1. Caracterização da liga de titânio

Após a preparação das amostras, foi analisada sua composição química (Figura 23a) por meio de espectroscopia por energia dispersa (EDS). O molibdênio encontrado (15,39 wt%) difere infimamente do valor nominal da liga de Ti-15Mo, podendo essa diferença ser ocasionada por pequenas variações de concentração do elemento e/ou incertezas de medição. Seguindo a norma ASTM F 2066, a qual especifica os limites mínimos e máximos de concentração dos elementos químicos da liga estudada, o molibdênio deve se encontrar na faixa entre 14,00 e 16,00 wt%. Desse modo, a liga utilizada cumpre com a especificação estabelecida pela norma técnica. Da mesma forma, ainda na Figura 24, verifica-se a disposição dos átomos que compõem a amostra analisada, percebendo-se uma maior proporção de titânio (coloração roxa, Figura 23c) em relação ao molibdênio (coloração rosa, Figura 23b). Nos dois casos, a distribuição é homogênea ao longo da amostra.

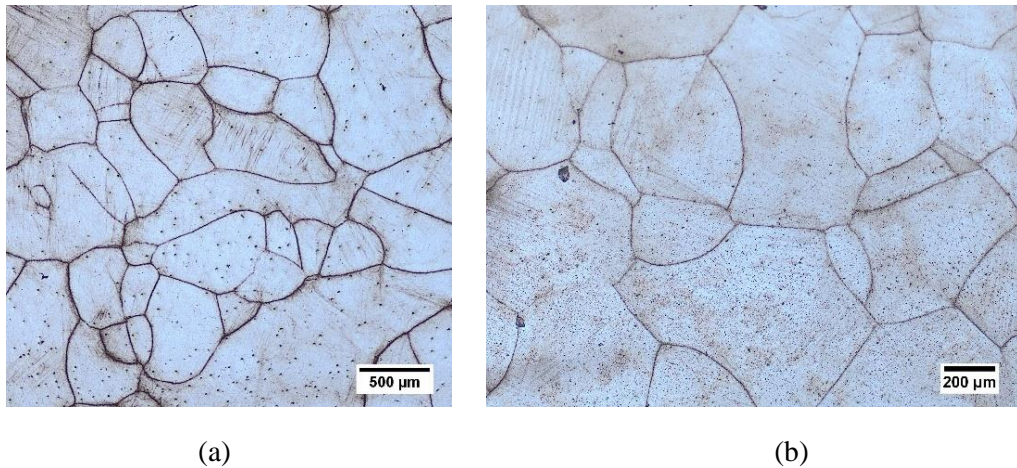
Figura 24 – Resultados da (a) composição química da amostra e da distribuição de (b) molibdênio e (c) titânio na liga Ti-15Mo



Fuente: Elaboración propia.

Imagens da microestrutura por microscopia óptica são apresentadas na Figura 25. Grãos da fase β foram encontrados de forma homogênea ao longo da estrutura, sem a manifestação de outras fases na amostra analisada. Os pontos escuros estão relacionados à ocorrência de corrosão por pite, devido ao ataque químico do reagente utilizado (Kroll), o qual é necessário para a visualização dos contornos de grão.

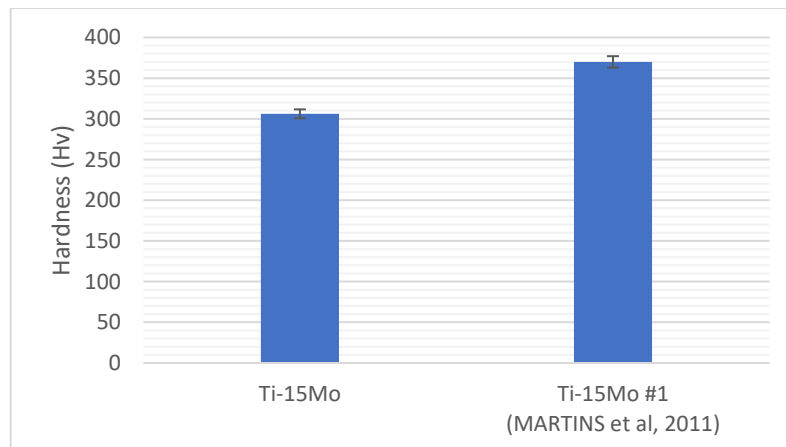
Figura 25 – Microscopia óptica da liga Ti-15Mo com aumento de (a) 40x e (b) 100x



Fonte: Elaboração própria.

A Figura 26 apresenta o valor de dureza encontrado na amostra da liga Ti-15Mo em comparação ao valor de dureza da mesma liga (Ti-15Mo #1), avaliada no trabalho de Martins et al (2011).

Figura 26 – Dureza Vickers da liga Ti-15Mo encontrada na amostra e dados da literatura

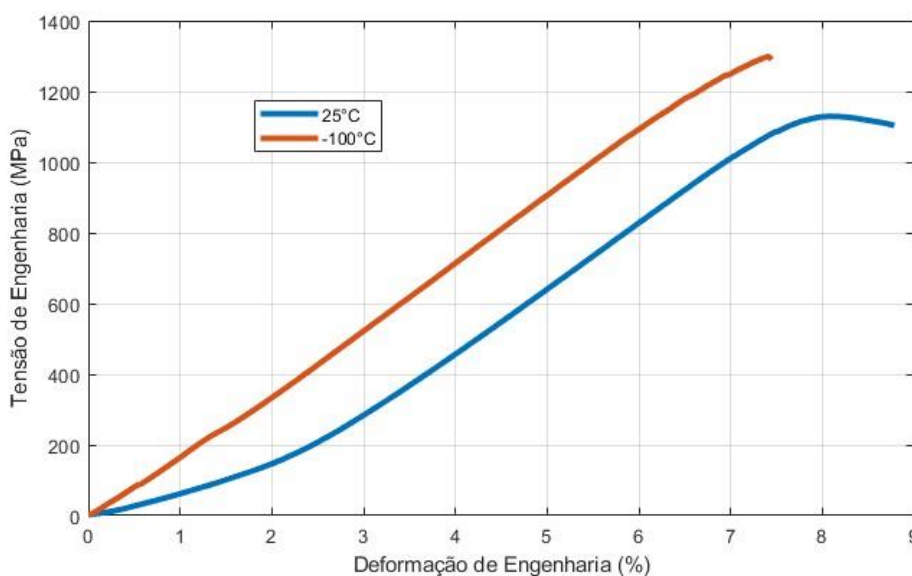


Fonte: Elaboração própria.

A adição de molibdênio incrementou a dureza da liga para 306,2 HV quando comparada à dureza do titânio comercialmente puro, o que ocorre graças à maior dureza do molibdênio (HAYNES, LIDE e BRUNO, 2014). Martins et al (2011) mediram a dureza de uma liga de titânio forjada a quente (Ti-15Mo #1) em uma temperatura de 850°C e posteriormente resfriada em ar, o que pode ser considerado como resfriamento rápido, que levou à retenção da fase α' (martensítica), situação que explica os maiores valores de dureza encontrados na avaliação da liga estudada no referido trabalho.

A Figura 27 apresenta as curvas de tensão-deformação da liga estudada à temperatura ambiente e à temperatura de -100°C. O limite de resistência à tração foi aumentado com a diminuição da temperatura do ensaio, passando de um valor de 1129,62 MPa para 1299,48 MPa. Da mesma forma, sua ductilidade caiu de 8,81% para 7,45%, o que representa uma redução em 15,44%. Conforme ao mencionado na revisão de literatura, maiores valores de resistência mecânica de ligas de titânio β são encontradas para baixas temperaturas, devido a uma maior formação de maclas de deformação, que leva ao refinamento dos grãos, (ZANG et al, 2021; ZHANG et al, 2019).

Figura 27 – Curvas de tensão-deformação de engenharia da liga Ti-15Mo em temperatura ambiente e criogênica



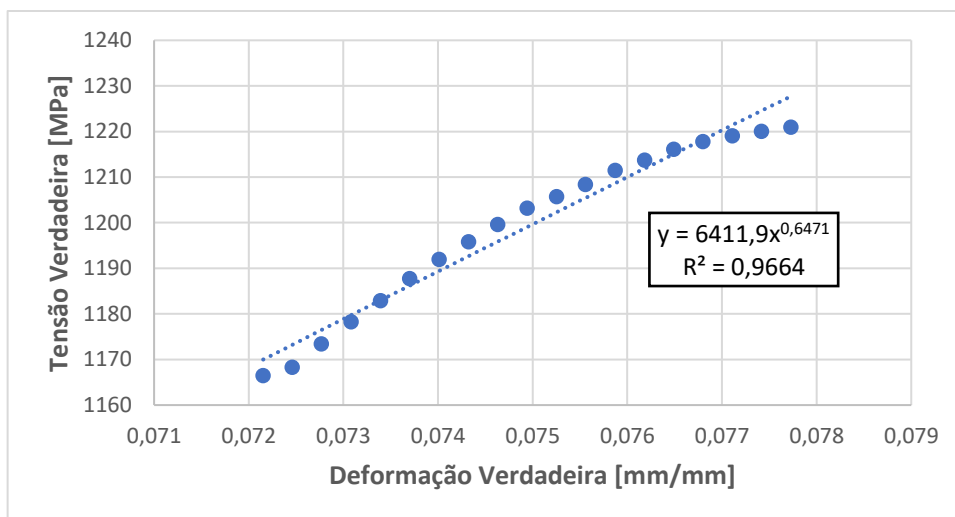
Fonte: Elaboração própria.

O comportamento da maioria dos metais e suas ligas na região plástica pode ser descrita pela Equação 4.1, na qual as constantes K e n representam os coeficientes de resistência e de encruamento, respectivamente (GROOVER, 2013). As variáveis σ_v e ε_v correspondem à tensão e deformação verdadeiras.

$$\sigma_v = K\varepsilon_v^n \quad (4.1)$$

A Figura 28, apresenta a região plástica do corpo de prova testado em temperatura ambiente, assim como a expressão que aproxima o comportamento desta região. A curva encontrada no ensaio a -100°C não evidencia uma região plástica bem definida e, por este motivo, foi considerada unicamente o teste realizado a 25°C no cálculo das constantes da Equação 4.1.

Figura 28 – Curvas de tensão-deformação verdadeiras da região plástica



Fonte: Elaboração própria.

Elevados valores de n (superiores a 0,26), indicam melhores capacidades do material para deformar-se antes da formação do pescoço, permitindo atingir maiores valores de resistência mecânica. A constante K, denota o valor de tensão verdadeira para uma deformação verdadeira igual a 1 (GROOVER, 2013). Os valores encontrados para a liga Ti-15Mo foram de 6411,9 MPa para o coeficiente de resistência e de 0,6471 para o coeficiente de encruamento, revelando a grande capacidade do material em aumentar sua resistência por deformação plástica antes do início do empescoamento.

4.2. Caracterização das ferramentas de corte

Depois da retificação dos insertos, foram medidos os parâmetros de rugosidade considerados relevantes na caracterização de ferramentas de corte, entre eles a rugosidade máxima R_z , a assimetria R_{sk} e o achatamento R_{ku} da distribuição do perfil.

A resistência à fadiga de peças produzidas por remoção de material é altamente influenciada pela rugosidade. Asperezas podem produzir concentradores de tensão que levam à formação de trincas superficiais, induzindo a falha do componente (CALLISTER e RETHWISCH, 2016; MACHADO et al, 2011). A retificação de ferramentas de corte permite obter excelentes qualidades superficiais, aumentar a dureza superficial e provocar tensões residuais compressivas na superfície, aprimorando a resistência ao desgaste do inserto (VENTURA et al, 2021; YANG et al, 2014). A medição dos insertos retificados com o rebolo D46 permitiu obter uma rugosidade R_z de $3,05 \pm 0,24 \mu\text{m}$, valor muito próximo aos resultados encontrados no trabalho de Pivotto (2020).

A obtenção de valores de R_{ku} maiores que três indica superfícies com picos e vales agudos, que favorece o desgaste acelerado da ferramenta (MACHADO et al, 2011). O valor de R_{ku} obtido na retificação dos insertos foi de $3,26 \pm 0,26$, situação característica de uma superfície preparada por um rebolo afiado. O parâmetro encontrado está levemente acima de três, o que resulta em um perfil pouco pontiagudo.

Valores positivos do parâmetro R_{sk} descrevem uma topografia com predominância de picos estreitos e vales largos, situação que contribui para a concentração de tensões e favorece a retenção de fluido de corte (LEACH, 2013; MACHADO et al, 2011). Conforme as medições realizadas, o parâmetro $R_{sk} = 0,01 \pm 0,12$ está próximo de zero e, mesmo com uma elevada dispersão, indica, de modo geral, uma superfície com perfil uniforme e simétrico.

Já a qualidade da aresta de corte foi verificada por meio da variável Δr . Com ajuda do microscópio confocal, encontrou-se $\Delta r = 2,12 \pm 0,24 \mu\text{m}$. Durante a retificação, quanto menor for o grão abrasivo, maior será o número de arestas de corte ativas, o que permite a formação de cavacos de menor espessura, que contribuem com a obtenção de melhores rugosidades e qualidades de aresta (CRUZ, SORDI e VENTURA, 2020; CRUZ, SORDI e VENTURA, 2022). Nas regiões de aresta de insertos de metal duro retificados, porém, grãos de carboneto de tungstênio (WC) são menos ancorados no ligante de cobalto (Co), o que reduz a sensibilidade na aresta de corte para diferentes condições de retificação (VENTURA et al,

2021). Assim, o rebolo utilizado fornece resultados adequados para a preparação de ferramentas de corte e a dispersão apresentada não deve ter efeito sobre a vida da ferramenta.

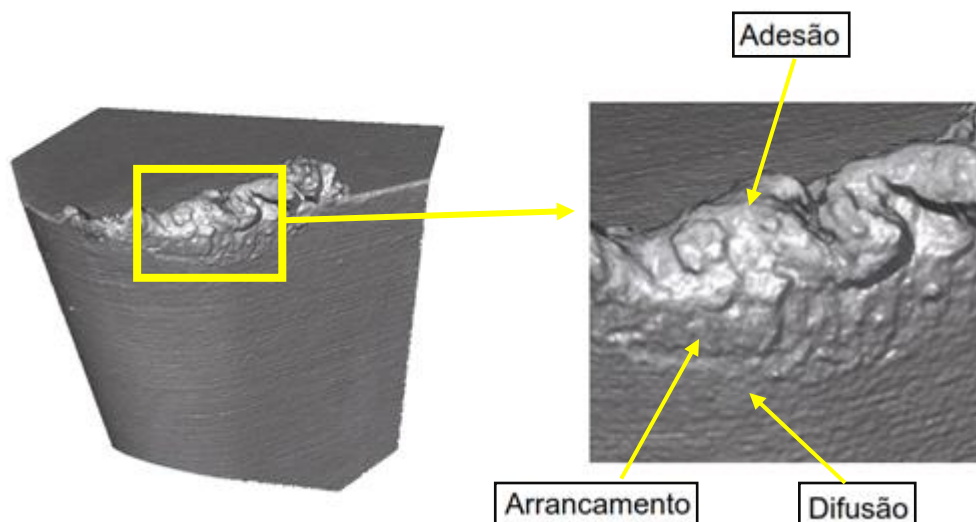
4.3. Testes de torneamento

Nesta seção são apresentados os resultados dos testes de torneamento, feitos com as diferentes velocidades de corte propostas para cada ambiente de lubrificação (corte a seco, aplicação de fluido abundante e nitrogênio líquido).

4.3.1. Mecanismos e curvas de desgaste

Após a realização dos testes de torneamento com acompanhamento do desgaste, foram analisadas as imagens e os valores obtidos, de modo a se avaliar o desempenho dos inserts. Por meio do referido microscópio confocal, conseguiu-se constatar os principais tipos de desgaste das ferramentas e determinar de forma preliminar seus possíveis mecanismos. A Figura 29 apresenta os mecanismos de desgaste encontrados de modo geral no torneamento da liga Ti-15Mo.

Figura 29 – Mecanismos de desgaste da ferramenta após o torneamento da liga Ti-15Mo (fluido abundante e $v_c = 120$ m/min)



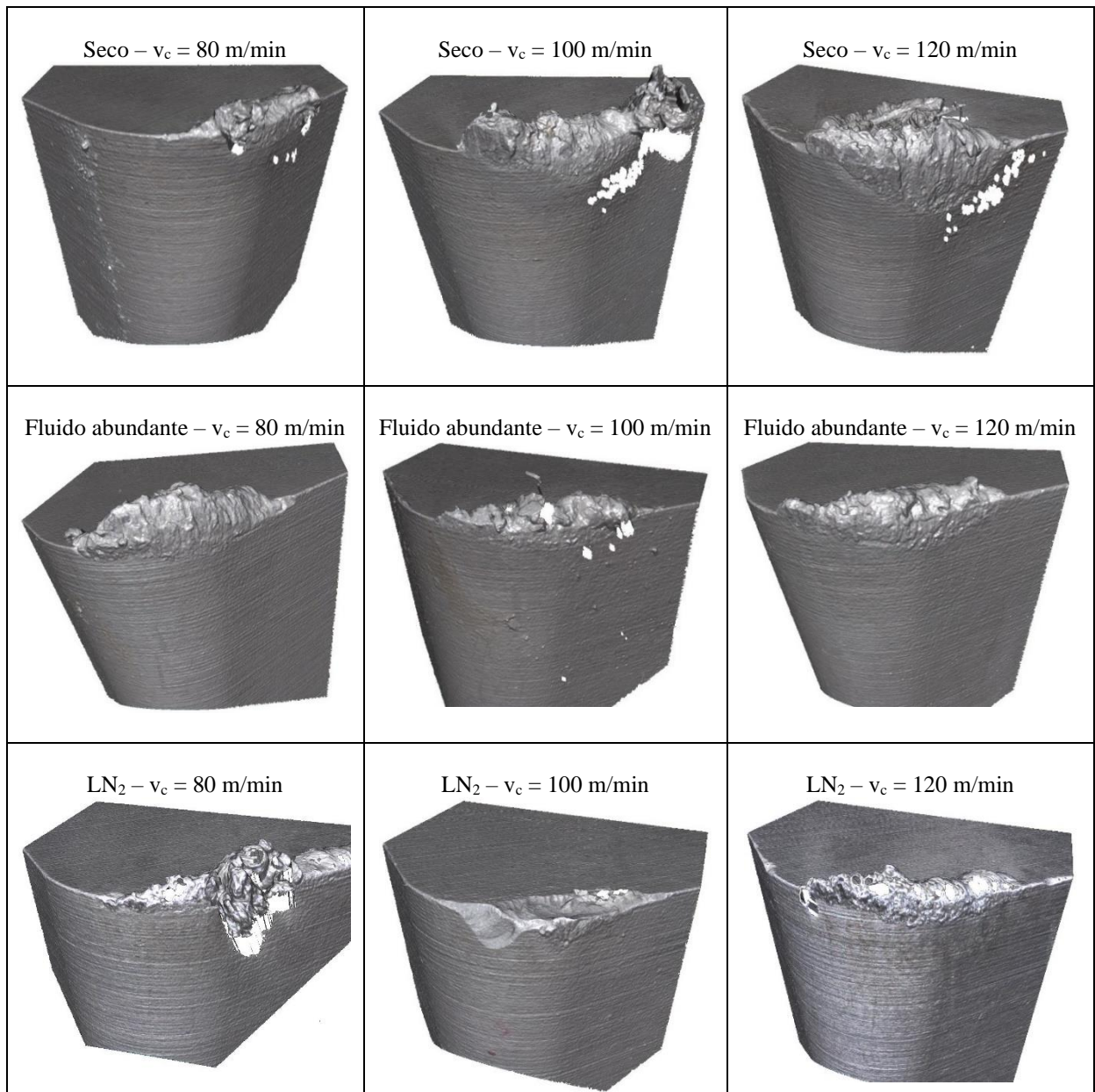
Fonte: Elaboração própria.

Na região da aresta de corte, é possível observar a presença de material aderido da peça, podendo ter havido formação de aresta postiça de corte (APC), consequente modificação da geometria da ferramenta e alteração da distribuição dos esforços e do calor gerado ao longo do processo de usinagem. A ruptura da camada aderida (mais uniformemente distribuída, presumivelmente APC) remove juntamente parte do material do inserto e agrava seu desgaste.

Na superfície de folga, também é possível observar o mecanismo de desgaste por difusão, as marcas de retificação são diminuídas com a perda de átomos de tungstênio, cobalto e, principalmente, carbono, que logo são difundidos no material da peça, obtendo um aspecto mais liso (GRAVES et al, 2021; RAHMAN et al, 2016). Esse tipo de mecanismo depende principalmente da temperatura e da afinidade química dos materiais em contato, aspectos observados na usinagem de ligas de titânio, que apresentam baixa condutividade térmica e alta reatividade química para com as ferramentas de metal duro, condições propícias para o desenvolvimento deste tipo de desgaste (AN, 2011; DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2013; MACHADO et al, 2011).

Os mecanismos de desgaste encontrados (adesão, possível APC e difusão) levaram à formação de desgaste de flanco em todos os insertos, sem chegar a formar desgaste de cratera, sendo que a superfície de saída pode ter sido protegida pela presença de material aderido. A ferramenta apresentou lascamento para a velocidade de corte de 100 m/min em um dos testes de corte a seco e nos dois testes realizados com aplicação de LN₂, situação que pode estar associada ao rompimento de grandes quantidades de material aderido na superfície da ferramenta, que somado a processos difusivos, acabou comprometendo a integridade do inserto. A Figura 30 mostra uma série de imagens dos insertos utilizados depois de se atingir o fim de ensaio.

Figura 30 – Imagens dos inserts após o fim dos ensaios (ampliação de 100x)



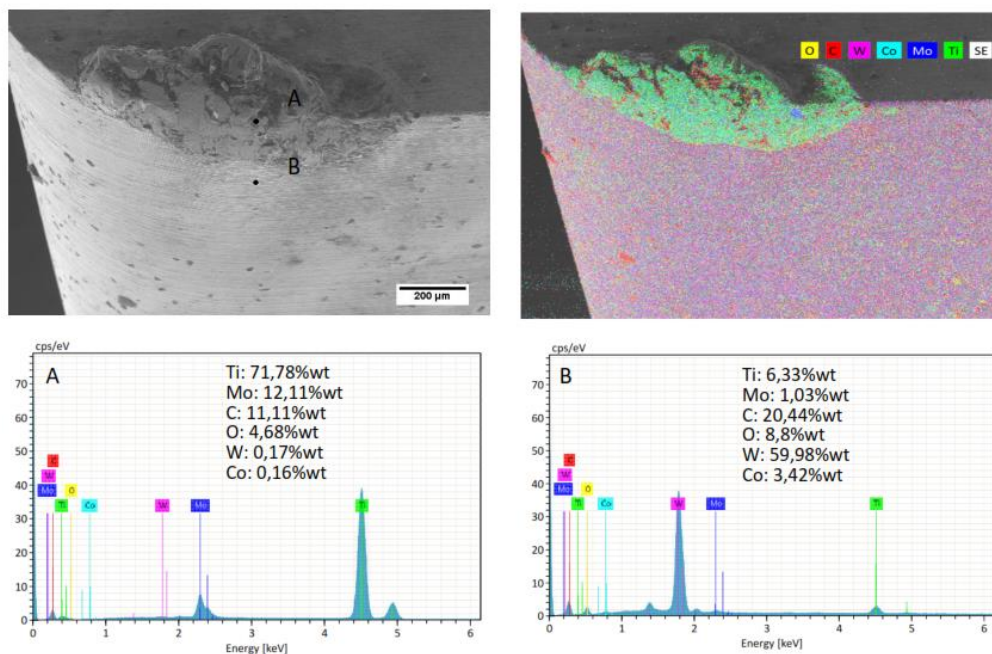
Fonte: Elaboração própria.

De forma geral, os inserts apresentaram os mesmos mecanismos de desgaste, que levaram à formação de desgaste de flanco. Predominantemente, observou-se adesão de material da peça na aresta de corte para todas as condições estudadas, porém, em diferentes proporções. Nesse sentido, notaram-se regiões com aspecto grosseiro, que corresponde ao rompimento de material aderido e parte do material da ferramenta durante o processo de torneamento. Adicionalmente, o mecanismo de difusão pode ser visto na superfície de folga,

na qual trechos com uma aparência mais lisa indicam a transferência de átomos da ferramenta para a peça, especialmente nas condições de corte a seco.

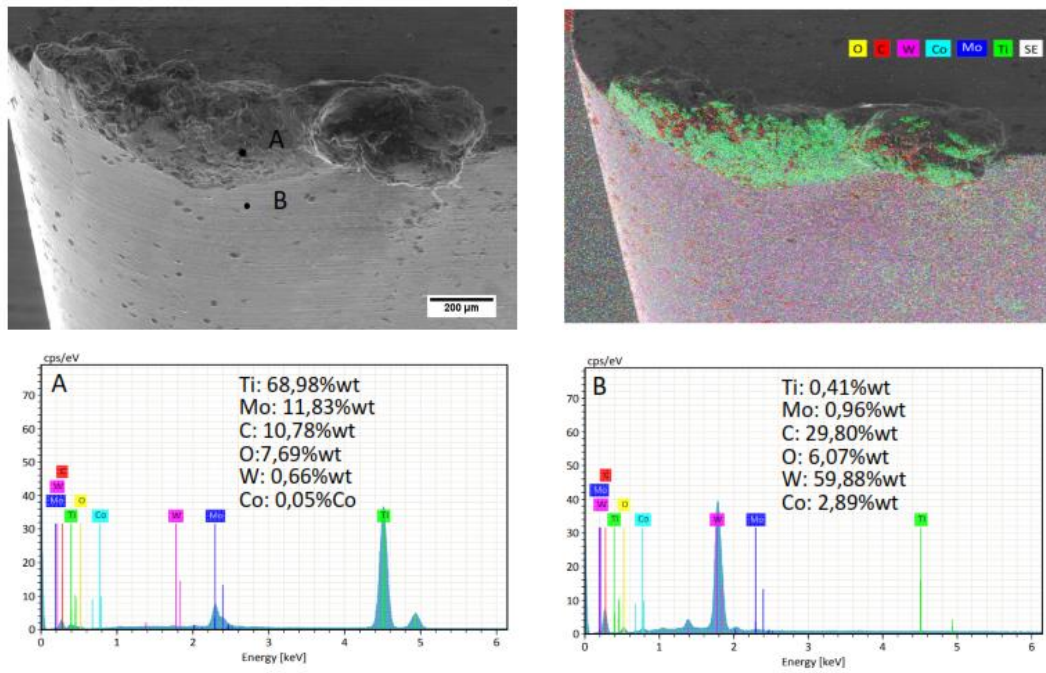
Com o intuito de verificar a presença do mecanismo de desgaste por difusão, os insertos foram analisados por espectroscopia de energia dispersiva. Tomaram-se dois pontos na superfície de folga: o primeiro deles, próximo da aresta de corte (denotado pela letra A) e um segundo ponto na região com aspecto mais liso (denotado pela letra B), situação associada à troca de átomos da ferramenta para o material aderido. Os resultados encontrados são apresentados a partir da Figura 31 até a Figura 39.

Figura 31 – EDS do inserto utilizado em corte a seco e $v_c = 80$ m/min



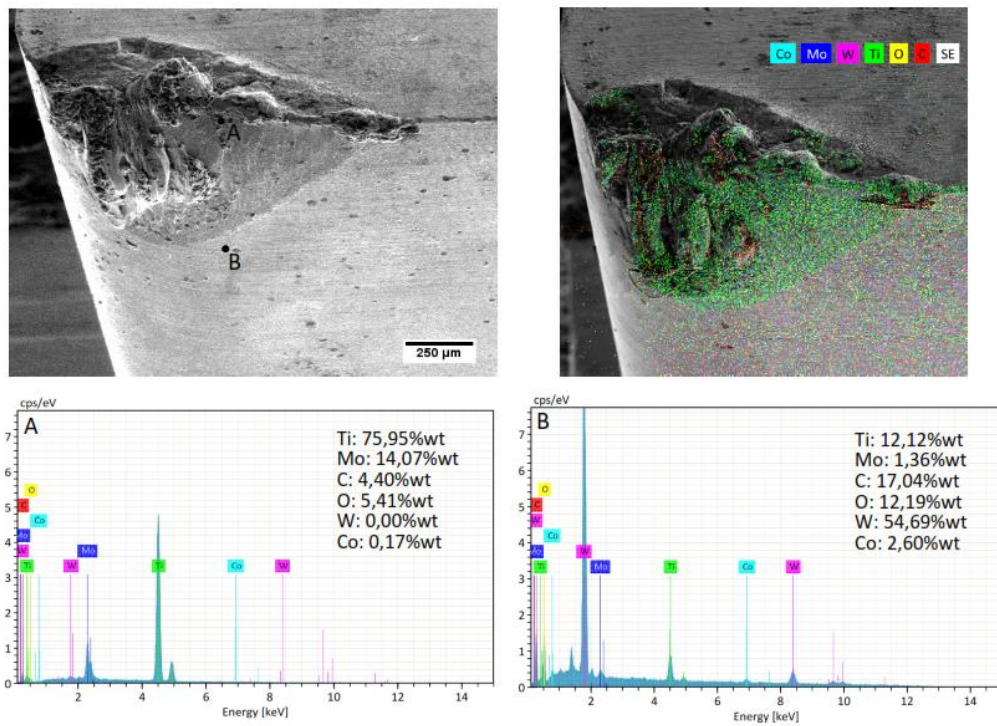
Fuente: Elaboração própria.

Figura 32 – EDS do inserto utilizado em corte a seco e $v_c = 100$ m/min



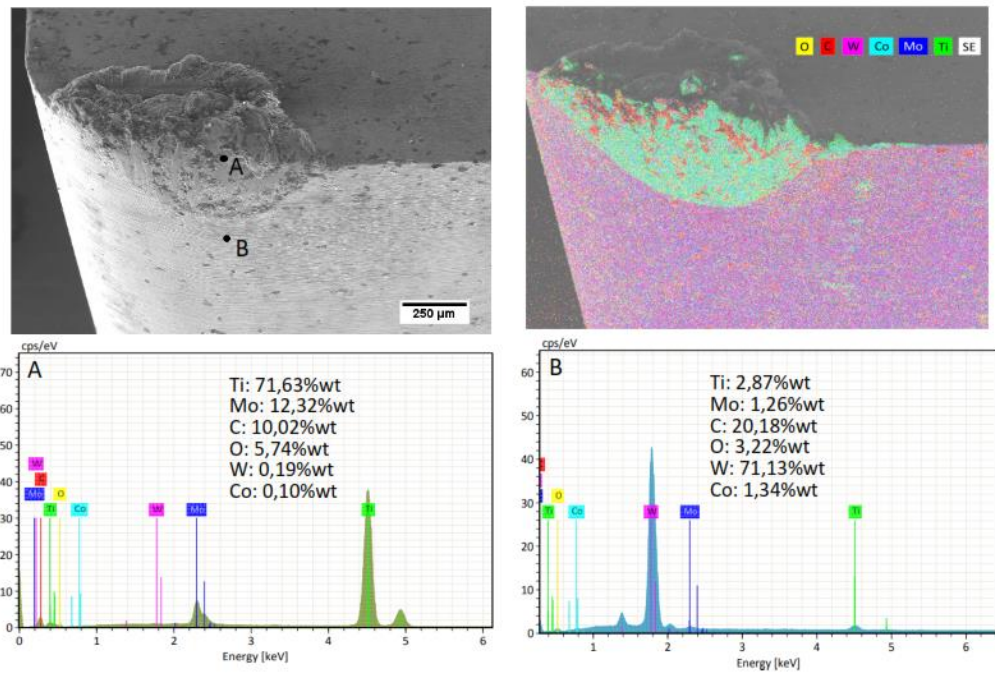
Fuente: Elaboración propia.

Figura 33 – EDS do inserto utilizado em corte a seco e $v_c = 120$ m/min



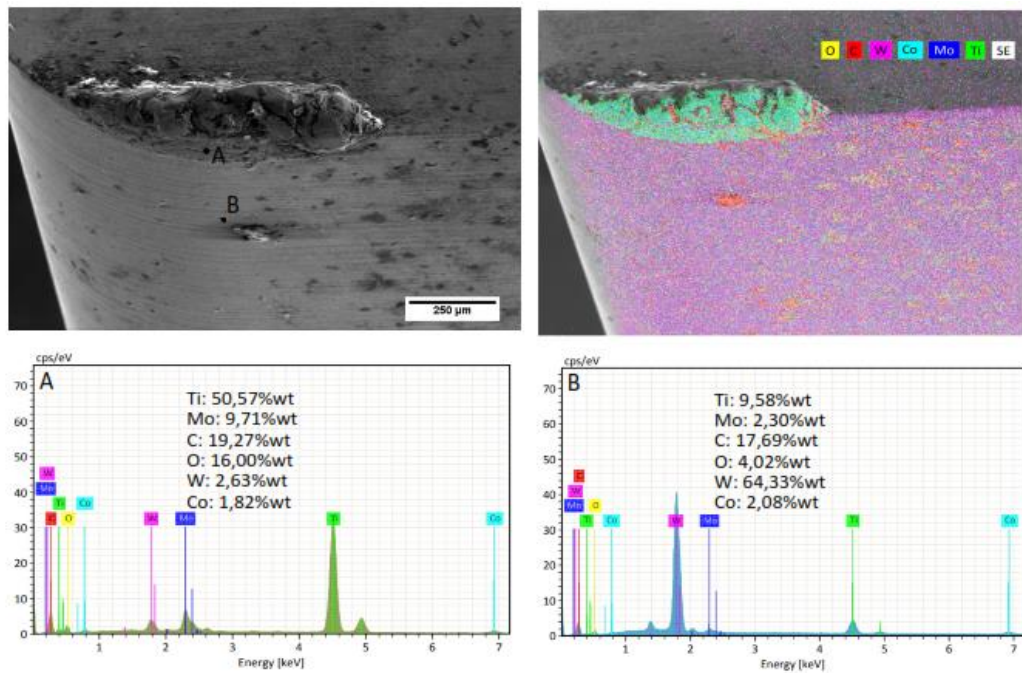
Fonte: Elaboración propia.

Figura 34 – EDS do inserto utilizado em torneamento com aplicação de fluido convencional e $v_c = 80$ m/min



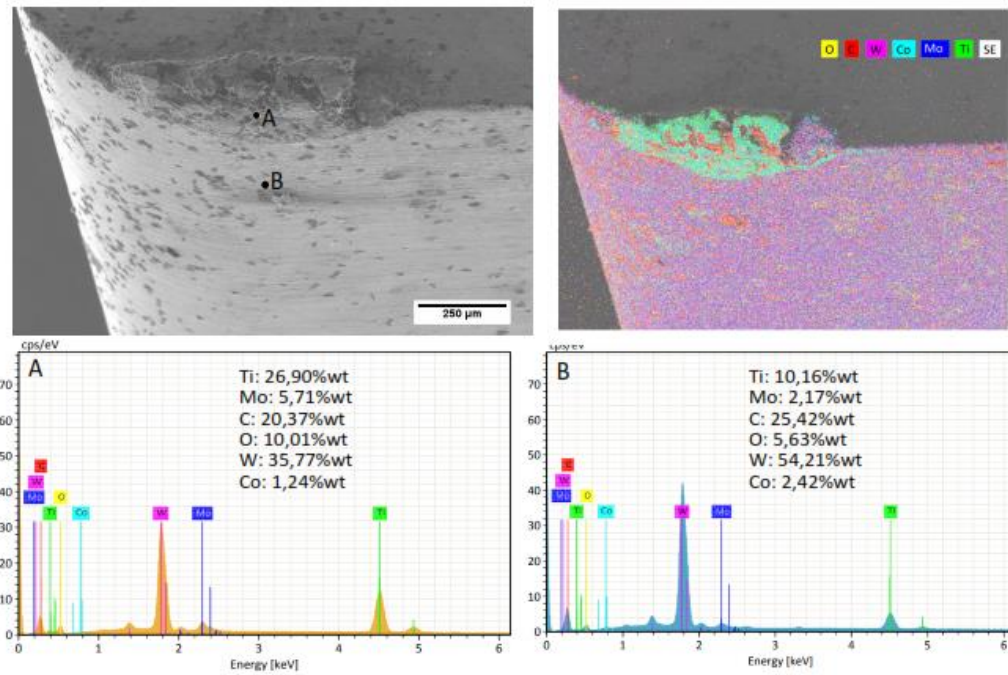
Fuente: Elaboração própria.

Figura 35 – EDS do inserto utilizado em torneamento com aplicação de fluido convencional e $v_c = 100$ m/min



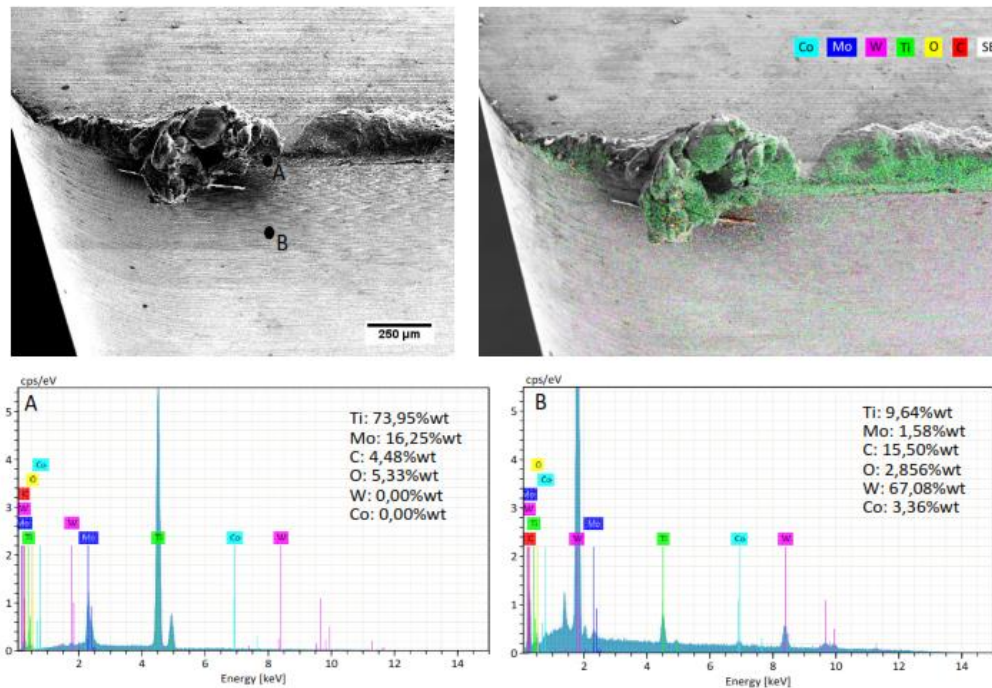
Fuente: Elaboração própria.

Figura 36 – EDS do inserto utilizado em torneamento com aplicação de fluido convencional e $v_c = 120$ m/min



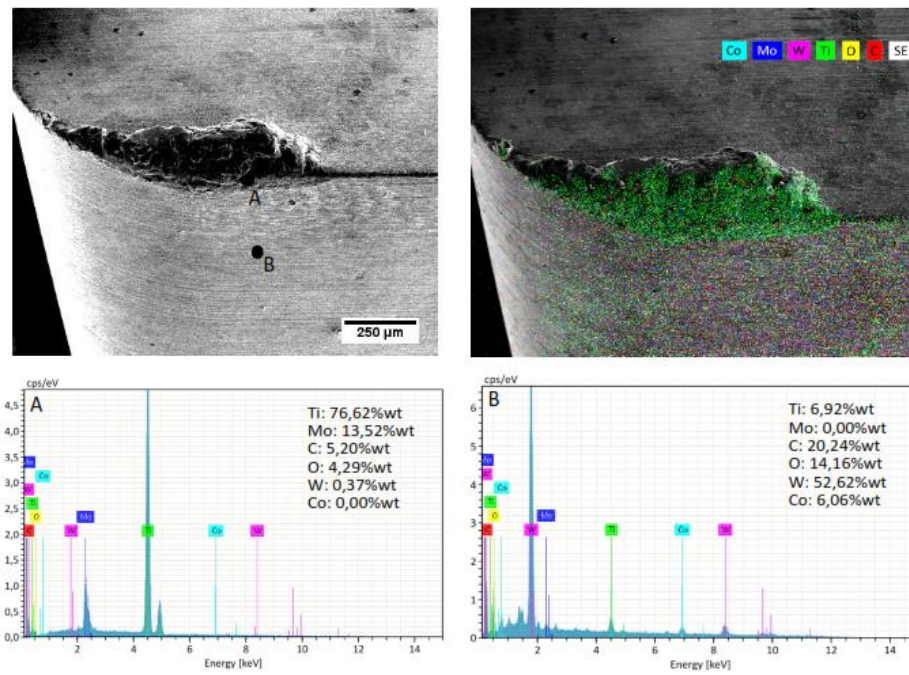
Fuente: Elaboração própria.

Figura 37 – EDS do inserto utilizado em torneamento com aplicação de nitrogênio líquido e $v_c = 80$ m/min



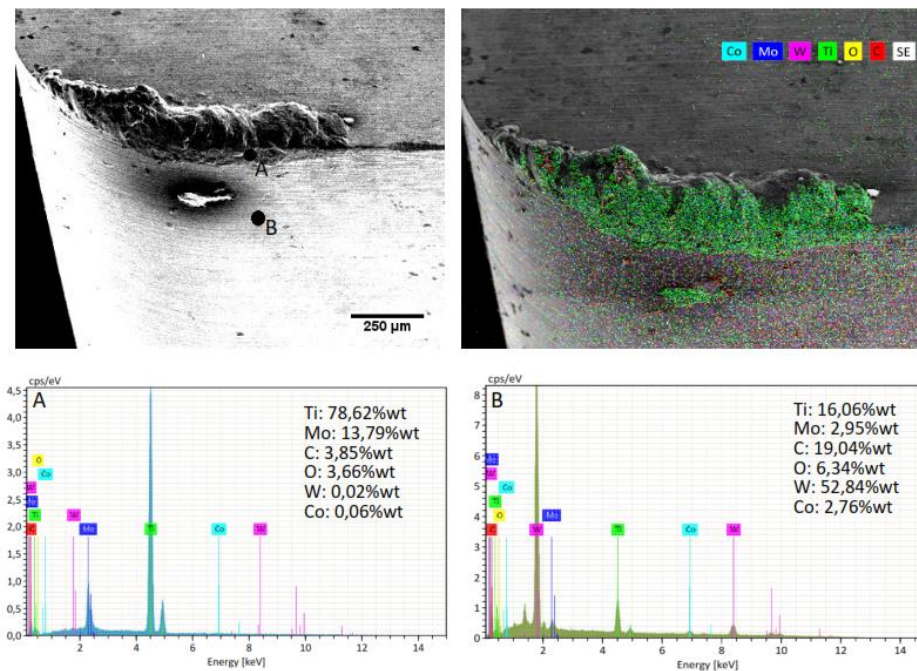
Fonte: Elaboração própria.

Figura 38 – EDS do inserto utilizado em torneamento com aplicação de nitrogênio líquido e $v_c = 100$ m/min



Fonte: Elaboração própria.

Figura 39 – EDS do inserto utilizado em torneamento com aplicação de nitrogênio líquido e $v_c = 120$ m/min



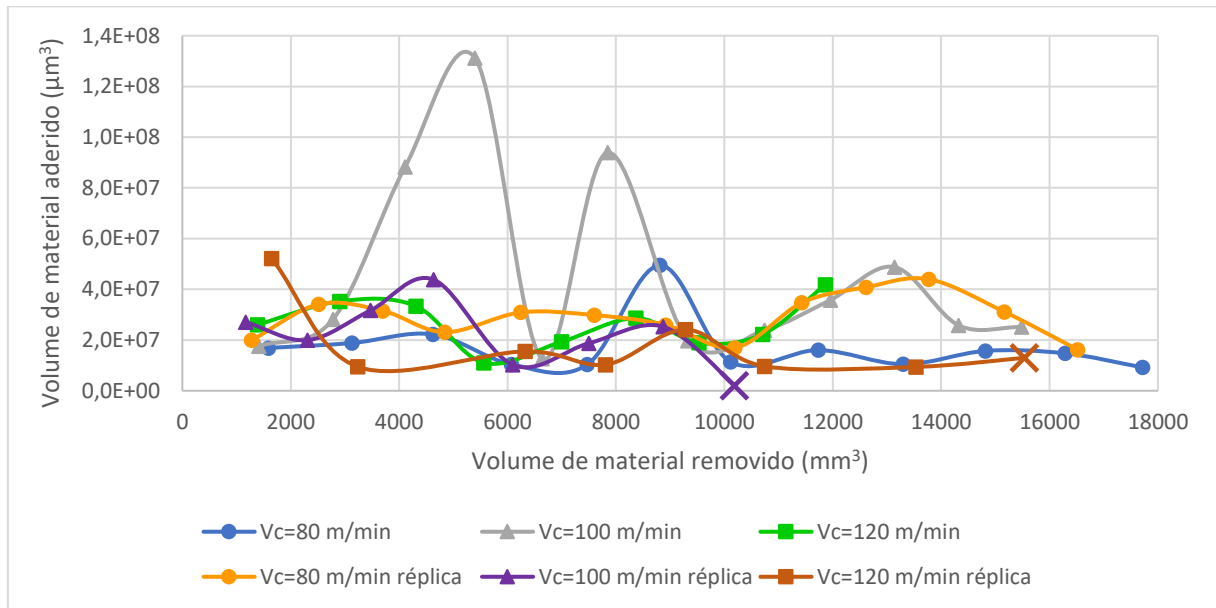
Fonte: Elaboração própria.

Para todas as condições, pode-se notar a presença de uma alta concentração de titânio e molibdênio na região próxima da aresta de corte (ponto A), onde a adesão tem predominância. Também é possível observar pontos de alta concentração de carbono, indicando a formação de carboneto de titânio (TiC), como já foi demonstrado nos trabalhos de Graves et al (2021) e Odelros et al (2017), que verificaram que o carbono dos grãos duros de WC é difundido no material aderido, situação que permite a criação de compostos de TiC. Para os insertos empregados em torneamento criogênico, não foi possível observar um percentual significativo de carbono, sendo que o corte com aplicação de nitrogênio líquido permite diminuir a temperatura de usinagem, reduzindo a troca de átomos entre a ferramenta e o cavaco aderido.

Foram analisados também pontos na superfície de folga com aspecto mais liso, logo abaixo da região desgastada (ponto B), onde foi encontrada uma maior concentração de tungstênio, situação ligada à transferência de átomos de cobalto e carbono para o cavaco (GRAVES et al, 2021; ODELROS et al, 2017; PIVOTTO, ANTONIALLI e VENTURA, 2022; RAHMAN et al, 2016). Diferentes trabalhos demonstraram que o desgaste por difusão de ferramentas de WC-Co durante a usinagem de ligas de titânio começa com a rápida perda de átomos de cobalto para logo dar início à descarbonetação do WC, levando à remoção ou quebra de partículas de tungstênio por abrasão, devido à sua menor resistência mecânica em relação ao WC. À medida que esse processo continua, a perda de átomos de Co e C somada à remoção de partículas de W, pode ter levado à obtenção de superfícies com aspecto mais fino, ao diminuir as marcas de retificação na superfície de folga dos insertos. Com a aplicação de nitrogênio líquido durante o corte, os processos difusivos foram diminuídos e as marcas de retificação continuaram presentes após os testes de torneamento, porém, ainda assim, o EDS indica a transferência de átomos entre a liga de titânio e a superfície da ferramenta. Como o LN₂ não conseguia atingir a superfície de folga, o mecanismo de difusão continuou presente nessa condição de usinagem.

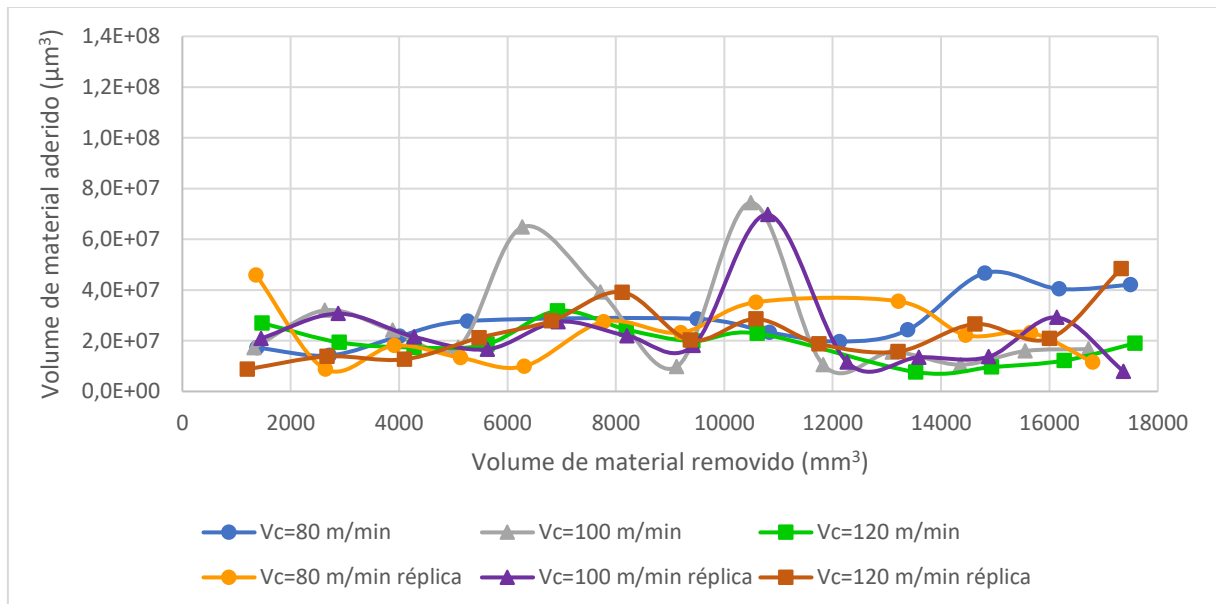
Considerando a influência do mecanismo de adesão sobre o desgaste da ferramenta e de modo a tentar quantificar esse efeito nas diferentes condições de trabalho, as Figuras de 40 a 42 apresentam medições do volume de material aderido ao longo dos testes de torneamento, para as diferentes condições de lubrificação e velocidades de corte.

Figura 40 – Volume de material aderido em insertos de metal duro para diferentes velocidades de corte em torneamento a seco



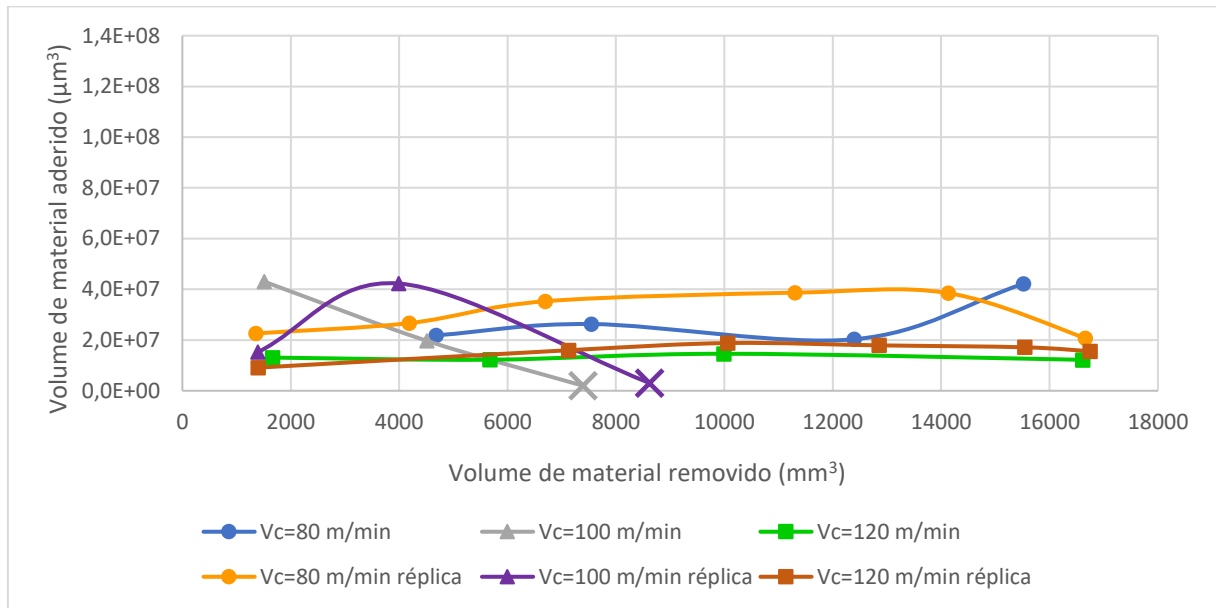
Fonte: Elaboração própria.

Figura 41 – Volume de material aderido em insertos de metal duro para diferentes velocidades de corte em torneamento com fluido abundante



Fonte: Elaboração própria.

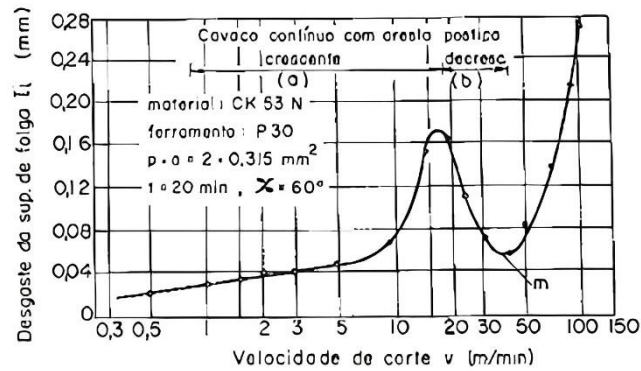
Figura 42 – Volume de material aderido em insertos de metal duro para diferentes velocidades de corte em torneamento criogênico



Fonte: Elaboração própria.

A velocidade de corte revelou ter uma relação com a adesão de material na ferramenta, como verificado por Ferraresi (1977), que explica que há uma região na qual as dimensões da aresta postiça crescem com a velocidade de corte até atingir um ponto máximo, para logo diminuir até seu desaparecimento. Seu efeito sobre o desgaste é apresentado na Figura 43. De forma geral, para as três condições de lubrificação, a velocidade de corte de 100 m/min apresentou pontos de maior volume de material aderido, o que leva a crer, que esta velocidade de corte se encontra em torno da velocidade de transição, onde ocorre o desgaste máximo na superfície de folga. Em algumas situações não foi possível verificar o volume de material aderido, já que, ao se apresentar em elevadas quantidades, dificulta-se a análise da diferença de volume pelo programa de tratamento de imagens, como foi encontrado para a velocidade de corte de 100 m/min e aplicação de nitrogênio líquido.

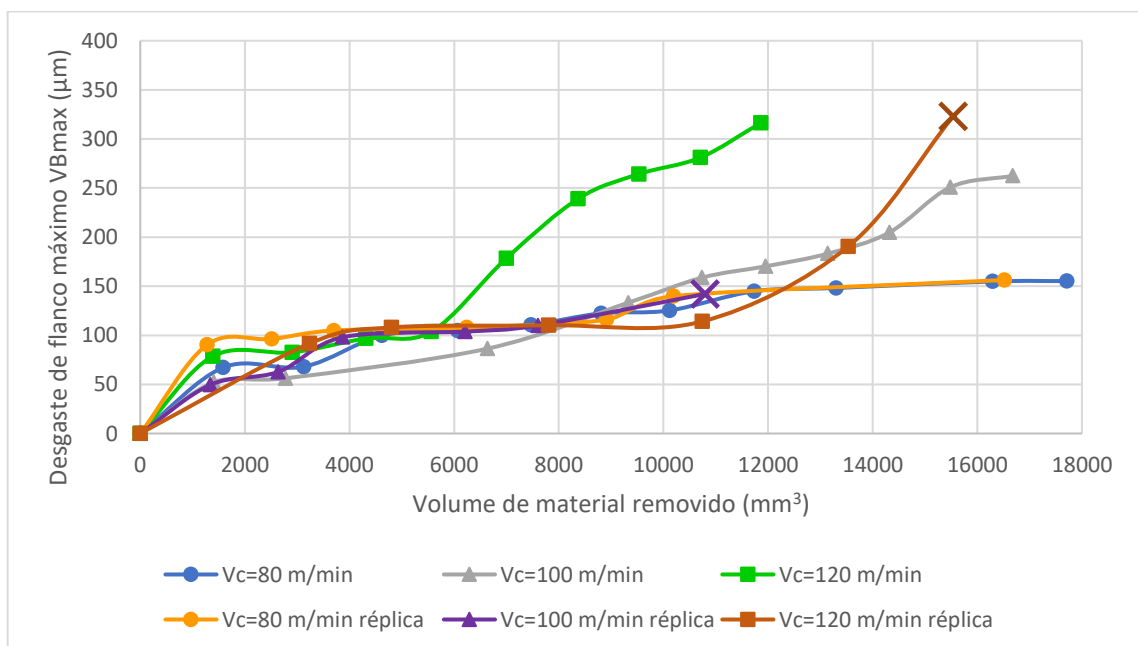
Figura 43 – Variação do desgaste de flanco em função da velocidade de corte



Fonte: Ferraresi (1977).

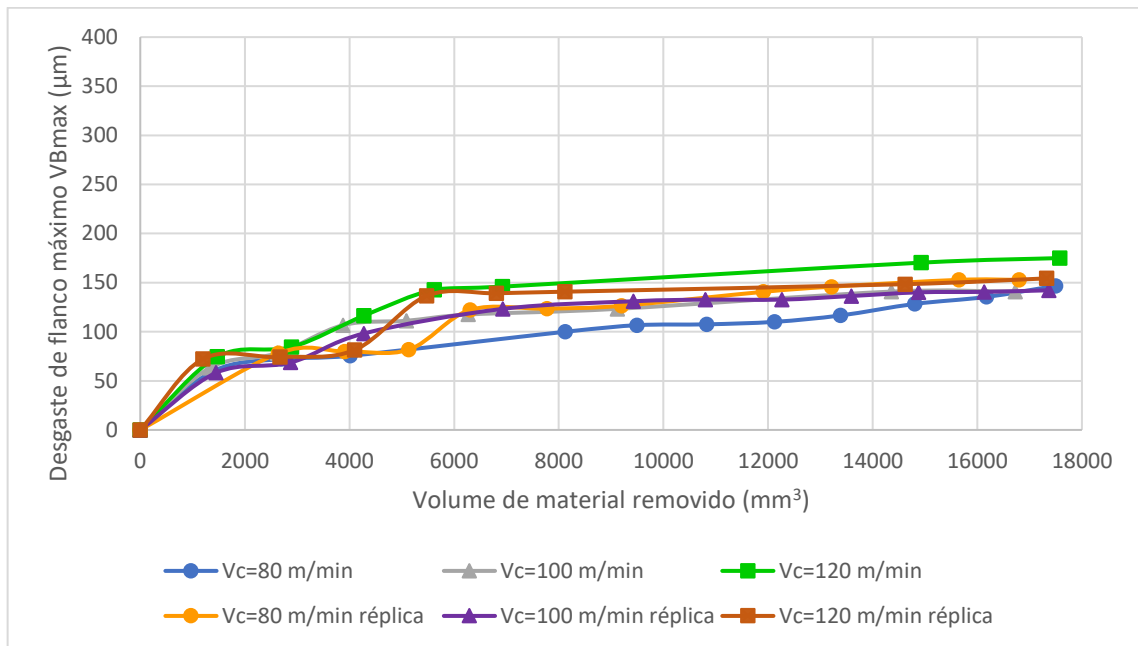
A evolução do desgaste das ferramentas está sujeita às diferentes variáveis envolvidas no processo. Para diferentes parâmetros de corte, podem-se obter vidas de ferramenta distintas, mesmo que os mecanismos de desgaste sejam similares. Desse modo, a seguir são apresentadas as curvas de desgaste de flanco máximo, medido após o torneamento de cada trecho dos corpos de prova em corte a seco (Figura 44), com fluido abundante (Figura 45) e com nitrogênio líquido (Figura 46).

Figura 44 – Evolução do desgaste de flanco de ferramentas de metal duro para diferentes velocidades de corte em torneamento a seco



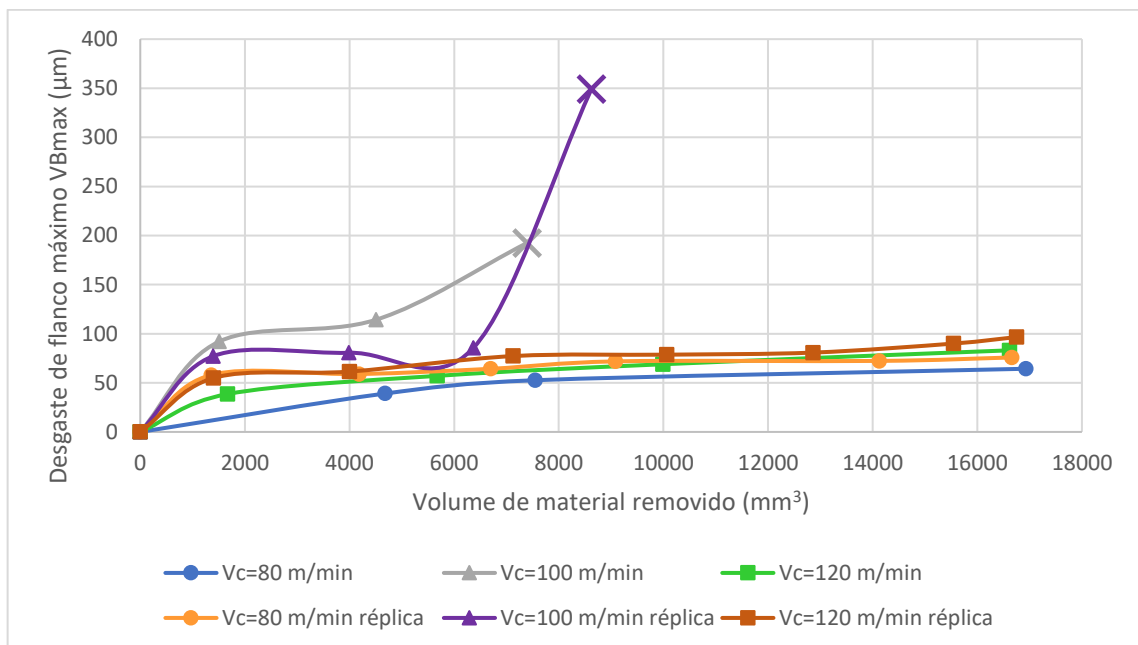
Fonte: Elaboração própria.

Figura 45 – Evolução do desgaste de flanco de ferramentas de metal duro para diferentes velocidades de corte em torneamento assistido por fluido abundante



Fonte: Elaboração própria.

Figura 46 – Evolução do desgaste de flanco de ferramentas de metal duro para diferentes velocidades de corte em torneamento criogênico



Fonte: Elaboração própria.

A taxa de crescimento do desgaste de flanco dos casos testados segue, de modo geral, o formato clássico. Nas curvas obtidas, pode-se identificar um estágio inicial, caracterizado por um desgaste rápido, seguido por um crescimento constante. Já o desgaste final acelerado foi encontrado apenas nas condições de usinagem a seco com velocidades de corte de 100 e 120 m/min. Os valores finais medidos no torneamento a seco foram 155,2 μm (ensaio) e 156,31 μm (réplica) para a velocidade de corte de 80 m/min; 262,46 μm (ensaio) e quebra da ferramenta (réplica) após remoção de 10799 mm^3 de material para a velocidade de corte de 100 m/min; e 316,35 μm (ensaio) e quebra da ferramenta (réplica) após remoção de 15535 mm^3 de material para a velocidade de corte de 120 m/min. Já as curvas de desgaste das ferramentas no torneamento com aplicação de fluido abundante apresentaram valores finais menores quando comparadas àquelas para o corte a seco. Os valores encontrados foram 146,71 μm (ensaio) e 152,83 μm (réplica) para a velocidade de corte de 80 m/min; 140,87 μm (ensaio) e 142,19 μm (réplica) para a velocidade de corte de 100 m/min; e 188,01 μm (ensaio) e 154,33 μm (réplica) para a velocidade de corte de 120 m/min. Finalmente, os desgastes de flanco durante o torneamento criogênico foram de 64,34 μm (ensaio) e 75,84 μm (réplica) para a velocidade de corte de 80 m/min; ocorreu quebra da ferramenta nos dois testes realizados na velocidade de corte de 100 m/min após a remoção de 7392 mm^3 (ensaio) e 8623 mm^3 (réplica) de material da peça; 83,11 μm (ensaio) e 96,61 μm (réplica) para a velocidade de corte de 120 m/min.

Nota-se, comparativamente, que, para maiores velocidades de corte, o desgaste de flanco cresce com maior rapidez, pois as altas temperaturas atingidas na aresta de corte levam à redução da dureza do inserto, o que, somado à baixa condutividade térmica da liga de titânio, acelera a evolução do desgaste da ferramenta.

Com relação ao método de lubrificação empregado durante o torneamento, o fluido abundante permitiu reduzir a inclinação da curva na região de desgaste estável e evitou a formação do terceiro trecho, de desgaste acelerado, até o mesmo volume de material removido quando comparado à condição de corte a seco. O efeito de lubrificação permite diminuir o atrito na interface ferramenta-cavaco, levando a uma menor geração de calor na aresta de corte e minimizando o excessivo enfraquecimento do inserto. Já a refrigeração contribui com a remoção do calor gerado, limitando o processo difusivo.

O corte assistido por nitrogênio líquido permitiu reduzir significativamente o desgaste de flanco ao reduzir a temperatura de corte, conservando as propriedades mecânicas das

ferramentas em comparação ao corte com fluido convencional. O desgaste caiu em média 53,2% e 47,5% para as velocidades de 80 m/min e 120 m/min, respectivamente.

Cabe destacar que os menores desgastes de flanco estão associados à elevada taxa de resfriamento possibilitada pela aplicação de LN₂ e não com mudanças nas propriedades da ferramenta. Insertos de metal duro podem aumentar sua dureza e resistência ao desgaste por meio de tratamentos criogênicos, ao serem expostos a ambientes de baixa temperatura (-125°C até -196°C), comumente por períodos de 12h a 48h. Este tratamento permite a formação e distribuição uniforme de carbeto de fase η na superfície da ferramenta e em torno de grãos de WC, obtendo assim, uma estrutura mais rígida (ARUNKARTHIKEYAN e BALAMURUGAN, 2021; KHAN e MAITY, 2017; PADMAKUMAR, DINAKARAN e GURUPRASATH, 2018). Porém, como o corte foi realizado em um curto intervalo de tempo, na ordem de segundos, as propriedades do inserto não poderiam ter sido melhoradas.

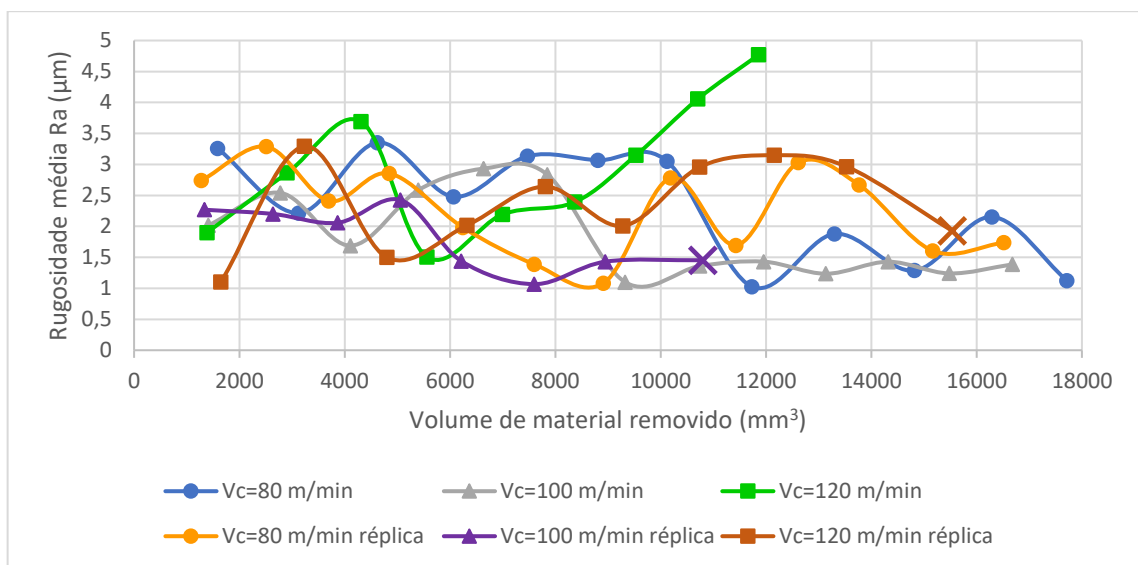
Também devido ao baixo tempo de corte e às altas temperaturas geradas durante o torneamento, que se contrapõem ao efeito de resfriamento causado pelo nitrogênio líquido, nota-se que o possível aumento de resistência do material, verificado nos ensaios de tração a baixa temperatura, não se refletiu no processo de usinagem.

A presença de material aderido na aresta de corte, que pode ter causado formação de aresta postiça, na maioria dos casos, resultou na conservação da integridade da ferramenta durante o processo de torneamento. Esta situação é mais clara para a velocidade de corte de 80 m/min, para a qual o comportamento do desgaste de flanco encontrado em duas condições de lubrificação, corte a seco e fluido abundante, foi similar, pois a renovação constante da aresta postiça criou uma barreira de proteção e permitiu reduzir a geração do desgaste da ferramenta. Por outro lado, para a velocidade de corte de 100 m/min, tanto a seco quanto com a aplicação de LN₂, o excessivo volume de material aderido acelerou o desgaste de flanco na ferramenta, provavelmente por encontrar-se em torno da velocidade de transição, como foi explicado anteriormente, para estas velocidades apresentam-se maiores volumes de material aderido e desgastes de flanco mais severos. Mesmo que a literatura relacione a presença de APC a baixas velocidades de corte, esse fenômeno apresentou-se após o torneamento da maioria dos trechos usinados, mesmo para altos valores de velocidade, o que pode ser atribuído ao baixo módulo de elasticidade das ligas de titânio beta (PARIS et al, 2020).

4.3.2. Qualidade superficial da liga Ti-15Mo torneada

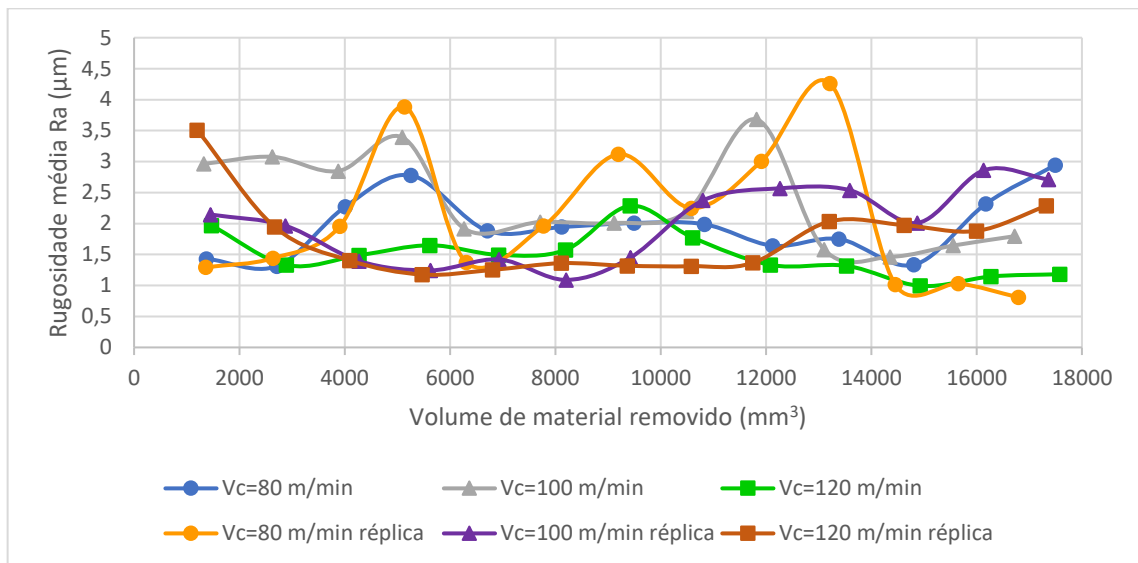
A influência do método de lubrificação e da velocidade de corte na rugosidade média Ra e rugosidade máxima Rz durante o torneamento da liga Ti-15Mo é apresentada nas Figuras 47 a 52. Para os casos estudados, a maior parte das medições de Ra oscila entre 1 μm e 3,5 μm , não sendo verificada influência significativa da velocidade de corte no acabamento superficial. De outra maneira, os fluidos de corte permitiram reduzir a variação da rugosidade na peça usinada, especialmente com aplicação de nitrogênio líquido.

Figura 47 – Rugosidade média Ra de superfícies de Ti-15Mo obtidas em torneamento a seco



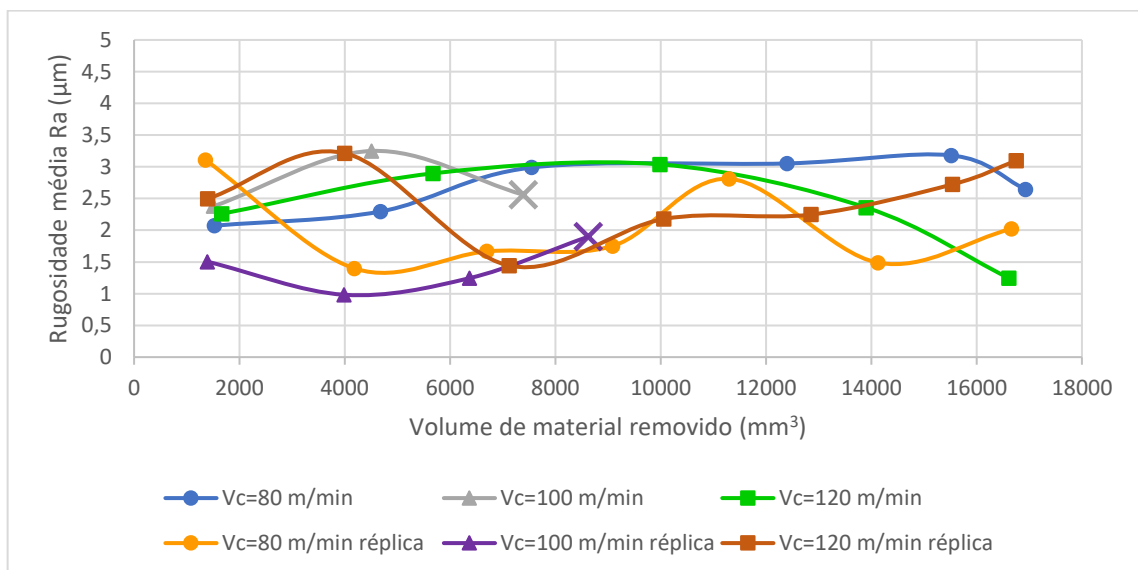
Fonte: Elaboração própria.

Figura 48 – Rugosidade média Ra de superfícies de Ti-15Mo obtidas em torneamento com fluido abundante



Fonte: Elaboração própria.

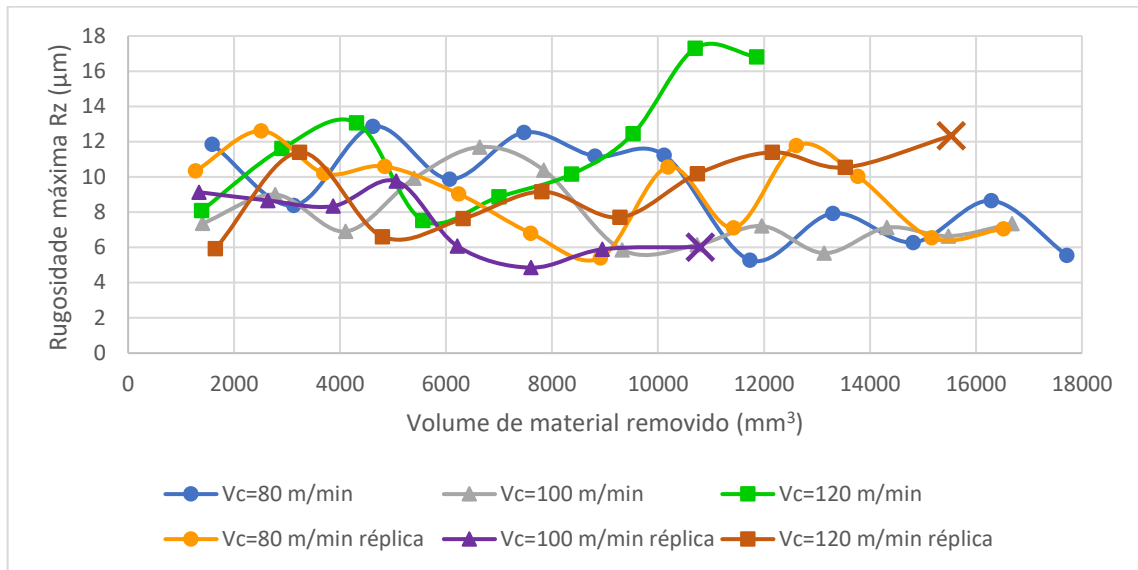
Figura 49 – Rugosidade média Ra de superfícies de Ti-15Mo obtidas em torneamento criogênico



Fonte: Elaboração própria.

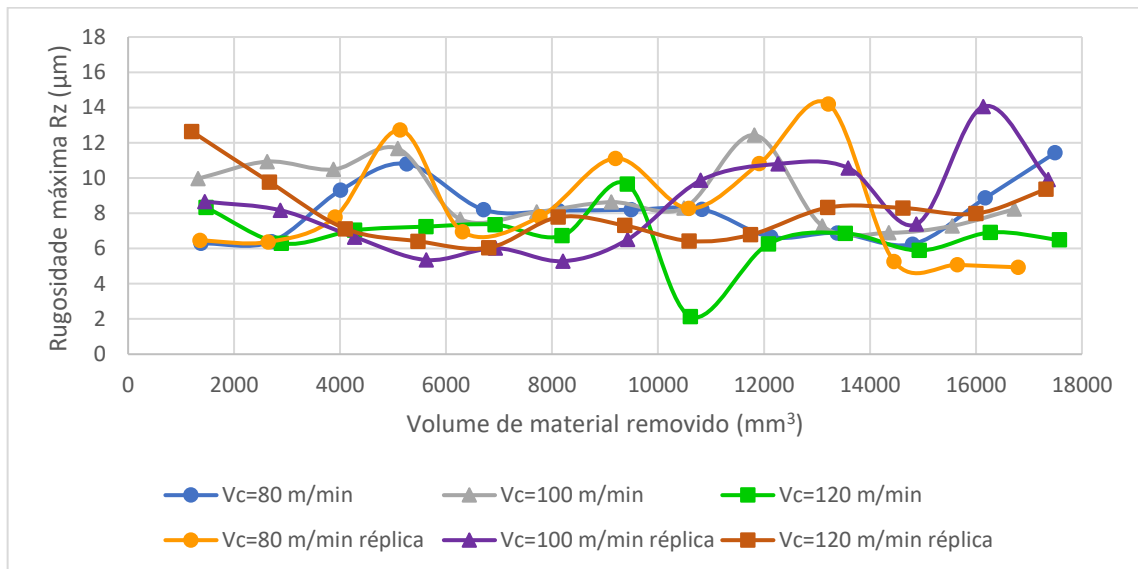
A rugosidade máxima Rz apresentou a mesma tendência observada para a rugosidade média Ra, não havendo influência clara da velocidade de corte, mas redução na oscilação dos valores de rugosidade com aplicação de nitrogênio líquido. As medições se encontram entre valores de 4 µm e 14 µm.

Figura 50 – Rugosidade máxima R_z de superfícies de Ti-15Mo obtidas em torneamento a seco



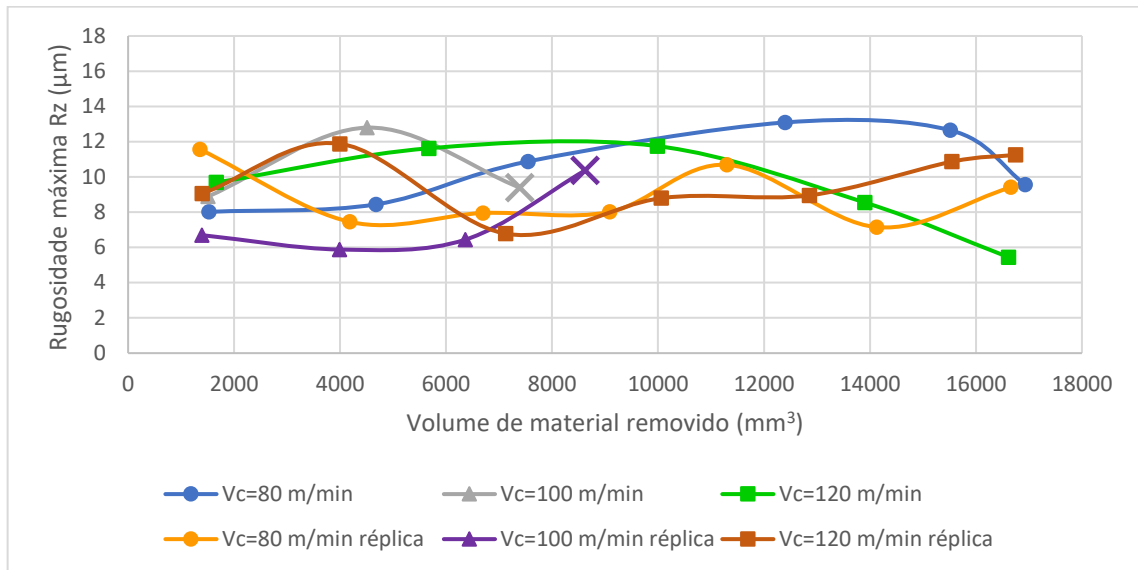
Fonte: Elaboração própria.

Figura 51 – Rugosidade máxima R_z de superfícies de Ti-15Mo obtidas em torneamento com fluido abundante



Fonte: Elaboração própria.

Figura 52 – Rugosidade máxima Rz de superfícies de Ti-15Mo obtidas em torneamento criogênico



Fonte: Elaboração própria.

Valores médios e desvios padrão de rugosidade média Ra e rugosidade máxima Rz são apresentados nas Tabelas 3 e 4, respectivamente, levando em consideração as diferentes velocidades de corte e ambientes de lubrificação nos ensaios e réplicas.

Tabela 3 – Valores médios de rugosidade média Ra e desvio padrão das superfícies usinadas

Ra	Corte a seco		Fluido abundante		Corte criogênico	
	Ensaio	Réplica	Ensaio	Réplica	Ensaio	Réplica
v_c = 80 m/min	2,33 ±	2,25 ±	1,97 ±	2,11 ±	2,71 ±	2,03 ±
	0,86	0,70	0,51	1,13	0,45	0,67
v_c = 100 m/min	1,83 ±	1,79 ±	2,35 ±	1,98 ±	2,73 ±	1,41 ±
	0,67	0,50	0,74	0,61	0,46	0,39
v_c = 120 m/min	2,95 ±	2,27 ±	1,50 ±	1,75 ±	2,36 ±	2,49 ±
	1,07	0,76	0,35	0,64	0,71	0,61

Fonte: Elaboração própria.

Tabela 4 – Valores médios de rugosidade máxima Rz e desvio padrão das superfícies usinadas

Rz	Corte a seco		Fluido abundante		Corte criogênico	
	Ensaio	Réplica	Ensaio	Réplica	Ensaio	Réplica
v_c = 80 m/min	9,30 ±	9,09 ±	8,12 ±	8,29 ±	10,44 ±	8,89 ±
	2,69	2,26	1,68	3,01	2,13	1,70
v_c = 100 m/min	7,79 ±	7,34 ±	9,06 ±	8,40 ±	10,36 ±	7,35 ±
	1,87	1,83	1,83	2,57	2,12	2,04
v_c = 120 m/min	11,77 ±	8,90 ±	6,70 ±	8,02 ±	9,41 ± 2,59	9,66 ±
	3,55	2,48	1,69	1,79		1,77

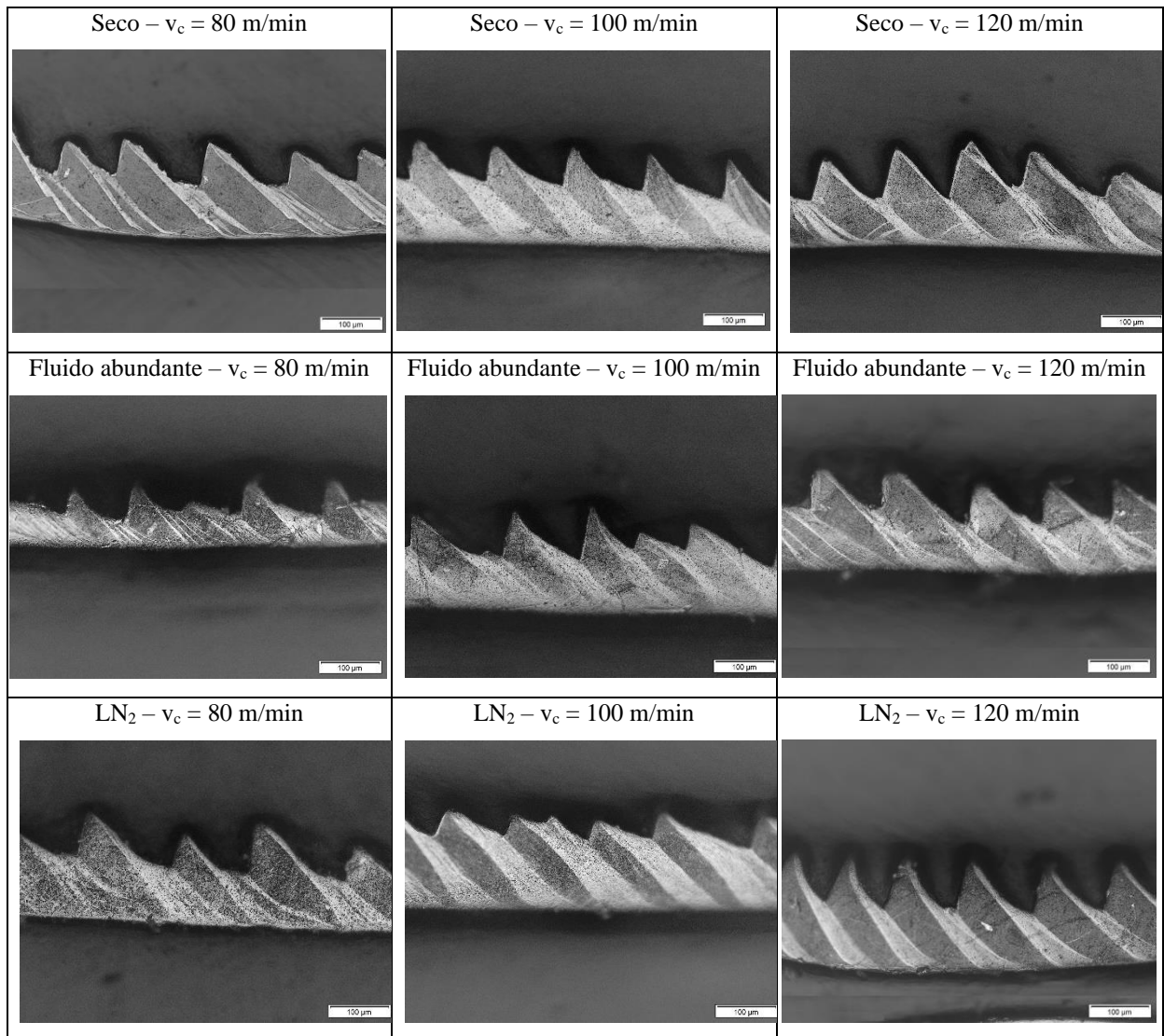
Fonte: Elaboração própria.

A partir destes dados, não é possível estabelecer de forma precisa a influência das variáveis de entrada ou do desgaste da ferramenta no acabamento superficial do material usinado. Como foi observado por Paris et al (2020), a presença de APC durante o torneamento da liga Ti-15Mo afeta irregularmente o acabamento das superfícies usinadas em razão de sua instabilidade.

4.3.3. Morfologia dos cavacos obtidos

Os cavacos gerados após o primeiro passe foram coletados e analisados, com o intuito de identificar variações em sua morfologia que pudessem ser relacionados com o tipo de lubrificação e velocidade de corte. Os cavacos obtidos são mostrados na Figura 53.

Figura 53 – Cavacos obtidos por torneamento após o primeiro passe nas diferentes condições de corte



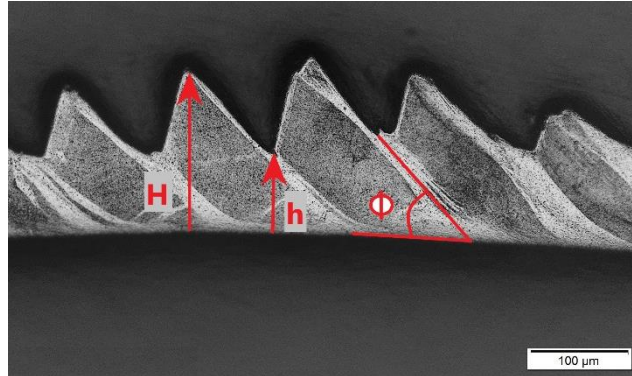
Fonte: Elaboração própria.

Para todas as situações, foram obtidos cavacos segmentados, como resultado da formação de bandas de alta deformação, devido ao cisalhamento adiabático, intercaladas com bandas de baixa deformação, característica comumente encontrada na usinagem de ligas de titânio, em razão do baixo coeficiente de transferência de calor e das elevadas temperaturas de corte (KOMANDURI e TURKOVICH, 1981; SUN, KE e CHEN, 2019).

Para a espessura do cavaco (\bar{h}), foi considerada a média entre a altura do topo do dente (H) e a altura da raiz do dente (h), tendo sido realizadas cinco medições para determinar

o valor médio e o desvio padrão. Da mesma forma, obteve-se o ângulo de cisalhamento (Φ) como mostrado na Figura 54.

Figura 54 – Medição da espessura do cavaco e do ângulo de cisalhamento



Fonte: Elaboração própria.

A Tabela 5 apresenta os valores médios do ângulo de cisalhamento e da espessura de cavaco. Nela, se observa pouca variação do ângulo de cisalhamento nas diferentes condições estudadas, tendo sido obtidos resultados de Φ em torno de 46° . Da mesma forma, a espessura média de cavaco varia pouco, especialmente nas condições de corte a seco e com aplicação de fluido abundante. Já para o torneamento com LN_2 , a espessura de cavaco aumentou ligeiramente nas três velocidades de corte analisadas.

Tabela 5 – Espessura média do cavaco e ângulo de cisalhamento

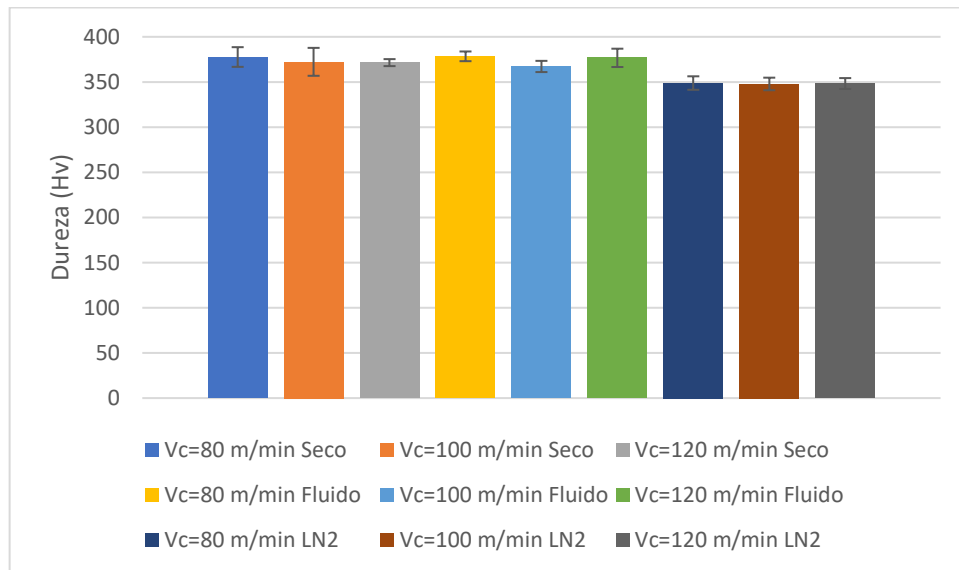
		Corte a Seco	Fluido Abundante	Corte Criogênico
$v_c = 80 \text{ m/min}$	\bar{h} (μm)	$122,95 \pm 5,98$	$125,3 \pm 36,95$	$136,92 \pm 9,87$
	Φ ($^\circ$)	$44,5 \pm 0,21$	$49,05 \pm 6,54$	$46,07 \pm 1,69$
$v_c = 100 \text{ m/min}$	\bar{h} (μm)	$133,53 \pm 6,45$	$133,02 \pm 8,63$	$143,95 \pm 4,00$
	Φ ($^\circ$)	$47,69 \pm 1,46$	$46,42 \pm 4,25$	$45,83 \pm 2,19$
$v_c = 120 \text{ m/min}$	\bar{h} (μm)	$126,06 \pm 8,07$	$126,72 \pm 8,69$	$147,88 \pm 7,37$
	Φ ($^\circ$)	$43,72 \pm 3,16$	$43,99 \pm 3,67$	$50,26 \pm 3,24$

Fonte: Elaboração própria.

Outra avaliação realizada para complementar o estudo da formação do cavaco corresponde à medição da sua dureza, como apresentado na Figura 55. Valores similares de

dureza foram obtidos nos cavacos produzidos em corte a seco e com aplicação de fluido abundante (em torno de 374 HV), enquanto para os cavacos gerados em ambiente criogênico, a dureza caiu para um valor aproximado de 348 HV, estando essa situação possivelmente associada a menores taxas de encruamento. A velocidade de corte não teve efeito relevante sobre a variável de saída analisada.

Figura 55 – Dureza Vickers dos cavacos obtidos durante torneamento da liga Ti-15Mo



Fonte: Elaboração própria.

5. CONCLUSÕES

Mesmo com a ampla utilização das ligas de titânio nas últimas décadas, a usinagem deste tipo de material continua apresentando desafios. Tendo isso em vista, o presente trabalho de pesquisa teve como foco a investigação do torneamento da liga Ti-15Mo com insertos de metal duro sem revestimento, diferentes parâmetros de corte e condições de lubrificação. Com base nos resultados obtidos, foram tiradas as seguintes conclusões:

- As ferramentas de metal duro apresentaram os mesmos mecanismos de desgaste para todos os casos estudados (difusão, aresta postiça de corte e adesão), os quais resultaram na formação de desgaste de flanco.
- Maiores velocidades de corte reduziram a durabilidade de ferramentas de metal duro no torneamento da liga Ti-15Mo em corte a seco e com fluido abundante, o que pode ser atribuído às elevadas temperaturas, que afetam as propriedades mecânicas do inserto e favorecem seu desgaste.
- Dentro da faixa de condições testadas, a maior vida da ferramenta foi obtida para a velocidade de corte de 80 m/min com aplicação de nitrogênio líquido, sendo os valores de desgaste de flanco muito baixos em virtude da alta taxa de resfriamento que oferece o LN₂.
- A aplicação de emulsão de forma abundante permitiu diminuir o desgaste de flanco dos insertos de metal duro quando comparado com o torneamento a seco, principalmente a altas velocidades de corte. A capacidade de resfriamento possibilita uma redução de temperatura na zona de corte e o efeito lubrificante mitiga o atrito entre as superfícies em contato, conservando, desse modo, a integridade da ferramenta.
- Menores desgastes de flanco foram encontrados em torneamento assistido por nitrogênio líquido, sendo que a grande capacidade de resfriamento do LN₂ inibiu a perda de material do inserto para o cavaco e, ao possibilitar uma menor temperatura durante o corte, manteve as propriedades mecânicas da ferramenta.
- Grandes volumes de aresta postiça de corte afetaram negativamente a integridade do inserto, situação que foi mais intensa para a velocidade de corte de 100 m/min, o que acelerou o desgaste de flanco e levou à quebra das arestas nas condições de corte a seco e com LN₂.

- O acabamento superficial não apresentou variações significativas para as diferentes velocidades de corte estudadas, porém, a aplicação de LN₂ possibilitou menores oscilações nos valores de rugosidade.
- Os cavacos obtidos nas diferentes condições apresentaram aspecto similar e aqueles gerados na usinagem com aplicação de LN₂ tiveram menor dureza, provavelmente pela menor taxa de encruamento.

REFERÊNCIAS

AGRAWAL, C. et al. Comprehensive analysis of tool wear, tool life, surface roughness, costing and carbon emissions in turning Ti–6Al–4V titanium alloy: Cryogenic versus wet machining. **Tribology International**, Elsevier, v. 153, p. 106597, 2021.

AN, Q. et al. Experimental study on turning of TC9 titanium alloy with cold water mist jet cooling. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, Elsevier, v. 51, n. 6, p. 549 – 555, 2011.

ARAMCHAROEN, A. Influence of Cryogenic Cooling on Tool Wear and Chip Formation in Turning of Titanium Alloy. **Procedia CIRP**, Elsevier, v. 46, p. 83 – 86, 2016.

ARUNKARTHIKEYAN, K.; BALAMURUGAN, K. Studies on the impact of soaking time on a cryogenic processed and post tempered WC-Co insert. **Materials Today: Proceedings**, v. 44, n. 1, p. 1692 – 1699, 2021.

ARUNPRASATH, K. et al. Cryogenic turning of titanium alloys: Machinability characteristics and environmental consequences. **Materials Today: Proceedings**, 2022.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR ISO 3685: Ensaio de vida da ferramenta de ponta única para torneamento**. Rio de Janeiro, p. 61. 2017.

ASTM. Standard specification for wrought titanium-15 molybdenum alloy for surgical implant application. ASTM F 2066-08. Philadelphia (USA): ASTM; 2008.

BERMINGHAM, M. et al. New observations on tool life, cutting forces and chip morphology in cryogenic machining Ti-6Al-4V. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, Elsevier, v. 51, n. 6, p. 500 – 511, 2011.

BLACKBURN, M; FEENY, J. Effect of microstructure on the strength, toughness, and stress-corrosion cracking susceptibility of a metastable beta titanium alloy (Ti–11.5Mo–6Zr–4.5Sn). **Metallurgical and Materials Transactions B**, v. 1, p. 3309 – 3323, 1970.

CALLISTER, W.D.; RETHWISCH, D.G. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. Tradução de Sergio Murilo Stamile Soares. 9. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2016. 865 p.

CHANDRASHEKAR, M.; SREENIVASA, K. The Effect of Cobalt on Wear behavior of Cemented Carbide cutting tools for machining of Titanium alloy. **Materials Today: Proceedings**, v. 5, n. 2, p. 7678 – 7684, 2018.

CHOWDHURY, S. et al. Wear behaviour of coated carbide tools during machining of Ti6Al4V aerospace alloy associated with strong built up edge formation. **Surface and Coatings Technology**, Elsevier, v. 313, p. 319 – 327, 2017.

CRUZ, D. C.; SORDI, V. L.; VENTURA, C. E. H. Surface analysis of WC-5%Co cemented tungsten carbide cutting insert after plunge-face grinding. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 108, p. 323 – 330, 2020.

CRUZ, D. C.; SORDI, V. L.; VENTURA, C. E. H. Assessment of the surface integrity of ground cemented tungsten carbide cutting inserts and its influence on tool wear in turning of ferritic nodular cast iron. **CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology**, v. 37, p. 613 – 622, 2022.

DE COOMAN, B.; ESTRIN, Y.; KIM, S. Twinning-induced plasticity (TWIP) steels. **Acta Materialia**, v. 142, p. 283 – 362, 2018.

DAVIM, J. P. **Machining of Titanium Alloys, Materials Forming, Machining and Tribology**. 1 ed. Springer, 2014. 153 p.

DINIZ, A. E.; MARCONDES, F. C.; COPPINI, N. L. **Tecnologia da Usinagem dos Materiais**. 8. ed. São Paulo: Artliber, 2013. 270 p.

DONACHIE, M. **Titanium: A Technical Guide**. 2 ed. ASM International, 2000.

EISENBARTH, E. et al. Biocompatibility of β -stabilizing elements of titanium alloys, **Biomaterials**, Elsevier, v. 25, n. 26, p. 5705 – 5713, 2004.

EZUGWU, E. et al. Evaluation of the performance of CBN tools when turning Ti–6Al–4V alloy with high pressure coolant supplies, **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, Elsevier, v. 45, n. 9, p. 1009 – 1014, 2005.

FERRARESI, D. **Fundamentos da Usinagem dos metais**. 1 ed. Sao Paulo: Edgard Blucher, 1977. p. 352 – 510.

GEPREEL, M.; NIINOMI, M. Biocompatibility of Ti-alloys for long-term implantation. **Journal of the mechanical behavior of biomedical materials**, Elsevier, v. 20, p. 407 – 415, 2013.

GRAVES, A. et al. On the mechanism of crater wear in a high strength metastable β titanium alloy. **Wear**, Elsevier, v. 484 – 485, 2021.

GROOVER, M. P. **Fundamentals of Modern Manufacturing: Materials, processes and systems**. 5^a. ed. Wiley, 2013. 1101 p.

HANADA, S.; IZUMI, O. Transmission electron microscopic observations of mechanical twinning in metastable beta titanium alloys. **Metallurgical Transactions A**, v. 17, n. 8, p. 1409 – 1420, 1986.

HAYNES, W.; LIDE, D; BRUNO, T. **CRC Handbook of Chemistry and Physics**. 95 ed. CRC Press, 2014. 2666 p.

HO, W.F. A comparison of tensile properties and corrosion behavior of cast Ti-7.5Mo with c.p. Ti, Ti-15Mo and Ti-6Al-4V alloys. **Journal of Alloys and Compounds**, Elsevier, v. 464, p. 580-583, 2008.

HONG, S.; DING, Y. Cooling approaches and cutting temperatures in cryogenic machining of Ti-6Al-4V, **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, Elsevier, v. 41, n. 10, p. 1417 – 1437, 2001.

HUANG, Z. et al. Effects of different annealing cooling methods on the microstructure and properties of TA10 titanium alloys. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 18, p. 4859 – 4870, 2022.

JAWAHIR, I.S.; PULEO, D.; SCHOOP, J. Cryogenic Machining of Biomedical Implant Materials for Improved Functional Performance, Life and Sustainability. **Procedia CIRP**, Elsevier, v. 46, p. 7 – 14, 2016.

JAWAHIR, I.S. et al. Cryogenic manufacturing processes. **CIRP Annals**, Elsevier, v. 65, p. 713 – 736, 2016.

KAUR, M.; SINGH K. Review on titanium and titanium based alloys as biomaterials for orthopaedic applications. **Materials Science and Engineering: C**, v. 102, p. 844 – 862, 2019.

KHAN, A.; MAITY, K. Comparative study of some machinability aspects in turning of pure titanium with untreated and cryogenically treated carbide inserts. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 28, n. 1, p. 272 – 284, 2017.

LEACH, R. **Characterization of Areal Surface Texture**. Springer, 2013. cap. 2.

LUO, Y.; YANG, L.; TIAN, M. Application of biomedical-grade titanium alloys in trabecular bone and artificial joints. In: DAVIM, J. P. (Ed.). **Biomaterials and Medical Tribology: Research and development**. Woodhead Publishing Series in Biomaterials, 2013. cap. 3, p. 181 – 216.

MACHADO, Á. R. et al. **Teoria da usinagem dos materiais**. 2^a. ed. São Paulo: Blucher, 2011. 397 p.

MARTINS, J. et al. Preparation and Characterization of Ti-15Mo Alloy used as Biomaterial. **Materials Research**, v. 14, p. 107 – 112, 2011.

MIN, X. et al. Mechanism of twinning-induced plasticity in β -type Ti–15Mo alloy. **Scripta Materialia**, v. 69, n. 5, p. 393 – 396, 2013.

NAYAN, N. et al. Cryogenic Mechanical Properties of Warm Multi-Pass Caliber-Rolled Fine-Grained Titanium Alloys: Ti-6Al-4V (Normal and ELI Grades) and VT14. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 49, p. 128 – 146, 2018.

ODELROS, S. Tool wear in Titanium machining. M.Sc. Thesis. Uppsala University (2012), pp. 75 – 80. (ISSN: 1650-8297 UPTEC K12 006).

ODELROS, S. et. al. Experimental and theoretical study of the microscopic crater wear mechanism in titanium machining. **Wear**. Elsevier, v. 376 – 377, p. 115 – 124, 2017.

PADMAKUMAR, M.; DINAKARAN, D.; GURUPRASATH, J. Tribological behaviour of Cryogenically Treated WC-9Co Cemented Carbide. **Materials Today: Proceedings**, v. 5, n. 2, p. 7797 – 7807, 2018.

PARIS, D. et al. Influence of built up edge on the surface topography of Ti-15Mo. In: **5th CIRP CSI**. Elsevier, 2020. v. 87, p. 137 – 141.

PARIS, D. et al. An analysis of the surface roughness of Ti–15Mo alloy machined with uncoated cemented tungsten carbide cutting inserts with different geometries. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering**, v. 44, 309, 2022.

PETERS, M. et al. Structure and Properties of Titanium and Titanium Alloys. In: LEYENS, C.; PETERS, M. (org.). **Titanium and Titanium Alloys**. 1. ed. WILEY-VCH GmbH & Co. KGaA, 2003. cap. 1, p. 1 – 36.

PIVOTTO, L. B. **Aplicação de insertos de metal duro com diferentes acabamentos no torneamento da liga Ti-15Mo**. 2020. 76 p. Dissertação (Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica) – Universidade de São Paulo.

PIVOTTO, L.B.; ANTONIALLI, A.Í.S.; VENTURA, C.E.H. Tribological aspects of tool wear during turning Ti-15Mo alloy with cemented tungsten carbide cutting inserts prepared with different surface finishes. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology**, v. 237, p. 190 – 198, 2023.

PRABHU, N. et al. Studies on mechanical properties of Ti-6Al-4V ELI at liquid hydrogen temperature. **Materials Science Forum**, v. 830 – 831, p. 207 – 210, 2015.

PUSHP, P.; DASHARATH, S.; ARATI, C. Classification and applications of titanium and its alloys. **Materials Today: Proceedings**, v. 54, p. 537 – 542, 2022.

RAHMAN RASHID, R. et al. Tool wear mechanisms involved in crater formation on uncoated carbide tool when machining Ti6Al4V alloy. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 83, n. 9 – 12, p. 1457 – 1465, 2016.

SARTORI, S. et al. (2017). Wear mechanisms of uncoated and coated carbide tools when machining Ti6Al4V using LN2 and cooled N2. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 95, n 1 – 4, p. 1255 – 1264, 2018.

SHA, W; MALINOV, S. **Titanium Alloys: Modelling of Microstructure, properties and applications**. 1 ed. TJ International Limited, 2009.

SOKOVIC, M; MIJANOVIC, K. Ecological aspects of the cutting fluids and its influence on quantifiable parameters of the cutting processes. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 109, p. 181 – 189, 2001.

SUN, Q.; GU, H. Tensile and low-cycle fatigue behavior of commercially pure titanium and Ti-5Al-2.5Sn alloy at 293 and 77 K. **Materials Science and Engineering A**, v. 316, p. 80 – 86, 2001.

TRABELSI, S. et al. Tool wear and cutting forces under cryogenic machining of titanium alloy (Ti17). **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 91, n. 5 – 8, p. 1493–1505, 2017.

VENTURA, C. E. H. et al. Effect of the grinding process on the wear of a cemented tungsten carbide cutting insert during turning. **Procedia CIRP**, v. 101, p. 174 – 177, 2021.

VENTURA, C. E. H.; KÖHLER, J.; DENKENA, B. Cutting edge preparation of PCBN inserts by means of grinding and its application in hard turning. **CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology**, Elsevier, v. 6, n. 4. 246 – 253, 2013.

WANG, B.; LIU, Z. Influences of tool structure, tool material and tool wear on machined surface integrity during turning and milling of titanium and nickel alloys: a review. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 98, n. 5 – 8, p. 1925 – 1975, 2018.

YANG, J. et al. Grinding effects on surface integrity and mechanical strength of WC-Co cemented carbides. **Procedia CIRP**, v. 1, p. 257 – 263, 2014.

YAO, K.; MIN, X. Static and dynamic Hall–Petch relations in $\{332\}\langle 113 \rangle$ TWIP Ti–15Mo alloy. **Materials Science and Engineering: A**, v. 827, p. 142044, 2021.

YU, H. et al. Hall-Petch relationship in Mg alloys: A review. **Journal of Materials Science and Technology**, v. 34, n. 2, p. 248 – 256, 2018.

ZANG, M. et al. Cryogenic tensile properties and deformation behavior of a superhigh strength metastable beta titanium alloy Ti–15Mo–2Al. **Materials Science and Engineering: A**, v. 817, p. 141344, 2021.

ZHANG, W. et al. Plastic deformation mechanism of Ti–Nb–Ta–Zr–O alloy at cryogenic temperatures. **Materials Science and Engineering: A**, v. 765, p. 138293.1 – 138293.7, 2019.