



UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
Faculdade de Engenharia Mecânica

MONICA COSTA RODRIGUES GUIMARÃES

**Avaliação dos parâmetros de fresamento na
integridade superficial do Inconel 625
depositado por soldagem em aço ABNT
4340.**

CAMPINAS

2022

MONICA COSTA RODRIGUES GUIMARAES

Avaliação dos parâmetros de fresamento na integridade superficial do Inconel 625 depositado por soldagem em aço ABNT 4340.

Tese apresentada à Faculdade de Engenharia
Mecânica da Universidade Estadual de Campinas
como parte dos requisitos exigidos para obtenção
do título de Doutora em Engenharia Mecânica, na
área de Materiais e Processos de Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Anselmo Eduardo Diniz

ESTE TRABALHO CORRESPONDE À VERSÃO
FINAL DA TESE DEFENDIDA PELA ALUNA
MONICA COSTA RODRIGUES GUIMARÃES, E
ORIENTADA PELO PROF. DR. ANSELMO
EDUARDO DINIZ.

CAMPINAS

2022

Ficha catalográfica
Universidade Estadual de Campinas
Biblioteca da Área de Engenharia e Arquitetura
Elizangela Aparecida dos Santos Souza - CRB 8/8098

G947a Guimarães, Monica Costa Rodrigues, 1984-
Avaliação dos parâmetros de fresamento na integridade superficial do Inconel 625 depositado por soldagem em aço ABNT 4340 / Monica Costa Rodrigues Guimarães. – Campinas, SP : [s.n.], 2022.

Orientador: Anselmo Eduardo Diniz.
Tese (doutorado) – Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Superliga. 2. Ligas de níquel. 3. Usinagem. 4. Tensões residuais. 5. Corrosão. I. Diniz, Anselmo Eduardo, 1959-. II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. III. Título.

Informações para Biblioteca Digital

Título em outro idioma: Evaluation of milling parameters on the surface integrity of Inconel 625 deposited by welding on ABNT 4340 steel

Palavras-chave em inglês:

Superalloy
Nickel alloy
Residual stresses
Corrosion

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Titulação: Doutora em Engenharia Mecânica

Banca examinadora:

Anselmo Eduardo Diniz [Orientador]

Amauri Hassui

Marcos Valério Ribeiro

Nivaldo Lemos Coppini

José Mário Fernandes de Paiva Júnior

Data de defesa: 18-07-2022

Programa de Pós-Graduação: Engenharia Mecânica

Identificação e informações acadêmicas do(a) aluno(a)

- ORCID do autor: <https://orcid.org/0000-0001-8819-5109>

- Currículo Lattes do autor: <http://lattes.cnpq.br/1797672737687777>

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA**

TESE DE DOUTORADO ACADÊMICO

**Avaliação dos parâmetros de fresamento na
integridade superficial do Inconel 625
depositado por soldagem em aço ABNT 4340.**

Autor: Monica Costa Rodrigues Guimarães

Orientador: Anselmo Eduardo Diniz

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Tese:

Prof. Dr. Anselmo Eduardo Diniz, Presidente
Faculdade de Engenharia Mecânica/Universidade Estadual de Campinas

Prof. Dr. Amauri Hassui, Membro
Faculdade de Engenharia Mecânica/Universidade Estadual de Campinas

Prof. Dr. Nivaldo Lemos Coppini, Membro
Faculdade de Engenharia Mecânica/Universidade Estadual de Campinas

Prof. Dr. José Mário Fernandes de Paiva Júnior, Membro
McMaster Manufacturing Research Institute/McMaster University

Prof. Dr. Marcos Valério Ribeiro, Membro
**Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá/Departamento de Materiais e
Tecnologia/Universidade Estadual Paulista**

A Ata de Defesa com as respectivas assinaturas dos membros encontra-se no SIGA/Sistema de Fluxo de Dissertação/Tese e na Secretaria do Programa da Unidade.

Campinas, 18 de julho de 2022.

Dedicatória

Dedico esta tese a Ivone e Osvaldo, meus amados pais, que nunca mediram esforços para que eu realizasse os meus maiores sonhos.

Agradecimentos

Agradeço a Deus, acima de tudo, por ter me permitido chegar até aqui e por me direcionar e fortalecer em todos os momentos.

Agradeço ao meu orientador, Dr. Anselmo E. Diniz, por estar comigo nestes anos me apoiando e orientando da melhor maneira possível e por ser fonte de inspiração como pesquisador, professor e ser humano.

Agradeço ao Leandro, meu esposo e meu companheiro de vida, por ser meu maior apoiador e por acreditar em mim mais do que eu mesma, por todo amor e cuidado comigo.

À minha família, meus pais Ivone e Osvaldo por todo apoio, encorajamento, mas principalmente pelas orações. À minha avó Nair por ser meu maior exemplo de como enfrentar as adversidades da vida. Aos meus irmãos Paulo e Bruna, às minhas sobrinhas Manuela e Alice, meus cunhados Luciana, Germano e Tânia e minha sogra Vilma, por todo amor, pelas conversas, orações. Sem vocês isso não teria sido possível.

Aos técnicos dos laboratórios da UNICAMP, em especial ao Aristides Magri por toda ajuda para o desenvolvimento dos ensaios e ao Claudomiro Alves pelas ajudas com os cortes do material.

Ao Yordan Almeida por fornecer da peça soldada.

Aos professores Prof. Dr. Eugênio José Zoqui e Prof. Dr. Paulo Roberto Mei por me permitirem utilizar os seus laboratórios quando precisei.

Ao professor Dr. Carlos Ventura da UFSCAR pelas medidas feitas no microscópio Alicona.

Ao Eduardo Bertoni pelas imagens de MEV.

Aos professores da Engenharia Mecânica da UNICAMP, Dr. Amauri Hassui, Dr. Daniel Suyama e Dr. João Fogagnolo, pelas conversas, aulas e todo apoio nesses anos.

Ao Dr. Haroldo Pinto, à Raíra Apolinário e à Julia Pereira da USP-São Carlos pela ajuda com as medidas de tensão residual.

Ao Dr. José Mario De Paiva e Dr. Stephen Veldhuis pela oportunidade que me ofereceram de fazer parte do meu doutorado no MMRI – McMaster University e por proporcionar todas as condições necessárias para realização dos ensaios e das caracterizações feitas na McMaster.

Ao Brady Semple e ao Tarciso Kock pela ajuda com os ensaios feitos no MMRI, e não só por isso, mas também pela amizade.

A todos os outros amigos que fiz no MMRI, em especial à minha amiga Jessica Turola, que foi tão importante pela amizade e por fazer algumas das minhas imagens de MEV.

Ao McMaster Automotive Resource Centre (MARC) nas pessoas da Beth McNally e Darren Feenstra pela ajuda com os ensaios de corrosão.

Aos meus amigos Tatiany Mafra e Luciano Barbosa, por me oferecerem um lugar para eu dormir sempre que eu precisava ficar em Campinas, pelas conversas, pelas trocas de ideias, pelo apoio e por tornar esse período muito mais leve e divertido.

Ao meu grande amigo e pastor Sérgio Paulo Nascimento, agradeço pelos ensinamentos, aconselhamentos e por ser um exemplo para mim.

A todos os meus outros amigos da UNICAMP em especial Gildeones Protázio, Renner Pontes, Jéssica Heline, Victor Saciotto, Ximena García, Marta Carvalho, Wallysson Silva, obrigada por todas as conversas, e por tornarem os dias mais animados.

Aos professores da UNESP- Guaratinguetá, em especial ao departamento de Materiais e Tecnologia, que foi onde concluí minha graduação, e ao professor Marcos Valério por ter aceitado participar da banca de defesa do doutorado.

À Emerging Leaders in the Americas Program - ELAP pela bolsa de estudos no Canadá

O presente trabalho foi realizado com apoio da Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq), Processo nº 142387/2017-7.

“A alegria não chega apenas no encontro do achado, mas faz parte do processo da busca. E ensinar e aprender não pode dar-se fora da procura, fora da boniteza e da alegria.”

Paulo Freire

Resumo

As superligas de níquel possuem excelentes propriedades sob altas temperaturas, como alta resistência à corrosão e à oxidação. Dentre estas ligas, a Inconel 625 possui aplicações na indústria aeroespacial, petrolífera e nuclear, muitas vezes depositado por solda sobre uma base de aço. O problema desta superliga está relacionado à baixa usinabilidade pois encrua rapidamente durante a usinagem, o que pode contribuir para o desgaste da ferramenta. A presença de carbeto duros e abrasivos na matriz desta liga também prejudica a usinabilidade. O termo integridade superficial é usado para estabelecer uma ligação entre processo e desempenho e então indicar a confiabilidade de uma superfície manufaturada. Estas condições são definidas de acordo com uma combinação de características superficiais mecânica, metalúrgica, topográfica, térmica e química, que pode afetar o desempenho do componente. A integridade superficial do Inconel 625 soldado foi analisada neste trabalho em operação de fresamento frontal em condições com ferramenta nova e ferramenta com $V_B = 0,2$ mm. Foram discutidas as influências dos parâmetros de corte na superfície e subsuperfície usinada. As avaliações foram feitas a partir dos resultados de pressão específica de corte (K_s), rugosidade da superfície usinada, espessura de camada deformada, dureza, tensão residual e corrosão. Para a caracterização das alterações na superfície e na subsuperfície foram utilizadas técnicas avançadas como difração de raio-x para medição da tensão residual pelo método $\sin^2\Psi$, microscopia eletrônica de varredura, ensaios de corrosão por pite, medidas das forças de usinagem, nanodureza e rugosidade. Os resultados mostram que a usinagem com a ferramenta nova teve melhor desempenho com relação à integridade superficial quando utilizada ferramenta com geometria L, que gerou menor dureza da superfície e da subsuperfície, e a maior velocidade de corte (66 m/min), que induziu tensões residuais compressivas. No caso da ferramenta desgastada ($V_B = 0,2$ mm) a recomendação para obter o menor dano à integridade da peça foi para as condições com menor avanço ($f_z = 0,1$ mm/dente) e menor velocidade de corte ($v_c = 55$ m/min), que provocou menor dano à superfície e à subsuperfície.

Palavras- chave: superliga de níquel, usinagem, tensão residual, corrosão.

Abstract

Nickel superalloys have excellent properties under high temperatures, such as high corrosion and oxidation resistance. Among these alloys, Inconel 625 has applications in the aerospace, oil, and nuclear industries, usually deposited by welding on a steel base. The problem with this alloy is related to its low machinability as it hardens quickly during machining, which can contribute to tool wear. The presence of hard and abrasive carbides in the matrix of this alloy also is a challenge to the machining. The term surface integrity is used to establish a link between process and performance and thus indicate the reliability of a manufactured surface. These conditions are defined according to a combination of mechanical, metallurgical, topographical, thermal, and chemical surface characteristics that can affect component performance. The surface integrity of welded Inconel 625 was analyzed in this work after face milling under conditions with a fresh tool and tool with $V_B = 0.2$ mm. The influences of cutting parameters on the machined surface and subsurface were discussed. The evaluations were made from the results of specific shear pressure (K_s), roughness of the machined surface, deformed layer thickness, hardness of the surface and sub-surface, residual stress, and corrosion. For the characterization of surface and subsurface alterations, advanced techniques such as x-ray diffraction were used to measure residual stress by the $\sin^2\Psi$ -method, scanning electron microscopy, pitting corrosion tests, measurements of machining forces, nanohardness, and surface roughness. The results show that milling with a new tool had better performance in terms of surface integrity when using a tool with L geometry, which generated lower hardness, and higher cutting speed (66 m/min), which induced compressive residual stresses. In the case of the worn tool ($V_B = 0.2$ mm), the recommendation to obtain the least damage to the integrity of the part was for the conditions with lower feed ($f_z = 0.1$ mm/tooth) and lower cutting speed ($v_c = 55$ m/min), which caused less damage to the surface and subsurface.

Keywords: nickel superalloy, machining, residual stress, corrosion.

Lista de Ilustrações

FIGURA 1- MICROESTRUTURA DO REVESTIMENTO DE SOLDA DO A) TOPO, B) DO CENTRO E C) BASE.	27
FIGURA 2- IMAGEM DE ELÉTRONS SECUNDÁRIOS COM AS FASES TÍPICAS DO CORDÃO DE SOLDA DE INCONEL 625	28
FIGURA 3- CONDIÇÕES DE USINAGEM COM FERRAMENTA NOVA E USADA.	35
FIGURA 4 -CLASSIFICAÇÃO DA INTEGRIDADE SUPERFICIAL.	37
FIGURA 5- DISTRIBUIÇÃO DA TENSÃO RESIDUAL COM FERRAMENTA NOVA TORNEAMENTO DE INCONEL 718.	40
FIGURA 6- ESQUEMA DA FORMAÇÃO DA TENSÃO RESIDUAL EM USINAGEM COM CORTE ORTOGONAL.	42
FIGURA 7- DESENHO ESQUEMÁTICO DA SEÇÃO TRANSVERSAL DA CAMADA USINADA.	46
FIGURA 8- IMAGEM DE ELÉTRONS RETROESPALHADOS (BSE) REVELANDO AS TRÊS CAMADAS APÓS A USINAGEM DA LIGA INCONEL 718.	47
FIGURA 9- IMAGEM DE MEV DA CAMADA BRANCA DEVIDO A DEFORMAÇÃO PLÁSTICA SEVERA NO PROCESSO DE FURAÇÃO	49
FIGURA 10- PADRÕES DE RAIO-X DA LIGA DE INCONEL FGH95 À BASE DE NÍQUEL E DA CAMADA BRANCA.	50
FIGURA 11- SEÇÃO TRANSVERSAL DA SUPERFÍCIE DE INCONEL 718 COM USINAGEM A) COM FERRAMENTA NOVA E B) COM FERRAMENTA USADA.	51
FIGURA 12- MEDIDAS DE DUREZA AO LONGO AS DA SEÇÃO TRANSVERSAL DO INCONEL 718.	52
FIGURA 13- BLOCO DE INCONEL 625 PRODUZIDO POR SOLDAGEM.	58
FIGURA 14- CORPOS DE PROVA PREPARADOS PARA A USINAGEM.	59
FIGURA 15- FERRAMENTA UTILIZADA NOS ENSAIOS.	59
FIGURA 16- INSERTOS UTILIZADOS NOS EXPERIMENTOS.	60
FIGURA 17- IMAGEM DE MEV E ANÁLISE DE EDS PARA A MICROESTRUTURA DO MATERIAL DA PEÇA – INCONEL 625.	66
FIGURA 18 - IMAGEM 3D DAS GEOMETRIAS DA FERRAMENTA. A) GEOMETRIA L. B) GEOMETRIA M.	67
FIGURA 19- ESPESSURA DO CAVACO EM FRESAS REDONDAS.	70
FIGURA 20- VARIAÇÃO DA PRESSÃO ESPECÍFICA DE CORTE PARA AS CONDIÇÕES DE CORTE TESTADAS.	70

FIGURA 21- GRÁFICO DE PARETO PARA A FORÇA ESPECÍFICA MÁXIMA ($K_{S_{MAX}}$).....	71
FIGURA 22- EFEITOS PRINCIPAIS PARA A PRESSÃO ESPECÍFICA MÁXIMA.	73
FIGURA 23- INTERAÇÃO PARA A FORÇA ESPECÍFICA MÁXIMA ($K_{S_{MAX}}$).	74
FIGURA 24- MICROESTRUTURA DAS AMOSTRAS DE IN625 DOS DIVERSOS ENSAIOS.	75
FIGURA 25- ESPESSURA DA CAMADA DEFORMADA EM FUNÇÃO DOS PARÂMETROS DE CORTE. ..	77
FIGURA 26- GRÁFICO DE PARETO PARA A ESPESSURA DA CAMADA DEFORMADA.	78
FIGURA 27- A) EFEITOS PRINCIPAIS PARA A ESPESSURA DA CAMADA DEFORMADA; B) INTERAÇÃO PARA A ESPESSURA DEFORMADA	79
FIGURA 28- MEDIDAS DE DUREZA PARA AMOSTRAS USINADAS.	81
FIGURA 29 - MEDIDAS DE RUGOSIDADE RA PARA AS OITO CONDIÇÕES COM RÉPLICA.	82
FIGURA 30 - GRÁFICO DE PARETO PARA A RUGOSIDADES RA.	83
FIGURA 31 - IMAGEM DE PERFILOMETRIA ÓPTICA 2D (À ESQUERDA) E IMAGEM 3D (À DIREITA), PARA $F_z = 0,10$ MM/DENTE.	84
FIGURA 32- IMAGEM DE PERFILOMETRIA ÓPTICA 2D (À ESQUERDA) E IMAGEM 3D (À DIREITA), PARA $F_z = 0,15$ MM/DENTE.	84
FIGURA 33- PERFIL DE TENSÃO RESIDUAL DA SUPERFÍCIE USINADA E SUBSUPERFÍCIE PARA AS DUAS VELOCIDADES DE CORTE.	86
FIGURA 34- GRÁFICO DE PARETO PARA A PORCENTAGEM DE PITES DE CORROSÃO.....	88
FIGURA 35 - PORCENTAGEM DE PITES PARA OS DIFERENTES PARÂMETROS DE USINAGEM.....	88
FIGURA 36- A) FERRAMENTA APÓS USINAGEM COM $V_B = 0,2$ MM B) AUMENTO NA REGIÃO DO DESGASTE.	91
FIGURA 37- EDS DO DESGASTE DE FLANCO DA FERRAMENTA APÓS 1 PASSE DE USINAGEM COM $V_B = 0,2$ MM.	92
FIGURA 38- COMPARAÇÃO ENTRE K_S PARA FERRAMENTA NOVA E FERRAMENTA COM $V_B = 0,2$ MM;	93
FIGURA 39- GRÁFICO DE PARETO E DAS MÉDIAS AJUSTADAS PARA K_S	94
FIGURA 40- MICROESTRUTURA DA SEÇÃO TRANSVERSAL DAS AMOSTRAS USINADAS.	95
FIGURA 41- BANDAS DE DESLIZAMENTO. A) 55 M/MIN; B) 66 M/MIN.	96
FIGURA 42- ESPESSURA MÉDIA DE CAMADA DEFORMADA PARA FERRAMENTA NOVA E DESGASTADA.	97
FIGURA 43- GRÁFICO DE PARETO DOS EFEITOS PADRONIZADOS.	98
FIGURA 44- MÉDIAS AJUSTADAS PARA OS EFEITOS PRINCIPAIS A) E PARA A INTERAÇÃO B).....	99
FIGURA 45- MEDIDAS DE NANODUREZA DA SEÇÃO TRANSVERSAL – SUPERFÍCIE USINADA COM V_B 0,2 MM.....	101

FIGURA 46 – COMPARAÇÃO ENTRE AS RUGOSIDADES COM FERRAMENTA NOVA E FERRAMENTA COM $V_B = 0,2$ MM.	102
FIGURA 47- DESGASTE DA FERRAMENTA COM $V_B=0,2$ MM.	103
FIGURA 48- GRÁFICO DE PARETO PARA OS EFEITOS PADRONIZADOS PARA A RUGOSIDADE OBTIDA COM FERRAMENTAS DESGASTADAS A); E GRÁFICO DOS EFEITOS PRINCIPAIS.	104
FIGURA 49- IMAGENS 2D DAS SUPERFÍCIES FRESADAS FEITAS NA ALICONA.....	105
FIGURA 50- IMAGEM 3D DAS SUPERFÍCIES FRESADAS.	106
FIGURA 51- TENSÃO RESIDUAL PARA AS AMOSTRAS FRESADAS COM FERRAMENTA COM $V_B = 0,2$ MM.	107
FIGURA 52- RESISTÊNCIA À CORROSÃO DAS SUPERFÍCIES USINADAS COM FERRAMENTA NOVA E FERRAMENTA COM $V_B= 0,2$ MM.....	110
FIGURA 53- GRÁFICO DE PARETO E DOS EFEITOS PRINCIPAIS PARA A % DE PITES.....	111
FIGURA 54- SUPERFÍCIE APÓS ENSAIO DE CORROSÃO - GEOMETRIA L.....	112

Lista de Tabelas

TABELA 1- RESULTADO DA ANÁLISE DE EDS DA AMOSTRA DE INCONEL 625.	58
TABELA 2- PARÂMETROS DE USINAGEM – ETAPA 1 COM FERRAMENTA NOVA.	63
TABELA 3- PARÂMETROS DE USINAGEM – ETAPA 2 COM FERRAMENTA DESGASTADA $V_B=0,2$ MM – GEOMETRIA DE FERRAMENTA L.....	64
TABELA 4- VALORES CALCULADOS DE ESPESSURA MÉDIA DO CAVACO ($H_{MÉD}$) E PARA ESPESSURA MÁXIMA (H_{EX}) DO CAVACO.	68
TABELA 5- MELHORES PARÂMETROS DE CORTE PARA MENORES DANOS À INTEGRIDADE DA SUPERFÍCIE PARA FERRAMENTA NOVA.	90
TABELA 6- MELHORES PARÂMETROS DE CORTE PARA MENORES DANOS À INTEGRIDADE DA SUPERFÍCIE PARA FERRAMENTA COM $V_B= 0,2$ MM.	113

Lista de Quadros

QUADRO 1- COMPOSIÇÃO DA LIGA INCONEL 625.	24
QUADRO 2- PROPRIEDADES DO MATERIAL QUE AFETAM A USINABILIDADE	31

Lista de Abreviaturas e Siglas

Abreviatura	Significado
3D	Tridimensional
A	Área
a_e	Penetração de trabalho
AISI	<i>American iron and steel institute</i> Sistema Americano para Classificação dos Aços
Al	Alumínio
a_p	Profundidade de usinagem
BSE	Backscattering electrons
CFC	Cúbica de face centrada
Cl	Concentração de soluto no líquido
CMT	<i>Cold Metal Transfer</i> Transferência de metal frio
CO ₂	Dióxido de carbono
Cr	Cromo
Cs	Concentração de soluto no sólido
D	Diâmetro da ferramenta
EBSD	Electron backscattered diffraction
f	Avanço
F_{ap}	Força de apoio
F_c	Força de corte
F_f	Força de avanço
F_t	Força ativa
F_u	Força de usinagem
fz	Avanço por dente
h	Hora
h_{max}	Espessura máxima
$h_{méd}$	Espessura média do cavaco
HS ₂	Sulfeto de hidrogênio
K _s	Pressão específica de corte

MEV	Microscopia eletrônica de varredura
MIG	Metal inert gas
Mo	Molibdênio
MQL	Mínima Quantidade de fluido
Ni	Níquel
Pvd	Physical vapor deposition
Ra	Desvio aritmético médio do perfil avaliado
Rz	Altura máxima do perfil
TCC	Tetragonal de corpo centrado
Ti	Titânio
TiAlN	Nitreto de titânio alumínio
$VB_{\max}$	Desgaste de flanco máximo
v_c	Velocidade de corte
γ'	Gama primária
γ''	Gama secundário
η	Coeficiente de encruamento
κ_r	Ângulo de posição
ϕ	Ângulo de contato

Sumário

1. INTRODUÇÃO	20
1.1. OBJETIVOS	22
2. REFERENCIAL TEÓRICO	23
2.1. SUPERLIGA DE NÍQUEL – INCONEL 625	23
2.2. MICROESTRUTURA DOS REVESTIMENTOS SOLDADOS – INCONEL 625	25
2.3. USINAGEM DO INCONEL	29
2.4. INTEGRIDADE SUPERFICIAL.....	33
2.5. TENSÃO RESIDUAL	38
2.6. RUGOSIDADE	43
2.7. ALTERAÇÕES NA SUBSUPERFÍCIE	45
2.8. FORÇAS DE USINAGEM.....	52
2.9. CORROSÃO	54
3. MATERIAIS E MÉTODOS	57
3.1. MATERIAL DA PEÇA USINADA	57
3.2. GEOMETRIA DAS FERRAMENTAS E RUGOSIDADE DA PEÇA.	59
3.3. NANODUREZA.....	60
3.4. MICROESTRUTURA	60
3.5. TENSÃO RESIDUAL.....	61
3.6. CORROSÃO	61
3.7. TESTES DE USINAGEM COM A FERRAMENTA NOVA - ETAPA 1	62
3.8. TESTES DE USINAGEM COM A FERRAMENTA DESGASTADA (V_{BMAX} 0,2 MM) – ETAPA 2.....	63
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO	65
4.1. MATERIAL DA PEÇA.....	65
4.2. GEOMETRIA DAS FERRAMENTAS.....	67
4.2.1. <i>Espessura do cavaco</i>	67
4.3. ETAPA 1 – FRESAMENTO COM A FERRAMENTA NOVA	68
4.3.1. <i>Forças de corte e Pressão específica de corte K_s</i>	68
4.3.2. <i>Microestrutura - Espessura da camada deformada</i>	74
4.3.3. <i>Medidas de Nanodureza feitas na peça</i>	79
4.3.4. <i>Rugosidade da peça</i>	81
4.3.5. <i>Tensão Residual</i>	85
4.3.6. <i>Corrosão</i>	87
4.3.7. <i>Melhores condições de usinagem para menor dano à integridade da superfície quando utilizada ferramenta nova</i>	89
4.4. ETAPA 2 – FRESAMENTO COM A FERRAMENTA DESGASTADA ($V_B = 0,2$ MM)	90
4.4.1. <i>Desgaste da ferramenta</i>	90
4.4.2. <i>Pressão específica de Corte – K_s</i>	92
4.4.3. <i>Microestrutura – Espessura da camada deformada</i>	95
4.4.4. <i>Nanodureza</i>	99

4.4.5. Rugosidade da peça.....	101
4.4.6. Tensão Residual.....	106
4.4.7. Corrosão.....	108
4.4.8. Melhores condições de usinagem para menor dano à integridade da superfície quando utilizada ferramenta com $V_B = 0,2 \text{ mm}$	112
5. CONCLUSÕES.....	114
6. REFERÊNCIAS	117

1. INTRODUÇÃO

Ligas à base de níquel apresentam as principais aplicações em componentes de motores aeroespaciais e em indústrias químicas e petroquímicas. Além destas aplicações também é utilizada em componentes biomédicos, usinas de turbinas a vapor e turbinas de gás. As superligas de níquel possuem ótima resistência em altas temperaturas, o que permite que estas ligas sejam ideais para estas aplicações (KAYA; AKYÜZ, 2017).

As superligas possuem alta resistência ao calor, alto ponto de fusão, boa capacidade de manutenção das propriedades mecânicas e química em altas temperaturas e alta resistência à corrosão em ambientes severos (WANG; LIU, 2018).

Contudo, as superligas à base de níquel são consideradas de difícil usinagem em consequência das mesmas características que fazem delas resistentes a altas temperaturas que são a presença de partículas abrasivas duras na microestrutura e o alto grau de encruamento (YUE et al., 2018). Além disso, possuem baixa condutividade térmica e alta dureza a quente (KAYA; AKYÜZ, 2017; DESHPANDE; ANDHARE; PADOLE, 2018).

Durante o processo de usinagem de superligas de níquel, a interação entre a ferramenta e a peça causa severa deformação plástica na peça, que aliada à baixa condutividade térmica do material geram elevadas forças de corte e temperatura. Outro fator agravante para o processo de usinagem é a adesão (soldagem dos cavacos por pressão) do material da peça na ferramenta causando a aresta postiça de corte. Consequentemente, estas altas cargas de força e calor são impostas tanto na ferramenta quanto na superfície da peça, causando desgaste rápido da ferramenta e danificando a superfície do material (CAI et al., 2012).

O termo integridade superficial é utilizado para examinar as propriedades de uma superfície usinada. A integridade superficial pode ser descrita em termos da topografia do material, das características metalúrgicas e tensão residual. A topografia pode ser caracterizada por meio da rugosidade, ondulações e falhas. Os aspectos metalúrgicos compreendem tamanho de grão, deformação plástica, microdureza, transformação de fase, recristalização, dentre outros (FIELD; KAHLES, 1971).

Os estudos feitos até o momento contemplam outras superligas de níquel, principalmente o Inconel 718 (JEYAPANDIARAJAN; XAVIOR, 2017; TOUAZINE; JAHAZI; BOCHER, 2014; YUE et al., 2018), mas também o Inconel 690 (CHEN et al., 2022), Inconel 100 (ARISOY et al., 2016), e Inconel 825 (THAKUR et al., 2014). Além de outros processos de usinagem como o torneamento (SHARMAN; HUGHES; RIDGWAY, 2004, 2006) e

eletroerosão (IMRAN et al., 2015; LI et al., 2015). Além disso, poucos deles analisam a integridade superficial no aspecto das alterações metalúrgicas da peça.

Os estudos envolvendo o Inconel 625 são na sua maioria com material fundido ou forjado, e/ou com foco maior na usinabilidade, considerando alguns poucos aspectos da integridade superficial como rugosidade e dureza (HEMAKUMAR; KUPPAN, 2018; LOUREIRO et al., 2016; PARIDA; MAITY, 2018; SALEEM; MUMTAZ, 2020).

Alguns estudos abordaram a integridade superficial de peças de Inconel 625 soldadas a laser, e usinagem por fresamento, avaliando a integridade superficial quanto aos defeitos na topografia (YANG et al., 2020), ao à usinabilidade da liga (PATEL et al., 2019), ou ainda referentes aos defeitos na topografia, desgaste da ferramenta e forma do cavaco (FEI et al., 2020).

Portanto, este trabalho visa preencher uma lacuna dos trabalhos de integridade superficial da superliga de níquel Inconel (Inconel é o nome dado a uma das principais classes das ligas de níquel) 625 descrevendo, por meio de estudos aprofundados, o dano que a usinagem causa à integridade da superfície da peça em função dos parâmetros de velocidade de corte, avanço e geometria da ferramenta por processo de fresamento.

Dessa forma, foram feitos estudos utilizando corpos de prova de Inconel 625 depositado por solda e usinados por fresamento. Os corpos de prova foram feitos por processo de revestimento por soldagem MIG utilizando arame de Inconel 625. A deposição de Inconel por solda sobre corpos de aço, é muito utilizado em peças da indústria petrolífera para economizar o volume de Inconel, que é um material bastante caro, utilizado nas peças usadas em poços de petróleo (MOHAMMADI ZAHRANI; ALFANTAZI, 2021).

Os corpos de prova foram fresados utilizando duas velocidades de corte, duas taxas de avanço e duas geometrias de ferramenta. Para a caracterização das alterações que ocorrem na superfície e na subsuperfície foram utilizadas técnicas avançadas como difração de raio-x para medição da tensão residual, microscopia eletrônica de varredura e óptica para observação da microestrutura, e ensaios de corrosão. Além disso foram feitas medidas das forças de usinagem durante o processo, medidas de microdureza e rugosidade das superfícies usinadas.

Estas alterações geradas no material após a usinagem influenciam diretamente a qualidade da superfície da peça. Portanto, é muito importante que se obtenha qualidade superficial superior, bem como boas características mecânicas e metalúrgicas a fim de garantir a durabilidade dos componentes usinados, o que é muito importante em peças utilizadas em poços de petróleo, isto é, em peças que serão montadas em estruturas que trabalham em grandes profundidades, muitas vezes, abaixo de lâminas d'água do mar.

1.1. Objetivos

O objetivo deste trabalho é fazer a caracterização da superliga de níquel Inconel 625 usinada por fresamento e analisar os resultados com base na integridade superficial da peça. Dessa forma, será possível saber quais as melhores condições para se usinar o Inconel 625 depositado por sobreposição de solda, a fim de se gerar o menor dano possível à superfície e subsuperfície da peça.

Este dano será analisado em função dos parâmetros de velocidade de corte, taxa de avanço e geometria da ferramenta. Como dados de resposta serão obtidos resultados de pressão específica de corte, rugosidade, espessura de camada deformada, nanodureza e tensão residual nas superfícies e subsuperfícies fresadas e corrosão da peça.

2. REFERENCIAL TEÓRICO

2.1. Superliga de níquel – Inconel 625

O níquel é um elemento relativamente abundante na terra, possui número atômico 28 e peso atômico 58,71 g/mol. É um metal de transição localizado na tabela periódica ao lado do ferro e do cobalto. Tem em sua matriz a fase austenítica, γ , e, em temperatura ambiente, possui estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC), ponto de fusão 1455°C e densidade de 8907 kg/m³ em temperatura ambiente (PARIDA; MAITY, 2017).

As ligas à base de níquel podem ser classificadas como ligas níquel-cobre, ligas níquel-molibdênio, ligas níquel-cromo-ferro, ligas níquel-cromo-molibdênio, ligas níquel-cromo-molibdênio-tungstênio, ligas níquel-silício e ligas endurecidas por precipitação (EISELSTEIN; TILLACK, 1991).

Superligas são classificadas dessa forma por apresentarem características superiores às das ligas convencionais. Existem três grupos principais de superligas: níquel, ferro-níquel e cobalto (DONACHIE; DONACHIE, 2002; REED, 2006). Mas alguns autores também têm incluído as ligas de titânio na classificação de superligas (PARIDA; MAITY, 2019; RUSINEK et al., 2015). Estas apresentam elevadas resistências mecânica de fluência, à corrosão e à oxidação sob altas temperaturas (acima de 650°C), o que as torna principalmente úteis em aplicações sob altas temperaturas (THAKUR; GANGOPADHYAY, 2016).

As superligas à base de níquel possuem diversas aplicações nas indústrias aeronáutica, aeroespacial, marinha, química e petroquímica. Combinam característica de alta resistência mecânica e resistência à degradação superficial (EZUGWU; BONNEY; YAMANE, 2003). Os equipamentos e tubulações utilizados na indústria petrolífera são muitas vezes submetidos a condições diversas de temperatura e pressão em um ambiente corrosivo e/ou abrasivo. Os agentes responsáveis por esta degradação do material são os compostos do petróleo, gás natural, a água do mar, gases como o HS₂ e CO₂ e sólidos em suspensão como areia (GUO et al., 2017b).

Dentre as superligas de níquel existentes, a liga Ni-Cr-Mo é considerada uma das mais importantes em termos de resistência à corrosão. Foi desenvolvida para resistir durante exposição prolongada à atmosferas altamente oxidantes e corrosivas e temperaturas acima de 650 °C (EISELSTEIN; TILLACK, 1991).

O desenvolvimento da superliga Inconel 625, que é uma liga da família Ni-Cr-Mo, teve seu início na década de 1950 e comercializada em 1962. O objetivo inicial para o desenvolvimento da liga era que fosse capaz de operar em altas temperaturas. No entanto,

posteriormente foi descoberto também o seu potencial de trabalho no setor de petróleo e gás, apresentando excelentes resistência à corrosão também em meios agressivos (EISELSTEIN; TILLACK, 1991). Adicionalmente, tinham como propósito que o material tivesse uma boa soldabilidade. A composição típica da liga está mostrada no Quadro 1.

Quadro 1- Composição da liga Inconel 625.

Ni	Cr	Mo	Nb	Fe	C	Si	Al	Ti	Mn	S
61,00	21,50	9,00	3,60	2,00	0,05	0,20	0,20	0,20	0,20	0,001

Fonte: EISELSTEIN; TILLACK (1991)

O Inconel 625 é uma superliga não magnética a base de Ni, Cr e Mo endurecida principalmente pelo efeito de endurecimento por solução sólida do Ni e Mo em uma matriz austenítica CFC (ABIOYE; MCCARTNEY; CLARE, 2015). A composição da matriz é essencialmente do tipo solução sólida, mas a presença relativamente alta de Nb faz com que este se precipite na forma de carbetos. A fase cúbica de fase centrada (CFC) gama primária (γ') encontrada na maioria das ligas endurecidas Al-Ti não é encontrada na superliga Inconel 625. Ao invés disso precipita uma fase metaestável tetragonal de corpo centrado (TCC) gama secundária (γ'') (EISELSTEIN; TILLACK, 1991). Esta fase metaestável se transforma na fase δ [$\text{Ni}_3(\text{Nb},\text{Mo})$] quando submetida a tratamento de recozimento prolongado.

Outras fases podem precipitar na faixa de temperatura de 1033-1253K, como os carbetos M_{23}C_6 , M_6C e MC, o carbetos primário.

Os elementos cromo e molibidênio inicialmente foram utilizados para que a liga tivesse maiores propriedades de resistência à tração em temperatura ambiente. Mas os desenvolvedores da liga perceberam que Cr e o Mo causaram, além de aumento da resistência mecânica, grande aumento na resistência à corrosão sem perder a característica de boa soldabilidade. Esta descoberta mudou o rumo do desenvolvimento da liga, criando novas oportunidades de comercialização (EISELSTEIN; TILLACK, 1991). Além disso, o molibidênio, o cromo e especialmente o nióbio, são responsáveis por fornecer resistência à fluência para a liga. Os elementos alumínio e titânio são propositalmente deixados em baixa concentração para minimizar o endurecimento por precipitação e a adição de ferro reduz o custo. Quando utilizado como elemento de liga, o níquel possui excelente resistência à corrosão, sendo eficaz em meios redutores, soluções de sais neutros e alcalinos o que faz com seja extremamente útil na prevenção de trincas geradas por corrosão sob tensão (EISELSTEIN; TILLACK, 1991).

As superligas de níquel frequentemente são utilizadas em ambientes agressivos devido à sua capacidade de manter alta resistência a corrosão, fadiga mecânica e térmica, choque mecânico e térmico, fluência e resistência à erosão, mesmo em altas temperaturas (M'SAOUBI; et al., 2015). A superliga de Inconel 625 é bastante utilizada como revestimentos sobre tubulações de aço nos segmentos de petróleo e gás, pois possui excelentes resistência à corrosão, resistência mecânica, ductilidade e soldabilidade (ABIOYE; MCCARTNEY; CLARE, 2015; ROZMUS-GÓRNIKOWSKA; BLICHARSKI, 2015).

Em alguns casos são depositados revestimentos sobre o material base desses componentes, a fim de aumentar esta resistência e, conseqüentemente, a durabilidade destes elementos. Estes revestimentos podem ser depositados por soldagem a arco, a laser, dentre outros. Componentes que operam em ambiente mais agressivos, geralmente são submetidos à deposição de revestimentos de solda sobreposta. A superliga de níquel Inconel 625 é bastante utilizada em ambientes com atmosfera oxidante, pois possui grande quantidade de cromo, elemento que aumenta a resistência à corrosão (ROZMUS-GÓRNIKOWSKA; BLICHARSKI, 2015).

A tensão limite de escoamento e a ductilidade do Inconel 625 são consideradas altas. No material sem tratamento, os valores de tensão de escoamento e ductilidade reportados são de 375 MPa e 60% respectivamente. Quando mantidos a 873 K por 60.000 h atingem 1013 MPa de tensão limite de escoamento e redução de 6% na ductilidade (SHANKAR et al., 2001).

A alta tensão limite de escoamento desta liga é devido, principalmente, à presença de fases endurecidas γ'' e $Ni_2(Cr,Mo)$ na matriz (SHANKAR et al., 2001).

2.2. Microestrutura dos revestimentos soldados – Inconel 625

Em ambientes de corrosão severa como em tubulação de petróleo, é utilizada a técnica de revestimento de aço. As tubulações geralmente são feitas de aço com excelente resistência à corrosão, como o aço inoxidável. Como alternativa, para reduzir os custos de produção, as tubulações podem ser revestidas por meio de soldagem de sobreposição, em que um cordão de solda é sobreposto em outro. Esta técnica apresenta como vantagem a economia, uma vez que por muitas vezes, o aço revestido é mais barato que o inconel ou o aço inoxidável sólido. Além disso, outra vantagem é que o risco por falha catastrófica é menor, devido, por exemplo, à corrosão sob tensão (LANCASTER, 1999).

Na deposição dos revestimentos por soldagem, ocorre a redistribuição dos elementos de liga durante a solidificação. Esta redistribuição do soluto é dependente dos fatores de condição

termodinâmica, que é o diagrama de fase, e da cinética de solidificação como difusão, superresfriamento, fluxo de fluido, dentre outros (KOU, 2002).

A solidificação de uma liga ocorre de maneira um pouco mais complexa do que na solidificação de um metal puro, em que a composição da fase sólida é a mesma da fase líquida. No caso de uma liga, os átomos do soluto serão redistribuídos de acordo com a termodinâmica do processo, ou seja, da posição correspondente da liga no diagrama de fases, e da cinética que envolve a difusão das espécies associada à transferência de calor (GARCIA, 2007; KOU, 2002)

O coeficiente de distribuição das fases, ou coeficiente de segregação no equilíbrio (k), é dado pela relação entre a concentração de soluto no sólido (C_s) e a correspondente concentração de soluto no líquido (C_L), de acordo com a Equação (1) (GARCIA, 2007):

$$k = \frac{C_s}{C_L} \quad (1)$$

O coeficiente k , indica a rejeição ou absorção de um elemento químico pelo soluto.

Portanto, a segregação é a diferença de concentração produzida em relação à distribuição uniforme dos elementos, e irá ocorrer em uma liga como consequência da rejeição do soluto na fronteira sólido-líquido (GARCIA, 2007).

Em soldagem, na interface sólido-líquido de uma poça de fusão, ou seja, na porção de material fundido proveniente do metal base e do metal de adição, é onde se dá o início da solidificação devido à nucleação dos cristais sólidos ali presentes (LANCASTER, 1999). Este crescimento dos cristais é conhecido por epitaxial.

Na maioria das ligas, a microestrutura de solidificação formada é dendrítica. Com isso, o movimento de soluto rejeitado através desta estrutura se torna mais complexo (GARCIA, 2007). Dessa forma, é interessante analisar o conceito de microsegregação para melhor entendimento.

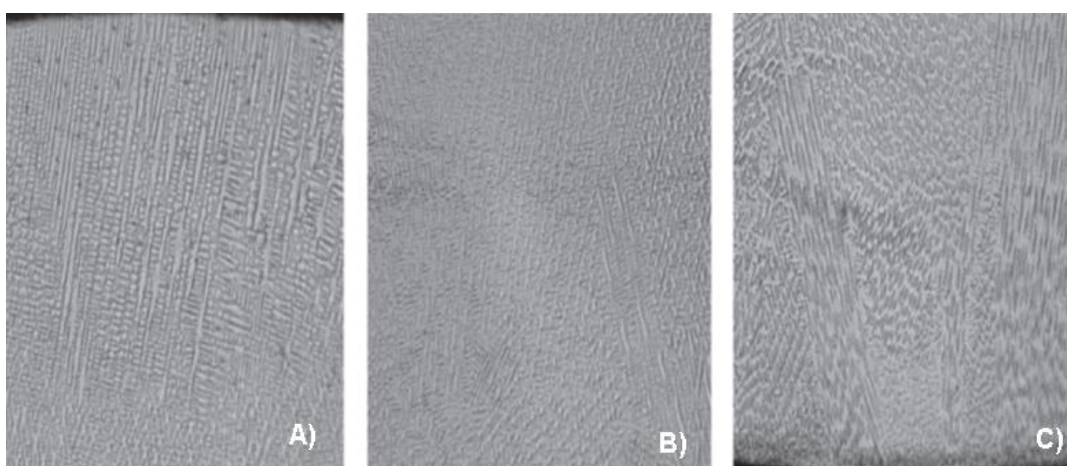
ABIOYE; MCCARTNEY; CLARE, (2015) analisando a microestrutura do Inconel 625 depositado por soldagem a laser, em revestimento com camadas sobrepostas, observaram que a microestrutura é composta principalmente de dendritas colunares. Na interface solda - substrato eles observaram uma evolução das dendritas colunares crescendo perpendicularmente ao substrato, na direção vertical. Na região do topo da solda, verificaram uma transição em que as dendritas passam a crescer horizontalmente, ou seja, paralelas ao substrato.

De acordo com os autores, isto ocorre no caso do crescimento do crescimento vertical, porque o substrato age como um dissipador de calor, à medida que as dendritas de níquel

crescem mais rapidamente alinhadas o mais proximamente da direção $\langle 100 \rangle$, com o máximo gradiente de temperatura. No caso do crescimento horizontal, a mudança de direção de crescimento é atribuída à mudança na direção principal do fluxo de calor, em que a o calor da superfície é extraído pela parte já solidificada na parte de trás da poça de fusão (ABIOYE; MCCARTNEY; CLARE, 2015).

Da mesma maneira, LIU et al., (2014) mostraram estruturas colunares (Figura 1) tanto no topo quanto na parte inferior e centro do cordão de solda único, sem camadas de soldas sobrepostas, em soldagem a laser fio quente. Este tipo de estrutura pode ser formada devido à alta taxa de resfriamento. Na parte central foram observadas dendritas mais finas, com clássicos braços de dendritas secundárias. Os grãos do topo e da base se apresentaram como sendo mais grosseiros, devido ao tipo de processo utilizado causar uma desaceleração da taxa de solidificação do material no topo do revestimento.

Figura 1- Microestrutura do revestimento de solda do A) topo, B) do centro e C) base.



Fonte: LI et al., (2014)

Para VERDI et al., (2014), a microestrutura observada no revestimento de solda a laser com Inconel 625 também se trata de dendrita colunar. Em análise composicional de EDX, observaram uma matriz homogênea com segregação de uma segunda fase nos contornos de grão, composta de uma grande quantidade de Nb e Mo.

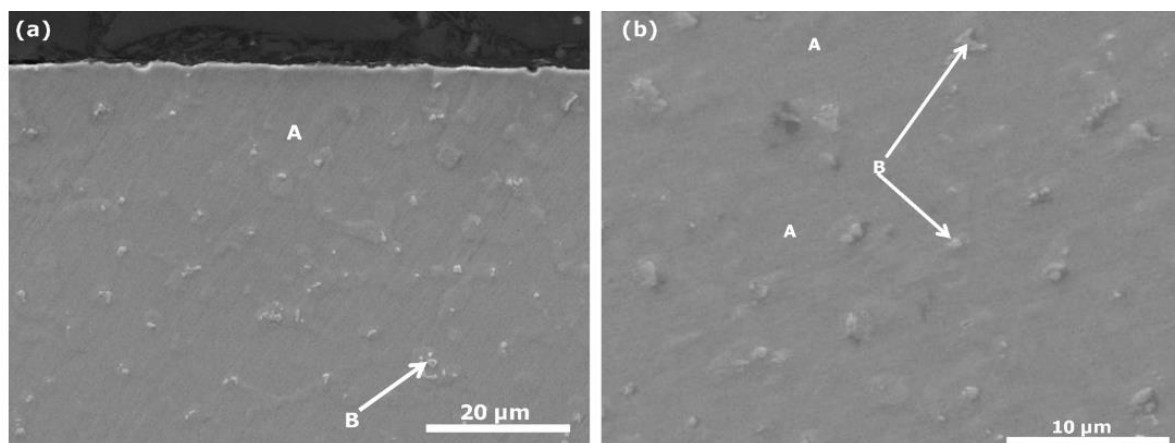
A microestrutura do revestimento de Inconel 625 depositado por soldagem a frio (CMT – Cold Metal Transfer) no trabalho de ROZMUS-GÓRNIKOWSKA et al., (2014) é semelhante à encontrada pelos outros autores, denominada pelos autores de microsegregação dendrítica. A formação da microestrutura dendrítica celular foi observada nas regiões mais distantes da zona afetada pelo calor e a direção das dendritas coincidiu com a direção de transferência de

calor durante a solidificação. Além disso, verificaram mudanças na microestrutura nas zonas em que sucessivos cordões de solda se sobrepuseram e, da mesma forma que os demais autores, a presença de segregação resultante do processo de solidificação (Ni e Mo).

Apesar da superliga Inconel 625 ser endurecida por solução sólida e, por isso, deveria ter composição química e microestrutura homogêneas, alguns precipitados podem ser encontrados nos espaços interdendríticos (ROZMUS-GÓRNIKOWSKA et al., 2014). O nióbio apresenta maior tendência à segregação durante a solidificação, seguido do molibdênio e do cromo, este com menor tendência de segregação (ROZMUS-GÓRNIKOWSKA et al., 2014).

É mostrado na Figura 2 a imagem de MEV de um cordão de solda depositado a laser com a microestrutura típica de matriz dendrítica, cinza escuro, e precipitados nas regiões interdendríticas, cinza claro. De acordo com os autores, a matriz identificada como A é a fase γ -Ni, mais rica em níquel, cromo e ferro do que a fase marcada como B. Na fase B os precipitados são mais ricos em Mo e Nb do que a matriz (ABIOYE; MCCARTNEY; CLARE, 2015).

Figura 2- Imagem de elétrons secundários com as fases típicas do cordão de solda de Inconel 625



Fonte: ABIOYE; MCCARTNEY; CLARE, (2015)

Uma solda por fusão tem estrutura de grãos primários e os grãos individuais têm uma subestrutura resultante da microsegregação (LANCASTER, 1999). A microestrutura que será formada depende do soluto presente no metal de adição e do parâmetro de solidificação, dado pelo gradiente de temperatura G na direção de solidificação, dividido pela taxa de avanço R da interface de solidificação sólido – líquido (GARCIA, 2007; LANCASTER, 1999).

A segregação, de forma geral, é definida como uma diferença de concentração existente em uma liga em comparação com uma distribuição uniforme dos elementos químicos (GARCIA, 2007). A segregação ocorre como resultado da rejeição do soluto na fronteira sólido-líquido, e ocorre durante todo tempo do processo de solidificação, redistribuindo o soluto através do transporte de massa (GARCIA, 2007). A microsegregação é descrita como uma segregação de curto alcance. Ou seja, as diferenças de concentração em uma liga ocorrem em curto alcance, como as encontradas em células, ramificação dendríticas ou no máximo, entre os contornos de grãos cristalinos (GARCIA, 2007). Estas condições envolvidas durante a solidificação do material irão determinar a morfologia de crescimento e o arranjo microestrutural e, conseqüentemente, irão também definir as propriedades mecânicas e químicas do produto solidificado (LANCASTER, 1999).

2.3. Usinagem do iniconel

As características inerentes às superligas de níquel são responsáveis pela baixa usinabilidade desta classe de materiais. Elas possuem uma matriz austenítica (CFC) e, assim como os aços inoxidáveis, encruam rapidamente durante a usinagem, o que pode contribuir para o desgaste de entalhe na ponta da ferramenta. Estas ligas também têm a tendência a aderir ao material da ferramenta em altas temperaturas durante a usinagem, facilitando o desgaste pelo mecanismo de adesão (também chamado de *attrition*). A presença de carbeto duros e abrasivos na matriz desta liga também prejudicam a usinabilidade (CHOUDHURY; EL-BARADIE, 1998).

Estas características somadas ao fato destas ligas possuírem baixa condutividade térmica, contribuem para o aumento da temperatura na ponta da ferramenta ($>1000^{\circ}\text{C}$, dependendo das condições de corte utilizadas) e da tensão ($>3540\text{ MPa}$) na zona de corte, levando ao desgaste acelerado dos tipos de flanco, cratera e entalhe (CHOUDHURY; EL-BARADIE, 1998; KAYA; AKYÜZ, 2017). Quando comparada à condutividade térmica de aços convencionais ($\sim 50\text{ W/m.K}$) e de ferros fundidos ($\sim 46\text{ W/m.K}$) com as de superligas de níquel ($\sim 10\text{ W/m.K}$), observa-se que estas possuem um valor bem abaixo (em torno de 80% menor), o que também produz aumento significativo da temperatura na ferramenta de corte e na peça durante a usinagem (DAVIS, 1998). Tudo isto faz com que a usinagem destas ligas ocorra em condições de usinagem bem menores que aquelas utilizadas em ligas de aço, por exemplo, com conseqüente maior tempo de utilização de máquinas ferramenta e maior custo de fabricação.

Alguns parâmetros típicos utilizados na usinagem de superligas de níquel foram os seguintes: fresamento de Inconel 690 com insertos recobertos com $v_c = 270$ m/min, $f = 0.15$ mm/dente, $a_p = 1$ mm e $v_c = 90$ m/min, $f_z = 0.05$ mm/dente, $a_p = 0.5$ mm, sem fluido de corte (CHEN et al., 2022); fresamento de Inconel 625 depositado por solda a laser, foram testados três velocidades de corte (30, 60 e 90 m/min) e três avanços (0,1; 0,15 e 0,20 mm/dente), (FEI et al., 2020); e ainda três níveis de v_c (30, 60 e 90 m/min) e três níveis de taxa de avanço ($v_f = 63,7, 127,3$ e 191 mm/min) foram ensaiados por PATEL et al., (2019) também no fresamento de Inconel 625 depositado por solda a laser.

No torneamento de Inconel 718, com fluido de corte, três v_c (40, 80 e 120 m/min) e dois avanços (0,15 e 0,25 mm/dente) (SHARMAN; HUGHES; RIDGWAY, 2004). Também na comparação de três superligas de níquel Inconel 718, Inconel 625 e Monel 400, durante o torneamento com $v_c = 100$ m/min, $f = 0,13$ mm/volta e profundidade de corte de 0,5 mm (PARIDA; MAITY, 2018).

A vida da ferramenta e os mecanismos de desgaste do Inconel 625 depositado por solda foram analisados no processo de fresamento por RODRIGUES et al., (2016). Os parâmetros utilizados foram $v_c = 30$ e 45 m/min e $f_z = 0,065$ e $0,1$ mm/dente. Os autores verificaram que o fresamento concordante e a utilização do fluido de corte aumentaram a vida da ferramenta. Além disso, concluíram que o principal mecanismo de desgaste foi o desgaste adesivo, o qual provoca o desgaste por atrito (RODRIGUES et al., 2016).

A recomendação dos parâmetros de corte pelo fabricante de acordo com o que consta no catálogo online da Sandvik, para esta ferramenta é de v_c entre 33 – 40/min e f_z entre 0,05 – 0,17 mm.

A usinagem de aço ocorre com parâmetros mais agressivos que na usinagem do Inconel, devido ao aço ser muito mais fácil de usar. Por exemplo, para a torneamento de aço 4340, com $a_p = 1$ mm podem ser utilizados $v_c = 300$ m/min e $f = 0,20$ mm/volta e ainda obter alta vida de ferramenta (1530 m) (DINIZ; MARCONDES; COPPINI, 2014).

O termo usinabilidade indica o grau de dificuldade de se usar um material, que é conhecido por meio de um valor numérico comparativo das propriedades de usinagem de um material em relação a outro. Vida da ferramenta, acabamento superficial da peça, esforços de corte, temperatura de corte, produtividade e características do cavaco são grandezas consideradas como medida de usinabilidade (DINIZ; MARCONDES; COPPINI, 2014).

As características do material da peça a ser usinada que afetam a usinabilidade são descritas por STÅHL, (2012) como:

- Dureza e resistência à deformação.
- Abrasividade e tendência ao desgaste.
- Ductilidade.
- Encruamento
- Condutividade térmica e/ou calor específico.

O uso de diagramas polares permite definir melhores parâmetros de corte para a usinagem dos materiais, combinando características do material que afetam sua usinabilidade. O diagrama é construído com base em cinco medições quantitativas de propriedades dos materiais: dureza, abrasividade, ductilidade, encruamento e condutividade térmica.

No Quadro 2 é mostrado os valores para comparação entre o Inconel 625 e o aço AISI 4340. Percebe-se que a usinagem do inconel é muito mais difícil que a usinagem do aço. A condutividade do Inconel é cinco vezes menor que a do aço, e com isso concentrando muito calor na interface peça-ferramenta. Além de maior dureza e ductilidade e coeficiente de encruamento maiores.

Quadro 2- Propriedades do material que afetam a usinabilidade

	Inconel 625	Aço AISI 4340
Ductilidade	54%	22%
Coeficiente de encruamento	0.4	0.07
Condutividade térmica	10 W/m.k	50 W/m.K
Dureza	410 HV	240 HV

Fonte: ASTM STEEL, (2022); EISELSTEIN; TILLACK, (1991); SPECIAL METALS, (2022)

A tecnologia presente no material de ferramentas de corte permite alta estabilidade química e térmica. Os materiais de ferramentas geralmente utilizados para a usinagem destas ligas são o metal duro com revestimento multicamadas. Alguns revestimentos utilizados no fresamento do Inconel 625 são: $Ti(C,N) + Al_2O_3 + TiN$ (FEI et al., 2020; PATEL et al., 2019). Para a usinagem do Inconel 718 também foram encontradas as ferramenta de carbeto de tungstênio (WC) sem revestimento (MAIYAR et al., 2013; PARIDA; MAITY, 2017), além do AlTiN- TiCN-TiN (CAI et al., 2014), TiAlN (HAO et al., 2015) e também o revestimento $Ti(C,N) + Al_2O_3 + TiN$ (DEVILLEZ et al., 2011). Na usinagem de uma liga de níquel menos

comum, a Inconel 713, também foi utilizada a ferramenta com revestimento – WC com revestimento de TiAlN (KURNIAWAN et al., 2020).

Todas estas ferramentas apresentaram bons resultados, de acordo com os parâmetros empregados em cada estudo, mas pode ser observado nos estudos mais recentes maior frequência de utilização de ferramentas de metal duro com revestimento feito pelo método PVD, principalmente o revestimento de $Ti(C,N) + Al_2O_3 + TiN$.

Quanto à geometria da ferramenta, arestas com geometrias mais afiadas produzem um acabamento superficial melhor e tensão residual compressiva. O ângulo de posição da ferramenta deve ser pequeno a fim de aumentar o contato entre a aresta de corte e a peça e, assim, proporcionar uma melhor distribuição do calor ao longo da aresta para que ocorram menores desgastes. É importante também a utilização de fluido de corte para atenuar o efeito do calor na região de corte e proteger a ferramenta contra o desgaste (DINIZ; MARCONDES; COPPINI, 2014; THAKUR; GANGOPADHYAY, 2016)

Os principais tipos de desgastes ocorridos na usinagem das superligas à base de níquel são o desgaste de flanco e o de entalhe (EZUGWU; BONNEY; YAMANE, 2003). O desgaste de cratera ocorre menos frequentemente devido à grande proteção que as coberturas conferem à ferramenta contra o mecanismo que mais frequentemente causa o este desgaste, que é a difusão. O desgaste de flanco é o tipo de desgaste mais comum encontrado nas ferramentas. Ocorre na superfície de folga e é produzido pelo contato com a peça. Conforme ocorre o desgaste, há alteração da forma da aresta de corte, que danifica o acabamento superficial da peça causando também alterações dimensionais (DINIZ; MARCONDES; COPPINI, 2014).

O desgaste de entalhe ocorre nos dois extremos de contato entre a superfície de folga e a peça. Este tipo de desgaste influencia no acabamento superficial da peça pois muda a forma da ponta da ferramenta. Devido à alta ductilidade das superligas de níquel, há formação de rebarba no final da profundidade de corte, pois o cavaco fica comprimido em relação à peça durante o corte. Esta é produto da deformação plástica da porção de material da peça/cavaco que se transformou em rebarba. Uma vez que o Inconel tem taxa de encruamento muito alta, a rebarba é bastante dura e resistente e, por isso, vai serrilhando a cobertura da ferramenta na região de fim de profundidade de corte. Assim que tal cobertura for rompida por tal serrilhamento, o cavaco em formação nesta região adere ao substrato da ferramenta já exposto e provoca um acelerado desgaste de entalhe devido ao fenômeno de aderência do cavaco e arrancamento de partículas da ferramenta (*attrition*) (DE OLIVEIRA JUNIOR; DINIZ; BERTAZZOLI, 2014).

2.4. Integridade superficial

O termo integridade superficial foi utilizado pela primeira vez por FIELD; KAHLES, (1971) e é utilizado para descrever o vínculo entre processo, aspectos superficiais e desempenho em serviço de um produto. Mais especificamente, estes autores descreveram integridade superficial como uma condição intrínseca ou aprimorada de uma superfície produzida em um processo de usinagem ou outra operação de geração de superfície. Além disso, Griffiths, (1989), descreveu o termo como um valor topográfico, mecânico, químico e metalúrgico de uma superfície usinada em relação ao seu desempenho funcional.

Os três principais mecanismos geradores de alterações da integridade de uma superfície são químico, mecânico e térmico, que estão sempre presentes em todos os processos de fabricação. No entanto, existem outros mecanismos que são uma combinação destes mencionados anteriormente, o mecano-térmico e o termo-mecânico (GRIFFITHS, 2001).

Estes mecanismos influenciam tanto a superfície quanto a subsuperfície da peça usinada. As mudanças na subsuperfície podem ser uma camada modificada quimicamente, mecanicamente, afetada pelo calor ou por tensão. Para identificar uma camada que sofreu alterações de natureza mecânica é preciso observar se na camada há depósitos de material, dobras, sulcos e deformação plástica. No caso de alterações de ordem térmica é comum verificar transformações de fase, recristalização, trincas e retêmpera. As camadas afetadas quimicamente são causadas por mudanças químicas da superfície devido ao processo, ou no pós-processo durante a exposição ao ambiente. Também as tensões residuais das superfícies e subsuperfícies das peça usinadas são influenciadas pela usinagem, geralmente em consequência da combinação de fatores térmicos e mecânicos (GRIFFITHS, 2001).

A integridade da superfície leva em conta as influências dos processos de fabricação e condições de usinagem na qualidade de uma superfície. E para a análise esta integridade são considerados a microestrutura, variação de dureza, tensões residuais e suas influências na fadiga e resistência à corrosão do material (DAVIM, 2009).

O desempenho de um componente usinado é afetado por várias características da integridade superficial. Parâmetros de corte como velocidade de corte, velocidade de avanço (ou avanço por dente ou por volta), profundidade de usinagem, material, formato, geometria e desgaste da ferramenta de corte e ambiente (uso ou não de fluido de corte) têm influência significativa na integridade superficial de uma peça (THAKUR; GANGOPADHYAY, 2016).

Uma condição de usinagem severa é aquela em que a taxa de produção é máxima, gera calor, altas tensões e taxas de deformação na superfície e está associada com o uso de altas

velocidades de corte, avanço e profundidade de corte; uso de ferramentas no fim da vida, desgastadas e sem corte; lubrificação inadequada e/ou inapropriada, ou sem lubrificação; uso de máquinas velhas, desgastadas e sem rigidez.

Por outro lado, na condição de usinagem leve são tomados extremos cuidados com as condições de usinagem e dessa forma, é gerado menor calor, poucas alterações na superfície, e está associada com: uso de velocidades de corte, avanços e profundidades que garantam maior vida da ferramenta, uso de ferramentas afiadas; lubrificação apropriada e máquinas precisas e que operem sem vibrações (UMBRELLO, 2013a).

No que se refere à integridade superficial, uma camada termicamente afetada é indesejável visto que, irá exercer uma influência negativa no desempenho funcional da peça. Geralmente isto não ocorre em usinagem convencional, em que se respeita as recomendações do fabricante e são seguidas as boas práticas de usinagem durante o processo. A integridade superficial do produto final nestas condições deve estar entre os extremos leve e severa (GRIFFITHS, 2001).

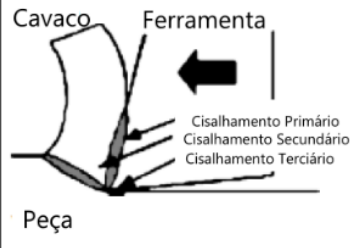
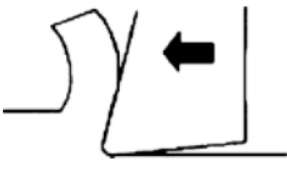
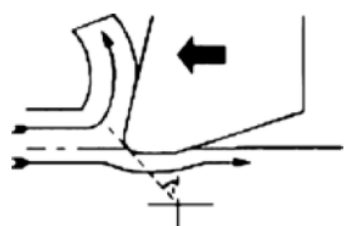
Em situações de usinagem severa pode ocorrer a formação de camada branca na superfície devido a um superaquecimento gerado na região usinada. Esta camada influencia na fadiga, corrosão, corrosão sob tensão, resistência, desgaste e fluência. Na maioria dos casos a camada branca é considerada indesejada, em termos da integridade superficial, pois é desfavorável ao desempenho funcional do produto (SALEEM; MUMTAZ, 2020).

No entanto, alguns estudos mostram que a camada branca produzida apenas por severa deformação plástica, mas que não tenha sofrido influência de altas temperaturas, pode apresentar boa integridade superficial. Nestes casos, a camada branca possui tensão residual compressiva e dureza superficial até três vezes maior que a do material não afetado (GRIFFITHS, 2001). Por outro lado, a camada branca gerada em superfícies sujeitas à alta deformação plástica e temperatura ocasiona uma diminuição da vida em fadiga de aços.

Na Figura 3 é mostrado um caso geral, em que são utilizadas condições normais de usinagem especificadas pelo fabricante, e dois extremos. No primeiro extremo o caso em condições de usinagem leve com uma ferramenta nova, a qual possui arestas de corte afiadas, raio de aresta pequeno, normalmente menor que 10 a 20 μm e que, consequentemente, produzirá um alta integridade superficial (GRZESIK; KRUSZYNSKI; RUSZAJ, 2010). No segundo extremo, um caso de usinagem pesada, com uma ferramenta que apresenta desgaste com maior raio da aresta de corte, aparecimento de um plano na superfície de folga causado pelo desgaste, aumentando o atrito entre a ferramenta e a peça, gerando um aumento da

temperatura na superfície, e conseqüentemente, baixa integridade superficial (GRZESIK; KRUSZYNSKI; RUSZAJ, 2010).

Figura 3- Condições de usinagem com ferramenta nova e usada.

Geral	Ferramenta Nova	Ferramenta usada
		
Condições de Usinagem =	Leve	Pesada
Integridade Superficial =	Alta	Baixa

Fonte: Adaptado de GRIFFITHS, (2001).

Dependendo da intensidade de cada um destes fatores, serão gerados danos na subsuperfície do material (camada de até alguns décimos de milímetro abaixo da superfície). Alta temperatura de trabalho pode causar significativos danos, especialmente se grande parte do calor gerado for para a peça, como acontece em retificação (GRIFFITHS, 2001). Por este motivo, qualquer maneira utilizada para reduzir a temperatura, por exemplo o uso de fluido de corte, irá melhorar a integridade superficial (DE PAULA OLIVEIRA; CINDRA FONSECA; ARAUJO, 2017). Da mesma forma, qualquer fator que motive o aumento da temperatura irá intensificar o dano na superfície. Ferramenta desgastada e usinagem severa aumentam consideravelmente a temperatura do processo (SHARMAN; HUGHES; RIDGWAY, 2015).

Os processos de usinagem produzem diferentes aspectos no que diz respeito à integridade superficial, tanto nas características internas, quanto nas externas. Uma superfície usinada por torneamento produz mudanças estruturais suaves, enquanto, uma superfície obtida por eletroerosão produz mudanças muito mais agressivas. No torneamento as modificações são principalmente devido ao esforço mecânico mas também, um pouco de calor. Na eletroerosão as modificações do processo são essencialmente de origem térmica (GRIFFITHS, 2001).

No caso do fresamento, este não difere muito do torneamento. A principal diferença é que, no torneamento, o modo de usinagem é contínuo enquanto que no fresamento o corte é

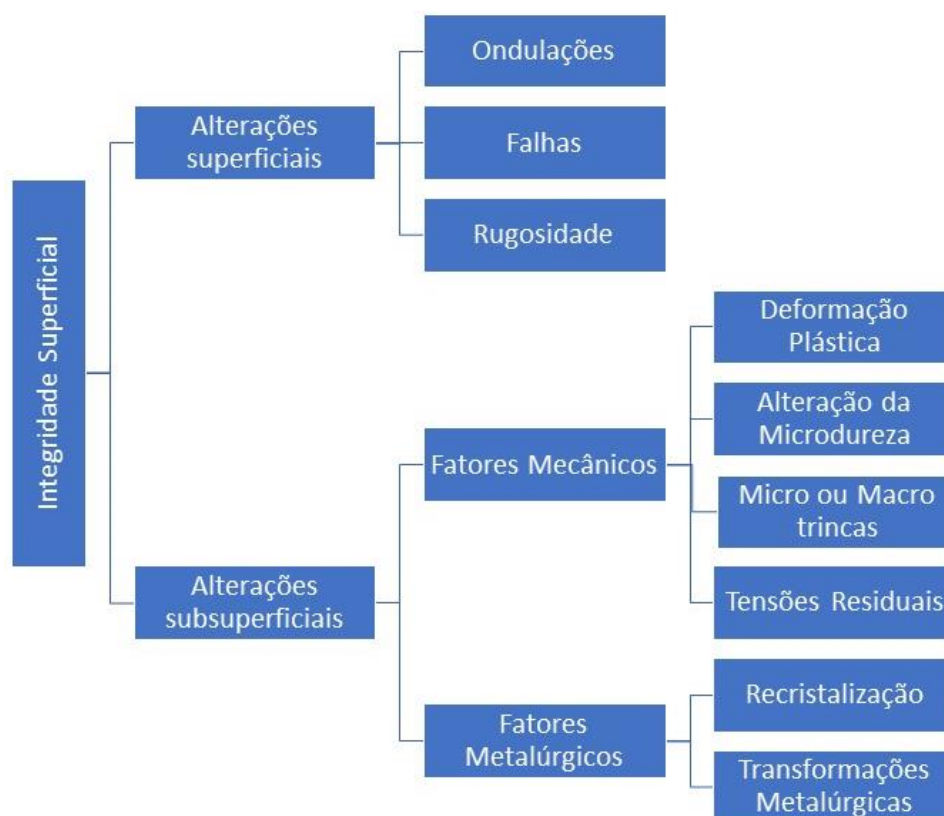
intermitente, o que resulta em variações no comportamento do desgaste da ferramenta (WANG; LIU, 2018).

A integridade da superfície pode ser avaliada de acordo com quatro principais áreas: topografia, metalurgia, propriedades mecânicas e propriedades químicas. Além disso, alguns elementos podem compor características externas ou internas de um elemento usinado. Os elementos externos estão relacionados às características topográficas e químicas, enquanto que os elementos internos estão relacionados à metalurgia subjacente e às propriedades mecânicas (GRIFFITHS, 2001)

Ainda segundo GRIFFITHS (2001), o termo Integridade Superficial é usado para estabelecer uma ligação entre processo, desempenho e então indicar a confiabilidade de uma superfície manufaturada. O processo de usinagem produz aspectos superficiais topográficos, metalúrgicos e de propriedades mecânicas, considerados muito complexos (GRZESIK; KRUSZYNSKI; RUSZAJ, 2010).

Qualquer que seja o processo de fabricação empregado, o método de remoção de material irá gerar um fenômeno na peça que produzirá mecanismos que definirão a integridade da superfície. Na Figura 4 são apresentadas as alterações que podem ocorrer em superfícies usinadas. Em se tratando da usinagem da superliga Inconel 625 vários efeitos destas alterações superficiais são observados na integridade superficial da peça (ULUTAN; OZEL, 2011). Os aspectos da integridade superficial podem ser classificados em alterações superficiais e alterações subsuperficiais.

Figura 4 -Classificação da integridade superficial.



Fonte: adaptado de MACHADO et al., (2009)

A importância do estudo da integridade superficial está relacionada com a relação entre as propriedades da superfície e os modos de falha e desempenho do componente. Um dos grandes desafios da usinagem moderna é otimizar a qualidade da superfície para aumentar a vida e o desempenho do componente.

A rugosidade exerce grande influência na resistência à fadiga. À medida que a rugosidade aumenta, a resistência à fadiga diminui. No entanto, em condições extremas, ou seja, condições em que há excessiva geração de calor, a subsuperfície substitui os efeitos da rugosidade e a resistência à fadiga é reduzida. Logo, tanto a superfície usinada quanto a subsuperfície afetam a vida em fadiga do componente (GRIFFITHS, 2001). Além disso, a rugosidade está diretamente relacionada à resistência à corrosão do componente, assunto que será abordado em um item mais a frente neste trabalho.

Os estudos que relacionam a integridade superficial com a vida da ferramenta ou vida da peça têm sido intensificados nos últimos anos e otimizados por relacionarem os ensaios em laboratório com os esforços em modelagem e dessa forma, conseguir prever medidas de desempenho de usinagem, como desgaste da ferramenta/vida da ferramenta, rugosidade da

superfície, forças de corte/potência/torque, forma do cavaco, capacidade de quebra do cavaco e precisão da peça.

Sasahara (2005) mostrou nos seus estudos que além destes fatores citados acima, a tensão residual tem forte relação com a vida em fadiga dos componentes. Sendo as tensões residuais compressivas as responsáveis por longa vida em fadiga dos componentes.

Outra modificação, também gerada no processo de usinagem que afeta a resistência à fadiga, é o aumento da dureza na superfície. A dureza na superfície usinada pode facilmente ser cinco vezes superior à dureza do restante do material não afetado pela usinagem. Dessa forma, a superfície é considerada muito frágil, o que facilita a fratura em consequência da fadiga do componente usinado (GRIFFITHS, 2001).

Em consideração a isso, os autores identificaram que a usinagem prolongada tende a aumentar a dureza superficial e danificar a superfície usinada (EZUGWU; PASHBY, 1992). Este fator está associado ao desgaste de flanco severo com consequente aumento das forças de corte e da temperatura no processo, pelo fato de haver o aumento da área de contato da superfície de folga da ferramenta com a peça (EZUGWU; WANG; MACHADO, 1999).

Portanto, a integridade superficial relacionada à usinagem do Inconel inclui rugosidade, tensão residual, microdureza, alteração metalúrgica e deformação plástica, fatores que serão abordados nos itens seguintes.

2.5. Tensão residual

As tensões residuais deixadas na superfície de uma peça após um processo de usinagem representam uma fina camada na superfície e subsuperfície, mas que têm grande influência no desempenho do componente (YUE et al., 2018). Podem ser de origem térmica quando há transformação de fase, termomecânica em que ocorre deformação plástica devido a um gradiente térmico ou mecânica, com deformação plástica devido à influências mecânicas (GRZESIK; KRUSZYNSKI; RUSZAJ, 2010). Se a tensão residual for de compressão, então melhor será o desempenho funcional do componente, pois aumenta a resistência à trincas e também retarda a propagação destas (THAKUR; RAMAMOORTHY; VIJAYARAGHAVAN, 2012).

A tensão residual também é um fenômeno que irá ocorrer e variar de ponto a ponto através da superfície, devido à distribuição de temperatura não uniforme ou da grande intensidade e profundidade da deformação plástica (SHARMAN; HUGHES; RIDGWAY, 2015). É importante que haja uma distinção entre a integridade geral da superfície e a

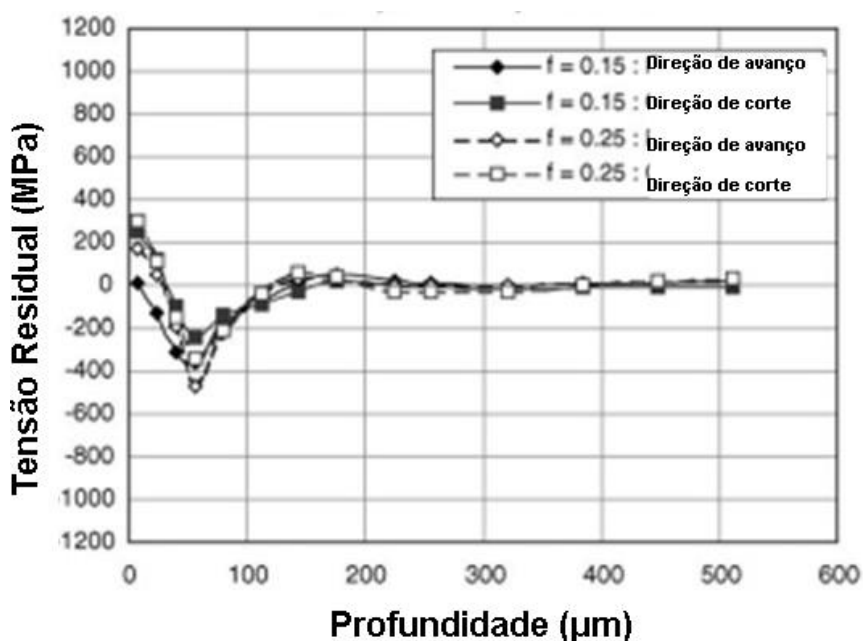
integridade da subsuperfície, pois existe uma distribuição não uniforme. Esta variação ponto a ponto pode indicar um possível ponto de fragilidade, importante em falhas por fadiga (DAVIM, 2009). A deformação plástica ocorre quando o material é deformado além da região de deformação elástica e a tensão não é mais proporcional à deformação, e então ocorre deformação permanente no material, não recuperável (CALLISTER; RETHWISCH, 2016).

Em geral, processos que produzem predominantemente efeito de origem mecânica no componente, tendem a gerar tensões residuais compressivas, enquanto nos processos com predominância de efeitos térmicos, as tensões residuais tendem a ser trativas. Na maioria dos casos, todos estes fenômenos estão envolvidos e a profundidade de tensão residual resultante é uma consequência de todos os efeitos mecânicos, térmicos e termomecânicos (GRZESIK; KRUSZYNSKI; RUSZAJ, 2010).

Mas quando aspectos mecânicos e térmicos são fortemente combinados, como é o caso dos processos de usinagem, fica difícil prever se a tensão que irá prevalecer será trativa ou compressiva (MONDELIN et al., 2012). Principalmente no caso de materiais de difícil usinagem, como o Inconel, que tem forte tendência ao encruamento, e baixa condutividade térmica. A geração das tensões residuais durante o processo de corte e a distribuição destas tensões na peça se torna extremamente complexa devido à severidade das cargas termomecânicas envolvidas (LIU et al., 2021b).

As características da ferramenta de corte como o material, raio de aresta e o ângulo de inclinação da ferramenta são fatores predominantes no controle da distribuição das tensões elásticas na subsuperfície de peças usinadas (GRZESIK; KRUSZYNSKI; RUSZAJ, 2010). Na Figura 5 é apresentada a distribuição das tensões residuais ao longo das camadas das subsuperfícies geradas por torneamento com ferramenta de metal duro com revestimento de TiCN/Al₂O₃/TiN. Neste caso, foi utilizada uma aresta de corte arredondada e ângulos de inclinação negativos. Por este motivo, o encruamento será maior devido ao “efeito de sulcamento” (*plowing*) (GRZESIK; KRUSZYNSKI; RUSZAJ, 2010), que é realizado pelo material da peça vizinho à porção de material que se transformou em cavaco, que sofreu deformações plástica e elástica, mas não se tornou cavaco. As tensões residuais são mais trativas nas camadas mais próximas à superfície e se tornam mais compressivas conforme se distancia da superfície usinada (SHARMAN; HUGHES; RIDGWAY, 2006). A zona compressiva se expande consideravelmente.

Figura 5- Distribuição da tensão residual com ferramenta nova torneamento de Inconel 718.



Fonte: SHARMAN; HUGHES; RIDGWAY, (2006)

A geometria da ferramenta também influencia a tensão residual tanto pelo modo como se apresenta, trativa ou compressiva, como pela magnitude. O efeito da geometria da aresta da ferramenta foi estudado por COELHO et al., (2004) no torneamento de Inconel 718 com velocidade de corte $v_c = 500 \text{ m/min}$, avanço $f = 0,1 \text{ mm/rev}$ e profundidade de usinagem $a_p = 0,35 \text{ mm}$ em que houve uma modificação na preparação no chanfro da ferramenta de corte que causou uma mudança na medida de tensão residual. No geral, geometria com arestas arredondadas ou chanfradas geram baixa tensão residual trativa.

A mudança na orientação da ferramenta de corte ou no ângulo de inclinação da peça, sem alterar os outros parâmetros de trabalho, pode causar a mudança da tensão residual trativa para compressiva, ou até mesmo mudar a intensidade da tensão residual (ASPINWALL et al., 2007).

As tensões podem ser introduzidas em um metal por processos mecânicos como usinagem e conformação mecânica; por processos térmicos como têmpera e nitretação; por processos químicos como corrosão e eletrodeposição; ou ainda por uma combinação destes processos. Há que se considerar porém que a usinagem, apesar de ser considerado um processo mecânico, também faz com que calor penetre na superfície da peça, gerando efeitos tanto mecânicos, quanto térmicos. De acordo com GUO; LI; JAWAHIR, (2009), a maior parte das tensões residuais geradas nos processos de usinagem ocorrem nos primeiros $10 \text{ } \mu\text{m}$ a $250 \text{ } \mu\text{m}$ abaixo da superfície.

Na Figura 6 é mostrado um esquema da formação da tensão residual em corte ortogonal apresentado por LIU et al., (2021b). Na formação do cavaco, o material que está diretamente à frente e ao redor da ponta ferramenta que está avançando (Zona 1), está sendo severamente comprimido pela zona de cisalhamento primária e pela aresta da ferramenta, está sob deformação plástica compressiva. Após o desaparecimento das forças de corte a região abaixo que foi deformada elasticamente vai tentar sempre conter a região comprimida acima. Portanto, a tensão residual trativa vai ser formada na superfície e passa a existir uma tensão residual compressiva na subsuperfície, deformada elasticamente, para atingir um estado de equilíbrio (Perfil 1) (LIU et al., 2021b).

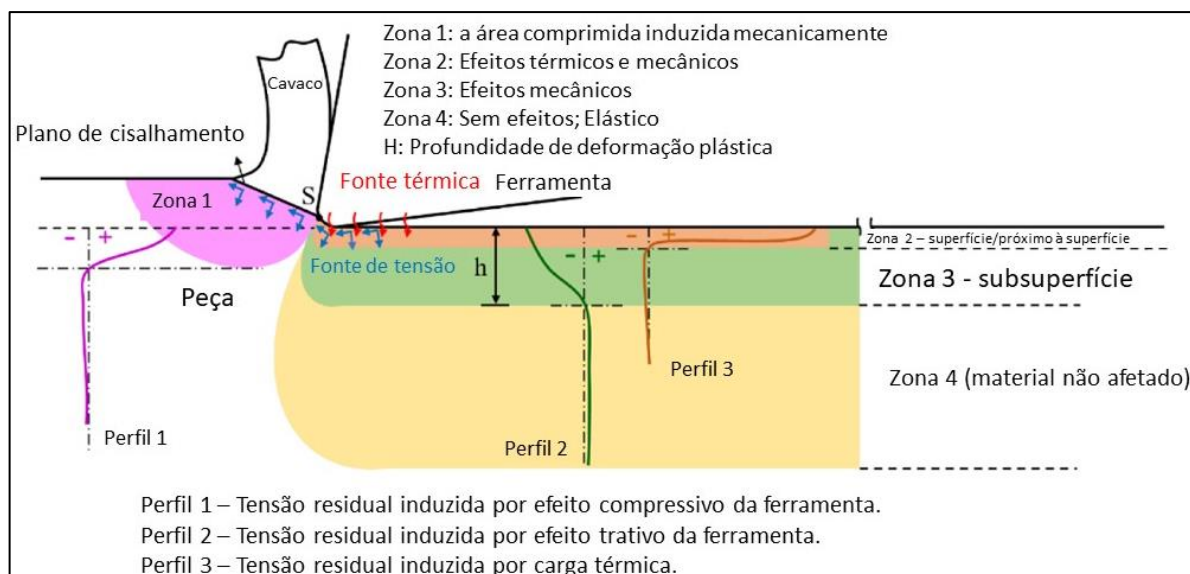
Esta deformação plástica aumenta progressivamente (ponto S) até que ocorra o cisalhamento do cavaco ou para este ser deformado sobre a superfície (sulcamento). Com o avanço da ferramenta, o novo material seria esticado pela parte de trás da ferramenta, região do flanco, o que leva a deformação plástica trativa. Quando a ferramenta se afasta, a tensão residual compressiva irá aparecer na região próxima a superfície, e na subsuperfície sob ação da região elástica abaixo. Consequentemente uma leve tensão residual trativa é formada na região deformada elasticamente (Perfil 2) (LIU et al., 2021b).

Portanto, se o valor da deformação plástica trativa for maior que a deformação compressiva produzida anteriormente na ponta da ferramenta, a peça irá apresentar tensões residuais compressivas, sem considerar o efeito da temperatura. O mesmo ocorre inversamente (LIU et al., 2021b).

O efeito térmico, principalmente nas ligas de níquel que possuem baixa condutividade térmica, é muito significativo na geração das tensões residuais. O calor do processo transferido para a peça fica aprisionado nesta pequena espessura logo abaixo da superfície (Zona 2). Esta concentração de calor fará com que ocorra a expansão do material, que é dificultada pelo material não afetado (Zona 4), gerando tensão compressiva nesta região, logo abaixo da superfície, durante o corte (LIU et al., 2021b). Caso o efeito térmico exceda o limite de escoamento do material da peça, a tensão de compressão é gerada na zona próxima à superfície. Após o resfriamento o material interno impõe restrições ao encolhimento do material de superfície. Isto resultará em tensão de tração na região da superfície/próximo a superfície e leve tensão compressiva na camada inferior elasticamente deformada (Perfil 3) (LIU et al., 2021b).

As tensões residuais geradas na zona 2 são muito influenciadas tanto pelas cargas térmicas quanto mecânicas. Na zona 3 a influência é puramente mecânica pois a carga térmica não pode agir tão profundamente (LIU et al., 2021b). A distribuição de tensão residual final na peça será a soma das tensões geradas nos perfis 1, 2 e 3.

Figura 6- Esquema da formação da tensão residual em usinagem com corte ortogonal.



Fonte: Modificado de LIU et al., (2021b)

Após o processo de usinagem tensões residuais ainda permanecem no componente mesmo com a retirada da carga termomecânica aplicada sobre ele. São devidas principalmente à deformação plástica na peça e por efeitos térmicos gerados pelo corte e condições da ferramenta. Tensões residuais compressivas são de extrema importância para o comportamento da resistência à fadiga de um material sob algum tipo de carga pois estas previnem a inicialização e a propagação das trincas (DAVIM, 2009). Uma superfície produzida por uma série de operações sequenciais acarretará em uma superposição de tensões individuais de cada processo.

Alguns estudos mostram que o aumento da velocidade de corte faz com que a tensão mude de compressiva para trativa. Isto ocorre porque há um aumento da temperatura na superfície da peça usinada indicando a predominância dos efeitos térmicos em altas velocidades de corte (ARUNACHALAM; MANNAN; SPOWAGE, 2004; EZILARASAN; SENTHIL KUMAR; VELAYUDHAM, 2013). Este comportamento da tensão residual se tornar progressivamente mais trativa com o aumento da velocidade de corte foi observado para torneamento (PENG et al., 2013) e fresamento (CAI et al., 2014) de Inconel 718.

Na análise das tensões residuais obtidas no fresamento de aço SAE 4340 (BANIN JÚNIOR, 2009) percebeu que avanço maior, menor velocidade de corte e profundidade média, geram menor tensão residual superficial. Menor avanço, e maior velocidade de corte tendem a maior tensão residual superficial. Ainda observou que o avanço (f) foi o parâmetro que mais

influenciou a tensão residual superficial. A velocidade de corte (v_c) e a profundidade de usinagem (a_p) pouco influenciaram-na.

Este resultado está em desacordo com o que foi citado por ARUNACHALAM; MANNAN; SPOWAGE, 2004 e EZILARASAN; SENTHIL KUMAR; VELAYUDHAM, 2013, que afirmaram que a tensão residual mudou de compressiva para trativa à medida que se aumentou a velocidade de corte, conforme também referenciado no parágrafo anterior.

Tensão residual trativa é observada em vários trabalhos de usinagem de Inconel 718. De acordo com ARUNACHALAM; MANNAN; SPOWAGE, (2004) uma ferramenta com revestimento cerâmico contribui para gerar maiores tensões residuais trativas na direção de corte do que uma ferramenta de CBN no torneamento de Inconel 718. Assim como, ferramentas de cortes desgastadas geram maiores tensões residuais trativas do que uma ferramenta em início de vida (SHARMAN; HUGHES; RIDGWAY, 2006). Isto ocorre porque a ferramenta desgastada tende a maior atrito na superfície do material e, com isso, o aumento do efeito térmico pode causar um aumento da magnitude da tensão residual trativa (PAN; FENG; LIANG, 2017).

É observado também que, na maioria dos casos, as tensões residuais são mais trativas na superfície e se tornam mais compressivas à medida que a profundidade aumenta por volta de 50 μm (ULUTAN; OZEL, 2011).

2.6. Rugosidade

As alterações superficiais incluem rugosidade, ondulações e outras características da morfologia da superfície usinada consideradas como defeitos.

A rugosidade do material é um importante parâmetro a ser estudado pois influencia a vida em fadiga, a taxa de desgaste, o coeficiente de atrito e a resistência à corrosão dos componentes usinados. Vários parâmetros podem influenciar a rugosidade da peça, dentre eles o material, o raio de ponta, o ângulo de inclinação e a geometria da ferramenta. Além destes, a taxa de avanço e a velocidade de corte (WANG; LIU, 2018).

O acabamento superficial é muito dependente do raio de ponta e do avanço, que tem uma contribuição geométrica na rugosidade (DINIZ; MARCONDES; COPPINI, 2014). Uma ferramenta com um raio de ponta grande é mais resistente, no entanto aumenta a área de contato ferramenta-peça e conseqüentemente gera maior vibração devido ao maior atrito. A rugosidade aumenta conforme aumenta o avanço devido a esta contribuição geométrica do avanço (DINIZ; MARCONDES; COPPINI, 2014).

De acordo com vários estudos ocorre uma diminuição da rugosidade com o aumento da velocidade de corte, que pode ser explicado pela redução da aresta postiça de corte, quando se utiliza faixas mais baixas de velocidade (D'ADDONA; RAYKAR; NARKE, 2017; UMBRELLO, 2013b). No entanto, quando o desgaste da ferramenta se torna um fator decisivo ocorre o contrário. Há um aumento da rugosidade conforme a velocidade aumenta (THAKUR; GANGOPADHYAY; MAITY, 2014; THAKUR; MOHANTY; GANGOPADHYAY, 2014), porque o desgaste da ferramenta altera a forma de sua ponta, o que impacta diretamente no perfil de rugosidade da superfície.

Nos estudos de MAIYAR et al., (2013) a análise por microscopia eletrônica de varredura (MEV) mostrou que para velocidades maiores ocorre menor adesão de material da peça na ferramenta, o que é fator determinante para a formação da aresta postiça de corte. A velocidade de corte de 75 m/min mostrou melhores resultados do que as velocidades de corte de 25 m/min e 50 m/min em fresamento de Inconel 718.

O avanço também é um outro parâmetro que afeta significativamente a rugosidade na usinagem de superligas. Nos estudos de EZUGWU; WANG; OKEKE, (1999) foram utilizados os seguintes parâmetros para a usinagem da superliga Inconel 718: avanço de 0,13 mm/rev e 0,25 mm/rev, velocidade de corte de 32 m/min e 50 m/min e profundidade de corte de 1 mm e 2 mm.

Foi verificado que o aumento do avanço de 0,13 para 0,25 mm/rev gerou uma superfície com pior integridade e altas medidas de rugosidade. RAHIM; SASAHARA, (2009), também constataram que a rugosidade foi aumentada com o aumento do avanço devido às marcas de avanço na superfície. Outros autores também relataram que baixos avanços tendem a reduzir a rugosidade pelo fato de que o menor avanço implica em menor deslocamento da ferramenta na direção de avanço e isso reduz a altura das marcas de avanço geradas pela ferramenta. (BAI et al., 2019).

A rugosidade R_a tem a tendência de aumentar conforme aumenta a velocidade de corte, o que pode ser atribuído ao efeito de amolecimento térmico em velocidades de corte mais altas (WANG; LIU, 2018). Nos estudos de CAI et al., (2014), o aumento da velocidade de corte de 20 para 80 m/min gerou aumento de R_a . No entanto, quando a velocidade foi aumentada para 110 m/min foi observada a diminuição da rugosidade, com valores se aproximando da rugosidade inicial testada de 20 m/min. Em ensaios com torneamento criogênico do Inconel 718 os autores verificaram que com a redução da temperatura eles conseguiram obter melhor integridade superficial (KENDA; PUSAVEC; KOPAC, 2011). Eles obtiveram aumento da

dureza, aumento da tensão residual de compressão e redução da rugosidade da superfície da peça.

A melhoria da rugosidade também pode ser alcançada com a escolha apropriada da geometria da ferramenta. A utilização de ferramentas revestidas podem melhorar o desempenho do corte e podem melhorar a rugosidade, quando comparadas com ferramenta sem revestimento (WANG; LIU, 2018).

O uso de fluidos de corte também tem sido reportado como um agente que melhora a rugosidade e também reduz a magnitude de tensões residuais na superfície (M'SAOUBI; et al., 2015). Outros autores verificaram que a rugosidade tende a diminuir com o aumento da velocidade de corte em torneamento a seco do Inconel 718, e com o fluido a rugosidade diminui apenas para velocidades acima de 60 m/min (DEVILLEZ et al., 2011). No entanto, o uso de fluido de corte resfria a superfície e reduz ou previne a desgaste por adesão na ferramenta e consequentemente a qualidade da superfície é melhorada em condições de corte com fluido (DEVILLEZ et al., 2011).

O uso de fluido de corte também apresentou ser favorável para as tensões residuais. Em comparação com fluido abundante e mínima quantidade de fluido (MQL), o uso de fluido apresentou tensões residuais mais compressivas do que o uso de MQL, no fresamento de Inconel 718 (DE PAULA OLIVEIRA; CINDRA FONSECA; ARAUJO, 2017). De acordo com DEVILLEZ et al., 2011, a usinagem a seco induz danos maiores na subsuperfície e deformação microestrutural do que a usinagem com fluido abundante.

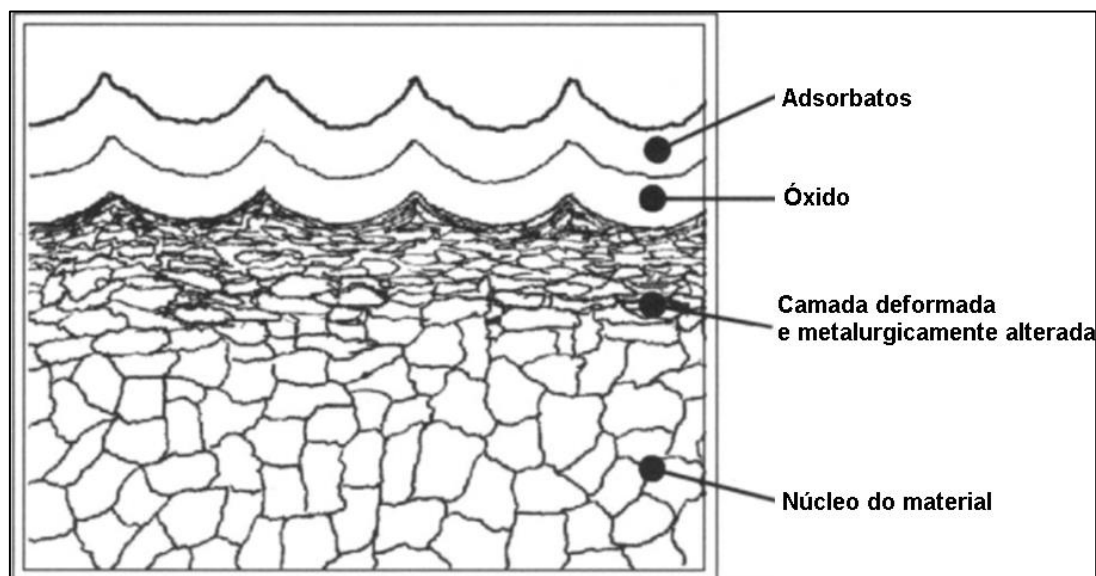
Também, o corte horizontal no fresamento, com direção concordante, permite melhores resultados de integridade superficial com relação à rugosidade da peça, forças de corte e vida da ferramenta (ASPINWALL et al., 2007). No fresamento concordante a ferramenta de corte avança no sentido da direção de rotação, isto é, sempre empurra a peça em direção à mesa. E isto é bom pois reduz os efeitos de vibração que prejudicam a rugosidade da peça (DINIZ; MARCONDES; COPPINI, 2014).

2.7. Alterações na subsuperfície

As alterações subsuperficiais incluem as alterações metalúrgicas da subsuperfície usinada e fatores mecânicos. Alterações metalúrgicas e microestruturais abrangem recristalização e alta deformação dos grãos, presença de diferentes camadas dependendo da intensidade da deformação do componente (KORTABARRI et al., 2011).

Em uma superfície usinada convencionalmente, a topografia é considerada regular, correspondendo ao formato da ponta da ferramenta. Na Figura 7 é mostrada as camadas presentes na subsuperfície. Logo após a superfície usinada ser exposta ao ar, haverá a formação de uma camada de adsorção chamada de adsorbato, que é composta de vapor de água e hidrocarbonetos, provenientes do ambiente e do fluido utilizado. Mais abaixo existe uma camada de óxido, que pode ou não continuar crescendo com o tempo. Uma camada de várias ordens de magnitude maior que as anteriores, está logo abaixo da camada de óxido. Esta camada se encontra tensionada e metalurgicamente modificada, a tensão residual é principalmente trativa, mas pode ser compressiva quando utilizadas ferramentas negativas, pois estas deformam mais a superfície usinada.

Figura 7- Desenho esquemático da seção transversal da camada usinada.



Fonte: GRIFFITHS, (2001)

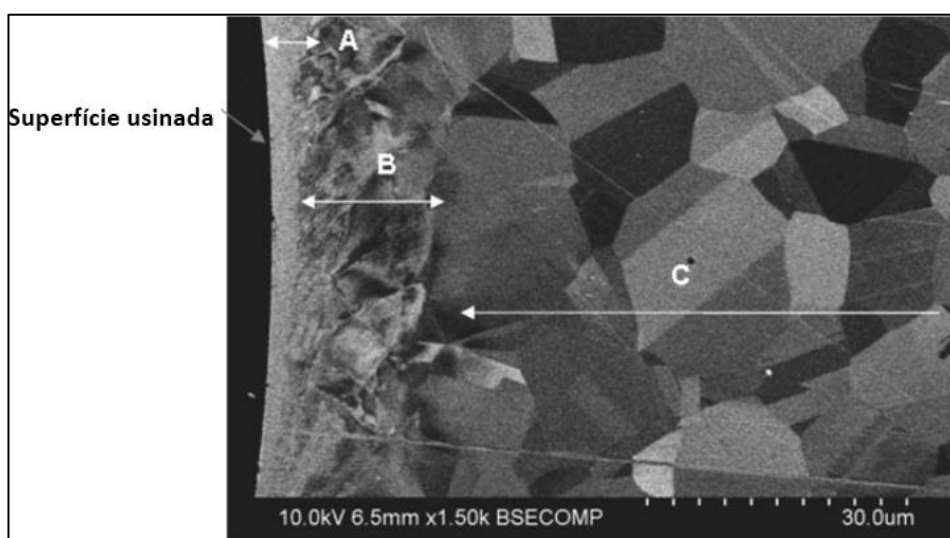
A profundidade da tensão residual influenciada pela usinagem é medida em da ordem de no máximo cem micrómetros. Aproximadamente, a profundidade de penetração da dureza também afetada pelo processo é cerca de metade da profundidade de penetração da tensão residual e a profundidade da deformação plástica observável é cerca de metade disso novamente. (GRIFFITHS, 2001).

A separação entre a camada de material que não foi afetada e a camada de material afetada, não possui uma linha de demarcação clara. Estas mudanças no material podem ser observadas, por exemplo, no caso de haver deformação plástica, condição na qual o material sofrerá encruamento e, conseqüentemente, ocorrerá um aumento de dureza (GRIFFITHS,

2001). Ou ainda, pela análise de uma imagem metalográfica em que seja possível observar modificações no tamanho e forma dos grãos. As alterações na subsuperfície são diversas e dependerão do tipo de processo de fabricação utilizado.

Imagens de microscopia eletrônica de varredura (MEV) junto com a técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD) nos trabalhos de IMRAN et al., (2011) e (2015) revelaram a formação de três diferentes zonas na microestrutura da subsuperfície de superligas de níquel (Figura 8). A zona A, fortemente deformada devido à interação de cargas térmicas e mecânicas e definida por uma estrutura de grãos nano cristalinos. Esta área corresponde à denominada camada branca. A zona B é descrita como parcialmente deformada com grãos alongados e a zona C é constituída pelos grãos livres de defeitos, como apresentado antes da usinagem.

Figura 8- Imagem de elétrons retroespalhados (BSE) revelando as três camadas após a usinagem da liga Inconel 718.



Fonte: IMRAN et al., (2015)

O evento de unidade, nomeado assim por GRIFFITHS, (2001), integra mecanismos químicos, mecânicos e térmicos, como também as reações com o ambiente de trabalho após a fabricação, como oxidação, absorção. Este evento produzirá padrões na subsuperfície do material usinado relacionados com a topografia. Irão ocorrer modificações de naturezas mecânica e térmica. Estas regiões, com alterações metalúrgicas, irão se repetir de forma cíclica coincidente com o avanço.

Uma das alterações que ocorrem é o aumento da dureza em consequência da deformação plástica ou do aquecimento. Além disso, também pode aparecer uma camada branca, em profundidades de aproximadamente 1 - 5 μm , de ultra alta dureza, provocada pelo evento único

chamado de mecanotérmico (GRIFFITHS, 2001). A superfície da peça apresenta características diferentes do restante do material. Alterações microestruturais, mudanças de fases, adesão de partículas de cavaco, fazem com que a superfície tenha dureza superior ao do volume restante da peça, porém maior fragilidade, e apareça como uma faixa branca quando observada em microscópio óptico, denominada camada branca (ULUTAN; OZEL, 2011).

A deformação plástica severa pode gerar uma camada branca com tamanhos de grãos ultrafinos. Esta camada é frágil e afeta o desempenho em serviço do componente (GRIFFITHS, 2001). Além disso, a deformação plástica afeta a resistência ao desgaste, a tensão de escoamento, a fadiga, a fluência e outras propriedades mecânicas. Isto ocorre porque na deformação plástica, ocorre a distorção da estrutura e, conseqüentemente, a concentração de defeitos como, discordâncias, vacâncias e vazios será afetada.

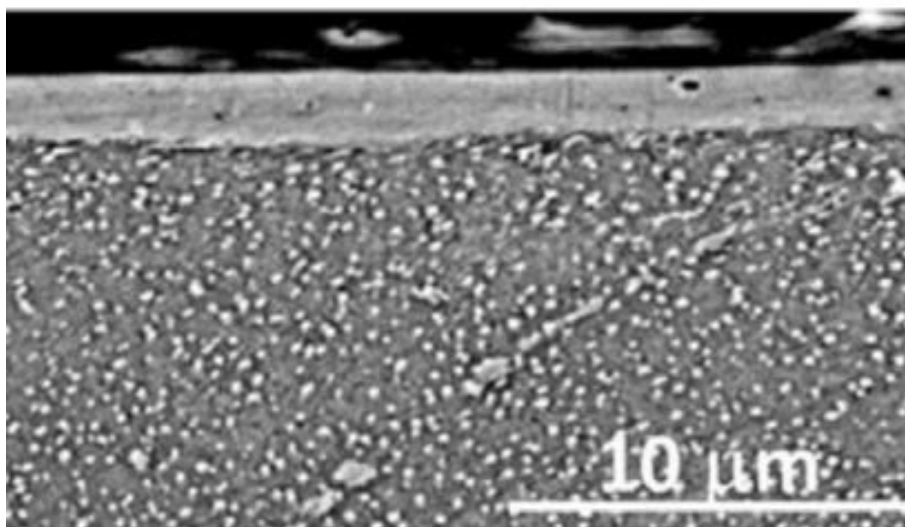
Em processos de fabricação em que as condições de trabalho produzem predominantemente efeitos mecânicos, a superfície sofre endurecimento. Mas isso não é válido em alguns casos de fresamento, quando por exemplo, são utilizadas altas velocidades de corte. Isto porque, em fresamento com altas velocidades, o efeito térmico, que provoca amolecimento do material da peça, torna-se predominante (DEVILLEZ et al., 2011), efeito este agravado quando o material tem baixa condutividade térmica, como é o caso das superligas de níquel.

A dureza irá aumentar conforme a tensão aumenta, e isso é sempre válido para processos em que a deformação mecânica é predominante. Quanto maior a severidade das condições do processo, maior será a espessura da camada deformada por encruamento. A deformação plástica pode ainda provocar trincas no material, quando este é submetido a uma deformação extrema, levando à fratura do componente (DAVIM, 2009). No entanto para processos com influência essencialmente térmica, isto nem sempre é verdade.

Em furação e usinagem de aços endurecidos é comum o aparecimento da camada branca, pelo fato destes processos produzirem altas temperaturas na superfície da peça (GRZESIK; KRUSZYNSKI; RUSZAJ, 2010). A camada branca é uma camada extremamente dura em comparação à dureza da parte do material não afetado.

Na Figura 9 é mostrada a imagem de MEV da seção transversal da superfície da liga de níquel 720i. Nela é possível ver a camada branca formada em um processo de furação em condições severas de usinagem. A espessura da camada branca pode variar de acordo com os parâmetros e condições de usinagem (M'SAOUBI et al., 2014).

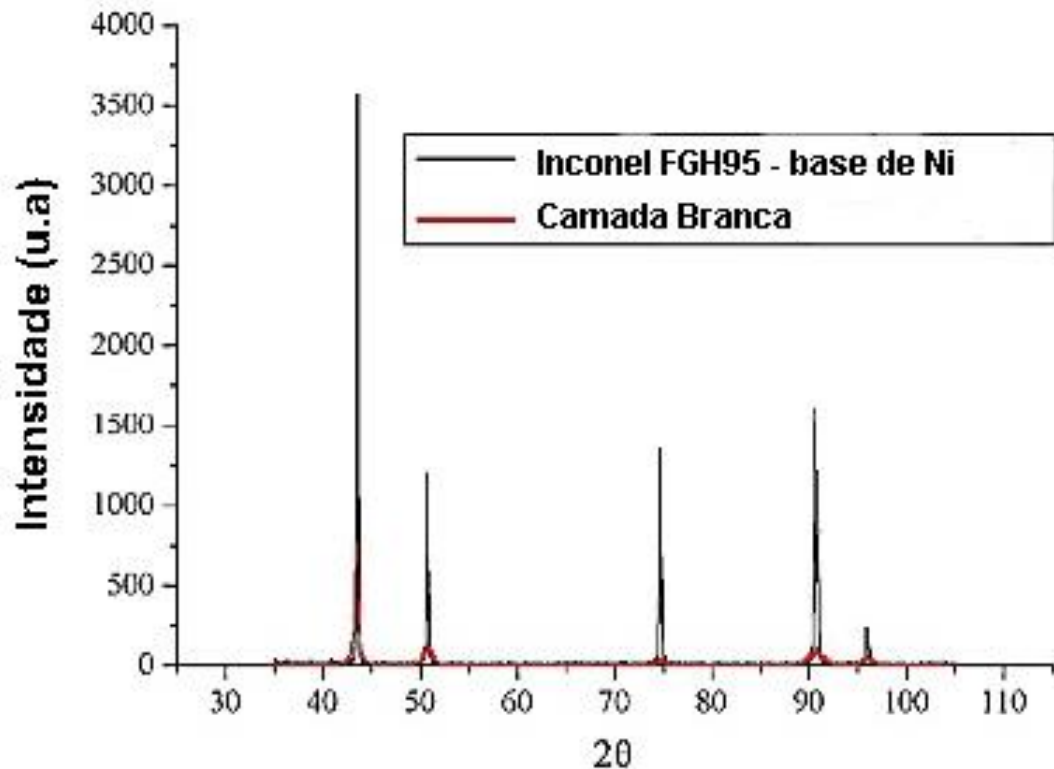
Figura 9- Imagem de MEV da camada branca devido a deformação plástica severa no processo de furação



Fonte: M'SAOUBI et al., (2014)

Em usinagem de inonel, a camada branca é frequentemente observada em seções transversais de superfícies polidas, atacadas e examinadas sob luz refletida. A camada branca é uma faixa de material fina que não sofreu ataque químico, possui grãos finos, algumas vezes estrutura nanocristalina e quase sempre está acompanhada de tensão residual trativa (BARRY; BYRNE, 2002; ZHANG et al., 1997). Eventualmente aparece acompanhada de uma camada escura que exibe propriedades intermediárias entre a camada branca e o volume da peça (ULUTAN; OZEL, 2011). A análise de difração de raio- X da Figura 10 revelou ainda menor cristalinidade da camada branca quando comparada com o restante do material (DU; LIU; LV, 2014). Quanto mais cristalino o material, maior é a intensidade e menor é a largura do pico.

Figura 10- Padrões de Raio-X da liga de Inconel FGH95 à base de níquel e da camada branca.



Fonte: DU; LIU; LV, (2014)

Ainda de acordo com DU; LIU; LV (2014) o aumento da velocidade de corte faz com que aumente a espessura da camada branca. No entanto para velocidades acima de 2000 m/min em usinagem de alta velocidade da liga de níquel FGH95, com avanço de 0,01 mm/rev, houve uma redução da espessura da camada branca.

A formação da camada branca está relacionada com o resultado de diferentes processos como deformação plástica, reações químicas, altos gradientes de temperatura, aquecimento e resfriamento rápidos (efeito de têmpera), transformações de fase e alterações microestruturais (ULUTAN; OZEL, 2011). E pode ser relacionada com muitos parâmetros, como a velocidade de corte, a velocidade de avanço, a profundidade de corte, a condutividade térmica da ferramenta e a peça de trabalho (THAKUR; GANGOPADHYAY, 2016).

Por isso, é um fenômeno complexo que precisa ser estudado. A natureza dura e frágil desta região pode contribuir para a falha por fadiga da peça usinada.

Um fator que influencia a profundidade desta camada afetada é a força de corte, quanto maior a força de corte, maior será a profundidade de camada modificada. Além disso, alguns autores também relatam a influência do ângulo de inclinação e da velocidade de corte. O uso

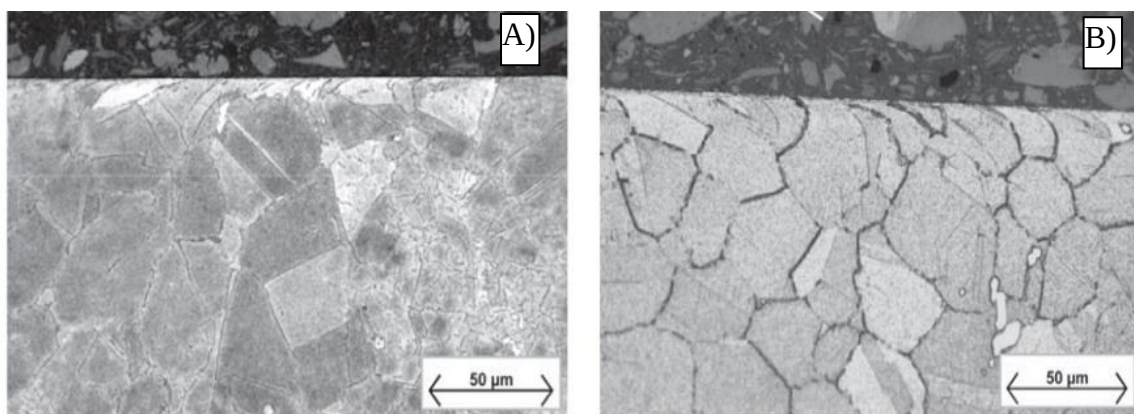
de uma ferramenta desgastada produzirá maior ângulo de inclinação por causa da borda mais arredondada da ferramenta, consequentemente, a profundidade de deformação e o encruamento serão maiores, levando à formação da camada branca. O ideal para que se produza zonas mínimas de material alterado, é utilizar uma ferramenta nova, afiada e condições de usinagem leves (GRIFFITHS, 2001).

Em geral, é dito que para condições de usinagem pesadas o resultado é uma integridade de superfície baixa com alta geração de calor e deformações. Condições mais brandas de usinagem possibilitam menor geração de calor e uma superfície com pouca ou nenhuma camada tensionada (GRZESIK; KRUSZYNSKI; RUSZAJ, 2010).

Em geral, os efeitos mecânicos desempenham um papel importante no endurecimento dos materiais e os efeitos térmicos no amolecimento dos materiais. Ferramentas desgastadas também exercem significativo efeito na deformação plástica e na profundidade da microestrutura usinada (YUE et al., 2018).

Grãos alongados e contornos de grão com orientação direcional (Figura 11) foram obtidos no trabalho de DEVILLEZ et al., (2011), com uma distribuição não homogênea do tamanho do grão, no torneamento do Inconel 718. Os ensaios foram feitos utilizando $v_c=60\text{m/min}$, $f=0,1\text{ mm/rev}$ e profundidade de corte de $0,5\text{ mm}$.

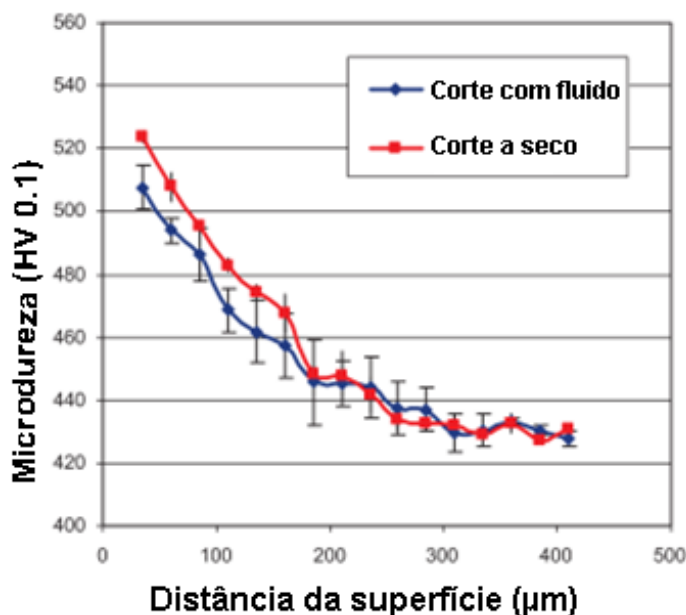
Figura 11- Seção transversal da superfície de Inconel 718 com usinagem A) com ferramenta nova e B) com ferramenta usada.



Fonte: DEVILLEZ et al., (2011)

Foram obtidos grãos mais distorcidos devido à usinagem com ferramenta desgastada, pois ocorreu maior ação de atrito na superfície da peça. Esta deformação plástica severa gerou aumento da dureza da superfície usinada, conforme pode ser visto na Figura 12 (DEVILLEZ et al., 2011).

Figura 12- Medidas de dureza ao longo as da seção transversal do Inconel 718.



Fonte: DEVILLEZ et al., (2011)

Outros autores também verificaram esta dureza maior na superfície na usinagem de Inconel 718, e o decréscimo gradual desta dureza conforme as medidas foram feitas distanciando-se da superfície (PAWADE; JOSHI; BRAHMANKAR, 2008).

Quando comparadas usinagem utilizando ferramenta nova e usinagem utilizando ferramenta desgastada, foi verificado alto grau de tensões residuais trativas na região próxima à superfície. Isto foi devido às altas temperaturas geradas pelo efeito de sulcamento (conhecido no inglês como *ploughing*) na superfície da peça, causada desgaste de flanco da ferramenta. Isto também levou a uma maior deformação plástica da superfície da peça, causando tensões residuais compressivas na região abaixo da camada termicamente afetada (SHARMAN; HUGHES; RIDGWAY, 2006).

Menor grau de deformação plástica foi obtido quando a superfície foi usinada com ferramenta com revestimento de TiAlN em comparação com ferramenta sem revestimento no torneamento de Inconel 718, devido ao menor atrito entre ferramenta-peça (OUTEIRO et al., 2008). Consequentemente, tensões residuais menos trativas também foram obtidas.

2.8. Forças de usinagem

O conceito de força mecânica reúne diversos tópicos relacionados à magnitude, características e distribuição das forças de corte durante o processo de usinagem, como também

à influência da geometria da ferramenta no material da peça, e ainda em outros aspectos envolvidos. Estas forças podem afetar características da superfície da peça como a topografia, a estrutura e as tensões envolvidas (STÅHL, 2012).

Comparado com outros processos de fabricação, por exemplo o forjamento, as forças envolvidas no processo de usinagem não são tão altas. No entanto, como esta força é aplicada no cavaco, que possui uma área de contato ferramenta-peça muito pequena, a tensão nesta região é altíssima, sendo considerada a maior tensão dentre as operações de processamento metálico (TRENT; WRIGHT, 2000).

O dinamômetro é o equipamento utilizado para medir as forças de usinagem de um processo e fornecer medidas com elevada precisão. A força resultante atuante no sistema ferramenta-peça é conhecida como força de usinagem (F_u), que quando decomposta uma das componentes está no plano de trabalho, chamada de força ativa (F_t), e a outra componente está perpendicular ao plano de trabalho, chamada de força passiva (F_p). A força ativa pode ser decomposta em força de corte (na direção de corte) e força de avanço (na direção de avanço) (DINIZ; MARCONDES; COPPINI, 2014).

A componente da força que atua sobre a cunha cortante da ferramenta, normal à aresta de corte, é chamada de força de corte (F_c). Geralmente esta é a maior das três componentes de força e atua na direção da velocidade de corte (TRENT; WRIGHT, 2000). A outra componente é chamada de força de avanço (F_f) e está paralela com a direção de avanço e atua tangencialmente à F_c .

A velocidade de corte exerce forte influência nas forças de corte (HAO et al., 2017; THAKUR; RAMAMOORTHY; VIJAYARAGHAVAN, 2009). A utilização de velocidade de corte baixa promove a formação de aresta postiça de corte. Na aresta postiça de corte há a deposição de material da peça/cavaco sobre a superfície de saída da ferramenta, fazendo com que diminua a afiação da ferramenta e aumente o ângulo de ponta da ferramenta, como consequência, as forças de corte aumentam (STÅHL, 2012).

Por outro lado, velocidades de corte altas aumentam a temperatura do processo de corte e, portanto, diminuem a resistência à deformação da peça, permitindo forças de corte mais baixas. A resultante das forças de corte pode ser explicada pelos efeitos térmicos e mecânicos.

A utilização de ferramentas com revestimento produz forças menores devido ao coeficiente de atrito da ferramenta ser menor, quando comparada com uma ferramenta não recoberta. Além disso, a temperatura de corte será maior (BUSHLYA; ZHOU; STÅHL, 2012).

Quando um material é submetido a altas temperaturas de corte e alta pressão de corte, ocorre uma competição entre o encruamento do material e o amolecimento térmico e isto afeta

o comportamento do material (GINTING; NOUARI, 2009). A deformação plástica na superfície usinada é causada por alta pressão de corte e altas temperaturas na usinagem de material considerados difíceis de serem usinados. Como já visto neste trabalho, altas pressões de corte geram tensões compressivas e altas temperaturas da peça geram tensões residuais compressivas na superfície da peça.

Não existe relação direta entre as forças de corte ou o consumo de energia e a temperatura próxima à aresta de corte. Isso porque a quantidade de calor necessária para elevar a temperatura na zona de fluxo é uma pequena fração da energia total gasta no corte, e o volume de metal aquecido na zona de fluxo pode variar consideravelmente (TRENT; WRIGHT, 2000).

A pressão específica de corte (K_s), isto é, a força de corte dividida pela área da secção de corte, é um importante indicador do processo e fornece uma informação indireta da condição da aresta de corte. É uma propriedade que geralmente é influenciada pela velocidade de corte e pelo material da peça. Qualquer alteração no K_s pode ser atribuída à modificações na aresta de corte (HEMAKUMAR; KUPPAN, 2018).

Ainda de acordo com HEMAKUMAR; KUPPAN, (2018) a pressão específica de corte tende a diminuir conforme aumenta a velocidade de corte para todos os avanços testados. Resultados semelhantes também foram encontrados por THAKUR; RAMAMOORTHY; VIJAYARAGHAVAN, (2009). Isto ocorreu devido à redução da força de cisalhamento no material da peça causado pelo aumento da temperatura na zona de corte. Outra observação que eles fizeram é que a taxa de deformação do material diminui conforme o avanço aumenta. A pressão específica de corte é extremamente dependente da área da seção do cavaco.

A pressão específica de corte também foi utilizado por THAKUR; RAMAMOORTHY; VIJAYARAGHAVAN, (2009) como um indicador no processo de usinagem do Inconel 718. O aumento de K_s está relacionado com o tempo prolongado de usinagem e consequentemente o aumento do desgaste da ferramenta (EZUGWU; BONNEY; YAMANE, 2003).

A pressão específica de corte pode ser utilizada para calcular a força de corte no processo de usinagem. Os coeficientes de pressão de corte contribuem para o cisalhamento do cavaco na aresta de corte, e dependem das propriedades intrínsecas do material e também da geometria da ferramenta (ZHANG; LIU, 2017).

2.9. Corrosão

As superligas são materiais que apresentam excelente resistência à degradação química em temperaturas próximas ao seu ponto de fusão. Isto é sustentado não apenas pela quantidade de

níquel presente na liga, mas devido também à presença de outros elementos como cromo e alumínio (REED, 2006).

As ligas com alto teor de cromo, como é o caso da Inconel 625 (possui maior quantidade de Cr que a liga Inconel 718) são mais fortemente resistentes à degradação por corrosão à quente. A resistência à corrosão a quente do Inconel 625 ainda é considerada melhor que a Inconel 718 também, pela maior quantidade de molibdênio (aproximadamente 3 vezes maior) (MOHAMMADI ZAHIRANI; ALFANTAZI, 2021).

Diferentes características dos componentes usinados como estabilidade dimensional, distorção, resistência à corrosão e vida em fadiga são extremamente influenciados pela tensão residual (THAKUR; GANGOPADHYAY, 2016).

De acordo com DENKENA; LUCAS, (2007) a taxa de corrosão da superfície foi minimizada quando combinadas baixa velocidade de corte e alta força de corte, que geraram tensão residual compressiva mais profunda e maior dureza na liga de magnésio torneada e laminada. Além disso, os resultados obtidos por UDDIN et al., (2016) mostraram que os corpos de prova de liga de magnésio usinados, apresentaram menor taxa de corrosão do que o corpo de prova não usinado.

A resistência à corrosão também foi relacionada com rugosidade da superfície usinada. Rugosidades mais baixas apresentaram superfícies com maior resistência à corrosão (SIDHOM et al., 2010). Os mesmos autores também identificaram que a resistência à corrosão aumentou conforme as tensões tratativas foram reduzidas.

O desgaste da ferramenta e a rugosidade foram relacionadas por DE OLIVEIRA JUNIOR; DINIZ; BERTAZZOLI, (2014) no torneamento de aço inoxidável super duplex. Eles identificaram que o uso de ferramentas desgastadas aumentou a formação de pites na superfície. Contudo, dentre os parâmetros testados, a velocidade de corte teve a maior influência na resistência à corrosão. Velocidades mais baixas e, conseqüentemente, menor temperatura do processo, foi benéfico para a resistência à corrosão. A rugosidade foi aumentada com o uso de ferramenta desgastada, o que gerou diminuição da resistência à corrosão.

O comportamento da resistência à corrosão geralmente é afetado pela usinagem. Contudo, de acordo com BISSEY-BRETON et al. (2016) a média de densidade de pites não foi afetada pelas condições de usinagem. O refinamento da microestrutura na subsuperfície, causado pela usinagem (maiores avanços) foi responsável pelo grande aumento da média de pites na superfície (BISSEY-BRETON et al., 2016). Estes autores também verificaram que as tensões residuais compressivas estão diretamente relacionadas com os efeitos benéficos na resistência a corrosão por pite.

O efeito da usinagem na resistência à corrosão de aço macio foi analisado por PRAKASH et al., (2015). Os autores concluíram que a taxa de corrosão aumenta à medida que o ângulo de saída diminui. Para um ângulo de saída fixo, a taxa de corrosão diminui com o aumento da velocidade de corte.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

A parte experimental deste trabalho foi dividida em duas etapas. Na primeira parte os ensaios foram feitos utilizando ferramenta nova. Para cada condição ensaiada foi utilizada o inserto com aresta sem uso e foi dado apenas um passe na peça. Esta superfície usinada foi preservada para as análises de integridade superficial da primeira etapa.

Na segunda etapa, novos insertos foram utilizados, no entanto, para cada condição a mesma ferramenta foi utilizada até atingir desgaste de flanco $V_B=0,2$ mm. Uma nova superfície foi preparada, para remover os efeitos dos passes de usinagem dados anteriormente. Desse modo, com a ferramenta desgastada (com $V_B=0,2$ mm) foi dado um passe, e então esta superfície foi preservada para as análises de integridade da segunda parte da pesquisa.

3.1. Material da peça usinada

O material utilizado para a fabricação dos corpos de prova foi a liga de níquel Inconel 625. Os corpos de prova foram feitos por processo de revestimento por soldagem MIG sobre aço utilizando arame de Inconel 625. Após o processo, a solda foi resfriada à temperatura ambiente e não passou por nenhum tipo de tratamento térmico posterior.

A composição química do material para metal de adição da liga Inconel 625 está apresentada na Tabela 1, de acordo com a norma AWS ERNiCrMo-3. A composição química também foi obtida por análise de EDS (Espectroscopia por Energia Dispersiva) e está de acordo com a norma. A quantidade de carbono não pode ser quantificada com exatidão por EDS pois há uma limitação da técnica para elementos com número atômico pequeno ($Z < 11$). O número atômico do carbono é 6. A composição típica de metal de adição para Inconel 625 é de 0,05 % at. de carbono. Assim como os outros elementos mais leves, que não puderam ser quantificados no EDS.

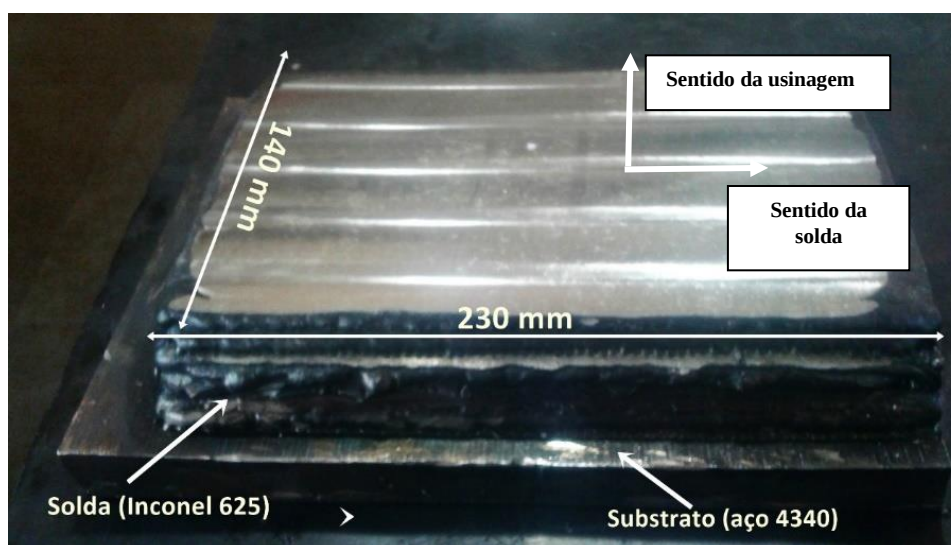
O material (como recebido) apresenta dureza de $4 \pm 0,4$ GPa (aproximadamente 410 HV), microestrutura dendrítica típica da morfologia de solidificação e resfriamento promovidos pela solda. As dendritas são os principais modos de solidificação no revestimento de Inconel sobre aço, resultado do efeito de diluição (LIN, 2013).

Tabela 1- Resultado da análise de EDS da amostra de Inconel 625.

	Composição Química Inconel 625 (% atômica)												
	Ni	Cr	Mo	Nb	Fe	Si	Al	Ti	Mn	P	C	S	Cu
EDS	63,39	22,14	9,16	4,39	0,48	0,14	0,25	0,03					
Valores típicos AWS	64	21,5	9,0	3,15-4,15	<1,5	0,7	0,40	0,40	0,8	0,008	0,05	0,005	0,05

Para a obtenção dos corpos de prova foram feitos seis cordões de solda na direção horizontal, na direção de maior comprimento do bloco, uns sobre os outros. A espessura total do revestimento foi de 30 mm, com seis camadas de solda. A largura total de todos os passes lado a lado, na direção vertical, corresponde a 140 mm. A solda foi depositada sobre o material base de aço ABNT 4340. Na está apresentado o bloco preparado para os ensaios de usinagem já com a superfície faceada, a fim de remover a casca mais grossa e as irregularidades provenientes da solda.

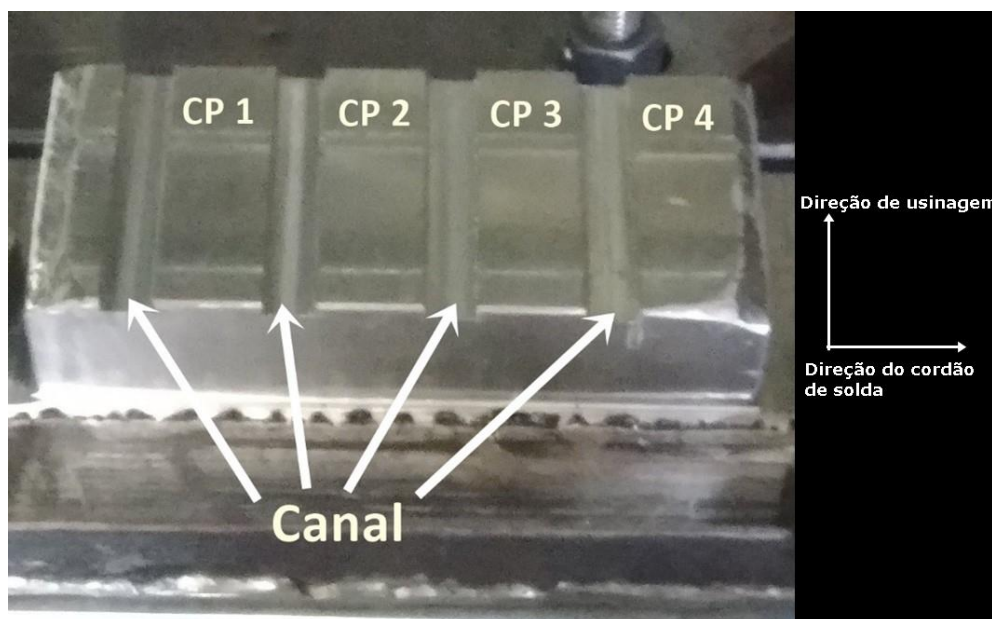
Figura 13- Bloco de Inconel 625 produzido por soldagem.



O bloco foi cortado ao meio para melhor aproveitamento do material. De cada metade do bloco foi possível produzir quatro corpos de prova (CP), conforme é mostrado na Figura 14.

Entre cada CP foi feito um canal para evitar que a temperatura de um ensaio afetasse o ensaio seguinte. A direção de avanço foi feita em 90° da direção de deposição da solda.

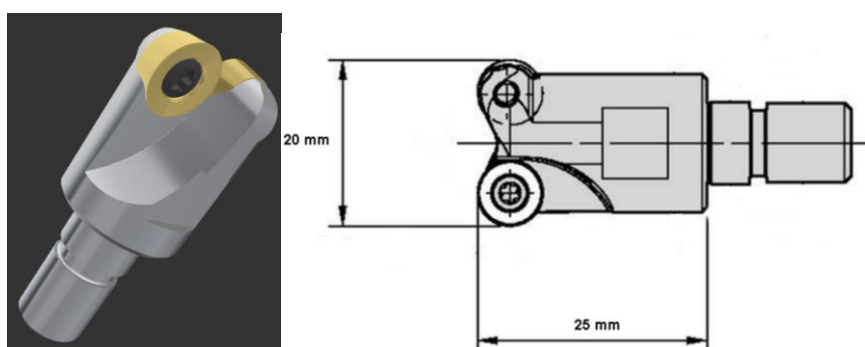
Figura 14- corpos de prova preparados para a usinagem.



3.2. Geometria das ferramentas e rugosidade da peça.

A ferramenta (fresa) utilizada nos ensaios (Figura 15) foi fabricada pela empresa Kennametal. Haste cilíndrica feita de aço, código 7713VR10SA020Z2R25, diâmetro de 20 mm e diâmetro efetivo de corte 16 mm, com dois dentes.

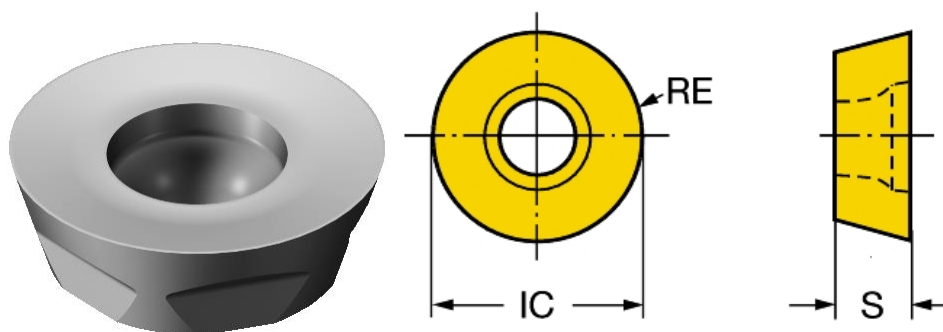
Figura 15- Ferramenta utilizada nos ensaios.



Fonte: KENNAMETAL, (2022)

As pastilhas utilizadas tinham diâmetro de 10 mm com duas diferentes geometrias (Figura 16). Geometria da aresta M- código ISO R300-1032-PM 1130, e geometria da aresta L- código R300-1032-PL 1130 da Sandvik Coromant, ambas com substrato de metal duro (WC) e revestimento PVD de AlTiCrN. Os insertos circulares são extremamente indicados para usinagem de superligas resistentes ao calor porque distribui melhor os esforços de corte.

Figura 16- Insertos utilizados nos experimentos.



Fonte: SANDVIK, (2022)

As geometrias das ferramentas e a rugosidade da peça foram medidas por perfilometria óptica 3D utilizando o microscópio Alicona Infinite Focus SL. Foram medidas três ferramentas de cada geometria utilizando 200 perfis para medição das arestas.

Para a medição de rugosidade da peça foram medidos 500 perfis em cada amostra, comprimento de perfil de 4 mm e filtro de L_c (*Length of cut*) de 800 μm . Nos dois casos foi aplicada uma lente com aumento total de 100x. A rugosidade foi medida sempre na direção de avanço e aproximadamente no meio da peça.

3.3. Nanodureza

As medidas de nanodureza das superfícies e subsuperfícies usinadas foram feitas na seção transversal das amostras embutidas e polidas. Foram feitos três perfis verticais com oito medidas cada, com a primeira medida distante 5 μm da superfície para evitar o efeito de borda e as outras medidas também distantes 5 μm uma das outras. O ensaio de nanodureza instrumentada foi feita utilizando um indentador do tipo Berkovich e carga máxima de 30 mN.

Também foram realizadas medidas de nanodureza no material não afetado pela usinagem (material como recebido). Para este caso foram feitas 20 medidas na seção transversal, no núcleo de material abaixo da superfície, e feita a média destas medidas.

3.4. Microestrutura

As características da microestrutura do material após a usinagem foram analisadas utilizando microscópio óptico e microscópio eletrônico de varredura (MEV). O MEV também

foi utilizado com EDS (espectroscopia por dispersão de energia) para determinação da composição química do material

Para revelar a microestrutura foi feito ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%, tensão de 30V por aproximadamente 30 segundos, de acordo com a norma ASTM A262.

3.5. Tensão residual

A tensão residual da superfície usinada foi analisada por meio da técnica não destrutiva de difração de raio-x (DRX). Foi utilizado um difratômetro de raio-X com colimador de 0,5 mm e tubo de molibidênio ($K\alpha = 0.7093\text{\AA}$). Os picos de difração analisados foram o (511) e (311) devido à maior resolução e multiplicidade dos planos de Bragg. Foram utilizadas seis inclinações Ψ variando de 0 a 0,8, com incrementos de 0,2. Os dados foram analisados pela técnica de $\sin^2\Psi$.

Primeiro foi medida a tensão residual na superfície das amostras, nas mesmas condições após a usinagem. Depois foi feito o polimento eletrolítico na superfície para remoção sucessiva de camadas de 15 μm , 15 μm , 15 μm , 40 μm e 40 μm respectivamente, e assim fazer um perfil de medição de tensão residual ao longo da subsuperfície usinada. Para o polimento eletrolítico foi utilizada uma solução com 95 mL de ácido acético e 5 mL de ácido perclórico 70% e tensão de 30V, seguindo a norma ASTM E1558 – 09. O tempo foi controlado conforme a espessura de material que foi removida.

3.6. Corrosão

Os ensaios de corrosão foram feitos em amostras com área exposta de 10 x 10 mm e no restante da amostra, onde não era desejável haver corrosão, foi aplicado um verniz para isolar estas regiões do material e impedir a ação da solução corrosiva. As amostras foram ensaiadas conforme norma ASTM G48-A que estabelece um padrão para determinação da resistência à corrosão por pites em aços inoxidáveis e ligas de níquel, utilizando solução de cloreto férrico.

O uso deste método pode ser correlacionado com o desempenho em certos ambientes como água do mar e extremamente oxidantes, com baixo pH e em ambientes contendo cloreto. Além disso, foi projetado para acelerar o tempo para iniciar a relativa corrosão localizada em relação à maioria dos ambientes.

Os corpos de prova foram imersos em solução contendo 100g de cloreto férrico e 900 mL de água destilada à 50 ± 2 °C por 72h. As amostras tiveram as superfícies preservadas sem alteração do acabamento superficial, nas mesmas condições de usinadas.

Após este período os corpos de prova foram limpos para a remoção dos produtos corrosivos e foram feitas imagens da superfície com microscópio óptico. As imagens foram processadas utilizando o software ImageJ para determinação da densidade de pites.

3.7. Testes de usinagem com a ferramenta nova - Etapa 1

Os ensaios foram realizados no centro de usinagem vertical Mori Seiki SV-40 com comando numérico computadorizado GE Fanuc MSC 518. A máquina ferramenta possui três eixos de programação. O eixo árvore vertical tem potência máxima de 22 kW, rotação máxima de 12000 rpm, sistema de fixação de ferramenta por cone ISO 40. Foi utilizado fluido de corte em abundância, à base de óleo éster vegetal e miscível em água com concentração de 10%.

Para a aquisição das forças de usinagem foi utilizado um dinamômetro piezoelétrico estacionário modelo Kistler 9257B, fixado à mesa da máquina, que mede as três componentes das forças (F_x , F_y e F_z), conectado a um condicionador de sinal modelo 5019B da Kistler. O sinal foi transmitido usando uma placa de aquisição da marca National Instruments para o computador. Para as análises desses dados foi utilizado o software LabVIEW® 2011. A taxa de aquisição utilizada foi de 10 kHz, filtro passa baixa de 1 kHz e taxa de conversão de 400 N/V.

Foi adotado um planejamento fatorial completo 2^3 com 2 níveis, três fatores e duas réplicas, totalizando 16 experimentos, conforme mostra a Tabela 2.

A definição da ordem dos ensaios foi feita de forma aleatória no software Minitab 16. As variáveis de entrada foram velocidade de corte (66 e 55 m/ min), avanço por dente (0,1 e 0,15 mm/ dente) e geometria de da ferramenta (L e M). Durante todo o processo foram mantidas constantes a profundidade de corte (a_p) em 1 mm e a penetração de trabalho (a_e) em 16 mm. O comprimento de usinagem foi de 55 mm e cada teste foi feito com apenas um passe, usando insertos novos para cada experimento.

A escolha destes parâmetros foi baseada na literatura e na recomendação do fabricante.

Tabela 2- Parâmetros de usinagem – Etapa 1 com ferramenta nova.

Número da amostra	Ordem aleatória dos ensaios	v_c (m/min)	f (mm/dente)	Geometria da ferramenta
1.0	2	55	0,1	L
1.1	15	55	0,1	L
2.0	4	66	0,1	L
2.1	10	66	0,1	L
3.0	3	55	0,15	L
3.1	13	55	0,15	L
4.0	8	66	0,15	L
4.1	16	66	0,15	L
5.0	12	55	0,1	M
5.1	9	55	0,1	M
6.0	1	66	0,1	M
6.1	11	66	0,1	M
7.0	7	55	0,15	M
7.1	14	55	0,15	M
8.0	5	66	0,15	M
8.1	6	66	0,15	M

3.8. Testes de usinagem com a ferramenta desgastada (V_{Bmax} 0,2 mm) - Etapa 2

Os ensaios foram realizados no centro de usinagem vertical Okuma Cadet Mate V4020, com comando numérico computadorizado OSP 700M, com três eixos de programação. O eixo árvore vertical tem potência máxima de 12 kW, rotação máxima de 8000 rpm, sistema de fixação de ferramenta por cone ISO 40. Foi utilizado fluido de corte em abundância, à base de óleo éster vegetal e miscível em água com concentração de 10%.

Para a aquisição das forças de usinagem foi utilizado um dinamômetro piezoelétrico estacionário modelo Kistler 9255B, fixado à mesa da máquina, que mede as três componentes das forças (F_x , F_y e F_z), conectado a um condicionador de sinal modelo 5010 da Kistler. O sinal foi transmitido através de uma placa de aquisição da marca National Instruments para o computador. Para as análises desses dados foi utilizado o software LabVIEW® 2011. A taxa

de aquisição utilizada foi de 10 kHz, filtro passa baixa de 1 kHz e taxa de conversão de 400 N/V.

Para esta segunda etapa de experimentos foi adotado um planejamento fatorial completo 2^2 com 2 níveis, dois fatores e duas réplicas, totalizando 8 experimentos, conforme mostra a Tabela 3. A definição da ordem dos ensaios foi feita de forma aleatória no software Minitab 16. As variáveis escolhidas para esta etapa foram as mesmas velocidades e os mesmos avanços $v_c=66$ e 55 m/ min e $f= 0,1$ e $0,15$ mm/ dente. Contudo, foi utilizada apenas uma geometria de ferramenta L. A profundidade de corte (a_p) em 1 mm e a penetração de trabalho (a_e) em 16 mm foram mantidas constantes.

Para realizar os ensaios com a ferramenta com desgaste de flanco $V_B = 0,2$ mm, foram feitos ensaios até atingir este desgaste, em pelo menos um dos dois insertos. Após isso, a superfície foi preparada removendo 1 mm de profundidade de material, usando a ferramenta desgastada, a fim de evitar os efeitos causados pelas usinagens anteriores.

Tabela 3- Parâmetros de usinagem – Etapa 2 com ferramenta desgastada $V_B=0,2$ mm – Geometria de ferramenta L.

Número da amostra	Ordem aleatória dos ensaios	v_c (m/min)	f (mm/dente)	Nº de passes para atingir $V_B = 0,2$ mm
1.0	1	55	0,1	6
1.1	5	55	0,1	5
2.0	2	55	0,15	4
2.1	6	55	0,15	2
3.0	3	66	0,1	3
3.1	7	66	0,1	2
4.0	4	66	0,15	3
4.1	8	66	0,15	2

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1. Material da peça

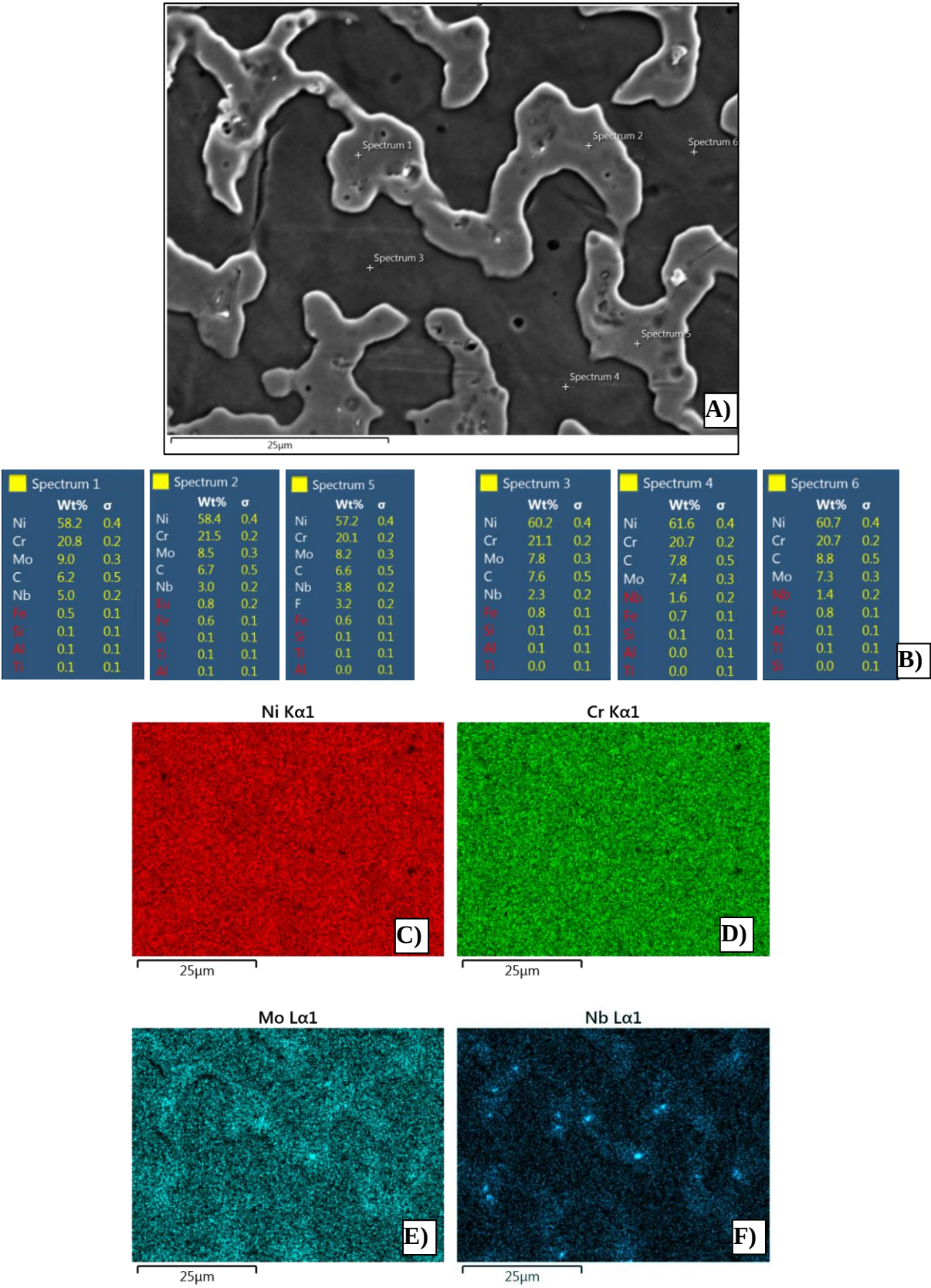
A microestrutura do Inconel 625 obtida por deposição de solda está mostrada na Figura 17 A). Nela pode-se observar uma matriz austenítica composta basicamente de níquel (região mais escura da imagem) e as dendritas composta de níquel e carbetos de molibdênio (Mo) e nióbio (Nb). A análise da composição química feita por EDS (Figura 17 B) mostra a porcentagem em peso atômico dos elementos presentes em cada região, dentro das dendritas nos espectros 1,2 e 5 e na matriz, espectros 3,4 e 6. Verifica-se que dentro das dendritas ocorre percentualmente o aumento da quantidade de Mo e Nb e consequentemente redução da quantidade de níquel (Ni), em comparação com os espectros na matriz 3,4 e 6.

O mapeamento da região também mostra a distribuição de níquel (Figura 17 C) e cromo (Figura 17 D) por toda a área analisada e as concentrações de Mo (Figura 17 E) e Nb dentro das dendritas.

Como já discutido na revisão teórica, o Inconel 625 é uma liga endurecida por solução sólida. No entanto é observada a precipitação principalmente da fase metaestável γ'' tetragonal de corpo centrado, mas que quando submetida a prolongado envelhecimento se transforma na fase δ ortorrômbica $[\text{Ni}_3(\text{Nb},\text{Mo})]$ (SHANKAR et al., 2001). Também pode ocorrer a precipitação de carbetos M_{23}C_6 , M_6C e MC.

Estes precipitados são encontrados nos espaços interdendríticos em fases ricas de Nb e Mo (ROZMUS-GÓRNIKOWSKA et al., 2014). A presença de partículas duras de carbeto na microestrutura aumenta a capacidade de encruamento do material. Os carbeto atuam como um agente bloqueador do movimento das discordâncias, levando ao aumento da densidade de discordâncias e consequentemente, induzindo o encruamento no material (CHEN et al., 2022).

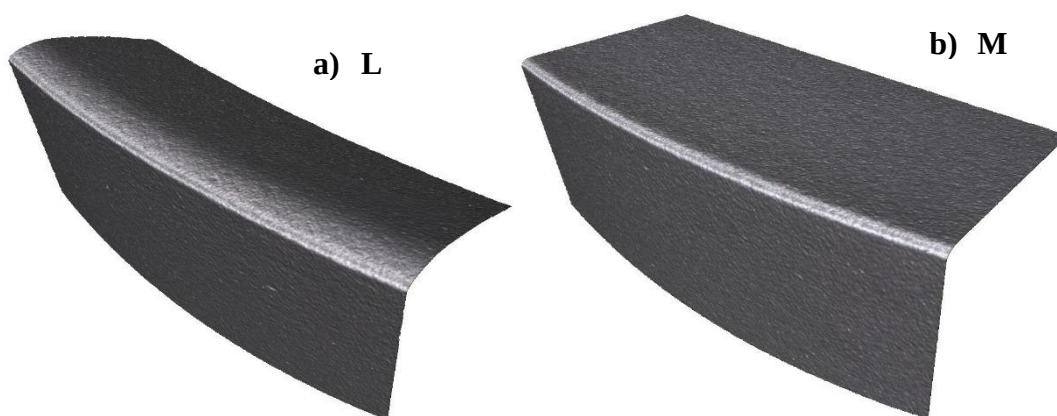
Figura 17- Imagem de MEV e análise de EDS para a microestrutura do material da peça – Inconel 625.



4.2. Geometria das ferramentas

A medida dos raios de arestas das ferramentas mostrou que os raios de aresta das duas geometrias de pastilhas utilizadas são semelhantes. Os valores médios medidos não revelam diferença significativa das geometrias das arestas em relação aos raios. A média obtida para o raio de aresta foi de $34 \pm 4 \mu\text{m}$ para a ferramenta com especificação L, e $31 \pm 3 \mu\text{m}$ para a ferramenta com especificação M. No entanto, a geometria da superfície de saída é bem diferente. Como observa-se na Figura 18, a geometria L é mais positiva e a geometria M é mais neutra. O ângulo médio de saída (γ) medido foi de $19,10^\circ \pm 0,08^\circ$ para a geometria L e de $0,24^\circ \pm 0,07^\circ$ para a geometria M.

Figura 18 - Imagem 3D das geometrias da ferramenta. a) geometria L. b) geometria M.



Da mesma forma que o raio de aresta, o ângulo de saída tem papel importante nas distribuições das tensões elásticas na subsuperfície. Quanto menos positivo for o ângulo de saída maior é o encruamento devido ao efeito de *plowing*, que é a deformação plástica sem a remoção de material (GRZESIK; KRUSZYNSKI; RUSZAJ, 2010).

4.2.1. Espessura do cavaco

Para analisar a influência das geometrias das ferramentas utilizadas (L e M) foram calculadas as espessuras médias dos cavacos para os dois valores de f_z analisados (0,10 e 0,15 mm/dente).

A contribuição do raio de aresta para a deformação do cavaco, e consequentemente da peça, é maior quando a espessura do cavaco (h) é pequena. Com h pequeno (espessura fina), boa parte do cavaco está sendo formado no raio de aresta. Com isso, o ângulo de saída efetivo

se torna extremamente negativo. Quando o cavaco é mais espesso, a contribuição do raio de aresta é menor, pois o ângulo de saída médio é maior, gerando menor deformação sobre a peça.

Os valores calculados para a espessura média ($h_{méd}$) e espessura máxima (h_{max}) do cavaco estão mostrados na Tabela 4. Como neste trabalho utilizou-se penetração de trabalho $a_e = D$, e o ângulo de contato (φ_0) é de 180° . A equação (2) foi utilizada para o cálculo da espessura média ($h_{méd}$) e a equação (3) para o cálculo da espessura máxima (h_{max}), em que φ_1 é 0° e φ_2 é 180° , f_z é o avanço por dente e κ_r é o ângulo de posição ($\kappa_r = 36,9$ – de acordo com a Figura 19).

$$h_{méd} = \frac{1}{\varphi_2 - \varphi_1} \cdot f_z \cdot \text{sen } \kappa_r (\cos \varphi_1 - \cos \varphi_2) \quad (2)$$

$$h_{max} = f_z \cdot \text{sen } \kappa_r \quad (3)$$

Os valores de espessura do cavaco da Tabela 4 mostram que a espessura do cavaco foi pequena para ambos os avanços utilizados, o que pode influenciar negativamente na integridade da superfície usinada. Nesta condição, o cavaco é formado muito próximo à aresta de corte em uma porção da ferramenta com ângulo de saída mais negativo, o que causa alta deformação do cavaco e da superfície da peça.

Tabela 4- Valores calculados de espessura média do cavaco ($h_{méd}$) e para espessura máxima (h_{ex}) do cavaco.

f_z (mm/dente)	$h_{méd}$ (mm)	h_{max} (mm)
0,10	0,04	0,06
0,15	0,06	0,09

4.3. Etapa 1 – Fresamento com a ferramenta nova

4.3.1. Forças de corte e Pressão específica de corte K_s .

As forças de corte foram obtidas experimentalmente e com isso foi possível calcular a pressão específica de corte, que poderá ser usada para explicar o comportamento de parâmetros como espessura da camada deformada, nanodureza e tensão residual da superfície fresada. A força de corte (F_c) pode ser expressa conforme a equação (4):

$$F_c = K_s \cdot A \quad (4)$$

em que K_s , é a pressão específica de corte e A é a área da seção transversal de corte. A área é calculada de acordo com a equação (5), em que b é a largura de corte e h é a espessura de corte.

$$A = b \cdot h \quad (5)$$

Nos insertos redondos, o ângulo de posição varia de 0° a 90° dependendo da profundidade de corte (a_p), alterando a intensidade das componentes das forças de usinagem ao longo da aresta.

Neste caso, foi feito um fresamento frontal simétrico, com $a_e = D$, e espessura máxima do cavaco (h_{max}) conforme Tabela 4. A espessura de corte cresce de zero até a espessura máxima do cavaco e depois volta a zero (DINIZ; MARCONDES; COPPINI, 2014) durante o percurso da aresta na peça em cada revolução da ferramenta.

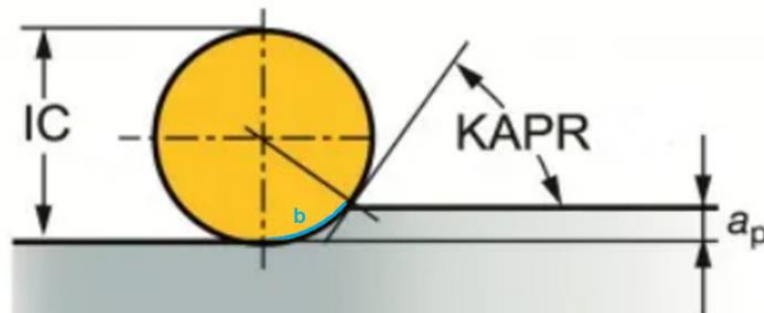
Para este caso, no instante em que a espessura do cavaco é máxima (h_{max}), a força de corte (componente da força de usinagem na direção de corte) é igual à força perpendicular ao avanço (F_y), porque o h_{max} ocorre no instante que a aresta de corte está na linha de centro da superfície fresada. Portanto, no instante em que F_y é máximo, este é igual à força de corte (F_c). Na saída do dente ocorre a mínima força F_y .

Os danos que a usinagem pode causar na peça dependem não necessariamente das forças de usinagem, mas principalmente da pressão específica de corte (K_s), isto é, da força que a ferramenta impõe a cada milímetro quadrado de cavaco formado. Com isso o cálculo de K_s foi feito a partir da média das forças máximas em cada volta em 20 voltas da ferramenta dentro da região de corte, medidas experimentalmente por meio de um dinamômetro piezoelétrico, conforme equação (6).

$$K_s = F_{cmax}/b \cdot h_{max} \quad (6)$$

Os valores calculados da espessura máxima do cavaco foram 0,06 mm e 0,09 mm para 0,10 e 0,15 mm/dente, respectivamente (ver Tabela 4). O parâmetro b foi determinado por trigonometria conforme mostrado na Figura 19 e é equivalente a 3,22 mm. $KAPR$ é o ângulo de posição, IC é o raio do inserto, b é a largura de corte e a_p é a profundidade de corte.

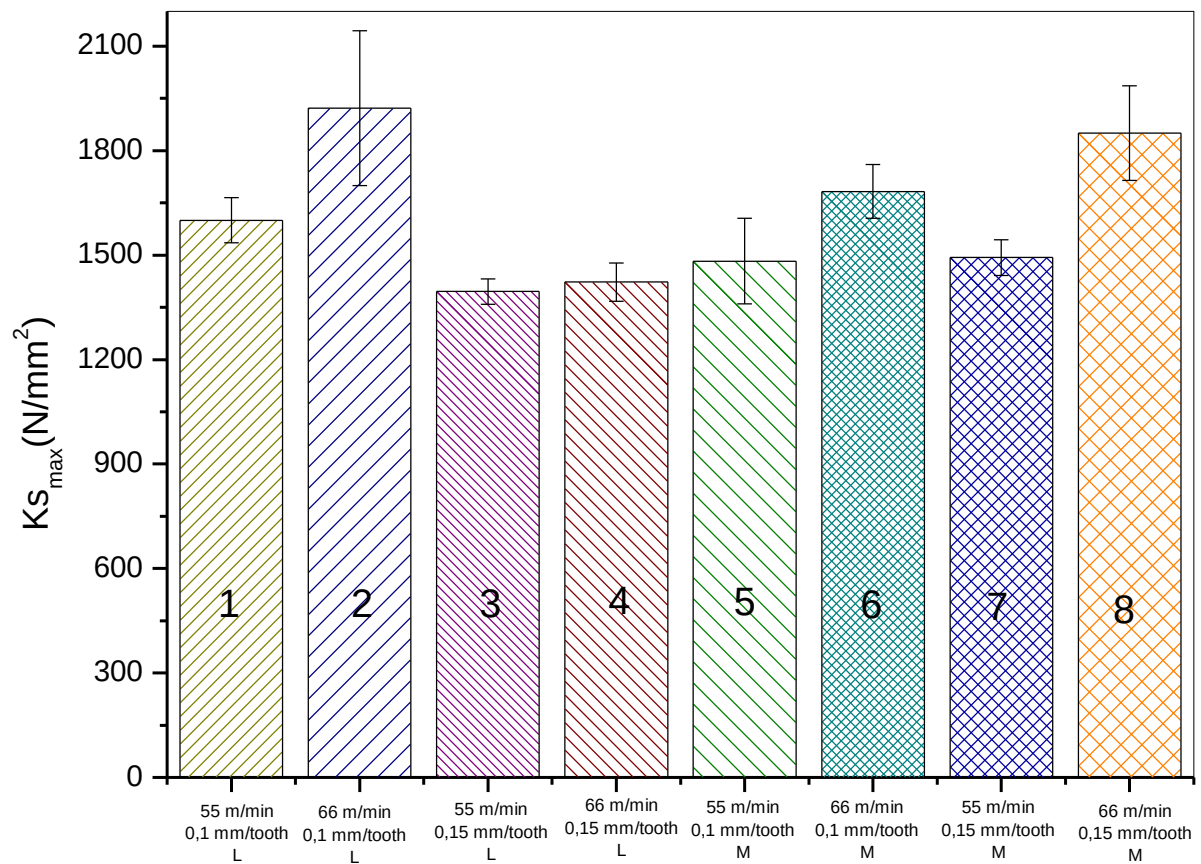
Figura 19- Espessura do cavaco em fresas redondas.



Fonte: Adaptado de SANDIVIK COROMANT, (2022)

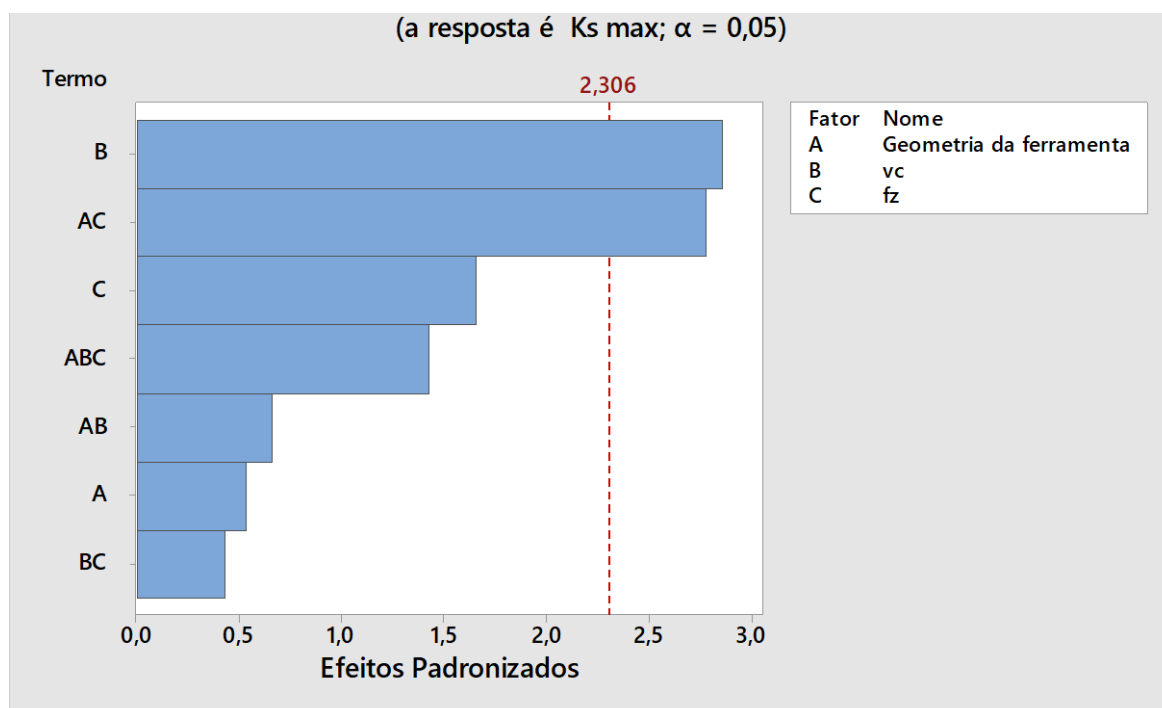
Analisando o gráfico da pressão específica de corte, para os diferentes parâmetros testados, uma pequena variação de K_s pode ser observada para as diferentes condições de corte na Figura 20. Os maiores valores foram para a condição número 2 e número 8, 1922 ± 222 N/mm² e 1851 ± 136 N/mm², respectivamente.

Figura 20- Variação da pressão específica de corte para as condições de corte testadas.



A Figura 21 apresenta o gráfico de Pareto para a análise da pressão específica de corte em função dos parâmetros utilizados. Observa-se que, para o nível de significância de 95%, a velocidade de corte e a interação do avanço por dente e geometria da ferramenta são os fatores que influenciam o K_{smax} , sendo a velocidade de corte o fator de maior influência. Contudo, de acordo com MONTGOMERY, (2017), pelo princípio da hierarquia, ou seja, os efeitos isolados da interação geometria da ferramenta e f_z também devem ser considerados.

Figura 21- Gráfico de Pareto para a força específica máxima (K_{smax}).



Analisando os efeitos principais da Figura 22 é possível inferir que o aumento da velocidade de corte aumentou a pressão específica de corte, de acordo com os resultados dos testes.

Resultados parecidos também foram encontrados por outros autores (FEI et al., 2020; GUO et al., 2017a; PATEL et al., 2019). Sabe-se que o aumento da velocidade de corte ocasiona desgaste acelerado da ferramenta e isto gera aumento das forças de corte. No entanto, todos os testes foram realizados com ferramenta nova, e dessa forma, não foi o desgaste da ferramenta, que gerou o aumento da pressão específica de corte neste experimento.

Isto pode ser explicado pelo efeito de taxa de encruamento. A taxa de deformação aumenta na zona de deformação primária com o aumento da velocidade de corte. A taxa de encruamento também se torna maior durante a formação do cavaco. Com isso, entende-se que este efeito de encruamento por taxa de deformação se torna dominante sobre o efeito do amolecimento térmico causado também pelo aumento da velocidade para esses níveis de

velocidade de corte utilizados (FEI et al., 2020; PATEL et al., 2019). Devido a este comportamento de encruamento por taxa de deformação, em alguns níveis de taxa de deformação e temperatura ocorre uma instabilidade da tensão limite de escoamento, ou seja, ela aumenta e diminui dependendo de uma temperatura específica (DE OLIVEIRA et al., 2019; KLEPACZKO et al., 2009).

A hipótese para explicar o comportamento da pressão específica de corte com a velocidade de corte é que houve um aumento da tensão limite de escoamento com o aumento da velocidade de corte de 55 para 66 m/min e isso causou o encruamento da superfície e, consequentemente, o aumento de K_s .

O Inconel é uma superliga que possui alta resistência e dureza em altas temperaturas e alta ductilidade, e isto exige maior energia para a formação do cavaco (CHEN et al., 2016). Além disso, como a condutividade térmica do material é baixa, o calor fica concentrado na região do corte entre a ponta da ferramenta e o plano de cisalhamento primário do cavaco. Este calor não se dissipa para outras regiões do cavaco. Estas características do Inconel estão relacionadas à estrutura cristalina da superliga de níquel que apresenta a fase γ' .

Os resultados encontrados por PATEL et al., (2019) no fresamento de Inconel 625 foram para ensaios com aumento da velocidade de corte de 30 m/min para 60 m/min e de 60 para 90 m/min. Eles concluíram que a taxa de encruamento predomina sobre o efeito térmico nas forças de fresamento para as velocidades de corte testadas. O mesmo ocorreu no estudo de retificação de Inconel 718 por DAI et al., (2015).

O aumento da força de retificação com velocidade abaixo de 150 m/s é devido à deformação e à taxa de encruamento. Para velocidades de retificação acima de 150 m/s houve diminuição das forças de retificação por causa do aumento considerável da temperatura e consequente amolecimento térmico da peça. É mostrado neste trabalho que a velocidade de corte tem um valor crítico (DAI et al., 2015). Se a velocidade de corte for inferior à velocidade crítica, os efeitos do encruamento dinâmico e da taxa de encruamento são maiores que os efeitos do amolecimento térmico. Porém, se a velocidade de corte estiver acima da velocidade crítica, o efeito térmico se torna dominante.

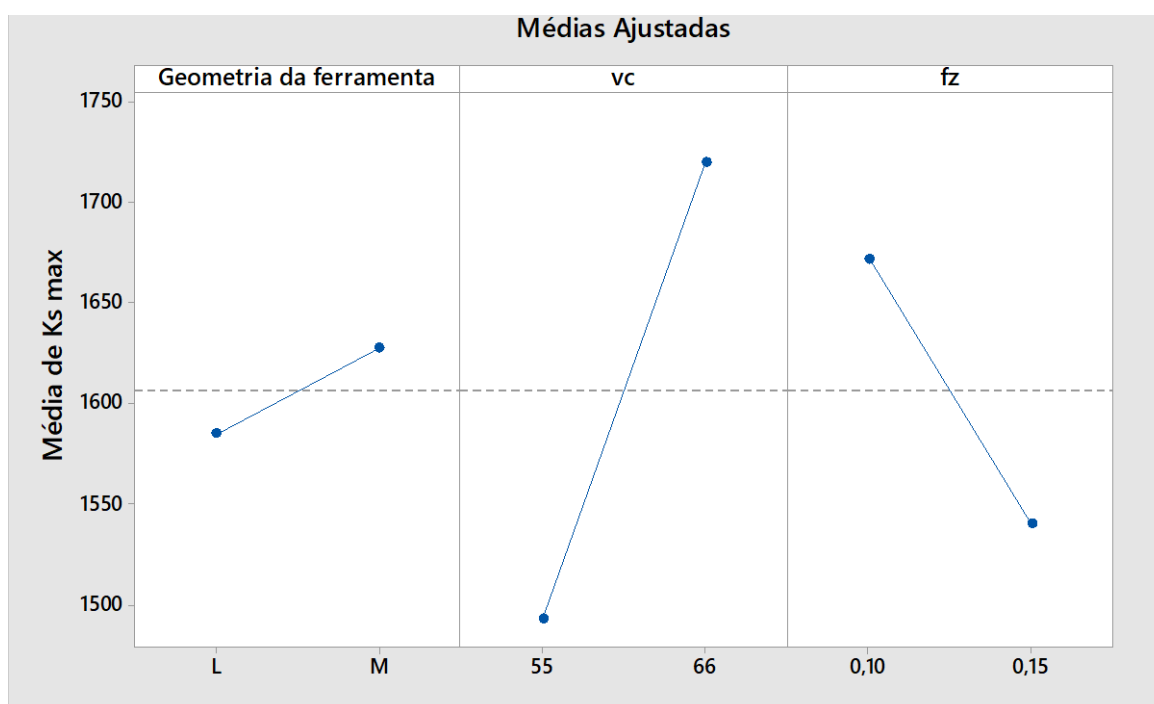
Um outro motivo que pode causar esse aumento da pressão específica de corte, conforme aumentou a velocidade de corte, é devido à porosidade originada no material durante o processo de deposição da solda. Esta porosidade pode ter provocado microimpactos entre a ferramenta e a peça. À medida que aumentou a velocidade de 55 para 66 m/min, aumentou a frequência de impactos, aumentando as forças de corte e, consequentemente, a pressão específica de corte.

Este aumento na frequência de impactos também pode ser atribuído à presença de carbetos no material, conforme apresentado na Figura 17. Os carbetos são partículas extremamente duras e também responsáveis pelo encruamento do material (DESHPANDE; ANDHARE; PADOLE, 2018; EZUGWU, 2005).

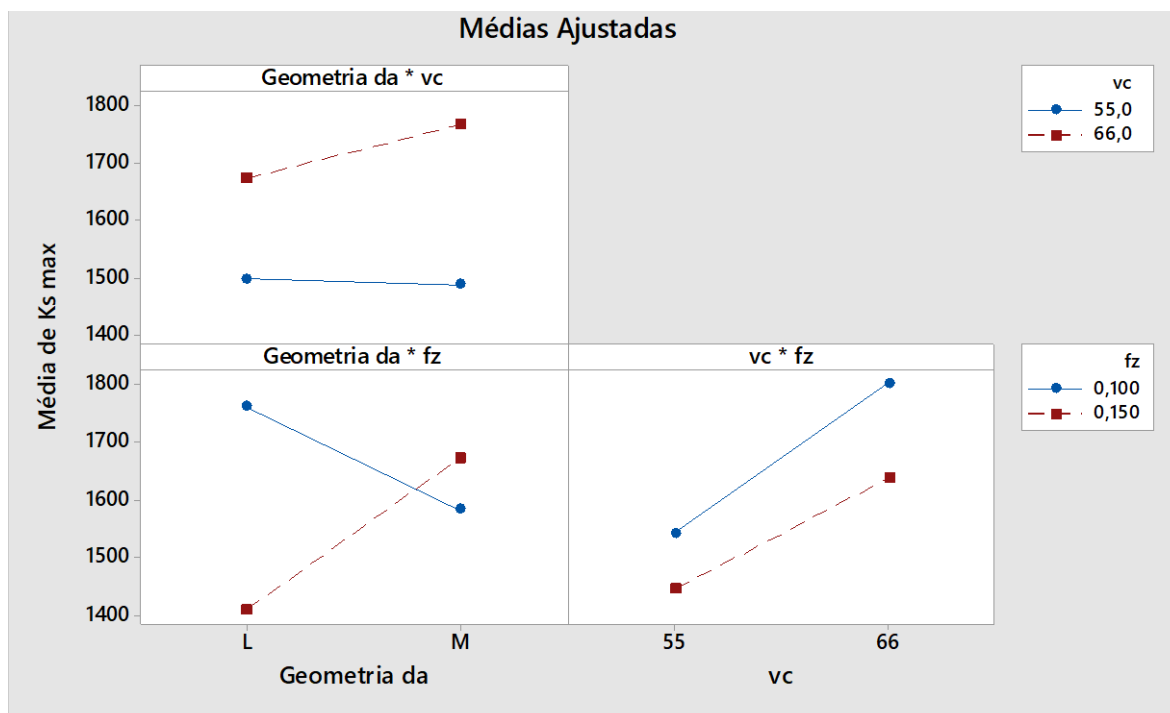
Na Figura 22 também pode ser observado que, para o efeito isolado do avanço, há diminuição da pressão específica de corte conforme aumenta o avanço. O aumento do avanço faz com que haja aumento na velocidade de avanço, contribuindo para que o corte se torne mais dinâmico e assim, diminui o coeficiente de atrito dinâmico e como consequência reduz a pressão específica de corte (DINIZ; MARCONDES; COPPINI, 2014).

Portanto, a influência do avanço por dente e geometria da ferramenta ocorreu conforme o esperado. O aumento em f_z causou um aumento na espessura média do cavaco e esse aumento de $h_{méd}$ gerou uma diminuição na pressão específica de corte (THAKUR; RAMAMOORTHY; VIJAYARAGHAVAN, 2009). Além disso, o ângulo mais positivo (geometria L) também gerou menores K_s .

Figura 22- Efeitos principais para a pressão específica máxima.



Da mesma forma, na interação da geometria da ferramenta com o avanço por dente (Figura 23), pode-se observar que a geometria da ferramenta positiva (L) com o maior avanço (0,15 mm/dente) gerou a menor pressão específica de corte.

Figura 23- Interação para a força específica máxima (K_{smax}).

4.3.2. Microestrutura - Espessura da camada deformada

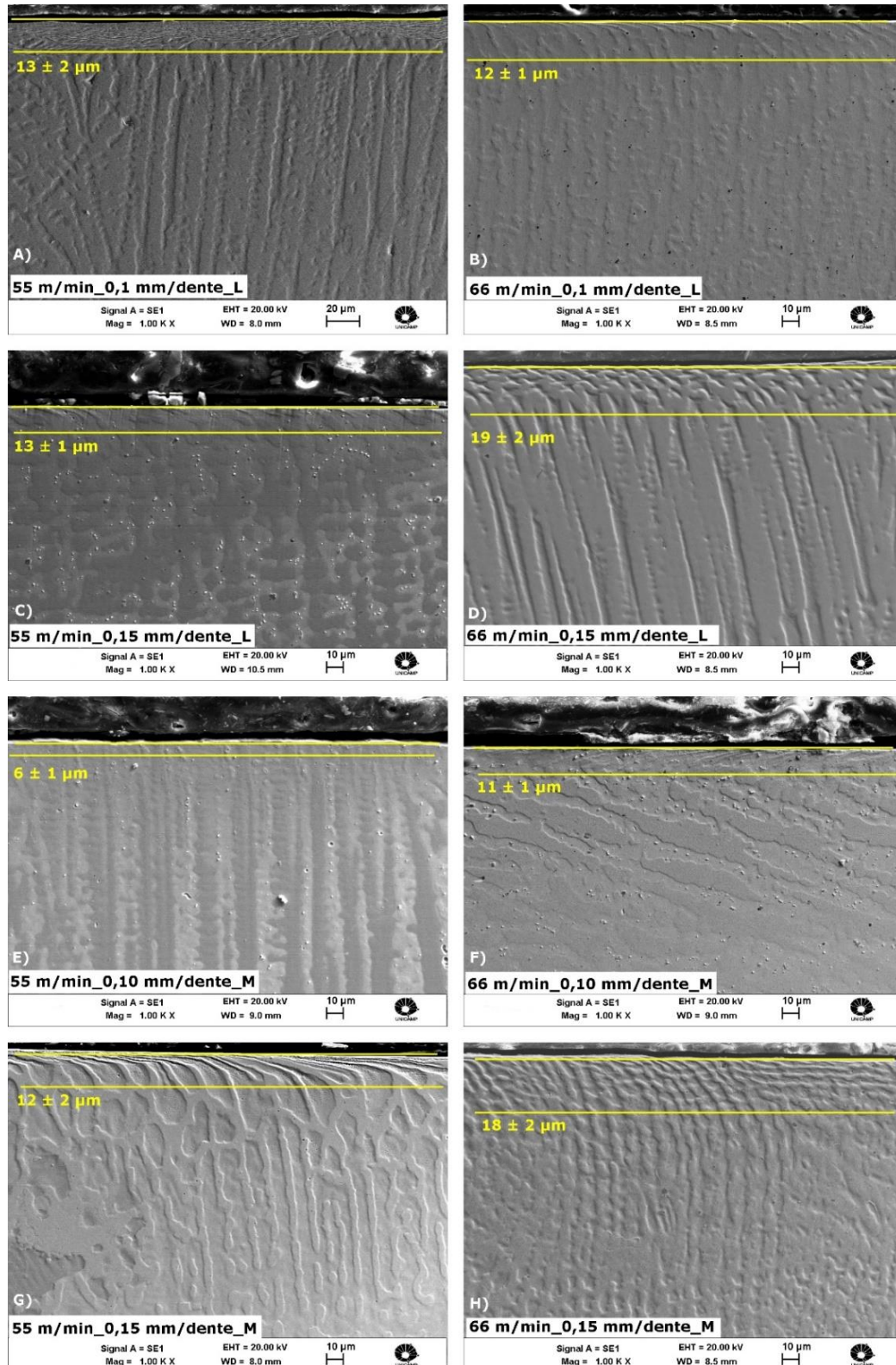
Na Figura 24 são mostradas as microestruturas obtidas nas direções perpendiculares às superfícies fresadas para os diversos ensaios realizados. Pode-se ver nesta figura que a microestrutura das amostras de Inconel 625 fresadas apresentam estrutura dendrítica. É possível observar também deformação da estrutura na região próxima à superfície, indicando um esforço excessivo no fresamento, causando deformação das dendritas. O dano microestrutural subsuperficial causado pela usinagem consiste em grãos deformados na direção do corte. A deformação plástica é observada pelo escorregamento dos contornos de grão e pelo alongamento do grão (XAVIOR et al., 2017).

As primeiras quatro imagens são referentes à geometria L e as outras quatro à geometria M. As imagens de MEV foram feitas no modo elétrons secundários e revelam uma variação na espessura deformada. A deformação plástica pode ser estimada a partir desta alteração do grão e flexão da microestrutura próximo à superfície usinada (variando de 6 a 19 μm), e aparece como uma região relativamente uniforme na subsuperfície.

As maiores espessuras, destas camadas deformadas pelo efeito da usinagem, podem ser observadas na Figura 24 D) e H), que são referentes às condições mais severas de usinagem (66 m/min; 0,15 mm/dente). A deformação plástica é facilitada pelo acúmulo de calor na região de

corte, causado pelas condições mais severas de usinagem e agravados pela condição intrínseca do Inconel de baixa condutividade térmica.

Figura 24- Microestrutura das amostras de In625 dos diversos ensaios.



A superliga de níquel Inconel 625 possui um alto coeficiente de encruamento, $\eta \approx 0,40$, 5 vezes maior que o do aço 1020 (LIU et al., 2021a), e baixa condutividade térmica $\lambda \approx 10 \text{ W/(m}\cdot\text{K)}$ (DONACHIE; DONACHIE, 2002), aproximadamente 5 vezes menor que a dos aços convencionais).

As maiores espessuras de camadas deformadas foram obtidas para as condições de maior velocidade de corte (66 m/min) e maior avanço (0,15 mm/dente), para as duas geometrias de ferramenta. Isso pode ser explicado pela baixa condutividade térmica do Inconel 625.

Contudo, embora a alta velocidade de corte tenha gerado temperaturas mais elevadas tanto na ferramenta quanto na peça, o uso de fluido de corte abundante gerou um resfriamento rápido na peça de forma a aumentar a resistência mecânica do material ao ponto de iniciar um encruamento (XAVIOR et al., 2017).

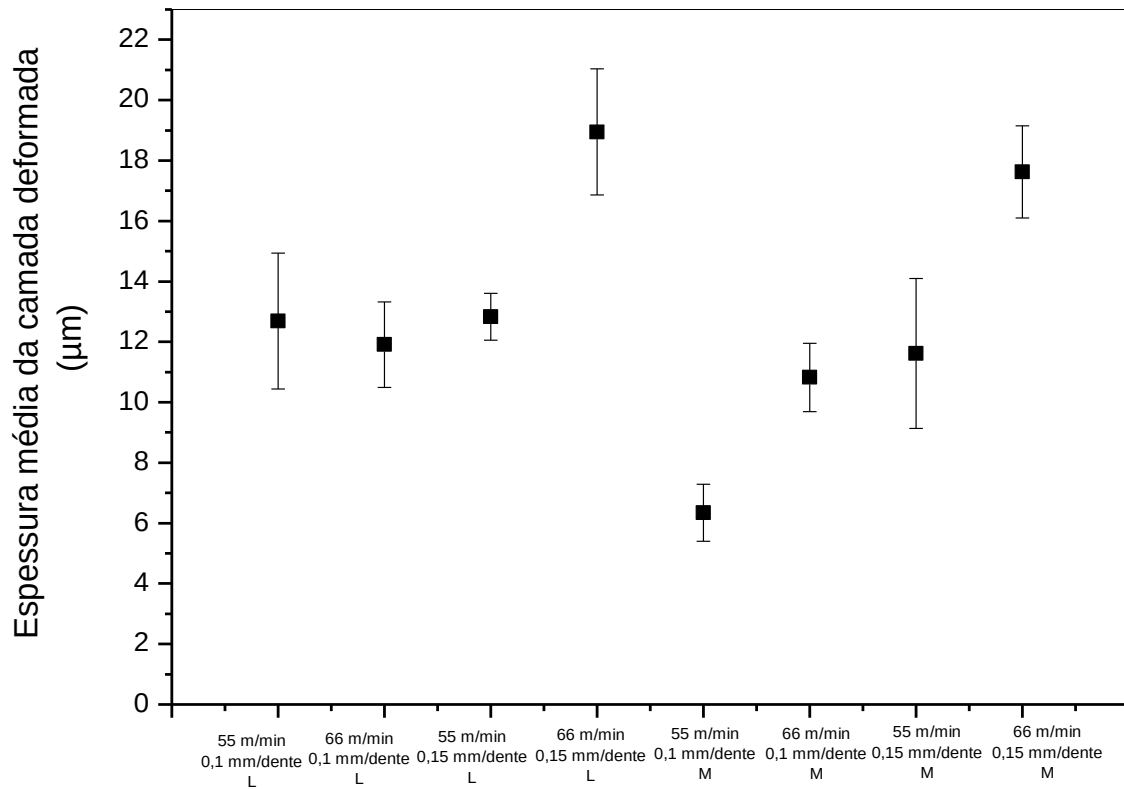
Embora as temperaturas de corte não terem sido medidas neste trabalho, estudos anteriores mostraram valores entre 645 °C a 1000°C para fresamento de Inconel 625 e 718, em condições de corte similares à utilizadas neste trabalho (PARIDA; MAITY, 2017; SALEEM; MUMTAZ, 2020; WANG; LIU, 2018).

Além disso, as condições de usinagem mais severas envolvem maiores energias no processo e, conseqüentemente, maior capacidade de deformar o material.

Analisando a Figura 25, em que são mostrados os valores das espessuras deformadas na peça, pode-se observar um aumento gradativo deste parâmetro à medida que a severidade dos parâmetros foi aumentada. As médias foram calculadas a partir da amostra e da réplica, e quatro medidas de espessura foram feitas em cada imagem.

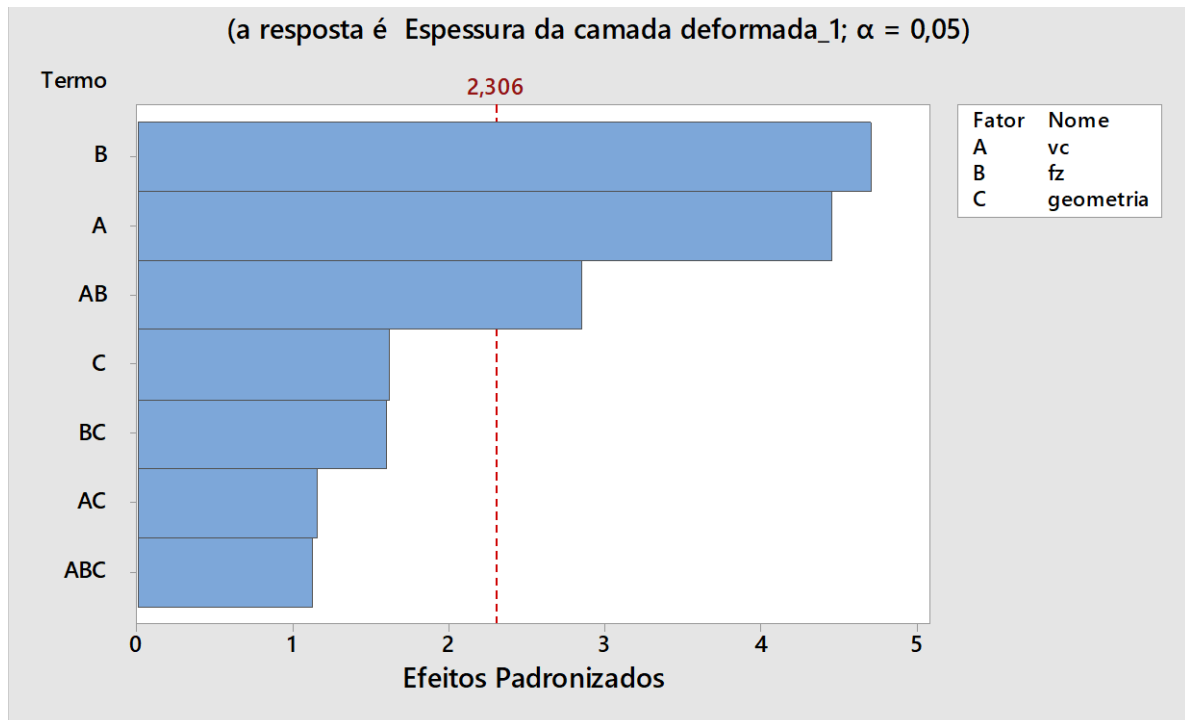
A menor espessura deformada foi obtida com as condições mais brandas (menor avanço e velocidade de corte) e geometria M. Este conjunto de condições também produz o maior tempo de corte para uma determinada peça. Portanto, antes de escolher as condições de corte, a principal prioridade do processo deve ser decidida: a produtividade ou a proteção da integridade da superfície da peça.

Figura 25- Espessura da camada deformada em função dos parâmetros de corte.



A análise do gráfico de Pareto na Figura 26 mostra que o avanço por dente, a velocidade de corte e a interação destes fatores influenciam na espessura da camada deformada ($\alpha=0,05$). A geometria da ferramenta é um fator não significativo para fator de significância (α) de 5%. O avanço por dente é o fator com maior efeito sobre a espessura deformada.

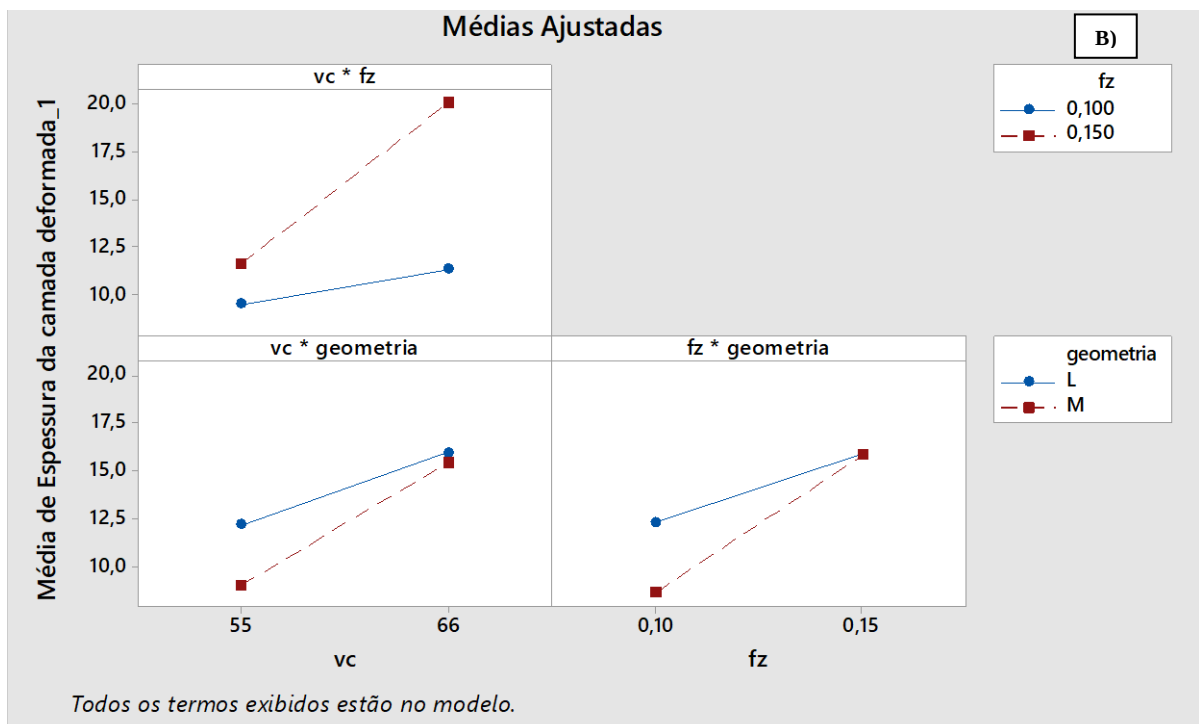
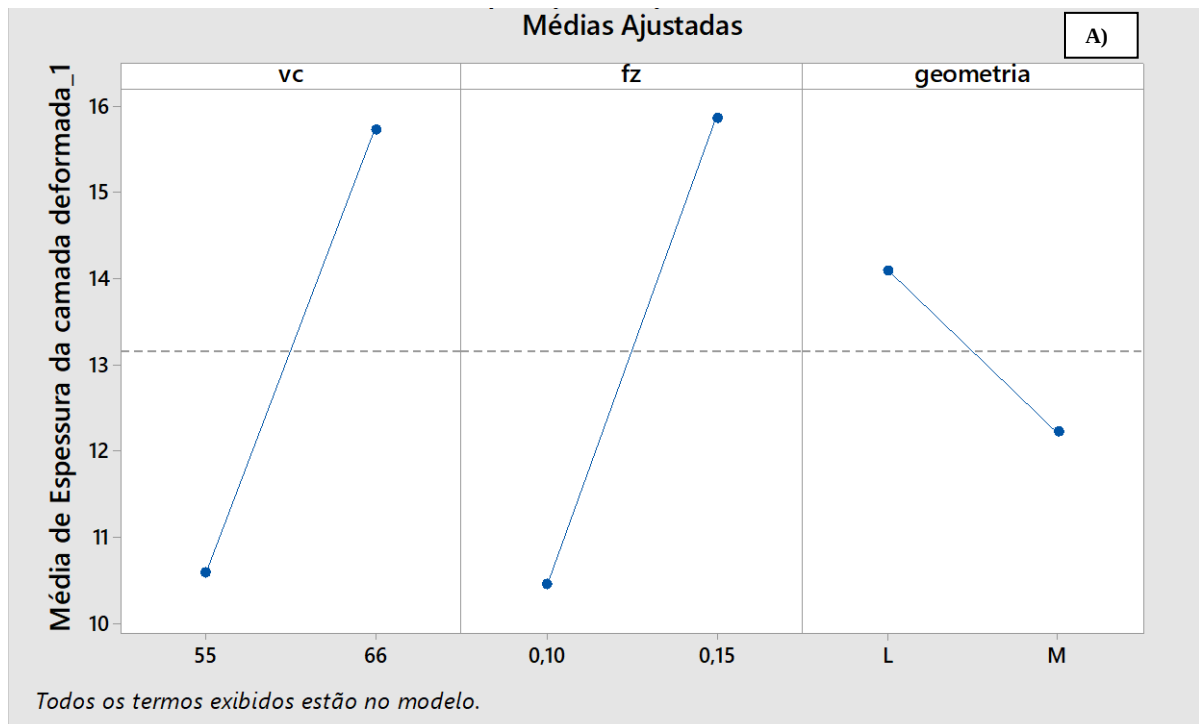
Figura 26- Gráfico de Pareto para a espessura da camada deformada.



A Figura 27 A) e B) ilustra os efeitos principais e de interação dos fatores. O f_z de 0,15 mm/dente e $v_c = 66$ m/min ocasionaram, na média, as maiores espessuras de camadas deformadas. Com o aumento da velocidade de corte ocorre aumento na temperatura de processo, e a deformação plástica ocorre na subsuperfície. Da mesma maneira, o aumento do avanço contribui para o aumento do calor gerado e, conseqüentemente, o aumento da deformação plástica na subsuperfície.

A interação dos fatores (v_c/f_z) mostrada na Figura 27 B) também permite inferir que a maior média de espessura da camada deformada foi devido à interação da maior velocidade e maior avanço. A maior velocidade de corte foi responsável pelo aumento da pressão específica de corte, gerando assim maior dureza. Associado a isso, houve também a influência do comportamento de encruamento por taxa de deformação, que foi explicado anteriormente neste trabalho. O aumento da velocidade de corte também causou um aumento da tensão de escoamento, que é uma grandeza proporcional à dureza.

Figura 27- A) Efeitos principais para a espessura da camada deformada; B) Interação para a espessura deformada



4.3.3. Medidas de Nanodureza feitas na peça

As medidas de nanodureza para as geometrias M e L estão apresentadas na Figura 28. Com base nesses resultados, não é possível verificar um aumento de dureza evidenciado

próximo à superfície usinada para a geometria da ferramenta L. No caso da geometria da ferramenta M, é possível verificar que as amostras apresentaram maior dureza próximo à superfície usinada e então a dureza diminuiu à medida que a medição se afasta da superfície.

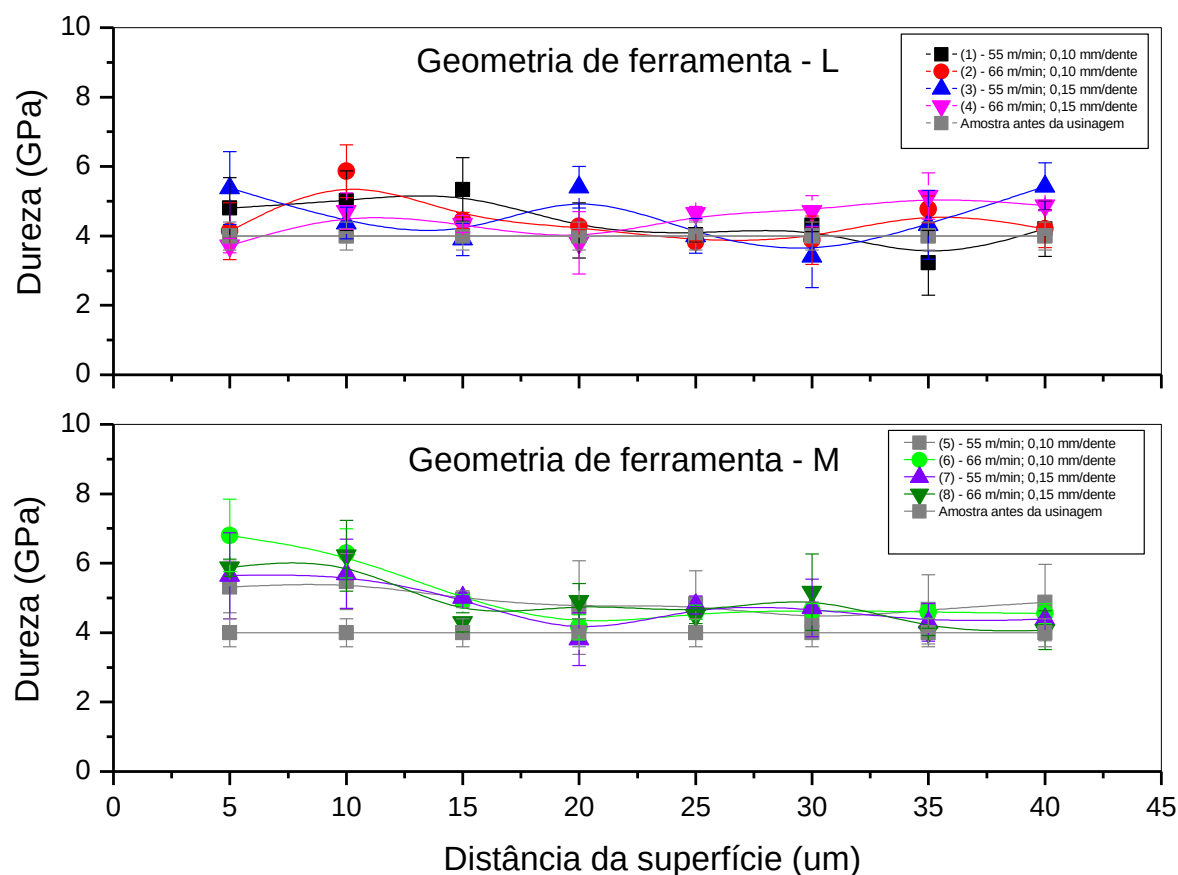
O valor médio de nanodureza medido na amostra como recebida, ou seja, antes da usinagem, foi de $4 \pm 0,4$ GPa. Este aumento de dureza na região logo abaixo à superfície pode ser explicado pelo encruamento no material. Esta alteração na nanodureza é devido ao efeito térmico e ao efeito mecânico. O material da peça é submetido a encruamento, principalmente sob altas temperaturas e pressão (KREBS; POLLI, 2020).

No entanto, pode-se observar que as durezas obtidas para as mesmas condições de usinagem, utilizando a ferramenta L, não variam consideravelmente ao longo da profundidade analisada (Figura 28). A ferramenta L possui ângulo de saída mais positivo que a geometria M, e, como afirmado anteriormente, a geometria mais positiva possibilita menor encruamento do material e, consequentemente, menor dureza. Apesar das imagens da microestrutura revelarem os grãos deformados para as duas geometrias, a grande quantidade de calor gerado e concentrado na zona de corte, devido à baixa condutividade térmica do material, foi equivalente à quantidade de encruamento. Dessa forma, a dureza que seria aumentada devido ao encruamento do material foi atenuada pelo amolecimento térmico, homogeneizando a dureza desta região com a dureza do material antes da usinagem.

Para a ferramenta com geometria M, a dureza é maior próximo à superfície, com maior dureza para as condições $v_c = 66$ m/min; $f_z = 0,1$ mm com 6,8 GPa e $v_c = 66$ m/min; $f_z = 0,15$ mm com 5,9 GPa. Quando a profundidade abaixo da superfície usinada excede $20 \mu\text{m}$, a dureza atinge um valor estável, em torno de 4 a 5 GPa, que é a dureza do material sem os efeitos térmicos e mecânicos do processo de usinagem (Figura 28). Isto revela que o encruamento induzido pelas deformações mecânicas e o efeito térmico da usinagem, enfraquecem gradualmente com o aumento da profundidade abaixo da superfície usinada.

Pode-se avaliar que o ângulo de saída da ferramenta M ($\gamma = 0,24$) causou maior encruamento do material, superando o efeito de amolecimento térmico observado na outra geometria. Além disso, deve ser considerado que as condições de corte utilizadas foram utilizando ferramentas novas, e o aumento do encruamento e consequentemente da dureza na subsuperfície são principalmente afetados pelo desgaste da ferramenta (EZUGWU; WANG; OKEKE, 1999).

Figura 28- Medidas de dureza para amostras usinadas.

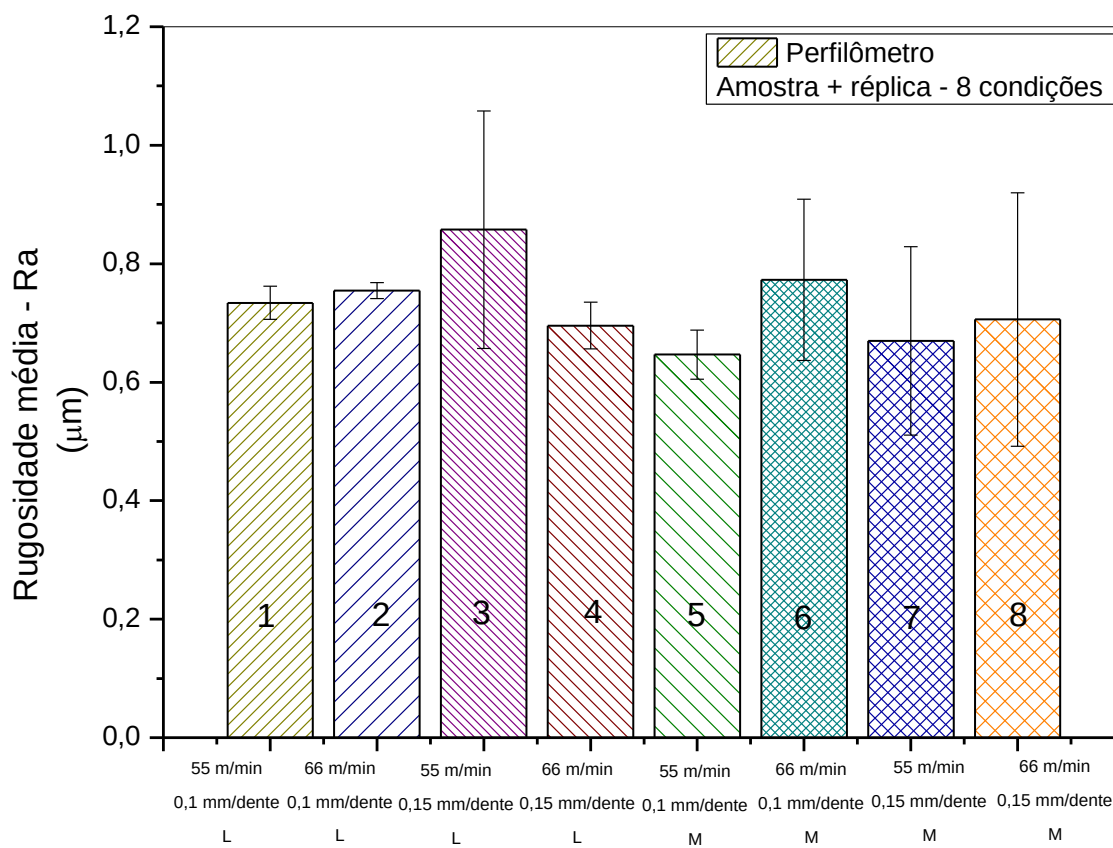


Outro fator que tem grande influência no aumento da dureza, próximo à superfície, é a presença da camada branca. A camada branca ocorre principalmente em condições severas, como por exemplo em usinagem com desgaste excessivo da ferramenta. Conforme pode-se observar nas imagens da seção transversal das amostras (Figura 24), não há evidência da formação de camada branca.

4.3.4. Rugosidade da peça

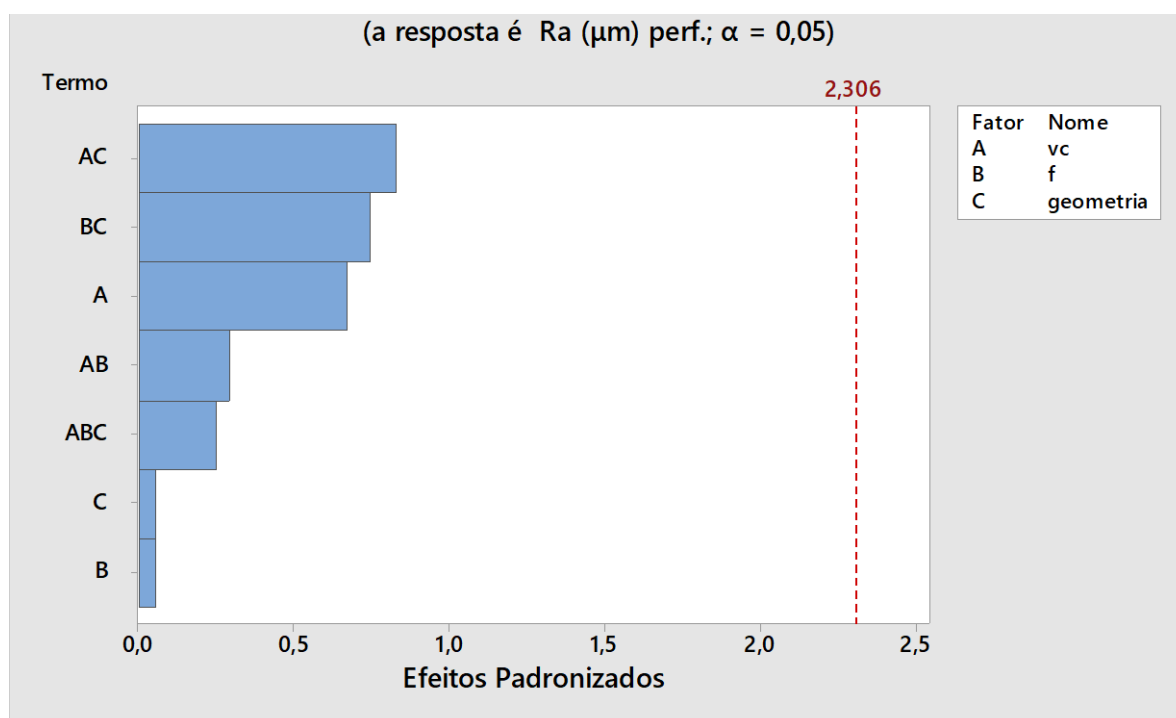
As rugosidades apresentadas na Figura 29 são referentes às médias das medidas de um experimento mais sua réplica, e a barra de erros é referente ao desvio padrão destas duas medições. As medidas de R_a apresentaram valores de rugosidade muito próximos com maior rugosidade para a condição 3 ($v_c = 55$ m/min, $f_z = 0,15$ mm/dente, geometria L) com $R_a = 0,9 \pm 0,2$ μm .

Figura 29 - Medidas de Rugosidade Ra para as oito condições com réplica.



O efeito do avanço e a geometria da ferramenta apresentam médias ajustadas bem parecidas, com pouca variação para as condições propostas. Portanto, o gráfico de Pareto (Figura 30) mostra que também não houve parâmetro significativo para rugosidade.

Figura 30 - Gráfico de Pareto para a rugosidades Ra.



Esperava-se que o aumento do avanço causasse um maior crescimento da rugosidade, uma vez que ele diminui o número de vezes que a aresta secundária de corte passa sobre a porção da peça já usinada (diminui o alisamento da superfície) (DINIZ; MARCONDES; COPPINI, 2014). Por outro lado, quando o avanço é pequeno, cada aresta de corte passa mais vezes sobre um determinado comprimento de avanço. Assim, se a ferramenta tiver alguma micro imperfeição na aresta, que faça com que a peça seja riscada, este riscamento ocorrerá com maior frequência, o que gerará aumento da rugosidade.

Além disso, é importante observar que uma aresta da ferramenta cortava em um plano mais alto que a outra. A Figura 31 e a Figura 32 mostram imagens ampliadas das superfícies usinadas. Para $f_z = 0,10$ mm/dente (Figura 31) o período entre duas marcas sucessivas das arestas deixadas na peça (destaque em branco na imagem) é de 0,20 mm, isto é, o avanço por volta da fresa. Ou seja, uma aresta passava em um plano e a outra aresta passava em outro plano mais acima na mesma porção da superfície, fazendo com que apenas uma aresta deixasse marcas na peça em cada volta da fresa. A outra aresta corta, mas não faz diferença na rugosidade da superfície.

A mesma situação é observada para $f_z = 0,15$ mm/dente (Figura 32) com comprimento das marcas de avanço maiores. O comprimento da marca de avanço neste caso é de 0,30 mm.

Com isso, mais uma vez verifica-se que apenas uma aresta é responsável pelas marcas mais profundas na superfície da peça.

É possível verificar que entre as duas marcas maiores, tanto para $f_z = 0,10$ mm /dente quanto para $f_z = 0,15$ mm/dente, existe uma marca menor que é devido às deformações, riscos ou imperfeições da aresta que marcam a peça.

Figura 31 - Imagem de perfilometria óptica 2D (à esquerda) e imagem 3D (à direita), para $f_z = 0,10$ mm/dente.

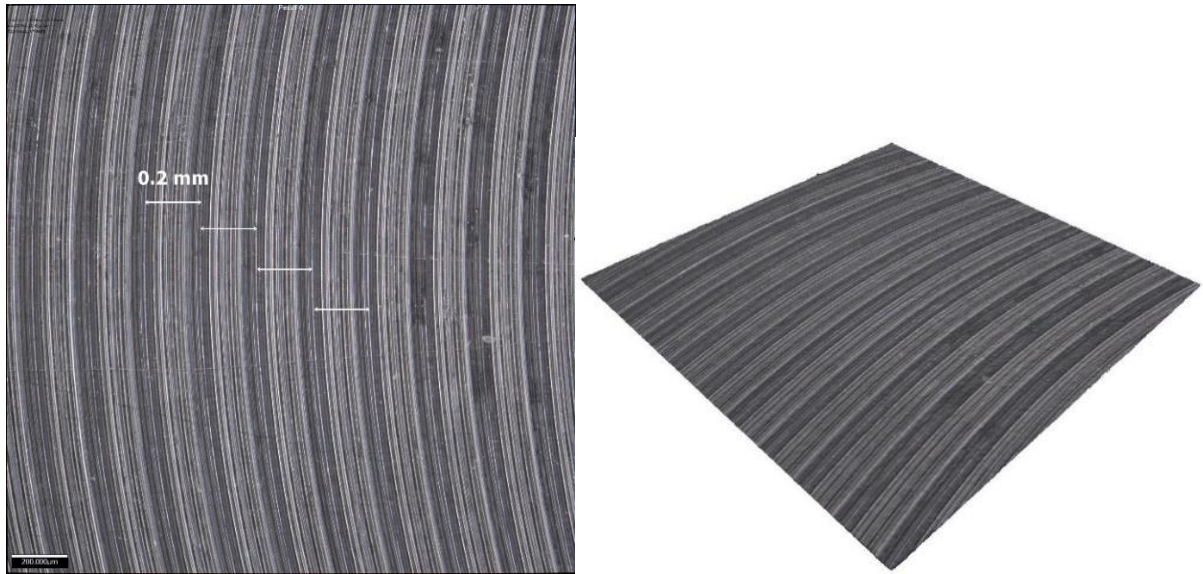
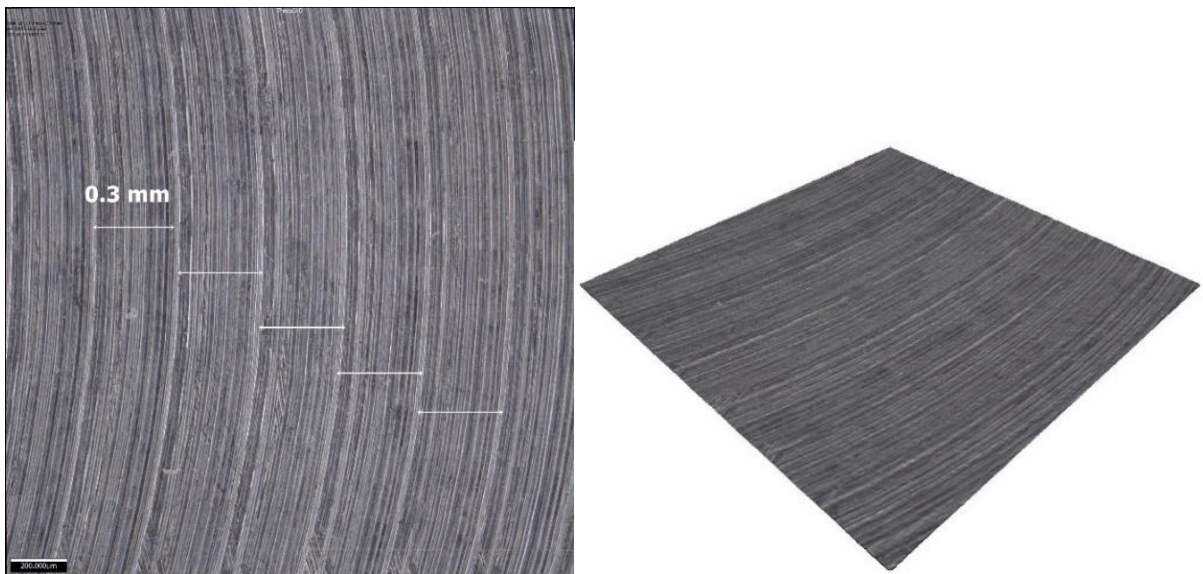


Figura 32- Imagem de perfilometria óptica 2D (à esquerda) e imagem 3D (à direita), para $f_z = 0,15$ mm/dente.



Portanto, percebe-se na peça apenas o avanço por dente e não o avanço por volta, porque as duas arestas de corte da ferramenta não estão cortando no mesmo plano. Esta diferença de altura entre uma marca de avanço e outra é muito pequena, podendo ser da ordem de milésimos. Como o valor do parâmetro de rugosidade R_z medido é de no máximo $6\text{ }\mu\text{m}$, se uma aresta estiver $7\text{ }\mu\text{m}$ acima da outra, esta aresta que está acima não irá causar diferença na rugosidade.

4.3.5. Tensão Residual

A tensão residual do material antes da usinagem é de $1042 \pm 23\text{ MPa}$. Observa-se, portanto, que as superfícies fresadas apresentaram tensões menores que esta anterior à usinagem. Isto é benéfico sobre os efeitos da corrosão por pite, já que tensões compressivas favorecem a resistência à corrosão (BISSEY-BRETON et al., 2016). Além disso, a tensão residual compressiva também aumenta a vida em fadiga (XU et al., 2018).

A análise dos gráficos de tensão residual (Figura 33) permite afirmar que, na maioria das vezes, a tensão residual se mostrou trativa na superfície com valores variando de ~ 100 a 800 MPa , dependendo dos parâmetros utilizados, exceto para a condição com $v_c = 66$, $f_z = 0,10$ e geometria M, em que a tensão foi levemente compressiva (aproximadamente -87 MPa). Os perfis de tensão residual se mostraram similares para todas as condições. Na superfície a tensão residual tende a ser trativa e vai se tornando compressiva conforme aumenta a profundidade na subsuperfície até $30\text{--}40\text{ }\mu\text{m}$, aumentando novamente a tensão residual, tornando-se trativa.

Os mecanismos envolvidos na variação da tensão residual é uma combinação de efeitos térmicos e mecânicos. Em geral, esforços mecânicos produzem tensão residual compressiva e esforços térmicos produzem tensão trativa (SHARMAN; HUGHES; RIDGWAY, 2006). A maior temperatura tende a ocorrer na superfície do material no momento da formação do cavaco e a temperatura tende a diminuir conforme penetra na profundidade ao longo da subsuperfície (ZHANG; WU; LIU, 2012). Portanto, na superfície a tensão é mais trativa devido à maior temperatura nesta região e se torna mais compressiva devido à diminuição da temperatura e a vantagem do efeito da deformação mecânica sobre o calor gerado nesta competição entre efeitos térmicos e mecânicos.

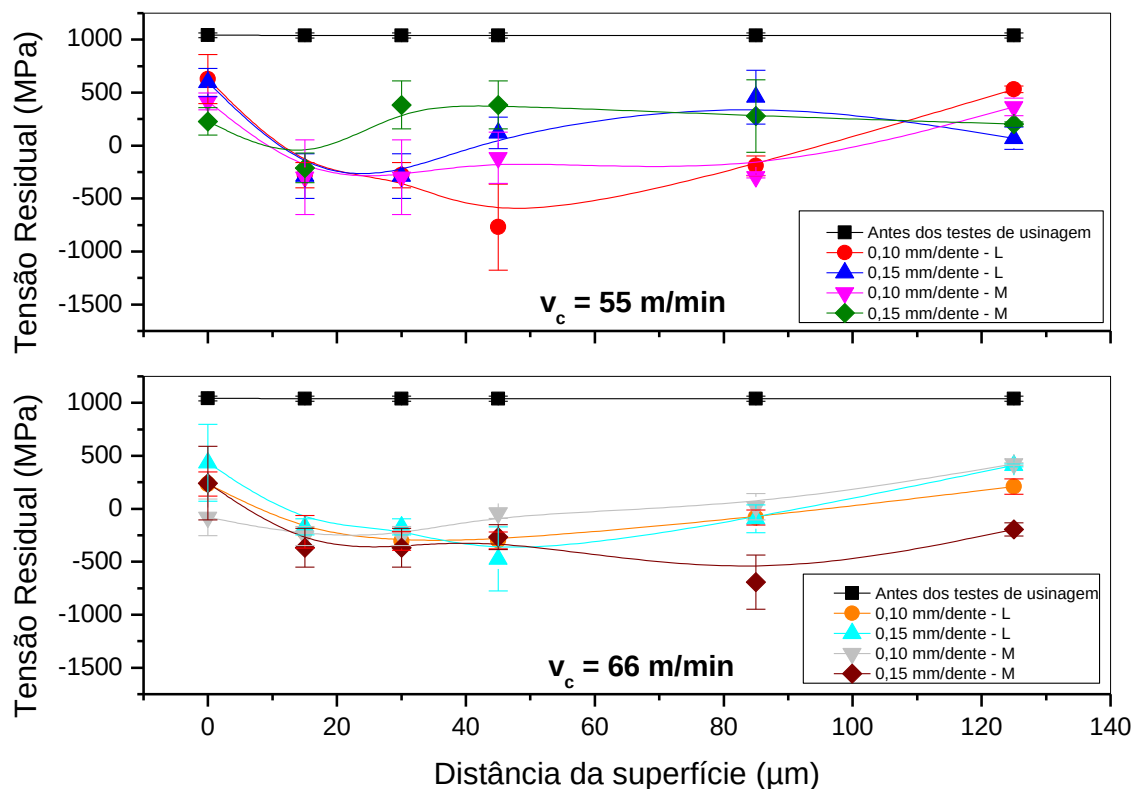
Quando comparadas as duas velocidades de corte, as tensões menos trativas na superfície foram obtidas para a condição de maior velocidade de corte (66 m/min). Esta queda da tensão residual trativa na comparação da velocidade de 55 para 66 m/min pode ser explicada pelo aumento da taxa de fluxo de cavaco, que é maior conforme aumenta a velocidade de corte. Maior fluxo de cavaco reduz o tempo disponível para o calor gerado na zona de cisalhamento

se difundir para a peça e maior calor é removido pelo cavaco (SHAW, 2005). Com isso, o efeito da carga térmica na peça é menor e o principal efeito é devido à carga mecânica. Como já foi visto neste trabalho, a velocidade de corte de 66 m/min produziu uma pressão específica de corte maior que a velocidade de 55 m/min. Isto fez com que esta condição também gerasse maior dureza e camada deformada mais espessa na subsuperfície. Consequentemente, foram geradas tensões residuais mais compressivas (ou menos trativas) na superfície da peça, como mostrado na Figura 33.

Esse fenômeno também foi responsável pelo fato de que, ao longo da subsuperfície da peça, a maior velocidade de corte (66 m/min) utilizada nos experimentos gerou, em geral, tensões residuais mais compressivas.

Portanto, o efeito da geração de calor não foi significativamente alto com o aumento da velocidade de 55 para 66 m/min pois, se fosse muito alto, geraria maior tensão trativa.

Figura 33- Perfil de tensão residual da superfície usinada e subsuperfície para as duas velocidades de corte.



A tensão residual trativa é prejudicial para a vida em fadiga do elemento, enquanto que a tensão residual compressiva favorece o aumento da vida em fadiga (HERBERT et al., 2014).

Com isso, percebe-se um efeito benéfico da usinagem na superfície e subsuperfície do material, podendo garantir o prolongamento da vida em fadiga do componente.

4.3.6. Corrosão

A densidade de pites de corrosão foi medida com o auxílio do software ImageJ. O processamento da imagem é feito para que o software identifique a porcentagem de áreas pretas e áreas brancas na superfície e, dessa forma, os pontos escuros correspondem aos pites de corrosão. Portanto, quanto maior a porcentagem de manchas escuras, menos resistente à corrosão por pites é a superfície.

Na Figura 34 é mostrado que nenhum parâmetro de corte testado influenciou significativamente ($\alpha=0,05$) a resistência à corrosão. No entanto, algumas considerações podem ser feitas nesse aspecto. Na Figura 35 é apresentada a porcentagem de manchas escuras (% pite) para as superfícies obtidas em todos os experimentos. Os maiores valores de porcentagem de manchas corroídas foram obtidos para as condições $v_c = 55$ m/min, $f_z = 0,1$ mm/dente, geometria da ferramenta L e para $v_c = 55$ m/min, $f_z = 0,15$ mm/dente, geometria da ferramenta M.

No geral, pode ser observado na Figura 35 que o aumento da velocidade de corte proporcionou redução da densidade de pites e com isso pôde garantir maior resistência à corrosão. Isso pode estar relacionado com as menores tensões residuais de tração gerada por esta condição.

O avanço não teve uma influência regular na resistência à corrosão. Às vezes, com o aumento do avanço, a porcentagem de pites diminuiu, outras vezes aumentou e, ainda em outras manteve-se constante. Isso deve estar relacionado ao fato de que o avanço também não influenciou na rugosidade da superfície, como já foi citado anteriormente neste trabalho. O aumento da rugosidade causaria uma diminuição na resistência à corrosão (SHAW, 2005). Uma vez que o avanço não influenciou a rugosidade, também não influenciou a resistência à corrosão.

Figura 34- Gráfico de Pareto para a porcentagem de pites de corrosão.

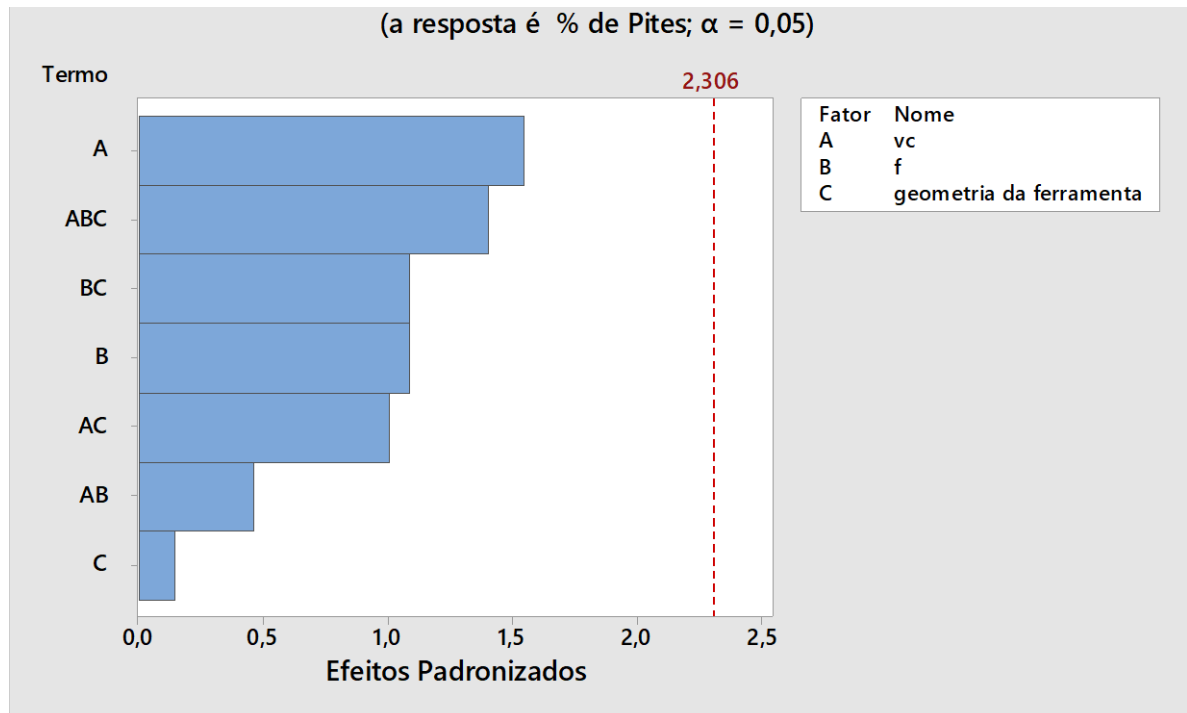
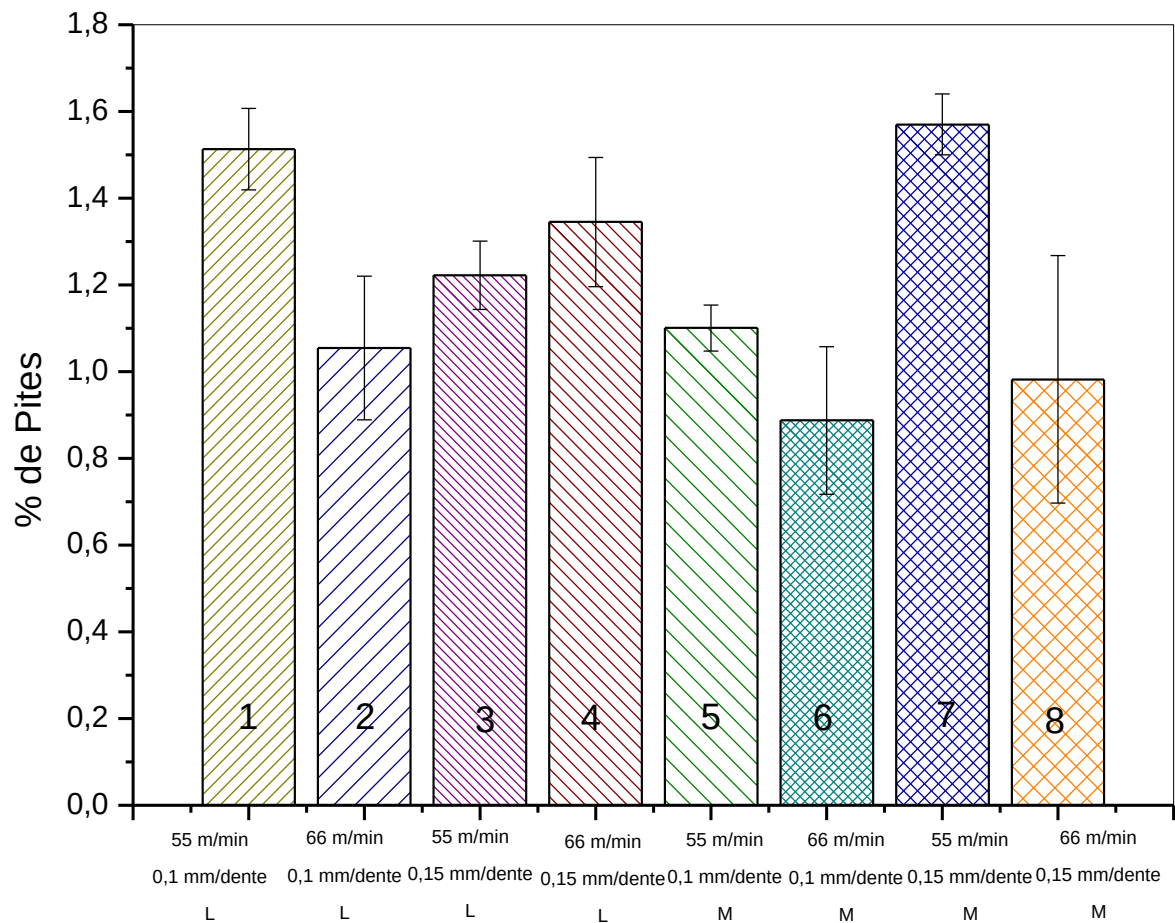


Figura 35 - Porcentagem de Pites para os diferentes parâmetros de usinagem.



As superfícies obtidas neste experimento apresentaram rugosidade baixa (inferior a 0,9 μm) o suficiente para não causar corrosão. O aumento da temperatura tende a reduzir a resistência à corrosão (DE OLIVEIRA JUNIOR; DINIZ; BERTAZZOLI, 2014), mas a remoção de calor pelo fluido de corte foi muito rápida, o que resfriou a superfície e, conseqüentemente, não houve efeito da alta temperatura do processo na redução da resistência à corrosão.

Resultados parecidos foram encontrados por BISSEY-BRETON et al., 2016 na avaliação da influência da usinagem no comportamento à corrosão de aço inox martensítico. Os autores concluíram que o comportamento à corrosão do material é diferente do material antes da usinagem. A usinagem gera tensões mais compressivas beneficiando o material e aumentando a resistência à corrosão. No entanto, os parâmetros de usinagem não afetaram a densidade de pites.

4.3.7. Melhores condições de usinagem para menor dano à integridade da superfície quando utilizada ferramenta nova.

As melhores condições para causar menor dano à superfície encontram-se na Tabela 5. Nesta tabela são mostradas as condições que geraram valores que protegeriam a integridade da superfície e, conseqüentemente, proporcionariam maior vida às peças usinadas durante o uso real. Pode-se observar nesta tabela que alguns dos parâmetros de saída, que poderiam prejudicar a integridade da superfície da peça, não foram influenciados pelos parâmetros de entrada utilizados, como rugosidade e resistência à corrosão.

Outros parâmetros de saída foram influenciados apenas por um parâmetro de entrada, como dureza (apenas influenciada pela geometria da ferramenta) e tensão residual (apenas influenciada pela velocidade de corte). É importante dizer que a pressão específica de corte não é uma propriedade da peça e foi apenas medida na tentativa de explicar o comportamento de outros parâmetros.

Além disso, a espessura da camada deformada seria importante para ser utilizada como índice do dano à superfície da peça, justamente quando acompanhada de aumento da dureza, o que só ocorreu quando se utilizou a geometria da ferramenta M. Com base nesta análise, pode-se concluir que, para alcançar as melhores condições para evitar/minimizar os danos à peça, é adequado utilizar uma ferramenta com geometria L (que gerou a menor dureza) e velocidade de corte de 66 m/min (que gerou tensões residuais compressivas). Quando as tensões são

trativas, é melhor que a espessura deformada seja menor, isso porque geralmente ela vem acompanhada de camada branca.

Tabela 5- Melhores parâmetros de corte para menores danos à integridade da superfície para ferramenta nova.

	f_z (mm/dente)	v_c (m/min)	Geometria da ferramenta
Pressão específica de corte	0,15	55	L
Dureza	N. I	N. I	L
Rugosidade média (Ra)	N. I	N. I	N. I
Tensão Residual	N. I	66	N. I
Resistência a corrosão	N. I	N. I	N. I

N.I – Não influente.

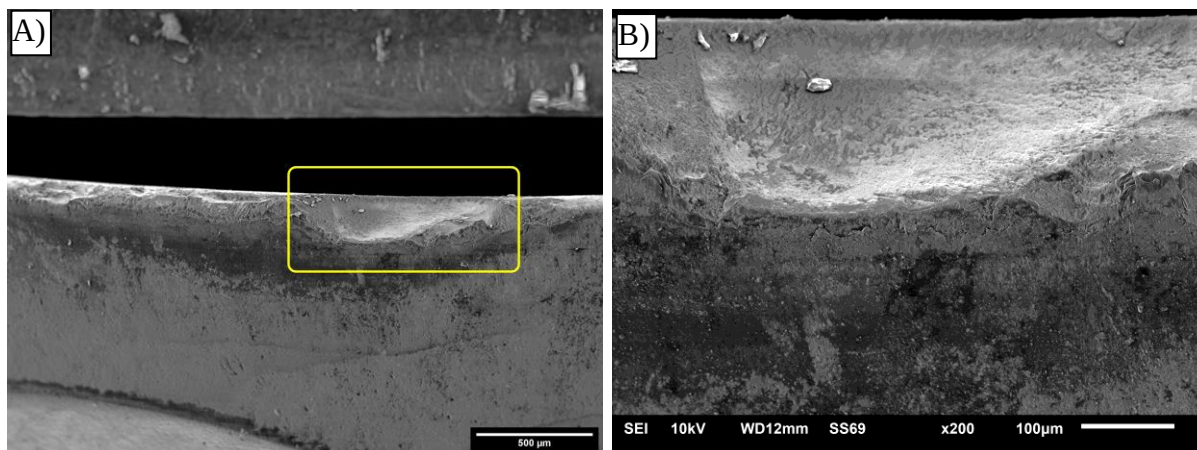
4.4. Etapa 2 – Fresamento com a ferramenta desgastada ($V_B = 0,2$ mm)

4.4.1. Desgaste da ferramenta

Na Figura 36 é mostrada a imagem de MEV da ferramenta na condição depois de usinar a peça com desgaste de flanco $V_B = 0,2$ mm. Ou seja, primeiro foram realizados ensaios até atingir $V_B = 0,2$ mm e depois com este desgaste foi feito um ensaio, de um passe, em uma nova superfície. E essas superfícies usinadas com $V_B = 0,2$ mm são as que foram utilizadas para os estudos deste trabalho.

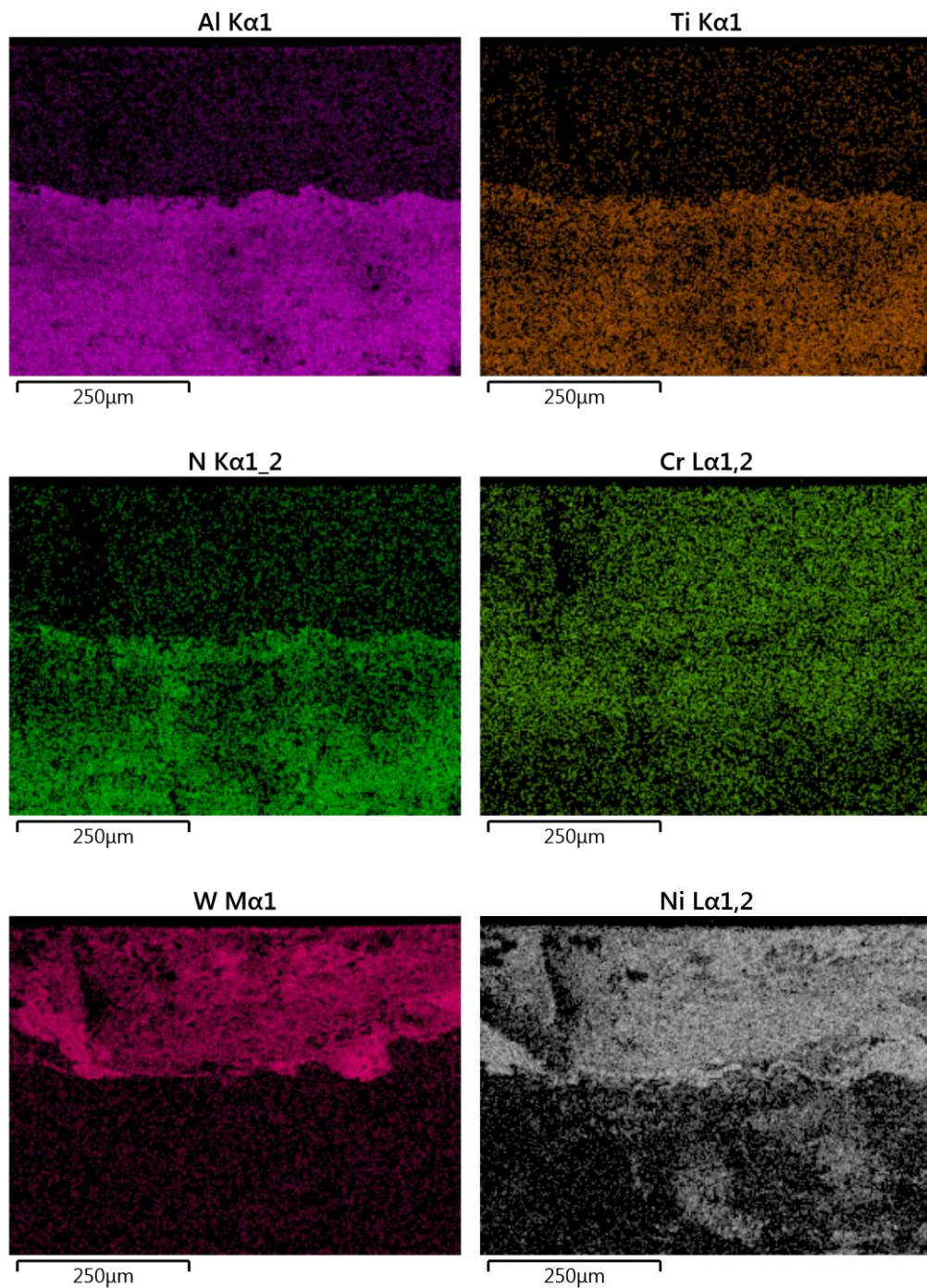
A Figura 36 A) mostra a imagem de MEV com o detalhe do desgaste de flanco e na Figura 36 B) é mostrado o aumento na região do desgaste. Fica evidente a craterização ocorrida na aresta, na fronteira entre superfícies de folga e de saída. Como a espessura média do cavaco era bem pequena, conforme mostrado na Tabela 4, grande parte dele formava-se nesta fronteira, causando grande tensão térmica e mecânica nesta região da ferramenta, o que gerou o desgaste desta forma.

Figura 36- A) Ferramenta após usinagem com $V_B = 0,2$ mm B) aumento na região do desgaste.



Para analisar melhor a condição da ferramenta após o fresamento foi feita a análise de EDS nesta região ampliada do desgaste. Os elementos presentes na análise de composição química por mapeamento da Figura 37 revela o alumínio (Al), titânio (Ti), nitrogênio (N) e cromo (Cr), que são os elementos presentes no revestimento da ferramenta, além do tungstênio (W) que é o elemento do substrato do inserto de metal duro, mostrando que nesta região houve uma remoção parcial da camada do revestimento, com alguma exposição do substrato. Os outros elementos encontrados também estão presentes na região do desgaste e são cromo (Cr) e o níquel (Ni), que são os elementos presentes no material da peça, indicando que houve adesão do material da peça na ferramenta de corte.

Figura 37- EDS do desgaste de flanco da ferramenta após 1 passe de usinagem com $V_B = 0,2$ mm.



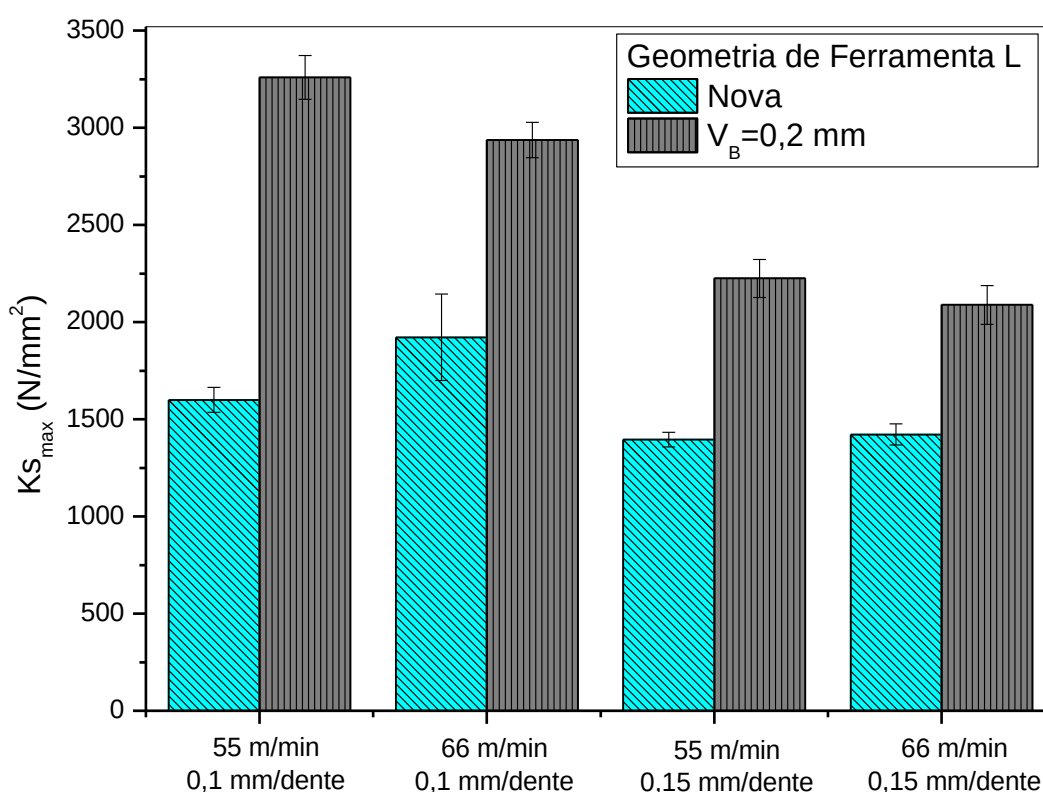
4.4.2. Pressão específica de Corte – K_s

O menor valor encontrado para K_s é obtido para o menor avanço (0,1 mm/dente) com aproximadamente 2100 N/mm². Comparado com os valores obtidos para os ensaios com a ferramenta nova na mesma condição, a pressão específica de corte é aproximadamente 30%

maior quando utilizada a ferramenta desgastada com $V_B = 0,2$ mm, como pode ser observado na Figura 38.

O aumento do desgaste gera maior atrito na interface peça-ferramenta pois a área de contato é maior. Com isso, houve aumento do calor na região tornando a peça mais dútil. Dessa forma, o cavaco se deformou mais e ocupou uma área ainda maior na superfície da ferramenta, aumentando ainda mais o atrito. Esse aumento de calor na região do corte é agravado pela baixa condutividade térmica do Inconel.

Figura 38- Comparação entre K_s para ferramenta nova e ferramenta com $V_B = 0,2$ mm;



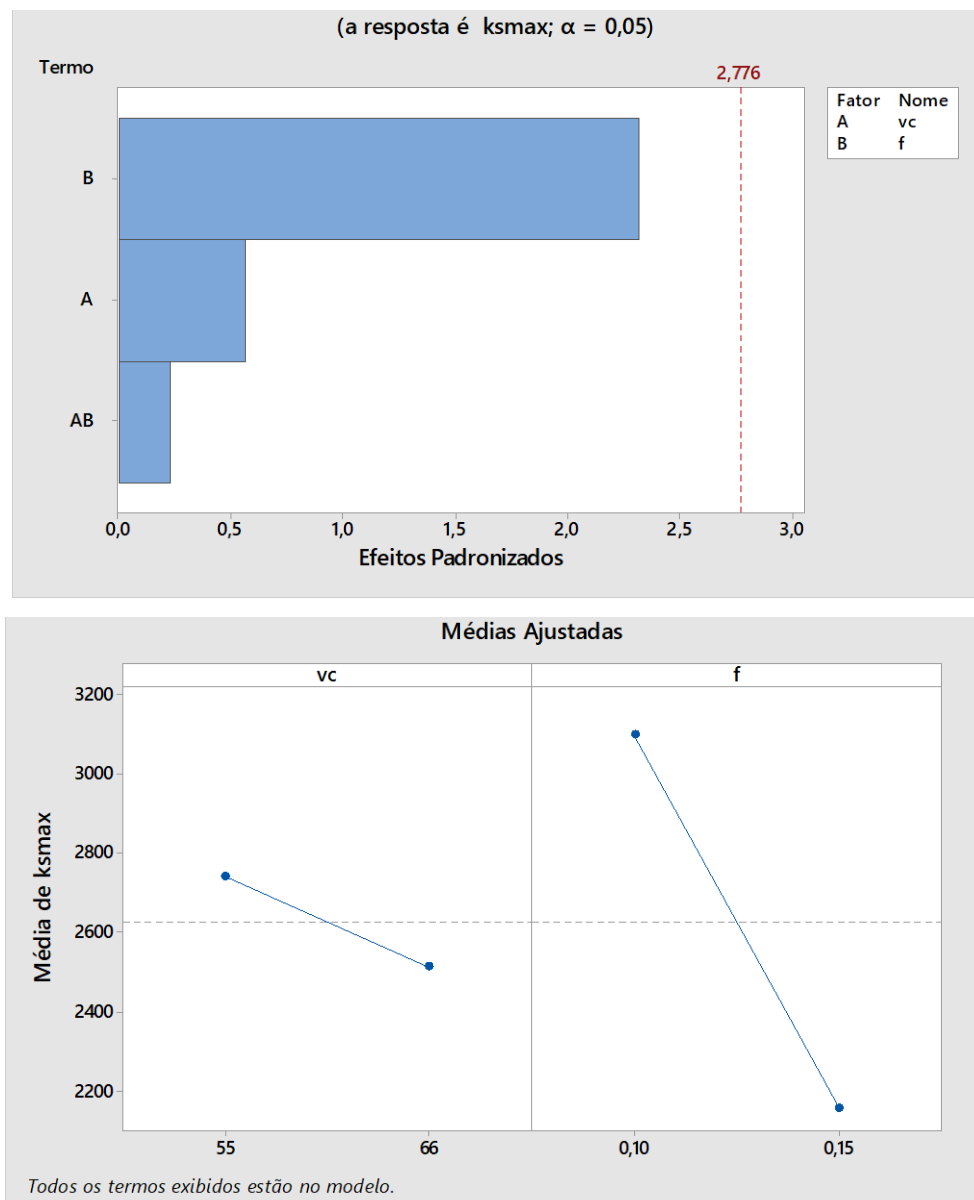
No gráfico de Pareto para K_s (Figura 39) é mostrado que não houve influência significativa para $\alpha=0,05$ nos parâmetros testados. No entanto, verifica-se que dentre os fatores analisados o avanço foi muito mais influente na pressão específica de corte do que a velocidade de corte.

O aumento da pressão específica de corte, para esta segunda etapa com a ferramenta desgastada, fez com que a influência do avanço fosse maior que a influência da velocidade de corte, diferente do que aconteceu no fresamento com a ferramenta nova. Em avanços maiores o material é submetido a menores taxas de deformação e com isso, a pressão específica de corte

tende a diminuir (HEMAKUMAR; KUPPAN, 2018). O aumento do avanço faz com que ocorra o aumento da espessura média do cavaco e dessa forma, diminui a pressão específica de corte (DINIZ; MARCONDES; COPPINI, 2014).

No caso da velocidade de corte, o aumento de v_c provocou redução da pressão específica de corte. O aumento de v_c incentivou o desgaste de cratera, aumentando o ângulo de saída e diminuindo o K_s . Observando a Figura 36 verifica-se que não houve apenas o desgaste de flanco, mas também a formação do desgaste de cratera junto à aresta. Como f_z era muito pequeno, o desgaste ocorreu próximo à aresta, provocando uma cratera. Isso aumentou o ângulo de saída efetivo e, conseqüentemente, diminuiu o K_s .

Figura 39- Gráfico de Pareto e das médias ajustadas para K_s .

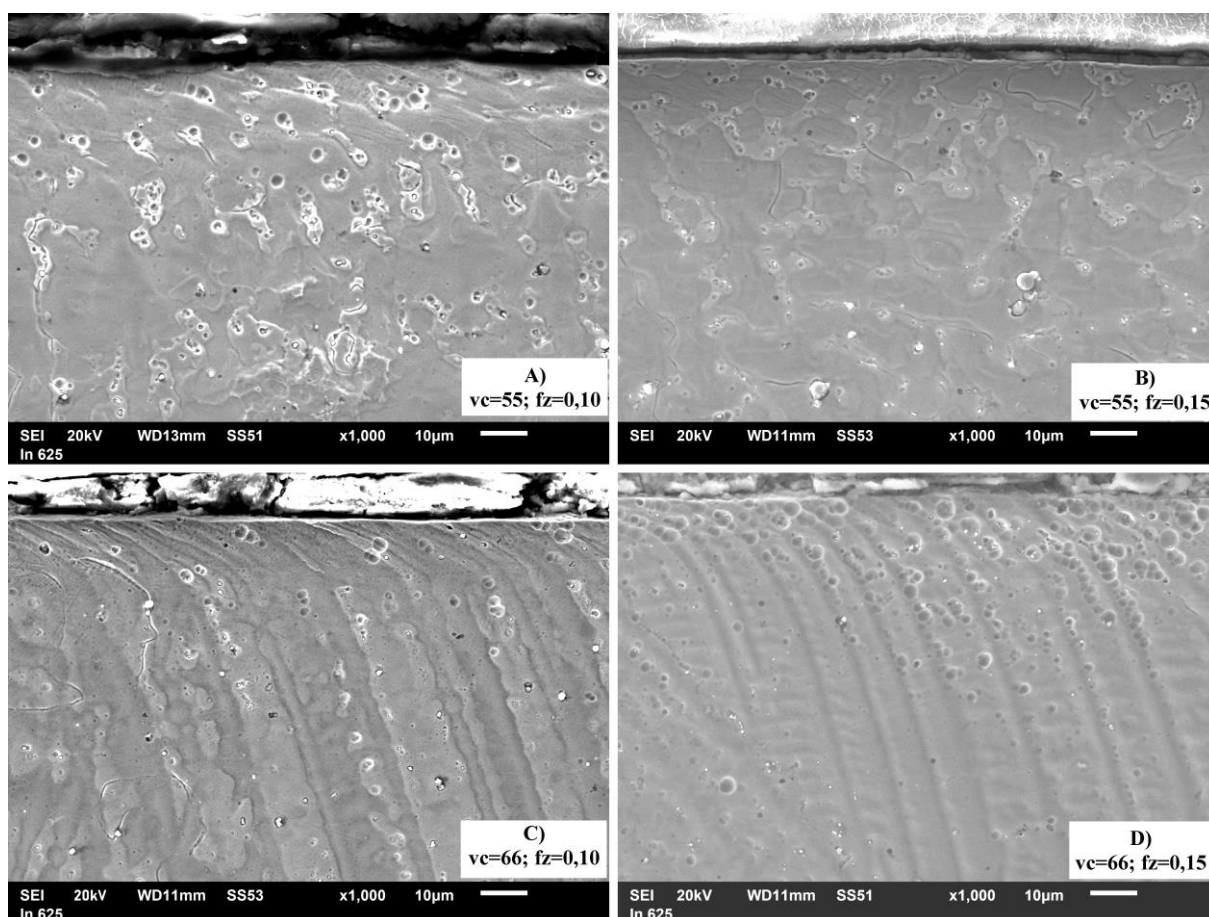


4.4.3. Microestrutura – Espessura da camada deformada

A imagens da seção transversal das superfícies usinadas com a ferramenta desgastada ($V_B = 0,2$ mm) mostra que próximo à superfície ocorre um achatamento e/ou uma deformação das dendritas de modo que estas ficaram inclinadas seguindo a direção de corte (Figura 40). A deformação plástica é facilitada quando há aumento da temperatura e analisando as imagens para $v_c = 66$ m/min, observa-se maior curvatura da microestrutura em comparação com a velocidade de corte menor.

Da mesma forma como foi feito anteriormente para a ferramenta nova, a espessura da camada pode indicar um grau de deformação plástica. A espessura observada para este caso varia de 15 a 18 μm .

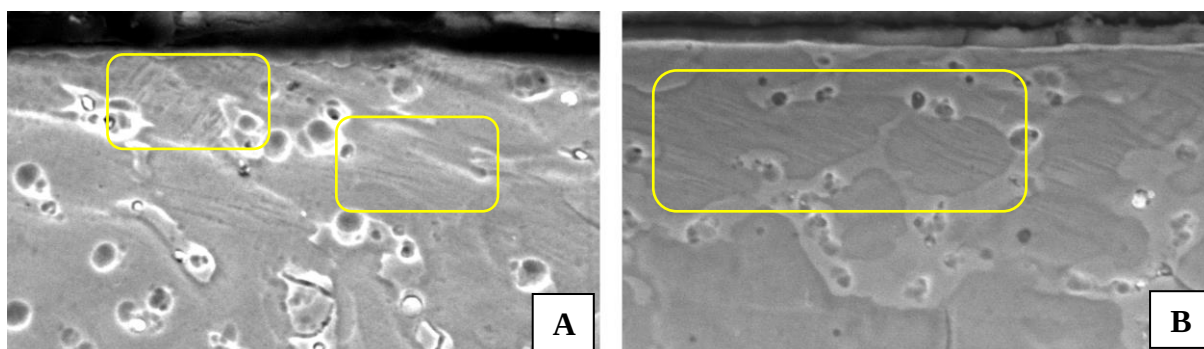
Figura 40- Microestrutura da seção transversal das amostras usinadas.



Apesar da espessura deformada obtida quando utilizada ferramenta desgastada não apresentar valores muito superiores que a espessura deformada obtida quando usinada com ferramenta nova, observa-se um grau de deformação maior. A imagem de MEV ampliada na

região logo abaixo à superfície está apresentada na Figura 41, para os parâmetros $f_z = 0,1$ mm e $v_c = 55$ e $v_c = 66$ m/min, respectivamente. Nestas imagens é possível observar a presença de bandas de cisalhamento, que são bandas localizadas de deformação plástica. Deformação na forma das bandas de cisalhamento é típica na camadas subsuperficiais, de acordo com M'SAOUBI et al., (2012). Ainda de acordo com os mesmos autores, esta região logo abaixo da superfície, apresenta uma zona com microestrutura de grãos ultrafinos.

Figura 41- Bandas de deslizamento. A) 55 m/min; B) 66 m/min.

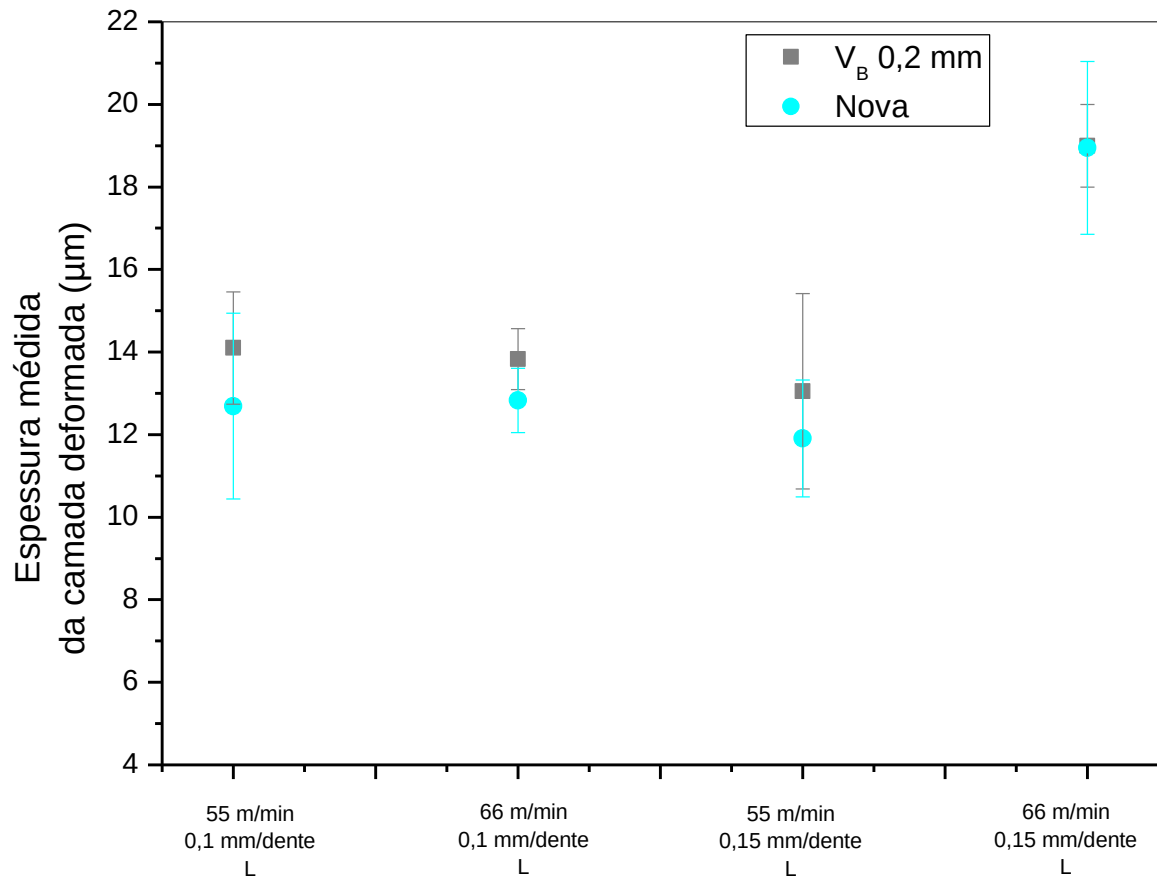


A espessura média da camada deformada não apresentou diferença quando comparados os experimentos realizados com a ferramenta nova e com a ferramenta com $V_B = 0,2$ mm, como pode ser observado na Figura 42. Também o comportamento da espessura da camada em função destes parâmetros se mostrou similar tanto para a ferramenta nova quanto para a ferramenta desgastada.

Apesar da aresta estar desgastada e gerar maiores esforços, conforme pode ser observado na Figura 38, não houve aumento considerável da espessura da camada deformada. Isto pode ser atribuído à combinação de temperatura e pressão de corte. Enquanto o aumento da temperatura causa expansão da microestrutura, a pressão de corte gera a compactação. O corte com a ferramenta desgastada faz com que o efeito da temperatura seja superado pelo efeito da compressão, devido ao maior carregamento mecânico. Por isso, a espessura da camada deformada não é maior do que quando usinado com ferramenta nova (AKHAVAN NIAKI et al., 2017).

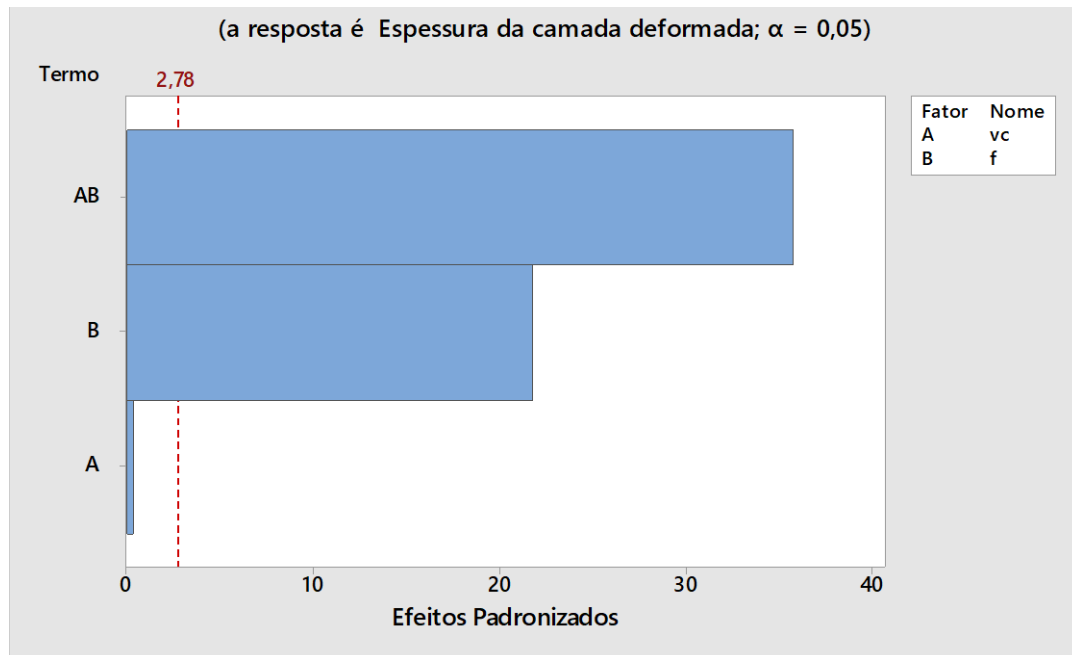
Contudo, houve aumento significativo da dureza para as superfícies usinadas com ferramenta com $V_B=0,2$ mm, quando comparada com a usinagem com a ferramenta nova, como poderá ser observado mais a frente, na análise de dureza da Figura 45.

Figura 42- Espessura média de camada deformada para ferramenta nova e desgastada.



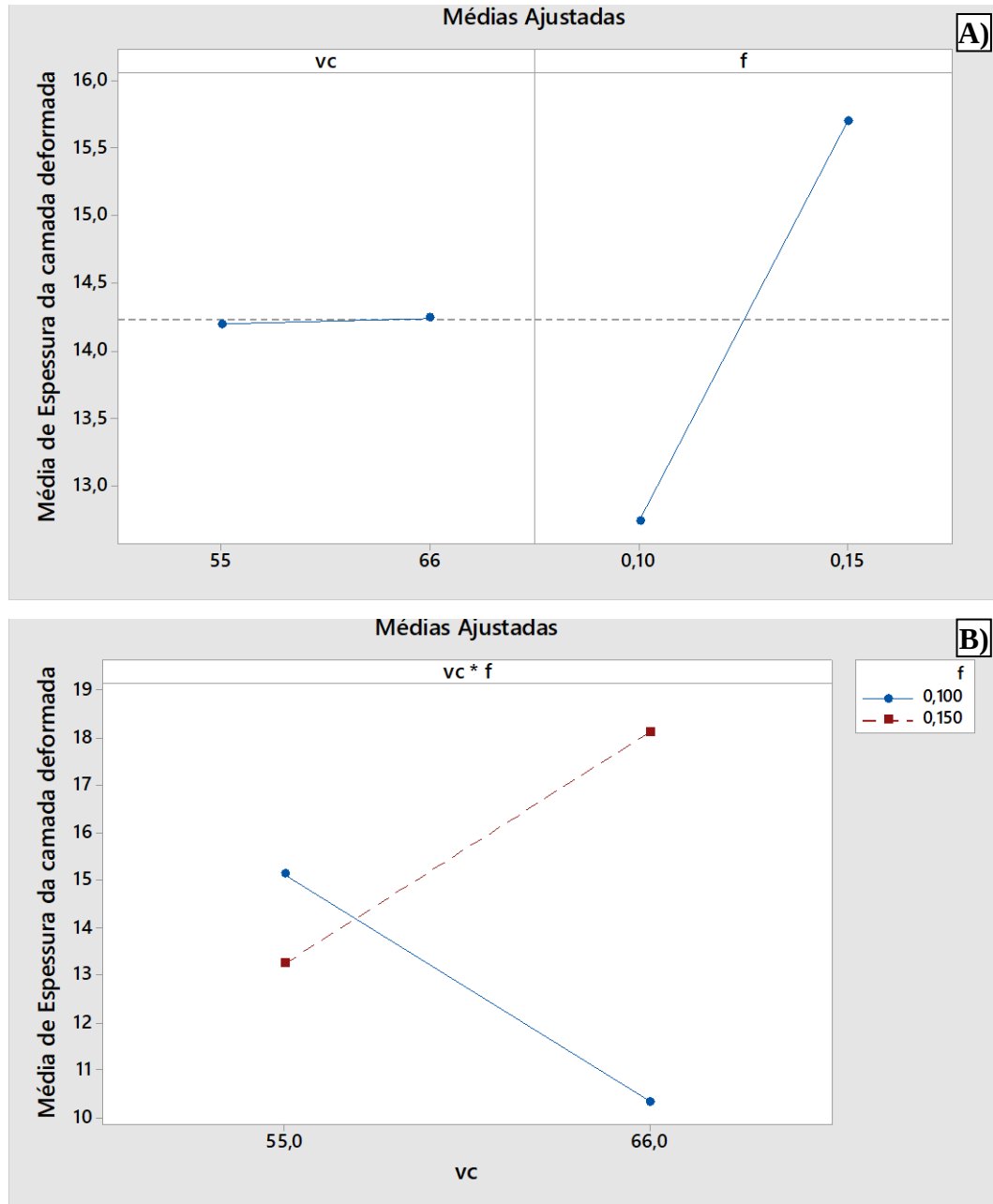
Os fatores influentes na espessura da camada deformada foram a interação $v_c \times f_z$ e o efeito isolado do avanço (Figura 43). Resultados similares foram encontrados no fresamento com a geometria nova. Tanto a interação $v_c \times f_z$ quanto o efeito isolado de f_z , foram significativos para os dois experimentos.

Figura 43- Gráfico de Pareto dos efeitos padronizados.



Como observa-se na Figura 44 B) a maior espessura de camada deformada é para quando se utiliza avanço de 0,15 mm/dente e maior velocidade de corte (66 m/min). Isto porque, como ocorreu no caso da usinagem com a ferramenta nova, com o aumento da velocidade de corte e do avanço ocorreu aumento na temperatura de processo e, conseqüentemente, aumento da deformação plástica na subsuperfície.

Figura 44- Médias ajustadas para os efeitos principais A) e para a interação B).



4.4.4. Nanodureza

Os valores de dureza medidos quando utilizada ferramenta desgastada, mostraram-se similares para todas as condições analisadas, como pode ser verificado na Figura 45. Próximo à superfície a dureza medida do material foi de em torno 5,5 – 6 GPa. A condição com $v_c=55$ m/min e $f = 0,15$ mm/dente foi a que apresentou um valor um pouco superior, em torno de 7 GPa, mas com maior desvio padrão de ± 1 .

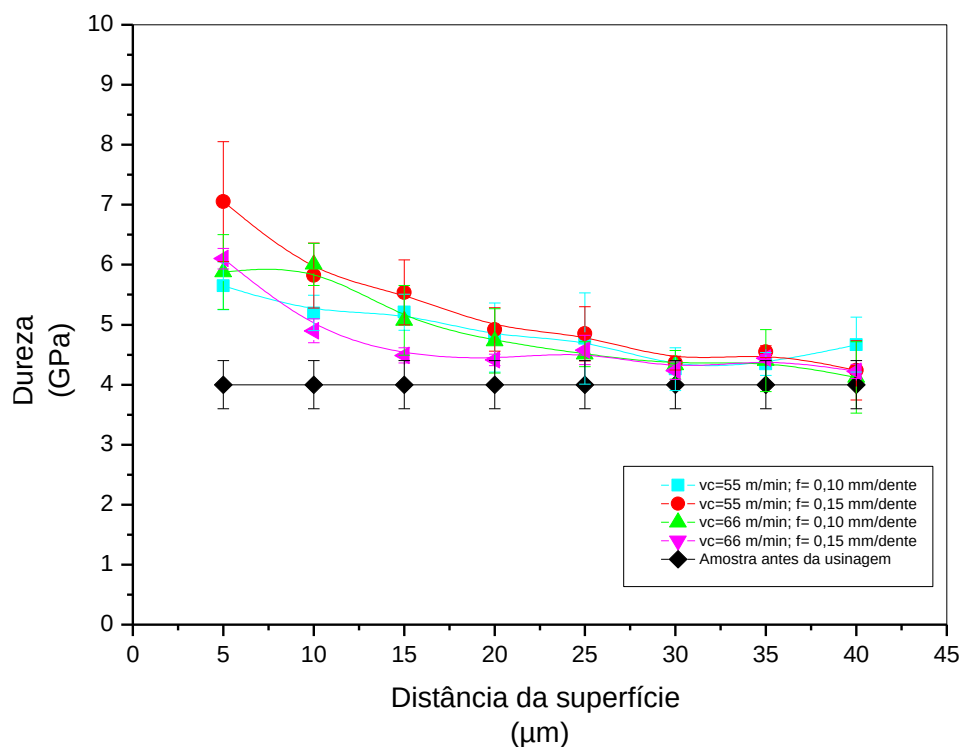
As medidas de nanodureza da Figura 45 mostram que a dureza média das amostras usinadas com ferramenta com $V_B = 0,2$ mm apresentaram para todos os casos, maior dureza subsuperficial quando comparadas com as amostras usinadas com a ferramenta nova (Figura 28). Isto é devido a área de contato ferramenta-peça ser maior quando a ferramenta está desgastada, o que gera maior atrito entre a ferramenta e peça e ferramenta e cavaco. Consequentemente, houve um aumento da deformação plástica da peça e aumento da temperatura, devido a este maior atrito, e dessa forma, causou maiores esforços na peça. Como resultado, maiores durezas foram observadas, devido ao maior nível de encruamento (KREBS; POLLI, 2020).

Quando o Inconel foi fresado com a ferramenta nova foi observada uma faixa de dureza na região subsuperficial entre 4,0 - 5,4 GPa, enquanto quando o fresamento ocorreu com a ferramenta desgastada a faixa de dureza ficou entre 5,5 - 7,0 GPa. Quando usinadas com ferramenta desgastada, a pressão específica de corte aumentou (ver Figura 38), e com isso também gerou maior dureza logo abaixo da superfície. E como anteriormente, a dureza é maior bem próximo a superfície e conforme as medidas vão se afastando da superfície, os valores se aproximam da dureza do núcleo do material.

Na profundidade de 20 μm , a dureza da peça já era idêntica à dureza do núcleo, repetindo o que ocorreu com a superfície usinada com ferramenta nova (Figura 28 B). Porém, comparando a Figura 45 com a Figura 28 B, como a dureza na superfície obtida com ferramenta desgastada era bem maior, a queda de dureza entre a superfície e a profundidade de 20 μm foi muito mais abrupta.

Considerando que as tensões residuais de compressão são geradas devido à deformação plástica, isto reforça o que será visto mais adiante na seção 4.4.6 sobre as tensões residuais obtidas para a ferramenta desgastada. Ou seja, foram obtidas maiores durezas devido ao maior esforço e maior encruamento, bem como, tensões residuais mais compressivas do que no caso da usinagem com a ferramenta nova.

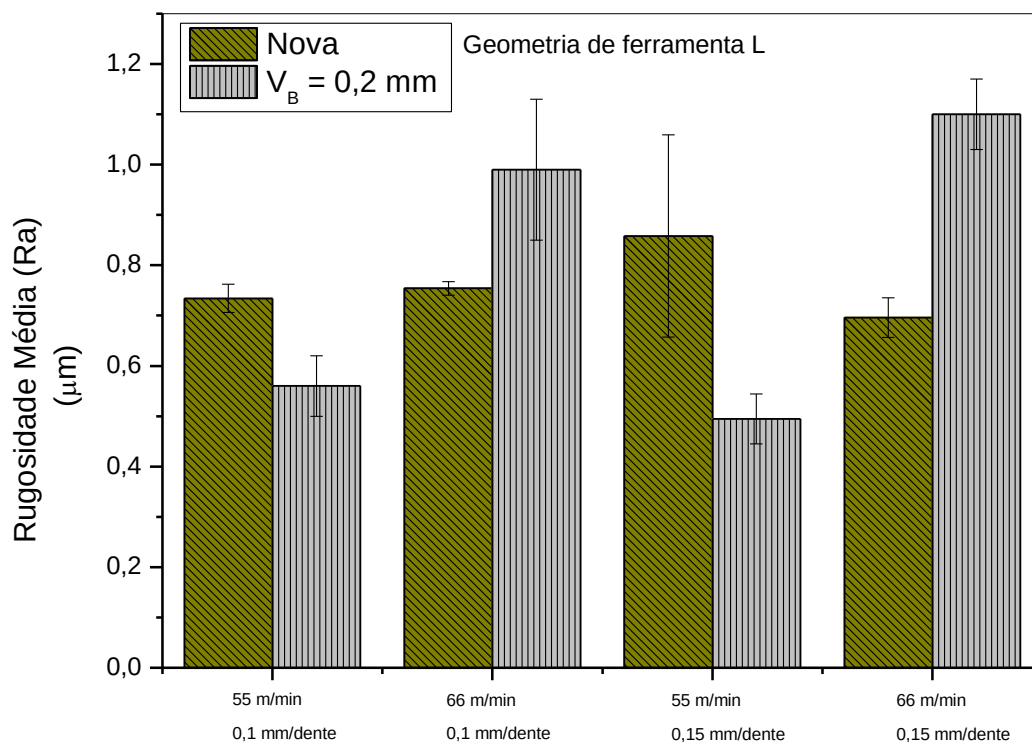
Figura 45- Medidas de nanodureza da seção transversal – superfície usinada com V_B 0,2 mm.



4.4.5. Rugosidade da peça

Para a rugosidade R_a , uma comparação entre as superfícies obtidas com o fresamento utilizando ferramenta nova e ferramenta com $V_B = 0,2$ mm está apresentada na Figura 46. O aumento do atrito entre a peça de trabalho e a ferramenta de corte faz com que ocorra aumento da temperatura na zona de corte. O aumento do desgaste na ferramenta nesta segunda fase de testes fez com que o aumento da velocidade de corte de 55 para 66 m/min causasse aumento da rugosidade. Além disso, as características intrínsecas do Inconel 625 como a alta taxa de encruamento e baixa condutividade térmica também são responsáveis por este aumento na rugosidade. De um modo geral, é possível verificar que os valores de rugosidade obtidos são relativamente baixos com R_a variando de 0,74-0,86 μm para as superfícies usinadas com ferramenta nova e entre 0,49-1,1 μm nas superfícies usinadas com ferramenta com $V_B = 0,2$ mm.

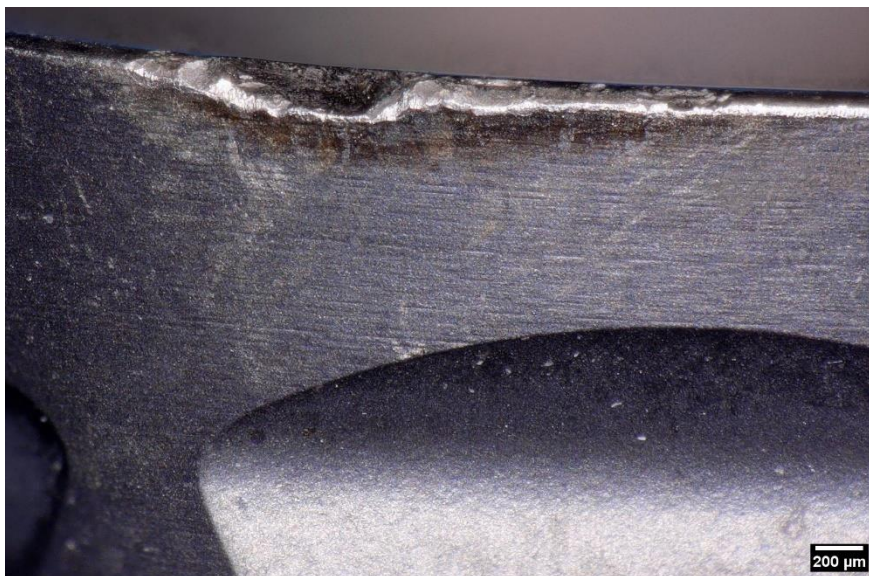
Figura 46 – Comparação entre as rugosidades com ferramenta nova e ferramenta com $V_B = 0,2$ mm.



O aumento do avanço não aumentou a rugosidade nestes parâmetros testados com ferramenta desgastada. Além disso, quando comparados os testes com $v_c = 55$ m/min verifica-se que a rugosidade foi maior para ferramenta nova do que quando utilizada a aresta com $V_B = 0,2$ mm.

A rugosidade só seria afetada pelo desgaste se este desgaste ocorresse na aresta secundária, que é a parte da aresta que alisa a superfície já usinada pela aresta anterior. Porém, pelo que se vê na Figura 47 não houve desgaste nesta aresta.

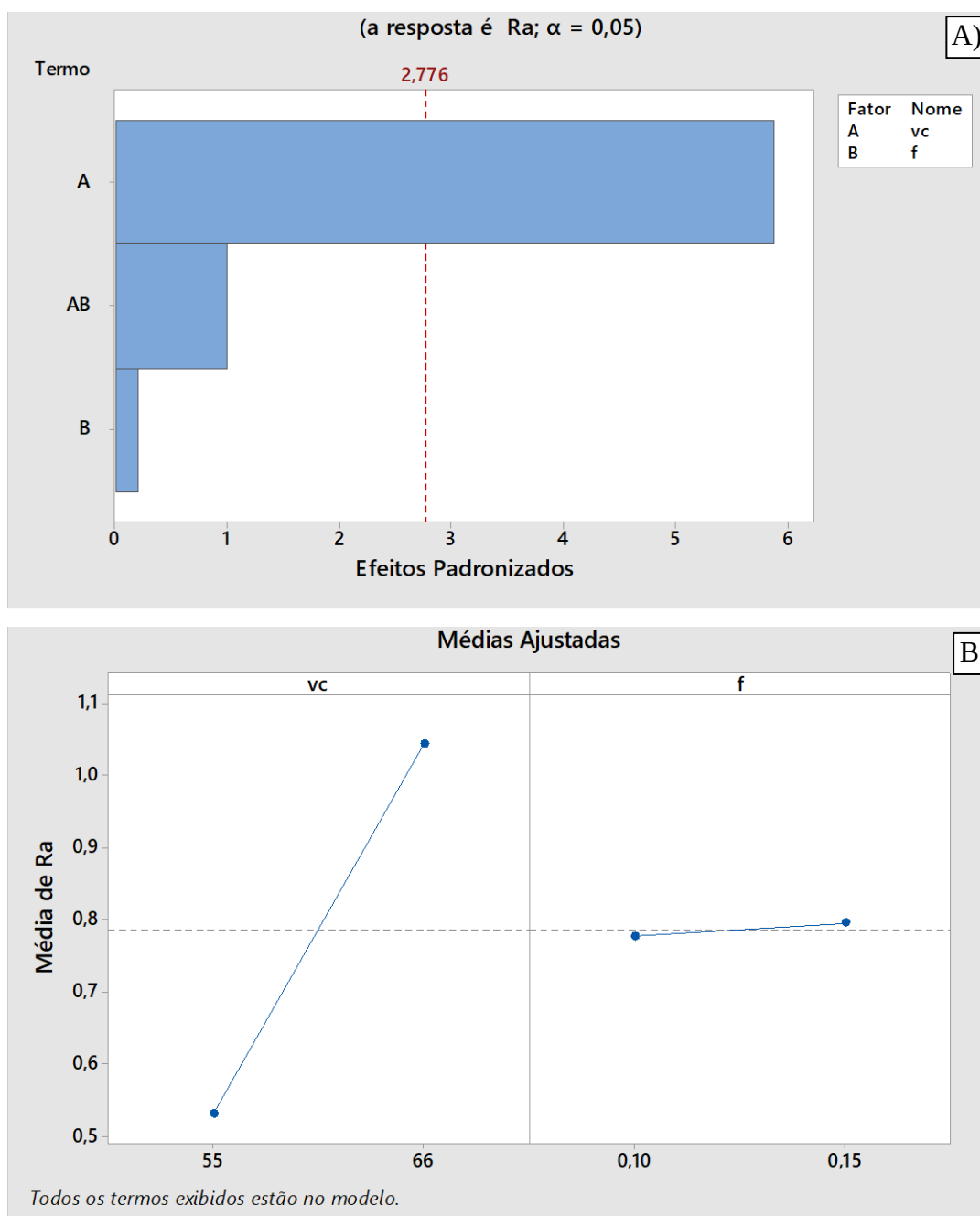
Figura 47- Desgaste da ferramenta com $V_B=0,2$ mm.



O fator com influência significativa na rugosidade, de acordo com o gráfico da Pareto da Figura 48 A), foi a velocidade de corte. Como anteriormente, esperava-se que o avanço fosse o parâmetro com maior influência na rugosidade R_a , visto que em processos típicos de usinagem, o avanço é o parâmetro substancial na rugosidade (DINIZ; MARCONDES; COPPINI, 2014).

Entretanto, o que foi observado é que o aumento da velocidade de corte de 55 para 66 m/min causou um aumento da rugosidade (Figura 48 B)) A contribuição da velocidade de corte na rugosidade pode estar relacionada ao aumento da vibração ou ao aumento da temperatura, conforme aumenta v_c . O Inconel 625 é um material muito dúctil, e o aumento da temperatura influenciou na deformação plástica da peça. Ocorreu redução da resistência ao cisalhamento, amolecimento do material, e isto dificultou a remoção do cavaco, de modo que a rugosidade foi aumentada.

Figura 48- Gráfico de Pareto para os efeitos padronizados para a rugosidade obtida com ferramentas desgastadas A); e gráfico dos efeitos principais.



A Figura 49 também ajuda entender o porquê a velocidade de corte foi o parâmetro de maior influência na rugosidade. As duas primeiras imagens são referentes a $v_c = 55$ m/min, e as outras duas são para $v_c = 66$ m/min. Nas duas primeiras imagens da superfície, as marcas de avanço estão menos nítidas ($v_c = 55$ m/min e $f_z = 0,1$ e $0,15$ mm/dente). Nas outras duas condições com velocidade mais alta ($v_c = 66$ m/min e $f = 0,1$ e $0,15$ mm/dente) é possível observar as marcas de avanço mais evidentes, como observado nos casos para ferramenta nova,

em que uma aresta corta em um plano mais alto que a outra, sendo que, apenas uma das arestas é responsável pelas marcas mais profundas na peça.

Estas irregularidades observadas entre as marcas de avanço também foram observadas e estudadas por RAHIM; SASAHARA, 2009 e KISHAWY; ELBESTAWI, 1999 durante o torneamento de Inconel 718. Este fenômeno é definido como um deslocamento do material da peça de trabalho na direção oposta à direção de avanço (KISHAWY; ELBESTAWI, 1999). Quando a espessura do cavaco é menor que um valor mínimo, o material da peça é sulcado e comprimido plasticamente pela ponta da ferramenta, de modo a formar estas cristas de marcas de avanço (RAHIM; SASAHARA, 2009).

Pode-se dizer que maiores velocidades de corte geraram maior temperatura na peça e isto facilitou o fluxo lateral de material. Sendo assim, as maiores rugosidades foram observadas para as maiores velocidades de corte, como pode-se observar também, nas imagens 3D das superfícies fresadas na Figura 50.

Figura 49- Imagens 2D das superfícies fresadas feitas na Alicona.

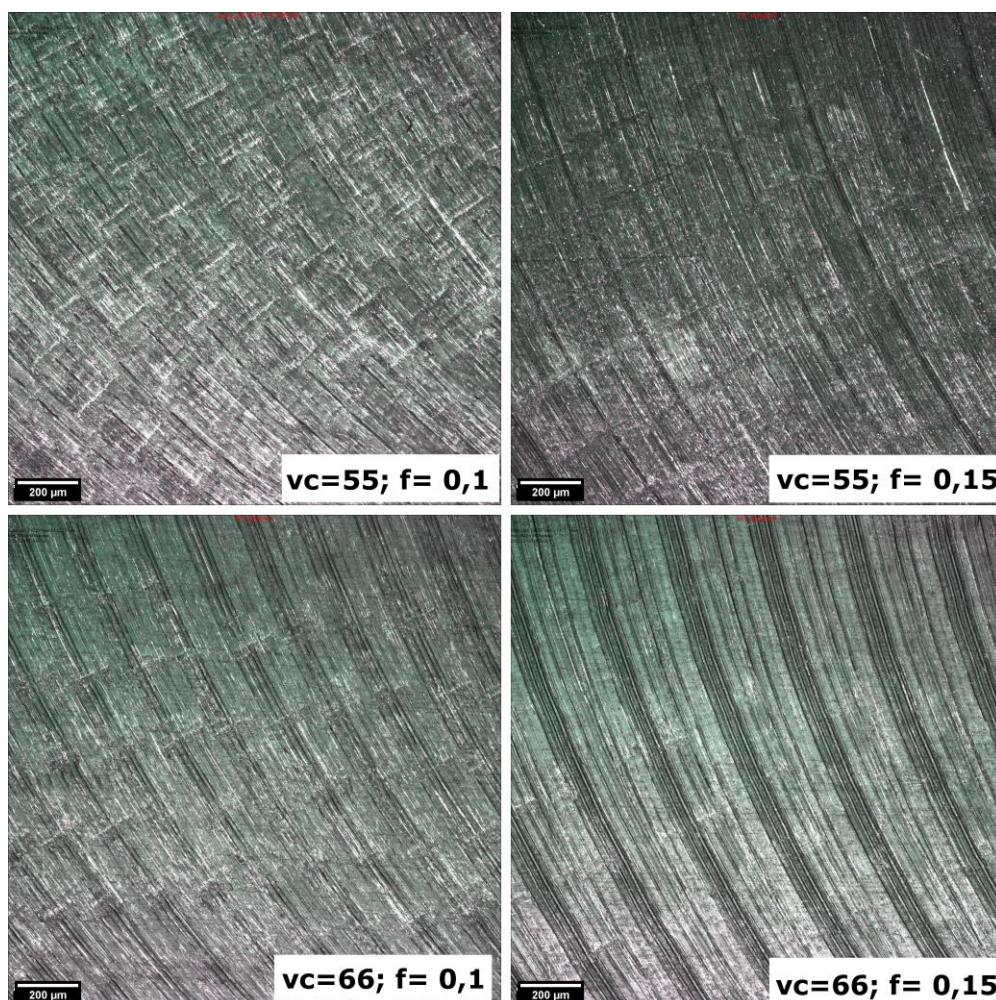
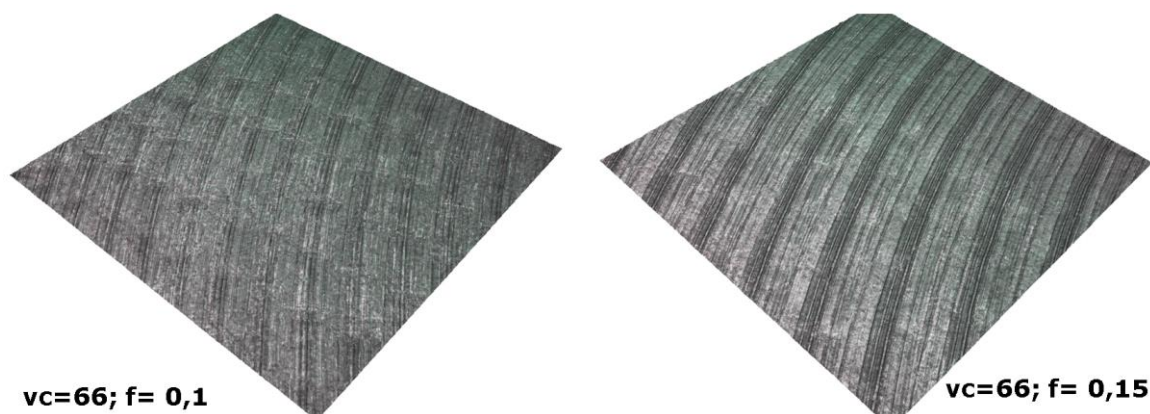


Figura 50- Imagem 3D das superfícies fresadas.



4.4.6. Tensão Residual

Da mesma forma como ocorreu quando usinadas com ferramenta nova, a tensão residual para as amostras usinadas com a ferramenta desgastada apresentaram tensões mais trativas na subsuperfície, e se torna mais compressiva conforme se distanciaram da superfície, gradativamente. No entanto, verifica-se na Figura 51 que, para a velocidade de 55 m/min, as tensões residuais nesta região medida mais próximo à superfície apresentam tensões compressivas, -180 MPa e -29 MPa. Para as condições com velocidade de corte de 66 m/min as tensões residuais obtidas na superfície foram trativas, em torno de 570 MPa. Além disso, para todas as condições, as tensões residuais diminuem até a profundidade de aproximadamente 45 μm e depois tendem a manter valores aproximadamente constantes de tensão residual.

A severa capacidade de encruamento do Inconel 625, associado com sua baixa condutividade térmica, produz altas forças de corte com altas temperaturas localizadas em torno da aresta de corte e do material da peça, produzindo altas tensões residuais trativas (DEVILLEZ et al., 2011).

Considerando o que já foi dito anteriormente, que esforços mecânicos produzem tensões compressivas e esforços térmicos tensões trativas (SHARMAN; HUGHES; RIDGWAY, 2006), verifica-se o efeito maior da temperatura na superfície e a diminuição gradativa conforme avança para o interior do material.

Devido à baixa condutividade térmica, o calor se concentrou na superfície da peça, propiciando a elevada redução da tensão residual à medida que se caminha da superfície para o núcleo da peça, especialmente para as condições que geraram maior calor, isto é, para as

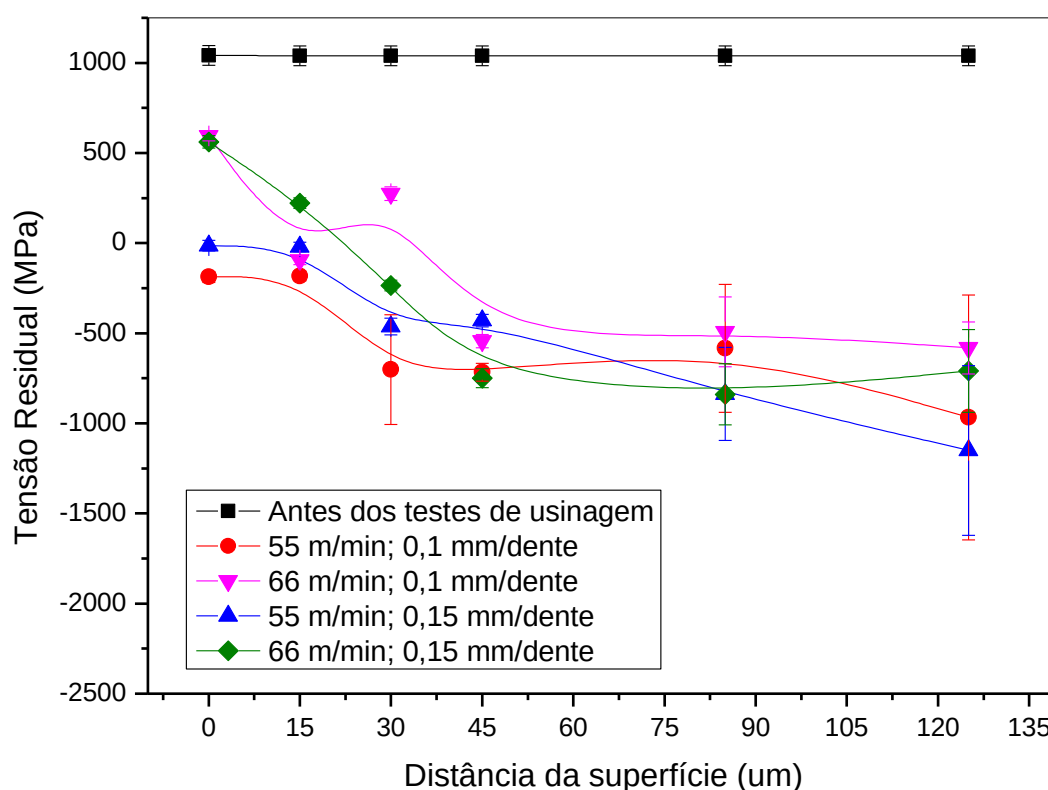
condições com $v_c = 66$ m/min. Isto propiciou tensões mais trativas na superfície que foi se tornando gradualmente mais compressiva.

Mesmo utilizando o fluido de corte, este pode se tornar ineficiente no resfriamento da peça e do material, como demonstrou EZUGWU, (2005). Sob altas condições de corte os refrigerantes tendem a ser vaporizados pelas altas temperaturas geradas na região de corte, formando uma manta de alta temperatura sobre a superfície, que torna o fluido refrigerante ineficaz. Portanto, a entrada de fluido nas regiões ferramenta-peça ou ferramenta-cavaco torna-se limitada, podendo dessa forma resultar no predomínio da deformação térmica.

Além dos parâmetros mais agressivos causarem aumento da temperatura, um agravante foi o desgaste da ferramenta. Com uma área de contato maior, ocorreu maior interação entre ferramenta-peça contribuindo para o aumento da temperatura.

Sabendo-se que geração de tensões residuais são devido à combinação dos esforços térmicos e mecânicos, podemos afirmar que o efeito térmico para a maior velocidade (66 m/min) foi dominante. No caso da menor velocidade (55 m/min), as tensões residuais foram compressivas mesmo na superfície da peça.

Figura 51- Tensão residual para as amostras fresadas com ferramenta com $V_B = 0,2$ mm.



Quando comparadas as tensões residuais das amostras usinadas na primeira etapa, com ferramenta nova Figura 33, e da segunda etapa, com ferramenta desgastada Figura 51, observa-se que para as condições com menor velocidade (55m/min) as tensões residuais foram muito mais compressivas nas amostras usinadas com a ferramenta desgastada. Isto se deve ao maior atrito na interface ferramenta-peça. Como se vê na Figura 38 quando se utilizou ferramentas desgastadas a pressão de corte foi sempre maior que quando se usou ferramentas novas. Quando a velocidade de corte foi menor (55 m/min) e, com isso, calor gerado também foi menor, os maiores esforços foram mais importantes que o calor na geração de tensão residual e, com isso, as tensões foram mais compressivas.

Contudo, a tensão residual se torna mais compressiva conforme a aumenta a profundidade para o interior da peça, como resultado do alto grau de deformação plástica. Como o efeito do calor gerado era menor à medida que se penetrava na peça, maior foi a predominância da deformação plástica e, assim, maiores tensões compressivas. Assim, são geradas tensões de compressão significativas com determinado valor até uma certa profundidade (GRZESIK; KRUSZYNSKI; RUSZAJ, 2010).

Além disso, as profundidades afetadas pelas tensões residuais são maiores. Para a ferramenta com $V_B = 0,2$ mm as profundidades afetadas estão em torno de 45 μ m abaixo da superfície, enquanto com a ferramenta nova estas profundidades estão em torno de 20 μ m abaixo da superfície usinada.

Para as condições com velocidade mais alta (66 m/min), as tensões residuais são levemente mais trativas na superfície, com ferramenta usada do que com ferramenta nova. Para a ferramenta usada as tensões residuais foram em torno de 580 MPa, e para a ferramenta nova em torno de 220 – 400 MPa, para os mesmos parâmetros de corte. O mecanismo envolvido nestes resultados é devido a uma deformação termoplástica, chamado de modelo misto, como mostrado por (GRZESIK; KRUSZYNSKI; RUSZAJ, 2010). O calor provoca a expansão da camada superficial e a expansão é aliviada pela movimentação das discordâncias. Quando a superfície é resfriada, ela contrai e resulta em tensão trativa (LIU et al., 2021b).

4.4.7. Corrosão

A resistência à corrosão das superfícies usinadas com ferramenta desgastada ($V_B = 0,2$ mm) está apresentada na Figura 52. A porcentagem de pites na superfície usinada com ferramenta desgastada aumentou, indicando diminuição da resistência à corrosão.

Os parâmetros que mais influenciaram negativamente a resistência à corrosão, com maiores porcentagem de pites foi para as duas condições com maior avanço ($f_z = 0,15$ mm) tanto para $v_c = 55$ m/min quanto para $v_c = 66$ m/min. A porcentagem de pites para essas condições foi próxima a 3,5%. A condição com maior velocidade e maior avanço ($v_c=66$, $f_z=0,15$) com ferramenta em fim devida causou um aumento de 250 vezes no número de pites com relação à ferramenta nova, enquanto a condição com menor velocidade gerou um aumento de 42,3 vezes no número de pites.

A alta temperatura do processo gerada pela combinação de ferramenta desgastada, com o uso da maior velocidade de corte (66 m/min) e o maior avanço (0,15 mm dente) foi o responsável pela diminuição da qualidade superficial e diminuição da resistência à corrosão. Esta perda de resistência à corrosão está associada à maior tensão residual trativa e maior rugosidade obtidas também quando utilizadas estas condições de corte (BISSEY-BRETON et al., 2016; PRAKASH et al., 2015). Isto também está de acordo com DENKINA; LUCAS, (2007), quando afirmaram que tensão residual compressiva e mais profunda aumentam a resistência a corrosão.

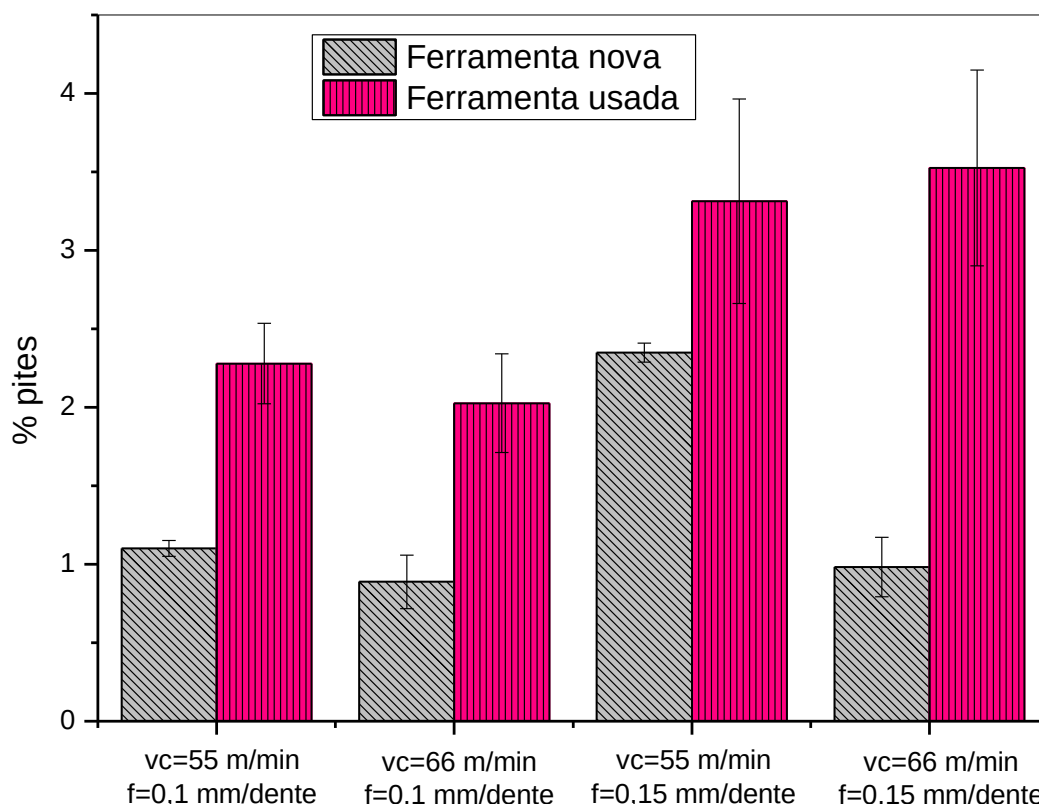
Interessante notar que quando se utilizou as condições de corte mais severas (v_c e f_z altos) o percentual de pites foi bem baixo quando se utilizou ferramenta nova e bem alto quando se utilizou ferramenta desgastada. Esta foi a condição em que o desgaste da ferramenta mais influenciou na resistência à corrosão da peça.

A grande densidade de discordâncias ocorrido por deformação plástica excessiva faz com que uma grande quantidade de energia fique armazenada dentro grão e, com isso, diminui significativamente a resistência à corrosão (ZHOU et al., 2013). O refinamento dos grãos próximo à superfície usinada também é um fator que causa a redução da resistência à corrosão (BISSEY-BRETON et al., 2016; WANG et al., 2007). Portanto, no caso da ferramenta desgastada o efeito dos esforços na subsuperfície foi devido à grandes deformações plásticas, resultando em diminuição da rugosidade. No caso do refinamento dos grãos não foi possível verificar se ocorreu, com as técnicas de caracterização utilizadas neste trabalho. Mas um dos efeitos do refinamento dos grãos é o aumento da dureza (PAN; FENG; LIANG, 2017). Este aumento na dureza próximo à superfície, foi observado para as amostras usinadas com ferramenta desgastada.

Assim, cria-se um problema pois, após os resultados dos ensaios da primeira fase, sugeriu-se utilizar a velocidade de corte mais alta para proteger a peça contra a corrosão. Porém, quando o desgaste cresceu, esta condição, pelo menos quando simultaneamente se utiliza alto valor de avanço, é a menos recomendada. Baseado nos resultados da Figura 52, vê-se que a

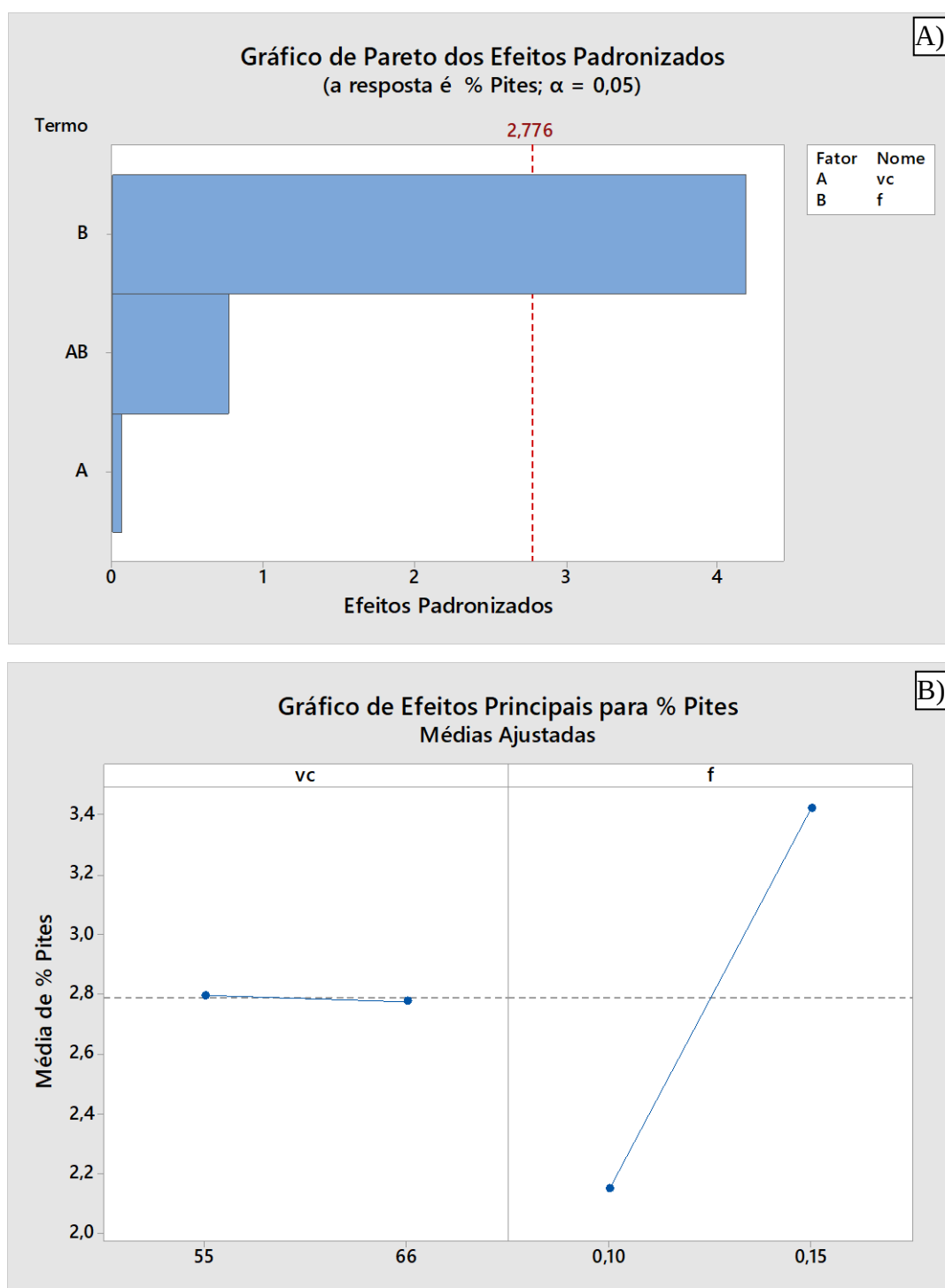
melhor condição de usinagem para proteger a peça contra corrosão é aquela que usa alta velocidade de corte e baixo avanço. Esta condição foi aquela que apresentou a melhor resistência à corrosão tanto em início quanto em fim de vida da ferramenta.

Figura 52- Resistência à corrosão das superfícies usinadas com ferramenta nova e ferramenta com $V_B = 0,2$ mm.



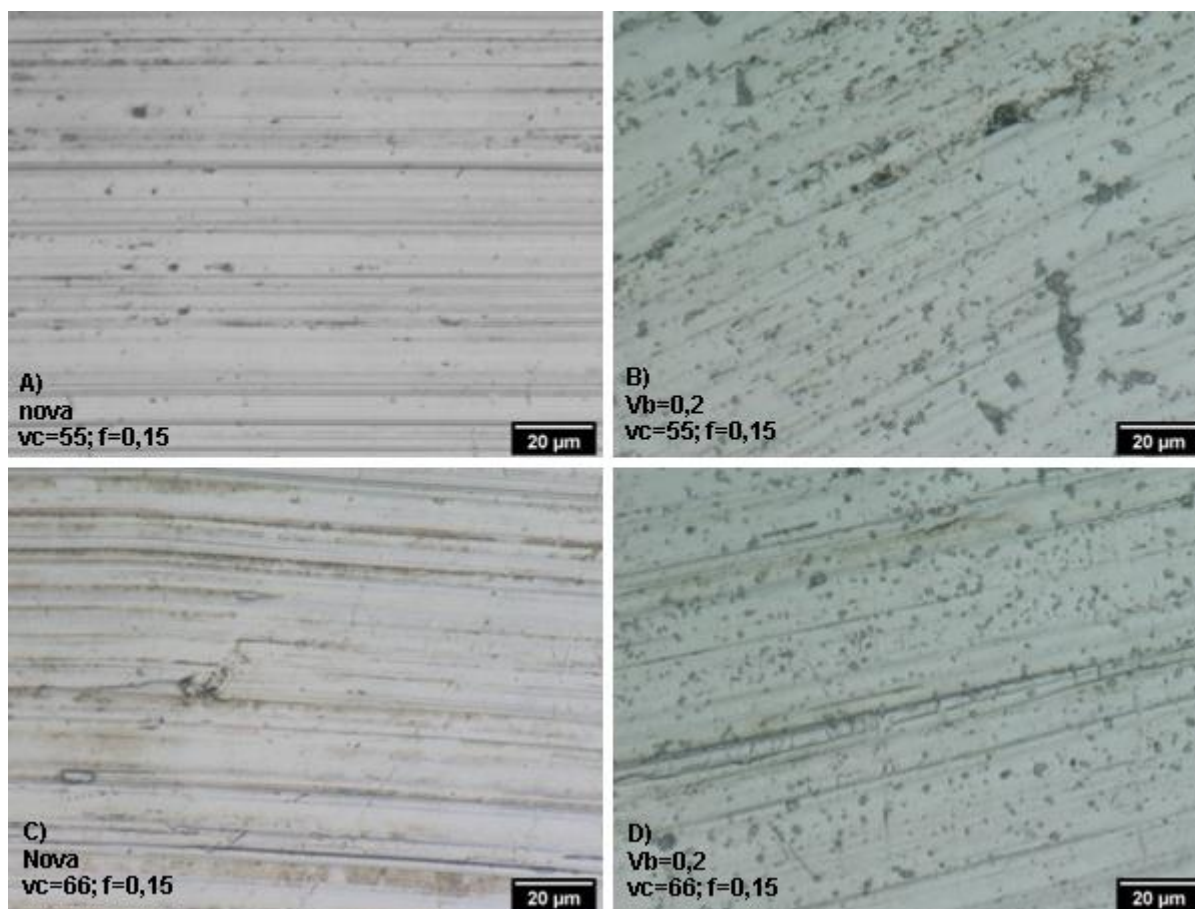
A Figura 53 A) revela que o avanço foi parâmetro que teve maior influência na resistência à corrosão das peças usinadas com ferramenta desgastada para $\alpha=0,05$. No entanto, a Figura 53 B) mostra que o maior avanço (0,15 mm/dente) foi responsável por causar aumento da quantidade de pites e, conseqüentemente, gerar a diminuição da qualidade da superfície e da resistência à corrosão. Isto porque o aumento do avanço de 0,1 para 0,15 mm/dente gerou aumento da rugosidade da peça, apesar deste não ter sido fator de influência significativa em R_a como foi observado pela velocidade de corte. As irregularidades causadas pelas marcas de avanço podem ter sido responsáveis pelo aumento da densidade de pites, pois podem ter atuado como concentradores de tensão.

Figura 53- Gráfico de Pareto e dos efeitos principais para a % de pites.



A Figura 54 mostra a imagem feita no microscópio óptico das superfícies que tiveram maior densidade de pites comparando as duas condições, com inserto novo e com inserto com $V_B = 0,2$ mm. Fica evidente o aumento do número de pites nas superfícies quando usinadas com ferramenta desgastada.

Figura 54- Superfície após ensaio de corrosão - geometria L.



4.4.8. Melhores condições de usinagem para menor dano à integridade da superfície quando utilizada ferramenta com $V_B = 0,2$ mm.

As melhores condições para causar menor dano à superfície quando utilizada ferramenta com $V_B = 0,2$ mm estão apresentadas na Tabela 6. Nesta tabela encontram-se os parâmetros que geraram valores que protegeriam a integridade da superfície e, conseqüentemente, proporcionariam maior vida às peças usinadas durante o uso real.

Analisando-se a Tabela 6, vê-se que $f_z = 0,15$ mm/dente e $v_c = 55$ m/min gerou tensão residual mais compressiva na superfície. O que indica que tal condição propiciaria uma maior vida em fadiga da peça. A menor velocidade (55 m/min) também gerou menor rugosidade na peça, o que impactaria positivamente na resistência à corrosão. Porém, o uso do menor avanço por dente (0,10 mm) foi o que teve impacto positivo na resistência à corrosão de peças usinadas com ferramentas desgastadas.

Então, conclui-se que, para ferramentas desgastadas, a condição de maior avanço e menor velocidade de corte deve ser utilizada para aumentar a vida em fadiga da peça, mas este

uso deve ser restrito a ambientes que não sejam muito corrosivos. Em ambientes altamente corrosivos, deve-se analisar sobre o que é mais importante em cada caso, a vida em fadiga do componente ou sua resistência à corrosão.

Há que se comparar as condições de corte recomendadas para quando se tem ferramenta nova e para quando se tem ferramenta desgastada. Viu-se na secção 4.3.7 deste trabalho que, para ferramentas novas, a melhor condição em termos de proteção da peça é a velocidade de corte mais alta (66 m/min) com qualquer dos avanços testados. Então, há uma dificuldade aqui, pois a maior velocidade de corte é melhor no início da vida da ferramenta e a menor no fim da vida da ferramenta. Cabe aqui então uma decisão por parte daqueles que planejam o processo de usinagem diante de 2 alternativas: a) começar o processo com velocidade mais alta e, assim que o desgaste crescer um pouco, diminuir a velocidade ou b) começar com uma das velocidades de corte e permitir que ou no início da vida da ferramenta, ou no fim dela, as condições de corte não sejam aquelas que propiciarão menor dano à superfície da peça.

Tabela 6- Melhores parâmetros de corte para menores danos à integridade da superfície para ferramenta com $V_B = 0,2$ mm.

	f_z	v_c
	(mm/dente)	(m/min)
Pressão específica de corte (K_s)	0,15	N.I
Dureza	N.I	N.I
Rugosidade média (R_a)	N. I	55
Tensão Residual	0,15	55
Resistência à corrosão	0,10	N. I

N.I – Não influente

5. CONCLUSÕES

Este trabalho apresenta discussões em termos da integridade superficial de peças de Inconel 625 produzidas por soldagem de revestimento e usinadas por fresamento. As ferramentas utilizadas foram insertos de metal duro com revestimento PVD de AlTiCrN, utilizadas em condição com fluido abundante. A primeira etapa foi feita utilizando ferramenta nova e a segunda etapa utilizando ferramenta com desgaste de flanco de $V_B = 0,2$ mm.

Para os parâmetros e condições testadas com ferramenta nova as principais conclusões foram as seguintes:

- A velocidade de corte é o efeito mais significativo na pressão específica de corte, seguida pela interação entre a geometria da ferramenta e o avanço. O aumento da velocidade de corte induziu um aumento de K_s . Da mesma forma, a interação da geometria L com um avanço de 0,1 mm/dente causou K_s maiores.
- Os principais fatores que influenciaram na espessura da camada deformada foram a velocidade de corte e o avanço. Os maiores valores de velocidade e avanço foram os que produziram as maiores espessuras deformadas.

Maior dureza foi encontrada nas superfícies obtidas com a geometria da ferramenta M. O ângulo de saída mais negativo desta geometria proporcionou maior encruamento do material da peça. Também foram obtidas tensões residuais menos trativas com a geometria M.

- A tensão residual tornou-se menos trativa após a usinagem, para todas as condições estudadas. Para a condição com ferramenta M, $v_c = 66$ m/min e $f = 0,10$ mm/dente foi obtida tensão residual de compressão.
- A baixa rugosidade das peças, aliada à diminuição da tensão residual de tração após a usinagem, melhorou a resistência à corrosão.

Para os parâmetros e condições testadas com ferramenta em fim de vida ($V_B = 0,2$ mm) as principais conclusões foram as seguintes:

- O avanço é o efeito mais significativo na pressão específica de corte. O avanço de 0,1 mm/dente causou maior K_s . Também foi verificado maior K_s para as condições com ferramenta desgastada do que para as condições com ferramenta nova.

- Os principais fatores que influenciaram na espessura da camada deformada foi a interação entre a velocidade de corte e o avanço. A condição mais severa apresentou maior espessura da camada deformada. Não foi verificada diferença entre as espessuras quando comparadas as superfícies usinadas com ferramenta nova e desgastada.
- Os valores de dureza não revelaram diferença significativa entre os parâmetros analisados para a ferramenta desgastada. Porém, maiores durezas foram obtidas nas peças fresadas com ferramentas desgastadas do que nas peças usinadas com ferramenta nova.
- Menores rugosidades foram obtidas para as condições com menor velocidade de corte. Além disso, para menor velocidade (55 m/min) a rugosidade foi maior quando o fresamento foi feito com ferramenta nova do que quando feito com ferramenta em fim de vida.
- As tensões residuais foram compressivas para as condições com $v_c = 55$ m/min. E com ferramenta desgastada também se apresentaram mais compressivas do que quando utilizada com ferramenta nova.
- O aumento do avanço foi o principal fator de influência na resistência à corrosão. Menor densidade de pites foi obtida para menores avanços. Também, menor porcentagem de pites foi obtida com as condições utilizando ferramenta nova.
- A ferramenta com $V_B = 0,2$ gerou maior K_s do que com ferramenta nova. Quando combinado com menor v_c (55 m/min) os maiores esforços foram responsáveis por tensões residuais mais compressivas.
- Maior avanço e menor velocidade ($f_z = 0,15$ mm/dente e $v_c = 55$ m/min) geraram menor tensão residual trativa na superfície. Devem ser utilizadas para aumentar a vida em fadiga, mas deve ser restrito a ambientes não muito corrosivos.

5.1. Sugestão para trabalhos futuros

- Estudo complementando este trabalho com análise das mudanças microestruturais induzidas pela usinagem por meio quantitativo usando técnicas de difração de elétrons retroespalhados (*Electron Backscatter Diffraction - EBSD*) e microscopia eletrônica de transmissão (*Transmission Electron Microscopy - TEM*).
- Fazer as medições de temperatura durante o processo de usinagem.

- Utilizar simulação de forças de corte, temperatura e tensões residuais para as condições ensaiadas neste trabalho e comparar os resultados.

6. REFERÊNCIAS

- ABIOYE, T. E.; MCCARTNEY, D. G.; CLARE, A. T. Laser cladding of Inconel 625 wire for corrosion protection. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 217, p. 232–240, 2015.
- AKHAVAN NIAKI, F. et al. A comprehensive study on the effects of tool wear on surface roughness, dimensional integrity and residual stress in turning IN718 hard-to-machine alloy. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 30, p. 268–280, 1 dez. 2017.
- ARISOY, Y. M. et al. Investigations on microstructural changes in machining of Inconel 100 alloy using face turning experiments and 3D finite element simulations. **International Journal of Mechanical Sciences**, v. 107, p. 80–92, mar. 2016.
- ARUNACHALAM, R. .; MANNAN, M. .; SPOWAGE, A. . Residual stress and surface roughness when facing age hardened Inconel 718 with CBN and ceramic cutting tools. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 44, n. 9, p. 879–887, jul. 2004.
- ASPINWALL, D. K. et al. The influence of cutter orientation and workpiece angle on machinability when high-speed milling Inconel 718 under finishing conditions. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 47, n. 12–13, p. 1839–1846, out. 2007.
- ASTM Steel**. Disponível em: <<https://www.astmsteel.com/product/4340-steel-aisi/>>. Acesso em: 23 jun. 2022.
- BAI, W. et al. Improvements of machinability of aerospace-grade Inconel alloys with ultrasonically assisted hybrid machining. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 101, n. 5–8, p. 1143–1156, 14 abr. 2019.
- BANIN JÚNIOR, J. R. **Análise de tensões residuais, integridade superficial e forças de usinagem no fresamento de topo de aço SAE 4340 endurecido**. [s.l.] Centro Universitário da FEI, 2009.
- BARRY, J.; BYRNE, G. TEM study on the surface white layer in two turned hardened steels. **Materials Science and Engineering A325**, p. 356–364, 2002.
- BISSEY-BRETON, S. et al. Influence of Machining on the Microstructure, Mechanical Properties and Corrosion Behaviour of a Low Carbon Martensitic Stainless Steel. **Procedia CIRP**, v. 46, n. 46, p. 331–335, 2016.
- BUSHLYA, V.; ZHOU, J.; STÅHL, J. E. Effect of Cutting Conditions on Machinability of

Superalloy Inconel 718 During High Speed Turning with Coated and Uncoated PCBN Tools. **Procedia CIRP**, v. 3, n. 1, p. 370–375, 1 jan. 2012.

CAI, X. et al. Experimental investigation on surface integrity of end milling nickel based alloy-Inconel 718. **Machining Science and Technology**, v. 18, n. 1, p. 31–46, 2 jan. 2014.

CAI, X. J. et al. Experimental Investigation on Surface Integrity of End Milling Nickel Based Alloy-Inconel 718. **Advanced Materials Research**, Advanced Materials Research. v. 500, p. 51–57, abr. 2012.

CALLISTER, W. D.; RETHWISCH, D. G. **Fundamentals of Materials Science and Engineering: An Integrated Approach, 5th Edition**. [s.l.] Wiley, 2016.

CHEN, Y. et al. Investigations in subsurface damage when machining γ' -strengthened nickel-based superalloy. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture**, v. 230, n. 7, p. 1221–1233, 2016.

CHEN, Z. et al. Experimental study on surface integrity of Inconel 690 milled by coated carbide inserts. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology 2022**, p. 1–18, 8 jun. 2022.

CHOUDHURY, I. .; EL-BARADIE, M. . Machinability of nickel-base super alloys: a general review. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 77, n. 1–3, p. 278–284, maio 1998.

COELHO, R. T. et al. Some effects of cutting edge preparation and geometric modifications when turning INCONEL 718™ at high cutting speeds. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 148, n. 1, p. 147–153, maio 2004.

D'ADDONA, D. M.; RAYKAR, S. J.; NARKE, M. M. High Speed Machining of Inconel 718: Tool Wear and Surface Roughness Analysis. **Procedia CIRP**, v. 62, p. 269–274, 1 jan. 2017.

DAI, J. et al. Understanding the effects of grinding speed and undeformed chip thickness on the chip formation in high-speed grinding. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 81, n. 5–8, p. 995–1005, 15 nov. 2015.

DAVIM, J. P. **Surface integrity in machining**. [s.l.] Springer, 2009.

DAVIS, J. R. (ED.). **Metals Handbook Desk Edition**. [s.l.] ASM International, 1998. v. 18

DE OLIVEIRA JUNIOR, C. A.; DINIZ, A. E.; BERTAZZOLI, R. Correlating tool wear, surface roughness and corrosion resistance in the turning process of super duplex stainless steel.

Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering, v. 36, n. 4, p. 775–785, 12 out. 2014.

DE OLIVEIRA, M. M. et al. Mechanical Behavior of Inconel 625 at Elevated Temperatures. **Metals** **2019**, Vol. **9**, Page **301**, v. 9, n. 3, p. 301, 7 mar. 2019.

DE PAULA OLIVEIRA, G.; CINDRA FONSECA, M.; ARAUJO, A. C. Analysis of residual stress and cutting force in end milling of Inconel 718 using conventional flood cooling and minimum quantity lubrication. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 92, n. 9–12, p. 3265–3272, 20 out. 2017.

DENKANA, B.; LUCAS, A. Biocompatible Magnesium Alloys as Absorbable Implant Materials – Adjusted Surface and Subsurface Properties by Machining Processes. **CIRP Annals**, v. 56, n. 1, p. 113–116, 1 jan. 2007.

DESHPANDE, Y. V.; ANDHARE, A. B.; PADOLE, P. M. How cryogenic techniques help in machining of nickel alloys? A review. **Machining Science and Technology**, v. 22, n. 4, p. 543–584, 4 jul. 2018.

DEVILLEZ, A. et al. Dry machining of Inconel 718, workpiece surface integrity. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 211, n. 10, p. 1590–1598, 1 out. 2011.

DINIZ, A. E.; MARCONDES, F. C.; COPPINI, N. L. **Tecnologia da usinagem dos materiais**. 9. ed. São Paulo-SP: Artliber Editora, 2014. v. 4

DONACHIE, M. J.; DONACHIE, S. J. **Superalloys: A technical Guide**. 2nd. ed. [s.l.] ASM International, 2002.

DU, J.; LIU, Z.; LV, S. Deformation-phase transformation coupling mechanism of white layer formation in high speed machining of FGH95 Ni-based superalloy. **Applied Surface Science**, v. 292, p. 197–203, fev. 2014.

EDKINSA, K. D.; VAN RENSBURGA, N. J.; LAUBSCHER, R. F. Evaluating the subsurface microstructure of machined Ti-6Al-4V. **Procedia CIRP**, v. 13, p. 270–275, 2014.

EISELSTEIN, H.; TILLACK, D. The Invention and Definition of Alloy 625. **Superalloys 718, 625 and Various Derivatives (1991)**, p. 1–14, 1991.

EZILARASAN, C.; SENTHIL KUMAR, V. S.; VELAYUDHAM, A. Effect of Machining Parameters on Surface Integrity in Machining Nimonic C-263 Super Alloy Using Whisker-

Reinforced Ceramic Insert. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 22, n. 6, p. 1619–1628, 7 jun. 2013.

EZUGWU, E. O. Key improvements in the machining of difficult-to-cut aerospace superalloys. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 45, n. 12–13, p. 1353–1367, 1 out. 2005.

EZUGWU, E. O.; BONNEY, J.; YAMANE, Y. An overview of the machinability of aeroengine alloys. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 134, n. 2, p. 233–253, 10 mar. 2003.

EZUGWU, E. O.; PASHBY, I. R. High speed milling of nickel-based superalloys. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 33, n. 4, p. 429–437, 1 set. 1992.

EZUGWU, E. O.; WANG, Z. M.; MACHADO, A. R. The machinability of nickel-based alloys: a review. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 86, n. 1–3, p. 1–16, 15 fev. 1999.

EZUGWU, E. O.; WANG, Z. M.; OKEKE, C. I. Tool Life and Surface Integrity When Machining Inconel 718 With PVD- and CVD-Coated Tools. **Tribology Transactions**, v. 42, n. 2, p. 353–360, jan. 1999.

FEI, J. et al. Effects of Machining Parameters on Finishing Additively Manufactured Nickel-Based Alloy Inconel 625. **Journal of Manufacturing and Materials Processing**, v. 4, n. 2, p. 32, 21 abr. 2020.

FIELD, M.; KAHLES, J. F. **Review of Surface Integrity of Machined Components**. [s.l.] Defense Technical Information Center., 1971.

GARCIA, A. **Solidificação: Fundamentos e Aplicações**. 2a. ed. Campinas: Editora da Unicamp, 2007.

GINTING, A.; NOUARI, M. Surface integrity of dry machined titanium alloys. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 49, n. 3–4, p. 325–332, 1 mar. 2009.

GRIFFITHS, B. **Manufacturing Surface Technology: Surface Integrity and Functional Performance**. London: Penton Press, 2001.

GRZESIK, W.; KRUSZYNSKI, B.; RUSZAJ, A. Surface Integrity of Machined Surfaces. In: **Surface Integrity in Machining**. London: Springer London, 2010. p. 143–179.

GUO, P. et al. Study on microstructure, mechanical properties and machinability of efficiently additive manufactured AISI 316L stainless steel by high-power direct laser deposition. **Journal**

of **Materials Processing Technology**, v. 240, p. 12–22, 1 fev. 2017a.

GUO, Q. et al. Study of the pitting corrosion at welding joints of Inconel 625 alloy under high temperature and high H₂S/CO₂ partial pressure. **International Journal of Electrochemical Science**, v. 12, n. 10, p. 8929–8943, 2017b.

GUO, Y. B.; LI, W.; JAWAHIR, I. S. Surface integrity characterization and prediction in machining of hardened and difficult-to-machine alloys: a state-of-art research review and analysis. **Machining Science and Technology**, v. 13, n. 4, p. 437–470, 30 nov. 2009.

HAO, Z. et al. Wear characteristics and wear control method of PVD-coated carbide tool in turning Inconel 718. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 78, n. 5–8, p. 1329–1336, 7 maio 2015.

HAO, Z. P. et al. New observations on wear mechanism of self-reinforced SiAlON ceramic tool in milling of Inconel 718. **Archives of Civil and Mechanical Engineering**, v. 17, n. 3, p. 467–474, 1 maio 2017.

HEMAKUMAR, S.; KUPPAN, P. Experimental Investigations on the Machinability of Inconel 625 under Dry Cutting Environment. **Materials Today: Proceedings**, v. 5, n. 5, p. 11718–11726, 2018.

HERBERT, C. et al. Influence of Surface Anomalies Following Hole Making Operations on the Fatigue Performance for a Nickel-Based Superalloy. **Journal of Manufacturing Science and Engineering**, v. 136, n. 5, 1 out. 2014.

IMRAN, M. et al. Evaluation of surface integrity in micro drilling process for nickel-based superalloy. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 55, n. 5–8, p. 465–476, 2011.

IMRAN, M. et al. Assessment of surface integrity of Ni superalloy after electrical-discharge, laser and mechanical micro-drilling processes. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 79, n. 5–8, p. 1303–1311, 3 jul. 2015.

JEYAPANDIARAJAN, P.; XAVIOR, M. A. Experimental Investigations on the Machinability of Inconel 718 Under Different Cutting Conditions. **Journal Of The Chinese Society Of Mechanical Engineers**, v. 38, n. 3, p. 295–304, jun. 2017.

KAYA, E.; AKYÜZ, B. Effects of cutting parameters on machinability characteristics of Ni-based superalloys: a review. **Open Engineering**, v. 7, n. 1, p. 330–342, 2 dez. 2017.

KENDA, J.; PUSAVEC, F.; KOPAC, J. Analysis of Residual Stresses in Sustainable Cryogenic Machining of Nickel Based Alloy—Inconel 718. **Journal of Manufacturing Science and Engineering**, v. 133, n. 4, 1 ago. 2011.

Kennametal. Disponível em: <<https://www.kennametal.com/us/en/products/p.7713vr10-modular-head-screw-on-medium-and-fine-pitch-metric.5673049.html>>. Acesso em: 7 jun. 2022.

KISHAWY, H. A.; ELBESTAWI, M. A. Effects of process parameters on material side flow during hard turning. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 39, n. 7, p. 1017–1030, 1 jul. 1999.

KLEPACZKO, J. R. et al. Modelling of thermo-viscoplastic behaviour of DH-36 and Weldox 460-E structural steels at wide ranges of strain rates and temperatures, comparison of constitutive relations for impact problems. **Mechanics of Materials**, v. 41, n. 5, p. 599–621, maio 2009.

KORTABARRI, A. et al. A comparative study of residual stress profiles on Inconel 718 induced by dry face turning. **Procedia Engineering**, Procedia Engineering. v. 19, p. 228–234, 2011.

KOU, S. **Welding Metallurgy**. Hoboken, NJ, USA: John Wiley & Sons, Inc., 2002.

KREBS, G.; POLLI, M. L. Cutting Parameters for Roughing Turning of Alloy 625 Clad Using Ceramic Inserts. **Materials Research**, v. 22, p. 20190535, 17 fev. 2020.

KURNIAWAN, R. et al. Machinability of modified Inconel 713C using a WC TiAlN-coated tool. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 57, p. 409–430, set. 2020.

LANCASTER, J. F. **Metallurgy of welding**. Sixth Edit ed. Cambridge: Elsevier, 1999.

LI, L. et al. Surface Integrity of Inconel 718 by Wire-EDM at Different Energy Modes. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 23, n. 8, p. 3051–3057, 15 ago. 2014.

LI, L. et al. Machining Characteristics of Inconel 718 by Sinking-EDM and Wire-EDM. **Materials and Manufacturing Processes**, v. 30, n. 8, p. 968–973, 3 ago. 2015.

LIN, C. M. Relationships between microstructures and properties of buffer layer with Inconel 52M clad on AISI 316L stainless steel by GTAW processing. **Surface and Coatings Technology**, v. 228, p. 234–241, 2013.

LIU, M. et al. Comparison in Deformation Behavior, Microstructure, and Failure Mechanism of Nickel Base Alloy 625 under Two Strain Rates. **Materials**, v. 14, n. 10, p. 2652, 18 maio 2021a.

LIU, S. et al. Real-time monitoring of laser hot-wire cladding of Inconel 625. **Optics and Laser Technology**, v. 62, p. 124–134, 2014.

LIU, Y. et al. Numerical and experimental investigation of tool geometry effect on residual stresses in orthogonal machining of Inconel 718. **Simulation Modelling Practice and Theory**, v. 106, p. 102187, 1 jan. 2021b.

LOUREIRO, D. et al. The influence of turning parameters on surface integrity of nickel alloy 625. **Journal of Engineering Manufacture**, 15 dez. 2016.

M'SAOUBI, R. et al. A review of surface integrity in machining and its impact on functional performance and life of machined products. **International Journal of Sustainable Manufacturing**, v. 1, n. 1/2, p. 203, 2015.

M'SAOUBI, R. et al. Surface integrity analysis of machined Inconel 718 over multiple length scales. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, v. 61, n. 1, p. 99–102, 1 jan. 2012.

M'SAOUBI, R. et al. Surface integrity of nickel-based alloys subjected to severe plastic deformation by abusive drilling. **CIRP Annals**, v. 63, n. 1, p. 61–64, 2014.

MACHADO, Á. R. et al. **Teoria da usinagem dos materiais**. 3ª ed. São Paulo-SP: Edgard Blücher, 2009.

MAIYAR, L. M. et al. Optimization of Machining Parameters for end Milling of Inconel 718 Super Alloy Using Taguchi based Grey Relational Analysis. **Procedia Engineering**, v. 64, p. 1276–1282, 2013.

MOHAMMADI ZHRANI, E.; ALFANTAZI, A. M. Hot corrosion of Inconel 625 wrought alloy and weld overlay on carbon steel by gas metal arc welding in 47 PbSO₄-23 ZnO-13 Pb₃O₄-7 PbCl₂-5 CdO-5 Fe₂O₃ molten salt mixture. **Corrosion Science**, v. 183, p. 109348, 1 maio 2021.

MONDELIN, A. et al. Hybrid model for the prediction of residual stresses induced by 15-5PH steel turning. **International Journal of Mechanical Sciences**, v. 58, n. 1, 2012.

MONTGOMERY, D. C. **Design and analysis of experiments**. 9ª ed. Arizona: [s.n.].

OUTEIRO, J. C. et al. Analysis of residual stresses induced by dry turning of difficult-to-machine materials. **CIRP Annals**, v. 57, n. 1, p. 77–80, 1 jan. 2008.

PAN, Z.; FENG, Y.; LIANG, S. Y. Material microstructure affected machining: a review. **Manufacturing Review**, v. 4, p. 5, 23 maio 2017.

PARIDA, A. K.; MAITY, K. Effect of nose radius on forces, and process parameters in hot machining of Inconel 718 using finite element analysis. **Engineering Science and Technology, an International Journal**, v. 20, n. 2, p. 687–693, 1 abr. 2017.

PARIDA, A. K.; MAITY, K. Comparison the machinability of Inconel 718, Inconel 625 and Monel 400 in hot turning operation. **Engineering Science and Technology, an International Journal**, v. 21, n. 3, p. 364–370, 1 jun. 2018.

PARIDA, A. K.; MAITY, K. Analysis of some critical aspects in hot machining of Ti-5553 superalloy: Experimental and FE analysis. **Defence Technology**, v. 15, n. 3, p. 344–352, 1 jun. 2019.

PATEL, K. et al. Milling investigations and yield strength calculations for nickel alloy Inconel 625 manufactured with laser powder bed fusion process. **Production Engineering**, v. 13, n. 6, p. 693–702, 15 dez. 2019.

PAWADE, R. S.; JOSHI, S. S.; BRAHMANKAR, P. K. Effect of machining parameters and cutting edge geometry on surface integrity of high-speed turned Inconel 718. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 48, n. 1, p. 15–28, 1 jan. 2008.

PENG, R. L. et al. **Surface Integrity and the Influence of Tool Wear in High Speed Machining of Inconel 718**. 13th International Conference on Fracture. **Anais...**Beijing: 2013

PRAKASH, M. et al. Effect of machining configuration on the corrosion of mild steel. **Journal of Materials Processing Tech.**, v. 219, p. 70–83, 2015.

RAHIM, E. A.; SASAHARA, H. Application of Minimum Quantity Lubrication when Drilling Nickel-Based Superalloy at High Cutting Speed. **Key Engineering Materials**, v. 407–409, p. 612–615, 2009.

REED, R. C. **The superalloys : fundamentals and applications**. [s.l.] Cambridge University Press, 2006.

RODRIGUES, M. A. et al. Tool life and wear mechanisms during Alloy 625 face milling. **The**

International Journal of Advanced Manufacturing Technology, v. 85, n. 5–8, p. 1439–1448, 9 jul. 2016.

ROZMUS-GÓRNIKOWSKA, M. et al. Microstructure and Microsegregation of an Inconel 625 Weld Overlay Produced on Steel Pipes by the Cold Metal Transfer Technique. **Archives of Metallurgy and Materials**, v. 59, n. 3, p. 1081–1084, 28 out. 2014.

ROZMUS-GÓRNIKOWSKA, M.; BLICHARSKI, M. Microsegregation and Precipitates in Inconel 625 Arc Weld Overlay Coatings on Boiler Pipes / Mikrosegregacja I Wydzielenia W Powłokach Ze Stopu Inconel 625 Napawanych Łukowo Na Rury Kotłowe. **Archives of Metallurgy and Materials**, v. 60, n. 4, p. 2599–2606, 1 dez. 2015.

RUSINEK, R. et al. Chatter identification methods on the basis of time series measured during titanium superalloy milling. **International Journal of Mechanical Sciences**, v. 99, p. 196–207, 1 ago. 2015.

SALEEM, M. Q.; MUMTAZ, S. Face milling of Inconel 625 via wiper inserts: Evaluation of tool life and workpiece surface integrity. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 56, n. A, p. 322–336, ago. 2020.

Sandvik Coromant. Disponível em: <<https://www.sandvik.coromant.com/pt-pt/knowledge/milling/pages/entering-angle-and-chip-thickness.aspx>>. Acesso em: 22 fev. 2022.

SHANKAR, V. et al. Microstructure and mechanical properties of Inconel 625 superalloy. **Journal of Nuclear Materials**, v. 288, n. 2–3, p. 222–232, 1 fev. 2001.

SHARMAN, A. R. C.; HUGHES, J. I.; RIDGWAY, K. Workpiece Surface Integrity and Tool Life Issues When Turning Inconel 718TM Nickel Based Superalloy. **Machining Science and Technology**, v. 8, n. 3, p. 399–414, 30 dez. 2004.

SHARMAN, A. R. C.; HUGHES, J. I.; RIDGWAY, K. An analysis of the residual stresses generated in Inconel 718TM when turning. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 173, n. 3, p. 359–367, 20 abr. 2006.

SHARMAN, A. R. C. R. C.; HUGHES, J. I. I.; RIDGWAY, K. The effect of tool nose radius on surface integrity and residual stresses when turning Inconel 718TM. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 216, p. 123–132, 1 fev. 2015.

SHAW, M. C. **Metal Cutting Principles**. New York: Oxford University Press, 2005.

SIDHOM, H. et al. Effect of electro discharge machining (EDM) on the AISI316L SS white layer microstructure and corrosion resistance. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 65, n. 1–4, p. 141–153, 2 mar. 2013.

SPECIAL METALS. **INCONEL ALLOY 625**. Disponível em: <www.specialmetals.com>. Acesso em: 23 jun. 2022.

STÅHL, J.-E. S. **TOOLS A. Metal Cutting Theories and Models**. Lund ed. Lund: Lund University, 2012.

THAKUR, A. et al. Prediction of Work Hardening during Machining Inconel 825 Using Fuzzy Logic Method. **Procedia Materials Science**, Procedia Materials Science. v. 5, p. 2046–2053, 2014.

THAKUR, A.; GANGOPADHYAY, S. State-of-the-art in surface integrity in machining of nickel-based super alloys. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 100, p. 25–54, 1 jan. 2016.

THAKUR, A.; GANGOPADHYAY, S.; MAITY, K. P. Effect of cutting speed and CVD multilayer coating on machinability of Inconel 825. **Surface Engineering**, v. 30, n. 7, p. 516–523, 7 jul. 2014.

THAKUR, A.; MOHANTY, A.; GANGOPADHYAY, S. Comparative study of surface integrity aspects of Incoloy 825 during machining with uncoated and CVD multilayer coated inserts. **Applied Surface Science**, v. 320, p. 829–837, nov. 2014.

THAKUR, D. G.; RAMAMOORTHY, B.; VIJAYARAGHAVAN, L. Study on the machinability characteristics of superalloy Inconel 718 during high speed turning. **Materials and Design**, v. 30, n. 5, p. 1718–1725, maio 2009.

THAKUR, D. G.; RAMAMOORTHY, B.; VIJAYARAGHAVAN, L. Effect of cutting parameters on the degree of work hardening and tool life during high-speed machining of Inconel 718. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 59, n. 5–8, p. 483–489, 28 mar. 2012.

TOUAZINE, H.; JAHAZI, M.; BOCHER, P. **Influence of Hard Turning on Microstructure Evolution in the Subsurface Layers of Inconel 718**. Volume 2A: Advanced Manufacturing. **Anais...** NEW YORK: American Society of Mechanical Engineers, 2014Disponível em: <<https://asmedigitalcollection.asme.org/IMECE/proceedings/IMECE2014/46438/Montreal>,

Quebec, Canada/262415>

TRENT, E. M. (EDWARD M.; WRIGHT, P. K. **Metal cutting**. 4. ed. [s.l.] Butterworth-Heinemann, 2000.

UDDIN, M. S. et al. Enhancing the corrosion resistance of biodegradable Mg-based alloy by machining-induced surface integrity: influence of machining parameters on surface roughness and hardness. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology** 2016 **90:5**, v. 90, n. 5, p. 2095–2108, 10 out. 2016.

ULUTAN, D.; OZEL, T. Machining induced surface integrity in titanium and nickel alloys: A review. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 51, n. 3, p. 250–280, 1 mar. 2011.

UMBRELLO, D. The Effects of Cutting Conditions on Surface Integrity in Machining Inconel 718 Alloy. **Key Engineering Materials**, v. 554–557, p. 2093–2100, jun. 2013a.

UMBRELLO, D. Investigation of surface integrity in dry machining of Inconel 718. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 69, n. 9–12, p. 2183–2190, 26 dez. 2013b.

VERDI, D. et al. Mechanical properties of Inconel 625 laser cladded coatings: Depth sensing indentation analysis. **Materials Science and Engineering A**, v. 598, p. 15–21, 26 mar. 2014.

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. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 98, n. 5–8, p. 1925–1975, 28 set. 2018.

WANG, H. et al. The Effect of Pre-Processing and Grain Structure on the Bio-Corrosion and Fatigue Resistance of Magnesium Alloy AZ31. **Advanced Engineering Materials**, v. 9, n. 11, p. 967–972, 1 nov. 2007.

XAVIOR, A. M. et al. Experimental investigation of work hardening, residual stress and microstructure during machining Inconel 718. **Journal of Mechanical Science and Technology**, v. 31, n. 10, p. 4789–4794, 18 out. 2017.

XU, Z. et al. The influence of shot peening on the fatigue response of Ti-6Al-4V surfaces subject to different machining processes. **International Journal of Fatigue**, v. 111, p. 196–207, 1 jun. 2018.

YANG, L. et al. Surface integrity induced in machining additively fabricated nickel alloy Inconel 625. **Procedia CIRP**, v. 87, p. 351–354, 1 jan. 2020.

YUE, C. et al. Part Functionality Alterations Induced by Changes of Surface Integrity in Metal Milling Process: A Review. **Applied Sciences**, v. 8, n. 12, p. 2550, 9 dez. 2018.

ZHANG, B. et al. Microstructures of surface white layer and internal white adiabatic shear band. **Wear**, v. 211, n. 2, p. 164–168, 1997.

ZHANG, P.; LIU, Z. Plastic deformation and critical condition for orthogonal machining two-layered materials with laser clad Cr-Ni-based stainless steel onto AISI 1045. **Journal of Cleaner Production**, v. 149, p. 1033–1044, 2017.

ZHANG, X.; WU, S.; LIU, C. R. **Hook Shaped Residual Stress: The Effect of Tool Ploughing, and the Analysis of the Mechanical and Thermal Effects**. ASME 2012 International Manufacturing Science and Engineering Conference. **Anais...**American Society of Mechanical Engineers, 4 jun. 2012Disponível em: <http://asmedigitalcollection.asme.org/MSEC/proceedings-pdf/MSEC2012/54990/277/4426388/277_1.pdf>. Acesso em: 6 abr. 2022

ZHOU, X. et al. Grain-stored energy and the propagation of intergranular corrosion in AA2xxx aluminium alloys. **Surface and Interface Analysis**, v. 45, n. 10, p. 1543–1547, 1 out. 2013.