

ANDRÉ REZENDE DE FIGUEIREDO OLIVEIRA

**INTEGRIDADE SUPERFICIAL DE INCONEL 718
FRESADO COM FERRAMENTA DE METAL DURO EM
DIFERENTES CONDIÇÕES DE CORTE**



**UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA**

2021

ANDRÉ REZENDE DE FIGUEIREDO OLIVEIRA

**INTEGRIDADE SUPERFICIAL DE INCONEL 718 FRESADO COM
FERRAMENTA DE METAL DURO EM DIFERENTES
CONDIÇÕES DE CORTE**

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia, como parte dos requisitos para obtenção do título de **DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA**.

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Álisson Rocha Machado

UBERLÂNDIA – MG

2021

**Ficha Catalográfica Online do Sistema de Bibliotecas da UFU
com dados informados pelo(a) próprio(a) autor(a).**

O48 Oliveira, André Rezende de Figueiredo, 1978-
2021 **Integridade Superficial de Inconel 718 Fresado com
Ferramenta de Metal Duro em Diferentes Condições de
Corte [recurso eletrônico]** / André Rezende de Figueiredo
Oliveira. - 2021.

Orientador: Alisson Rocha Machado.
Tese (Doutorado) - Universidade Federal de Uberlândia,
Pós-graduação em Engenharia Mecânica.
Modo de acesso: Internet.
Disponível em: <http://doi.org/10.14393/ufu.te.2020.752>
Inclui bibliografia.

1. Engenharia mecânica. I. Machado, Alisson Rocha,
1956-, (Orient.). II. Universidade Federal de
Uberlândia. Pós-graduação em Engenharia Mecânica. III.
Título.

CDU: 621

Bibliotecários responsáveis pela estrutura de acordo com o AACR2:

Gizele Cristine Nunes do Couto - CRB6/2091

doi.org/10.14393/ufu.te.2020.752

ANDRÉ REZENDE DE FIGUEIREDO OLIVEIRA

**INTEGRIDADE SUPERFICIAL DE INCONEL 718 FRESADO COM
FERRAMENTA DE METAL DURO EM DIFERENTES
CONDIÇÕES DE CORTE**

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia, como parte dos requisitos para obtenção do título de **DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA**.

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Álisson Rocha Machado

BANCA EXAMINADORA:

Prof. Dr. Álisson Rocha Machado – UFU - (Orientador)

Profa. Dra. Maria da Penha Cindra Fonseca - UFF

Prof. Dr. Anselmo Eduardo Diniz – UNICAMP

Prof. Dr. Márcio Bacci da Silva - UFU

Prof. Dr. Rosemar Batista da Silva - UFU

UBERLÂNDIA, 25 DE AGOSTO DE 2021



UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA

Coordenação do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica
Av. João Naves de Ávila, nº 2121, Bloco 1M, Sala 212 - Bairro Santa Mônica, Uberlândia-MG, CEP 38400-902
Telefone: (34) 3239-4282 - www.posgrad.mecanica.ufu.br - secposmec@mecanica.ufu.br



ATA DE DEFESA - PÓS-GRADUAÇÃO

Programa de Pós-Graduação em:	Engenharia Mecânica				
Defesa de:	Tese de Doutorado Acadêmico, 316, COPEM				
Data:	25/08/2021	Hora de início:	09:30	Hora de encerramento:	14:00
Matrícula do Discente:	11713EMC001				
Nome do Discente:	André Rezende de Figueiredo Oliveira				
Título do Trabalho:	Integridade Superficial de Inconel 718 Fresado com Ferramenta de Metal Duro em Diferentes Condições de Corte				
Área de concentração:	Materiais e Processos de Fabricação				
Linha de pesquisa:	Processos de Fabricação (Usinagem e Soldagem)				
Projeto de Pesquisa de vinculação:					

Reuniu-se por meio de webconferência via google meet a Banca Examinadora, designada pelo Colegiado do Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, assim composta: Professores Doutores: Rosemar Batista da Silva - FEMEC/UFU; Márcio Bacci da Silva - FEMEC/UFU; Anselmo Eduardo Diniz - UNICAMP; Maria da Penha Cindra Fonseca - UFF; e Álisson Rocha Machado - FEMEC/UFU, orientador do candidato. Ressalta-se que os Profs. Rosemar Batista da Silva, Márcio Bacci da Silva, Álisson Rocha Machado e o Discente participaram da defesa por meio de webconferência desde a cidade de Uberlândia/MG, Prof. Anselmo Eduardo Diniz desde a cidade de Campinas/SP e Profa. Maria da Penha Cindra Fonseca desde a cidade de Niterói/RJ em atendimento a Portaria nº 36, de 19 de março de 2020, da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - CAPES.

Iniciando os trabalhos o presidente da mesa, Dr. Álisson Rocha Machado, apresentou a Comissão Examinadora e o candidato, agradeceu a presença do público, e concedeu ao Discente a palavra para a exposição do seu trabalho. A duração da apresentação do Discente e o tempo de arguição e resposta foram conforme as normas do Programa.

A seguir o senhor(a) presidente concedeu a palavra, pela ordem sucessivamente, aos(as) examinadores(as), que passaram a arguir o(a) candidato(a). Ultimada a arguição, que se desenvolveu dentro dos termos regimentais, a Banca, em sessão secreta, atribuiu o resultado final, considerando o(a) candidato(a):

Aprovado.

Esta defesa faz parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Doutor.

O competente diploma será expedido após cumprimento dos demais requisitos, conforme as normas do Programa, a legislação pertinente e a regulamentação interna da UFU.

Nada mais havendo a tratar foram encerrados os trabalhos. Foi lavrada a presente ata que após lida e achada conforme foi assinada pela Banca Examinadora.



Documento assinado eletronicamente por **ALISSON ROCHA MACHADO, Usuário Externo**, em 25/08/2021, às 14:02, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Marcio Bacci da Silva, Professor(a) do Magistério Superior**, em 25/08/2021, às 14:04, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Maria da Penha Cindra Fonseca, Usuário Externo**, em 25/08/2021, às 14:05, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Rosemar Batista da Silva, Professor(a) do Magistério Superior**, em 25/08/2021, às 14:06, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Anselmo Eduardo Diniz, Usuário Externo**, em 25/08/2021, às 14:10, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



A autenticidade deste documento pode ser conferida no site https://www.sei.ufu.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0, informando o código verificador **2993122** e o código CRC **FC77CA16**.

*“A força não provém da capacidade física.
Provém de uma vontade indomável.”*

Mohandas Karamchand Gandhi (1869 –1948)

Dedico este trabalho à minha esposa ***Aline*** e aos meus filhos ***Anna Luiza, André Filho e Giovanna***.

AGRADECIMENTOS

A **DEUS** o autor e consumador de toda obra, sem o qual nada seria possível.

Ao **Prof. Dr. Álisson Rocha Machado** pelo apoio, incentivo e orientações, imprescindíveis para a realização deste trabalho.

Ao **Prof. Dr. Wisley Falco Sales (in memoriam)**, pelo incentivo e apoio incondicional na realização deste trabalho.

À **Profa. Dra. Maria da Penha Cindra Fonseca** e ao **Laboratório de Análise de Tensões** da **Universidade Federal Fluminense**, pelo apoio nas análises das tensões residuais dos materiais objetos deste trabalho.

Aos professores **Dr. Rosemar Batista da Silva, Dr. Eder Silva Costa, Dr. Adamo Ferreira Gomes do Monte, Dr. Alberto Arnaldo Raslan** e **Dr. Washington Martins da Silva Junior**, por sempre se mostrarem prestativos.

A **Universidade Federal de Uberlândia – UFU**, à **Faculdade de Engenharia Mecânica – FEMEC** e ao **Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica – PPGEM**, pela oportunidade concedida.

A toda a equipe do **Laboratório de Ensino e Pesquisa em Usinagem – LEPU**, onde encontrei ótima estrutura de trabalho, em especial ao **Dr. Armando Marques**, ao **Eng. Iago Carvalho Teixeira**, ao **Dr. Leonardo Rosa Ribeiro da Silva** e ao **Me. Felipe dos Anjos Rodrigues Campos**.

Aos alunos de iniciação científica, **Weber Sebastião da Silva** pelos cortes dos corpos de prova deste trabalho e também aos alunos **Joaquim Junior Lopes Dias** e **Vitor Rodrigues Amorim**, pela ajuda nos ensaios de usinagem e rugosidade realizados em Uberlândia/MG.

Aos técnicos da UFU, **Sra. Ângela Maria Andrade** pelo auxílio nos ensaios de dureza e **Sr. Cláudio Nascimento**, que sempre me auxiliou durante toda a execução dos experimentos.

A **Pontifícia Universidade Católica do Paraná - PUCPR**, pela liberação do **Laboratório de Pesquisa em Usinagem – LAUS**, para a realização deste trabalho.

Ao **Me. Vitor Baldin**, doutorando da PUCPR e também ao técnico de laboratório da PUCPR, **Sr. Rogério Ferreira**, pelo grande apoio nos ensaios de usinagem e medição de temperatura realizados em Curitiba/PR.

Ao **Centro para Pesquisa e Desenvolvimento de Processos de Soldagem – LAPROSOLDA** da Faculdade de Engenharia Mecânica da UFU, pelo apoio na realização dos testes iniciais de tensões residuais dos materiais.

Ao **Laboratório de Tribologia e Materiais – LTM** e ao **Laboratório de Ensino em Materiais - LEM**, da UFU, pela disponibilização do microdurômetro e do durômetro universal.

À empresa **Villares Metals S. A.** pelo fornecimento do material, do qual originou este trabalho.

À empresa **Sandvik do Brasil S.A.** pelo fornecimento das ferramentas de corte utilizadas neste trabalho.

Aos órgãos de fomento **CAPES, CNPq e FAPEMIG** pelo apoio financeiro aos projetos de pesquisa que permitiram a realização deste trabalho.

A todos que colaboraram direta ou indiretamente para a realização deste.

A todos, o meu muito obrigado.

OLIVEIRA, A. R. F., **Integridade Superficial de Inconel 718 Fresado com Ferramenta de Metal Duro em Diferentes Condições de Corte.** 2021. 283f. Tese de Doutorado, Universidade Federal de Uberlândia.

RESUMO

As ligas de níquel possuem boa resistência à oxidação, ótima resistência mecânica em elevadas temperaturas, alta resistência à fluência e alta resistência à fadiga. Por isto, elas são utilizadas na fabricação de componentes estruturais na indústria aeroespacial. Entretanto, a composição química destas ligas gera baixa usinabilidade. Análise de integridade superficial e estudos das tensões residuais são temas amplamente estudados para se evitar falhas estruturais em aeronaves. As tensões residuais estão presentes em todos os componentes mecânicos submetidos a processos de fabricação (térmicos e mecânicos). Este trabalho contribui para o avanço das pesquisas relacionadas a influência da evolução do desgaste de ferramentas de metal duro na integridade superficial da liga Inconel 718 em duas versões (envelhecida e solubilizada) no processo de fresamento de topo. Foram realizados ensaios em condições de usinagem de acabamento, moderadas e desbaste. Foram utilizadas ferramentas com diferentes estágios de desgaste de flanco. Durante os ensaios foram realizadas medições de força, potência de usinagem e temperatura de corte via câmera térmica e termopar soldado nas proximidades da zona de corte da peça. Nas peças usinadas foram realizadas medições de rugosidade, dureza, microdureza *Vickers* e *Knoop*, além de análises de tensões residuais obtidos por difração de raios-X. Nas ferramentas foram realizadas análises de microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura e análise de energia dispersiva. Foram criados dois modelos matemáticos para descrever quantitativamente a integridade superficial da liga Inconel 718, os modelos relacionam as condições de desgaste das ferramentas à Integridade superficial das peças usinadas. A análise dos resultados mostrou que o desgaste da ferramenta influencia negativamente na integridade da superfície usinada, sendo que as tensões residuais variaram entre tensões de compressão e tensões de tração, onde esta última prevalece. Houve uma relação direta entre desgaste da ferramenta e o aumento das forças e da temperatura na zona de corte. Conclui-se que o efeito térmico está ligado ao nível de desgaste da ferramenta de corte e este efeito gera modificações em todos os aspectos ligados à integridade superficial da liga.

OLIVEIRA, A. R. F., **Surface Integrity of Inconel 718 Milled with Carbide Tool under Different Cutting Conditions.** 2021. 283f. Doctoral Thesis, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.

ABSTRACT

Nickel alloys have good oxidation resistance, excellent mechanical resistance at high temperatures, high creep resistance and high fatigue resistance. For this reason, they are used in the manufacture of structural components in the aerospace industry. These characteristics are responsible for their low machinability. Surface integrity analyzes and residual stresses are topics widely studied to avoid structural failures of the aircraft. Residual stresses are present in all mechanical components subjected to manufacturing processes (thermal and mechanical). This work contributes to the advancement of research related to the influence of the evolution of the wear of carbide tools on the surface integrity of the Inconel 718 alloy in the end milling process. Tests were carried out under finishing, moderate and roughing machining conditions. Tools with different stages of flank wear were used. During the tests, the machining force, power consumption and cutting temperature were measured, the latter using a thermal camera and thermocouples welded in the vicinity of the cutting zone. In the machined parts were measured the surface roughness, hardness, microhardness, and residual stress analyzes obtained through X-Ray diffraction. Two mathematical models were developed to quantitatively describe the surface integrity of the Inconel 718 alloy. Optical microscopy, scanning electron microscopy and dispersive energy analyses were performed on the tools. The analysis of the results showed that the tool wear negatively influences the surface integrity, with the residual stresses varying between compressive and tensile stresses. The results of this work showed a direct relationship between tool wear and increased strength and temperature in the cutting zone. In conclusion, the thermal effect is related to the wear level of the tools that modifies the surface integrity of the material.

Key words: Inconel 718 Alloy; Milling; Cemented Carbide; Surface Integrity; Residual Stress; Mathematical Models.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.6.1 – Fluxograma com esquematização deste trabalho, que está dividido em cinco capítulos.	9
Figura 2.1.1 – Evolução da resistência à fluência das superligas em elevadas temperaturas de 1942 a 2006 (Adaptado de REED, 2006).	11
Figura 2.1.2 - Categorias de elementos importantes para a constituição de superligas à base de níquel (adaptado de REED, 2006).	13
Figura 2.1.3 – Classificação dos materiais para a construção de motores de aeronaves (Adaptado de CAMPBELL, 2006).	14
Figura 2.1.4 – Materiais utilizados em turbinas de aviões (GABALDO, 2012).	15
Figura 2.1.5 – Micrografia MEV mostrando a presença de carbetas dispersos na matriz e precipitação de fase δ nos contornos de grão (KUO, <i>et al.</i> , 2009).	20
Figura 2.1.6 – Diagrama Transformação-Tempo-Temperatura (TTT) das fases γ' e γ'' mostrando a relação de macrodureza da liga de Inconel 718 (NALAWADE <i>et al.</i> , 1998).	20
Figura 2.1.7 – (a) Mapa atômico do precipitado contendo as fases γ' e γ'' da matriz γ da liga Inconel 718 (em vermelho, átomos de alumínio; em azul, átomos de titânio e em verde, átomos de nióbio; (b) Perfil da composição química da matriz γ da liga 718, mostrando a presença das fases γ' e γ'' em um mesmo precipitado (Adaptado de MILLER, 1999).	21
Figura 2.1.8 – (a) Micrografia em MET da superliga Inconel 718, mostrando as fases γ' e γ'' dispersas na matriz; (b) Micrografia em MET de alta resolução, evidenciando as distintas morfologias de γ' (esférica) e γ'' (disco alongado) (b) (DU, LU, 2007).	22
Figura 2.1.9 – Valores de resistência à tração e de dureza entre as ligas de Inconel 718 envelhecida e solubilizada (Adaptado de Valle, 2010).	22
Figura 2.3.1 – Definições de Integridade Superficial referente a processo de usinagem. (Adaptado de Griffiths, 2001).	30
Figura 2.3.2 – Evento Unitário e sua influência na geração de uma IS	31
Figura 2.3.3 – As cinco classes de processos arquétipos de usinagem	32
Figura 2.5.1 - Áreas de desgaste em ferramentas de corte (adaptado de DEARNLEY e TRENT, 1982 apud MACHADO, <i>et al.</i> , 2015).	39

Figura 2.5.2 - Parâmetros de desgaste das ferramentas de corte (adaptado de ISO 3685, 1997 e CHILDS <i>et al.</i> , 2001).....	40
Figura 2.5.3 - Comportamento do desgaste de uma ferramenta de corte com o tempo (MACHADO <i>et al.</i> , 2015)	41
Figura 2.5.4 - Mecanismos de desgaste em função da temperatura de corte ou qualquer outra variável que a influêncie (MACHADO <i>et al.</i> , 2015).....	42
Figura 2.6.1 – Distribuição típica de temperaturas na região de corte (Adaptado de CIMM, 2017).	45
Figura 2.7.1 – Componentes das forças de usinagem nos processos de fresamento de topo (Adaptado de Machado <i>et al.</i> , 2015).....	48
Figura 3.1.1 – Fluxograma com os materiais e objetivos de cada etapa deste trabalho.....	56
Figura 3.2.1 – Microestrutura dos materiais em estudo, ataque reagente <i>Kalling</i> nº 2. (MARQUES, 2015).	60
Figura 3.2.2 - (a) Microscopia ótica da microestrutura Inconel 718 envelhecida (revelado com <i>Kalling</i> nº 2). (b) Mapas MEV-EDS usando elétrons retroespalhados dos carbetos precipitados, com verde para nióbio, azul para cromo e vermelho para níquel.....	60
Figura 3.2.3 – Propriedades mecânicas da superliga de Inconel 718 envelhecida.....	61
Figura 3.2.4 – Esquema para retirada dos CP da peça de seção circular para medição de dureza.	61
Figura 3.2.5 – Ensaio de dureza Vickers (Carga de 50 Kgf) em amostras de Inconel 718 envelhecida e solubilizada.	63
Figura 3.3.1 – Exemplo de uma aplicação da correlação <i>Pearson</i> para fresamento com ferramenta nova na condição de desbaste.	67
Figura 3.5.1 - Desgaste artificial produzido por EDM na face lateral das pastilhas.	73
Figura 3.5.2 - Esquema dos processos de caracterização relacionados ao fresamento dos ensaios da 2 ^a Etapa; (a) região onde foi analisada a microdureza e posição de fixação do termopar para medição de temperatura durante os ensaios de usinagem; (b) Representação da direção das tensões residuais longitudinais e transversais.	75
Figura 3.5.3 - Exemplo de medição de uma força na direção de avanço (FY) durante o fresamento, os dados foram filtrados e a média dos picos mais altos foi calculada. Configuração usada neste teste: Liga Inconel 718 envelhecida, usinagem a seco, condição moderada e ferramenta com desgaste tipo C.	76

Figura 3.5.4 - Exemplos da temperatura registrada durante os ensaios de usinagem, (a) pelo termopar tipo J durante um ensaio de usinagem a seco, acabamento, ferramenta de desgaste tipo D, com registro de temperatura máxima de 224 °C; (b) Câmera térmica, usinagem úmida, desbaste, ferramenta de desgaste tipo C, temperatura máxima registrada de 88,36 °C. (c) Esquema, em vista superior, de medição de temperatura com câmera térmica.....	77
Figura 3.6.1 – Indicação da superfície fresada e das áreas de medição de microdureza <i>Vickers e Knoop</i>	80
Figura 3.6.2 – Esquematização das distribuições das medidas de microdureza <i>Knoop</i> na lateral (perfil) de uma amostra de Inconel 718 solubilizada, usinada a seco, condição de desbaste, ferramenta de desgaste tipo D.....	80
Figura 4.1.1 - Parâmetros de rugosidade em ensaios de (a) acabamento e (b) desbaste, usinagem a seco.....	83
Figura 4.1.2 – Parâmetro de rugosidade <i>Rq</i> em função do desgaste de flanco máximo da ferramenta para ensaios de acabamento e desbaste.....	84
Figura 4.1.3 – Microdureza <i>Vickers</i> em função do desgaste de flanco das ferramentas para condições de acabamento e desbaste.....	86
Figura 4.1.4 – Ajuste linear para os resultados de microdureza <i>Vickers</i> em condições de acabamento e desbaste.....	87
Figura 4.1.5 - Resultados das tensões residuais longitudinais e transversais medidas no Inconel 718 envelhecido usinados com ferramenta de metal duro.	88
Figura 4.1.6 - Comportamento da tensão residual com relação ao desgaste da ferramenta em condições de acabamento e desbaste.....	89
Figura 4.1.7 - Resultados para $I2S1_1$ para o fresamento da liga Inconel 718 envelhecida em relação ao desgaste de flanco da ferramenta	90
Figura 4.1.8 – Ensaios realizados em condição de desbaste a seco, observam-se cavacos soldados à lateral da peça de Inconel 718 envelhecido. (a) Usinagem utilizando ferramenta nova. (b) Usinagem utilizando ferramenta com desgaste tipo VB0,2.	93
Figura 4.1.9 – (a) Ensaio realizado em condição de acabamento a seco, cavaco aderido à superfície de saída da ferramenta nova. (b) Ferramenta com desgaste tipo VB0,4 com lascamento e destacamento da superfície de saída, ensaios em condição de desbaste a seco.	93

Figura 4.1.10 – Imagens resultantes de processos de usinagem na condição de acabamento a seco utilizando ferramenta nova. (a) Cavaco soldado sobre o outro. (b) Soldagem entre cavacos sequenciais.....	94
Figura 4.2.1 - Médias ajustadas para os efeitos principais da força de usinagem resultante.	96
Figura 4.2.2 - Interação dos efeitos das variáveis na força de usinagem.	96
Figura 4.2.3 - Temperatura máxima medida no processo de usinagem. (a) Termopar; (b) Câmera térmica.	99
Figura 4.2.4 - Efeito das variáveis de entrada na temperatura máxima da superfície da peça (termopar) e da ferramenta (câmera térmica).	100
Figura 4.2.5 - Microdureza <i>Vickers</i> da superfície usinada em diferentes condições de corte. (a) Condição de usinagem de acabamento; (b) Condição de usinagem moderada; (c) Condição de usinagem de desbaste.	102
Figura 4.2.6 - Efeito dos principais parâmetros de entrada na microdureza da superfície da peça.....	102
Figura 4.2.7 – Resultados das tensões residuais longitudinais (TRL) e transversais (TRT) medidas após (a) fresamento a seco e (b) com jorro.	104
Figura 4.2.8 –Efeito dos principais parâmetros de entrada na tensão residual transversal e longitudinal.	105
Figura 4.2.9 - Efeito das variáveis de entrada no parâmetro de rugosidade Rq	107
Figura 4.2.10 – Índice de Integridade Superficial 1 para 2 ^a etapa - I _{2S1₂}	109
Figura 4.2.11 – Índice de Integridade Superficial 2 para segunda etapa – I _{2S2₂}	110
Figura 4.3.1 – Percentual relativo dos mecanismos e modos de desgaste ocorridos na superfície de saída das arestas ensaiadas.	126
Figura 4.3.2 – Relação quantitativa dos eventos observados na superfície de saída da ferramenta, bem como os referentes mecanismos e modos de desgaste ocorridos no fresamentos a seco, com MQL e jorro.	127
Figura 4.3.3 – Relação quantitativa dos eventos observados na superfície de saída da ferramenta, bem como os referentes mecanismos de desgaste ocorridos no fresamentos com configuração de acabamento, moderado (médio) e desbaste.....	129

Figura 4.3.4 – Relação quantitativa dos eventos observados na superfície de saída da ferramenta, bem como os referentes mecanismos de desgaste ocorridos nos fresamentos com ferramentas novas e desgastadas artificialmente (TA, TB, TC e TD).	131
Figura 4.3.5 – Resultados de microdureza <i>Knoop</i> da lateral das peças de Inconel 718 em uma região até 50 μm abaixo da superfície usinada; (a) (b) (c) envelhecida; e (d) (e) (f) solubilizada	134
Figura 4.3.6 – Resultados de microdureza <i>Knoop</i> da lateral das peças de Inconel 718 em uma região entre 50 e 100 μm abaixo da superfície usinada; (a) (b) (c) envelhecida; e (d) (e) (f) solubilizada.....	136
Figura 4.3.7 – Resultados de microdureza <i>Knoop</i> da lateral das peças de Inconel 718 em uma região entre 100 e 150 μm da superfície usinada; (a) (b) (c) envelhecida; e (d) (e) (f) solubilizada.....	138
Figura 4.3.8 – Resultados de microdureza <i>Knoop</i> da lateral das peças de Inconel 718 em uma região entre 150 e 200 μm da superfície usinada; (a) (b) (c) envelhecida; e (d) (e) (f) solubilizada.....	140
Figura 4.3.9 – Resultados de microdureza <i>Vickers</i> para as ligas de Inconel 718 (a) (b) (c) envelhecida e (d) (e) (f) solubilizada.	142
Figura 4.3.10 – Diagrama de <i>Kiviat</i> e correlação de <i>Pearson</i> entre desgaste artificial da ferramenta e resultados de microdureza <i>Vickers</i> das superfícies usinadas das ligas Inconel 718 envelhecida e solubilizada	144
Figura 4.3.11 – Parâmetro de rugosidade Rq para a liga de Inconel 718 envelhecida. a) Seco; b) MQL; c) Jorro.....	148
Figura 4.3.12 - Parâmetro de rugosidade Rq para a liga de Inconel 718 solubilizada. a) Seco; b) MQL; c) Jorro.....	150
Figura 4.3.13 – (a) (b) Diagramas multivariáveis de <i>Kiviat</i> com filtros para parâmetros de rugosidade Rq e (c) correlação de <i>Pearson</i> entre o desgaste artificial da ferramenta e o parâmetro de rugosidade Rq	152
Figura 4.3.14 – Forças na direção X para liga de Inconel 718 (a)(b)(c) envelhecida e (d)(e)(f) solubilizada e (g) quadro de correlação de <i>Pearson</i> entre o desgaste da ferramenta e FX.	156
Figura 4.3.15 – Diagrama de <i>Kiviat</i> com resultados das forças na direção X (FX) para liga de Inconel 718 envelhecida e solubilizada. (a) Diagrama sem filtro. (b) Diagrama com filtro para condição de usinagem	157

Figura 4.3.16 – Força na direção Y para liga de Inconel 718 (a)(b)(c) envelhecida e (d)(e)(f) solubilizada e (g) quadro de Correlação de Pearson entre o desgaste artificial da ferramenta e FY.....	160
Figura 4.3.17– Diagrama de <i>Kiviat</i> com resultados das forças na direção Y (FY) para liga de Inconel 718 envelhecida e solubilizada. (a) Diagrama sem filtro. (b) Diagrama com filtro para condição de usinagem.....	161
Figura 4.3.18 – Força na direção Z para liga de Inconel 718 (a)(b)(c) envelhecida e (d)(e)(f) solubilizada e (g) quadro de Correlação de Pearson entre o desgaste artificial da ferramenta e FZ	163
Figura 4.3.19 - Diagrama de <i>Kiviat</i> com resultados das forças na direção Z (FZ) para liga de Inconel 718 envelhecida e solubilizada. (a) Diagrama sem filtro. (b) Diagrama com filtro para condição de usinagem.....	164
Figura 4.3.20 – Diagrama de <i>Kiviat</i> com resultados de potência de usinagem para ligas de Inconel 718 envelhecida e solubilizada. (a) Diagrama com filtro para desgaste da ferramenta, (b) Diagrama com filtro para condição de usinagem e (c) quadro de Correlação de Pearson entre o desgaste artificial da ferramenta e a potência de usinagem.....	166
Figura 4.3.21 — (a) Diagrama de <i>Kiviat</i> com resultados de temperatura de usinagem via câmera térmica para ligas de Inconel 718 envelhecida e solubilizada. (b) Diagrama com filtro para desgaste da ferramenta, (c) Diagrama com filtro para condição de usinagem e (d) quadro de Correlação de Pearson entre o desgaste artificial da ferramenta e a temperatura de usinagem.....	168
Figura A.1 – Esquema de Incidência de raios-X. Lei de Bragg. Sendo “d” a distância entre os planos mais compactos, determinando-se assim o parâmetro de rede (KAHN, 2010).....	198
Figura A.2 - Deslocamento de picos comparado com material sem tensão residual (KAHN, 2010).	198
Figura A.3 - Esquema de Tubos de raio-X (KAHN, 2010).	199
Figura A.4 – Representação das tensões e deformações em um sistema tridimensional e notação angulares utilizados na análise de tensões por difração de raios-X (RUDD, 1982).	203
Figura A.5 - Linha vermelha: espectro de material sem tensões, linha roxa: espectro do material com tensões residuais.....	205
Figura A.6 - Colimadores SARA TEC 4000.....	206

Figura A.7 - Tabela periódica com exemplo de filtro e alvo.....	206
Figura A.8 - Efeito do filtro sobre a intensidade dos picos $K\alpha$ e $K\beta$. (a) sem filtro; (b) com filtro.	206
Figura A.9 - Tela do <i>software</i> mostrando a escolha do tipo de material e consequentemente o tipo de tubo a ser utilizado na análise.	207
Figura A.10 - Tela do <i>software</i> mostrando a escolha do valor da corrente e tensão no tubo.	207
Figura A.11- Definição do ângulo ψ no software Sara TEC 4000.....	208
Figura B.1. (a) Sistema de Funcionamento do equipamento e (b) sistema de dosagem de abrasivo. (Manual Water Jet Prime modelo 1830, 2014).....	212
Figura B.2 - Imagem das peças cortadas com jato d'água abrasivo. Inconel 718 (Envelhecido e Solubilizado)	213
Figura B.3 - Resultados de topografia das peças cortadas com jato d'água abrasivo. Inconel 718 envelhecido e solubilizado.	214
Figura B.4 - Imagens MEV da superfície do Inconel 718. (a) abrasivo encrustado na superfície da peça; (b) marca de erosão na superfície da peça cortada com jato d'água abrasivo. ...	214
Figura C.1 - Criação de um perfil 3D a partir das imagens do MEV-ES do desgaste da face da ponta ferramenta (aresta de saída); (a)(b)(c) perfil 3D em três regiões.....	222
Figura C.2 - Exemplo de um perfil de rugosidade da peça após usinagem de desbaste a seco usando uma ferramenta de desgaste tipo A.....	223
Figura C.3 - Exemplos fictícios para as possíveis condições de correlação de <i>Pearson</i> entre variáveis de saída.....	224
Figura E.1 – 23 ^a Conferência Internacional sobre Desgaste de Materiais.....	247
Figura E.2 – Editora Atena; data: 04/02/2021; DOI 10.22533/at.ed.8262109022	248
Figura E.3 – 9º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação (2017) – Joinville/SC.	248
Figura E.4 – 29º Simpósio do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica (2019) – Uberlândia/MG.....	248
Figura E.5 – XXII Colóquio de Usinagem (2018) – Uberaba/MG	249
Figura E.6 – 25º Simpósio do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica (2015) – Uberlândia/MG.....	249

Figura E.7 - Semana de Educação, Ciência e Tecnologia (2018) – Itumbiara/GO.	250
Figura E.8 - Semana de Educação, Ciência e Tecnologia (2018) – Itumbiara/GO.	250

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1.1 – Composição química da liga Inconel 718 (ASTM B637, 2018)	17
Tabela 2.1.2 – Propriedades mecânicas da liga Inconel 718 (ALLOY WIRE, LAMINERIES MATTHEY, 2013).	18
Tabela 3.1.1 – Detalhamento da metodologia desenvolvida neste trabalho.....	57
Tabela 3.2.1 – Composição química da liga VAT718A (% Peso).....	58
Tabela 3.2.2 – Propriedades mecânicas da liga VAT718A	59
Tabela 3.2.3 – Resultados típicos apresentados pelas indentações <i>Vickers</i>	62
Tabela 3.3.1 - Metodologia desenvolvida na modelagem matemática.	66
Tabela 3.4.1 - Valores médios de desgaste de flanco máximo ($VB_{B\text{Max}}$) alcançados.....	68
Tabela 3.4.2 - Evolução do desgaste de flanco máximo das arestas - $VB_{B\text{Max}}$ (desgastes típicos ocorridos).....	69
Tabela 3.4.3 – Condições de ensaio para fresamento na 1 ^a etapa de testes.....	70
Tabela 3.4.4 - Configuração utilizada para análise de tensão residual no Inconel 718.....	71
Tabela 3.4.5 – Unidade das respostas da análise dimensional do evento unitário primário. 71	
Tabela 3.5.1 - Classificação dos desgastes artificiais produzidos via EDM.....	74
Tabela 3.5.2 – Condições de ensaio para fresamento da 2 ^a etapa.	74
Tabela 3.5.3 – Unidades das respostas da análise dimensional do evento unitário secundário	78
Tabela 4.3.1 – Superfícies de saída de ferramentas que usinaram Inconel 718 envelhecido na condição de acabamento a seco.....	114
Tabela 4.3.2 – Superfícies de saída de ferramentas que usinaram Inconel 718 envelhecido na condição moderada (média) a seco.	115
Tabela 4.3.3 – Superfícies de saída de ferramentas que usinaram Inconel 718 envelhecido na condição de desbaste a seco.....	116
Tabela 4.3.4 – Superfícies de saída de ferramentas que usinaram Inconel 718 envelhecido na condição de acabamento com MQL.....	117

Tabela 4.3.5 – Superfícies de saída de ferramentas que usinaram Inconel 718 envelhecido na condição moderada (média) com MQL	118
Tabela 4.3.6 – Superfícies de saída de ferramentas que usinaram Inconel 718 envelhecido na condição de desbaste com MQL.....	119
Tabela 4.3.7 – Superfícies de saída de ferramentas que usinaram Inconel 718 envelhecido na condição de acabamento com jorro.	120
Tabela 4.3.8 – Superfícies de saída de ferramentas que usinaram Inconel 718 envelhecido na condição moderada (média) com jorro.....	121
Tabela 4.3.9 – Superfícies de saída de ferramentas que usinaram Inconel 718 envelhecido na condição de desbaste com jorro.	122
Tabela 4.3.10 – Superfícies de saída de ferramentas que usinaram Inconel 718 solubilizada na condição de acabamento e desbaste, ambas a seco.....	123
Tabela 4.3.11 – Superfícies de saída de ferramentas que usinaram Inconel 718 solubilizada na condição de acabamento e desbaste, ambas com MQL.....	124
Tabela 4.3.12 – Superfícies de saída de ferramentas que usinaram Inconel 718 solubilizada na condição de acabamento e desbaste, ambas com jorro.....	125
Tabela 4.3.13 – Correlação de <i>Pearson</i> entre microdureza Vickers e o parâmetro de rugosidade Rq para todas as combinações de liga, desgaste da ferramenta e condições de usinagem.	154
Tabela A.1 - Características dos ânodos mais comuns utilizados em tubos de raios-X (KAHN, 2010).	199
Tabela B.1. Qualidade de corte com jato d'água definida de 1 a 5 (SENAI, 2009).....	211
Tabela C.1 - Parâmetros de textura de superfície de acordo com a ISO 25178 (2012).....	218
Tabela C.2. Parâmetros de rugosidade bidimensional da superfície conforme ISO 4287 (1997).....	220
Tabela C.3 – Detalhamento da metodologia, equipamentos e configurações aplicadas.	221
Tabela C.4 - Exemplo de como serão apresentadas as correlações para os valores médios de cada variável de entrada.....	223

Tabela C.5 - Correlação entre os parâmetros de rugosidade da ferramenta desgastada (superfície de saída) de acordo com a ISO 25178 e os parâmetros de rugosidade da superfície da peça de acordo com a ISO 4287 em relação aos valores médios para cada atmosfera de corte (Seco, MQL e Jorro).....	227
Tabela C.6 - Correlação entre dos parâmetros de rugosidade da superfície de saída da ferramenta desgastada de acordo com a ISO 25178 e os parâmetros de relação, espaçamento e pico da rugosidade da superfície da peça, de acordo com a ISO 4287, em relação aos valores médios para cada atmosfera de corte (Seco, MQL e Jorro).....	229
Tabela C.7 - Correlação entre os parâmetros de rugosidade da superfície de saída desgastada da ferramenta de acordo com a ISO 25178 e os parâmetros de amplitude da rugosidade da superfície da peça de acordo com a ISO 4287 em relação aos valores médios para as diferentes condições de desgaste de flanco artificial da ferramenta ($VB_{BMAX} \sim 0,4$ a $1,4$ mm).	232
Tabela C.8 - Correlação entre os parâmetros de rugosidade da superfície da saída desgastada da ferramenta de acordo com a ISO 25178 e os parâmetros de rugosidade da superfície da peça de acordo com a ISO 4287 em relação aos valores médios para cada condição de desgaste de flanco artificial da ferramenta ($VB_{BMAX} \sim 0,4$ a $1,4$ mm).....	233
Tabela C.9 - Correlação entre os parâmetros de rugosidade da superfície de saída desgastada da ferramenta de acordo com a ISO 25178 e os parâmetros de amplitude de rugosidade da superfície da peça de acordo com a ISO 4287 em relação aos valores médios dos parâmetros de corte (Acabamento, Moderado e Desbaste).....	235
Tabela C.10 - Correlação entre os parâmetros de rugosidade da superfície de saída desgastada da ferramenta de acordo com a ISO 25178 e os parâmetros de amplitude da rugosidade da superfície da peça de acordo com a ISO 4287 em relação aos valores médios de cada parâmetro de corte (Acabamento, Moderado e Desbaste).	237
Tabela C.11 - Correlação entre os parâmetros de rugosidade da superfície de saída desgastada da ferramenta de acordo com a ISO 25178 e a força de usinagem (F_u).	239
Tabela D.1 - Correlação de Pearson entre todas as respostas (saídas) para todos os ensaios realizados.	241
Tabela D.2 - Correlação de Pearson entre todas as respostas (saídas) para os ensaios na condição de acabamento.	242
Tabela D.3 - Correlação de Pearson entre todas as respostas (saídas) para os ensaios na condição moderada.	244

Tabela D.4 - Correlação de <i>Pearson</i> entre todas as respostas (saídas) para os ensaios na condição de desbaste.....	245
Tabela E.1 – Orientações de trabalhos de conclusão de curso de Engenharia Mecânica.....	2501

LISTA DE ABREVIACÕES E SÍMBOLOS

A	Área da seção de corte
AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
a_p	Profundidade de corte
APC	Aresta postiça de corte
As	Média aritmética
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
b	Largura de corte
CBN	Nitreto cúbico de boro
CFC	Cúbica de face centrada
CMA	Camadas de Material Alteradas
CMAT	Camada de Material Alterada por Tensões
CMMA	Camada de Material Mecanicamente Alterada
CMQA	Camada de Material Quimicamente Alterada
CMTA	Camada de Material Termicamente Alterada
CNC	Comando numérico computadorizado
CP	Corpo de prova
CVD	Deposição química de vapor
d	Distância interplanar para o conjunto de planos hkl
Dc	Diâmetro da ferramenta
DIN	<i>Deutsches Institut für Normung</i>
DRT	<i>Driven Rotary tools</i>
EDM	<i>Electrical Discharge Machining</i>
EU	Evento unitário
f	Avanço
F_{ap}	Força de apoio

F_c	Força de corte
F_f	Força de avanço
F_p	Força passiva
F_t	Força ativa
F_u	Força de usinagem
F_X	Força de usinagem na direção X
F_Y	Força de usinagem na direção Y
f_z	Avanço por dente [mm/dente]
F_Z	Força de usinagem na direção Z
h	Espessura de corte
h'	Espessura do cavaco
hkl	Índices de <i>Miller</i> para planos da rede cristalina
HR_c	Dureza <i>Rockwell</i> "C"
HSS	Aço rápido
I_{2S}	Índice de integridade superficial
I_{2S1}	Índice de integridade superficial primário
I_{2S2}	Índice de integridade superficial secundário
INMETRO	Instituto Nacional de Metrologia, Qualidade e Tecnologia
IR	<i>Infrared radiation</i>
IS	Integridade superficial
ISO	<i>International Organization for Standardization</i>
K_M	Distância do centro da cratera
K_s	Pressão específica de corte
K_T	Profundidade da cratera
LAM	<i>Laser assisted machining</i>
L_c	Percorso de corte

Lf	Percorso de avanço
Ln	Comprimento de avaliação
Ir	Comprimento de amostragem
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
MQF	Mínima quantidade de fluido
MQL	Mínima quantidade de lubrificante
n	Número inteiro que é a ordem de difração
NBR	Norma brasileira
Pc	Potência de corte
PCBN	Nitreto cúbico de boro policristalino
Pf	Potência de avanço
PVD	Deposição física de vapor
QM	Média dos quadrados
R ²	Coeficiente de determinação
Ra	Rugosidade média aritmética
Ra (μm)	Altura média aritmética
Rc	Grau de recalque
Rc (μm)	Altura média do perfil
Rdc (μm)	Diferença de altura da seção de perfil
Rdq	Inclinação quadrada média da raiz
Rku	Fator de achatamento do perfil
Rku	Curtose
Rmr (%)	Razão de comprimento
RMS	<i>Root mean square</i>
Rp	Altura máxima do pico
RPc (1/mm)	Contagem de pico

rpm	Rotação por minuto
Rq	Rugosidade quadrática média
R-Quadrado	Coeficiente de determinação
Rsk	Fator de assimetria do perfil (<i>Skewness</i>)
RSm	Largura média
Rt	Altura máxima do perfil
Rv	Altura máxima do vale
Rz	Altura de dez pontos
rε	Raio de ponta da ferramenta
Sal	Comprimento de autocorrelação
Sdq	Gradiente quadrado médio de raiz
Sdr (%)	Razão de área interfacial desenvolvida
SI	Sistema internacional de pesos e medidas
Sk	Profundidade de rugosidade do núcleo
Sku	Curtose
Smc	Relação de material de área inversa
Smr (%)	Relação de material de área
Smr1 (%)	Porção de material de pico
Smr2 (%)	Porção de material de vale
Sp	Pico máximo
Spc (1/μm)	Curvatura de pico média aritmética
Spd (1/μm ²)	Densidade de picos
Spk	Altura de pico reduzida
Sq	Raiz quadrada média
Ssk	<i>Skewness</i>
Std	Direção angular da textura

Str	Proporção da textura
Sv	Vale máximo
Svk	Profundidade de vale reduzida
Sxp	Pico de altura extrema
Sz	Altura máximo
TA	Desgaste de flanco artificial tipo A
TB	Desgaste de flanco artificial tipo B
TC	Desgaste de flanco artificial tipo C
TCC	Tetragonal de corpo centrado
TD	Desgaste de flanco artificial tipo D
TR	Tensão residual
TRL	Tensão residual longitudinal
TRT	Tensão residual transversal
TTT	Transformação-Tempo-Temperatura
Ureu-P	Unidade de resposta do evento unitário primário
Ureu-S	Unidade de resposta do evento unitário secundário
VB _B	Desgaste de flanco médio
VB _{Bmáx}	Desgaste de flanco máximo
VBN e VCN	Desgaste de entalhe
vc	Velocidade de corte
vf	Velocidade de avanço
Vm ($\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$)	Volume de material
Vmc ($\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$)	Volume vazio do núcleo
Vmp ($\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$)	Pico de volume de material
VMR	Volume de material removido
Vv ($\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$)	Volume vazio

V_{vc} ($\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$)	Volume do material central
V_{vv} ($\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$)	Volume de vazio por volume
z	Número de dentes
Θ	Ângulo de incidência dos raios-X
α_o	Ângulo de folga da ferramenta
$K\alpha$	Radiação característica α [angstrom]
$K\beta$	Radiação característica β [angstrom]
λ	Comprimento de onda
\emptyset	Ângulo de cisalhamento teórico
ψ	Ângulo de inclinação do colimador
α_o	Ângulo de folga da ferramenta
β_o	Ângulo de cunha da ferramenta
β'_o	Ângulo de cunha da ferramenta
γ'	Fase gama primária
γ''	Fase gama secundária
γ_o	Ângulo de saída da ferramenta
δ	Fase delta
ε_r	Ângulo de ponta da ferramenta
λ	Comprimento de onda da radiação incidente
λ_s	Ângulo de inclinação da ferramenta
ρ	Coeficiente de correlação de Pearson
χ_r	Ângulo de posição primária da ferramenta
χ'_r	Ângulo de posição secundária da ferramenta
ω	Ângulo de varredura do difratômetro
ψ	Ângulo de incidência do feixe de raios-X

SUMÁRIO

RESUMO.....	VIII
ABSTRACT.....	IX
LISTA DE FIGURAS	X
LISTA DE TABELAS.....	XVIII
LISTA DE ABREVIACÕES E SÍMBOLOS	XXII
SUMÁRIO	XXVIII
CAPÍTULO I - INTRODUÇÃO	1
1.1 – LIGAS DE NÍQUEL	2
1.2 – USINAGEM DAS SUPERLIGAS DE NÍQUEL.....	5
1.3 – INTEGRIDADE SUPERFICIAL	6
1.4 – OBJETIVO GERAL	7
1.5 – JUSTIFICATIVA	8
1.6 – ESTRUTURA DO TRABALHO	8
CAPÍTULO II - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	10
2.1 – INCONEL 718	10
2.2 – USINAGEM DO INCONEL 718	23
2.3 – INTEGRIDADE SUPERFICIAL.....	29
2.4 – TENSÕES RESIDUAIS	34
2.5 – DESGASTE DA FERRAMENTA	38
2.6 – TEMPERATURA DE USINAGEM.....	44
2.7 – FORÇA E POTÊNCIA DE USINAGEM	47
2.8 – MODELAGEM E ANÁLISE MATEMÁTICA	50
2.8.1 – ESTATÍSTICA DESCRIPTIVA.....	52
CAPÍTULO III - METODOLOGIA	55
3.1 – INTRODUÇÃO	55
3.2 – MATERIAIS E MÉTODOS.....	58
3.2.1 – MICROESTRUTURA DO INCONEL 718	59
3.2.2 – MICRODUREZA E MACRODUREZA DO INCONEL 718	60
3.2.3 – MÁQUINAS FERRAMENTAS UTILIZADAS.....	63

3.2.4 – FERRAMENTA DE CORTE UTILIZADA	64
3.2.5 – FLUIDOS DE CORTE	64
3.3 – ANÁLISES E MODELAGEM MATEMÁTICA PARA AS TRÊS ETAPAS DE TESTES.	65
3.4 – METODOLOGIA DA 1 ^a ETAPA.	67
3.5 – METODOLOGIA DA 2 ^a ETAPA.	72
3.6 – METODOLOGIA DA 3 ^a ETAPA.	79
CAPÍTULO IV - RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	82
4.1 – RESULTADOS DA 1 ^a ETAPA	82
4.1.1 – MEDIÇÃO DE RUGOSIDADE DA PEÇA NA 1 ^a ETAPA.....	82
4.1.2 – MEDIÇÃO DE MICRODUREZA DA PEÇA NA 1 ^a ETAPA.	85
4.1.3 – MEDIÇÃO DE TENSÃO RESIDUAL DA PEÇA NA 1 ^a ETAPA.....	88
4.1.4 – DETERMINAÇÃO DO ÍNDICE DE INTEGRIDADE SUPERFICIAL 1 PARA 1 ^a ETAPA (I _{2S1₁})	89
4.1.5 – DIFICULDADES ENCONTRADAS NOS ENSAIOS DA 1 ^a ETAPA.....	92
4.2 – RESULTADOS DA 2 ^a ETAPA.	94
4.2.1 – MEDIÇÃO DE FORÇA DE USINAGEM NA 2 ^a ETAPA	95
4.2.2 – MEDIÇÕES DE TEMPERATURA COM TERMOPAR E CÂMERA TÉRMICA NA 2 ^a ETAPA	97
4.2.3 – MEDIÇÕES DE MICRODUREZA VICKERS NA 2 ^a ETAPA	101
4.2.4 – MEDIÇÕES DE TENSÕES RESIDUAIS NA 2 ^a ETAPA	103
4.2.5 – MEDIÇÕES DE RUGOSIDADE NA 2 ^a ETAPA	106
4.2.6 – DETERMINAÇÃO DOS ÍNDICES DE INTEGRIDADE SUPERFICIAL PARA 2 ^a ETAPA (I _{2S1₂} E I _{2S2₂}).....	107
4.3 – RESULTADOS DA 3 ^a ETAPA.	111
4.3.1 – ANÁLISE DOS MECANISMOS DE DESGASTE DAS FERRAMENTAS DE CORTE.	111
4.3.2 – MICRODUREZA KNOOP NAS LATERAIS DAS PEÇAS USINADAS.....	132
4.3.3 – MICRODUREZA VICKERS DAS SUPERFÍCIES USINADAS DAS PEÇAS	141
4.3.4 – RUGOSIDADE DA SUPERFÍCIE DAS PEÇAS USINADAS.	146
4.3.5 – FORÇAS DE USINAGEM (F _X , F _Y E F _Z).....	155
4.3.6 – POTÊNCIA DE USINAGEM.....	165
4.3.7 – TEMPERATURA DE CORTE VIA CÂMERA TÉRMICA.....	167
CAPÍTULO V - CONSIDERAÇÕES FINAIS	169
5.1 – CONCLUSÕES DA 1 ^a ETAPA	169
5.2 – CONCLUSÕES DA 2 ^a ETAPA	171
5.3 – CONCLUSÕES DA 3 ^a ETAPA	173
5.4 – CONCLUSÕES GERAIS	177
5.5 – TRABALHOS FUTUROS	177

5.5.1 – SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS QUE SE CONECTAM COM O ASSUNTO DESTA TESE.....	178
REFERÊNCIAS	179
ANEXO A	197
ANEXO B	209
B.1 – CORTE DAS PEÇAS DESTE TRABALHO.....	211
ANEXO C	216
C.1 – CORRELAÇÃO ENTRE A TOPOGRAFIA DA PEÇA E SUPERFÍCIE DESGASTADA DA FERRAMENTA	216
C.2 – METODOLOGIA APLICADA	220
C.3 – RESULTADOS OBTIDOS	225
C.3.1 – CORRELAÇÕES ENTRE ÀS ATMOSFERAS DE CORTE	225
C.3.2 – CORRELAÇÕES ENTRE AS CONDIÇÕES DE DESGASTES ARTIFICIAIS DAS FERRAMENTAS	230
C.3.3 – CORRELAÇÕES ENTRE OS PARÂMETROS DE CORTE	234
C.3.4 – CORRELAÇÕES ENTRE AS FORÇAS DE USINAGEM (Fu)	238
C.4 – CONSIDERAÇÕES FINAIS DESTA ETAPA.....	240
ANEXO D	241
D.1 – CORRELAÇÃO DE PEARSON ENTRE TODAS AS RESPOSTAS DOS ENSAIOS REALIZADOS	241
ANEXO E	247

CAPÍTULO I

INTRODUÇÃO

A presença de tensões residuais em componentes de engenharia pode afetar significantemente a resistência à fratura, a vida em fadiga e a capacidade destes materiais de suportarem carregamentos (ANDERSON, 1991; ANTOSZCZYSZYN, 2014). Visto que essas tensões residuais se sobrepõem à tensão aplicada ao equipamento, elas podem aumentar ou reduzir a tensão efetiva aplicada, conforme a sua natureza trativa ou compressiva (EZUGWU *et al.*, 1999).

As tensões residuais podem ser introduzidas deliberadamente ou de forma acidental durante os diversos processos de fabricação, tais como: soldagem, tratamentos térmicos, operações de conformação mecânica, trefilação, laminação, dobramento e nos processos mecânicos de usinagem.

Particularmente, em relação à usinagem de ligas de níquel, os processos de fresamento têm sido muito utilizados nos últimos anos. Neste processo, as tensões residuais compressivas e trativas podem ser introduzidas na superfície do material, aumentando ou diminuindo a vida em fadiga e a resistência à iniciação e à propagação de trincas (EZUGWU *et al.*, 1999).

O fresamento de ligas de níquel é frequentemente utilizado em diversos campos da indústria aeronáutica, como na fabricação de componentes de turbinas e fuselagens de aeronaves (DEVILLEZ, 2011). Nestes casos, o monitoramento das tensões residuais se torna mais importante, pois os componentes não podem falhar em serviço, dado que vidas humanas estão diretamente envolvidas.

Segundo Devillez (2011), a determinação precisa das tensões residuais introduzidas em um material torna-se importante devido ao efeito conjunto dessas tensões e das tensões aplicadas aos componentes. As tensões residuais podem ser avaliadas e medidas através de uma série de métodos destrutivos ou semidestrutivos, como extensometria, método do furo-cego, difração de raios-X, difração de nêutrons e ultrassom.

1.1 – Ligas de níquel

As superligas à base de níquel são conhecidas desde o início do século XX e utilizadas principalmente em aplicações aeroespaciais e plantas de geração de energia. Atualmente, as ligas a base de níquel constituem cerca de 45% do total de material utilizado na fabricação de motores para aviação. Este fato se deve à sua excepcional resistência mecânica e alta resistência à oxidação em condições extremas de temperatura (EZUGWU *et al.*, 1999).

Para atingir tais aplicações, as ligas de níquel apresentaram substancial evolução, segundo Manking e Lamb (1990), o elemento níquel é muito versátil e possibilita a solubilização de quantidades razoáveis de outros elementos como o ferro, cromo e molibdênio e desta forma, muitas composições de ligas tem sido desenvolvidas.

A estrutura cúbica de face centrada (CFC) da matriz γ pode ser reforçada por solução sólida, precipitação de carbetas e endurecimento por precipitação. As propriedades dos contornos de grão são controladas pelo tipo, quantidade e morfologia dos carbetas e também pela presença da fase γ' nessas regiões (EZUGWU *et al.*, 1999).

Adição de elementos de liga como o cromo, cobalto, ferro, vanádio, titânio, molibdênio, tungstênio e alumínio produzem o endurecimento destas superligas por solução sólida. As superligas endurecidas por solução sólida são estáveis em altas temperaturas e consequentemente resistentes à fluência.

Em 1905 uma liga de níquel-cobre com elevada resistência à tração e altamente resistente à corrosão atmosférica foi desenvolvida, esta liga é o Monel. Em 1929, foi observado que adições de pequenas quantidades de titânio, alumínio e 20% de cromo à liga padrão de níquel resultava em um aumento significativo de resistência a fluência. A evolução destes estudos resultara no desenvolvimento da primeira superliga de níquel na década de 1940, esta liga foi denominada Nimonic 80. Posteriormente sua nomenclatura foi modificada para Nimonic 80A (BETTERIDGE *et al.*, 1987). Segundo Ezugwu e colaboradores (1999), para formação da fase γ' , deve-se adicionar alumínio e titânio na mesma proporção, assim se formam precipitados do tipo $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$, que também possuem estrutura cristalina CFC, coerentes com a matriz austenítica.

As ligas Waspaloy e M-252, foram desenvolvidas no final da década de 1940, estas ligas possuem adição de molibdênio, com duplo efeito de endurecimento por solução sólida e formação de carbetas. Para Ezugwu e colaboradores (1999), a formação dos carbetas ocorre pela adição de carbono em cerca de 0,05 - 0,2%, reagindo com outros elementos e formando precipitados primários do tipo MC. Durante o tratamento térmico estes carbetas se decompõem formando outros carbetas, tais como M_{23}C_6 e M_6C , os quais precipitam ao longo dos contornos de grãos. Em todas as ligas à base de níquel podem ser encontradas pequenas quantidades

de carbono que combinando com outros elementos de liga produzem uma rede de precipitados finos e estáveis nos contornos de grão. O carbeto tipo MC é geralmente formado na forma de grandes blocos indesejados, distribuídos de forma aleatória na matriz. Os carbetos M₆C também são formados em blocos nos contornos de grão e podem ser usados para controlar o tamanho dos grãos. Carbетos do tipo M₇C₃ predominantemente (Cr₇C₃) são benéficos se precipitados de forma discreta e distribuídos na matriz. Normalmente se formam em um posicionamento intergranular e podem causar fragilidade à liga, se formarem filmes ao longo dos contornos de grão, este fato pode ocorrer se o material for exposto a condições difusivas favoráveis, ou seja, altas temperaturas por longos períodos.

Os carbetos do tipo M₂₃C₆ são basicamente intergranulares e mais propensos a se precipitarem nos contornos de grão, esse tipo de carbeto pode conter Fe, Mo, W e Co, geralmente, são formados durante tratamentos térmicos ou em serviços, em temperaturas compreendidas entre 760 °C e 980 °C. Estes carbetos geralmente ocorrem como partículas em forma de blocos descontínuos e irregulares, no entanto, placas e formas geométricas regulares têm, também, sido observadas (ASM METALS HANDBOOK, 1990; ZHOU *et al.*, 2019).

Segundo Decker e Sins (1972), é necessário controlar a dinâmica de precipitação para ela ser benéfica às propriedades mecânicas do material. Em geral, os carbetos se localizam nos contornos de grão e são pontos críticos para se iniciar as trincas. Assim, controlando a formação dos carbetos obtêm-se materiais com excelentes características de resistência mecânica, mantidas a altas temperaturas (ZHOU *et al.*, 2019).

Sobre as ligas de Ni-Fe-Cr, denominadas Inconel, a primeira desta série foi denominada a Inconel X, foi posteriormente patenteada em 1941 por Bieger e Buck com o nome de Inconel X-750. A superliga Inconel 718 foi desenvolvida em 1959 (BETTERIDGE *et al.*, 1987). Na formação do Inconel 718, há adição de Nb substituindo o Al e Ti, esta substituição promove a formação da fase Ni₃Nb, designada por γ'', que é uma fase tetragonal de corpo centrado (TCC). O Inconel 718 foi desenvolvido por H.L. Eiselstein, visando ser utilizado como disco de turbina em motores a jato desenvolvidos pela *General Electric* (ULUTAN e OZEL, 2010). Atualmente o Inconel 718 é usado em veículos espaciais, motores de foguetes, aviões experimentais, reatores nucleares, equipamentos petroquímicos e em aplicações onde os materiais estão sujeitos a temperaturas extremas, como em reservatórios criogênicos e na indústria nuclear (PATEL e SMITH, 2001; SCHWEITZER, 2007; GRIFFITHS, 2019; MARCHESE *et al.*, 2020).

Segundo o ASM *Metals Handbook* (1990), com os avanços da tecnologia de fusão por indução a vácuo introduzidos na década de 1950, que evita a oxidação dos elementos reativos de endurecimento, foi possível incorporar mais titânio e alumínio no processo de

produção. Ezugwu e colaboradores (1999) descrevem que o refino a vácuo também remove alguns dos elementos voláteis (bismuto, chumbo e telúrio) presentes nas matérias-primas utilizadas que prejudicam a resistência à fluência e a ductilidade das superligas de níquel, estes processos aumentaram significativamente a qualidade das superligas produzidas. Portanto, as ligas à base de níquel, típicas, são variações de uma matriz austenítica de níquel-cromo-tungstênio ou níquel-cromo-molibdênio. De modo a se obter um bom endurecimento por solução sólida, um elemento de liga deve satisfazer as seguintes condições (ASM METALS HANDBOOK, 1990; ZHOU *et al.*, 2019):

- Ampla gama de solubilidade na matriz;
- Grande diferença de tamanho atômico com a matriz;
- Elevado ponto de fusão.

Os elementos de liga que apresentam diferença de raio atômico que variam de 1 - 13% em relação ao níquel, facilitam a ocorrência do endurecimento por este mecanismo (solução sólida). A quantidade de compostos finamente dispersos na matriz austenítica do níquel é proporcional ao seu endurecimento, pois esses precipitados induzem obstáculos que impedem a movimentação de discordâncias (Van VLACK, 1970).

A formação dos precipitados varia em função da composição química do material, da temperatura e do tempo de tratamento térmico. O endurecimento por precipitação das ligas à base de níquel implica na precipitação da fase γ' , $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ em uma matriz de alto níquel, proporcionando um reforço significativo para o material. A fase γ' é uma fase intermetálica de estrutura cúbica de face centrada (CFC) semelhante ao da matriz e uma constante de rede com 1% ou menos de defasagem em relação à matriz γ , proporcionando baixa energia de superfície e estabilidade temporal.

A fase γ' pode se transformar em outros precipitados (Ni_3X), se a liga estiver supersaturada com titânio, nióbio ou tântalo. Sendo a fase γ' rica em titânio metaestável, pode se transformar em (Ni_3Ti) ou fase *eta* (η), com estrutura hexagonal compacta. A formação desta nova fase pode alterar as propriedades mecânicas. O excesso de nióbio resulta na transformação da fase metaestável η para uma fase γ'' com estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC) e finalmente para o equilíbrio (Ni_3Nb), fase esta, com estrutura ortorrômbica. (ASM METALS HANDBOOK, 1990; EZUGWU *et al.*, 1999).

1.2 – Usinagem das superligas de níquel

Segundo Ezugwu (2005), devido às boas propriedades mecânicas, as ligas de níquel são materiais de baixa usinabilidade. As superligas de níquel possuem afinidade com os materiais das ferramentas de corte e alto índice de encruamento, além de apresentarem baixa condutividade térmica. A grande dificuldade encontrada na usinagem das superligas a base de níquel está relacionada à geração de calor durante o processo de deformação e ao atrito na interação cavaco-ferramenta-peça. A baixa usinabilidade das ligas Inconel decorrem da baixa condutividade térmica do Níquel e do Titânio, e também pelo endurecimento por deformação, promovido pela matriz austenítica, que dificulta a usinagem à cada passo da ferramenta.

Em termos gerais, os processos de usinagem das superligas de níquel envolvem grande adesão entre a ferramenta e a peça, resultando em maior desgaste da ferramenta e, consequentemente, menor vida útil da mesma (REDDY, 2010).

Segundo Reddy (2010), a indústria busca sempre maior eficiência de usinagem, melhor acabamento superficial e condições de corte mais severas. O processo é complexo, pois uma maior taxa de desbaste envolve maior geração de calor e, em geral, maior desgaste da ferramenta e baixos níveis de acabamentos superficiais.

Segundo Devillez e colaboradores (2011), os processos de usinagem de superligas a base de níquel inferem defeitos na microestrutura, na superfície e subsuperfície. Uma das formas de se minimizar os efeitos da usinagem sobre a integridade superficial da peça é a seleção de condições de corte, material da ferramenta, geometria e revestimento da ferramenta de forma ideal.

O estudo da integridade superficial e das tensões residuais inseridas em processos de usinagem em superligas de níquel se mostra como um tema de interesse científico e tecnológico atual em uma grande variedade de aplicações de engenharia.

A análise de tensões é largamente empregada na engenharia atual, que desenvolve projetos cada vez mais complexos. Quando estes produtos têm severas exigências de qualidade e confiabilidade, exigem validação experimental. Nos setores que envolvem risco de morte e ambientais, como o de energia e o de transportes aéreos, a validação experimental é obrigatória por imposições de legislações específicas (LODINI, 2003).

Segundo Thakur (2009), existem influências de vários parâmetros sobre os resultados de integridade superficial, entre eles o ambiente de corte, revestimento da ferramenta, desgaste e geometria da aresta das ferramentas de corte. Segundo Shokrani *et al.* (2012), o desgaste da ferramenta de corte promove a modificação da integridade superficial da peça usinada, incluindo a rugosidade da superfície.

Desenvolvimento de novas classes de ferramentas, novos revestimentos, técnicas avançadas de processamento de usinagem, busca de estabilidade das propriedades microestruturais e termomecânicas podem alcançar maior nível de durabilidade à fadiga dos componentes críticos, mantendo integridade superficial aceitável e nível de produtividade adequado (THAKUR, 2015).

1.3 – Integridade superficial

Qualquer processo de manufatura modifica a superfície da peça em termos de topografia e estrutura superficial e subsuperficial, que influenciam no desempenho funcional da peça. Para especificar e manufaturar uma superfície com um alto grau de integridade é necessária a aplicação interdisciplinar de tópicos como a metalurgia, usinagem e testes mecânicos. A integridade superficial de uma peça pode ser obtida pelo uso de processos de manufatura selecionados e controlados com base em avaliações de funcionalidade e necessidades específicas que a peça manufaturada deve apresentar (LODINI, 2003; HOLMBERG, 2020).

Segundo Lodini (2003), tensões residuais são as tensões de ordem elásticas existentes em um corpo sem a existência de carregamentos externos ou gradientes de temperatura. Todo sistema de tensões residuais está em equilíbrio e o somatório das forças resultantes e dos momentos produzidos é zero. Assim, teoricamente, plotando-se uma curva das tensões trativas e compressivas presentes no material, a integração da área abaixo da curva será igual a zero. Na prática, a determinação destas curvas é complexa, pois o estado de tensões apresentado no material é tridimensional. O valor máximo em módulo que as tensões residuais poderão chegar é o próprio limite de escoamento do material. Os valores de tensões residuais acima do limite de escoamento do material irão ocasionar uma deformação plástica do mesmo, havendo assim, uma redistribuição das tensões. De forma geral, as tensões residuais têm caráter elástico e estas tensões se sobreponem à tensão de serviço (LODINI, 2003).

Quando um componente mecânico está carregado com tensões residuais trativas em sua superfície e este sofre carregamento de tração, este material será sobre carregado localmente pelas tensões residuais trativas existentes em sua superfície somado ao carregamento externo. O inverso ocorre quando um componente com tensões residuais compressivas na superfície sofre carregamento trativo, as tensões residuais compressivas irão subtrair as tensões trativas aumentando o desempenho deste componente em serviço (LODINI, 2003; HOLMBERG, 2021).

Segundo Lodini (2003), as tensões residuais afetam diretamente as propriedades do material em relação a resistência à fadiga, resistência à corrosão e resistência à ruptura. Portanto, para Abkowitz (1995), a compreensão dos fatores que promovem e acumulam tensões residuais é muito significativa nos componentes mecânicos.

Neste trabalho pretende-se investigar a influência das configurações de usinagem associadas ao desgaste da ferramenta e sua relação com a integridade superficial produzida pelo processo de fresamento das ligas de Inconel 718 envelhecida e solubilizada.

1.4 – Objetivo geral

O objetivo geral deste trabalho é avaliar, analisar e modelar matematicamente a integridade superficial das superligas Inconel 718 em duas versões: envelhecida e solubilizada, após processo de fresamento frontal com ferramentas de metal duro revestidas (TiAlN + TiN) em diferentes condições de usinagem, diferentes tipos de lubrificação e diferentes níveis de desgaste da ferramenta de corte.

1.4.1 – Objetivos específicos

- Avaliar e modelar matematicamente o efeito do desgaste natural da ferramenta de metal duro na integridade superficial da liga Inconel 718 envelhecida nas condições de corte de acabamento e desbaste, em usinagem a seco;
- Avaliar e modelar matematicamente a integridade superficial da liga envelhecida, em três condições de corte: acabamento, desbaste, e nível intermediário (moderado); por processos de fresamento a seco e com jorro, buscando analisar a influência termomecânica do processo de fresamento desta liga;
- Comparar por recursos estatísticos e gráficos as respostas (saídas: mecanismos de desgaste das ferramentas, microdureza *knoop* das camadas afetadas pela usinagem, microdureza *Vickers* da superfície usinada, rugosidade da superfície da peça, forças de usinagem nos três eixos, potência e temperatura de corte) dos processos de usinagem das ligas de Inconel 718 envelhecida e solubilizada, usinadas em três condições de corte (acabamento, moderada e desbaste), por processos de fresamento a seco, MQL e jorro.

1.5 – Justificativa

A superliga de níquel Inconel 718 é normalmente utilizada pela indústria aeronáutica e aeroespacial, por possuir excelentes propriedades, em componentes que trabalham em altas temperaturas como, por exemplo, as turbinas. Este trabalho abordará um tema de pesquisa atual e de indiscutível necessidade, visto que tais componentes não podem falhar em operação.

Estudos de integridade superficial em componentes de níquel usinados por fresamento são motivos de interesse pela indústria e pela academia, pois suas aplicações concentram-se em áreas onde as resistências à fluência, fadiga e degradação são consideradas essenciais, dado que, em muitos casos, suas falhas envolvem riscos a vidas humanas (ZAMRIK, 1988).

Este trabalho também se justifica, pois, apresenta modelos matemáticos originais para integridade superficial da liga Inconel 718 envelhecida, relacionando os eventos unitários dos processos de fresamento da liga em várias configurações. Também por apresentar um minucioso estudo comparativo entre as características superficiais inseridas por processos de fresamento das ligas de Inconel 718 envelhecida e solubilizada, e estudar o efeito do desgaste de flanco da ferramenta nos resultados.

1.6 – Estrutura do trabalho

Este trabalho está dividido em cinco capítulos, incluindo este Capítulo I – Introdução, onde os objetivos e a motivação para realizar o trabalho são apresentados. No Capítulo II é apresentada uma revisão bibliográfica, abordando os conhecimentos teóricos necessários para o desenvolvimento desse trabalho. No Capítulo III, estão descritos os procedimentos adotados para realização das três etapas experimentais, os materiais estudados, as ferramentas utilizadas, os instrumentos e equipamentos utilizados no estudo. O Capítulo III, também descreve as ferramentas matemáticas utilizadas no processo de modelagem. O Capítulo IV apresenta os resultados encontrados nos testes, suas discussões e os modelos matemáticos desenvolvidos. As conclusões e sugestões para trabalhos futuros são apresentadas no Capítulo V. O fluxograma da Figura 1.6.1 representa a sequência lógica do desenvolvimento deste trabalho, em destaque observa-se o fluxo de testes e resultados, desde a preparação dos corpos de prova (CP) até à modelagem matemática dos processos.



Figura 1.6.1 – Fluxograma com esquematização deste trabalho, que está dividido em cinco capítulos.

Verifica-se no fluxograma da Figura 1.6.1 que existe no texto uma interligação estrutural entre a metodologia desenvolvida neste trabalho e os resultados, ou seja, em ambos os Capítulos (III e IV), as etapas seguem a mesma sequência.

CAPÍTULO II

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste capítulo é apresentada a revisão bibliográfica no tocante as superligas de níquel, Inconel 718, integridade superficial com foco nas medições das tensões residuais e seu monitoramento por difração de raios-X, processos de fresamento, desgaste de ferramenta e modelagem matemática da integridade da superfície. Todos os temas abordados nesta revisão bibliográfica são de profunda relevância para o desenvolvimento da tese.

2.1 – Inconel 718

O início da década de 1960 marcou um período de grande evolução nos processos de fabricação das superligas, que passaram por processos de melhoramento e otimização de rendimentos, tornando-se casos de sucesso nas indústrias. Aplicações na indústria aeroespacial na fabricação de palhetas de turbinas, fizeram com que os processos de fabricação por fundição fossem substituídos por palhetas forjadas que resultou em um ganho significativo de resistência à fluência. As tecnologias de fusão por indução a vácuo promoveram um aumento significativo da qualidade das ligas produzidas (DOS SANTOS, 2010). Segundo Reed (2006), os avanços dessas ligas trouxeram ao mercado vários metais com resistência à fluência em temperaturas elevadas. Na Figura 2.1.1 é apresentada a evolução dos processos e da capacidade de resistência à fluência das superligas a altas temperaturas desde o seu surgimento, em meados da década de 1940.

As superligas, de forma geral, se caracterizam por terem baixa expansão térmica, estabilidade metalúrgica, excelente resistência à fluência, ótima resistência à fadiga térmica e mecânica, boa ductilidade e boa resistência à oxidação (BALDAN, 2009). Suas aplicações são bastante variadas, bons exemplos incluem os componentes para turbinas de avião, foguetes e trocadores de calor (POLLOCK, 2006). Para estas aplicações, as características de desempenho são limitadas pelas condições que podem ser toleradas pelos materiais utilizados. Por exemplo, o impulso e economia de combustível exibidas pelos motores dos aviões modernos são fortemente dependentes e limitadas pela resistência a alta temperatura das superligas à base de níquel utilizadas em seus componentes (REED, 2006).

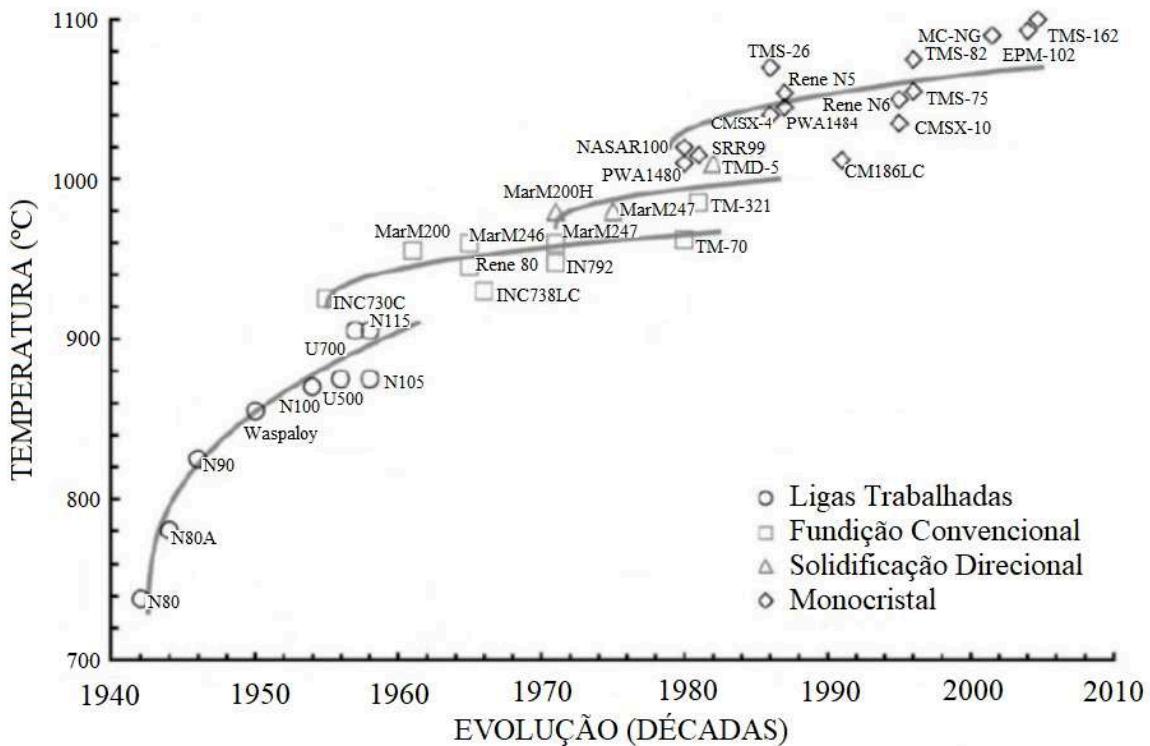


Figura 2.1.1 – Evolução da resistência à fluência das superligas em elevadas temperaturas de 1942 a 2006 (Adaptado de REED, 2006).

Existem cinco grandes grupos de superligas, quando considerado o elemento principal em suas estruturas; superligas a base de níquel, superligas a base de titânio, superligas a base de cobalto, superligas a base de alumínio e superligas a base de ferro (ASM, 2000).

O Níquel (Ni) é um elemento químico de número atômico 28 e de massa atômica relativa de 58,71. À temperatura ambiente, encontra-se no estado sólido. É um elemento de transição situado no grupo 10 (8B) da Classificação Periódica dos Elementos. O níquel é um metal relativamente dúctil, possui estrutura cristalina Cúbica de Face Centrada (CFC) e não possui forma alotrópica da sua estrutura cristalina básica até seu ponto de fusão (1452°C) (CALLISTER, 2012).

Por registros da década de 2000, aproximadamente 65% do níquel consumido no mundo eram empregados na fabricação de aços inoxidáveis e outros 12% em superligas de níquel. O restante era utilizado na produção de outras ligas metálicas, baterias recarregáveis, reações de catálise, cunhagens de moedas, revestimentos metálicos, fundição, entre outras aplicações (SILVA, 2010).

O níquel é o quinto elemento mais abundante na terra, seu número atômico o coloca na primeira fileira do bloco de metais de transição, ao lado de ferro e cobalto. A densidade sob condições ambientais é 8907 kg/m³, em comparação com outros metais utilizados para

aplicações aeroespaciais, por exemplo, o Titânio (Ti) contendo 4508 kg/m³ e o Alumínio (Al) 2698 kg/m³, o níquel é o material com composição mais densa (REED, 2006).

As superligas a base de níquel são complexas, existem várias composições possíveis, a maior parte dos elementos de ligas interagem com a rede de forma substitucional. Assim existem alguns elementos importantes para a constituição de superligas à base de níquel e suas fases (γ , γ' , γ''), que por vez, é o que garante as diferentes resistências mecânicas e térmicas às diferentes ligas.

Analizando a Figura 2.1.2 pode-se definir como primeira classe o Co, Fe, Cr, Ru, Mo, Re e W, que contribuem significantemente para a estabilização da fase γ , na qual o raio atômico destes elementos não se difere muito com o do níquel. Já na segunda fase pode ser encontrar o Al, Ti, Nb e o Ta; e estes elementos possuem o raio atômico maior do que o níquel, que formam as fases ordenadas como o composto $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ta}, \text{Ti})$ dado por γ' . E na terceira classe é composta por Zr, C e B; que tem o raio atômico muito diferente (menor) do Ni, esta classe tende segregar nos contornos de grão da fase γ . Os elementos químicos como o Cr, Mo, W, Nb, Ta e Ti; podem formar um carbeto resistentes enquanto o Cr e o Mo formam também os boretos (REED, 2006).

As superligas à base de níquel são as mais complexas, amplamente utilizada nas áreas que demandam de materiais que resistem a altas temperaturas e, para muitos metalúrgicos, é a mais interessante de todas as superligas. Constituem, cerca de, 50% do peso de motores de aeronaves avançadas. A principal característica do níquel como base de liga é a alta estabilidade de sua matriz CFC (NICOLAY, 2020).

Além das aplicações na fabricação de turbinas a gás para uso em aeronaves comerciais, militares e geração de energia e propulsão marítima, as superligas de níquel possuem aplicações importantes no setor industrial de petróleo e gás, veículos espaciais, submarinos, reatores nucleares, motores elétricos militares, navios de processamento químico e tubos de trocadores de calor (TRESA, 2006; GRIFFITHS, 2019).

Várias gerações de superligas de níquel foram desenvolvidas, cada nova geração tendendo a ter maior resistência à temperatura. Algumas gerações de superligas contém elementos de liga, tais como o rênio (Re) e rutênio (Ru) para alcançar características desejadas (LOCQ, 2011). Por este motivo, o custo de algumas novas superligas de níquel pode ser até cinco vezes maior do que um aço de alta qualidade com aplicação em turbinas. Existem perspectivas de crescimento consideráveis para utilização destas superligas em áreas estratégicas, em especial como a indústria de aeronaves espaciais e geração de energia elétrica.

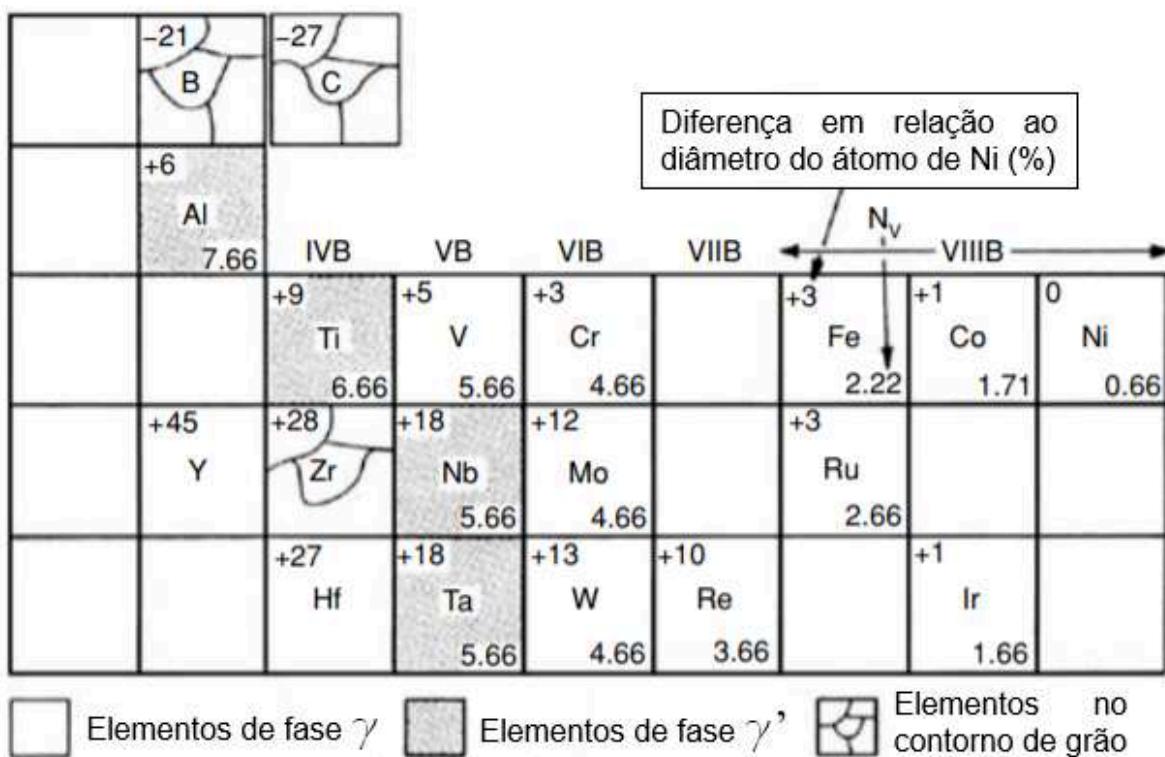


Figura 2.1.2 - Categorias de elementos importantes para a constituição de superligas à base de níquel (adaptado de REED, 2006).

Segundo Tresa (2006), existem no mercado algumas superligas importantes à base de níquel, entre elas:

- Inconel 600, contém em sua composição química 76% de Ni, 15% de Cr e 8% de Fe, é um material padrão para a construção de reatores nucleares, também é utilizado na indústria química em aquecedores, em tubos de evaporadores e condensadores;
- Inconel 601, tem menor teor de níquel com adições de alumínio e silício para melhorar o processamento termoquímico de nitretação. Tem aplicação na indústria aeroespacial e na geração de energia;
- Inconel 750, contém adições de alumínio e titânio para endurecimento por envelhecimento. É utilizada em turbinas a gás, motores de foguete, reatores nucleares, vasos de pressão, ferramentas e estruturas de aeronaves;
- Inconel 718, contém 55% de Ni, 18% de Fe, 21% de Cr, 5% de Nb e 3% de Mo, com adição de nióbio como inoculante para superar problemas de trincas durante a soldagem e aumento de resistência da superliga (GAO, 1997).

As aplicações de superligas em ambientes que trabalham em altas temperaturas são extensas (CHOUDHURY, 1998), a Figura 2.1.3 apresenta os diferentes tipos de materiais para a construção de motores de aeronaves.

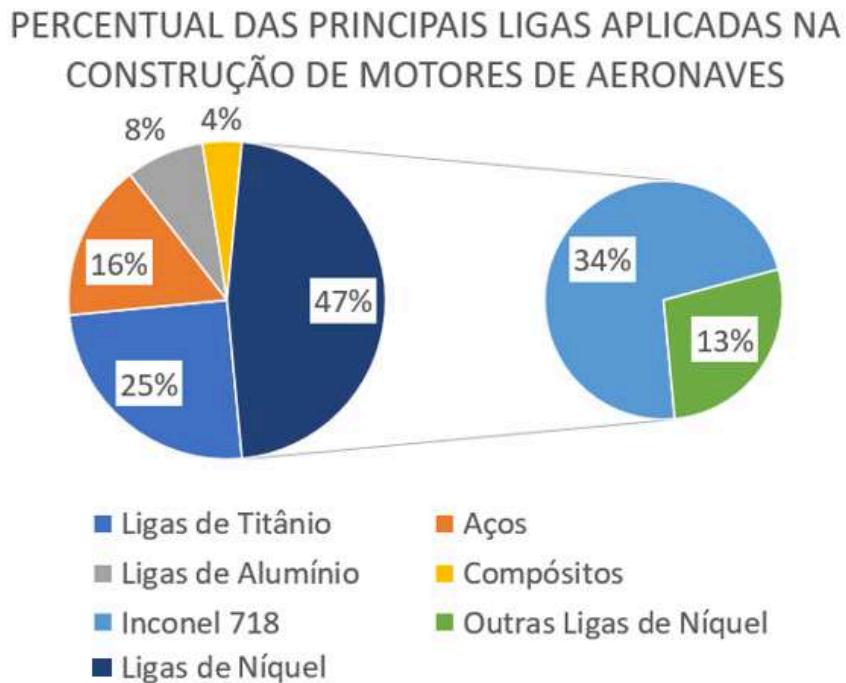


Figura 2.1.3 – Classificação dos materiais para a construção de motores de aeronaves (Adaptado de BOYER, 2015).

As superligas de cobalto não são citadas na Figura 2.1.3, pois não são adequadas para trabalhos a altas temperaturas e movimentos rotativos. Por isto, suas aplicações ocorrem onde os níveis de tensão são mais baixos do que em componentes de turbinas. Assim, somente, componentes estáticos são frequentemente projetados em superligas de cobalto (KUSHAN, 2012). Com menor coeficiente de expansão térmica e melhor condutividade térmica que as superligas de níquel, as ligas de cobalto são candidatas para aplicações onde há necessidade de resistência térmica, porém não se deve ter grandes solicitações de fadiga (CARON, 1999).

A Figura 2.1.4 apresenta uma turbina de aeronave construída com diferentes tipos de materiais. As temperaturas do gás nesses motores podem chegar à 1093 °C, as seções mais quentes ficam na parte traseira do motor (REED, 2006). As técnicas de resfriamento reduzem a temperatura do metal e dos componentes envolvidos para níveis mais baixos, e as superligas podem operar perfeitamente nestas condições. Motores de jato são mais eficientes devido às temperaturas operacionais mais altas, exigindo maior desempenho dos componentes (CHOUDHURY, 1998). O uso de superligas permite que a temperatura de operação seja aumentada, chegando a 1200 °C. Além de aumentar a eficiência e saída de

potência, temperaturas mais altas resultam em menores emissões de gases, porque o ciclo de combustão é mais completo (MATTINGLY, 1996).

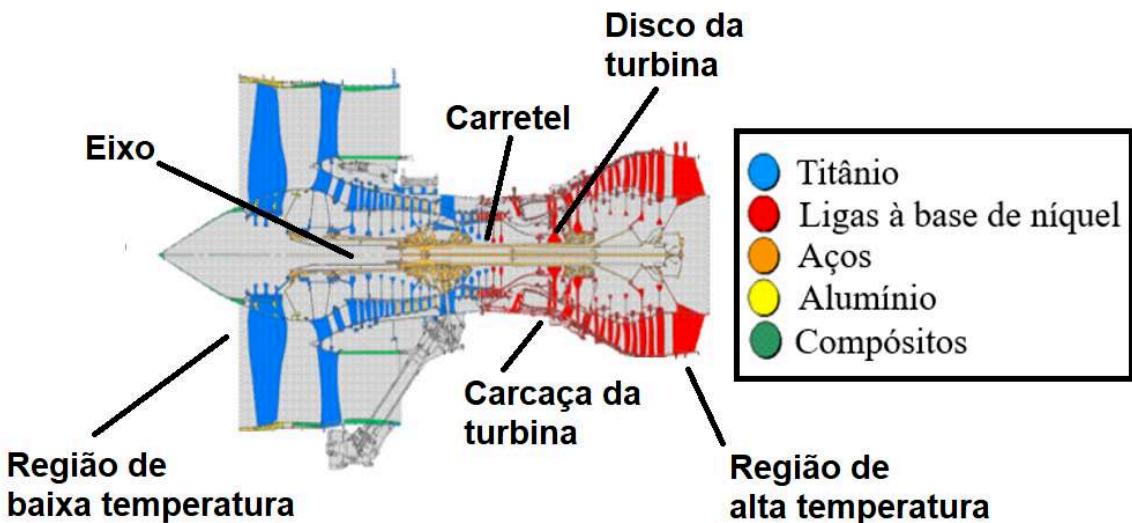


Figura 2.1.4 – Materiais utilizados em turbinas de aviões (Adaptado de Reed, 2006).

Observa-se pela Figura 2.1.4 que a aplicação de cada material depende da temperatura de trabalho na turbina, e as ligas de níquel estão nas partes mais quentes.

Segundo Henderson (2004), o Inconel 718 foi inicialmente desenvolvido para uso em turbinas aeroespaciais, mas tornou-se um dos materiais preferidos da indústria petroquímica. Os ambientes encontrados na produção de petróleo e gás natural são frequentemente corrosivos e desafiadores para alguns aços convencionais. Muitas das vezes são utilizados sulfeto de hidrogênio, dióxido de carbono, cloretos e compostos a base de enxofre que são altamente corrosivos. Em alguns desses ambientes, estes fluidos trabalham em altas pressões e temperaturas elevadas, podendo chegar à 232°C (BROOKS, 1982). Processamentos de petróleo e gás natural sob estas condições de trabalho exigem materiais especiais como as ligas de Inconel 718, ligas ricas em cromo e molibdênio que ajudam na resistência à corrosão (KEAR, 1980; BACKMAN, 1992; ULUTAN, 2010).

A superliga Inconel 718 é classificada como uma liga endurecível por precipitação, que contém adições de titânio, alumínio e nióbio. O Inconel 718 é considerada uma superliga moderna, patenteada em 24 de julho de 1962 (JIANHONG, 1995; ULUTAN, 2010).

A criação da primeira superliga de níquel foi um trabalho direto de quase uma década de pesquisa, contendo níquel, cromo, molibdênio e nióbio (Ni-Cr-Mo), designada por Inconel 625. Logo após a Segunda Guerra Mundial, o termo "superliga" foi criado para descrever projetos para turbinas e turbo compressores que exigiam alto desempenho em temperaturas extremas. Segundo Betteridge (1974), a inspiração original para o desenvolvimento desta

superliga foi a necessidade de um novo material de alta resistência para ser usado como revestimento em tubos de transporte de vapor em usinas de energia.

Na década de 1950, havia uma demanda antecipada por um material para condutores em usinas de energia que poderiam transportar vapor em pressões supercríticas. As metas para as características do produto representaram facilidade de soldabilidade, operação em tubulações, resistência à fluência e material não endurecível. Dando segmento de trabalhos anteriores com ligas simples usando materiais comumente ligados como titânio e cromo, os pesquisadores sabiam que uma combinação avançada de elementos seria necessária para formar uma matriz de liga com as propriedades pretendidas. O processamento inicial do Inconel 718 foi difícil em relação ao que temos hoje, com o processamento a vácuo de uma tecnologia precoce e não refinada. Isso levou a um produto que não era tão uniforme quanto a produção moderna, mas as propriedades únicas dessa liga a tornaram muito desejável, já que ela poderia substituir conjuntos soldados complexos por peças fundidas (ULUTAN, 2010).

Em 1963, a caixa do difusor para o motor J-58 do *Blackbird* SR-71 foi uma das primeiras aplicações do Inconel 718. Ele conseguiu suportar 670 °C, tornando-o ideal em aplicações de motores a jato como o *design* avançado do SR-71 (BELLows, 1972).

O Inconel 718 (UNS 718) é a superliga a base de níquel mais utilizada em várias indústrias de diferentes segmentos, a elevada dureza a baixas temperaturas que o torna ideal para espaçonaves também o torna ideal para aplicações criogênicas, como recipientes de armazenamento para nitrogênio líquido mantidos a -196 °C. Algumas das aplicações desta superliga estão em componentes de turbinas a gás como, por exemplo em discos, câmara de combustão, carcaças, eixos, sistema de escape, lâminas e palhetas. São também utilizadas em trocadores de calor, reaquecedores de gás, motores alternativos tais com os turbos compressores, válvulas de escape *hot plugs*, inserções de sede de válvula, ferramentas de trabalho a quente e matrizes; veículos espaciais onde é aplicado nas carcaças aerodinamicamente aquecidas, peças de motores de foguetes e equipamentos de tratamento térmico como: bandejas, acessórios, cestos, ventiladores, silenciadores de fornos, indústrias químicas e petroquímicas.

O Inconel 718 é uma superliga que contém alta resistência à corrosão, alta resistência mecânica a temperatura ambiente, com uma excelente resistência à fluência e à fadiga em temperaturas de até 650 °C e possui ductilidade em temperaturas criogênicas que podem chegar em até -250 °C. Também apresenta excelente soldabilidade (BYUN, 2003). A Tabela 2.1.1 apresenta a composição química do Inconel 718 e a Tabela 2.1.2 as propriedades mecânicas.

Tabela 2.1.1 – Composição química da liga Inconel 718 (ASTM B637, 2018).

ELEMENTOS QUÍMICOS	QUANTIDADE (%)
Níquel (Ni)	55,0 – 55,0
Cromo (Cr)	17,0 – 21,0
Nióbio + Tântalo (Nb + Ta)	4,75 – 5,50
Molibdênio (Mo)	2,80 – 3,30
Alumínio (Al)	0,20 – 0,80
Cobalto (Co)	Máximo 1,0
Carbono (C)	Máximo 0,08
Silício (Si)	Máximo 0,35
Manganês (Mn)	Máximo 0,35
Fósforo (P)	Máximo 0,015
Boro (B)	Máximo 0,006
Enxofre (S)	Máximo 0,015
Cobre (Cu)	Máximo 0,30

Na formação da liga Inconel 718, cada elemento tem um papel e possui as seguintes contribuições (SRINIVAS, 1995; HSU, 2008; KUO, 2009):

- **Ni** – O níquel tem como principal objetivo, formar a matriz austenítica, permitindo a presença dos demais elementos químicos, para a acomodação dos precipitados na matriz em condição sólida;
- **Fe** – O ferro também ajuda na formação da matriz, onde auxilia no processo de endurecimento por solução sólida, fundamental para ocorrer a precipitação de compostos endurecedores na matriz;
- **Cr** – Tem a função, junto com o Ni e o Fe, de realizar a formação da matriz e, ao mesmo tempo auxiliar no processo de endurecimento por solução sólida e garantir a resistência à oxidação a quente;
- **Mo** – A principal função do molibdênio é auxiliar no processo de endurecimento por solução sólida na matriz;
- **Nb e Ti** – Esses elementos são responsáveis pela formação de intermetálicos que garantem resistência a elevadas temperaturas (Ni_3Nb e Ni_3Ti) e também ajudam no endurecimento da liga por solução sólida;
- **Al** – A principal função do alumínio juntamente ao cromo é auxiliar na resistência à oxidação, além de formar compostos endurecedores de intermetálicos ($Ni_3(Al, Ti)$).

Tabela 2.1.2 – Propriedades mecânicas da liga Inconel 718 (ALLOY WIRE, LAMINERIES MATTHEY, 2013).

PROPRIEDADES	Liga envelhecida
Resistência à Tração	1275 MPa
Limite de Escoamento	1034 MPa
Módulo de Elasticidade	204,9 kN/mm ²
Módulo de Rigidez	77,2 kN/mm ²
Dureza média	40 HR _C
Densidade	8,22 g/cm ²
Ponto de Fusão	1336 °C
Condutividade Térmica	11,4 W/mK
Coeficiente de Expansão	13,0 µm/m °C (20 – 100 °C)

Ao comparar o Inconel 718 com as demais superligas a base de níquel é possível identificar que ela se caracteriza por conter alto teor de nióbio, o principal responsável pela fase fortemente endurecedora γ'' (Ni_3Nb) (PATEL, 2001). Observa-se também traços de molibdênio, tungstênio e tântalo, responsáveis pelo endurecimento por solução sólida nas ligas de níquel, e também pela redução da quantidade de alumínio e titânio, constituintes da fase γ' . Conclui-se que o mecanismo com maior efetividade de endurecimento desta superliga é a precipitação da fase γ'' . É importante destacar também o alto teor de ferro e a ausência de cobalto, os quais resultam na diminuição do custo final da liga (PAULONIS, 2001; ANIJDAN, 2005).

A superliga de Inconel 718 possui as fases: γ , γ' e γ'' , que por vez, têm diferentes resistências mecânicas e térmicas (DAI, 2010).

- **Fase γ (Ni):** Matriz austenítica à base de níquel, contém elevados teores de ferro e cromo. Sua estrutura cristalina é CFC que permite múltiplos sistemas de deslizamento, onde esta combinação resulta em boa ductilidade e conformabilidade (EZUGWU *et al.*, 1999). Possui grande tolerância à adição de elementos de liga em solução sólida como, por exemplo tungstênio, molibdênio, titânio, tântalo e cobalto (REED, 2006)

- **Fase γ' $[(\text{Ni}, \text{Co})_3(\text{Al}, \text{Ti})]$:** Esta fase é ordenada do tipo CFC, na superliga de Inconel 718, onde ela é responsável pelo endurecimento por precipitação em grau menor do que a fase γ'' (Ni_3Nb). Esta fase também tem como característica impedir a movimentação de discordâncias, entretanto, a fase γ' sendo a responsável pela maior parte das propriedades mecânicas e químicas citadas na Tabela 2.1.2. A fase γ' é coerente com a matriz e se precipita

com morfologia esférica ou cuboide, seu tamanho é inferior a 20 nm e sofre coalescimento em altas temperaturas (RADAVICH, 1989; HONG, 2001).

- **Fase γ'' [Ni₃(Nb, Ta)]**: Esta é a fase metaestável da estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado (TCC) que ocorre quando há teor de nióbio acima de 4%, que nucleia e cresce na partícula de γ' , em uma faixa de temperatura de 550 até 915 °C, sendo esta fase γ'' a mais importante do Inconel 718, por manter as boas propriedades mecânicas a taxas elevadas de temperatura, devido a um número limitado de planos de deslizamento. Esta fase tem parâmetros de rede $a_0 = 0,3624$ nm e $c_0 = 0,7406$ nm. (EZUGWU *et al.*, 1999).
- **Fase δ (Ni₃(Nb))**: A fase δ apresenta a estrutura cristalina ortorrômbica. Forma termodinamicamente estável da γ'' , que se precipita em temperaturas entre 650 e 980°C (KUO, YANG, *et al.*, 2009). A formação da fase δ é resultado da dissolução da fase γ'' , e, consequentemente, em perdas das propriedades mecânicas da liga (RADAVICH, 1984; AZADIAN, WEI, WARREN, 2004).
- **Carbetos**: Os carbetos mais comuns encontrados nas ligas de níquel são o MC, M₂₃C₆ e o M₆C. Os principais elementos químicos formadores de carbetos MC são o titânio, o tântalo, o nióbio e o hâfnio. Estes carbetos possuem estrutura cúbica e sua morfologia são irregulares. Em subsequente exposição térmica, o carbeto vai se dissolvendo para formar o carbeto do tipo M₂₃C₆, tendo como consequência a formação de γ' (RONG, *et al.*, 1999). Os carbetos podem ser fontes de geração de discordâncias locais, e formar uma zona preferencial para a propagação de trincas por fadiga. Nas ligas Inconel 718 modernas, o único carbeto encontrado é do tipo MC [(Nb,Ti)C], devido ao uso da fusão a vácuo. Ao invés da formação da fase M₂₃C₆, encontrada nos antigos métodos de produção, há a formação das fases α Cr e sigma (Cr-Fe). O carbeto MC [(Nb,Ti)C] se precipita em altas temperaturas e são muito estáveis até temperaturas de 1200°C, quando estes se dissolvem (NIANG, VIGUIER, LACAZE, 2010).

Na Figura 2.1.5 observa-se a presença de fase δ nos contornos de grão e carbetos (Nb, Ti)C em uma amostra de Inconel 718 envelhecida.

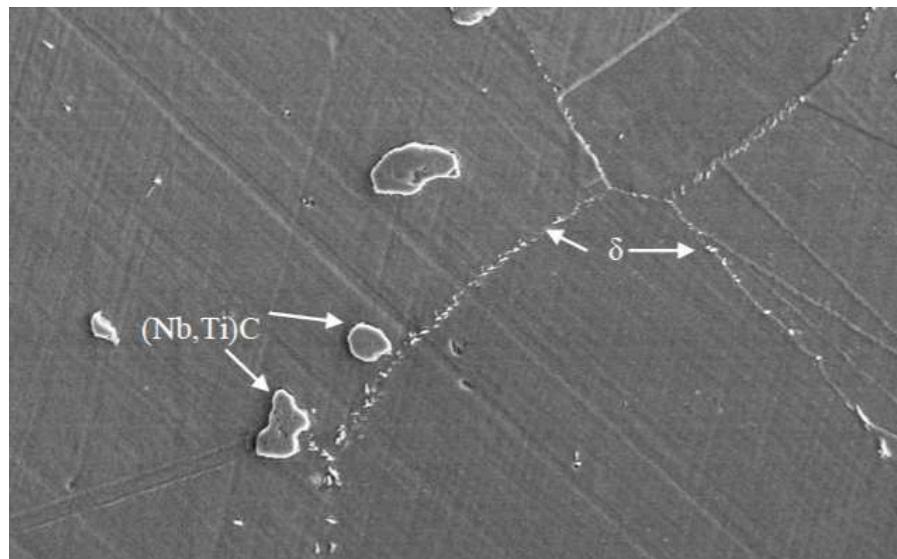


Figura 2.1.5 – Micrografia MEV mostrando a presença de carbeto disperso na matriz e precipitação de fase δ nos contornos de grão (KUO, et al., 2009).

Com relação à presença de fases γ' e γ'' do Inconel 718, pode-se destacar que existem diferentes combinações de tempo e temperatura de envelhecimento da liga que resultam em valores de dureza diferentes. Isto ocorre, pois, há diferentes frações volumétricas e diferentes tamanhos de precipitados das fases γ' e γ'' , de acordo com tempo de tratamento e temperatura de exposição da liga, conforme mostra o diagrama de Transformação-Tempo-Temperatura (TTT), apresentado na Figura 2.1.6.

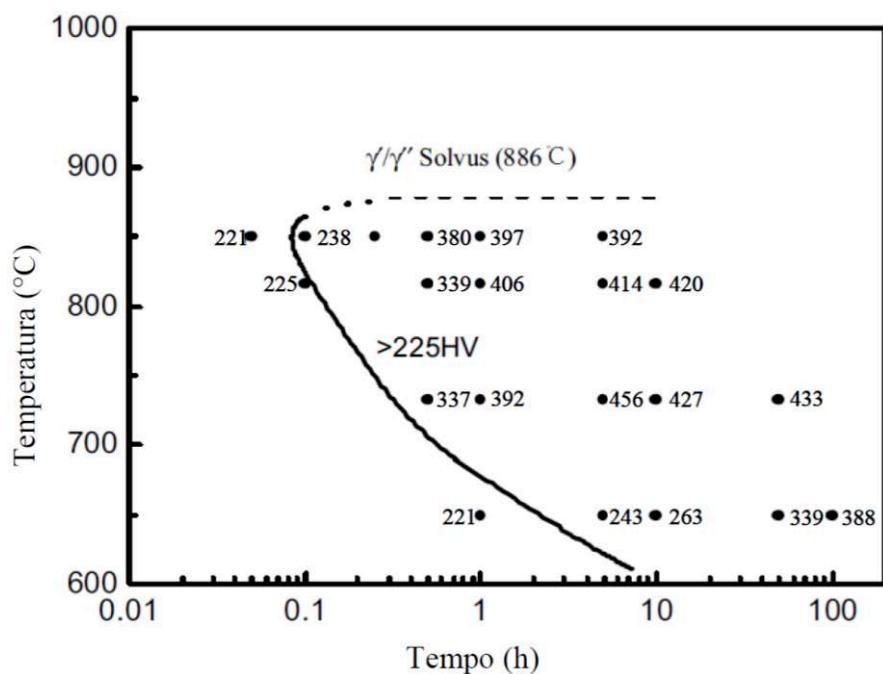


Figura 2.1.6 – Diagrama Transformação-Tempo-Temperatura (TTT) das fases γ e γ' mostrando a relação de macrodureza da liga de Inconel 718 (NALAWADE et al., 2010).

As relativas estabilidades, frações volumétricas e a sequência de precipitação das fases γ' e γ'' , são orientadas pelas concentrações do alumínio, titânio e nióbio na liga (ORADEI-BASILE, 1991; NALAWADE, 2010). No Inconel 718, a fração volumétrica de γ'' é quatro vezes maior que a de γ' (SLAMA, ABDELLAOUI, 2000), sendo que, quando ela atinge o ponto máximo de envelhecimento, a liga possui cerca de 15% de γ'' e 4% de γ' (CHATURVEDI, HAN, 1983). As fases γ' e γ'' precipitam-se simultaneamente ou sequencialmente (NALAWADE, *et al.*, 2010). O fenômeno mais comum que ocorre é primeiro a precipitação da fase γ' na matriz γ e, posteriormente, a nucleação heterogênea de γ'' na interface γ'/γ , resultando em um co-precipitado γ'/γ'' (PING, GU, CUI, HARADA, 2006).

Segundo Miller (1999), ambas as fases (γ' e γ'') podem estar presentes em um único precipitado, como mostrado na Figura 2.1.7, que apresenta o mapeamento atômico de distribuição das fases γ' e γ'' na matriz γ do Inconel 718.

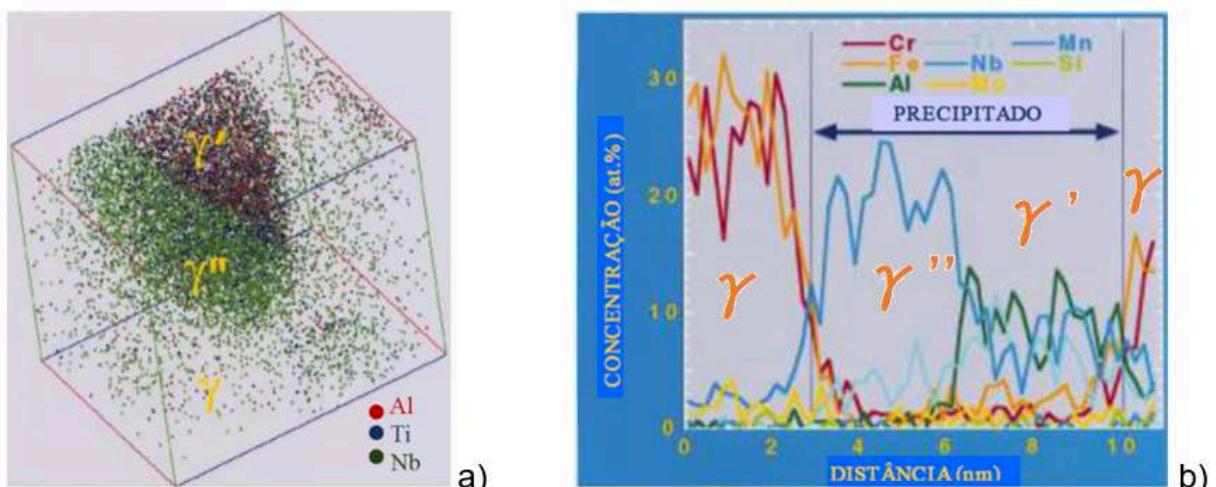


Figura 2.1.7 – (a) Mapa atômico do precipitado contendo as fases γ , γ' e γ'' da matriz γ da liga Inconel 718 (em vermelho, átomos de alumínio; em azul, átomos de titânio e em verde, átomos de nióbio; (b) Perfil da composição química da matriz γ da liga 718, mostrando a presença das fases γ' e γ'' em um mesmo precipitado (Adaptado de MILLER, 1999).

A fase γ'' é mais efetiva para o endurecimento, para a mesma fração volumétrica de γ' , pois, de acordo com Chaturvedi (1983), a fase γ'' possui um valor mais elevado de energia de contorno, necessitando maior energia para que a discordância cruze a fase, portanto, maior será o efeito do endurecimento.

A Figura 2.1.8 apresenta as fases γ' e γ'' dispersas na matriz da superliga Inconel 718. Pode-se observar que na imagem obtida pela microscopia eletrônica de transmissão, é possível identificar as fases por suas diferentes morfologias (AZADIAN, WEI, WARREN, 1999).

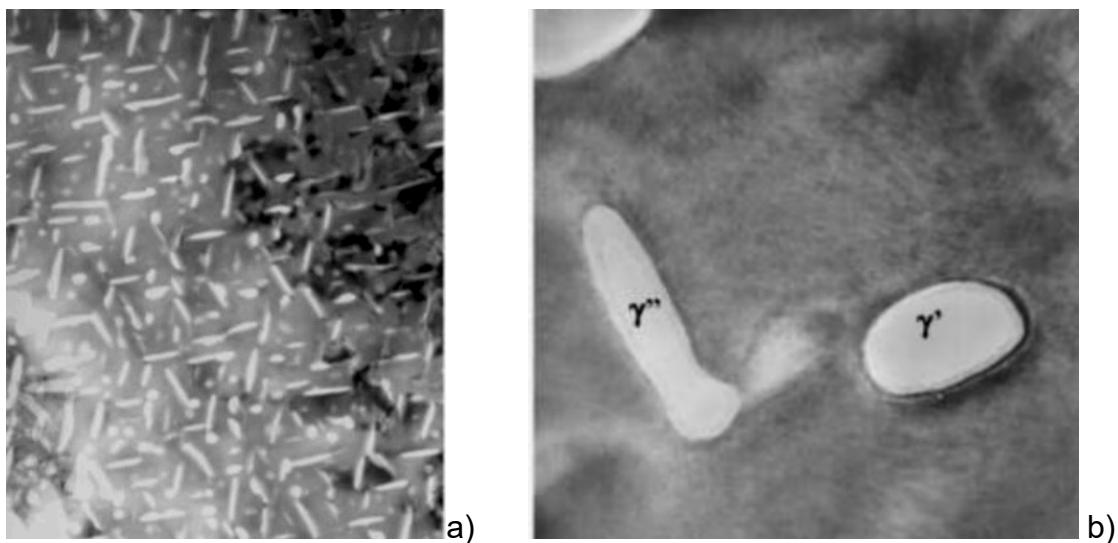


Figura 2.1.8 – (a) Micrografia em MET da superliga Inconel 718, mostrando as fases γ' e γ'' dispersas na matriz; (b) Micrografia em MET de alta resolução, evidenciando as distintas morfologias de γ' (esférica) e γ'' (disco alongado) (b) (DU *et al.*, 2007).

De acordo com Betteridge (1984), o grande aumento de resistência na liga de Inconel 718 é dado pela precipitação das fases γ' e γ'' , cerca de 60% de ganho de resistência mecânica em relação à fase γ .

Segundo Valle (2010), os diferentes tamanhos de grãos não influenciam os valores de resistência à tração e de dureza entre as ligas de Inconel 718, esteja ela, envelhecida ou solubilizada (Figura 2.1.9).

Condições	Fases	Tamanho de Grão [μm]	Dureza [HV]	σ_{LE} [MPa]	σ_{LRT} [MPa]	ϵ [%]
Como recebido	$\delta, \gamma', \gamma''$ (Nb, Ti)C	30 (ASTM 7)	424,5 \pm 4,9	1043,5 \pm 73,5	1227,6 \pm 28,9	15,6 \pm 0,4
Solubilizada 5 min	δ (Nb, Ti)C	40 (ASTM 6)	261,7 \pm 7,2	400,3 \pm 0,7	771,6 \pm 2,7	48,4 \pm 0,8
Solubilizada 10 min	δ (Nb, Ti)C	59 (ASTM 5)	222,8 \pm 10,8	398,4 \pm 1,9	757,9 \pm 6,7	50,4 \pm 0,5
Como recebido + envelhecida	$\delta, \gamma', \gamma''$ (Nb, Ti)C	29 (ASTM 7)	423,7 \pm 6,1	914,4 \pm 109,3	1236,2 \pm 2,9	16,9 \pm 0,1
Solubilizada 5 min + envelhecida	$\delta, \gamma', \gamma''$ (Nb, Ti)C	38 (ASTM 6)	426,0 \pm 4,6	914,7 \pm 102,0	1209,1 \pm 209	13,9 \pm 0,6
Solubilizada 10 min + envelhecida	$\delta, \gamma', \gamma''$ (Nb, Ti)C	62 (ASTM 5)	423,7 \pm 4,4	915,0 \pm 100,8	1208,1 \pm 14,3	12,7 \pm 1,0

Figura 2.1.9 – Valores de resistência à tração e de dureza entre as ligas de Inconel 718 envelhecida e solubilizada (Adaptado de Valle, 2010).

De acordo com Betteridge (1984), a fase δ não influencia tanto na resistência final da liga, pois mesmo envelhecendo a partir de uma condição que já tinha mais fase δ , não há perda de resistência pela competição entre δ e γ' . Valle (2010), mostra que em relação à ductilidade, os valores na condição como recebida e nas envelhecidas são da mesma ordem. Comparando as amostras envelhecidas com as amostras solubilizadas, nota-se que os valores relacionados a resistência mecânica da primeira são mais elevados, cerca de duas vezes maior, como era de se esperar, devido ao mecanismo de endurecimento por precipitação, ou seja, fica evidente que a resistência mecânica da liga de Inconel 718 está intimamente ligada à presença das fases γ' e γ'' precipitadas. O tamanho de grão e a quantidade de fase δ não influenciam a resistência mecânica do material após envelhecimento por 6 horas a 800 °C. Este fato está associado à precipitação das fases γ' e γ'' durante o envelhecimento, que têm um efeito preponderante, em relação ao tamanho de grão e quantidade de fase δ , na resistência mecânica da liga de Inconel 718.

Valle (2010), mostrou que a solubilização da liga Inconel 718 a 1050 °C provoca a dissolução total das fases γ' e γ'' e de parte de fase δ em tempos curtos como 5 e 10 minutos, além de resultar no aumento do tamanho de grão. A considerável redução dos níveis de resistência e o aumento de ductilidade após a solubilização é atribuído à dissolução das fases γ' e γ'' , embora o tamanho de grão exerça uma influência sutil (RADHAKRISHNA, 1997).

Apesar de a literatura reportar que a resistência mecânica da liga é atribuída principalmente à precipitação de γ'' , a influência da fase γ' não pode ser descartada, tendo em vista a sua elevada fração volumétrica e a formação de co-precipitado (Valle, 2010).

2.2 – Usinagem do Inconel 718

O níquel comercialmente puro tem baixa usinabilidade, com base em quase todos os critérios. Segundo Trent e Wright (2013), a vida da ferramenta tende a ser curta e os desgastes de flanco e de entalhe costumam predominar, com possibilidade de ocorrer também deformação da aresta de corte de ferramentas de metal duro, em velocidades relativamente baixas de usinagem.

Desta forma, as taxas de remoção do metal são baixas com essas ferramentas. As forças de usinagem são elevadas, a área de contato na superfície de saída da ferramenta é grande, com um ângulo de cisalhamento pequeno, geralmente produzindo cavacos de grande espessura (TRENT, 1984).

Assim como ocorre com outros metais puros, não se forma arestas postiças de corte na usinagem do níquel puro, e a força de corte tende a diminuir à medida que a velocidade de corte aumenta, pois, a área de contato cavaco-ferramenta torna-se menor e o cavaco mais

fino. As temperaturas geradas na zona de fluxo são consideradas elevadas, promovendo altas taxas de desgaste da ferramenta para qualquer velocidade de corte (LE COZ & DUDZINSKI, 2014; WANG & LIU, 2018).

Para Ezugwu e colaboradores (1999), as superligas a base de níquel são consideradas os materiais com menor usinabilidade dentre todos aqueles utilizados na indústria metalmecânica. Os problemas encontrados durante a usinagem das superligas a base de níquel estão relacionados à geração de calor durante o processo de deformação e atrito entre o cavaco-ferramenta-peça, o que contribui para elevar as temperaturas associadas.

Para Wang e colaboradores (2018), a baixa condutividade térmica das ligas a base de níquel geram altas temperaturas na aresta de corte, o que pode gerar grandes gradientes de temperatura na ferramenta. A produção de um cavaco tenaz e longo, de difícil controle durante a usinagem, contribui para a degradação da ferramenta por fratura e/ou surgimento de desgaste de cratera.

A elevada taxa de desgaste abrasivo da ferramenta devido à presença de diversos carbetos com dureza elevada também proporcionam o desgaste acelerado da ferramenta de corte. A interação química no par ferramenta-peça que ocorre pelas elevadas temperaturas da região de corte, conduz a altas taxas de difusão que aceleram o desgaste da ferramenta e reduzem a sua vida útil (LIANG, 2019).

Ezugwu e colaboradores (1999) destacam que as superligas de níquel mantêm grande parte de sua resistência durante a usinagem, este fato provoca alta taxa de encruamento, o qual contribui para o surgimento do desgaste de entalhe na superfície de folga e, às vezes, ocorrendo também na superfície de saída, na altura da profundidade de corte. A alta adesão de material da peça na ferramenta durante a usinagem, provoca severo desgaste na ferramenta, em especial, desgaste na superfície de saída. A vida da ferramenta obtida na usinagem das superligas à base de níquel é curta, aumentando o custo de produção. Na maioria dos casos, os principais fatores considerados de modo a se obter um melhor desempenho do processo de usinagem são:

- Seleção adequada do material e geometria da ferramenta;
- Seleção adequada do método de usinagem;
- Seleção adequada dos parâmetros de corte (Velocidade, avanço e profundidade de corte).

Com o controle desses parâmetros, pode-se otimizar o tempo de vida para as ferramentas durante a usinagem.

Wang e colaboradores (2018) concluem que as ferramentas empregadas em usinagem devem atender aos seguintes aspectos:

- Resistência aos mecanismos de desgaste;
- Alta resistência mecânica;
- Dureza e tenacidade em elevadas temperaturas;
- Resistência ao choque térmico;
- Alta condutividade térmica;
- Estabilidade química em altas temperaturas.

Na usinagem das ligas à base de níquel com ferramenta de metal duro, a faixa recomendada de velocidades de corte varia entre 10 e 100 m/min. Desgaste severo de flanco e o entalhe na ponta da ferramenta e na altura da profundidade de corte são as modalidades de desgastes predominantes. Não se deve utilizar ferramentas de metal duro sem revestimento na usinagem de superligas de níquel, principalmente em altas velocidades de corte. As temperaturas geradas neste processo são elevadas e a tensão extremamente alta na zona de corte (ROUT, 2021).

Segundo Ezugwu *et al.* (1999), para velocidades de corte mais elevadas, ocorre um rápido aumento do desgaste tipo entalhe, o que geralmente leva à fratura prematura da aresta inteira do inserto. Portanto, na usinagem destas ligas são utilizadas baixas velocidades de corte, principalmente no fresamento com ferramentas de metal duro.

No fresamento das superligas de níquel com ferramentas de corte de metal duro, as falhas dominantes são:

- Lascamento;
- Fratura das bordas da ferramenta.

As ferramentas de corte com revestimento adequado podem ter sua vida útil aumentada. Pode-se encontrar no mercado classes de metal duro com revestimentos à base de óxido de alumínio (Al_2O_3), carbeto de titânio (TiC) e nitreto de titânio (TiN), além de revestimento de nitreto de alumínio-titânio (TiAlN). A relação equilibrada entre dureza e a resistência ao desgaste, torna o TiAlN o material mais indicado como revestimento para a usinagem das ligas à base de níquel (LIANG, 2019).

Com relação à geometria da ferramenta, geralmente são utilizadas geometrias positivas e arestas de corte afiadas, para facilitar o cisalhamento, reduzindo a força de corte e a carga térmica sobre a ferramenta, entretanto, esta geometria enfraquece a cunha cortante e muitas vezes são utilizados ângulos de saídas negativos (WITTING, 2002; WANG, 2018).

Para Machado *et al.* (2015) existem inúmeras dificuldades para se usinar a superliga de Inconel 718, podendo-se citar:

- Possuem matrizes austeníticas e como os aços inoxidáveis, eles encruam rapidamente durante a usinagem. Isto pode causar problemas em passos subsequentes;
- A alta resistência dessas ligas são mantidas em elevadas temperaturas, e isto se opõe ao processo de deformação plástica necessário para formar o cavaco;
- Esses materiais têm tendência de reagir com as ferramentas, em determinadas condições atmosféricas;
- Existe a tendência desses materiais se aderirem nas superfícies das ferramentas. Isto é mais crítico no processo de fresamento, pois a ferramenta ao sair do corte, mantém consigo o cavaco aderido à sua superfície de saída o que, além de prejudicar o acabamento superficial, causa lascamento da ferramenta na reentrada do corte;
- Existe a tendências das ligas formarem APC em baixas velocidades de corte, que causa pobres acabamentos superficiais;
- A presença de carbeto duros e abrasivos na matriz dessas superligas aumenta o desgaste das ferramentas;
- A condutividade térmica é baixa, o que contribui para o desenvolvimento de altas temperaturas. Para efeito de comparação, a condutividade térmica do Inconel 718 é da ordem de 11,3 W/(m·K) e a do aço ABNT 1045 é de 52,0 W/(m·K).

Segundo Marques (2015), as ferramentas cerâmicas são consideradas as ferramentas ideais para usinar as ligas de níquel no processo contínuo. Materiais cerâmicos para ferramentas como a cerâmica mista (Al_2O_3 -TiC), cerâmica Si_3N_4 (SiAlON) e cerâmica reforçada com *whiskers* (SiC) têm sido utilizadas na usinagem de ligas à base de níquel.

As cerâmicas puras são ferramentas constituídas basicamente em finos grãos de Al_2O_3 , contendo uma pequena quantidade de zircônia (ZrO_2) para uma maior resistência. A cerâmica mista tem como base Al_2O_3 , contendo carbeto de titânio (TiC) que lhe confere melhores propriedades térmicas e aumenta a resistência ao desgaste da ferramenta (ARANACHALAM, 2003; MARQUES, 2015).

Segundo Choudhury e El-Baradie (1998), ferramentas cerâmicas são amplamente utilizadas para usinagem das superligas, a ferramenta cerâmica de nitreto de silício (Si_3N_4) com adição de Al_2O_3 tem melhores propriedades térmicas e tenacidade do que as cerâmicas brancas de Al_2O_3 .

Segundo Ezugwu e Machado (1988), ferramentas de cerâmica pura ($\text{Al}_2\text{O}_3+\text{ZrO}_2$) não apresentam desempenho satisfatório na usinagem das ligas à base de níquel, apesar de sua boa estabilidade química, dureza a quente e elevada resistência ao desgaste. Este baixo desempenho pode ser atribuído à baixa resistência ao choque térmico, baixa tenacidade à fratura ou à baixa resistência ao choque mecânico em temperaturas elevadas.

Khamsehzadeh *et al.* (1991) mostrou que na usinagem contínua de Inconel 718 com ferramentas de cerâmica mista ($\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiC}$) é mais adequada para a usinagem deste material que a cerâmica pura. O uso de ferramentas de cerâmica mista foi relatado primeiramente no final dos anos 70, com velocidades de corte na faixa de 120 e 240 m/min, quase dez vezes maiores do que aquelas usadas pelas ferramentas de metal duro.

Marques e colaboradores (2019) destacam que as ferramentas de cerâmicas de alumina reforçadas com *whiskers* foram desenvolvidas especialmente para usinar as ligas à base de níquel. Elevadas velocidades de corte na faixa de (200 – 750 m/min), avanços na faixa de (0,125 - 0,375 mm/rev) podem ser alcançados na usinagem das ligas à base níquel com alumina reforçada com *whiskers*. Ensaios de torneamento mostraram que estas ferramentas são favoráveis para a usinagem da superliga Inconel 718 nas condições a seco ou com fluido refrigerante (EZUGHU *et al.*, 1999).

A tenacidade relativamente elevada de ferramentas cerâmicas à base de nitreto de silício (SiAlON) permite também usinar superligas com altas velocidades e avanços. Com a utilização desta ferramenta, observou-se uma redução de até 70% (em relação ao metal duro) na taxa de formação do entalhe, na usinagem do Incoloy. O torneamento de semi-acabamento de Inconel 718 com o SiAlON também resultou em uma economia de 57% nos custos em comparação com ferramentas de metal duro. Ferramentas cerâmicas de SiAlON usinaram melhor a liga Waspaloy na presença de fluido refrigerante (KHAMSEHZADEH, 1991).

Segundo Molaikeiya *et al.* (2021), ferramentas de cerâmica podem ser usadas com sucesso na usinagem da maioria dos aços, ferro fundido e das superligas à base de níquel, mesmo na sua condição endurecida, bem como na usinagem de muitas ligas não ferrosas e materiais compósitos. No entanto, o SiAlON e cerâmicas reforçadas com SiCwhisker, estão limitados na sua aplicação devido a reações químicas entre a peça e a ferramenta. As cerâmicas reforçadas com *whisker* de SiC estão limitadas a usinagem das superligas à base de níquel, enquanto as ferramentas SiAlON são essencialmente limitadas a usinagem de ferro fundido e superligas à base de níquel (ASM METALS HANDBOOK, 1990).

Para Molaikeiya *et al.* (2021), na usinagem do Inconel com ferramentas de cerâmica, o desgaste do entalhe na altura da profundidade de corte é promovido, envolvendo o mecanismo de adesão (*attrition*). O desgaste de flanco das ferramentas de alumina reforçada com *whiskers* e SiAlON podem ser considerados como um desgaste pelo mecanismo de

difusão, determinado principalmente pela reação química e dissolução do material da ferramenta com a peça.

Normalmente o desgaste de uma ferramenta de corte é um fenômeno complexo e pode ser atribuído à vários fatores e modos de desgastes, dentre eles podem-se citar: desgaste ativado mecanicamente, que compreende a abrasão, aderência e fratura (*attrition*); desgaste ativado quimicamente, também chamado triboquímico, desgaste de dissolução ou desgaste difusional (MARQUES *et al.*, 2019).

O desgaste abrasivo é predominantemente controlado pelas propriedades mecânicas do material da ferramenta, tais como dureza e tenacidade. O desgaste por difusão é predominantemente controlado pela estabilidade química e a solubilidade do material da ferramenta no material da peça a altas temperaturas (KUMAR *et al.*, 2003).

Altin e colaboradores (2007) investigaram os efeitos da velocidade de corte no desgaste sobre a vida da ferramenta na usinagem de Inconel 718 com ferramentas cerâmicas (SiAlON e Whisker). Os resultados obtidos pelos autores mostraram que o desgaste de cratera e flanco são predominantes nas ferramentas com geometria quadrada, enquanto o desgaste entalhe e flanco são dominantes nas ferramentas com geometria redonda. Observou-se ainda que para as condições utilizadas, a velocidade de corte de 250 m/min é ideal, para valores acima desta velocidade a vida da ferramenta é afetada, devido a elevada taxa de desgaste.

Molaiekiya *et al.* (2021), afirmam que, recentemente, as ferramentas cerâmicas modernas têm se mostrado candidatas em potencial para usinagem em alta velocidade de superligas resistentes ao calor, proporcionando um aumento substancial na produtividade. Os resultados de estudos anteriores mostraram que após ultrapassar a velocidade de corte de 800 m/min, as forças de corte sofreram uma queda acentuada acompanhada por uma redução no desgaste da ferramenta. Porém, em tais aplicações, temperaturas extremas e cargas mecânicas são geradas na zona de corte, implicando em uma possível influência negativa na integridade da superfície usinada. Os resultados mostraram que o processo de fresamento induz tensões residuais de tração na superfície usinada, enquanto gera uma camada branca indesejada com uma espessura da ordem de micrometros e uma superfície com $Ra = 4,5 \mu\text{m}$. Nenhum grande efeito de endurecimento foi observado. No entanto, foram observadas imperfeições contidas em uma fina subcamada da peça, sugerindo que as ferramentas cerâmicas podem ser utilizadas para processos de desbaste, desde que as operações de acabamento sejam realizadas para remover a camada danificada.

Segundo Choudhury e El-Baradie (1998), as ferramentas de CBN são utilizadas para a usinagem das superligas à base de níquel e cobalto, de dureza igual ou superior a 340 HV. A faixa de velocidade de corte recomendada dessas ferramentas para usinagem da liga Inconel 718 é 120-240 m/min. Depois do diamante, o CBN é o material mais duro disponível, e

não ocorre na natureza. Em síntese CBN policristalino é composto por cerca de 50-90% de CBN e ligantes de cerâmica, tais como carbeto de titânio e nitreto de titânio. O aumento do teor de CBN melhora a condição de corte das superligas e tende a aumentar a resistência ao lascamento. A dureza aumenta quase linearmente com aumento do teor de CBN. Em comparação com a cerâmica, CBN tem maior dureza e resistência à fratura, mas menor resistência química.

Ezugwu *et al.* (1999) comprovou em testes com Inconel 718, utilizando ferramentas de PCBN (30 a 95% de concentração de CBN), que o desgaste de entalhe foi reduzido significativamente com o aumento da concentração de CBN, enquanto a média do desgaste de flanco apresentou pequena variação.

Para Bushlya e colaboradores (2021), a capacidade do CBN para cortar materiais duros, com altas velocidades de corte é devido à manutenção da resistência a temperaturas mais elevadas do que outros materiais para ferramentas, juntamente com sua excelente resistência a abrasão e resistência à reação com os materiais não ferrosos das peças.

2.3 – Integridade Superficial

O termo Integridade Superficial (IS) de um componente descreve a relação entre os aspectos da superfície e o seu desempenho em serviço (GRIFFITHS, 2001). Segundo este autor, o termo Integridade Superficial foi descrito como o valor topográfico, metalúrgico, mecânico e químico de uma superfície produzida por usinagem e a sua relação com desempenho funcional futuro. Desta forma, a IS está ligada ao ambiente onde o componente será utilizado. Este termo foi proposto para ressaltar a ligação entre o processo de fabricação e posterior indicação sobre a confiabilidade e desempenho da superfície manufaturada.

O termo IS necessita de quantificação, Griffiths (2001) criou uma série de definições para descrevê-lo, e posteriormente, associá-lo ao seu provável desempenho em serviço. A Figura 2.3.1 ilustra estas definições.

Segundo Grzesik (2008), um processo de manufatura modifica a superfície da peça em termos de topografia e estrutura subsuperficial. Estas modificações podem influenciar o desempenho funcional da peça e/ou da superfície em questão. Se a superfície modificada apresentar condição de tensões residuais trativas, o seu desempenho funcional será prejudicado. Para especificar e manufaturar uma superfície com um alto grau de integridade é necessária a aplicação interdisciplinar de tópicos como a metalurgia, usinagem e testes mecânicos. A IS é obtida pelo uso de processos de manufatura cuidadosamente selecionados e controlados com base em avaliações de funcionalidade e necessidades específicas que a peça usinada deve apresentar.

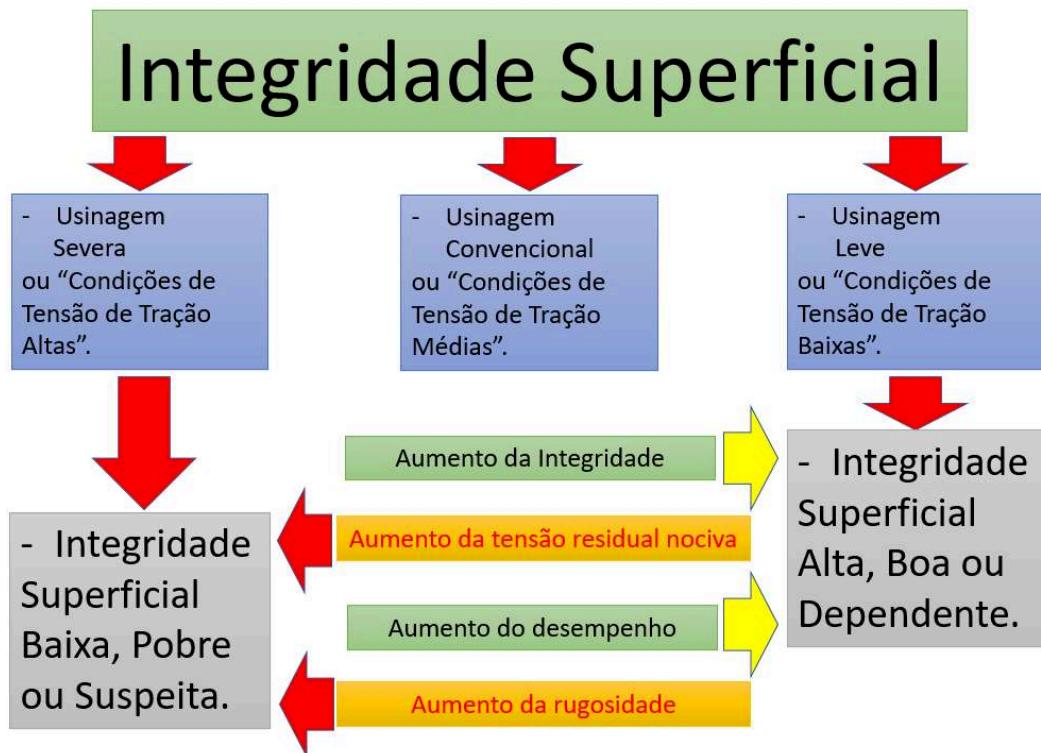


Figura 2.3.1 – Definições de Integridade Superficial referente a processo de usinagem. (Adaptado de Griffiths, 2001).

Os parâmetros de corte ou do processo de usinagem tais como velocidade de corte, avanço, profundidade de corte, estado da ferramenta e lubrificação empregadas no processo de usinagem podem variar significativamente, afetando não somente a taxa de produção, mas também a IS.

Segundo Griffiths (2001), para os extremos da IS, as palavras utilizadas relativas são “severa” e “leve”.

Usinagem “severa” é associada à:

- Uso de altos avanços e profundidade de corte;
- Uso de ferramentas que estão no fim de suas vidas (desgastadas e sem corte);
- Lubrificação inadequada e/ou inapropriada, ou sem lubrificação;
- Uso de máquinas ferramentas obsoletas, desgastadas, com folgas e sem rigidez.

A usinagem em condição “severa” gera calor, altas tensões trativas e alta taxa de carregamento na superfície. Em contrapartida, no processo de usinagem “leve”, um extremo cuidado com as condições é tomado, produzindo baixa geração de calor e alterações superficiais minimizadas. Usinagem “leve” é associada à:

- Baixos avanços e profundidades de corte;
- Uso de ferramentas novas;
- Lubrificação abundante e apropriada;
- Máquinas ferramentas precisas e rígidas.

A usinagem em condições “leves” geram pouco calor e produzem uma superfície com menores valores de tensão de tração, ou totalmente isentas desta condição.

Outro termo utilizado por Griffiths (2001) em condições de operação e usinagem é o “Convencional”, que difere de ambas as condições, “leve” e “severa”. “Leve” e “severa” referem-se aos dois extremos da usinagem, convencional refere-se às condições normalmente utilizadas nos processos de manufatura onde as recomendações dos fabricantes são seguidas e as condições de boas práticas durante a usinagem são observadas. Espera-se que a IS do produto resultante de usinagem em condições convencionais esteja sempre entre os dois extremos, não necessariamente em processos que tendem a apresentar mecanismos térmicos, como é o caso de usinagem na presença de desgaste da ferramenta.

Toenshoff (2000) apresenta relações entre o aumento da área de contato da ponta da ferramenta, devido ao desgaste, e a energia dissipada por unidade de área. Neste mesmo estudo é correlacionado o estado de tensão residual resultante que tende à tensão de tração na presença de temperaturas mais elevadas. Outros autores (POULACHON *et al.*, 2001, PAVEL *et al.*, 2005) estudaram os efeitos negativos do desgaste da ferramenta na integridade superficial na forma de análise da rugosidade.

Para Griffiths (2001), qualquer processo de manufatura consiste em um Evento Unitário (EU), o qual possui seus próprios mecanismos que definem a IS. O Evento Unitário consiste em mecanismos químicos, mecânicos e térmicos que separados ou combinados removem material e, em função de vários parâmetros inerentes ao processo, gera a IS, como mostra a Figura 2.3.2.



Figura 2.3.2 – Evento Unitário e sua influência na geração da IS
(Adaptado de Griffiths, 2001).

O processo de usinagem é composto por vários mecanismos geradores de eventos unitários (EU). A consideração de cada mecanismo do EU irá propiciar um entendimento de como será a superfície final. Os mecanismos geradores do EU podem ser divididos em três tipos: mecânico, térmico e químico. Estes mecanismos estão sempre presentes, em maior ou menor grau, em todos os processos de usinagem.

Na Figura 2.3.3, observa-se as cinco classes em ordem crescente de densidade de energia transferida à superfície. Quanto maior a densidade de energia transferida para a superfície, maior a probabilidade de se obter pobre integridade superficial.

Um diagrama esquemático do balanço energético também é apresentado na Figura 2.3.3, onde é possível notar que o processo químico ocorre em todas as classes em maior ou menor proporção.

Assim é possível estimar que em um processo de usinagem haja um balanço energético entre o mecanismo mecânico-térmico e o termomecânico. Este fato indica interações mecânicas, térmicas e químicas, o que pode promover o surgimento de uma IS de baixa qualidade, dependendo da densidade de energia.

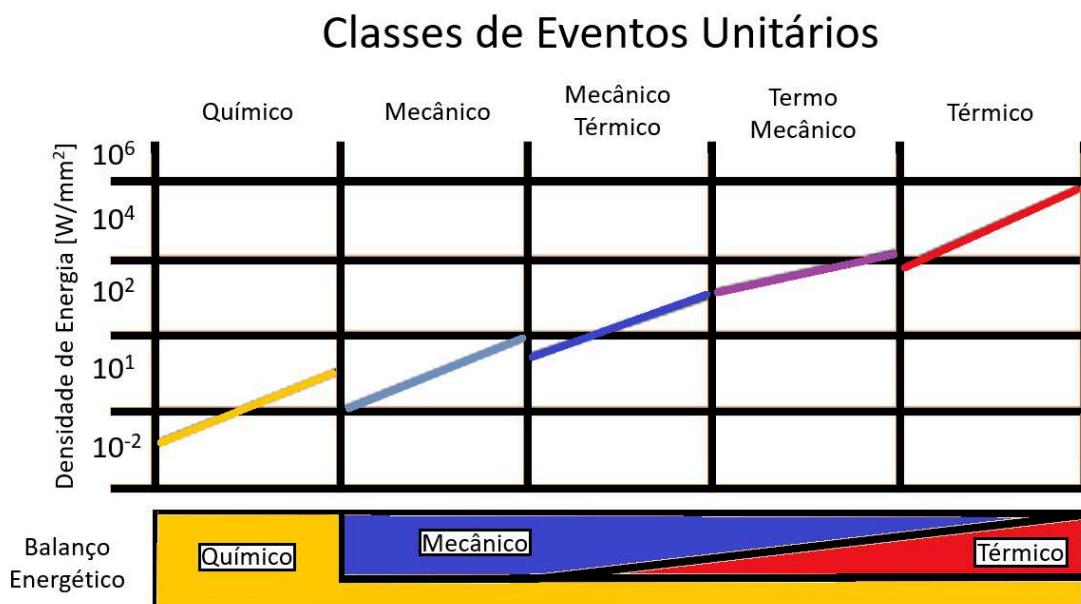


Figura 2.3.3 – As cinco classes de processos arquétipos de usinagem
(Adaptado de GRIFFITHS, 2001).

O evento unitário irá influenciar a superfície e a subsuperfície de várias maneiras. As mudanças na subsuperfície irão gerar as Camadas de Material Alteradas (CMA) que irão consistir em uma variedade de mudanças dependentes do mecanismo de geração do evento unitário:

- Camada de Material Quimicamente Alterada (CMQA): é causada por mudanças químicas superficiais que fazem parte do processo de manufatura do evento único ou aquelas causadas pela exposição ao ambiente/atmosfera;
- Camada de Material Mecanicamente Alterada (CMMA): consiste em deposições, ressaltos, riscos e deformação plástica;
- Camada de Material Termicamente Alterada (CMTA): consiste em transformações de fases, trincas e retêmpera;
- Camada de Material Alterada por Tensões (CMAT): resultam das tensões residuais da combinação de eventos térmicos e mecânicos da manufatura.

A CMA sofre influência provinda do evento unitário de usinagem e se encontra imediatamente abaixo da superfície usinada. Esta camada se caracteriza por mudanças de dureza, alterações químicas, alterações metalúrgicas, surgimento de tensões residuais e deformação plástica. As CMAs influenciam o desempenho funcional do produto. Um dos tipos de CMAs podem predominar em função do processo e condições estabelecidas, melhorando ou piorando em função do grau de intensidade.

A integridade superficial também envolve o estudo e controle da topografia e microdureza de superfícies, que influenciam na qualidade da superfície e subsuperfície usinada, e são pontos de análise importantes na fabricação de componentes estruturais que precisam suportar altas tensões.

Segundo Machado e colaboradores (2015), a usinagem é resultado de um processo que envolve deformações e recuperações elásticas, deformações plásticas, ruptura, geração de calor, reações químicas, vibrações e tensões residuais, desta forma, estes fatores podem afetar a nova superfície gerada nesse processo.

Segundo Devillez (2011), quanto menor a usinabilidade de um material, maiores os efeitos deixados na superfície e na subsuperfície pelo processo de usinagem, ou seja, baixa IS.

Para minimizar os efeitos da usinagem sobre a IS das peças, deve-se tomar um cuidado especial na escolha das condições de corte, material da ferramenta, geometria e revestimento da ferramenta, sendo que para a usinagem de superligas de níquel, esta seleção é fundamental.

Estruturas aeroespaciais são submetidas a severas condições de tensões e temperaturas. Para Devillez (2011), as dimensões das seções em estruturas aeroespaciais são continuamente reduzidas a fim de minimizar o peso, de modo que a condição da superfície tem uma influência crescente sobre o seu desempenho. Desta forma, a qualidade da

superfície final de uma peça usinada se torna cada vez mais importante em aplicações especiais e sofisticadas, como as da indústria aeroespacial (SATYANARAYANA, 2016).

A rugosidade é considerada uma alteração superficial, sendo utilizada em muitos casos nas operações de usinagem como um parâmetro de controle do processo, especificada conforme a aplicação e com o grau de exigência do componente usinado. Porém, a tensão residual é um dos parâmetros práticos mais relevantes usados para se avaliar a qualidade da superfície usinada, principalmente quando componentes estruturais críticos são usinados, visando alcançar níveis elevados de confiabilidade (EZUGWU *et al.*, 1999).

Dentre todos os parâmetros avaliados na IS de uma superfície gerada por usinagem, a presença elevada de tensões residuais de tração devem sempre ser consideradas e esforços devem ser feitos para garantir tensões residuais de compressão.

2.4 – Tensões residuais

Operações de usinagem como fresamento, furação, torneamento e retificação, podem introduzir tensões residuais trativas ou compressivas, dependendo do material e das condições de usinagem, tais como velocidade de corte, meio lubri-refrigerante e ferramenta utilizada. Estas tensões residuais têm sua origem na pressão exercida pela ferramenta e no aquecimento localizado.

Tensões residuais (TR) são as tensões que permanecem no material mesmo após cessadas as forças externas aplicadas sobre o mesmo (ALMEN, 1963). Existe uma padronização que classifica a tensão residual em 3 tipos (MACHERAUCH, 1987).

- Tensões residuais do tipo 1: são também chamadas macroscópicas ou macrotensões residuais, e se estendem ao longo do componente por vários grãos. As macrotensões residuais são provenientes de condições ou fontes mecânicas, térmicas ou químicas que afetam um volume considerável do material, estendendo-se por área comparável às dimensões da peça. Estas tensões permanecem equilibradas em todo o corpo e têm sua origem em deformações plásticas macroscópicas. Vários processos podem gerar esse tipo de tensão nos componentes (Ex: Torneamento, fresamento, conformação e tratamentos térmicos). Todo tratamento que causa deformação elástica ou plástica não homogênea entre duas áreas adjacentes de um corpo pode produzir esse tipo de tensão residual. A tensão residual resultante em todos os casos de aplicação vai depender intimamente das condições de aplicação de cada processo e da geometria da ferramenta. Segundo Macherach (1987), uma fonte importante de geração de tensão residual são os processos de usinagem. As camadas superficiais modificadas por esses métodos sempre

sofrem uma combinação dos processos de corte e deformações plásticas, além disso, há o efeito térmico causado pelo atrito com a ferramenta de corte. A retirada de material é de fato influenciada pelas propriedades térmicas, geometria da ferramenta e condições de resfriamento.

- Tensões residuais do tipo 2: elas são comumente chamadas tensões microestruturais ou microscópicas, estão presentes em um grão da peça ou numa parte deste, estando equilibradas em alguns grãos vizinhos e tendo sua origem em deformações plásticas microscópicas. Estas podem ocorrer na interface entre fases e partículas precipitadas e a matriz da peça. Seu desenvolvimento se dá através da deformação elastoplástica de um material policristalino com grãos aleatoriamente orientados, cuja resistência ao escoamento e encruamento depende da direção do grão (RODRIGUES, 2007).
- Tensões residuais do tipo 3: chamadas tensões microlocalizadas ou submicroscópicas, estendem-se por pequenas distâncias interatômicas, dentro de uma pequena porção de um grão, estando também equilibradas em uma pequena parte do grão e tendo sua origem em defeitos cristalinos. Tensões residuais do terceiro tipo são não homogêneas por áreas submicroscópicas, ou seja, em distâncias atômicas. Uma perturbação do equilíbrio dessas últimas não gera modificações visíveis nas dimensões do material. Esse tipo de tensão residual ocorre em materiais metálicos sujeitos a processos que tendem a modificar a rede cristalina e produzam descontinuidades, vazios, impurezas e falhas (MACHERAUCH, 1987).

As tensões residuais do tipo 2 e 3 são consideradas microtensões, que não podem ser evitadas em materiais policristalinos, e são mais importantes para o estudo do comportamento microestrutural. Para avaliação de projetos mecânicos e estruturais, as tensões do tipo 1, macroscópicas, são de fundamental importância e devem ser determinadas por metodologias de medições confiáveis. O efeito destas macrotensões residuais do tipo 1 pode ser tanto benéfico, quanto prejudicial, dependendo do sentido, da intensidade e da distribuição das tensões residuais em relação às tensões aplicadas pelo carregamento de serviço.

As macrotensões residuais trativas podem ser deletérias, dado que estas tensões ao se somarem às tensões trativas aplicadas no componente auxiliam a iniciação e o crescimento de trincas de fadiga, enquanto que as tensões residuais compressivas, ao se oporem a direção de carregamento trativo, reduzem o nível de tensão aplicada e inibem a iniciação e a propagação de trincas (ROCHA, 2021).

Segundo Vierick *et al.* (1991), a natureza benéfica ou deletéria das tensões residuais estão relacionada a três fatores:

1º) ao tipo de material, ou seja, se ele encrua durante deformação plástica cíclica;

2º) ao perfil de tensões residuais introduzidos durante o processamento termomecânico e a redistribuição destas tensões residuais que ocorrem durante deformação cíclica;

3º) ao tipo de carregamento que o material será submetido durante sua utilização.

Destes fatores a redistribuição de tensões residuais que ocorre durante deformação plástica cíclica é um fenômeno importante, visto que pode converter tensões residuais compressivas, pré-existentes no material, em tensões residuais trativas (GUROVA *et al.*, 1997).

As tensões residuais microscópicas podem ser induzidas por tratamento térmico, como resultado de mudanças de volume produzidas por transformação de fase, reações de precipitação ou por deformações térmicas ocorridas devido à diferença entre os coeficientes de expansão térmica existentes, por exemplo, entre uma partícula não metálica e a matriz metálica, durante o resfriamento.

Em geral, todo componente mecânico tende a apresentar tensões residuais de origem microscópica, derivadas de seu processamento para alteração das qualidades microestruturais e características mecânicas.

Além destas, tensões residuais macroscópicas estarão também presentes devido aos processos de fabricação, necessários à conformação do material à sua forma final. As tensões residuais do tipo 1 são particularmente importantes em engenharia para análise estrutural em componentes, visto que podem comprometer ou aumentar a vida útil de um equipamento. Estas, apresentam-se como um perfil de tensões trativo-compressivo ou compressivo-trativo, com extensão comparável às dimensões do componente analisado. A maior parte das trincas de fadiga iniciam-se na superfície ou em regiões subsuperficiais. De fato, a superfície é a região do componente que geralmente suporta a maior carga aplicada durante operação, estando muitas vezes sujeita a condições ambientais adversas e podendo até mesmo conter defeitos e tensões residuais provenientes do processo de fabricação, e/ou de montagem e operação. Portanto, o reforço e a melhoria das propriedades superficiais de um componente são de extrema importância para sua vida útil.

Os processos mecânicos ou térmicos que produzem o aparecimento de tensões residuais compressivas na superfície de componentes mecânicos são bastante empregados em elementos vitais de projeto, sujeitos a condições difíceis de trabalho, visando inibir a

propagação e iniciação de trincas de fadiga, reforçar a resistência à fadiga, aumentar a resistência à corrosão-sob-tensão e a resistência à fadiga intragranular (SCHWEITZER, 2007).

Geralmente a tensão residual de um componente é resultado da superposição desses três tipos de tensões residuais (OLIVEIRA, FONSECA e ARAUJO, 2017). A necessidade de monitorar a vida dos componentes mecânicos tornou necessário o desenvolvimento de técnicas de medição da tensão residual. A determinação das tensões deixadas por diferentes processos possibilita a indicação de um melhor método para se produzir um componente, prolongando a sua vida útil.

Segundo Souza (2012), tensões residuais são aquelas que permanecem na amostra quando ela não está solicitada por nenhum tipo de esforço externo. Estas tensões estão em estado de equilíbrio (a somatória das forças e dos momentos é igual a zero) e a solicitação total de um corpo é a somatória entre a tensão residual e os esforços externos, quando houver, seguindo a lei de superposição. Para ocorrer a formação das tensões residuais é preciso que ocorra algum tipo de deformação plástica na porção de massa do corpo em questão, seja ela causada por esforços mecânicos, de origem térmica ou por transformações metalúrgicas (OLIVEIRA, FONSECA e ARAUJO, 2018).

O conhecimento da magnitude e da distribuição de tensões residuais é essencial para avaliação da integridade estrutural de componentes mecânicos, dado que as tensões residuais influenciam o desempenho dos mesmos. Os métodos para medida de tensões residuais podem ser destrutivos, semi-destrutivos ou não destrutivos. Os diversos métodos de medida de tensões residuais utilizam medidas de deformações induzidas por tensões, utilizadas para calcular as tensões residuais existentes no material.

As principais técnicas destrutivas incluem medidas que se baseiam na eliminação do estado de equilíbrio das tensões residuais macroscópicas por corte, no ponto ou região de medida. O método envolve inicialmente a colocação criteriosa de extensômetros padrões, no componente em que se deseja medir as tensões residuais. É então medida a deformação macroscópica provocada pela remoção, por corte, de material tensionado. A esta remoção de material, acompanha uma relaxação. A variação de tensões causada por esta relaxação é determinada através da teoria da elasticidade, utilizando-se para tal, as equações de compatibilidade e equilíbrio para o cálculo das tensões residuais.

As técnicas destrutivas de extensometria e seccionamento, são limitadas às aplicações de laboratório em corpos de prova cilíndricos ou planos e muitas vezes não são facilmente adaptáveis aos equipamentos (VISHAY MEASUREMENTS GROUP, 2010).

O principal método semi-destrutivo é chamado método do furo cego (ASTM E837, 1994). Pelo método do furo cego se produz um furo de 0,8 a 3,2 mm de diâmetro na peça,

estes métodos mecânicos medem somente as tensões residuais do tipo 1 e não é aplicado em peças com dureza acima de 50 HR_C, devido à dificuldade de se furar a peça com uma broca com estas dimensões (MACHERAUCH, 1986).

Os métodos não destrutivos conseguem medir tensões sem relaxação e os principais deles são: o método ultrassônico, método magnético, o método da difração de nêutrons e o método da difração de raios-X. Estes métodos medem, sem distinção, as tensões residuais de tipo 1, 2 e 3 existentes no componente, ou seja, as micro e macrotensões residuais.

Os métodos mais utilizados, tanto do ponto de vista de equipamentos, bibliografia especializada e de aplicação em casos práticos são os métodos mecânicos, que utilizam extensometria, e o método de difração de raios-X (LU, 1996).

O método da difração de raios-X pode ser considerado um método não destrutivo de medidas de tensões residuais superficiais. Este é utilizado há mais de quarenta anos e aplicado largamente na indústria automotiva e aeroespacial, adotado por sociedades normativas no Japão e nos Estados Unidos (PREVEY, 1991).

Nas últimas décadas o desenvolvimento de equipamentos portáteis de raios-X tem ampliado ainda mais a aplicação desta técnica, permitindo medidas não destrutivas de tensões em equipamentos industriais (GUROVA, 1997).

O Anexo A deste trabalho traz informações detalhadas sobre as técnicas de medições de TR via difração de raios-X e operações práticas importantes para obtenção de resultados concisos de TR das ligas de Inconel 718.

2.5 – Desgaste da ferramenta

Todo processo de usinagem impõe à ferramenta algum tipo de destruição, por maior que seja a dureza e resistência da ferramenta. Machado *et al.* (2015) lista 3 tipos de destruição da ferramenta: avaria, desgaste e deformação plástica. As duas primeiras tem perda de material associado ao processo enquanto que o último ocorre por meio de deslocamento de material.

Avaria é um processo que ocorre de maneira repentina e inesperada, causado pela quebra, lasca ou trinca da ferramenta. A quebra e lascamento estão associadas a uma grande perda de material enquanto que no trincamento aparece uma fenda na cunha cortante que pode comprometer a continuidade do processo.

Deformação plástica é a mudança da geometria da ferramenta através do deslocamento de massa, onde não ocorre perda de volume. Ela ocorre devido a altas tensões compressivas e cisalhantes que atuam na superfície de corte.

A ferramenta de corte durante o processo de usinagem está sujeito à perda de material e do formato da cunha cortante. Esse processo acarreta diversas formas de desgaste e ocorre através de vários mecanismos.

O desgaste é definido por Hutchings (1992) como sendo a destruição de uma ou de ambas superfícies que compõem um sistema tribológico, geralmente envolvendo perda progressiva de material.

Dearnley e Trent (1982) exemplificaram e identificaram três formas de desgaste em uma ferramenta de corte conforme a Figura 2.5.1.

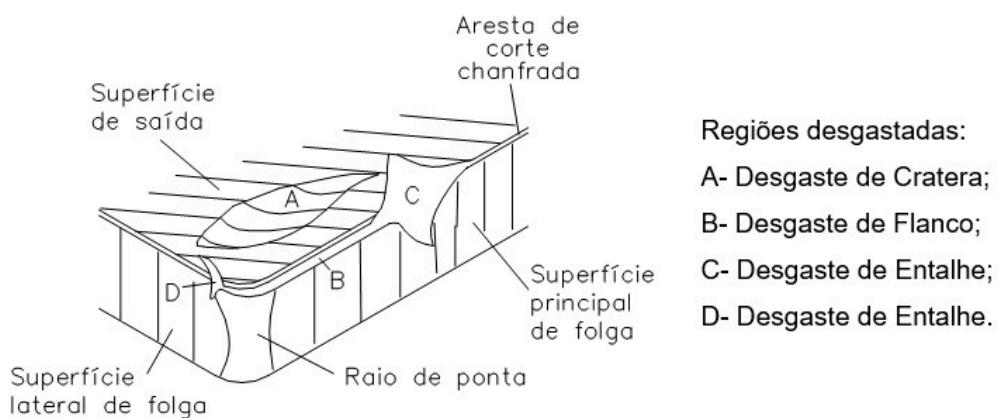


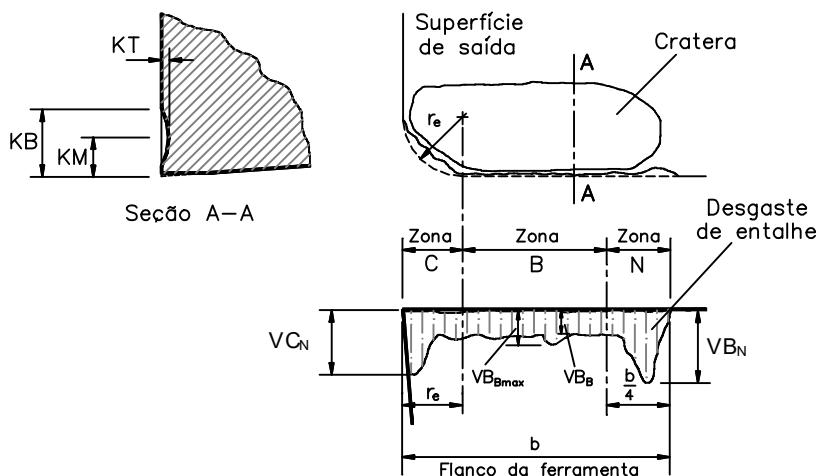
Figura 2.5.1 - Áreas de desgaste em ferramentas de corte (adaptado de DEARNLEY e TRENT, 1982 apud MACHADO, *et al.*, 2015).

A quantificação destes desgastes é importante para determinar a vida da ferramenta ou determinar o ponto de reafiação, tendo em vista que a ferramenta com desgaste elevado pode não produzir peças nas especificações de tolerância e acabamento.

Os parâmetros de desgaste podem ser quantificados de acordo com a norma ISO 3685 (1997) e Childs *et al.* (2001) (Figura 2.5.2).

O desgaste de flanco ocorre tanto na superfície principal de folga, quanto na superfície lateral de folga. Se dá por meio do atrito entre a superfície da peça e da ferramenta, que desencadeia alguns mecanismos (adesão, abrasão e difusão), com aumento de intensidade devido ao aumento de temperatura durante o processo (CHILDS *et al.*, 2001 apud LIMA, 2012).

O desgaste de entalhe ocorre na superfície principal e lateral de folga e em alguns casos pode invadir a superfície de saída. Esse desgaste resulta da perda de material da cunha cortante da ferramenta. Na usinagem de ligas de níquel, ocorre em praticamente todos os processos de usinagem, por isso é o mais adotado para critérios de fim de vida.



- KT- profundidade de cratera;
 KM - distância do centro da cratera;
 VB_B - desgaste de flanco médio;
 VB_{Bmax} - desgaste de flanco máximo;
 VB_C - desgaste de ponta;
 VB_N - desgaste de entalhe.

Figura 2.5.2 - Parâmetros de desgaste das ferramentas de corte (adaptado de ISO 3685, 1997 e CHILDS *et al.*, 2001).

No caso da superfície principal de folga, a localização é especificamente onde se inicia o contato entre a aresta de corte e a peça, na altura da profundidade de corte. Já no caso da superfície lateral de folga a localização é onde termina o contato entre a aresta lateral de corte e a peça usinada (ASM METALS HANDBOOK V. 16, 2004 apud LIMA, 2012).

O entalhe ocorre quando o material da peça usinada tem sua superfície encruada previamente pelo corte ou por efeito de alguma variação de temperatura. Sua localização nas arestas de corte ocorre no ponto onde prevalece uma condição de escorregamento, agravada pelo efeito do meio envolvente, na maioria dos casos o ar ou fluido de corte.

Segundo Machado *et al.* (2015), superligas de níquel, ligas muito resistentes ao calor e com tendência a encruarem, desenvolvem entalhes profundos nas ferramentas.

O desgaste de cratera ocorre na superfície de saída da ferramenta devido às altas temperaturas geradas durante a usinagem e a afinidade química entre a ferramenta e o material da peça. A superfície de saída é submetida a altos níveis de tensão e temperatura devido ao atrito da parte inferior do cavaco com a mesma. O desgaste de cratera localiza-se na região em que ocorrem os maiores valores de temperatura durante o processo de usinagem. Neste tipo de desgaste a difusão é o principal mecanismo, podendo ocorrer

também abrasão ou *attrition* (CHILDS *et al.*, 2001 apud LIMA 2012). O parâmetro mais utilizado para quantificar este desgaste é o KT (profundidade da cratera).

Em usinagem, as ferramentas geralmente se desgastam seguindo um padrão característico no tempo (Figura 2.5.3). Nota-se a presença de três estágios bem distintos. No eixo das ordenadas a quantificação pode ser realizada por qualquer um dos parâmetros que identificam o desgaste de entalhe, flanco ou cratera. O estágio I se dá nos primeiros minutos de corte, quando o desgaste se comporta com uma taxa decrescente. Neste estágio a ferramenta desgasta-se de uma forma acelerada no início do corte, como se a cunha cortante estivesse se acomodando ao sistema e depois passa a ter uma taxa menor com o passar do tempo. O estágio II se caracteriza por uma taxa constante de desgaste ao longo do tempo. Neste, a ferramenta está totalmente adequada as condições de corte e os mecanismos de desgaste operam numa taxa constante. No começo do estágio III acontece o início de uma aceleração no desgaste, promovendo, em um curto espaço de tempo, a quebra da ferramenta, caso o corte tenha continuidade. Acontece porque a ferramenta atingiu índices de desgaste tão elevados que as temperaturas e tensões envolvidas promovem o colapso da ferramenta (MACHADO *et al.*, 2015).

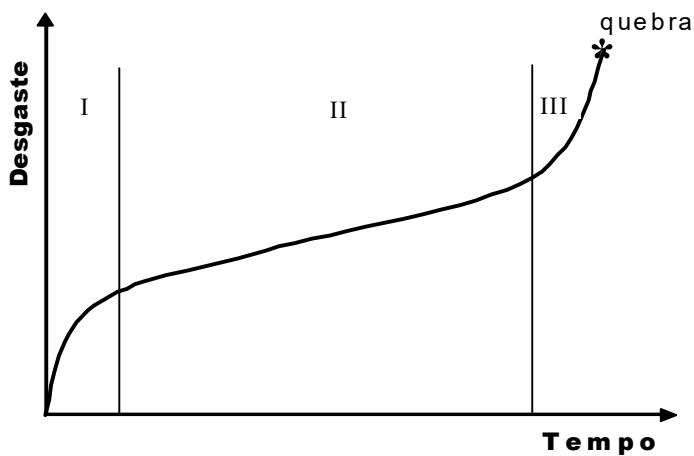


Figura 2.5.3 - Comportamento do desgaste de uma ferramenta de corte com o tempo (MACHADO *et al.*, 2015).

O desgaste em uma ferramenta se desenvolve por vários mecanismos que podem ser observados na Figura 2.5.4. Vieregge (1970) citado por Machado *et al.* (2015) apresentou um diagrama clássico a respeito do assunto.

Neste diagrama os mecanismos que levam a ferramenta de corte ao desgaste são apresentados em função da temperatura de corte, ou qualquer outra variável que a influencie, principalmente a velocidade de corte. Para baixas temperaturas os mecanismos de abrasão e adesão prevalecem com predominância da adesão. Já para temperaturas mais elevadas, a

adesão perde lugar para outros mecanismos, como a oxidação e difusão. A influência da difusão cresce exponencialmente à medida que a temperatura cresce.

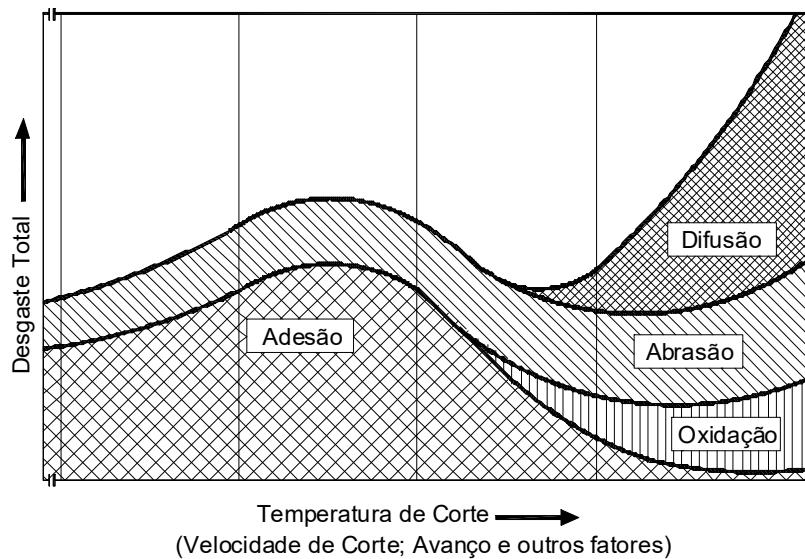


Figura 2.5.4 - Mecanismos de desgaste em função da temperatura de corte ou qualquer outra variável que a influencia (MACHADO *et al.*, 2015).

Existem variações na classificação dos mecanismos de desgaste, porém, grande parte dos trabalhos existentes considera pelo menos seis mecanismos: (TRENT e WRIGHT, 2013; WRIGHT e BIAGCHI, 1981 apud MACHADO *et al.*, 2015)

1. Cisalhamento plástico a altas temperaturas;
2. Deformação sob tensão de compressão;
3. Difusão;
4. *Attrition*;
5. Abrasão;
6. Desgaste de entalhe.

A deformação plástica superficial por cisalhamento a altas temperaturas, na verdade não é propriamente um mecanismo de desgaste, mas sim um processo de destruição da ferramenta, que Trent e Wright classificam-no como mecanismo (MACHADO *et al.*, 2015). Este mecanismo ocorre com mais frequência na usinagem de metais com alto ponto de fusão, em ferramentas de aço rápido. O fenômeno ocorre devido as altas temperaturas desenvolvidas na interface cavaco-ferramenta, por isso a resistência ao escoamento da ferramenta é diminuída e como consequência o material é cisalhado juntamente com o cavaco e arrancado da superfície de saída, onde é formado uma cratera.

A deformação sob tensão de compressão ocorre em usinagem de materiais de elevada dureza. Ocorre uma combinação de altas tensões de compressão com altas temperaturas na superfície de saída e esta combinação pode causar a deformação plástica das ferramentas de aço rápido ou metal duro. Este mecanismo ocorre geralmente a altas velocidades de corte e avanço e pode resultar em uma falha catastrófica, causando um cisalhamento completo da cunha cortante da ferramenta.

Segundo Machado *et al.* (2015), o mecanismo de desgaste difusivo envolve a transferência de átomos de um material para outro e é fortemente dependente da temperatura, do tempo e da solubilidade dos elementos envolvidos na zona de fluxo. A solubilidade é fortemente dependente da afinidade química e do tamanho dos átomos dos elementos constituintes. Podem-se formar soluções intersticiais, quando o átomo é menor que os da matriz ou soluções substitucionais, quando possuem o mesmo elemento ou átomos com raio atômico semelhantes. Átomos muito maiores não difundem na rede do material em contato.

Trent e Wrigth (2013) apud Machado *et al.* (2015), afirmam que, devido às altas velocidades relativas entre ferramenta e a peça (ou entre a ferramenta e o cavaco) e o tempo muito curto de contato, a difusão poderia ser considerada desprezível, se não houvesse a existência de uma zona de aderência, com um gradiente de velocidade, onde esta, é zero na interface. Este fato garante um tempo suficiente para ocorrer a difusão em altas temperaturas.

É importante ainda ressaltar que a difusão enfraquece a ferramenta, pois a mesma perde elementos importantes para a peça e ainda ocorre combinação com elementos da peça que irão envolver perda de carbeto duros e abrasivos, em troca de outros menos resistentes ao desgaste. Quanto maiores as velocidades de corte e avanço, mais intenso é esse mecanismo, pois a temperatura é sua energia de ativação.

O desgaste por aderência e arrastamento, também denominado *attrition*, ocorre a baixas velocidades de corte, onde o fluxo de material sobre a superfície de saída da ferramenta se torna irregular, e pode-se formar a aresta postiça de corte (APC), que torna o processo menos contínuo. Fragmentos microscópicos são arrancados da superfície da ferramenta e arrastados junto ao fluxo de material adjacente à interface (MACHADO *et al.*, 2015). Este processo é favorecido pela zona de escorregamento, corte interrompido e profundidade de corte variável, entre outros fatores.

O desgaste abrasivo pode ocorrer pela ação de partículas muito duras, soltas entre duas superfícies com movimento relativo ou por partículas emergentes de uma das superfícies, neste caso, pertencentes à peça. A primeira é denominada abrasão a “três corpos” enquanto que a segunda a “dois corpos” (HUTCHINGS, 1992).

Em usinagem a abrasão a três corpos ocorre quando óxidos ou precipitados destacam-se da peça ou ferramenta e a dois corpos quando ocorre *attrition* e as partículas abrasivas destacam-se da própria ferramenta mergulhadas no fluxo de material.

Este tipo de desgaste envolve deformação plástica e fratura frágil, gerando perda ou deslocamento de material por microsulcamento, microcorte ou microlascamento (MACHADO *et al.*, 2015).

É comum tratar o desgaste de entalhe como um mecanismo, ele ocorre, principalmente, na usinagem de materiais resistentes a altas temperaturas (tais como níquel, titânio, cobalto e aço inoxidável). O desgaste de entalhe aparece nas regiões que coincidem com as laterais do cavaco.

Geralmente nas regiões onde ocorre este tipo de desgaste, as condições de escorregamento prevalecem e o mecanismo de desgaste provavelmente envolve abrasão e *attrition* e estes são bastante influenciados pela atmosfera. Para altas velocidades de corte a difusão também pode estar envolvida. Existem ainda evidências de que óxidos se formam continuamente e se aderem na superfície da ferramenta naquelas regiões, e a quebra das junções de aderência entre os óxidos e a ferramenta, promovidos por *attrition*, pode remover material da superfície da ferramenta (TRENT e WRIGHT, 2013).

2.6 – Temperatura de usinagem

A temperatura de corte desempenha papel fundamental para o sucesso da operação de usinagem, e a geração de calor no processo pode melhorar ou piorar as condições de corte (MEETHAM, 2000; SUÁREZ, 2019).

Segundo Trent (1988b), a maior parte da energia oferecida pela máquina e consumida na usinagem dos metais é convertida em calor próximo à aresta cortante da ferramenta e este causa muitos problemas técnicos e econômicos diretos e indiretos. Segundo Machado *et al.* (2015), nos processos de usinagem apenas 8 a 10% do total do calor gerado é transferido para a ferramenta, a maior parte (cerca de 75%) é dissipado pelo cavaco, mas uma pequena parcela é conduzida pela peça, e aumenta a sua temperatura, podendo às vezes causar problemas de precisão dimensional.

Na Figura 2.6.1 são apresentadas às três fontes onde o calor é gerado na usinagem (zonas de cisalhamento) e exemplo dos percentuais de calor e sua distribuição, assim como as curvas de isotérmicas para as condições mostradas. Em cada um dos processos de corte as temperaturas máximas situam-se em regiões específicas, bem próximas à aresta de corte, onde as tensões atuantes (normais e cisalhantes) são extremamente elevadas (TRENT; WRIGTH, 2013).

Para Machado *et al.* (2015), o custo da usinagem depende da quantidade de remoção de metal e pode ser reduzido aumentando-se a velocidade de corte e/ou a velocidade de avanço, porém, há limites para essas velocidades, acima das quais a vida da ferramenta é diminuída drasticamente.

Na usinagem de superligas de níquel e de titânio (materiais com alta temperatura de fusão), o limite da velocidade de corte é definido em função da máxima temperatura suportada pelo material da ferramenta utilizada. Segundo Machado *et al.* (2015), o corte desses metais gera um grande aquecimento da ferramenta, que pode provocar seu colapso em curto tempo de usinagem, desta forma, é importante compreender quais fatores influenciam a geração de calor, bem como de que maneira os fluxos de calor e as temperaturas são distribuídas na ferramenta e na peça, próximo a aresta cortante (SMART, 1975; CASTO, 1994).

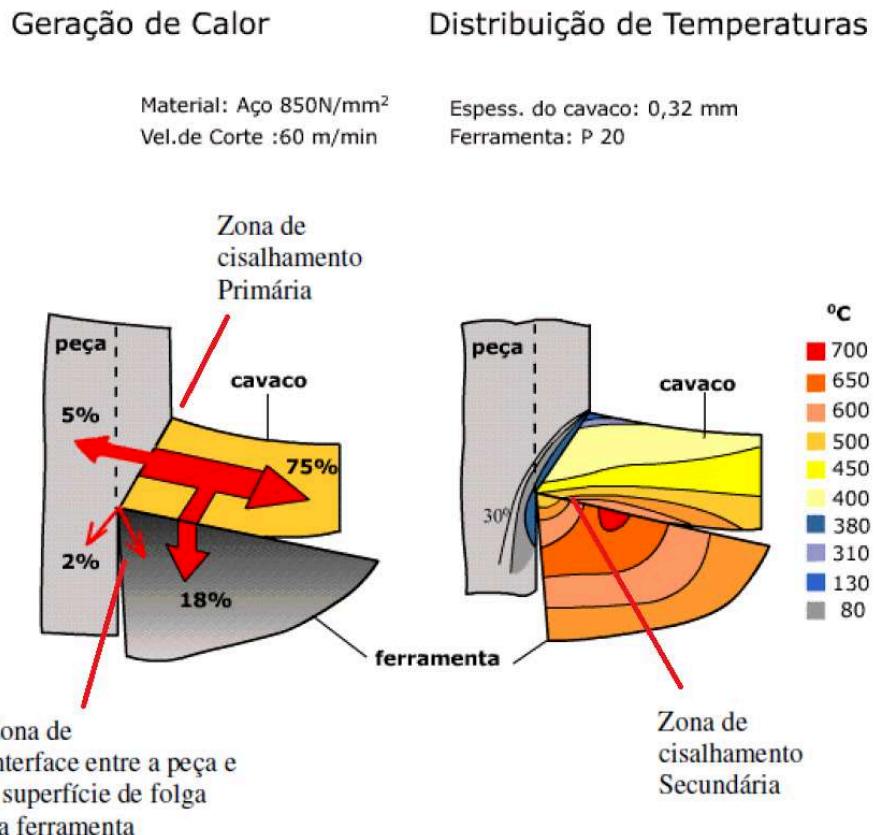


Figura 2.6.1 - Distribuição típica de temperaturas na região de corte (Adaptado de CIMM, 2017).

De acordo com Machado, *et al.* (2015), no processo de fresamento existe uma tendência de aumento da diferença entre as temperaturas da ferramenta na saída e na

entrada da peça a cada revolução. Este comportamento explica o aumento na quantidade de trincas de origem térmica em ferramentas de metal duro usadas neste tipo de fresamento.

Em cortes interrompidos de superligas de níquel, além de temperaturas elevadas, existem choques térmicos sofridos pela ferramenta, que também são muito importantes para o desempenho do processo, e de choques mecânicos que geram fenômenos de vibração e forças de reação que podem afetar a vida da ferramenta (SUÁREZ, 2019).

Segundo Burne (1987), para avaliar a temperatura nas zonas de corte, várias técnicas foram desenvolvidas, sendo que a maioria delas é empregada para medir a temperatura da ferramenta. Os métodos práticos mais utilizados para a medição da temperatura na região de formação de cavacos são: medição direta por termopares inseridos na ferramenta e/ou na peça, medição da força termoelétrica entre a ferramenta e a peça (método do termopar ferramenta-peça), medição por radiação de calor com sensores infravermelhos, medição utilizando vernizes termossensíveis, medição por propriedades metalográficas, medição usando pós-químicos, medição usando o método do filme PVD.

Atualmente, a utilização de termopares, tanto na ferramenta como na peça, é o método mais utilizado. A utilização de câmeras térmicas está aumentando consideravelmente com a redução dos valores dos equipamentos de medição desta natureza (SILVA, 2018; OLIVEIRA, 2021).

Para medição de temperatura na região de formação de cavacos, termopares têm sido muito empregados, inseridos nas juntas quentes das peças, ou mais comumente, inseridos nas ferramentas. Para isso usam-se fios de diâmetro reduzido inseridos em furos que causem a menor perturbação possível no campo de temperatura local. A inserção se dá nas mais diversas posições da ferramenta de corte ou da peça.

A medição de temperatura por meio de radiação utilizando sensores infravermelhos, ou câmeras térmicas, é bastante utilizada para obtenção da temperatura da superfície da peça, do cavaco ou da ferramenta. Este método de medição de temperatura em usinagem, no entanto, só permite a medição em superfícies expostas durante a operação. A sua principal vantagem está no fato de não necessitar contato com a superfície avaliada. Isto implica em uma medição sem interferência ou perturbação no campo original de temperaturas que estão sendo medidas. Por outro lado, a presença de fluidos de corte altera a emissão dos raios infravermelhos e a temperatura nas interfaces são difíceis por esse método.

A técnica de medição por radiação infravermelha é a mais indicada para medição de temperatura na ferramenta de fresamento, justamente pela vantagem de não contato, já que a fresa trabalha em rotação.

2.7 – Força e potência de usinagem

Trent e Weight (2000), descrevem que as forças de usinagem são elevadas na usinagem das superligas de níquel, isto, devido à área de contato na superfície de saída da ferramenta ser muito grande e o ângulo de cisalhamento ser pequeno, geralmente produzindo cavacos muito grossos. De acordo com Marques (2016), para todas as velocidades de corte, as forças são relativamente elevadas, promovendo altas taxas de desgaste da ferramenta.

Alauddin, Baradie e Hashmi (1996) investigaram a usinagem do Inconel 718 por meio do processo de fresamento de topo, sendo que os parâmetros de corte foram otimizados por medidas das componentes de força de usinagem durante o processo. Os resultados mostram que a força de usinagem aumenta quando a velocidade de corte diminui. Isto ocorre, pois, mantendo a velocidade de avanço constante e variando a velocidade de corte, a espessura do cavaco diminui com o aumento da velocidade de corte, consequentemente diminuem as forças de usinagem.

Geralmente, à medida que a velocidade de corte diminui, o ângulo de cisalhamento também diminui. Um pequeno ângulo de cisalhamento resulta em um grande plano de corte. No cisalhamento do material, um aumento na área do plano de cisalhamento aumenta as forças de corte necessárias para produzir tensão para deformação. Em baixas velocidades de corte, o coeficiente de atrito aumenta e, como resultado, as forças de usinagem também aumentam.

As forças de usinagem são maiores para velocidades de avanço mais elevadas (ALAUDDIN; BARADIE; HASHMI, 1996). Isto ocorre porque à medida que a velocidade de avanço aumenta, a carga por dente também aumenta e, consequentemente, a força de corte aumenta. Este aumento nas forças de usinagem ocorre pelo aumento na espessura do cavaco com o aumento da velocidade de avanço.

A profundidade de corte nas forças usinagem também provoca modificações na força e potência de corte. As forças de usinagem aumentam com o aumento da profundidade de corte, fato atribuído ao aumento da área de corte (ALAUDDIN; BARADIE; HASHMI, 1996).

Como no fresamento a área da seção transversal do cavaco varia periodicamente, as forças resultantes observadas na movimentação que ocorre entre peça e ferramenta também variam, gerando vibrações excessivas. A força total resultante é chamada força de usinagem (F_u). Na Figura 2.7.1 são apresentadas as disposições destas componentes da força de usinagem para a operação de fresamento de topo, juntamente com as seguintes velocidades: velocidade de corte (v_c), velocidade de avanço (v_t) e velocidade efetiva (v_e), que representa a soma vetorial de v_c e v_t (MACHADO *et al.*, 2015).

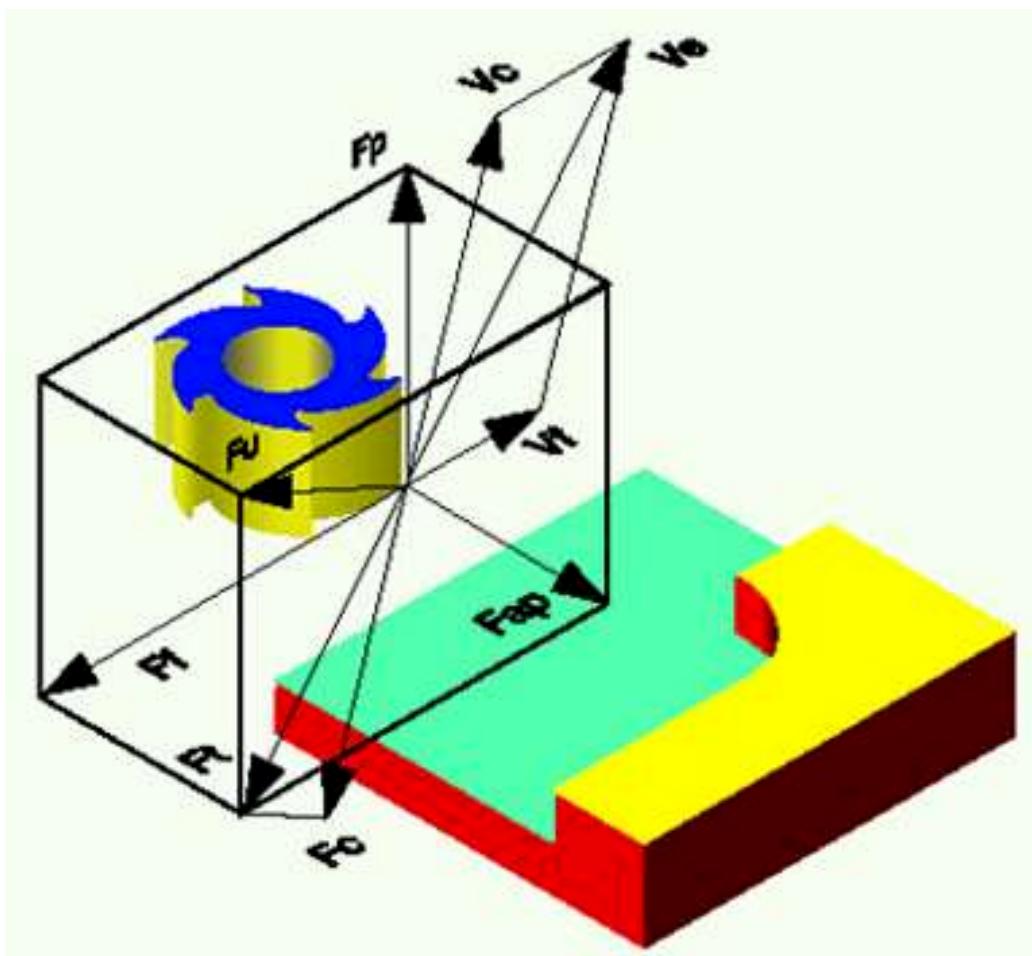


Figura 2.7.1 – Componentes das forças de usinagem nos processos de fresamento de topo
(Adaptado de Machado *et al.*, 2015)

Como nos processos de fresamento o ângulo de direção de avanço se encontra em constante variação, fazendo com que a força F_{ap} se difere de F_c , a força ativa resultante será expressa como a resultante vetorial das componentes F_{ap} , F_t e F_p . A força ativa contribui para o cálculo da potência de usinagem pelo fato de se posicionar no plano onde os movimentos de usinagem são realizados. Ela se decompõe, por sua vez, em força de apoio (F_{ap}) (no caso do fresamento) ou de corte (F_c) (no caso do torneamento), que é a projeção da força de usinagem sobre a direção de corte, e em força de avanço (F_t), que é a projeção da força de usinagem sobre a direção de avanço. A força de apoio (F_{ap}) é a projeção da força de usinagem sobre a direção perpendicular à direção de avanço, situada no plano de trabalho.

A norma DIN 6584 (*Deutsches Institut für Normung*, 1982) descreve os termos técnicos de usinagem relacionados a força, energia, trabalho e potência. A norma apresenta a decomposição da força de usinagem (F_u) em várias direções no espaço, incluindo a componente no plano de trabalho, que é denominada de força ativa (F_t), sendo a componente perpendicular a este plano, denominada força passiva (F_p). A força passiva ou de

profundidade (F_p) é a projeção da força de usinagem em um plano perpendicular ao plano de trabalho e não contribui para a potência de usinagem, dado que é perpendicular aos movimentos exercidos neste plano, onde ocorrem os movimentos de corte e de avanço. Entretanto, deve ser estudada, pois, é responsável pela deflexão elástica da peça e da ferramenta durante o corte e, dessa forma, responsável pelas variações de tolerâncias de forma e tolerâncias dimensionais quando estas são muito rígidas.

O estudo das forças de usinagem e da potência de corte permite otimizar os parâmetros de corte e assim assegurar menor gasto de energia, melhor acabamento e maior vida da ferramenta (NAVAS, 2012). Além disso, as forças de usinagem são determinantes para a qualidade geométrica e dimensional da superfície usinada, visto que suas componentes podem induzir deflexões em ferramentas mais esbeltas.

O material a ser usinado e seu estado de dureza, a velocidade de corte, o avanço e a profundidade de corte, o material da ferramenta, o material de recobrimento da ferramenta, a geometria da ferramenta escolhida, o tipo de fluido de corte, a forma como o fluido é aplicado, o desgaste da ferramenta, os efeitos térmicos, o atrito e as tensões geradas na remoção do cavaco são fatores que, em maior ou menor grau, afetam as componentes das forças de usinagem na operação de fresamento. Dessa forma, pode-se afirmar que o monitoramento destas forças é útil para prever ou acompanhar o desempenho global do processo (SILVA, 2021a).

A força total resultante é chamada força de usinagem (F_u). Para determinar adequadamente a direção desta força, são primeiramente avaliadas as suas componentes e as direções conhecidas e, assim, calculados os esforços que daí resultam.

De acordo com Diniz *et al.* (2006), no processo de fresamento, a potência de usinagem requerida na operação varia a todo instante, devido a variação do número de dentes no corte e da espessura do cavaco. Assim, tanto no fresamento cilíndrico tangencial como no fresamento de topo, a potência média de corte é calculada com um valor médio da pressão específica de corte (K_s), utilizando-se um valor médio para espessura do cavaco. A pressão específica de corte é um parâmetro importante para se determinar a potência necessária para uma operação de usinagem.

No fresamento, existem vários fatores que influenciam a potência. De acordo com Krabbe (2006), existem também diversas maneiras extremamente complicadas de se calcular a potência necessária para o fresamento. O valor da potência de usinagem, aumenta com o incremento da profundidade de corte, da largura de corte, da velocidade de avanço, do coeficiente de força específica de corte e do número de arestas de corte, entre outros fatores.

2.8 – Modelagem e análise matemática

A modelagem matemática é a área da ciência que estuda a simulação de sistemas reais com a finalidade de prever o comportamento desses eventos (ANScombe, 1973). Os modelos matemáticos são empregados em diversas áreas da ciência, tais como física, química, biologia, economia e engenharias (ANDERSON, 1996; COSTA, 2018).

Um modelo é uma representação simplificada de algo mais completo, onde normalmente se utiliza representações gráficas para ilustrar estruturas de dados reais, sendo assim, um modelo é uma abstração de um objeto ou de um evento real. Sua função é auxiliar na compreensão das complexidades do ambiente real. Pela visão matemática e estatística, um modelo pode representar uma estrutura de dados coletados e suas características principais, suas relações com outras entidades, suas restrições, suas possíveis transformações e também mostrar possibilidades de conexão com eventos similares, ou seja, os modelos podem se conectar com outros elementos e ampliar sua capacidade representativa (McCULLAGH, 2002).

Um bom modelo matemático deve contemplar o problema em todos os seus aspectos possíveis. Claramente existem barreiras para se entender e coletar dados sobre eventos físicos, porém, o modelo deve evoluir e conforme se amplia a compreensão sobre o problema, detalhes devem ser acrescentados à modelagem (McCULLAGH, 2002).

A modelagem de um fenômeno via equações pode ser realizada através da simples observação e registro de dados, e com estes dados pode-se construir tabelas e/ou gráficos, pelos quais consegue-se informações sobre as taxas de variação do fenômeno (que do ponto de vista matemático são derivadas), assim se determina a equação que relaciona as taxas de variação e a função, isto é, a equação diferencial associada e, a partir da solução desta equação tem-se uma possível descrição do fenômeno (COSTA, 2018).

Segundo Adam (1997), os modelos matemáticos são compostos por:

- Parâmetros (constantes do sistema);
- Variáveis independentes (intrínsecas ao sistema a ser estudado, são variáveis que afetam o sistema, porém o modelo não foi designado para estudar seu comportamento);
- Variáveis dependentes (as quais o modelo foi designado para estudar).

Quando o sistema em questão busca retratar um fenômeno que consiste na interação entre duas ou mais entidades, então a modelagem é feita através de um sistema de equações diferenciais (ADAM, 1997).

O modelo Lotka-Volterra (ou presa-predador), por exemplo, desenvolvido na década de 1920, é dado pelo sistema de equações diferenciais, apresentado em Eq. 2.8.1:

$$\begin{aligned} x'(t) &= ax + bx(t)y(t) \\ y'(t) &= -cy + dx(t)y(t) \end{aligned} \quad (2.8.1)$$

Onde:

“a”, “b”, “c” e “d” são os parâmetros;

$x(t)$ e $y(t)$ são as variáveis dependentes (respectivamente a população de presas e predadores);

“t” é a variável independente.

Para se estudar um modelo matemático de equações diferenciais, de uma maneira geral, devem ser seguidos alguns procedimentos. Quando são reunidos dados coletados em uma pesquisa acadêmica e eles são usados para projetar resultados futuros, neste caso é realizada a preparação para uma análise de tendência. Assim, uma curva de tendência está sempre associada a uma série de dados, mas uma curva de tendência não representa os dados dessa série. Esta, por sua vez, é usada para representar tendências em dados existentes ou previsões de dados no futuro (ADAM, 1997).

Ferramentas como *MatLab®*, *OriginLab®*, *MS Excel®* e *PowerBI®*, permitem exibir dados através de gráficos e acrescentar linhas e/ou curvas de tendência. Existem diversos tipos de ajustes e regressões para se definir o comportamento dos processos ou fenômenos em questão, porém, os mais comuns são os ajustes através de linhas de tendência lineares, logarítmicas, polinomiais, exponenciais, de potência e de média móvel.

O R-quadrado (R^2) é uma medida estatística que relaciona o quanto próximos os dados medidos estão da curva de tendência ajustada. O R^2 é conhecido como o coeficiente de determinação ou o coeficiente de determinação múltipla. A sua interpretação é simples, pois representa a confiabilidade sobre o equacionamento proposto, que está sempre entre 0 e 100%, ou entre 0 e 1, para condição normalizada. Sendo, 0% indica que o modelo não explica nada da variabilidade dos dados de resposta ao redor de sua média e 100% (ou 1) indica que o modelo explica toda a variabilidade dos dados de resposta ao redor de sua média (NAGELKERKE, 1991).

Em geral, quanto maior o R^2 , melhor o modelo se ajusta aos seus dados (ADAM, 1997). Dentro da modelagem de um sistema existem a possibilidade de se explorar os recursos matemáticos de forma a criar novas equações e novas formas representativas, ou seja, a

matemática possibilita extrapolar os limites físicos e criar novas formas para descrever um fenômeno (ELLENBERG, 2015).

O modelamento matemático permite criar novas fronteiras para os sistemas físicos existentes, como por exemplo, novas unidades de medida. As unidades de medida classificam quantidades específicas de determinada grandeza física e serve de padrão para eventuais comparações. Os padrões de medida são mapeados pelo Sistema Internacional de unidades (SI), e a partir deste, pode-se criar grandezas derivadas, definidas a partir das grandezas fundamentais. As grandezas derivadas do SI são aquelas que podem ser expressas através das unidades básicas do SI e sinais de multiplicação e divisão (INMETRO, 2014).

Segundo a edição brasileira referente a tradução da brochura *The International System of Units* (2014), traduzido pelo Instituto Nacional de Metrologia, Normalização e Qualidade Industrial (INMETRO), há apenas uma unidade do SI para cada grandeza, contudo, para cada unidade do SI podem haver várias grandezas; e, às vezes, dão-se nomes especiais para as unidades derivadas. Assim, todas as grandezas podem ser expressas em função das fundamentais, representadas dimensionalmente por meio de símbolos e unidades específicas.

2.8.1 – Estatística descritiva

A estatística descritiva é uma parte da estatística que aplica técnicas para descrever e/ou sumarizar um conjunto de dados (MCLEAN, 1998). Algumas medidas que são normalmente utilizadas para descrever um conjunto de dados são medidas de tendência central e medidas de variabilidade ou dispersão (COHEN, 1988; KOZAK, 2009).

Segundo Moore e McCabe (2004), a pergunta mais recorrente de um pesquisador é se existem correlações entre duas ou mais variáveis. A segunda questão mais frequente é se estes dados estão relacionados da forma correta e se as análises realizadas são coerentes com os resultados experimentais.

Segundo Mukaka (2016), para relacionar dados interdependentes, pode-se utilizar a estatística descritiva. O coeficiente de correlação de Pearson, também chamado "coeficiente de correlação produto-momento" ou simplesmente de " ρ de Pearson" mede o grau da correlação (e a direção dessa correlação - se positiva ou negativa) entre dois intervalos de variáveis escalares (RODGERS, 1988).

Alguns conceitos são fundamentais para se aplicar a correlação de Pearson, o primeiro é o conceito de “associação” e o segundo, o conceito de “linearidade” (FISHER, 1921; STIGLER, 1989). Duas variáveis estão associadas em termos estatísticos quando estas guardam semelhanças na distribuição dos seus valores. Estas podem se associar a partir da

distribuição das frequências ou pelo compartilhamento de variâncias (SAWILOWSKY, 2003). No caso da correlação de *Pearson* a correlação ocorre pelo compartilhamento de variâncias, ou seja, trata-se de uma medida da variância compartilhada entre duas variáveis. Por outro lado, o modelo linear supõe que o aumento ou decremento de uma unidade na variável X gera o mesmo impacto em Y, que em termos gráficos, entende-se que a melhor forma de ilustrar o padrão de relacionamento entre duas variáveis é através de uma linha reta (PEARSON, 1994). O coeficiente de correlação de *Pearson* não diferencia entre variáveis independentes e variáveis dependentes, dessa forma, o valor da correlação entre X e Y é o mesmo entre Y e X (PEARSON, 1937; MUDDAPUR, 1988). O valor da correlação não muda ao se alterar a unidade de mensuração das variáveis. O coeficiente tem um caráter adimensional (SCHIELD, 1995; MOORE, 2007). O coeficiente de correlação de *Pearson* mede o grau da correlação linear entre duas variáveis quantitativas (KRONMAL, 1993), que reflete a intensidade de uma relação entre dois conjuntos de dados. Para se calcular o coeficiente de correlação de *Pearson*, aplica-se a Eq. 2.8.2.

$$\rho = \frac{1}{n-1} \sum \left(\frac{x_i - \bar{x}}{s_x} \right) \left(\frac{y_i - \bar{y}}{s_y} \right) \quad (2.8.2)$$

Onde, x_i e y_i são os valores medidos de ambas as variáveis e o seu valor médio pode ser calculado pela Eq. 2.8.3 e o desvio padrão pela Eq. 2.8.4.

$$\bar{x} = \frac{x_1 + x_2 + \dots + x_n}{n} = \frac{1}{n} \sum x_i \quad (2.8.3)$$

$$s = \sqrt{\frac{1}{n-1} \sum (x_i - \bar{x})^2} \quad (2.8.4)$$

Este coeficiente, representado por ρ , assume apenas valores entre -1 e 1 (KLECKA, 1980):

- $\rho = 1$ (Significa uma correlação perfeita positiva entre as duas variáveis);
- $\rho = -1$ (Significa uma correlação negativa perfeita entre as duas variáveis. Isto é, se uma aumenta, a outra sempre diminui);
- $\rho = 0$ (Significa que as duas variáveis não dependem linearmente uma da outra, no entanto, pode existir uma dependência não linear).

Vale observar que, como o coeficiente é concebido a partir do ajuste linear, então a formulação contém informações do ajuste, ou seja, é composta apenas pelos dados coletados (HOLLAND, 1986). Assim, uma correlação de valor zero indica que não há relação linear entre as variáveis. Da mesma forma que a interpretação não é quantitativa e sim, qualitativa, por exemplo, uma correlação de 0,6 não pode ser interpretada como representando o dobro de uma correlação de 0,3 (HAIG, 2007). Desta forma, pode-se apenas afirmar que as correlações estão linearmente associadas ou se a relação é inversamente linear (CHEN e POPOVIC, 2002).

Na etapa final deste trabalho foram utilizados diagramas de *Kiviat* para apresentar os dados, este é um método de apresentar dados multivariáveis na forma bidimensional de três ou mais variáveis quantitativas representadas em eixos que partem do mesmo ponto. Estes diagramas consistem de uma sequência de raios equiangulares, com cada raio representando uma das variáveis. O comprimento de cada raio é proporcional à magnitude da variável para o ponto de dados em relação à máxima magnitude da variável em todos os pontos. Uma linha é desenhada ligando os valores de cada raio. Os diagramas de *Kiviat* são usados para examinar e analisar valores relativos de um único ponto de dados, facilitando assim, a conclusão sobre o comportamento das respostas e saídas em trabalhos com variáveis múltiplas (FRIENDLY, 1991; PORTER, 2018).

CAPÍTULO III

METODOLOGIA

Este capítulo apresenta os materiais, equipamentos, instrumentos de medição, parâmetros de corte e planejamentos, como também a metodologia, utilizadas nas várias etapas desta investigação.

3.1 – Introdução

Na primeira fase deste trabalho foi realizada uma revisão bibliográfica, abordando as características da superliga de Inconel 718, estudo dos aspectos relacionados à usinagem da liga e análise geral dos principais resultados da literatura. A revisão bibliográfica perdurou todo o período de desenvolvimento do trabalho, buscando artigos recentemente publicados sobre o tema e afins para um maior embasamento teórico que auxiliasse na interpretação dos resultados obtidos.

Antes de desenvolver os testes para atingir os objetivos propostos neste trabalho, foram realizados alguns pré-testes, para definir as configurações de corte, tipo de ferramenta, vazão do fluido de corte aplicado pela técnica da mínima quantidade de lubrificante (MQL) e por jorro. Estes pré-testes também tiveram o objetivo de ajustar as condições de desgaste da ferramenta de corte para cada etapa da pesquisa.

Os ensaios de usinagem foram realizados no Laboratório de Ensino e Pesquisa em Usinagem (LEPU) da Faculdade de Engenharia Mecânica da UFU e também no Laboratório de Pesquisa em Usinagem (LAUS) da Pontifícia Universidade Católica do Paraná (PUCPR).

As medições de tensões residuais foram realizadas no Centro para Pesquisa e Desenvolvimento de Processos de Soldagem (LAPROSOLDA) da Faculdade de Engenharia Mecânica da UFU, as análises de tensões residuais foram realizadas com apoio do Laboratório de Análise de Tensões (LAT), do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal Fluminense (UFF). Após a realização dos pré-testes, foram idealizados os ensaios desta investigação, que foram distribuídos em três etapas, análises e modelagens matemáticas de acordo com a Figura 3.1.1 e com a Tabela 3.1.1. Todos os ensaios de usinagem da 1^a etapa foram realizados na UFU e nas etapas 2 e 3, parte dos ensaios foram realizados na UFU e outra parte na PUCPR.

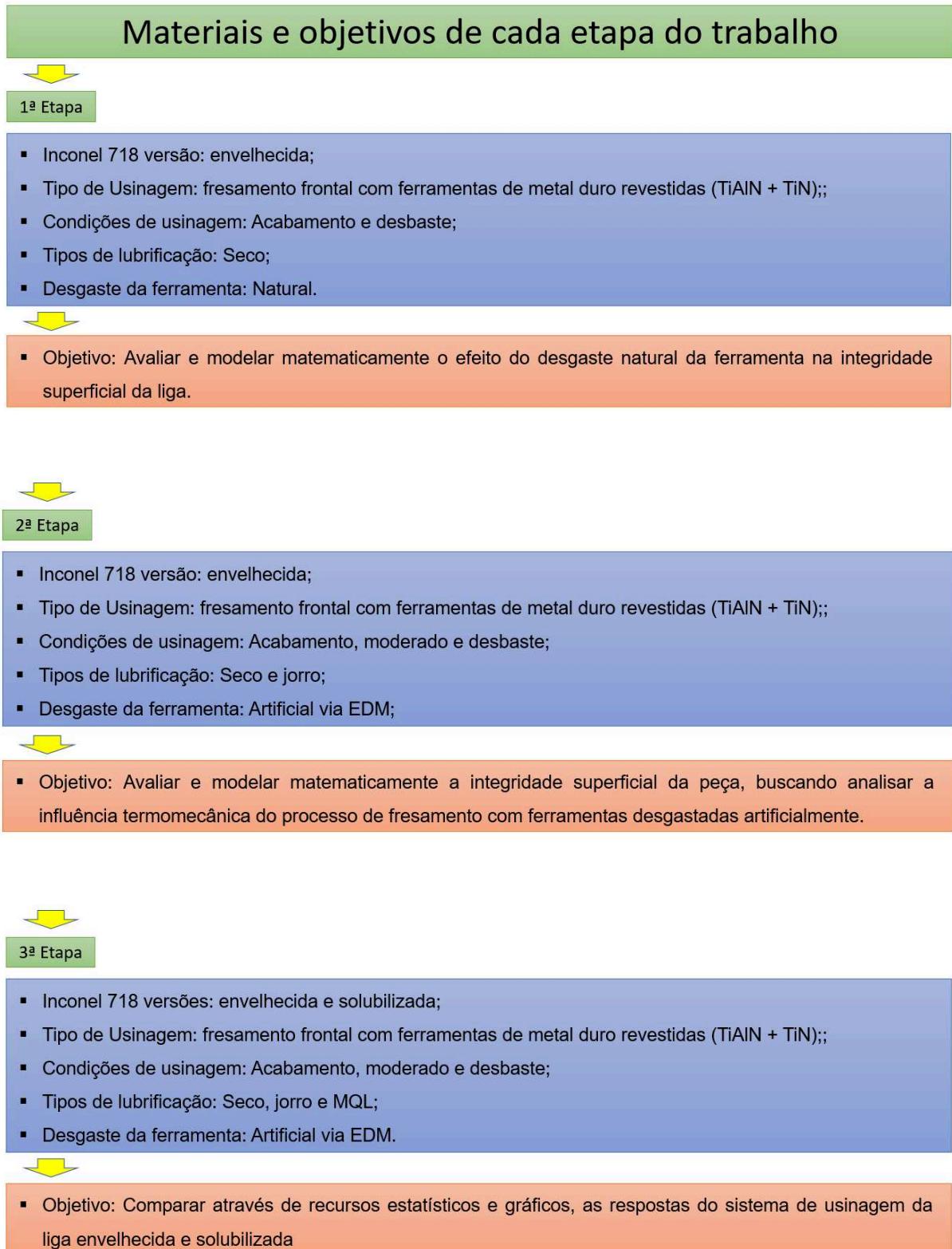


Figura 3.1.1 – Fluxograma com os materiais e objetivos de cada etapa deste trabalho.

Tabela 3.1.1 – Detalhamento da metodologia desenvolvida neste trabalho.

Natureza da atividade	1 ^a etapa	2 ^a etapa	3 ^a etapa
Tratamento térmico do CP de Inconel 718	Envelhecida	Envelhecida	Envelhecida e Solubilizada
Condição de usinagem	Acabamento e desbaste	Acabamento, desbaste e moderado	Acabamento, desbaste e moderado
Condição de Lubrificação	Seco	Seco e Jorro	Seco, MQL e Jorro
Desgaste de flanco da ferramenta	Desgaste natural, realizado na própria liga.	Desgaste artificial, realizado via EDM	Desgaste artificial, realizado via EDM
Realização dos ensaios de usinagem	Realizados na UFU	Realizados na UFU e PUCPR.	Realizados na UFU e PUCPR.
Caracterização: peças e ferramentas	Realizados na UFU	Realizados na UFU	Realizados na UFU
Medições de Microdureza	Microdureza Vickers na superfície da peça.	Microdureza Vickers na superfície da peça.	Microdureza Knoop na lateral da peça e microdureza Vickers na superfície da peça.
Rugosidade da superfície	Parâmetros bidimensionais da peça.	Parâmetros bidimensionais da peça.	Parâmetros bidimensionais da peça.
Microscopia óptica	Microscopia óptica da peça e da ferramenta	Microscopia óptica da ferramenta	Microscopia óptica da ferramenta
Microscopia eletrônica de varredura	-	-	MEV/EDS da ferramenta
Medição de tensão residual	Tensão residual longitudinal e transversal na peça	Tensão residual longitudinal e transversal na peça	-
Medição de potência da máquina	-	-	Medição de potência de entrada via efeito Hall -
Medição de temperatura no ensaio	-	Medição de temperatura da peça com termopar e câmera térmica.	Medição de temperatura da peça com câmera térmica.
Medição de forças de usinagem	-	Força de usinagem resultante. (F_u)	Forças: normal, longitudinal e transversal (F_x , F_y e F_z)
Modelagem e análise matemática	Índice de integridade superficial para 1 ^a etapa de testes: I2S1	Índice de integridade superficial para 2 ^a etapa de testes: I2S1 e I2S2	Análise das correlações entre o desgaste da ferramenta e as respostas (saídas) dos ensaios.

No início da primeira etapa foram realizados testes para se definir as características dos processos de fresamento das ligas de Inconel 718 e levantamento de hipóteses sobre os resultados parciais, após esta fase, ainda na primeira etapa de testes, os resultados foram avaliados de forma a criar uma modelagem matemática para relacionar o efeito do desgaste natural da ferramenta na integridade superficial da liga; nas etapas seguintes realizaram-se estudos aprofundados, otimizando os processos de investigação sobre a influência do desgaste da ferramenta com relação à integridade superficial das peças. Na segunda etapa avaliaram-se os resultados de forma a modelar matematicamente a integridade superficial da peça, buscando analisar a influência termomecânica do processo de fresamento com ferramentas desgastadas artificialmente. Na terceira etapa buscou-se comparar por recursos estatísticos as respostas do sistema de usinagem da liga envelhecida e solubilizada.

A Tabela 3.1.1 contempla todas as atividades e as configurações dos testes das três etapas, observando todas as condições de entrada e saída de dados.

Com relação às análises matemáticas, estas foram realizadas em todas as três etapas, sendo que, ao final da 1^a e 2^a etapa, foram propostos dois novos modelos matemáticos para descrever os Índices de Integridade Superficiais (I2S) de superligas de Inconel 718 envelhecida mediante ao desgaste progressivo da ferramenta de corte de metal duro revestida.

3.2 – Materiais e métodos

Os materiais utilizados nesta investigação foram fornecidos pela empresa *Villares Metals S.A.*, com o nome comercial de Inconel® VAT718A. Estas ligas a base de níquel foram fornecidas em duas condições de tratamento térmico, solubilizada e envelhecida. Foram fornecidas 4 barras de Inconel 718 recozido (liga solubilizada) com diâmetro de 101 mm por 530 mm de comprimento e 6 barras de material envelhecido com diâmetro de 127 mm por 260 mm de comprimento. A composição química e as propriedades mecânicas dos materiais são apresentadas nas Tabelas 3.2.1 e 3.2.2, respectivamente.

Tabela 3.2.1 – Composição química da liga VAT718A (% Peso)

Liga	Ni	Cr	Fe	Nb	Mo	Ti	Al	C	Co
Solubilizada	53,29	18,48	18,61	5,16	2,55	0,96	0,57	0,033	0,03
Envelhecida	52,90	18,48	18,88	5,11	2,94	0,98	0,54	0,032	0,04

A análise da liga solubilizada foi realizada com equipamento portátil *Bruker Turbo SD* - *Análise FRX*, no laboratório do CIMATEC de Salvador/BA. A composição do material envelhecido foi fornecida pela *Villares Metals S.A.*

Tabela 3.2.2 – Propriedades mecânicas da liga VAT718A

Liga	Limite de escoamento (MPa)	Tensão de ruptura (MPa)	Dureza (média) HR _C
Solubilizada	350	780	16
Envelhecida	1070	1262	40

3.2.1 – Microestrutura do Inconel 718

A análise da microestrutura da liga envelhecida foi realizada no laboratório da *Villares Metals S.A.* As imagens metalográficas da liga solubilizada foram realizadas no Laboratório de Ensino e Pesquisa em Usinagem LEPU da UFU. Para a análise da microestrutura, foi retirada uma amostra do material seguido da operação lixamento utilizando-se lixas d'água de carbeto de silício com granulometria *mesh*, na sequência, 180, 200, 320, 400, 600, 800 e 1200 na presença de água corrente em uma lixadeira de bancada. Após o lixamento a amostra foi polida com pasta de diamante com granulometria de 3 µm e 1 µm e atacada com o reagente *Kalling* nº 2 (100 ml etanol + 100 ml HCl + 5 g CuCl₂), de modo a revelar os contornos de grãos e os precipitados da liga. As microestruturas dos materiais podem ser constatadas na Figura 3.2.1.

Em ambos os materiais podem-se observar a presença de carbeto de nióbio (os mais escuros na imagem) e carbeto de titânio (mais claros na imagem), a ampliação utilizada não possibilitou a observação de precipitados de fase delta. As microestruturas das ligas apresentam limites de grão gêmeos (maclas), indicando a estrutura CFC (CALLISTER, 2012).

A liga envelhecida apresenta formação de carbeto precipitado altamente orientado, esses precipitados tiveram sua composição elementar avaliada por meio de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e mapas de Espectroscopia por Energia Dispersiva (EED, do inglês EDS, *Energy Dispersive Spectroscopy*), conforme mostrado na Figura 3.2.2. Os precipitados são principalmente compostos por nióbio, sendo provavelmente carbeto de nióbio de alta dureza, conforme relatado por Favero Filho (2019).

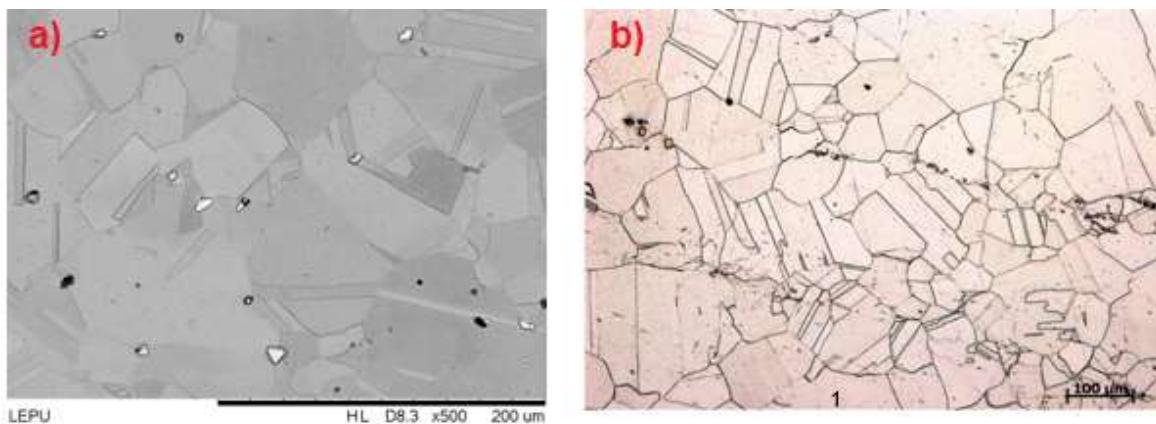


Figura 3.2.1 – Microestrutura dos materiais em estudo, ataque reagente *Kalling* nº 2. (a) Liga Inconel 718 solubilizada; (b) Liga Inconel 718 envelhecida (MARQUES, 2015).

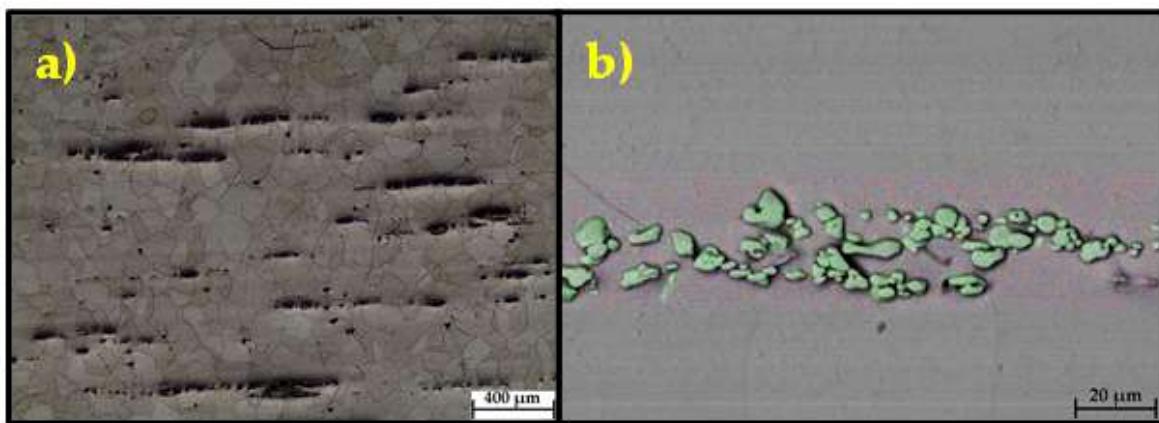


Figura 3.2.2 - (a) Microscopia ótica da microestrutura Inconel 718 envelhecida (revelado com *Kalling* nº 2). (b) Mapas MEV-EDS usando elétrons retroespalhados dos carbetos precipitados, com verde para nióbio, azul para cromo e vermelho para níquel.

3.2.2 – Microdureza e macrodureza do Inconel 718

As propriedades mecânicas da liga Inconel 718 envelhecida são apresentadas na Figura 3.2.3, com o limite de escoamento, resistência a tração, microdureza e dureza Vickers do material. A dureza aparente do material foi medida sob uma carga de 100 kgf, e a microdureza separada da matriz e dos carbetos precipitados sob uma carga de 0,5 kgf. A microdureza da matriz foi cerca de 18% superior à macrodureza da matriz, pois a microdureza tem maior influência da camada de óxido superficial (YOVANOVICH, 2006). O precipitado de nióbio apresentou cerca de duas vezes a dureza do material de base, um dos fatores que contribuem para a baixa usinabilidade da superliga de Inconel 718.

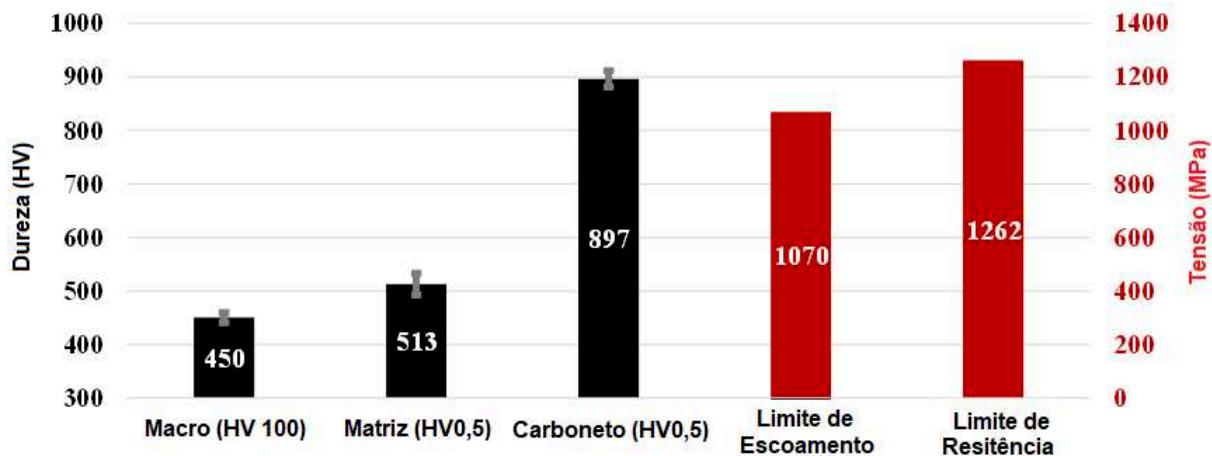


Figura 3.2.3 – Propriedades mecânicas da superliga de Inconel 718 envelhecida.

Antes do início dos experimentos deste trabalho foram realizados testes de macrodureza *Vickers* nas amostras de Inconel 718 envelhecida e solubilizada, foi utilizada técnica semelhante à apresentada por Olovsjö *et al.* (2010). Houve a necessidade de se verificar a dureza inicial das ligas para garantir equidade de dureza entre as faces (Figura 3.2.4) dos corpos de prova (CP), visto que estes foram retirados de uma barra de seção circular e poderia haver diferenças de dureza entre as faces internas e externas, ou entre as direções transversais e longitudinais dos CP. Na Figura 3.2.4 é apresentado o esquema de retirada dos CP da peça original de seção circular.

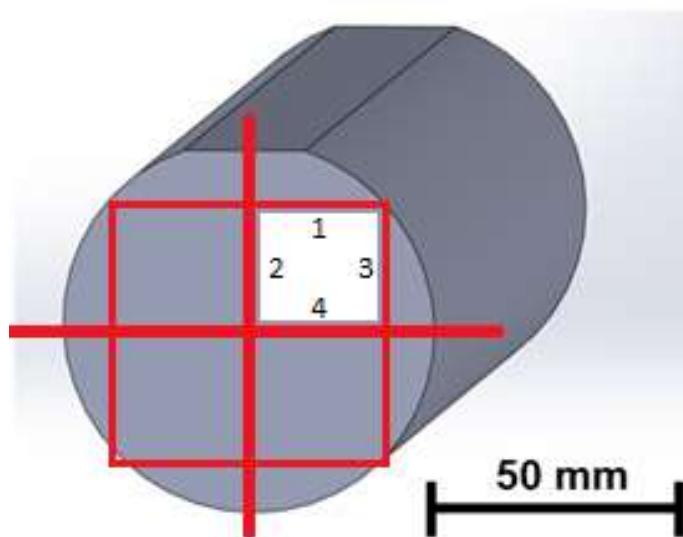


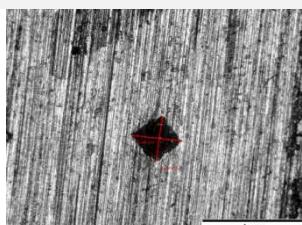
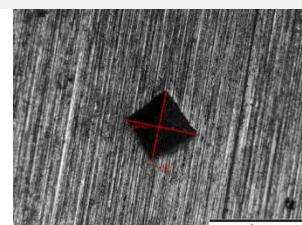
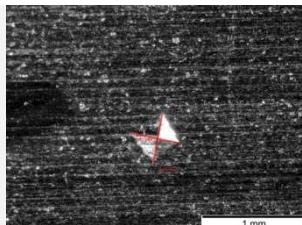
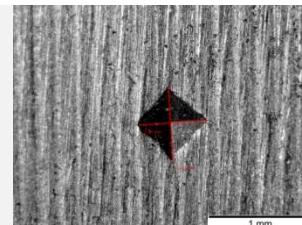
Figura 3.2.4 – Esquema para retirada dos CP da peça de seção circular para medição de dureza.

As amostras foram cortadas por jato d'água abrasivo, os detalhes do corte são apresentados no Anexo B. Após o corte eles foram retificados em condição de semi-acabamento com rebolo de óxido de alumínio, com 25 mm de largura e granulometria de 100 *mesh*. Os parâmetros de retificação adotados foram selecionados para não comprometer as camadas subsuperficiais das peças (RUZZI, 2020). A velocidade de avanço e a profundidade de corte (penetração de trabalho) na retificação foram de 5 mm/min e 0,05 mm, respectivamente, o que garantiu uma superfície com $Ra = 0,51 \pm 0,05 \mu\text{m}$. Os CP retirados ficaram com dimensões próximas de 30 mm de largura, 30 mm de altura e 45 mm de comprimento.

Após o processo de retificação foram realizados os ensaios de dureza *Vickers* com carga de 50 kgf. Pela Tabela 3.2.3 é possível observar os resultados típicos apresentados pelas indentações nas seções transversais (faces 1, 2, 3 e 4 - Figura 3.2.4) e longitudinais ao sentido de laminação da barra.

As medições de macrodureza foram realizadas no durômetro *Universal Wolpart*, disponível no Laboratório de Ensino em Materiais (LEM) da UFU. A Figura 3.2.5 apresenta os resultados e comparações entre as amostras de Inconel 718 envelhecida e solubilizada e também entre as faces. Observou-se que, a dureza da liga envelhecida é superior à da liga solubilizada, sendo a diferença de 51,36%. Os resultados não apresentam diferenças substanciais entre os valores de macrodureza *Vickers* obtidos nas faces transversais e longitudinais ao sentido de laminação das barras.

Tabela 3.2.3 – Resultados típicos apresentados pelas indentações *Vickers*.

Amostra de Inconel 718	Envelhecida	Solubilizada
Seção transversal ao sentido de laminação da amostra.		
Seção longitudinal ao sentido de laminação da amostra.		

Desta forma, pode-se garantir que os resultados de microdureza e tensão residual não são influenciados pela direção das faces dos CP, ou seja, os corpos de prova submetidos ao mesmo tratamento térmico possuem isotropia direcional entre as faces.

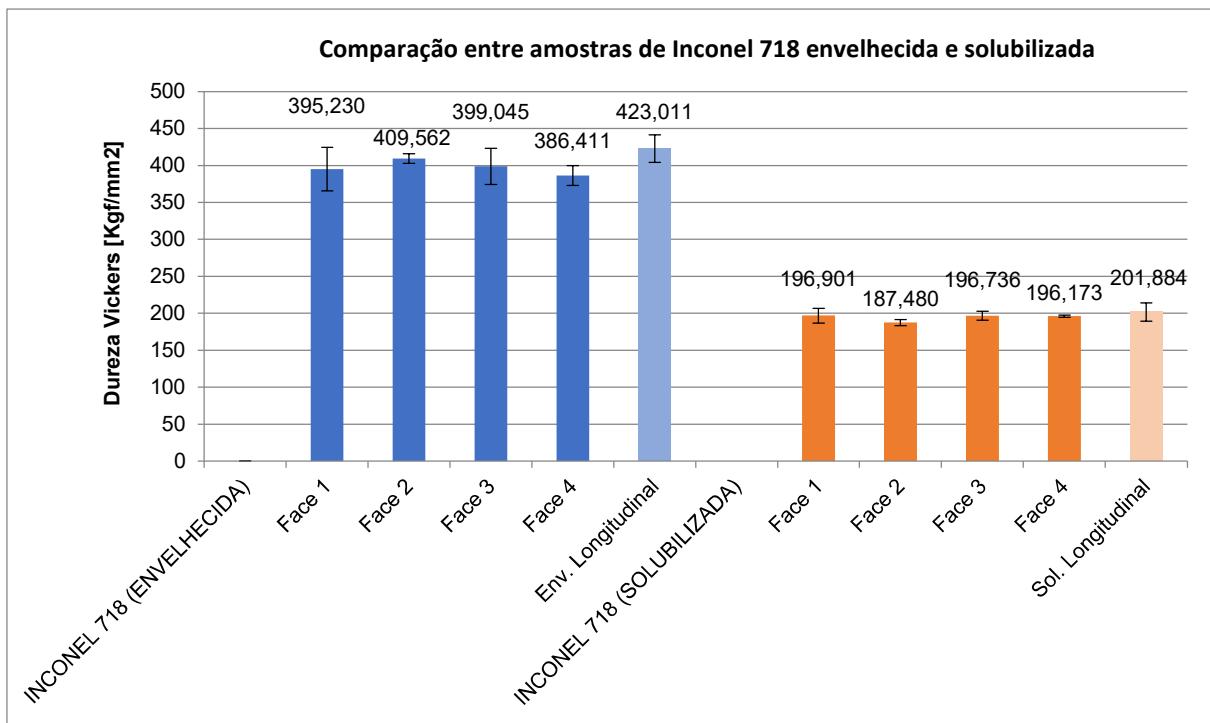


Figura 3.2.5 – Ensaio de dureza *Vickers* (carga de 50 Kgf) em amostras de Inconel 718 envelhecida e solubilizada.

3.2.3 – Máquinas ferramentas utilizadas

Para realização de todos os testes foram utilizados dois centros de usinagem. Na 1^a etapa, foi utilizado nos testes de fresamento o centro de usinagem *Discovery 760 CNC*, marca *Romi*, com 11 kW de potência, velocidade máxima do fuso de 10.000 rpm e precisão nos eixos x, y e z de 1 μ m, equipamento pertencente ao Laboratório de Ensino e Pesquisa em Usinagem (LEPU) da Faculdade de Engenharia Mecânica da UFU. Nas etapas 2 e 3, também foi utilizado um centro de usinagem *Arrow 500*, marca *Cincinni Milacron*, com 5,5 kW de potência, velocidade máxima do fuso de 6.000 rpm, equipamento pertencente ao Laboratório de Pesquisa em Usinagem (LAUS) da PUCPR. O centro de usinagem foi adaptado como um tribômetro, em configuração semelhante à utilizada por Silva, *et al.* (2019). A peça foi posicionada em uma plataforma dinamométrica estacionária piezoelétrica, modelo 9272, fabricada pela *Kistler*, utilizada para medir as três componentes de força de usinagem (FX, FY e FZ), com uma taxa de aquisição de dados de 4 kHz.

Como descrito anteriormente, todas as amostras foram retificadas, garantindo um tribossistema semelhante para cada repetição. Além deste procedimento, antes de cada ensaio, as peças foram pré-usinadas (passe inicial) com uma ferramenta nova, ($Rz = 2,515 \pm 0,220 \mu\text{m}$), esse procedimento foi realizado para garantir um paralelismo entre a superfície usinada e a ferramenta, importante para que os ensaios não sejam realizados em rampa (peça

inclinada), interferindo fortemente nos resultados finais. Para esta função, o processo foi realizado a seco, com as seguintes condições de corte: $v_c = 40$ m/min.; $a_p = 0,25$ mm e $f = 0,05$ mm.

3.2.4 – Ferramenta de corte utilizada

Foi utilizada uma ferramenta de metal duro (WC-Co) da classe “S15” (GC 1030) da *Sandwick*, modelo: 490R-140408M-PM. Esta pastilha possui cobertura PVD (deposição física de vapor) de TiAlN e TiN. Este revestimento é feito em temperaturas entre 400 e 600 °C, envolvendo evaporação de metal que reage com o nitrogênio, para formar uma cobertura de nitreto dura na superfície da ferramenta. O fabricante recomenda ferramentas com esse tipo de cobertura quando se deseja arestas de corte tenazes e afiadas, bem como para materiais com tendência a abrasão. A classe da pastilha é indicada para fresamento de superligas resistentes ao calor e deformação, com velocidades médias. Esta ferramenta possui geometria com ângulo de folga nulo e uma aresta alisadora de 2 mm. Possui boa resistência à formação de arestas postiças e à deformação plástica. Também foi utilizado um corpo de fresa *Sandwick, Coromill 490* (com capacidade para 5 insertos), cantos a 90°, com 63 mm de diâmetro, sistema de fixação cone ISO 40 e piloto de travamento de 22 mm.

3.2.5 – Fluidos de corte

Para Diniz (2006), a usinagem a seco certamente será a usinagem do futuro, pois elimina a utilização do fluido de corte, reduzindo o custo de produção e os riscos ambientais, desta forma, este trabalho foi motivado a realizar ensaios a seco, mesmo que processos de usinagem de Inconel 718 a seco não sejam recomendados pela literatura, exceto no caso de as peças apresentarem trincas de origem térmicas, no fresamento. As vantagens do corte a seco incluem: menor poluição da atmosfera e das redes pluviais; nenhum resíduo de óleos nos cavacos e redução de risco para a saúde. Logicamente, a usinagem de superligas a seco só estão sendo possíveis devido aos avanços dos materiais das ferramentas de corte. Mas, na usinagem a seco haverá maior coeficiente de atrito e aderência entre a ferramenta e a peça, resultando em maior desgaste da ferramenta e, consequentemente, a redução da vida útil da ferramenta (SREEJITH, 2000).

Nesta mesma linha de raciocínio, neste trabalho também foram realizados ensaios com fluido de corte aplicado via a Mínima Quantidade de Lubrificante (MQL). Segundo Rahman (2001), esta operação consiste de uma mistura de ar comprimido e de gotículas de óleo aplicada na zona de corte, entretanto, a aplicação de um fluido em forma de névoa também

representa graves riscos para a saúde do operador, incluindo irritação dos olhos e problemas respiratórios devido à inalação da névoa.

Segundo Varadarajan (2002), a técnica MQL tem apresentado desempenho superior em algumas aplicações de fresamento em comparação com a usinagem a seco e com lubrificantes líquidos aplicados em abundância, com relação às forças de corte, vida da ferramenta, temperatura de usinagem e acabamento superficial.

Assim, nos ensaios dos testes realizados na UFU utilizou aplicação de MQL, com pressão de 0,3 MPa e vazão de 240 ml/h, nesta operação foi utilizado *Accu-Lube LB2000*, com equipamento *Accu-Lube*, modelo 02A0-STD. Nos ensaios realizados na PUCPR utilizou aplicação de MQL com pressão de 0,6 MPa e vazão de 50 ml/h, utilizando lubrificante *Accu-Lube LB1000*, com equipamento marca *Bielomatik*.

Também foi testada a aplicação de fluido via a técnica convencional com um fluido do tipo microemulsão de base vegetal (semissintético), o *Vasco 1000*, fabricado pela *Blaser Swisslube* do Brasil Ltda, na concentração de 7% e aplicado com bomba de 550W de potência a uma vazão de $2,37 \pm 0,05$ l/min, por um orifício de 5 mm de diâmetro. Isto para os ensaios realizados na UFU e também na PUCPR.

3.3 – Análises e modelagem matemática para as três etapas de testes

Uma vez obtidos os resultados para as grandezas mensuradas durante os experimentos, foram realizadas modelagens matemáticas e análises de modo a relacionar o desgaste da aresta de corte aos parâmetros inerentes à IS da superfície usinada.

Ao final de cada etapa, foram relacionadas as variáveis medidas com funções de comportamento da superfície (parâmetros de integridade superficial). A Tabela 3.3.1 apresenta os parâmetros utilizados para criar os modelos matemáticos. Foram criadas funções, denominadas Índices de Integridade Superficial (I2S), que têm como variáveis dependentes as saídas de cada ensaio. Estes índices relacionaram os resultados de microdureza, rugosidade da superfície, tensão residual, temperatura de corte e forças de usinagem (parâmetros da equação). Neste caso a variável independente é o desgaste de flanco máximo da ferramenta de corte.

Na determinação do modelo para o Índice de Integridade Superficial 1 (I2S1) foram utilizadas como variáveis do sistema; o parâmetro de rugosidade Rq , a microdureza *Vickers*, a tensão residual longitudinal (TRL) e a tensão residual transversal (TRT), este modelo foi aplicado na 1^a e na 2^a etapa de testes.

Na determinação do modelo para o Índice de Integridade Superficial 2 (I2S2) foram utilizadas como variáveis do sistema; a força de usinagem, temperatura de corte, TRL e TRT, este modelo foi aplicado apenas na 2^a etapa de testes.

Observa-se que a unidade de medida para o Índice de Integridade Superficial 1 (I2S1) é a Unidade de Resposta do Evento Unitário Primário (Ureu-P), que está relacionado às variáveis: parâmetro de rugosidade Rq, microdureza Vickers padrão da liga (HV_{LIGA}), resultados de microdureza Vickers após usinagem, TRL e TRT. Na determinação do I2S1 é importante conhecer o valor da microdureza Vickers da peça antes do processo de usinagem (HV_{LIGA}), a razão matemática entre a microdureza padrão e a dureza após o processo de usinagem, é fundamental para o equacionamento, pois transfere o “peso” do modelamento para as respostas de TRL e TRT.

Para o Índice de Integridade Superficial 2 (I2S2), a unidade é Ureu-S, Unidade de Resposta do Evento Unitário Secundário, que está relacionada as variáveis de resposta: força de usinagem (F_u), temperatura de corte, TRL e TRT.

Tabela 3.3.1 - Metodologia desenvolvida na modelagem matemática.

Natureza da atividade / Modelo matemático	Variáveis e unidades de medida	Índice de integridade superficial 1 I2S1	Índice de integridade superficial 2 I2S2
O modelo foi aplicado nas etapas	-	1 ^a e 2 ^a Etapa	2 ^a Etapa
Medições de Microdureza	(x ₁) [kgf/mm ²]	Microdureza Vickers na superfície da peça	-
Rugosidade da superfície Rq	(x ₂) [μm]	Parâmetro bidimensional da peça – Rq	-
Medição de tensão residual longitudinal	(x ₃) [MPa]	Tensão residual longitudinal e transversal na peça	Tensão residual longitudinal e transversal na peça
Medição de tensão residual transversal	(x ₄) [MPa]	Tensão residual longitudinal e transversal na peça	Tensão residual longitudinal e transversal na peça
Medição de temperatura no ensaio	(x ₅) [°C]	-	Medição de temperatura via câmera térmica IR
Medição de forças de usinagem	(x ₆) [N]	-	Forças de usinagem resultante (F _u)
Calculo para definir o modelo matemático	-	I2S1 = K ₁ .(HV _{LIGA}). (x ₁ ⁻¹). (x ₂). (x ₃). (x ₄)	I2S2 = K ₂ .(x ₃). (x ₄). (x ₅). (x ₆)
Constantes(κ)	-	K ₁ = - 1	K ₂ = - 1
Unidade de medida do modelo matemático resultante	-	10 ⁻³ .N ² .mm ⁻³	N ³ .°C.mm ⁻⁴
Unidades criadas para designar a IS nos Eventos Unitários (EU).	Ureu Unidade de Resposta do Evento Unitário.	Ureu-P Unidade de Resposta do Evento Unitário Primário.	Ureu-S Unidade de Resposta do Evento Unitário Secundário

Na terceira etapa de testes, para evidenciar os efeitos das respostas dos processos de usinagem, foram utilizados sistemas de correlação de *Pearson* na forma de tabelas; as correlações diretas terão a célula correspondente colorida na cor verde e a correlação inversa na cor vermelha, as paletas de cores estão diretamente relacionadas à qualidade da correlação, com cores mais profundas e mais claras significando correlações mais próximas de, respectivamente, 100 e 0%.

A Figura 3.3.1 apresenta um exemplo da aplicação da correlação de *Pearson* no formato gráfico e contextualiza a aplicação das expressões algébricas na determinação da correlação entre a força de corte (FX) e a potência de usinagem, observa-se que ambas variáveis crescem com alteração da condição lubri-refrigerantes e, neste exemplo, as variáveis são diretamente proporcionais com correlação de 85%.

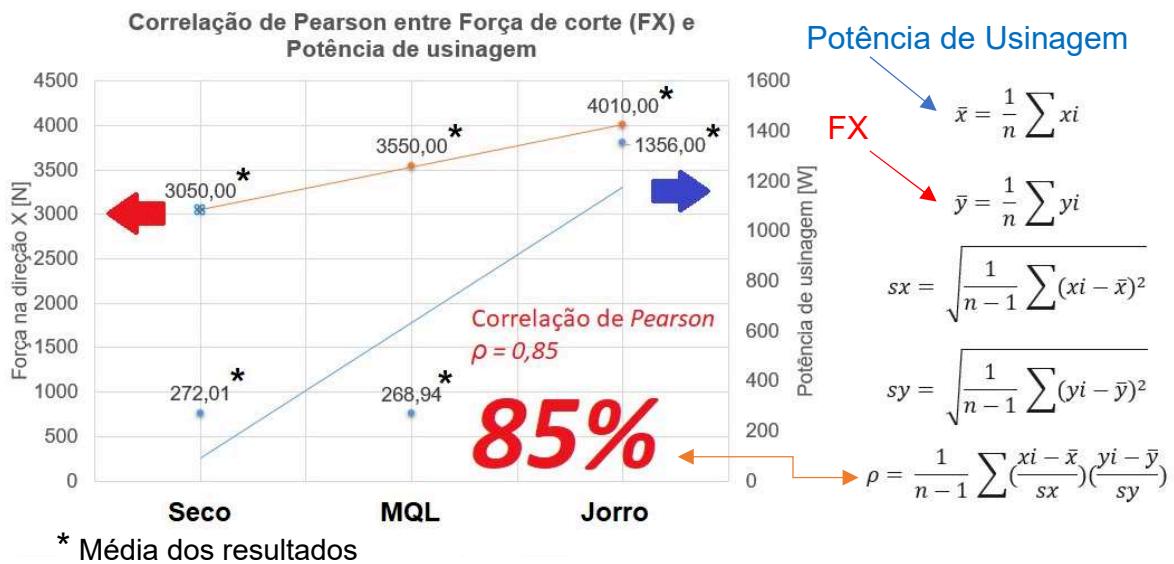


Figura 3.3.1 – Exemplo de uma aplicação da correlação *Pearson* para fresamento com ferramenta nova na condição de desbaste.

Nesta terceira etapa, além da apresentação dos gráficos no formato cartesiano clássico, os resultados também foram apresentados em diagramas de *Kiviat*.

3.4 – Metodologia da 1^a etapa

Deve-se destacar que o objetivo da primeira etapa de testes é avaliar e modelar matematicamente o efeito do desgaste natural da ferramenta na integridade superficial da liga, para atingir tal objetivo usinou-se Inconel 718 na versão envelhecida utilizando-se fresamento de topo com ferramenta de metal duro revestida (TiAlN + TiN). Nesta etapa foram utilizadas duas condições de usinagem a seco: acabamento e desbaste. Destaca-se que nesta etapa

do trabalho as ferramentas utilizadas foram desgastadas previamente de forma natural, ou seja, os desgastes foram gerados usinando a própria liga de Inconel 718 envelhecida.

Nesta 1^a etapa procurou-se analisar a IS do processo de usinagem em relação ao desgaste de flanco máximo da ferramenta, desta forma, mediu-se a rugosidade, a microdureza e a tensão residual, como variáveis de saída. Preocupou-se assim, avaliar a influência do desgaste natural da ferramenta na integridade superficial da liga de Inconel 718 envelhecida. Nesta etapa, todos os testes e caracterizações foram realizados na UFU. Os testes foram realizados em Inconel 718 envelhecido. Nesta etapa as ferramentas foram desgastadas em processo de fresamento na própria liga, caracterizando um processo de desgaste natural da ferramenta. Para esta função, o processo foi realizado a seco, utilizando as seguintes condições de corte: $v_c = 20$ m/min.; $a_p = 1,5$ mm, $f = 0,30$ mm e $a_e = 20$ mm.

Após cada passe de usinagem foram medidos os desgastes de flanco máximo ($VB_{B\text{Máx}}$) utilizando um microscópio óptico para quantificar o grau de desgaste de flanco da ferramenta. A média e os desvios padrão dos desgastes de flanco máximos alcançados são apresentados na Tabela 3.4.1. As condições de desgaste de flanco máximo iniciais pretendidas foram pré-definidas em quatro valores: $VB_{B\text{Max}} = 0,1$ mm; 0,2 mm; 0,3 mm e 0,4 mm; além dos ensaios com ferramenta nova. Os valores médios alcançados com o desgaste das ferramentas, que serão os desgastes prévios para os testes para verificar a influência dos desgastes das ferramentas na integridade superficial do Inconel 718, foram classificados em: $VB0,1$; $VB0,2$; $VB0,3$ e $VB0,4$ (Tabela 3.4.1). Foram produzidas 35 arestas nestas condições, e estas foram utilizadas somente nesta primeira etapa do trabalho.

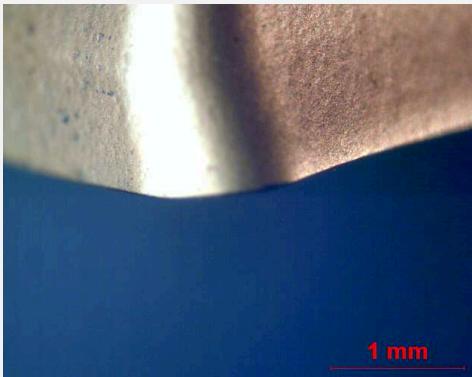
Tabela 3.4.1 - Valores médios de desgaste de flanco máximo ($VB_{B\text{Max}}$) alcançados.

Condição de Usinagem	Valores médios de $VB_{B\text{Max}}$ alcançados (mm)			
Desgaste médio e desvio padrão	0,1016 ±0,0123	0,1993 ±0,0152	0,2764 ±0,0091	0,3856 ±0,0131
Classificação	$VB0,1$	$VB0,2$	$VB0,3$	$VB0,4$

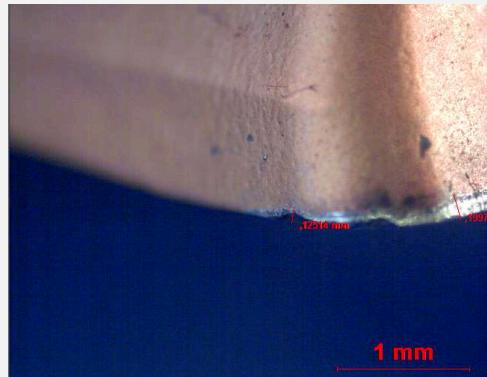
Os desgastes típicos das ferramentas podem ser observados na Tabela 3.4.2, estes foram medidos no estéreomicroscópio, modelo SZ61, marca *Olympus*, com ampliação máxima de 45x, equipado com câmera modelo LC30, da marca *Olympus*. A captura das imagens e medição dos desgastes foram feitos com auxílio do software *Olympus Stream Start* 2.2, pertencentes ao Laboratório de Ensino e Pesquisa em Usinagem (LEPU) da Faculdade de Engenharia Mecânica da UFU. Este equipamento também foi utilizado para obtenção de imagens da peça usinada e de algumas estruturas do cavaco formado no processo de usinagem. Após a fase de preparação das ferramentas, iniciou-se a primeira etapa de testes, onde os ensaios de usinagem aplicados são apresentados na Tabela 3.4.3. Os testes foram

realizados para um comprimento de corte constante de 45 mm. Para garantir a reproduutibilidade foram feitas duas repetições para cada condição.

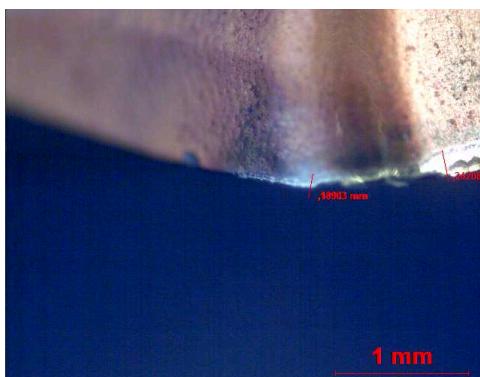
Tabela 3.4.2 - Evolução do desgaste de flanco máximo das arestas - $VB_{B\text{Max}}$ (desgastes típicos ocorridos).



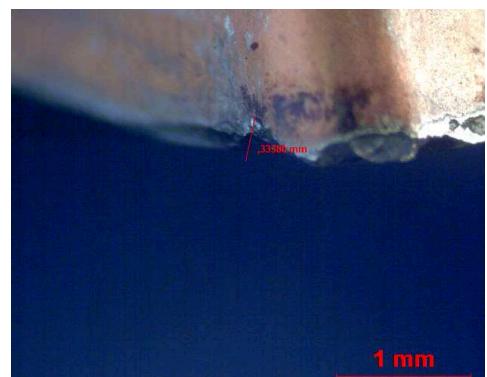
Ferramenta nova - $VB_{B\text{Max}} = 0,0000 \text{ mm}$



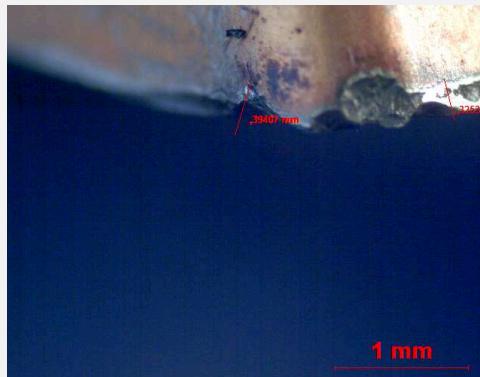
$VB_{B\text{Max}} = 0,1251 \text{ mm}$



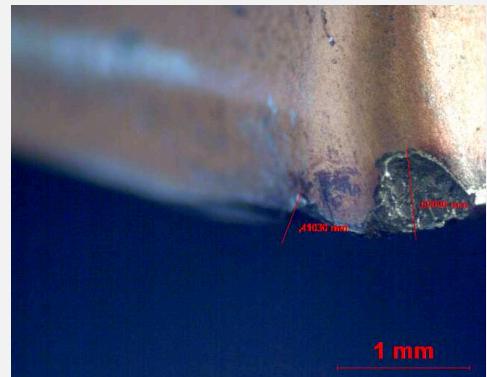
$VB_{B\text{Max}} = 0,1890 \text{ mm}$



$VB_{B\text{Max}} = 0,3338 \text{ mm}$



$VB_{B\text{Max}} = 0,3941 \text{ mm}$



$VB_{B\text{Max}} = 0,4103 \text{ mm}$

Tabela 3.4.3 – Condições de ensaio para fresamento na 1^a etapa de testes.

Condição	V _c (m/min)	f (mm/rev)	a _p (mm)	a _e (mm)
Acabamento	40,0	0,05	0,25	20,0
Desbaste	20,0	0,30	1,50	20,0

Na primeira etapa de testes, os valores dos parâmetros de rugosidade (Ra, Rt, Rq e Rz) foram medidos utilizando um rugosímetro portátil marca *Mitutoyo*, modelo SJ201-P com resolução de 0,01 µm. Para efeito estatístico, foram realizadas três medições. Antes de cada medição a superfície usinada da peça foi limpa com álcool isopropílico (99,8%) para retirada de resíduos da operação de usinagem. Foi utilizado um *cut-off* de 0,8 mm para os ensaios em que o avanço era de no máximo 0,2 mm/rev. Para avanços de 0,25 a 0,4 mm/rev foi utilizado o *cut-off* de 2,5 mm, conforme a norma ISO 4287 (1997).

Na primeira etapa de testes, as medidas de microdureza *Vickers* foram realizadas na superfície usinada, de forma semelhante à metodologia proposta por Borland (1997), utilizando o microdurômetro digital *Microhardness tester* marca *Metal Korea*, modelo HVS-1000, equipamento pertencente ao LEM da UFU. As medições de microdureza foram realizadas após todos os ensaios, nas condições de desbaste e acabamento. Utilizou-se carga de 0,49N (0,04997 kgf) e o indentador *Vickers* tinha um tempo de permanência de operação de 20s, para garantir que a recuperação do material não afetasse o resultado. As medições foram feitas com lente de 40x de aumento, seguindo o procedimento padrão do equipamento.

As análises de difração de raio-X foram realizadas no equipamento *Sara Tec* 4000, marca *Tec-Stress*, equipamento pertencente ao LAPROSOLDA da UFU. A operação do equipamento seguiu as normas e cuidados extraídas da Norma de Segurança Radiológica, ANSI/HPS N43.2 de 2021, que contempla a utilização de equipamentos de difração de raios-X e análise de fluorescência, a metodologia utilizada é semelhante à proposta por Schlauer, *et al.* (2002).

Pelas recomendações do fabricante (ANEXO A), para análise de tensões residuais no Inconel 718 foi utilizado tubo de raios-X de Manganês (Mn) ($K\alpha = 0,210$ nm e $K\beta = 0,191$ nm), filtro de absorção de radiação de Cromo (Cr). A tensão no tubo foi de 25kV e a corrente de 0,7 mA. Os ângulos de medição (ψ) foram de -45° a +45° com passo de 15°, totalizando sete ângulos de medição para cada operação. A oscilação para o ângulo ψ foi estipulada em $\pm 2^\circ$.

Para identificar qual tipo de colimador seria mais adequado para a medição em questão, foram utilizados quatro colimadores circulares: 1, 2, 3 e 4 mm de diâmetro, sendo este último o que apresentou menor desvio estatístico no resultado de tensão residual. A Tabela 3.4.4 mostra a configuração utilizada em todas as amostras.

Tabela 3.4.4 - Configuração utilizada para análise de tensão residual no Inconel 718.

Configurações	Dados
Modo de varredura	ψ
Diâmetro do colimador (mm)	4,0
Ângulo de Bragg (Θ)	149°
Plano de difração (khl)	(220)
Corrente (mA)	0,7
Tensão (kV)	25,0
Inclinação (ψ)	-45° a +45 (Passo 15°)
Tempo de medição (segundos)	30

Para finalizar a primeira etapa de testes, foi realizada a modelagem I2S1 para as respostas obtidas nos testes de microdureza Vickers, parâmetro de rugosidade Rq, tensão residual longitudinal (TRL) e tensão residual transversal (TRT). Deve-se observar que para o cálculo do I2S foram utilizados o parâmetro de rugosidade Rq, que representa o desvio padrão do perfil de rugosidade. O parâmetro Rq foi selecionado em detrimento aos demais (Ra, Rz e Rt), pois o parâmetro Ra oculta efeito de picos ou vales atípicos, o parâmetro Rz não relaciona o formato da superfície e nem os espaçamentos das rugosidades e o Rt tem a desvantagem de acentuar o efeito dos valores do perfil que se afastam da média (OLIVEIRA, 2012).

A Tabela 3.4.5 apresenta as unidades das respostas da análise dimensional realizada para a Unidade de Evento Unitário Primário (Ureu-P). Esta unidade foi criada para representar a unidade de medida da IS nas operações de usinagem, esta foi determinada a partir do produto escalar entre as respostas obtidas nos ensaios (Tabela 3.3.1).

Tabela 3.4.5 – Unidade de resposta da análise dimensional do evento unitário primário.

Respostas	TRL	TRT	Parâmetro Rq	Microdureza Vickers	Análise dimensional	Sigla da nova unidade
Unidade das respostas	MPa	MPa	µm	Kgf.mm ⁻²	10 ⁻³ .N ² .mm ⁻³	Ureu-P

Para determinação do I2S1 as tensões residuais de compressão não foram consideradas, portanto, para tais tensões residuais o seu valor foi substituído por 1 (elemento neutro da multiplicação). Desta forma, as curvas de I2S1 foram criadas para quantificar os eventos deletérios do processo de usinagem, ou seja, quantificar os eventos que reduzem a IS da peça final.

Para o I_{2S1}, a constante operacional determinada pela análise dimensional é negativa ($k_1 = -1$) (Tabela 3.3.1), pois, quanto maior a densidade de energia transferida pelo processo de usinagem, menor o resultado referente ao I_{2S1}, representando assim, uma baixa integridade superficial, ou seja, se o resultado de usinagem da peça possui TR positivas (trativas), altos níveis de rugosidade e alto grau de encruamento superficial, significa que esta peça passou por um processo de usinagem “severo” e que a superfície apresenta baixos níveis de desempenho em serviço, desta forma, o IS tem um baixo valor com relação à referência, que é igual à zero unidades de respostas do evento unitário primário, I_{2S1} = 0 Ureu-P.

3.5 – Metodologia da 2^a etapa.

O objetivo geral da segunda etapa deste trabalho é avaliar e modelar matematicamente a integridade superficial da peça, buscando analisar a influência termomecânica do processo de fresamento com ferramentas desgastadas artificialmente. Para tanto usinou-se Inconel 718 na versão envelhecida com fresamento com ferramentas de metal duro revestidas (TiAlN + TiN) nas condições de acabamento, moderado e desbaste. Os ensaios foram realizados a seco e com jorro.

Na 2^a etapa de testes foram analisadas amostras da liga Inconel 718 envelhecida que passaram por processo de fresamento de topo com ferramentas desgastadas artificialmente em processo controlado por eletroerosão em diferentes níveis conforme ilustrado na Figura 3.5.1. Na produção dos desgastes artificiais das ferramentas de metal duro foi utilizada uma máquina de usinagem por descargas elétricas (EDM, do inglês: *Electrical Discharge Machining*), equipamento CNC de 4 eixos, fabricada pela *Charmilles Technologies*, modelo *Roboform 30*, com a polaridade negativa do eletrodo ferramenta; voltagem de 110 V; corrente de 30 A; tempo de pulso de 100 μ s, este equipamento pertence à PUCPR.

Por meio do processo EDM procurou-se produzir quatro níveis de desgaste de flanco máximo na lateral da ferramenta (aresta principal de corte): VB_{BMAX} : 0,4; 0,7; 1,0 e 1,4 mm. A Tabela 3.5.1 apresenta as classificações dos desgastes artificiais alcançados. Para a segunda etapa foram produzidas 80 arestas com desgaste artificial (cada tipo de desgaste foi produzido nas 4 arestas da pastilha), nesta etapa também se utilizou 18 arestas novas. Esta quantidade de arestas foi necessária para realização dos ensaios, réplicas e tréplicas, garantindo confirmações estatísticas destes.

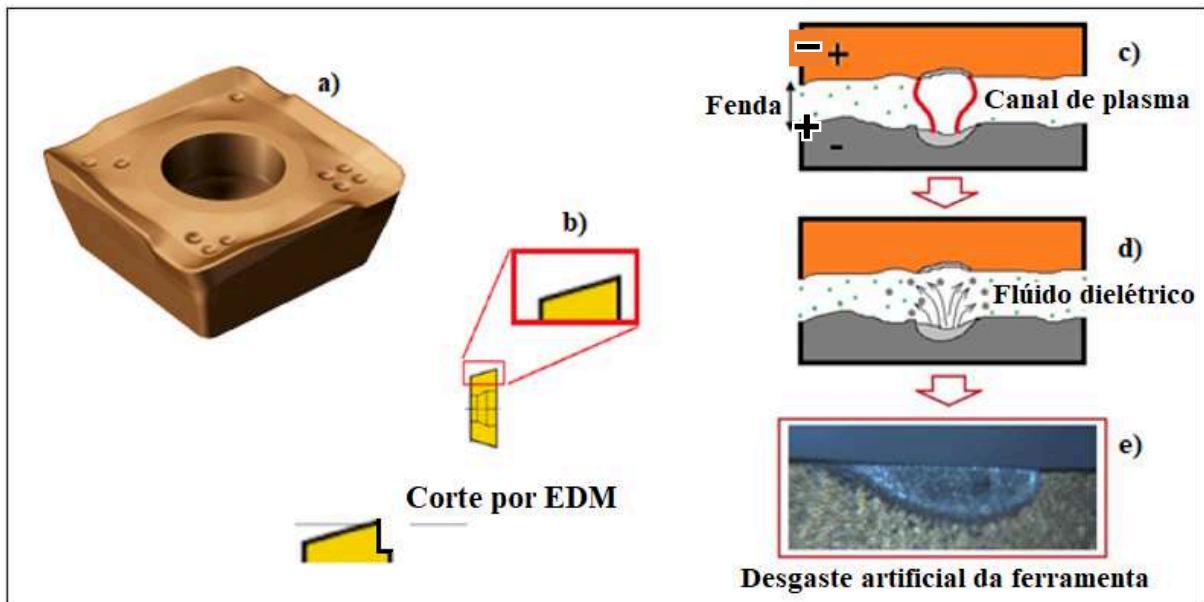


Figura 3.5.1 - Desgaste artificial produzido por EDM na face lateral das pastilhas. (a) Ferramenta de corte *Sandwick* modelo 490R-140408M-PM 1030; (b) ilustração da face lateral posicionada para EDM; (c)(d) princípio de remoção de material por EDM; (e) exemplo de um desgaste de flanco impresso na aresta principal de corte da ferramenta.

Conforme mostrado na Figura 3.5.1.b, os insertos usados nos testes foram posicionados individualmente na vertical, com a face do flanco primário paralela ao eletrodo da ferramenta EDM (um cilindro de cobre eletrolítico) (OLIVEIRA, 2013; BALDIN, 2020). A altura de penetração do eletrodo da EDM foi controlada em diferentes tamanhos para produzir diferentes quantidades de desgaste da ferramenta (SANTOS, 2015; SALES, 2016).

Os desgastes artificiais alcançados não foram uniformes, desta forma, os desgastes das ferramentas foram classificados em quatro condições, conforme mostrado na Tabela 3.5.1, ferramenta com desgaste tipo A ($VB_{BMAX} = 0,40 \pm 0,15$ mm), ferramenta com desgaste tipo B ($VB_{BMAX} = 0,70 \pm 0,10$ mm), ferramenta com desgaste tipo C ($VB_{BMAX} = 1,00 \pm 0,10$ mm) e ferramenta com desgaste tipo D ($VB_{BMAX} = 1,40 \pm 0,15$ mm).

Nesta 2^a etapa os ensaios de usinagem foram realizados a seco e com jorro, em três condições: acabamento, moderado e desbaste (Tabela 3.5.2). Para todos os ensaios o comprimento de usinagem foi de 45 mm.

Na 2^a etapa foram avaliadas as seguintes variáveis de saídas: força de usinagem (F_u), temperatura de usinagem por dois métodos (termopar e câmera térmica), microdureza Vickers, rugosidade e tensão residual. Os processos de usinagem e de medição de força e temperatura foram realizados na PUCPR, os processos de caracterização superficial (microdureza Vickers, rugosidade e de tensão residual) foram realizados na UFU. Nesta etapa também foram realizadas análises e modelagem matemática dos resultados.

Tabela 3.5.1 - Classificação dos desgastes artificiais produzidos via EDM.

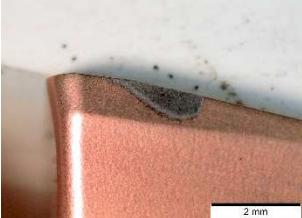
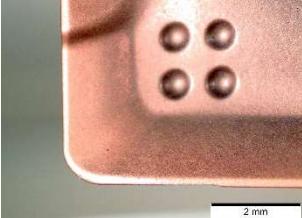
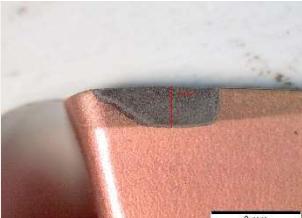
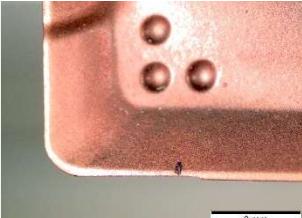
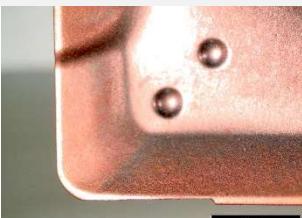
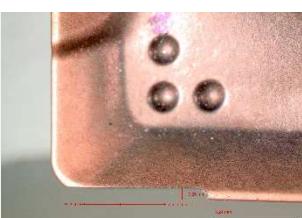
Classificação do desgaste realizado via EDM	Faixa de classificação do VB_{BMAX} (mm)	Imagens Típicas do desgaste (Exemplos) (Vista lateral)	Imagens típicas do desgaste (Exemplos) (Vista Superior)
Tipo A	$0,40 \pm 0,15$		
Tipo B	$0,70 \pm 0,10$		
Tipo C	$1,00 \pm 0,10$		
Tipo D	$1,40 \pm 0,15$		

Tabela 3.5.2 – Condições de ensaio para fresamento da 2^a etapa.

Condição	V_c (m/min)	f (mm/rev)	a_p (mm)	a_e (mm)
Acabamento	70,0	0,10	0,25	30,0
Moderado (Médio)	40,0	0,15	0,40	30,0
Desbaste	35,0	0,20	0,60	30,0

As medidas de microdureza Vickers foram realizadas na superfície usinada da peça com carga de 25g (254mN) (HV0,025) por 30 s, conforme ilustrado na Figura 3.5.2.a, de forma semelhante à metodologia proposta por Borland (1997). As tensões residuais da superfície usinada nas direções longitudinal e transversal (Figura 3.5.2.b) foram obtidas por difração de raios-X com a mesma metodologia e equipamento utilizado na 1^a etapa de teste, analisador

de tensões *Sara Tec* 4000, marca *Tec-Stress*, tubo de raios-X de Manganês (Mn), filtro de absorção de radiação de Cromo (Cr).

As medidas de rugosidade (parâmetro Rq) das superfícies usinadas foram coletadas com um rugosímetro *Mitutoyo SJ-201*, ajustado para um *cut-off* de 0,8 mm, de acordo com a norma ISO 4287 (1997). O parâmetro de rugosidade Rq (RMS) representa o desvio padrão do perfil de rugosidade, o parâmetro Rt carrega a desvantagem de acentuar o efeito dos valores do perfil que se afastam da média, por este motivo, não foram considerados, os demais parâmetros fornecidos pelo equipamento (Ra e Rz) também não foram considerados nesta etapa, pois o parâmetro Ra oculta efeitos de picos ou vales atípicos e o parâmetro Rz não relaciona o formato da superfície e nem os espaçamentos das rugosidades (OLIVEIRA, 2012).

As medições de rugosidade foram realizadas na posição central da peça, na direção longitudinal com relação ao avanço da ferramenta, evitando-se regiões próximas ao início e ao final do corte.

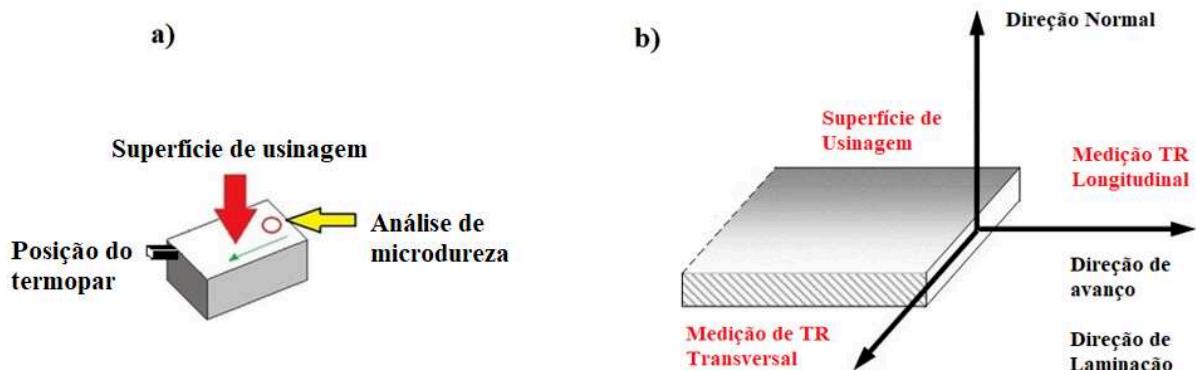


Figura 3.5.2 - Esquema dos processos de caracterização relacionados ao fresamento dos ensaios da 2^a Etapa; (a) região onde foi analisada a microtureza e posição de fixação do termopar para medição de temperatura durante os ensaios de usinagem; (b) Representação da direção das tensões residuais longitudinais e transversais.

Para a medição da força de usinagem, os dados foram filtrados e a média dos picos mais altos foi calculada. Para este cálculo, o início da medição foi determinado após o período inicial de usinagem (período de acomodação da ferramenta). Este procedimento foi realizado com auxílio de programação *MatLab®*. O tempo total de usinagem ficou entre 25 a 40s (dependendo da condição de corte), o tempo de medição utilizado para calcular a média dos picos de força de corte foi de 15s, conforme mostrado na Figura 3.5.3. Este procedimento foi realizado para as três componentes da força de usinagem (F_x , F_y e F_z) e, após este processo, foi calculada a soma vetorial, obtendo-se a força de usinagem resultante (F_u) para cada processo de usinagem. As análises de força desta etapa do trabalho foram realizadas considerando essa força de usinagem resultante (F_u).

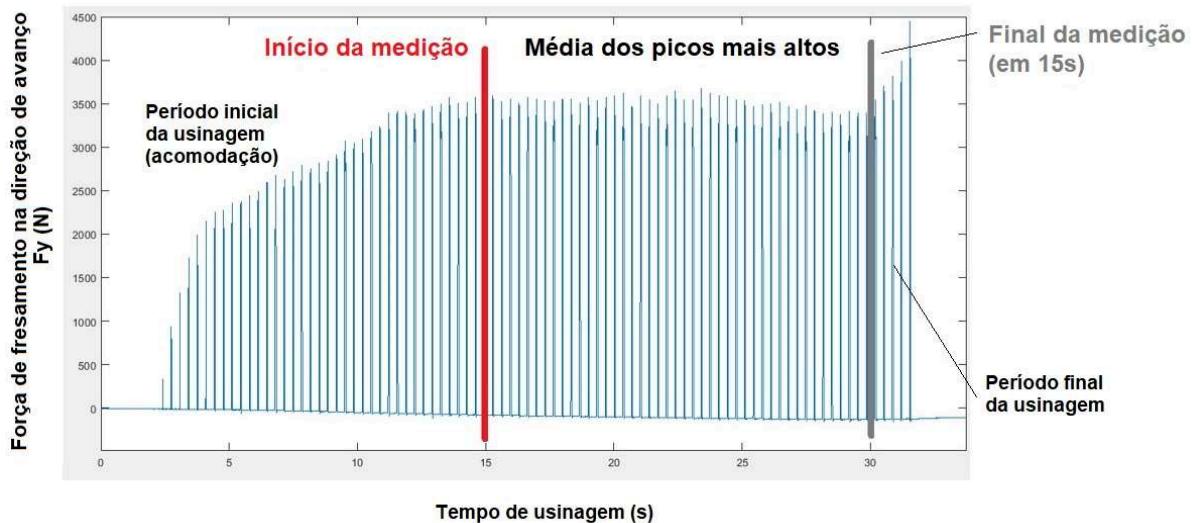


Figura 3.5.3 - Exemplo de medição de uma força na direção de avanço (Fy) durante o fresamento, os dados foram filtrados e a média dos picos mais altos foi calculada. Configuração usada neste teste: Liga Inconel 718 envelhecida, usinagem a seco, condição moderada e ferramenta com desgaste tipo C.

Para medição da temperatura de usinagem foram utilizados termopares do tipo J (ferro-constantan), que são capazes de medir temperaturas de -210 °C a 760 °C, foi utilizada uma placa de aquisição de sinais da *Agilent*, modelo 34970A e *software Agile BenchLink Data Logger* versão 1.4.000.512, foi utilizado uma taxa de aquisição de dados de 50 Hz. A Figura 3.5.4.a mostra um exemplo do comportamento do sinal do termopar tipo J registrado durante um teste de usinagem a seco. A temperatura máxima foi registrada quando a ferramenta passa próximo ao ponto onde o sensor é soldado (ver Figura 3.5.2.a). Uma câmera térmica *Flir* modelo SC620 também foi utilizada para medir a temperatura geral de corte, posicionada a uma distância de 0,81 m da região de corte. A emissividade calibrada do revestimento da ferramenta de trabalho (TiN) de 0,72 foi definida no equipamento (FAVERO FILHO, 2019). Foi ajustada a emissividade da ferramenta, porém dentro da faixa da emissividade do Inconel 718, que está entre 0,6 a 0,9. O vídeo gravado foi analisado quadro a quadro e *pixel a pixel* com os softwares, *FLIR Thermal Studio Suite PRO* e *MatLab* para obtenção dos dez *pixels* com maior temperatura. Este equipamento tem resolução de 640x480 *pixels*, precisão de $\pm 2^{\circ}\text{C}$ e faixa de medição de -40 à +500°C.

A Figura 3.5.4.b mostra um exemplo da moldura onde foi determinada a temperatura máxima, para o corte com jorro.

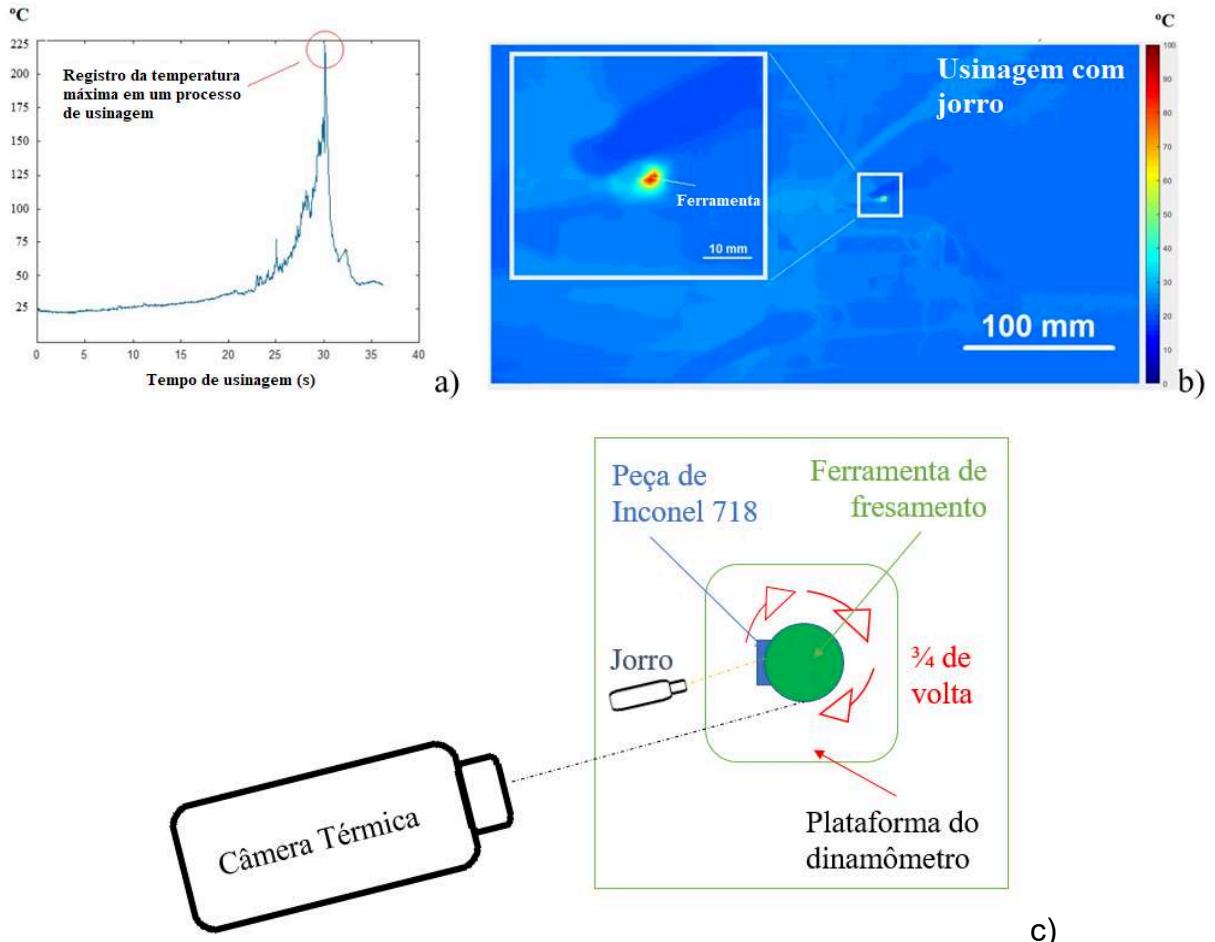


Figura 3.5.4 - Exemplos da temperatura registrada durante os ensaios de usinagem, (a) pelo termopar tipo J durante um ensaio de usinagem a seco, acabamento, ferramenta de desgaste tipo D, com registro de temperatura máxima de 224 °C; (b) Câmera térmica, usinagem úmida, desbaste, ferramenta de desgaste tipo C, temperatura máxima registrada de 88,36 °C. (c) Esquema, em vista superior, de medição de temperatura com câmera térmica.

Conforme mostrado na Figura 3.5.4.c, para realizar a medição de temperatura com câmera térmica nos testes com fluido de corte (jorro), algumas adaptações importantes foram feitas. Um único jato foi posicionado da maneira mostrada, e a imagem da zona de corte foi capturada 3/4 de volta após o corte. Este procedimento garantiu um teste com quantidade suficiente de fluido de corte e uma imagem limpa registrada pela câmera térmica, que proporcionou o registro dos *frames* para o cálculo das temperaturas pelos *pixels* de maior intensidade (CUESTA, 2016). Essas temperaturas máximas foram usadas nas comparações.

A câmera foi fixada na parte de fora do centro de usinagem, de modo que a distância relativa entre a câmera e a ferramenta fosse constante e em relação à peça tivesse pouca variação, evitando assim a perda focal.

As imagens térmicas foram adquiridas a uma taxa de 60 quadros por minuto durante os ensaios. Após os testes, cada quadro foi convertido em uma matriz através do *software FLIR Thermal Studio Suite PRO*, e utilizando um algoritmo programado em *MatLab®*, as temperaturas máximas dos testes foram identificadas. A temperatura ambiente durante os ensaios foi registrada em 24 ± 1 °C (Curitiba/PR; dias: 16, 17 e 18 de março 2020).

Para finalizar a segunda etapa de teste, foi realizada a modelagem das respostas obtidas pelos resultados de força de usinagem, temperatura de usinagem, TRL e TRT. A unidade de medida Ureu-S foi criada para representar a IS a partir do produto escalar entre as respostas obtidas nos ensaios. A Tabela 3.5.3 apresenta a unidade de resposta da análise dimensional realizada para o Evento Unitário Secundário (Ureu-S).

Tabela 3.5.3 – Unidade de resposta da análise dimensional do evento unitário secundário

Respostas	TRL	TRT	Temp. de usinagem	Força de usinagem	Análise dimensional	Sigla da nova unidade
Unidade das respostas	MPa	MPa	°C	N	$N^3 \cdot C \cdot mm^{-4}$	Ureu-S

A unidade de medida Ureu-S foi criada para representar a IS a partir do produto escalar entre as respostas obtidas nos ensaios, em que a constante operacional determinada pela análise foi $k_2 = -1$ (Tabela 3.3.1).

Como foi realizado para I2S1, para determinação do I2S2 as tensões residuais de compressão não foram consideradas, portanto, para tais tensões residuais o seu valor foi substituído por 1 (elemento neutro da multiplicação). Desta forma, as determinações das curvas de I2S2 foram criadas para quantificar os eventos deletérios do processo de usinagem, ou seja, quantificar os eventos que reduzem a IS da peça final. Para o I2S2, a constante operacional determinada pela análise dimensional é negativa ($k_2 = -1$) (Tabela 3.3.1), pois quanto maior a densidade de energia transferida pelo processo de usinagem, menor o resultado referente ao I2S2, representando, assim, uma baixa integridade superficial. Baixa IS significa que o resultado de usinagem da peça possui TR positivas (trativas), altas temperaturas de corte e força de corte elevada, ou seja, significa que esta peça passou por um processo de usinagem “severo” e que a superfície apresenta baixos níveis de desempenho em serviço. Portanto, o IS tem um baixo valor com relação à referência, que é igual à zero unidades de respostas do evento unitário secundário, I2S2 = 0 Ureu-S.

Deve-se destacar que, nesta 2^a etapa também foram realizados cálculos para I2S1, e análises para resposta do evento unitário primário (Ureu-P) (Tabela 3.4.5).

3.6 – Metodologia da 3^a etapa.

Na terceira etapa do trabalho o objetivo foi comparar por recursos estatísticos e gráficos, as respostas do sistema de usinagem da superliga de Inconel 718 envelhecida e solubilizada, para tanto, foi utilizado fresamento frontal com ferramentas de metal duro revestidas (TiAlN+TiN) em condições de usinagem de acabamento, moderado e desbaste. Foram utilizados três sistemas de lubri-refrigeração: Seco, jorro e MQL. As ferramentas foram desgastadas artificialmente via EDM.

Na terceira e última etapa deste trabalho foram realizadas comparações entre os resultados obtidos na usinagem da liga de Inconel 718 na condição envelhecida e solubilizada. Foram realizadas análise óptica e caracterização dos mecanismos de desgastes das ferramentas via MEV; análise das camadas subsuperficiais das peças via microdureza *Knoop*; análises de microdureza *Vickers* na superfície de usinagem; ensaios de força de usinagem nos eixos X, Y e Z; ensaios e análise da potência da máquina no processo de usinagem e análise da temperatura de usinagem das duas ligas mediante as variações do desgaste de flanco da aresta principal de corte (Tabela 3.5.1), variações das condições de corte (acabamento, moderada e desbaste - Tabela 3.5.2) e condições de lubri-refrigeração (seco, MQL e jorro).

Nesta parte do trabalho foram analisados os mecanismos de desgaste da ferramenta após processo de usinagem. Foram avaliadas as variações e evoluções dos mecanismos de desgaste das ferramentas para as arestas de saída em todas as condições de usinagem propostas por este trabalho. Para a realização das imagens, foi utilizado MEV-EDS marca *Hitachi*, modelo TM3000, pertencente ao LEPU-UFU.

Objetivando uma análise mais detalhada da região desgastada da aresta de corte das ferramentas utilizadas, bem como determinar os mecanismos de desgastes, foi realizada análise química para verificar a presença de material aderido na superfície da ferramenta utilizando Espectroscopia por Dispersão de Energia (EDS).

As medidas de microdureza *Knoop* foram realizadas na superfície lateral da peça, perpendicular a superfície usinada com carga de 25g (254mN) (HV0,025) por 30 s, utilizando equipamento marca *Shimadzu*, modelo *HMV Micro Hardness Tester*, do Laboratório de Tribologia e Materiais (LTM) da UFU. Nas mesmas condições de carga e tempo, foram realizadas medições na superfície de usinagem, porém utilizando o indentador *Vickers*.

Conforme indicado na Figura 3.6.1 a microdureza *Knoop* foi medida na lateral da peça e a microdureza *Vickers* na superfície usinada. O intuito desta medição foi avaliar o comportamento das camadas subsuperficiais com relação ao encruamento após processo de usinagem.

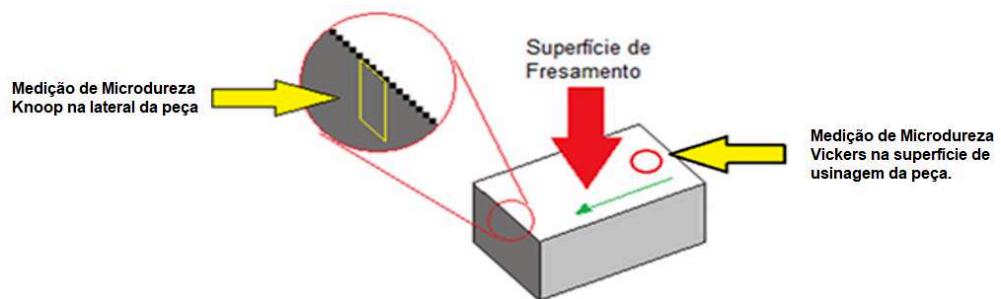


Figura 3.6.1 – Indicação da superfície fresada e das áreas de medição de microdureza *Vickers* e *Knoop*.

O processo de avaliação da microdureza *Knoop* foi realizado em quatro camadas abaixo da superfície usinada. Para tanto, realizou-se medições em quatro faixas, ou seja, medições na região próxima à superfície usinada, até 50 μm abaixo da superfície; medições entre 50 e 100 μm abaixo da superfície de usinagem; região subsuperficial entre 100 e 150 μm abaixo da superfície usinada e em uma região mais distante da superfície usinada, entre 150 e 200 μm (Figura 3.6.2). A microdureza *knoop* das amostras foi calculada pela média de três medições ao longo da seção transversal das amostras, conforme orientação da norma ASTM E384-17, todas as medições de microdureza ao longo da seção transversal foram realizadas em amostras polidas e sem ataque químico, respeitando-se também o distanciamento mínimo recomendado em relação à superfície e entre indentações.

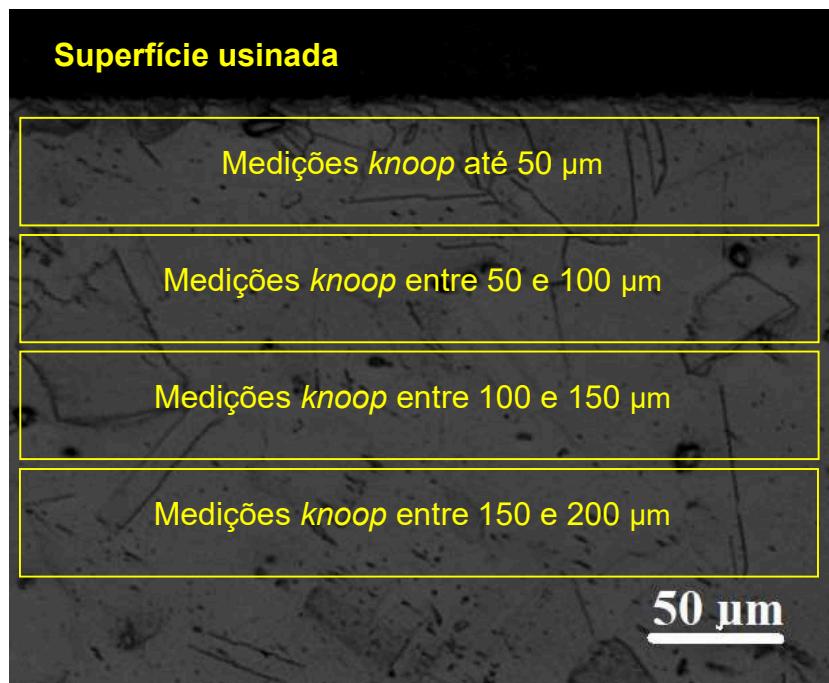


Figura 3.6.2 – Esquematização das distribuições das medidas de microdureza *Knoop* na lateral (perfil) de uma amostra de Inconel 718 solubilizada, usinada a seco, condição de desbaste, ferramenta de desgaste tipo D.

Nesta etapa também foi realizada medição de potência da máquina via efeito *Hall*, sistema montado no Laboratório de Ensino e Pesquisa em Usinagem – LEPU da UFU. A medição da potência elétrica consumida pelo motor principal de acionamento do centro de usinagem *ROMI Bridgeport Discovery 760* foi obtida de forma indireta através da medida da tensão e da corrente elétrica do motor de indução trifásico, sendo que estas medidas foram obtidas através de dois sensores de efeito *Hall* em cada fase do acionamento do centro de usinagem. Um dos sensores é responsável pela medida da tensão e outro sensor pela medida da corrente elétrica. Os sinais elétricos gerados nos sensores e transdutores (sinais analógicos) foram convertidos em sinal digital através de um conversor analógico/digital (A/D) modelo *NI USB-6211* da *National Instruments*.

Para medir a corrente foi utilizado o sensor HAS 50-S da marca *LEM*, que engloba o condutor a ser medido, capitando o campo magnético gerado pela corrente, e transformando o sinal em tensão, sendo que a amplitude da tensão de *Hall* varia com a corrente e o campo magnético. Para a medição de tensão foi utilizado o sensor LV 20-P da marca *LEM*, que entra em paralelo com a diferença de potencial a ser medida.

Os sinais adquiridos possuem baixa intensidade, sendo amplificados para aumentar a resolução e reduzir o ruído, utilizando para tanto um circuito para cada sensor, com amplificadores operacionais, capacitores e resistores. A taxa de aquisição foi de 10 kHz, em um tempo de 40 segundos.

Para caracterização dos processos de usinagem durante os ensaios da 3^a etapa foram realizadas medições de temperatura via câmera térmica. Nesta etapa preocupou-se avaliar a influência do desgaste da ferramenta na geração de calor durante o corte. A metodologia utilizada para medição de temperatura via câmera térmica foi a mesma aplicada na 2^a etapa, câmera térmica *Flir* modelo SC620 posicionada a uma distância de 0,81 m da região de corte e emissividade calibrada em 0,72 para obtenção dos dez *pixels* com maior temperatura, montagem experimental esquematizada na Figura 3.5.4.c. Em todos os ensaios, também foram medidas as forças de corte triaxiais por um dinamômetro *Kistler*, modelo 9272, com uma taxa de aquisição de dados de 4 kHz, com tempo de aquisição de 90 segundos.

CAPÍTULO IV

RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo são apresentados os resultados dos testes experimentais realizados em todas às três etapas, bem como, as análises de modelagem e as discussões pertinentes.

4.1 – Resultados da 1^a etapa

Para os primeiros testes foram realizados ensaios de fresamento a seco na liga de Inconel 718 envelhecida, contemplando condições de acabamento e desbaste (Tabela 3.4.3).

Após realizados todos os ensaios em grupos amostrais contendo replica e treplica, foram realizadas medidas de microdureza e rugosidade nos corpos de prova. Também foram realizadas medições e análises de tensões residuais das peças, por processo de difração de raios-X.

4.1.1 – *Medição de rugosidade da peça na 1^a etapa.*

Foram medidos os valores dos parâmetros de rugosidade R_a , R_z , R_t e R_q em três medições na direção do avanço da ferramenta de corte. A Figura 4.1.1 apresenta os resultados dos parâmetros de rugosidade avaliados, para ambas as condições de usinagem, acabamento e desbaste na condição lubri-refrigerante a seco. Foram calculados os valores médios e os desvios padrão para cada parâmetro medido (R_{a_m} , R_{z_m} , R_{t_m} e R_{q_m}).

Analizando a Figura 4.1.1 observa-se que os menores valores de rugosidade para ambas as condições de corte foram encontrados para desgaste com classificação VB0,1. A condição de acabamento usando ferramentas com desgaste de classificação VB0,2 e VB0,3 resultou em parâmetros de rugosidade maiores que o fresamento em desbaste.

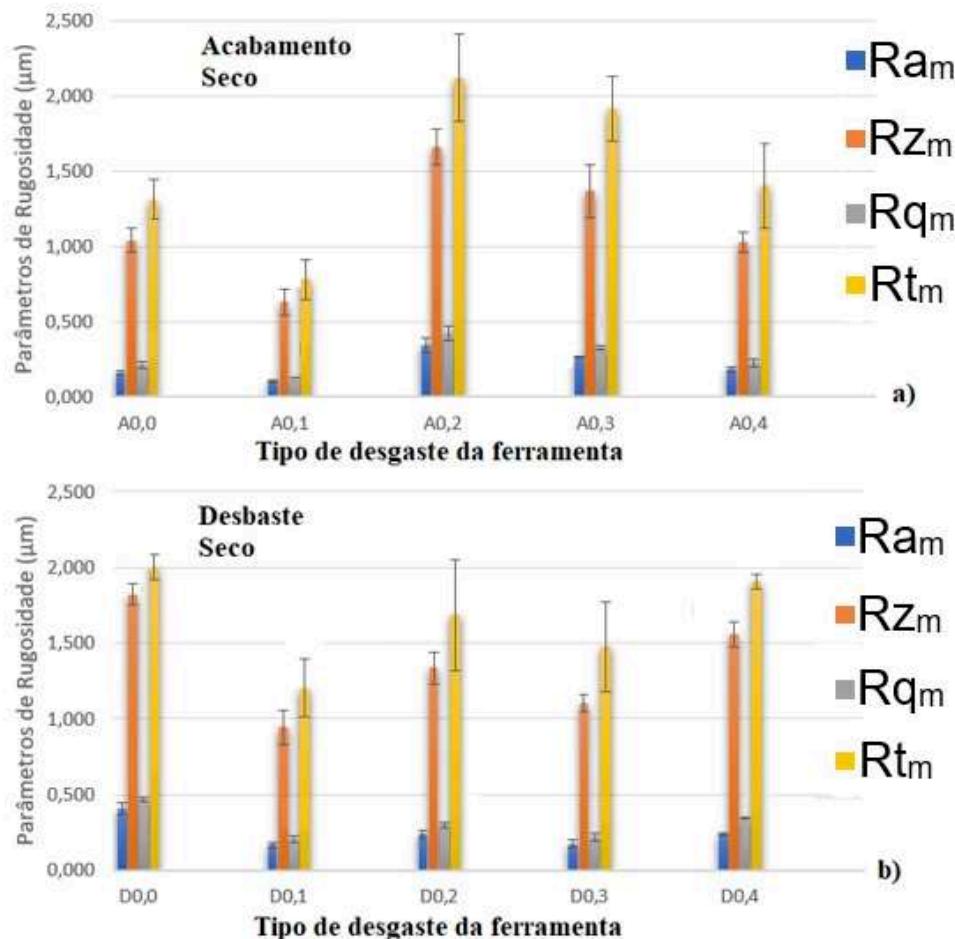


Figura 4.1.1 - Parâmetros de rugosidade em ensaios de (a) acabamento e (b) desbaste, usinagem a seco.

Para usinagem na condição de desbaste percebe-se que todos os parâmetros de rugosidade para a ferramenta nova foram maiores, que pode ser inerente ao processo em que a ferramenta ainda está se acomodando ao corte e, por isso, gera maiores forças de usinagem e vibrações.

Comparando-se os valores de rugosidade medidos com os estágios de desgaste gerados naturalmente, verifica-se que não houve uma relação direta, isto ocorreu, pois, a aresta alisadora da ferramenta melhora a qualidade da superfície da peça. Desta forma, ocorreu uma tendência de oscilação entre crescimento e decrescimento nos valores medidos, o que pode ter sido gerado por efeitos térmicos e/ou aderência de material na ponta da ferramenta, provocando redução da qualidade da superfície usinada.

A Figura 4.1.2 apresenta a modelagem matemática para o parâmetro de rugosidade R_q , em função do desgaste de flanco da ferramenta, para os ensaios realizados na 1^a etapa.

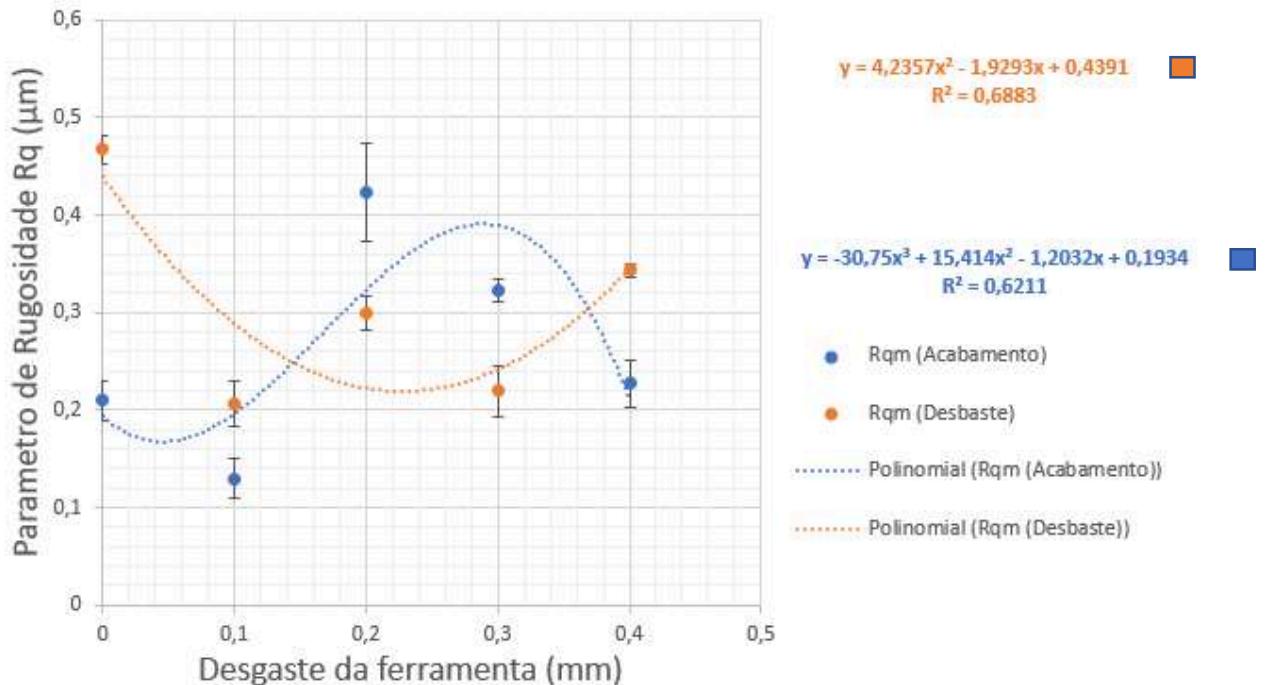


Figura 4.1.2 – Parâmetro de rugosidade Rq em função do desgaste de flanco máximo da ferramenta para ensaios de acabamento e desbaste.

Na modelagem, a curva de rugosidade para desbaste apresenta um comportamento de 2º grau e a curva de acabamento apresenta um melhor ajuste para uma curva polinomial de 3º grau. O coeficiente de determinação (R^2) foi da ordem de 0,69 para a condição de desbaste e 0,62 para acabamento, o que remete à interpretação de que a determinação da rugosidade da superfície da liga de Inconel 718 fresada com ferramenta de metal duro é dependente de vários fatores e sua investigação requer uma maior riqueza de detalhes para que seja possível determinar a rugosidade da superfície da peça em função do desgaste de flanco máximo da ferramenta de corte.

Observando a Figura 4.1.2 e tomando como base o parâmetro Rq médio (Rq_m), que mede o desvio quadrático médio com relação uma linha de referência da superfície, nota-se que condições de acabamento geraram maiores valores para ferramenta com desgaste prévio tipo VB0,2 e VB0,3. Para ferramenta nova e com desgastes dos tipos VB0,1 e VB0,4 a curva apresenta resultados menores. Os resultados de VB0,4 e da ferramenta nova são equivalentes entre si para os ensaios em condições de acabamento, enquanto o desgaste do tipo VB0,1 apresentou a menor rugosidade.

Para os ensaios na condição de desbaste, a curva Rq_m apresenta maiores valores para ferramenta nova e com desgaste prévio tipo VB0,4, comportamento inverso ao apresentado pela curva Rq_m em condição de acabamento.

A temperatura pode afetar a rugosidade de duas maneiras, a primeira delas é que o calor pode diminuir a resistência mecânica à deformação da liga e assim implicar em menores forças inerentes ao corte, logo também menores vibrações. Segundo, pode aumentar a ductilidade do metal a um ponto prejudicial para a rugosidade. Assim, a oscilação dos valores pode ter sido causada por uma soma de efeitos de aumento (efeito do desgaste da ferramenta) e decrescimento (efeito do aumento da temperatura) da força de corte, onde em um momento prevalece o desgaste e em outro momento prevalece a temperatura.

4.1.2 – Medição de microdureza da peça na 1^a etapa.

As medições de microdureza *Vickers* na superfície da peça usinada foram realizados na liga envelhecida após todos os ensaios de desbaste e acabamento. A Figura 4.1.3 apresenta os valores médios de microdureza, no qual se observa que os maiores valores foram obtidos para fresamento com ferramenta nova. Apesar do cruzamento entre os desvios padrão, observa-se que os menores valores médios são registrados nos desgastes da ferramenta classificação VB0,1 para desbaste, e classificações VB0,1 e VB0,2 para acabamento. Percebe-se que de maneira geral, os resultados de microdureza foram maiores para condição de acabamento. Nessa configuração, o avanço é menor, desta forma o tempo de contato da aresta alisadora aumenta, em relação à condição de desbaste, assim pode ter resultado em maiores deformações plásticas na superfície do CP.

Essa deformação rearranja os planos cristalinos para aproxima-los e com isso tem-se maior resistência a indentação. Outro fator que influencia nos resultados de microdureza é a propriedade da liga de alto índice de encruamento. Existe ainda um terceiro fator, a baixa velocidade de fresamento que a liga foi usinada. A liga tem a característica de manter a resistência mecânica elevada mesmo a altas temperaturas. Baixas velocidades ainda exigem da fresadora maiores forças para formação de cavaco, por gerarem menos calor e esse aumento de forças contribui para o encruamento. Além disso, o desgaste da aresta de corte também aumenta as forças envolvidas.

A Figura 4.1.3 apresenta a modelagem matemática para o comportamento da microdureza *Vickers* em relação ao desgaste de flanco da ferramenta, em condições de acabamento e desbaste.

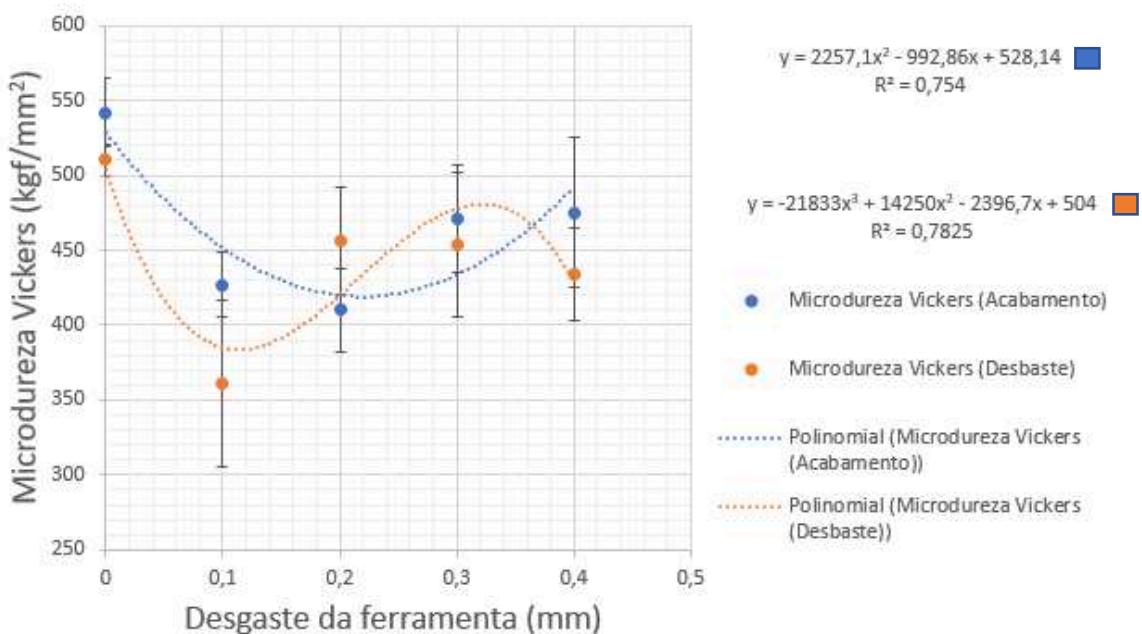


Figura 4.1.3 – Microdureza Vickers em função do desgaste de flanco das ferramentas para condições de acabamento e desbaste.

Analizando as curvas e os desvios padrão da Figura 4.1.3 nota-se que não há grandes variações de microdureza e também não é possível constatar diferenças entre as curvas geradas pelas condições de acabamento e desbaste, visto que existe uma considerável interpolação dos desvios padrão dos resultados para as condições de corte.

Para a referente análise matemática, a curva de acabamento apresentou um comportamento de 2º grau e a curva de desbaste apresentou um melhor ajuste para uma curva polinomial de 3º grau. O coeficiente de determinação (R^2) foi da ordem de 0,75 para o modelo de acabamento e 0,78 para desbaste, o que remete à interpretação de que a determinação da microdureza superficial da liga de Inconel 718 envelhecida, fresada com ferramenta de metal duro, não pode ser descrita pelo desgaste de flanco máximo da ferramenta com precisão. Outros fatores são também influentes, sendo necessários outros tipos de análises. Considerando um comportamento linear, como apresentado na Figura 4.1.7, observa-se que o aumento do grau de desgaste de flanco da ferramenta de corte tende a gerar uma menor dureza superficial para ambas as condições de usinagem, sendo que a queda é mais acentuada para a condição de acabamento. Neste caso, o calor gerado no processo pode ser determinante para tal resultado. Porém, deve-se considerar que o ajuste não é o mais adequado, dado que o R^2 é inferior a 0,1 para ambas as condições. Isto significa que o comportamento da microdureza é mais complexo, pois esta queda pode estar relacionada a variáveis não investigadas nesta primeira etapa de testes. A variação de microdureza é da ordem de -90 kgf/mm^2 por milímetro de desgaste da ferramenta na condição

de acabamento, e de -59 kgf/mm^2 por milímetro de desgaste da ferramenta na condição de desbaste. Estes valores foram deduzidos a partir dos coeficientes angulares das retas (Figura 4.1.4), e mostra que na condição de acabamento a queda é mais acentuada do que na condição de desbaste. Assim, pode-se levantar a hipótese de que a velocidade de corte tem papel fundamental na queda de microdureza superficial da peça, visto que velocidades de corte mais altas geram mais calor, e o calor gerado pode interferir nas condições microestruturais do material, como, por exemplo, promover coalescimento superficial. A Tabela 3.4.3 informa que na condição de acabamento a velocidade de corte é de 40 m/min e na condição de desbaste a velocidade de corte é de 20 m/min. Desta forma, fica claro a necessidade de se ampliar os recursos de avaliação nas próximas etapas deste trabalho, aumentando assim a discussão sobre os resultados, com medição da temperatura de usinagem, força de usinagem e potência de corte.

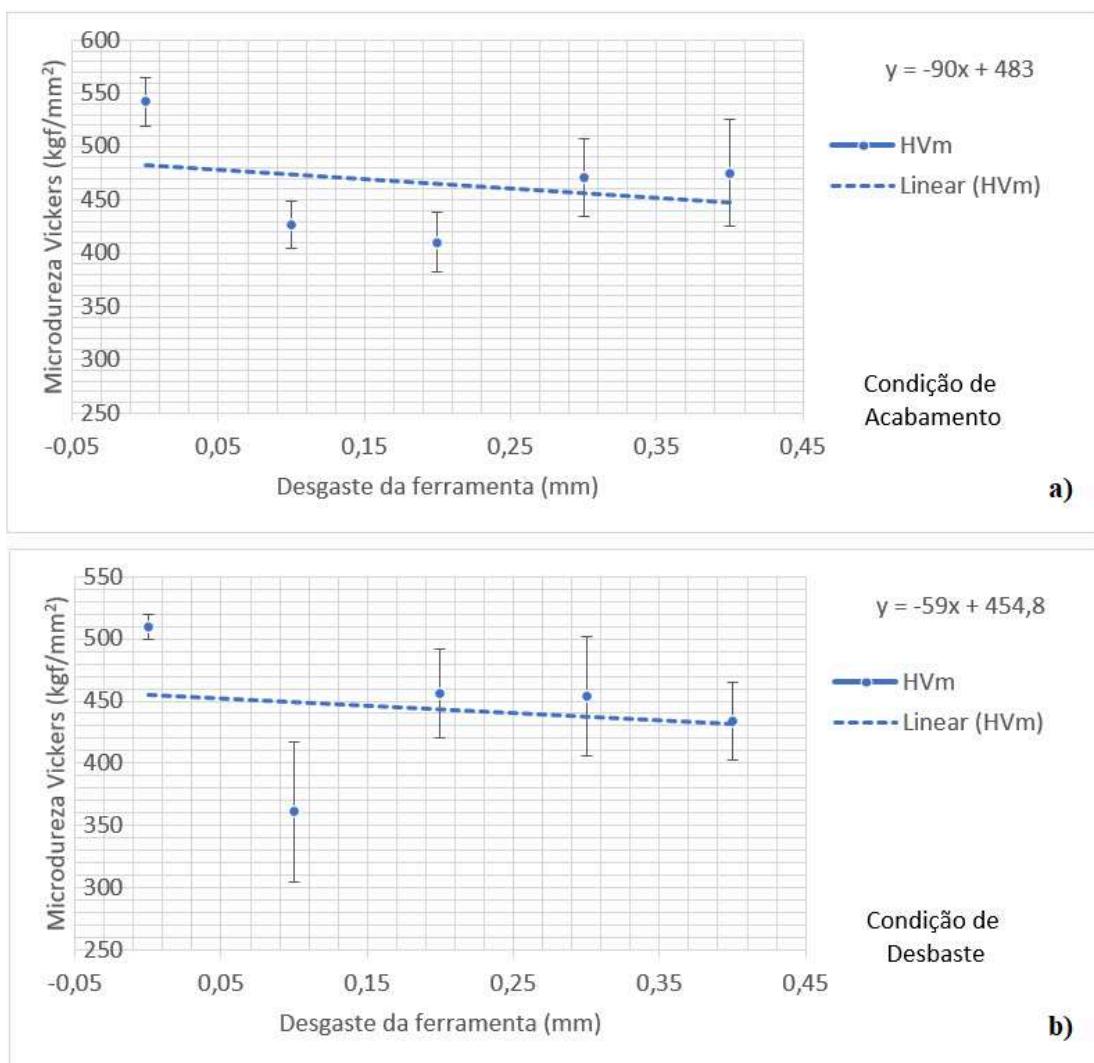


Figura 4.1.4 – Ajuste linear para os resultados de microdureza Vickers em condições de acabamento e desbaste.

4.1.3 – Medição de tensão residual da peça na 1^a etapa.

A tensão residual foi obtida em analisador de tensões por difração de raios-X em duas direções, tensão residual longitudinal (TRL) e tensão residual transversal (TRT) à direção de usinagem (Figura 4.1.5). Nota-se que tensão residual negativa, ou seja, de compressão, surgem apenas em ensaios com ferramenta nova e também com ferramenta com estágio de desgaste mais avançado, com classificação VB0,4. As outras condições deixaram tensões residuais tratativas na superfície da peça usinada. Observa-se também que a condição de desbaste resultou em maiores tensões tratativas no sentido transversal e longitudinal.

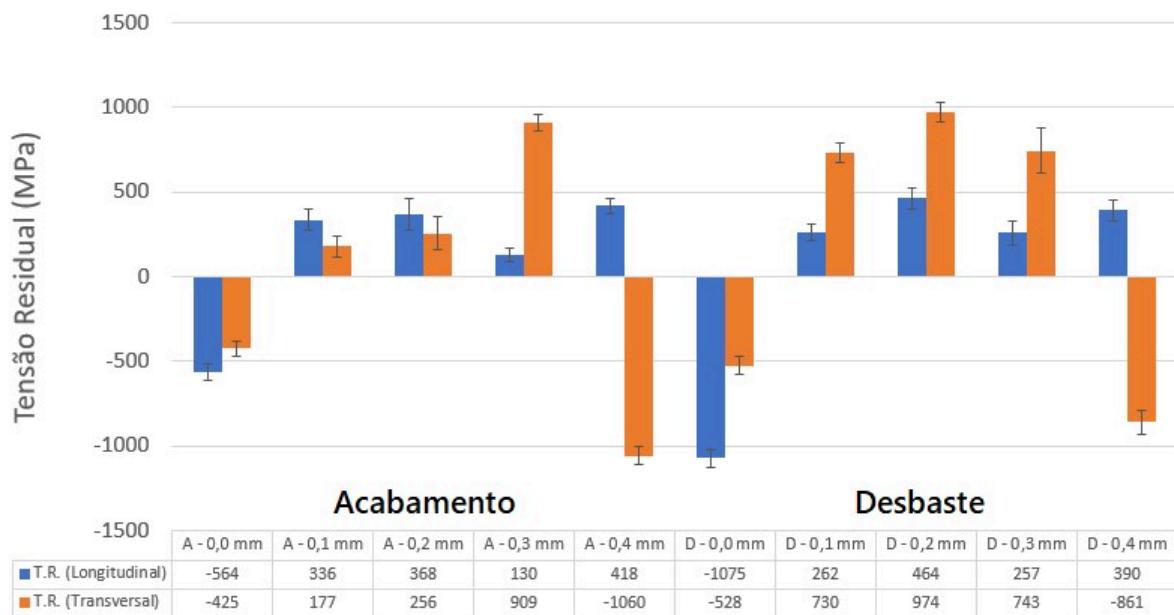


Figura 4.1.5 - Resultados das tensões residuais longitudinais e transversais medidas no Inconel 718 envelhecido usinados com ferramenta de metal duro.

O efeito da tensão residual com relação ao desgaste de flanco da ferramenta pode ser analisado por meio dos modelos apresentados na Figura 4.1.6, todos com curvas em ajuste polinomial de 2º grau (parabólicos), com R^2 variando entre 0,693 e 0,985. Verifica-se, de forma geral, que para os tipos de desgaste VB0,1, VB0,2 e VB0,3 as TR são maiores que para ferramentas novas e com desgaste tipo VB0,4. Com a aresta da ferramenta desgastada, aumentam-se as forças envolvidas no corte do material. O aumento das forças contribui para ocorrer deformações plásticas e, portanto, encruamento da liga. Essas deformações geram as tensões residuais vistas nos resultados, podendo ter ainda contribuição de efeitos térmicos, pois o aumento da temperatura gera deformação plástica de um lado, mas por outro podem aliviar as tensões por possibilitar o rearranjo da liga. O resultado das medidas de tensão é uma superposição de efeitos mecânicos causados pelas deformações plásticas envolvidas,

influenciadas pelo desgaste da ferramenta, que geralmente leva a TR de compressão, com efeitos térmicos causados pelas elevadas temperaturas, que geralmente leva a TR de tração.

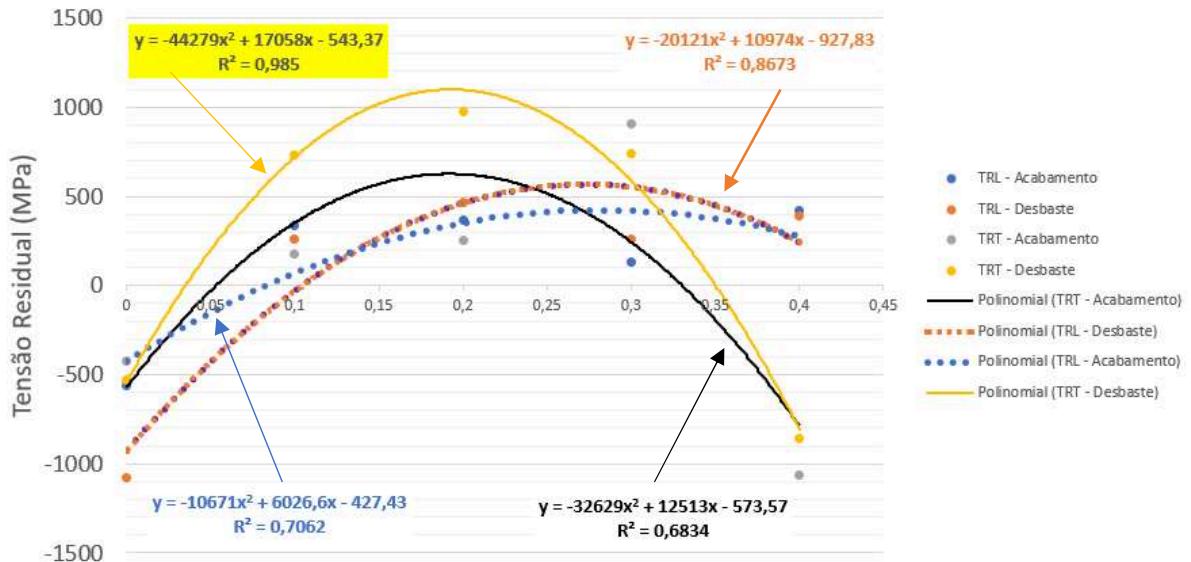


Figura 4.1.6 - Comportamento da tensão residual com relação ao desgaste da ferramenta em condições de acabamento e desbaste.

Uma observação relevante é que, em condição de desbaste e para ferramentas desgastadas, a microdureza acompanha a tendência de comportamento da tensão residual longitudinal (Figuras 4.1.3 e 4.1.6). Isso pode ser explicado analisando o método de medição da tensão por difração de raios-X (Anexo A); como esta medida é baseada na distância dos planos cristalográficos, quanto menor a variável “*d*” da lei de *Bragg*, maior é a resistência a indentaçāo da liga e maior é a tensão residual (OLIVEIRA, FONSECA e ARAUJO, 2018). Já o efeito da tensão residual transversal pode ser relacionado à microdureza de forma inversa, onde o valor da microdureza na condição de acabamento (Figura 4.1.3) acompanha a tendência da tensão residual, na qual o crescimento em um parāmetro é inversamente acompanhado pelo outro.

4.1.4 – Determinação do Índice de Integridade Superficial 1 para 1^a etapa (I2S1₁)

Pelos resultados de rugosidade, microdureza e tensão residual apresentados até este momento, pode-se observar que as relações de IS com o desgaste da ferramenta não são claras. Neste sentido, a aplicação de um único índice para se relacionar desgaste de flanco da ferramenta aos parāmetros de IS é interessante. Desta forma a Figura 4.1.7 apresenta os resultados para o Índice de Integridade Superficial para a 1^a etapa de testes (I2S1₁).

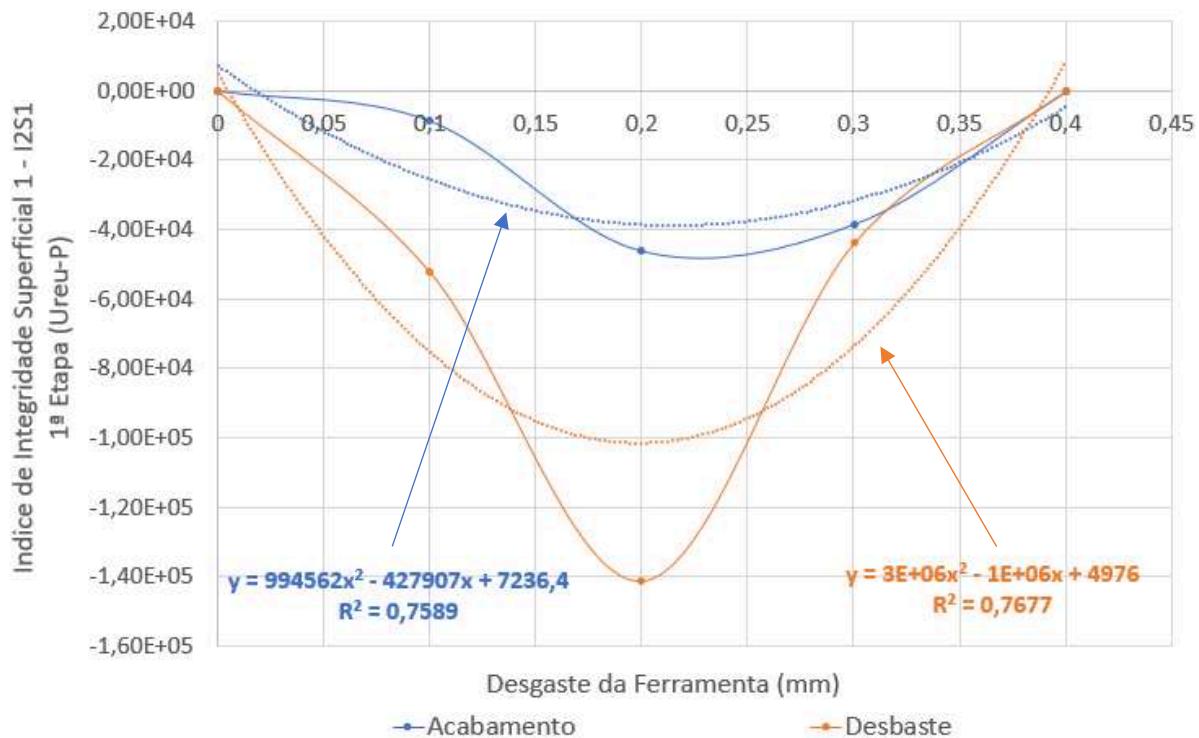


Figura 4.1.7 - Resultados para I2S1₁ para o fresamento da liga Inconel 718 envelhecida em relação ao desgaste de flanco da ferramenta.

Observa-se um comportamento semelhante para as curvas I2S1₁ de acabamento e de desbaste, sendo que a curva de desbaste apresenta resultados mais significativos, com pico negativo (vale) na ordem de $-1,40 \times 10^5$ Ureu-P, enquanto a curva de acabamento apresenta valor mínimo na ordem de $-4,25 \times 10^4$ Ureu-P. As aproximações (ajustes) foram realizadas com curvas de 2º grau e coeficiente de determinação (R^2) na faixa de 0,76 para ambas, e indicam que as ferramentas novas e com desgaste de flanco máximo da ordem de 0,4 mm possuem maior I2S1₁ e as ferramentas com desgaste intermediários, apresentam I2S1₁ menores, sendo que os vales das curvas ocorrem em $VB_{BMAX} = 0,20$ mm para desbaste e $VB_{BMAX} = 0,23$ mm para acabamento.

Os resultados para I2S1₁ mostram que os ensaios na condição de desbaste apresentam um IS modular três vezes maior do que as condições de acabamento para o desgaste de flanco da ferramenta entre 0,2 e 0,3 mm. Eles mostram também que ferramentas novas e aquelas com desgaste da ordem de 0,4 mm apresentam IS menor, fato que pode estar relacionado com uma maior acomodação da aresta à condição de corte, o que nitidamente não ocorre com desgastes de flanco entre 0,1 e 0,3 mm, o que caracteriza esta faixa de desgaste como uma zona de transição. A zona de transição de desgaste é uma faixa onde a ferramenta está em um momento de instabilidade com relação ao processo de corte, ocorrendo uma evolução rápida do desgaste de flanco neste período, o que promove uma interferência no acabamento e na TR deixada na superfície da peça. Por outro lado, a

ferramenta nova e a ferramenta com desgaste tipo VB0,4 apresentam uma certa estabilidade com relação ao parâmetro relacionados à IS da liga.

Pode-se assim observar que existe uma condição ótima com relação ao nível de desgaste da ferramenta, e este é obtido com ferramentas novas ou com desgaste reduzido, VB_{BMAX} até 0,10 mm para usinagem na condição de desbaste e VB_{BMAX} até 0,13 mm para usinagem na condição de acabamento, estes são os pontos de inflexão da curva, ou seja, após estes pontos as ferramentas entram em um estágio onde a IS da peça cai rapidamente. Estes valores são representativos e podem inferir um novo conceito para o critério de fim de vida de uma ferramenta de metal duro revestida na usinagem da liga de Inconel 718 envelhecida, ou seja, se a peça produto tem a necessidade de uma alta IS devido a sua aplicação futura, o critério de desgaste da ferramenta pode seguir o gráfico da Figura 4.1.7 e desta forma estipular o fim de vida da ferramenta na ordem de 0,10 mm de desgaste de flanco máximo (VB_{BMAX}) na condição de desbaste a seco e 0,13 mm para condição de acabamento a seco, valores de desgaste relacionado a uma $I2S1_1$ próxima à $-5,0 \times 10^4$ Ureu-P para condição de desbaste e $-2,0 \times 10^4$ Ureu-P para condição de acabamento.

Pela modelagem do Índice de Integridade Superficial 1 da 1^a etapa ($I2S1_1$) (Figura 4.1.7), observa-se que há uma faixa inicial de desgaste onde o índice é mais alto (mais próximos de zero), ou seja, trata-se de uma faixa onde as energias envolvidas no processo de usinagem são menores. Esta faixa é considerada a faixa de usinagem convencional, com desgaste de flanco máximo inferior a $0,10 \pm 0,05$ mm e interações energéticas, possivelmente, de ordem química e mecânica-térmica (GRIFFITHS, 2001). Para desgaste de flanco máximo entre 0,10 e 0,30 mm, há uma usinagem mais severa onde grande quantidade de energia é transferida para superfície da peça, nesta faixa de desgaste da ferramenta os resultados de integridade superficial têm outro comportamento, os resultados caracterizam-se por baixa integridade superficial, ou seja, provavelmente envolvem energias de ordem química, termomecânica e térmicas (GRIFFITHS, 2001). Como visto na revisão bibliográfica deste trabalho, são regiões de baixa qualidade superficial onde prevalecem tensões residuais trativas. A terceira região do gráfico mostra resultados para desgaste de flanco máximo acima de 0,30 mm, onde observam-se resultados de IS mais brandos do que a faixa anterior, porém, trata-se de uma ferramenta com alto grau de desgaste e pode estar próxima de uma falha repentina. Nesta faixa, provavelmente, as energias envolvidas no processo são de ordem química e termomecânica, trata-se de uma usinagem com alto risco de falha por parte da ferramenta, pois ela está em estado avançado de desgaste (GRIFFITHS, 2001). Nesta última faixa do gráfico (Figura 4.1.7) observa-se que a usinagem pode ser considerada leve, porém não é considerada uma faixa indicada para trabalho devido ao risco de falhas da ferramenta por trinca, microlascamento ou quebra da ferramenta.

Estes estágios de desgaste da ferramenta podem ser correlacionados a Figura 2.5.3, onde pode-se identificar o estágio I de desgaste da ferramenta, até $0,10\pm 0,05$ mm, onde se dá nos primeiros minutos de corte, quando o desgaste se comporta com uma taxa decrescente, neste estágio a ferramenta desgasta-se de uma forma acelerada no início do corte, como se a cunha cortante estivesse se acomodando ao sistema e depois passa a ter uma taxa menor com o passar do tempo. De $0,10\pm 0,05$ a $0,30\pm 0,05$ mm, caracteriza o estágio II, onde se tem uma taxa constante de desgaste ao longo do tempo, e o estágio III acontece após $0,30\pm 0,05$ mm de desgaste de flanco, onde se tem uma aceleração do desgaste, promovendo, em um curto espaço de tempo, a quebra da ferramenta, que pode acontecer devido aos altos índices de desgaste, altas temperaturas envolvidas e elevadas tensões de corte, que segundo Machado *et al.* (2015) levarão a ferramenta ao colapso.

É importante ressaltar que a usinagem nesta faixa possui IS mais altas, porém isto ocorre pelo desgaste acentuado da ferramenta onde os ângulos de corte da ferramenta estão mais agudos, como pode ser verificado na Tabela 3.4.2.

A etapa inicial deste trabalho deixou muitas perguntas sobre as condições de usinagem e suas variáveis, por este motivo optou-se por realizar ensaios com ferramentas com desgaste de flanco controlado (desgastes mais uniformes) e também utilizar outras técnicas de avaliação do processo, como, monitoramento da temperatura de usinagem, monitoramentos das forças de usinagem, além da determinação de um novo modelo matemático para avaliação IS da peça no processo de fresamento da superliga de Inconel 718 envelhecido.

4.1.5 – Dificuldades encontradas nos ensaios da 1^a etapa.

Durante os testes realizados na 1^a etapa, encontraram-se diversas dificuldades para usinar a liga de Inconel 718 com ferramenta de metal duro a seco. Segundo Machado, *et al.* (2015) existem inúmeras dificuldades para se usinar a superliga de Inconel 718. Estas possuem matrizes austeníticas e encruam rapidamente durante a usinagem. Isto pode causar problemas em passes subsequentes, a Figura 4.1.8 apresenta exemplos referentes a esta consideração, cavacos soldados à lateral da peça de Inconel 718 envelhecido e cavacos com alto grau de deformação, também soldados à lateral da peça, se apresentando como rebarbas na borda de saída da peça.

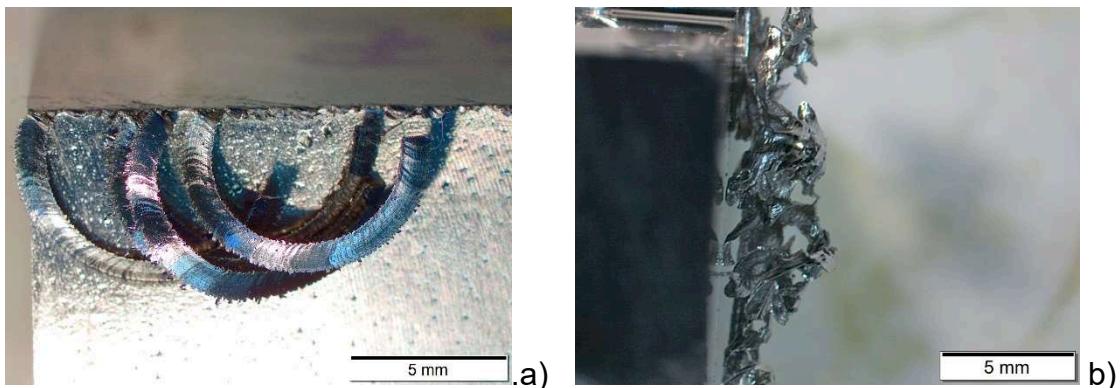


Figura 4.1.8 – Ensaios realizados em condição de desbaste a seco, observam-se cavacos soldados à lateral da peça de Inconel 718 envelhecido. (a) Usinagem utilizando ferramenta nova. (b) Usinagem utilizando ferramenta com desgaste tipo VB0,2.

A alta resistência dessas ligas são mantidas em elevadas temperaturas, e isto se opõe ao processo de deformação plástica necessária para formar o cavaco. Esses materiais têm a tendência de reagirem com as ferramentas, em determinadas condições atmosféricas, tais reações proporcionam aderência do cavaco à superfície de saída da peça (Figura 4.1.9.a). Em alguns casos, quando este cavaco se desprende, há destacamento de parte do revestimento e até mesmo, parte da ferramenta, como apresentado na Figura 4.1.9.b.

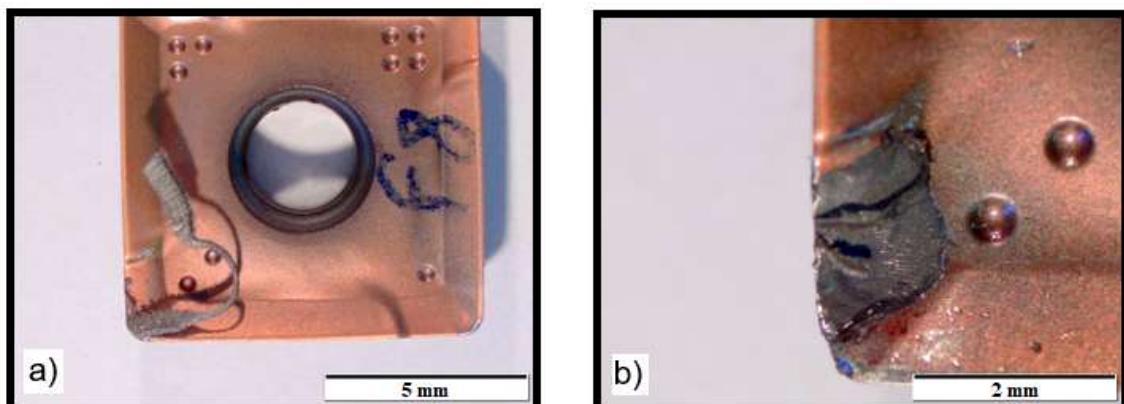


Figura 4.1.9 – (a) Ensaio realizado em condição de acabamento a seco, cavaco aderido à superfície de saída da ferramenta nova. (b) Ferramenta com desgaste tipo VB0,4 com lascamento e destacamento da superfície de saída, ensaios em condição de desbaste a seco.

A Figura 4.1.9 apresenta, claramente, a tendências desses materiais se aderirem nas superfícies das ferramentas. Segundo Machado (2015), isto é mais crítico no processo de fresamento, pois a ferramenta ao sair do corte, mantém consigo o cavaco aderido à sua superfície de saída o que, além de prejudicar o acabamento superficial, causa lascamento de ferramenta na reentrada do corte.

A Figura 4.1.10 apresenta duas situações comuns nos processos de usinagem da liga de Inconel 718 envelhecida com ferramenta de metal duro na condição de acabamento. Observa-se na Figura 4.1.10.a que há um cavaco soldado sobre o outro, demonstrando à plasticidade desta liga e facilidade de aderência que a mesma possui, podendo ocorrer na própria peça, na ferramenta e também no próprio cavaco (cavaco sobre cavaco). A Figura 4.1.10.b apresenta um resultado para condição de acabamento com ferramenta nova, onde se observa a soldagem de um cavaco na extremidade de outro.

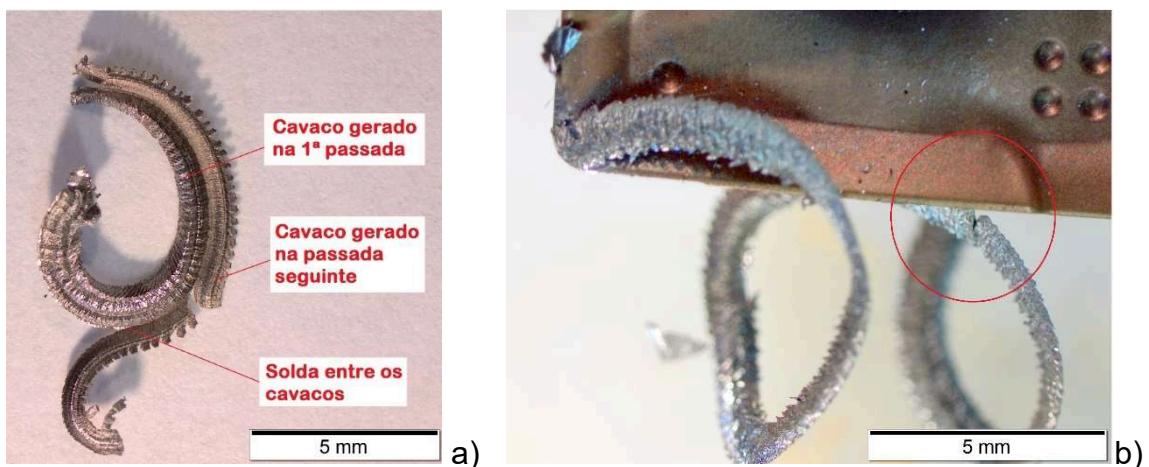


Figura 4.1.10 – Imagens resultantes de processos de usinagem na condição de acabamento a seco utilizando ferramenta nova. (a) Cavaco soldado sobre o outro. (b) Soldagem entre cavacos sequenciais.

Todos estes processos ilustram a questão da adesividade, alta geração de calor na usinagem desta liga (Figuras 4.1.8, 4.1.9 e 4.1.10), contribuindo para o desenvolvimento de altas temperaturas na zona de contato entre ferramenta-cavaco-peça e consequentemente, interfere nos parâmetros ligados ao acabamento da superfície da liga usinada e também na vida da ferramenta.

4.2 – Resultados da 2^a etapa

Para a segunda etapa de testes foram realizados ensaios de fresamento a seco e jorro na liga de Inconel 718 envelhecida, contemplando condições de acabamento, desbaste e moderada (Tabela 3.5.2), utilizando ferramentas desgastadas artificialmente por processo EDM (Tabela 3.5.1). Durante os processos de usinagem foram realizadas medições de força e temperatura de corte e, após todos os ensaios, foram realizadas medições de microdureza Vickers, rugosidade R_q e tensão residual das peças. Todos os procedimentos amostrais foram realizados em réplica e treplica.

4.2.1 – Medição de força de usinagem na 2^a etapa

Durante os testes de fresamento de topo foram medidas três componentes de força, FX, FY e FZ, onde FX é a força na direção de corte, FY na direção de avanço e FZ a força na direção do eixo da fresa, perpendicular à superfície da peça usinada. A soma vetorial desses componentes é a força de usinagem resultante (F_u). As forças de usinagem dependem principalmente das áreas dos planos de cisalhamento (primário, secundário e terciário) e da resistência do material de trabalho. Qualquer variável de entrada que contribui para aumentar essas áreas aumentarão as forças de usinagem. As variáveis que tendem a aumentar a temperatura de corte podem reduzir as forças de usinagem, pois o aumento da temperatura significa uma redução na resistência ao cisalhamento do material de trabalho (SILVA, 2018).

As variáveis de entrada estudadas nesta etapa do trabalho foram: as condições de corte (condições de desbaste, moderadas e de acabamento – Tabela 3.5.2); a atmosfera de lubrificação (seco e jorro) e o desgaste da ferramenta (Tabela 3.5.1). Para a primeira variável, a condição de desbaste aumentará as áreas do plano de cisalhamento (maior avanço e profundidade de corte) e a temperatura dependerá da velocidade de corte. Normalmente, o aumento na taxa de avanço e na profundidade de corte resultam em forças de usinagem crescentes. A condição de resfriamento de lubrificação pode reduzir as áreas do plano de cisalhamento pela ação da lubrificação, e isso pode reduzir as forças se superar o efeito da ação de resfriamento do fluido de corte. Por outro lado, se a ação de resfriamento do fluido de corte for mais importante do que a ação de lubrificação, ela pode aumentar a força de corte devido às temperaturas mais baixas envolvidas no processo de usinagem. O desgaste da ferramenta afetará ambas as áreas do plano de cisalhamento e a temperatura de usinagem (resistência do material de trabalho) com tendência de aumento de ambas. Normalmente o primeiro supera o último, aumentando as forças de corte. As análises dos resultados da força de usinagem devem considerar esses efeitos.

As Figuras 4.2.1 e 4.2.2 apresentam os efeitos das variáveis de entrada na força de usinagem. Conforme observado na Figura 4.2.1, a maior força resultante da usinagem foi encontrada utilizando a ferramenta com o desgaste tipo C e a menor força usinando com a ferramenta nova (sem desgaste), indicando que esta ferramenta proporcionou menor área de contato com a peça e cavaco que as ferramentas desgastadas. Para testes com jorro, as forças de usinagem são maiores do que nos testes secos, embora na condição de desbaste essa tendência não se verificou (Figura 4.2.2). A ação de resfriamento do fluido de corte neste caso foi mais importante do que a ação de lubrificação, podendo aumentar a força de corte devido às temperaturas mais baixas envolvidas. A condição de desbaste aumentou

consideravelmente as forças de usinagem em relação à condição de acabamento e moderada.

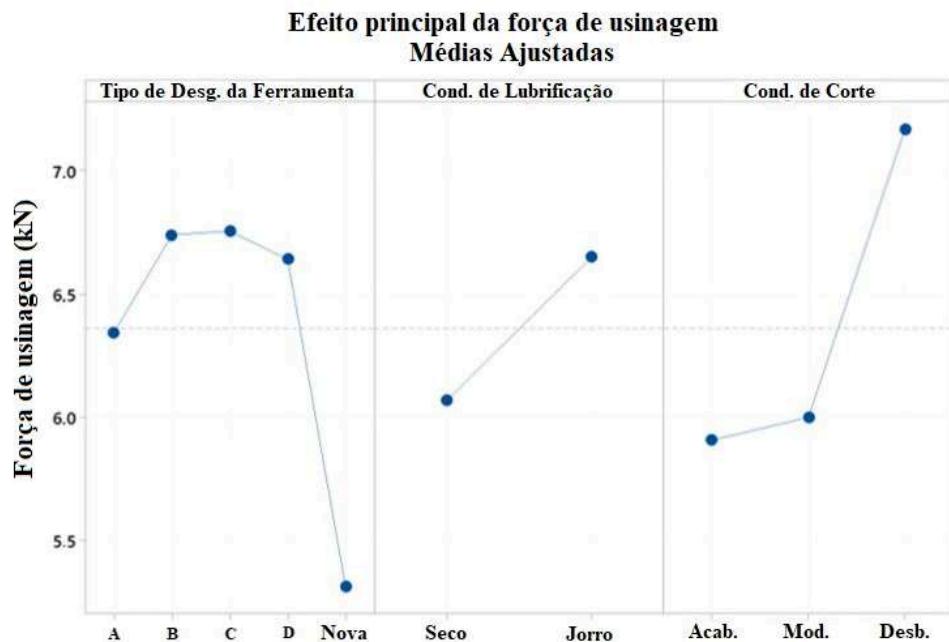


Figura 4.2.1 - Médias ajustadas para os efeitos principais da força de usinagem resultante.

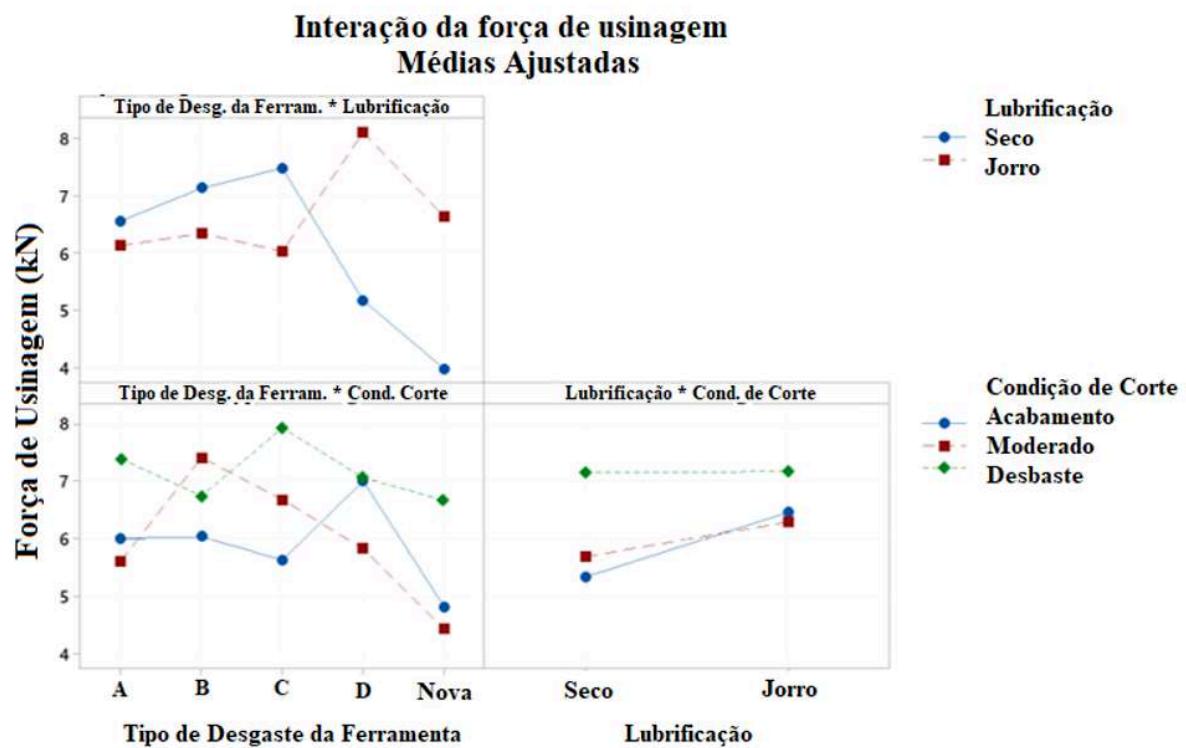


Figura 4.2.2 - Interação dos efeitos das variáveis na força de usinagem.

4.2.2 – *Medições de temperatura com termopar e câmera térmica na 2^a etapa*

A Figura 3.5.4.a da metodologia ilustra o registro de temperatura máxima obtida via termopar, sendo que a medição da temperatura do termopar ocorre sempre no final do teste, quando a ferramenta corta a parte final da peça, pois foi soldado na extremidade desta (Figura 3.5.2.a). Com a aplicação do fluido na forma de jorro não foi possível observar diferenças significativas entre as condições de ensaios (acabamento, moderado e desbaste) dado que o fluido de corte resfria a junção térmica do termopar colado na peça.

As análises de temperatura na peça dependem das condições de corte empregadas, além do nível de desgaste da ferramenta. A maior parte do calor gerado na zona de cisalhamento primária é dissipada pelo cavaco e uma pequena parte é dissipada de volta para a peça. Praticamente nenhum calor da zona de cisalhamento secundário é dissipado pela peça, mas sim pelo cavaco e pela ferramenta, conforme apontado por Trent e Wright (2013). O aumento da velocidade de corte, embora aumente a geração de calor, implica em menos tempo de condução de calor e, consequentemente, menos calor da zona de cisalhamento primária é dissipado de volta pela peça. Isso é particularmente importante para materiais com baixa condutividade térmica, como ligas de níquel, por exemplo. Por outro lado, aumentar a taxa de avanço e a profundidade de corte significa que uma maior quantidade de material de trabalho é deformada e, portanto, mais calor é gerado. Porém, a área de corte é maior, com mais chance de dissipação de calor também. Na usinagem com ferramentas novas, o calor gerado na zona de cisalhamento terciária é desprezível. Porém, com a presença do desgaste de flanco, esta zona terciária de cisalhamento desempenha um papel importante na distribuição do calor na peça e na ferramenta (SHAW, 2005).

Para condição de usinagem a seco com ferramentas novas, onde as temperaturas medidas foram obtidas com termopar soldado na superfície da peça, as maiores temperaturas foram registradas na condição de desbaste (Figura 4.2.3.a). Embora a velocidade de corte seja menor na condição de desbaste, um volume maior de material de trabalho é deformado. A combinação da maior quantidade de material de trabalho sendo cisalhado com mais tempo para dissipação de calor resulta em temperaturas mais altas sendo registradas na peça nesta condição. Na condição de acabamento, são utilizadas velocidades de corte mais altas e menores taxas de avanço e profundidade de corte, portanto, existe menos tempo para dissipação de calor e menos material de trabalho é deformado. O resultado disso é a temperatura mais baixa registrada na superfície da peça sob esta condição de corte com ferramentas novas, conforme mostrado na Figura 4.2.3.a.

A maior temperatura foi registrada na condição de usinagem de desbaste e a menor temperatura foi registrada na condição de acabamento, independentemente do tamanho do

desgaste da ferramenta. O desgaste tipo A é o menor desgaste artificial, e com os parâmetros de corte usados (Tabela 3.5.2), a profundidade axial dos cortes são pequenas e o desgaste de flanco artificial tipo A (Tabela 3.5.1) estará apenas marginalmente dentro do corte, mas o suficiente para modificar as temperaturas em comparação com ferramentas novas.

Na condição de acabamento, a maior velocidade de corte em que menos material sendo cisalhado foi menos importante para a temperatura da peça do que quando o corte de desbaste é usado. Com o aumento do desgaste de flanco, o comportamento das temperaturas na superfície da peça se modifica. Com o desgaste da ferramenta tipo B ocorre uma diminuição da temperatura da peça, revelando que com este tamanho de desgaste, o equilíbrio entre o calor gerado e dissipado pelo sistema favorece a temperatura medida na peça. No corte com ferramentas de desgaste tipo B e C, não foi observada variação considerável de temperatura entre as condições de acabamento e moderada, sendo a maior temperatura registrada na condição de desbaste.

Na Figura 4.2.3.b observa-se os resultados da temperatura usando a câmera térmica. Deve-se observar que o termopar registrou a temperatura da peça e a câmera térmica registrou a temperatura da ferramenta de corte. Foi registrada a média dos dez *pixels* de maior temperatura durante o teste, dessa forma, as temperaturas medidas por meio da câmera térmica são mais precisas e sensíveis às variações de temperatura durante o teste. Ressalta-se que, para os testes com jorro, a câmera térmica é mais precisa, pois o fluido de corte em contato direto com o termopar reduz significativamente a capacidade de leitura do impulso elétrico (Figura 3.5.4.b e “.c”)

A diferença de temperaturas ao usar diferentes condições de corte com jorro foi detectada pela câmera térmica, ao contrário do sistema de termopar, que não registrou grandes variações de temperatura nesta configuração. Geralmente, a usinagem com o fluido de corte na condição de acabamento proporcionou a menor temperatura, exceção foi quando se utilizou a ferramenta de desgaste tipo A, onde o corte moderado apresentou temperatura menor que o acabamento. Em geral, o desgaste da ferramenta tem apenas uma pequena influência na temperatura, e a ferramenta com desgaste do tipo B apresentou a menor temperatura nas condições de desbaste e acabamento.

Sob condição seca, normalmente a condição de desbaste proporcionou a maior temperatura, seguida da condição moderada e de acabamento, como ocorreu na temperatura da peça. As exceções ocorreram ao usar a ferramenta com os tipos de desgaste C e D, com o corte moderado apresentando a temperatura mais alta e mais baixa, respectivamente. Geralmente, os tipos de desgaste da ferramenta A e B mostraram as temperaturas mais altas. Para ferramenta com desgaste tipo D, a menor temperatura registrada foi na condição moderada e a maior temperatura registrada na condição de desbaste. Novamente, com alto

desgaste de flanco na ferramenta, a combinação da velocidade de corte e quantidade de material de trabalho sendo deformado determina a quantidade de calor gerado e dissipado, a condição de desbaste sendo mais crítica e a condição moderada menos.

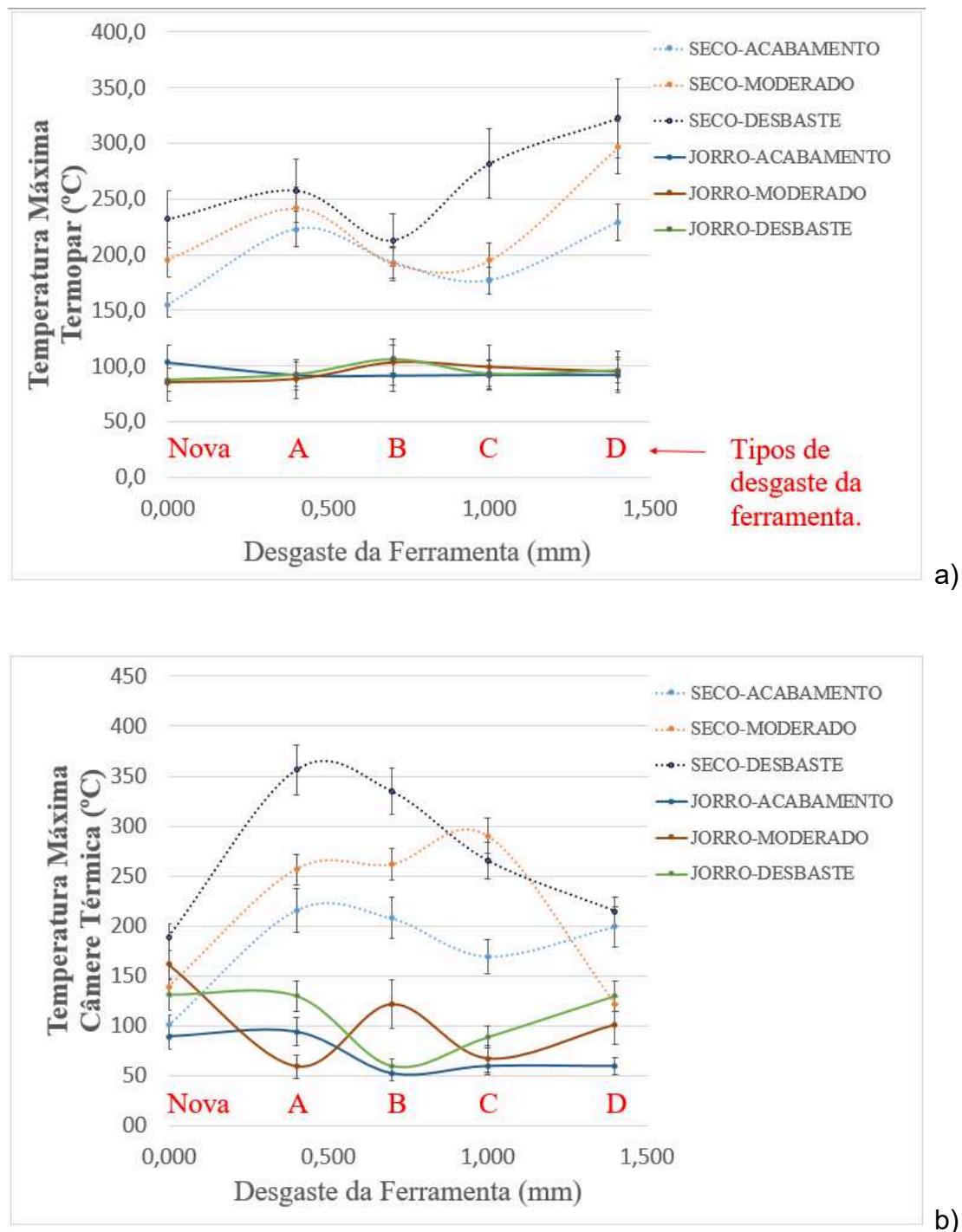


Figura 4.2.3 - Temperatura máxima medida na superfície no processo de usinagem.
(a) Termopar; (b) Câmera térmica.

A Figura 4.2.4 ilustra os efeitos gerais dos parâmetros estudados sobre a temperatura máxima medida pelo termopar soldado na superfície da peça (que mede a temperatura da peça) e pela câmera térmica (que mede a temperatura da ferramenta). Observa-se que em média (considerando cortes secos e com jorro), a temperatura da peça registrada com ferramenta nova é inferior à temperatura registrada com ferramentas desgastadas, sendo que o maior registro de temperatura ocorre para ferramentas com desgaste de flanco tipo D. O mesmo não ocorre nos registros via câmera térmica, onde para temperaturas para ferramentas novas e com desgaste tipo D, observam-se temperaturas mais baixas que as registradas para desgastes tipo A, B e C. Nos registros, de forma geral, considerando a média de todos os ensaios, observa-se que a condição a seco apresenta as maiores temperaturas. Para registros via termopar, a condição de desbaste apresenta as maiores temperaturas, seguidas da condição de acabamento, sendo que as menores temperaturas são observadas na condição moderada. Para os registros de temperatura via câmera térmica (temperatura da ferramenta) observa-se que os ensaios na condição de desbaste apresentam as maiores temperaturas, seguido da condição moderada, sendo que a condição de acabamento apresentou a menor temperatura média.

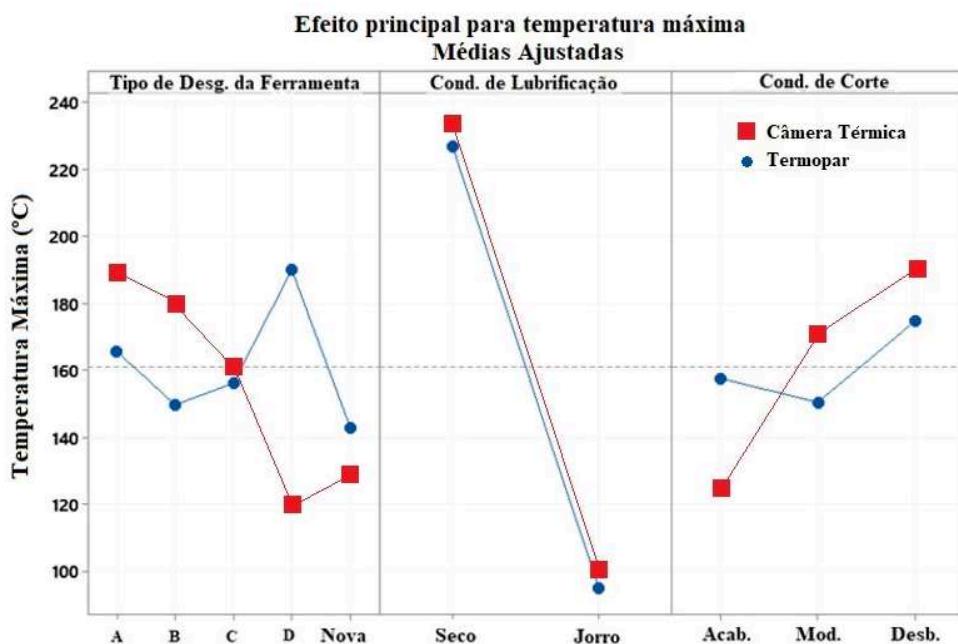


Figura 4.2.4 - Efeito das variáveis de entrada na temperatura máxima da superfície da peça (termopar) e da ferramenta (câmera térmica).

4.2.3 – *Medições de microdureza Vickers na 2^a etapa*

Na Figura 4.2.5 observam-se os resultados da microdureza *Vickers* da superfície usinada. A microdureza da superfície usinada é o resultado do efeito de endurecimento por trabalho causado pela deformação do material e o efeito de “amolecimento” causado pela temperatura. Geralmente, a microdureza obtida pela usinagem com novas ferramentas é ligeiramente maior do que com ferramentas gastas. Estes resultados são coerentes com as temperaturas da superfície da peça mostradas na Figura 4.2.3. As temperaturas mais baixas estão relacionadas à alta microdureza nas superfícies da peça usinada. No corte a seco, a condição moderada, normalmente, produziu a menor microdureza. Para observar um efeito mais claro das variáveis de entrada na microdureza das superfícies usinadas, a Figura 4.2.6 mostra os gráficos de tendência considerando os valores médios de todos os testes.

A interpolação entre os desvios padrão das medidas de microdureza indica não haver variação significativa de microdureza entre os ensaios realizados em seco e jorro, com exceção dos testes com a ferramenta com desgaste tipo A na condição de acabamento, com a ferramenta com desgaste tipo C, na condição moderada e a ferramenta com desgaste tipo D, na condição de desbaste. Na maioria dos pontos dos gráficos das Figuras 4.2.5.a 4.2.5.b e 4.2.5.c, a microdureza superficial para os testes realizados em condição de inundação (jorro) é menor que a obtida em condição a seco, provavelmente devido aos efeitos lubrificantes do jorro, ajudando a minimizar a sub-deformação plástica superficial do material. A variação na microdureza superficial está na faixa de 345 a 565 kgf/mm². Este gráfico confirma que as novas ferramentas geram uma superfície mais dura do que as ferramentas gastas, provavelmente devido à maior geração de calor ao cortar com as ferramentas gastas, levando ao efeito de coalescimento/amolecimento da superfície do material.

Em geral, a microdureza superficial é maior para condições de desbaste, pois um maior volume de material é removido, com maior campo de deformação plástica envolvido. A condição moderada produziu menor microdureza superficial, devido à combinação do efeito de coalescimento provocado pelo calor gerado e do efeito de endurecimento por trabalho causado pela deformação plástica (Figura 4.2.6).

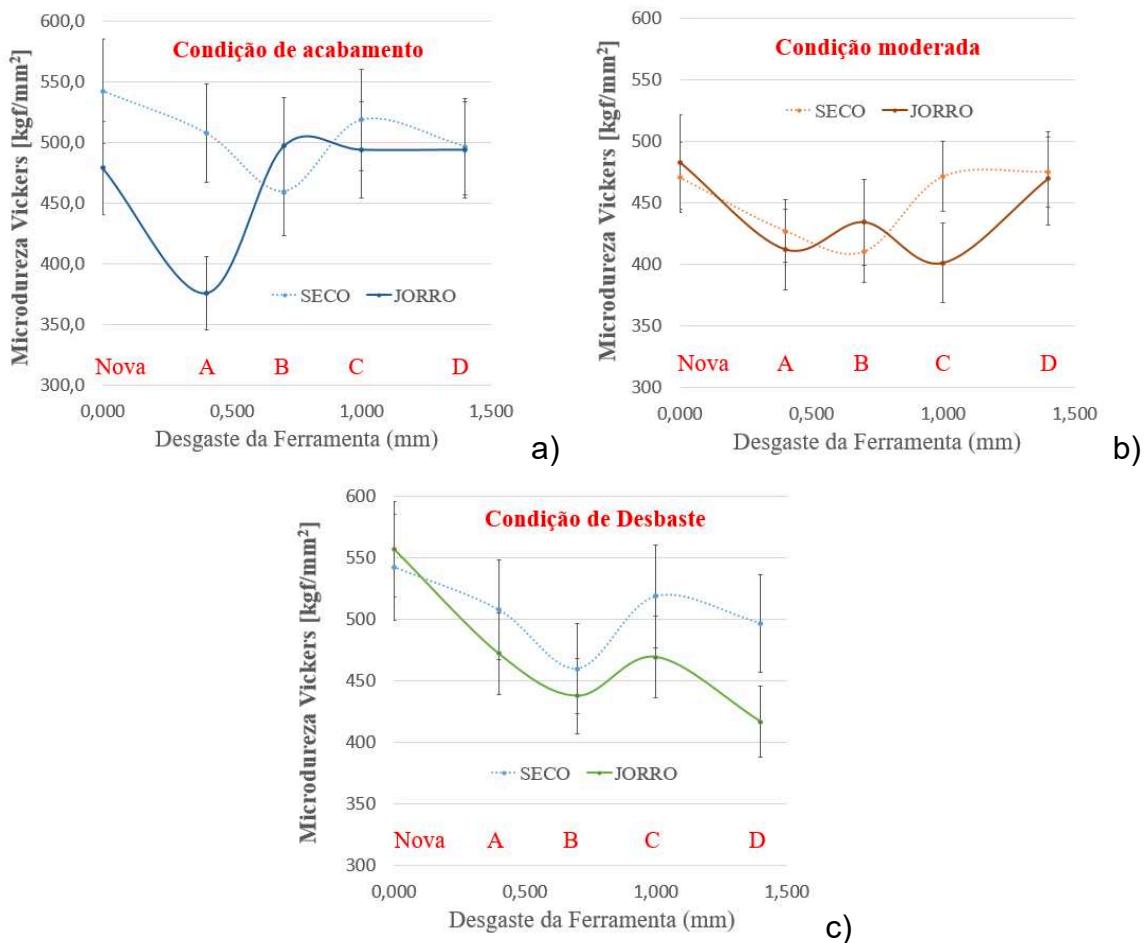


Figura 4.2.5 - Microdureza Vickers da superfície usinada em diferentes condições de corte.
 (a) Condição de usinagem de acabamento; (b) Condição de usinagem moderada; (c) Condição de usinagem de desbaste.

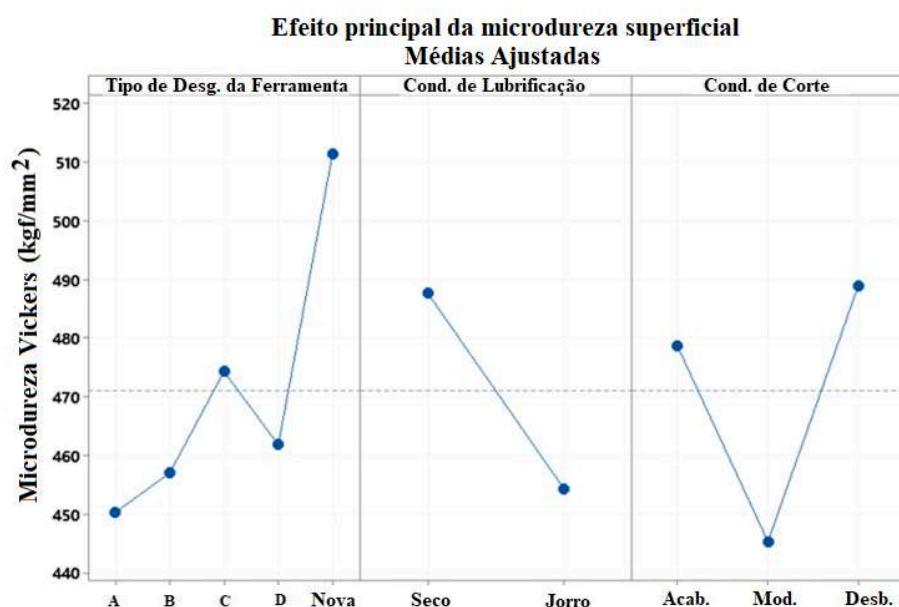


Figura 4.2.6 - Efeito dos principais parâmetros de entrada na microdureza da superfície da peça.

4.2.4 – Medições de tensões residuais na 2^a etapa

Foram medidas TR das amostras usinadas nas condições de acabamento e desbaste para usinagem a seco e com jorro. A Figura 4.2.7 e a Figura 4.2.8 mostram os resultados das tensões residuais medidas transversal e longitudinalmente às superfícies usinadas das peças. Para o corte a seco, observa-se na Figura 4.2.7 que para as ferramentas novas e com desgaste tipo D as tensões residuais transversais obtidas são de natureza compressiva (negativas). Para ferramentas com tipos de desgaste A, B e C, as tensões são de natureza trativa (positivas). Normalmente, as tensões residuais de natureza compressiva são resultado do efeito de deformação plástica, enquanto as tensões de tração são resultado do efeito de coalescimento térmico.

A Figura 4.2.7.a mostra que no corte a seco, as condições de usinagem de desbaste geraram tensões de tração mais altas do que as condições de usinagem de acabamento. As tensões residuais longitudinais apresentadas na Figura 4.2.7.a apresentaram tendência semelhante às apresentadas na superfície transversal. As exceções são os resultados da ferramenta com desgaste tipo D, que para medição longitudinal são de natureza compressiva, e o valor de tensões residuais obtidas com a ferramenta com o desgaste do tipo C, que, embora sejam de natureza trativa, são menores que as obtidas com as ferramentas com desgaste tipo A e B. Para condições de usinagem com jorro (Figura 4.2.7.b), as tensões residuais foram menos influenciadas pelo desgaste da ferramenta do que na condição a seco e a diferença mostrada pelas condições de desbaste e acabamento também foi menor com a aplicação do fluido de corte.

As Figuras 4.2.7 e 4.2.8 apresentam os resultados das tensões residuais deixadas pelo processo de fabricação somadas às tensões anteriores presentes no material. As profundidades de corte (a_p) utilizadas nos testes estão entre 250 e 600 μm , sendo que a interação dos processos de fresamento com a estrutura cristalina da peça pode atingir até 300 μm abaixo da superfície (EL-KHABEERY, 1989). As diferentes sensibilidades dos valores de tensão residual aos parâmetros de usinagem nas duas direções principais (transversal e longitudinal) confirmam a geração de um estado de tensão residual na usinagem, e estes estados de tensão estão ligados à complexidade das interações na superfície usinada e também na subsuperfície (BRIKSMEIER, 1982).

Observa-se que existe uma diferença real entre os resultados das tensões residuais para os ensaios realizados em condições secas e com jorro. Para testes a seco, a ferramenta nova gera tensões compressivas consideráveis, o mesmo vale para testes com jorro. Para ferramentas desgastadas, as tensões residuais de tração predominam, mas este tipo de tensão residual é mais proeminente em testes a seco. As tensões residuais longitudinais e

transversais têm comportamento semelhante, exceto para a ferramenta com desgaste do tipo D, para a qual as tensões residuais transversais (TRT) são compressivas por natureza e as longitudinais (TRL) são trativas.

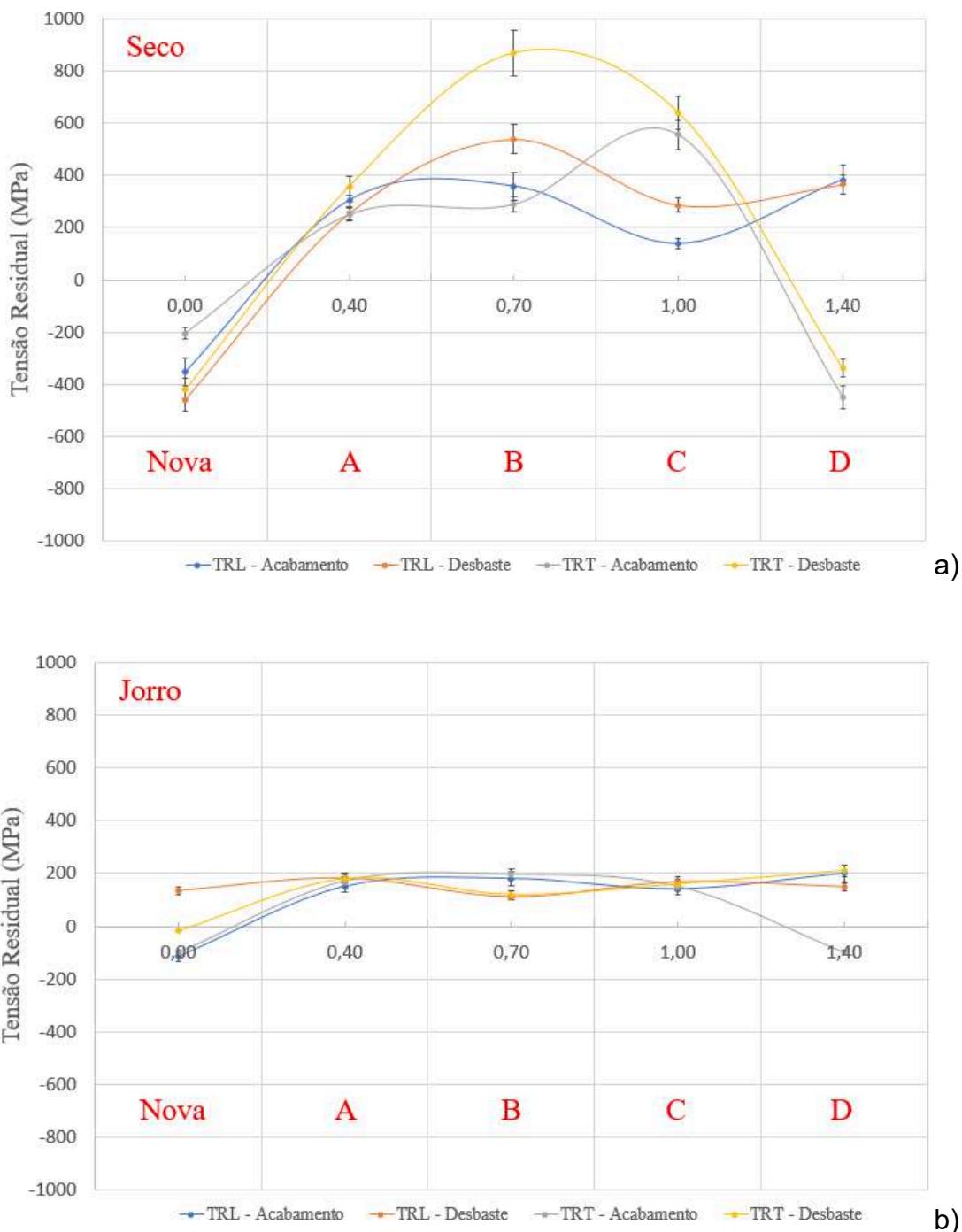


Figura 4.2.7 – Resultados das tensões residuais longitudinais (TRL) e transversais (TRT) medidas após (a) fresamento a seco e (b) com jorro.

Geralmente, as diferentes condições de corte não produziram efeito distinto nas tensões residuais, porém observa-se que existe importante diferença de temperatura entre os ensaios realizados na condição a seco e com jorro, que pode estar relacionada às tensões residuais registradas, visto que as tensões de tração estão ligadas aos efeitos térmicos decorrentes da usinagem, ou seja, as arestas de corte em altas temperaturas tendem a produzir tensões residuais de tração na superfície da peça.

Como preconizado por El-Khabeery (1989), os processos de fresamento podem interagir com a estrutura cristalina da peça até 300 µm abaixo da superfície, entretanto, as tensões residuais foram avaliadas na superfície do material por meio de raios-X, que podem atingir uma profundidade máxima de 30 µm (CULLITY, 2014). Assim, um ponto importante é destacado por Gurova (1997), trata-se dos fatores de redistribuição de tensões residuais que ocorre durante deformação plástica cíclica, dado que pode converter tensões residuais compressivas, pré-existentes no material, em tensões residuais trativas e vice-versa, ou seja, após o processo de usinagem existe uma redistribuição das tensões no interior do material, em particular na superfície da peça usinada.

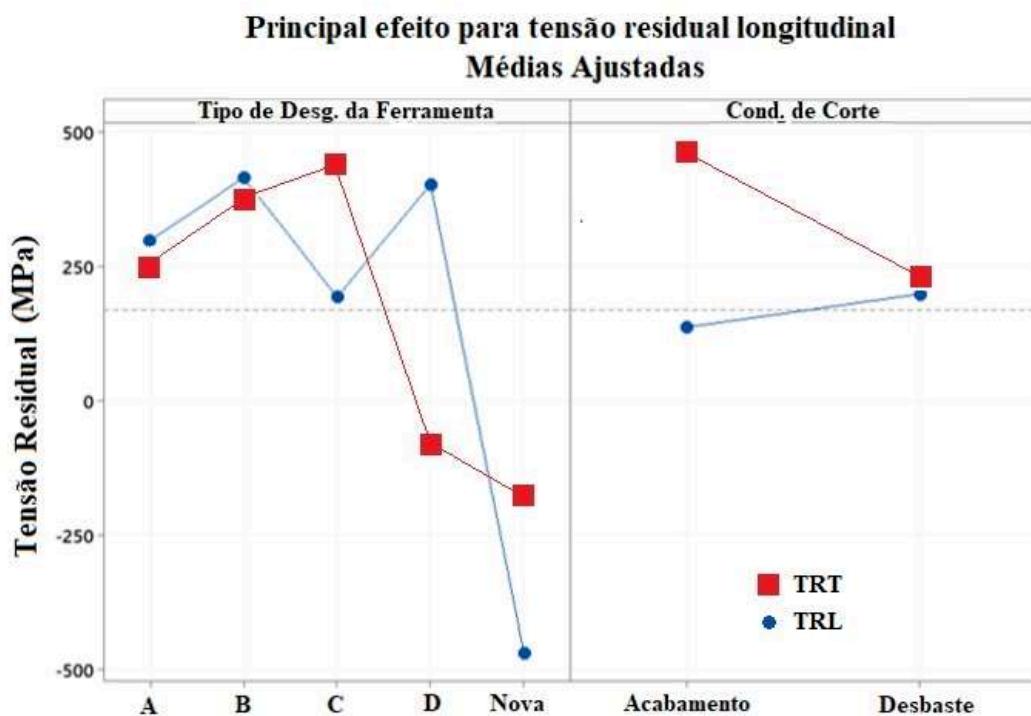


Figura 4.2.8 –Efeito dos principais parâmetros de entrada na tensão residual transversal e longitudinal.

4.2.5 – Medições de rugosidade na 2^a etapa

A rugosidade da superfície usinadas é particularmente dependente da taxa de avanço e do raio da ponta da ferramenta. O efeito combinado da taxa de avanço e raio de ponta gera o perfil da superfície usinada e os parâmetros teóricos de rugosidade podem ser calculados com base neles. No entanto, o perfil de rugosidade real é o resultado desses dois parâmetros com a interferência de parâmetros de influência secundária. Os parâmetros de influência secundária são aqueles relacionados a vibrações, defeitos nos materiais de trabalho, detritos de arestas postiças, deformação plástica, falhas, desgaste de ferramentas, entre outros.

A Figura 4.2.9 mostra os resultados dos parâmetros de rugosidade Rq - desvio quadrático médio (ISO 4287, 1997), considerando a média de todos os testes realizados na segunda etapa. No geral, os parâmetros de rugosidade da superfície foram baixos, mesmo ao usar ferramentas com desgaste de flanco pronunciado. A razão disso é que a aresta alisadora da ferramenta utilizada é eficaz para aplinar os picos do perfil de rugosidade, melhorando efetivamente a qualidade da superfície.

A ferramenta utilizada possui uma aresta alisadora, também conhecida como aresta raspadora (Figura 3.5.1.a), que produziu superfícies uniformes, pois a superfície produzida por uma aresta de corte desgastada é modificada pela aresta raspadora, gerando melhor acabamento superficial, sem grandes alterações superficiais, mesmo com flanco desgastado. A única condição de corte que apresentou diferenças consideráveis foi a usinagem a seco moderada. Esta condição registrou valores Rq acima de 0,500 μm para uma ferramenta nova e ferramentas com desgaste dos tipos A e B. Para ferramentas com desgaste dos tipos C e D, a rugosidade manteve os padrões observados para usinagem a seco, que é de aproximadamente 0,200 - 0,250 μm .

Estes resultados são explicados pelo fato de que o desgaste de flanco artificial foi produzido apenas na face do flanco principal e não na face do flanco secundário ou no raio da ponta do inserto, que de outra forma teria grande influência no perfil de rugosidade. Além disso, os resultados também revelaram que o aumento das forças de usinagem ocasionadas pelo desgaste não foi suficiente para afetar significativamente a rugosidade da superfície.

Observa-se, de maneira geral, que a usinagem com aplicação de fluido de corte apresenta uma superfície com rugosidade maior que a usinagem a seco. Isso se deve às altas temperaturas geradas no processo de usinagem a seco, que promovem um coalescimento do material e assim proporcionam uma superfície com rugosidade menor.

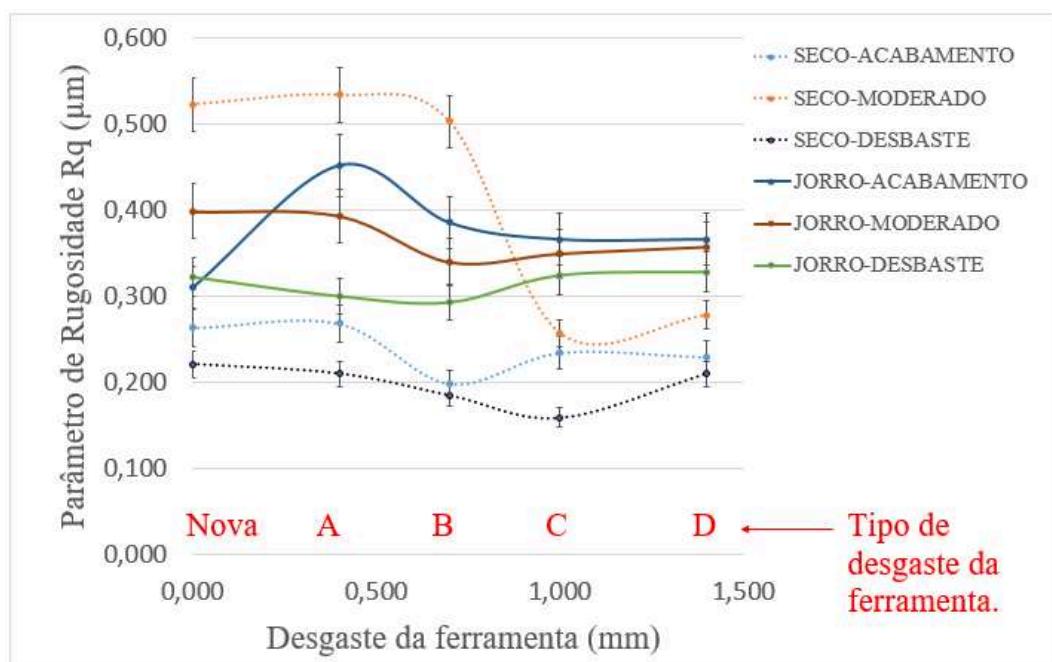


Figura 4.2.9 - Efeito das variáveis de entrada no parâmetro de rugosidade Rq.

4.2.6 – Determinação dos Índices de Integridade Superficial para 2^a etapa (I2S1₂ e I2S2₂)

Para finalizar a segunda etapa de testes, foi realizada a modelagem das respostas obtidas pelos resultados de rugosidade, microdureza, tensão residual longitudinal (TRL) e tensão residual transversal (TRT). Estes são apresentados na Figura 4.2.10, trata-se do índice de Integridade Superficial 1 para a 2^a etapa de testes (I2S1₂).

Pela Figura 4.2.10.a observa-se que o pior índice de integridade superficial é apresentado pela ferramenta com desgaste tipo B na condição de usinagem a seco (I2S1₂ ~ -4,25X10⁵ Ureu-P). As ferramentas novas e com desgaste tipo TA, TC e TD, nas condições a seco e com jorro, apresentam os índices de integridade superficial mais amenos, com valores acima de -1,00X10⁵ Ureu-P.

A condição de desbaste a seco foi ajustada para uma curva de segundo grau com coeficiente de determinação R^2 de 0,6898, mostrando que existe um comportamento quadrático para o ajuste da situação mais crítica, semelhante aos resultados de I2S1₁ calculados na 1^a etapa. A curva de usinagem com jorro na condição de acabamento também aponta comportamento de 2º grau com coeficiente de determinação $R^2 = 0,8831$ (Figura 4.2.10.c), porém, as curvas de usinagem com jorro na condição de desbaste e usinagem a seco na condição de acabamento mostram variações mais complexas (3º grau), com coeficiente R^2 entre 0,71 e 0,77 (Figuras 4.2.10.b e “.c”).

A curva de usinagem a seco na condição de acabamento, apesar de apresentar comportamento de 3º grau (Figuras 4.2.10.b), apresenta o melhor comportamento de usinagem com relação à resposta de IS, pois a usinagem com ferramentas novas e com desgastes tipo A e B apresentam valor positivos para I_{2S1₂}, o que pode ser representativo em atividades práticas de acabamento da liga de Inconel 718. Já a usinagem com jorro, na condição de desbaste (Figuras 4.2.10.c), apresenta uma variação de 3º grau complexa do IS entre os tipos de desgaste, a I_{2S1₂} apresenta valores mais altos para ferramentas novas e com desgaste tipo B, porém os índices caem com ferramentas com desgastes TA, TC e TD.

A Figura 4.2.10 mostra que a condição de desbaste a seco apresenta um índice de integridade superficial quatro vezes pior do que os apresentados pelas condições de acabamento a seco nas condições extremas e uma ordem de grandeza mais acentuada do que as condições de usinagem com jorro. Este fato mostra que a condição térmica da usinagem da liga de Inconel 718 envelhecida é fundamental para o resultado de integridade superficial, pois a condição usinada com jorro apresenta, de forma geral, melhor acabamento superficial, maior dureza superficial e tensões residuais trativas menores, quando comparada com as ligas usinadas a seco.

Nesta 2^a etapa, a I_{2S1₂} (Figura 4.2.10) mostra que as condições de usinagem a seco aceitáveis são para ferramentas com desgaste artificial até 0,40 mm (desgaste de flanco da aresta principal), nesta faixa as energias envolvidas no processo de usinagem são mais baixas, com I_{2S1₂} abaixo de $-2,0 \times 10^4$ Ureu-P para todas as condições de usinagem (acabamento e desbaste). Para a usinagem com jorro, todas as condições estão acima de um I_{2S1₂} = $-1,6 \times 10^4$ Ureu-P (Figura 4.2.10.c).

No corte a seco, as condições mais severas de usinagem são apresentadas para ferramentas com desgaste artificial acima de 0,4 mm, com I_{2S1₂} abaixo de $-2,0 \times 10^4$ Ureu-P, onde os resultados de integridade superficial nesta faixa caracterizam-se pela baixa qualidade superficial, baixa dureza e tensões residuais trativas que, segundo Griffiths (2001), envolvem energias de ordem química, termomecânica e térmica.

A terceira região do gráfico (Figura 4.2.10) mostra resultados para desgaste de flanco máxima acima de 1,0 mm, com IS mais brando do que a faixa anterior, pois as energias envolvidas no processo são de ordem química e termomecânica. Trata-se de uma usinagem com alto risco de falha por parte da ferramenta, pois esta está em estado avançado de desgaste (GRIFFITHS, 2001).

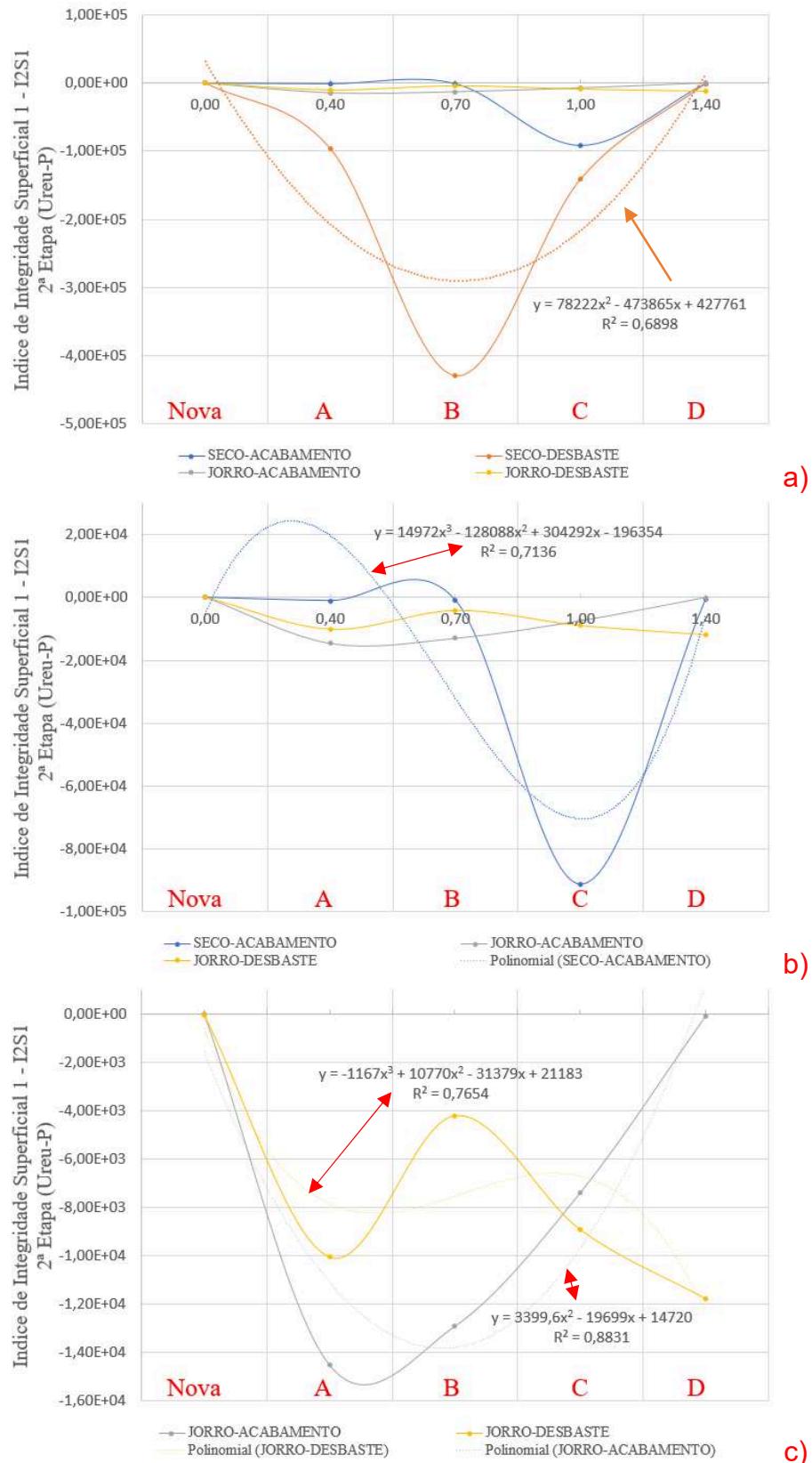


Figura 4.2.10 – Índice de Integridade Superficial 1 para 2ª etapa - I2S1₂.
 (a) escala de $1,0 \times 10^5$ até $-5,0 \times 10^5$ Ureu-P; (b) Ampliação com escala entre $2,0 \times 10^4$ e $-1,0 \times 10^5$ Ureu-P; (c) Ampliação com escala até $-1,6 \times 10^4$ Ureu-P.

A Figura 4.2.11 apresenta os resultados para o Índice de Integridade Superficial 2 da segunda etapa de testes ($I2S2_2$), que modela as respostas obtidas nas medições de força de usinagem, temperatura de usinagem, tensão residual longitudinal (TRL) e tensão residual transversal (TRT).

Pela Figura 4.2.11 observa-se que o pior índice de integridade superficial é apresentado pela ferramenta com desgaste tipo B na condição de usinagem a seco, com $I2S2_2$ da ordem de $-1,2 \times 10^{12}$ Ureu-S. Para usinagem na condição de desbaste com ferramentas novas, na usinagem a seco na condição de acabamento e na usinagem com jorro em ambas as condições de corte, os índices de integridade superficial são maiores, acima de $-1,0 \times 10^5$ Ureu-S.

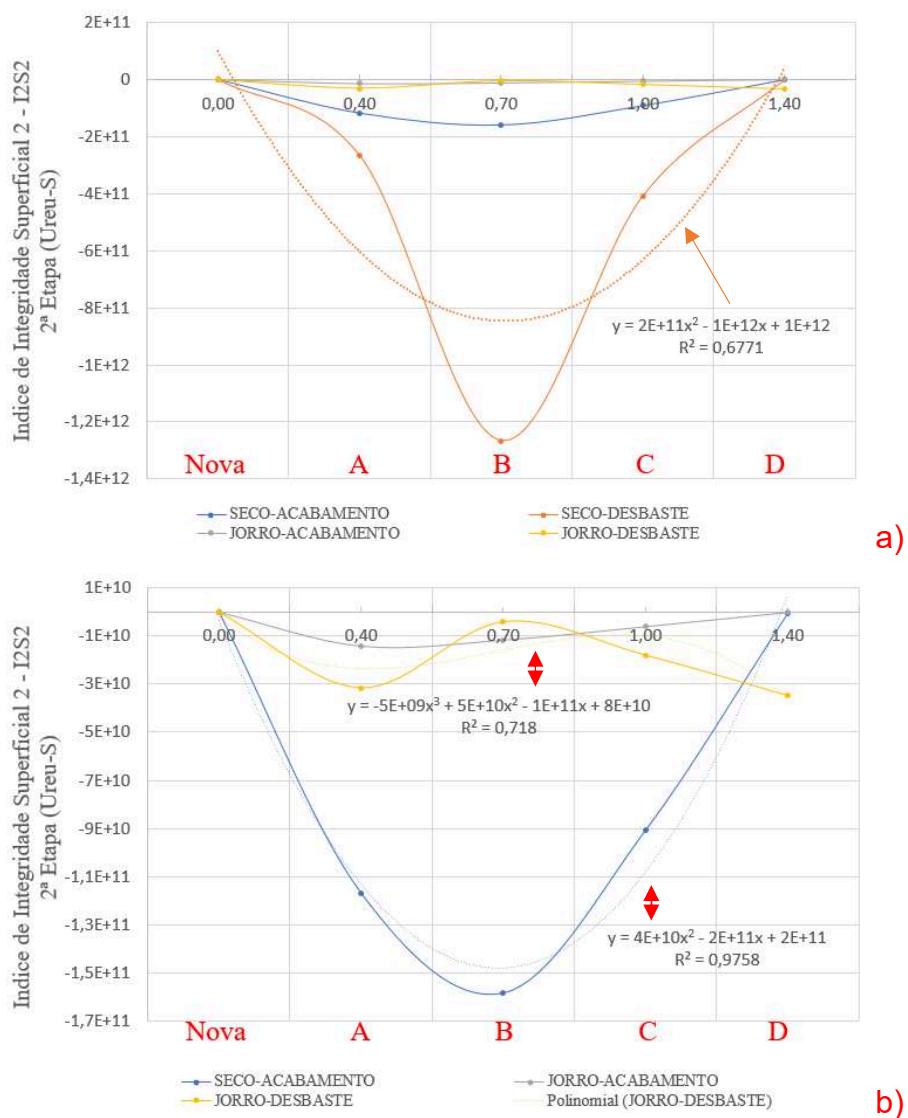


Figura 4.2.11 – Índice de Integridade Superficial 2 para segunda etapa – $I2S2_2$. (a) escala até $-1,4 \times 10^{12}$ Ureu-S; (b) Ampliação com escala até $-1,7 \times 10^{11}$ Ureu-S.

A ferramenta com desgaste tipo B na condição de desbaste a seco foi ajustada para curva de segundo grau com coeficiente de determinação R^2 de 0,6771. Este ajuste representa bem o comportamento da curva e mostra que o I2S2 é parametricamente equivalente ao I2S1, pois ambas as curvas têm comportamento semelhante para condições de usinagem severas.

As curvas para a condição de acabamento (seco e jorro) também apresentam comportamento quadrático, com coeficiente de determinação $R^2 \sim 0,98$. A condição desbaste e usinagem com jorro apresenta comportamento de terceiro grau com coeficiente de determinação $R^2 = 0,7654$, apontando um I2S2₂ melhor para ferramentas novas e do tipo B, e índices mais severos para ferramentas com desgaste tipo A, C e D, semelhante ao que ocorreu no I2S2₁. Este fato corrobora para a interligação dos dois sistemas de avaliação do índice de integridade superficial das amostras de Inconel 718 envelhecido, usinados com ferramenta de metal duro revestidas.

4.3 – Resultados da 3^a etapa

A terceira etapa deste trabalho tem o objetivo de comparar os resultados obtidos na usinagem da liga de Inconel 718 em duas condições de tratamentos térmicos: envelhecida e solubilizada. Foram realizados ensaios em condições de acabamento, desbaste e também uma condição moderada (Tabela 3.5.2); os ensaios foram realizados em condições a seco, com jorro e com MQL. Para estudar a influência do desgaste da ferramenta, foram utilizadas ferramentas novas e com diferentes níveis de desgaste de flanco da aresta principal de corte (de 0,4 a 1,4 mm) gerados artificialmente por EDM (Figura 3.5.1). Nesta etapa foram analisados e utilizados como base de comparação entre as ligas: os mecanismos de desgastes naturais da ferramenta de corte (aresta de saída); a microdureza *Knoop* em quatro camadas subsuperficiais; microdureza *Vickers*; rugosidade *Rq* da superfície usinada; forças de usinagem nos três eixos (X, Y e Z); potência de usinagem e temperatura de corte adquirida via câmera térmica.

4.3.1 – Análise dos mecanismos de desgaste das ferramentas de corte

Nesta parte do trabalho foram analisados os mecanismos de desgaste das ferramentas após processo de usinagem das ligas envelhecidas e solubilizadas. As Tabelas de 4.3.1 a 4.3.12 mostram as variações e evoluções dos mecanismos de desgastes naturais das ferramentas nas superfícies de saída das ferramentas em todas as condições de usinagem propostas (acabamento, moderada e desbaste - Tabela 3.5.2), nas condições de lubri-refrigeração a seco, com MQL e jorro, para ferramentas novas e também para as

ferramentas com vários graus de desgastes artificiais produzidos via EDM (Tabela 3.5.1). As análises realizadas após usinagem nas ferramentas pré-desgastadas por EDM visam compreender as modificações das áreas desgastadas naturalmente impostas durante o corte deste material difícil de usinar, o Inconel 718.

As imagens listadas nas Tabelas de 4.3.1 a 4.3.12 apresentam o tipo de material usinado pela ferramenta, a condição de usinagem, os sistemas de lubri-refrigeração e a caracterização do mecanismo e/ou modo de desgaste natural presente, estes, por sua vez, foram numerados (de 1 a 9) para facilitar a representação sobre as imagens. Todas as ferramentas avaliadas possuem duas imagens, a primeira com ampliação menor, entre 200 e 300 vezes e a segunda com ampliação maior, geralmente de 500 vezes. A área de ampliação das primeiras imagens é marcada com um quadro na cor amarela.

Analizando a evolução dos desgastes naturais das ferramentas, observa-se que nos primeiros instantes de usinagem ocorre um pequeno desgaste de cratera no período de acomodação da ferramenta ao processo, em seguida, a depender do grau de desgaste artificial da ferramenta, da condição de corte e do sistema de lubri-refrigeração utilizado, surge uma gama de modos e mecanismos de desgastes naturais, onde os mais comuns são: lascamento, microlascamento, *attrition*, abrasão e material aderido na ponta da ferramenta.

Durante o processo de usinagem a área de contato nas interfaces cavaco-ferramenta-peça vai se alterando devido ao desgaste da ferramenta, esse desgaste promove maior interação entre as partes devido a maior área de contato, fazendo com que a temperatura de usinagem aumente. Com o aumento da temperatura os modos e os mecanismos de desgastes se alteram, modificando o tipo de desgaste (XUE e CHEN, 2011).

Em praticamente todas as ferramentas ensaiadas, é possível identificar a presença de material da peça aderido na ponta da ferramenta. Este evento também foi descrito por outros autores, como Liao (1996) que investigou os mecanismos de desgaste de ferramentas de metal duro na usinagem do Inconel 718 e registrou a presença de uma camada de material aderido na aresta de corte próximo da ponta da ferramenta. Marques (2016) também registrou presença de uma camada de material aderido na aresta de corte de ferramentas cerâmicas na usinagem do Inconel 718. Esta adesão indica que altas tensões e elevadas temperaturas estão agindo na interface cavaco-ferramenta-peça. Deve-se considerar também a elevada afinidade química entre a ferramenta e o material usinado.

Além de modificar a geometria da ponta da ferramenta, o processo de desgaste via EDM remove parte do revestimento da ferramenta, provocando maior aderência com a peça na aresta de corte principal. Porém, conforme descrito na metodologia, a área da superfície usinada é pequena, sendo o comprimento de usinagem (percurso de avanço, L_f) constante de 45 mm e profundidade radial (a_e) de corte de 30 mm (Tabela 3.5.2). Desta forma, os

processos de usinagem foram curtos, duraram aproximadamente 30 s (dependendo da condição de corte). Portanto, o desgaste natural teve sua influência reduzida, mas os mecanismos de desgaste da ferramenta por adesão (ou *attrition*), o mais comum, abrasão, desgaste de cratera e lascamentos certamente estão presentes, conforme mostram as Tabelas 4.3.1 a 4.3.12. Embora a aresta de corte e a superfície de folga secundária tenham papel fundamental na integridade superficial da peça, a presente investigação teve como objetivo estudar o efeito do desgaste apenas na aresta de corte e superfície de folga primária, produzido artificialmente por EDM. Para minimizar a influência do desgaste da aresta de corte/superfície de folga secundária, peças pequenas e passes curtos de fresamento foram projetados. No entanto, algumas ferramentas experimentaram lascamentos, fraturas, desgaste de cratera e adesão do material de trabalho na superfície de saída da ferramenta, geralmente no final da passagem e em uma extensão muito menor do que o desgaste artificial criado na aresta/superfície de folga principal de corte.

Observando as Tabelas 4.3.10 a 4.3.12 e analisando os modos e os mecanismos de desgastes presentes na usinagem do Inconel 718 solubilizado, percebe-se que a aderência de material da peça na superfície da ferramenta ocorre também para esta liga, assim como verificado para liga envelhecida.

A Figura 4.3.1 apresenta os percentuais relativos à contagem dos eventos relacionados aos mecanismos e modos de desgastes presentes nas arestas mostradas nas Tabelas de 4.3.1 a 4.3.12. O desgaste de cratera ocorre na aresta de saída de corte em ambas as ligas, porém é mais perceptível na usinagem do Inconel 718 solubilizado.

O mecanismo de difusão é raramente encontrado, mas quando aparece, pode ser explicado pelo fato da usinagem deste tipo de liga desenvolver temperaturas muito elevadas.

O mecanismo de desgaste da ferramenta por lascamento é mais presente nas ferramentas que usinaram Inconel 718 envelhecido, isto ocorre, pois, a liga envelhecida é mais dura e transfere mais energia para a ferramenta durante os choques mecânicos no processo de fresamento, ou seja, no processo de entrada e saída da ferramenta de corte. Já o microlascamento é mais frequente na liga solubilizada, esta por sua vez, é mais dúctil e absorve mais energia nos choques dos processos de usinagem intermitente.

O modo de desgaste *attrition* aparece na usinagem de ambas as ligas, este é mais presente na usinagem da liga envelhecida, isto ocorre, pois, os processos de usinagem geram calor e certamente as temperaturas são mais altas na usinagem das ligas com maior resistência mecânica, isto também pode provocar deformação plástica da ponta da ferramenta em processos de usinagem severos. O modo de desgaste por abrasão, também pode ser observado, principalmente na usinagem da liga solubilizada.

Tabela 4.3.1 – Superfícies de saída de ferramentas que usinaram superliga de Inconel 718 envelhecida na condição de acabamento a seco.

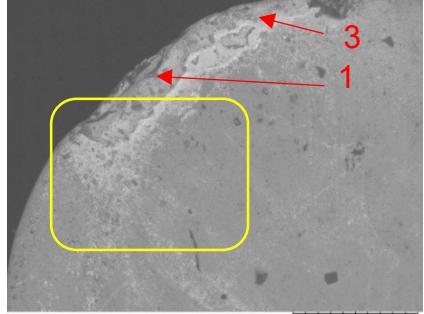
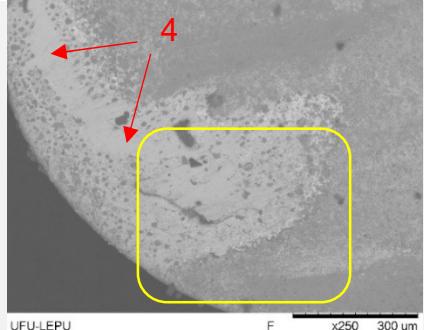
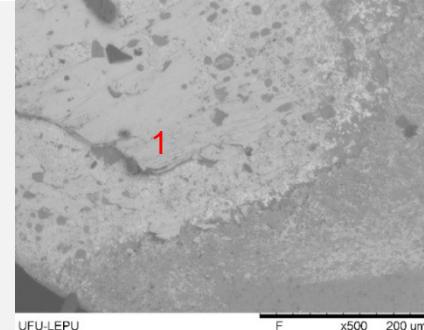
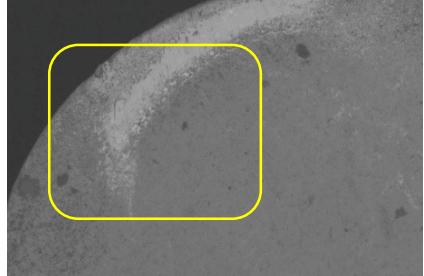
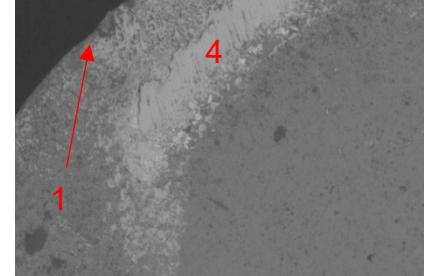
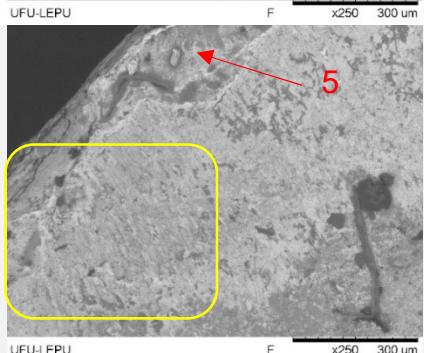
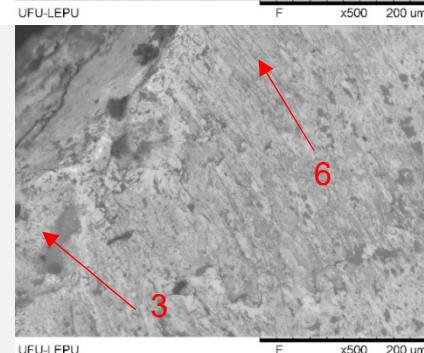
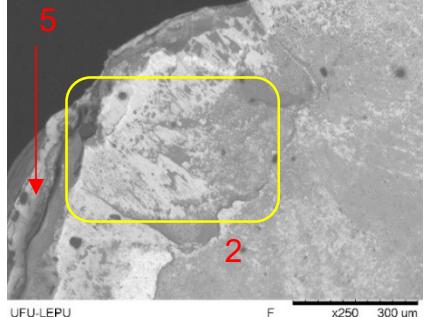
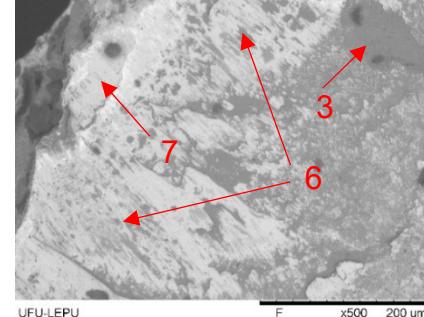
Ferramenta e Mecanismos/Modo de Desgaste	1 ^a imagem	2 ^a imagem
FERRAMENTA: NOVA. MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES: MICROLASCAMENTO (1) DESGASTE DE CRATERA (2) ATTRITION (3)		
FERRAMENTA: TIPO A MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES: MICROLASCAMENTO (1) MATERIAL ADERIDO (4)		
FERRAMENTA: TIPO B MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES: MICROLASCAMENTO (1) MATERIAL ADERIDO (4)		
FERRAMENTA: TIPO C MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES: ATTRITION (3) LASCAMENTO (5) ABRASÃO (6)		
FERRAMENTA: TIPO D MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES: DESGASTE DE CRATERA (2) ATTRITION (3) LASCAMENTO (5) ABRASÃO (6) DIFUSÃO (7)		

Tabela 4.3.2 – Superfícies de saída de ferramentas que usinaram superliga de Inconel 718 envelhecida na condição moderada (média) a seco.

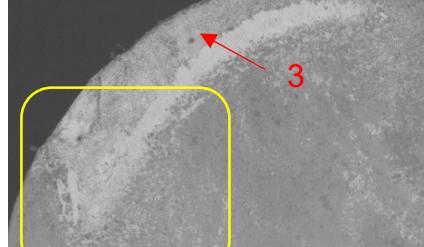
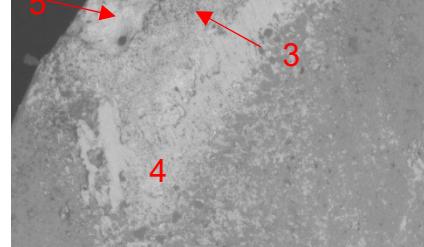
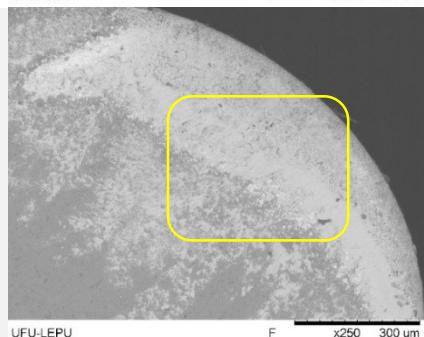
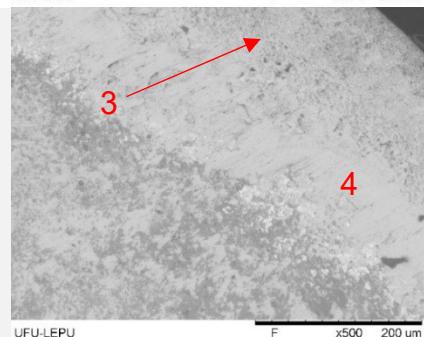
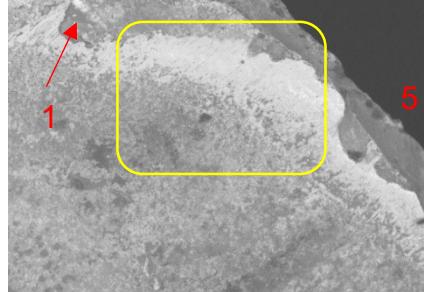
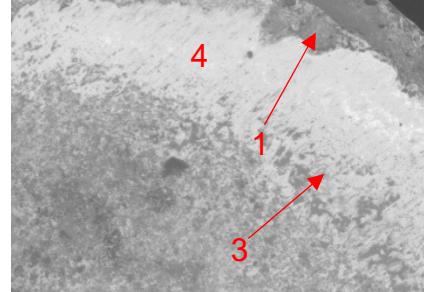
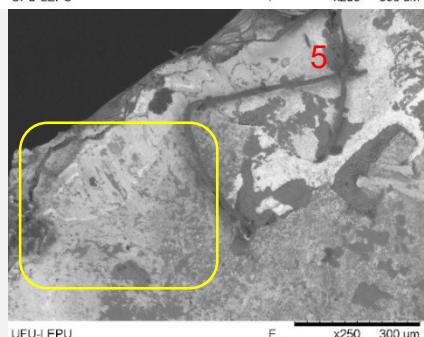
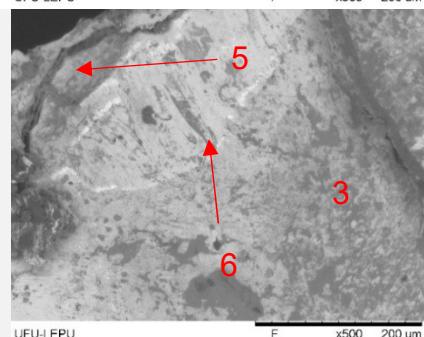
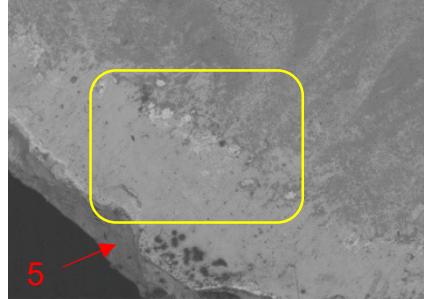
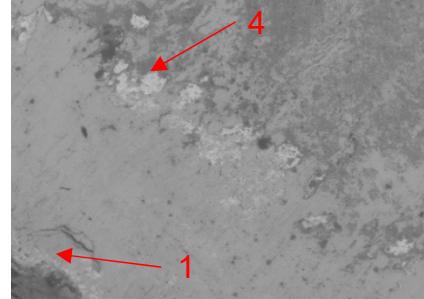
Ferramenta e Mecanismos/Modo de Desgaste	1 ^a imagem	2 ^a imagem
FERRAMENTA: NOVA. MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES: ADESÃO (3) MATERIAL ADERIDO (4) LASCAMENTO (5)		
FERRAMENTA: TIPO A MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES: ADESÃO (3) MATERIAL ADERIDO (4)		
FERRAMENTA: TIPO B MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES: MICROLASCAMENTO (1) ATTRITION (3) MATERIAL ADERIDO (4) LASCAMENTO (5)		
FERRAMENTA: TIPO C MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES: ATTRITION (3) LASCAMENTO (5) ABRASÃO (6)		
FERRAMENTA: TIPO D MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES: MICROLASCAMENTO (1) MATERIAL ADERIDO (4) LASCAMENTO (5)		

Tabela 4.3.3 – Superfícies de saída de ferramentas que usinaram superliga de Inconel 718 envelhecida na condição de desbaste a seco.

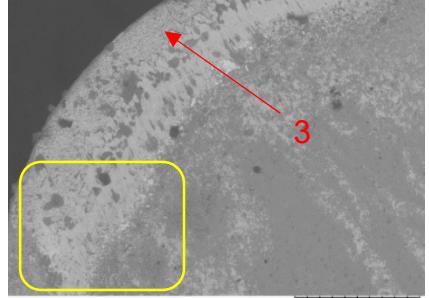
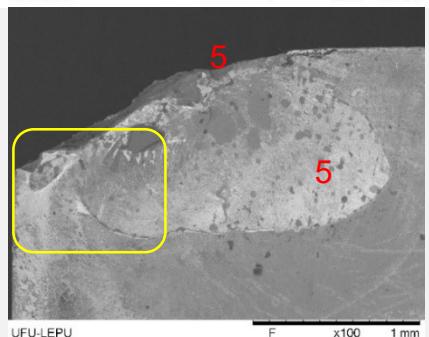
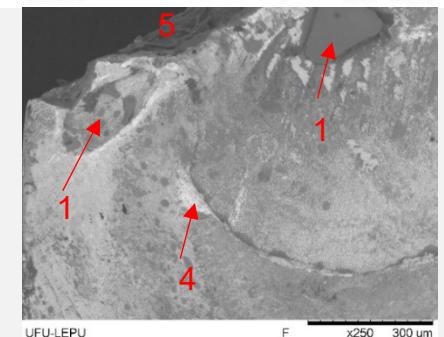
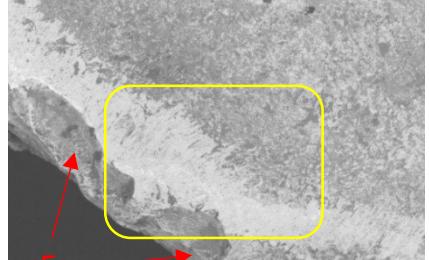
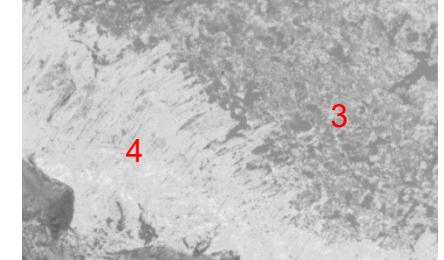
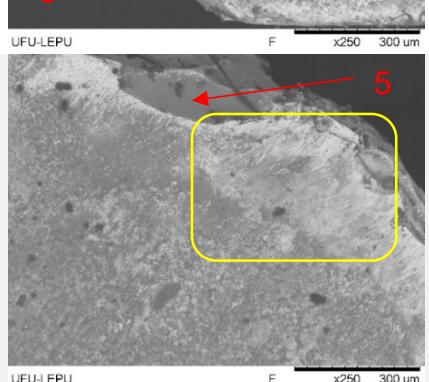
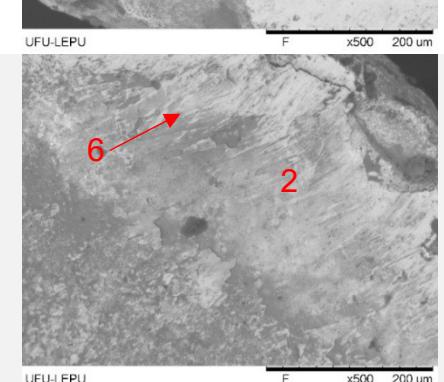
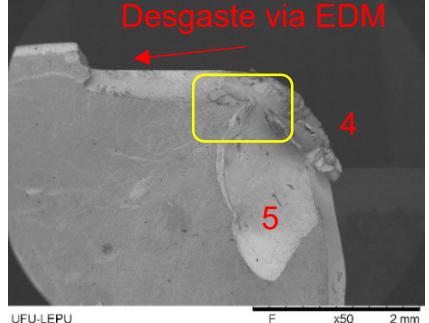
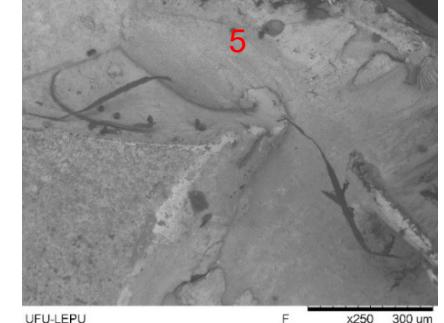
Ferramenta e Mecanismos/Modo de Desgaste	1 ^a imagem	2 ^a imagem
FERRAMENTA: NOVA MECANISMO DE DESGASTE PREDOMINANTE: ATTRITION (3) MATERIAL ADERIDO (4)		
FERRAMENTA: TIPO A MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES: MICROLASCAMENTO (1) MATERIAL ADERIDO (4) LASCAMENTO (5)		
FERRAMENTA: TIPO B MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES: ATTRITION (3) MATERIAL ADERIDO (4) LASCAMENTO (5)		
FERRAMENTA: TIPO C MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES: DESGATE DE CRATERA (2) LASCAMENTO (5) ABRASÃO (6)		
FERRAMENTA: TIPO D MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES: MATERIAL ADERIDO (4) LASCAMENTO (5)		

Tabela 4.3.4 – Superfícies de saída de ferramentas que usinaram superliga de Inconel 718 envelhecida na condição de acabamento com MQL.

Ferramenta e Mecanismos/Modo de Desgaste	1 ^a imagem	2 ^a imagem
FERRAMENTA: NOVA MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES: MICROLASCAMENTO (1) ATTRITION (3) MATERIAL ADERIDO (4)	<p>UFU-LEPU F x250 300 µm</p>	<p>UFU-LEPU F x500 200 µm</p>
FERRAMENTA: TIPO A MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES: ATTRITION (3) MATERIAL ADERIDO (4)	<p>UFU-LEPU F x250 300 µm</p>	<p>UFU-LEPU F x500 200 µm</p>
FERRAMENTA: TIPO B MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES: ATTRITION (3) MATERIAL ADERIDO (4) ABRASÃO (6)	<p>UFU-LEPU F x250 300 µm</p>	<p>UFU-LEPU F x500 200 µm</p>
FERRAMENTA: TIPO C MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES: MICROLASCAMENTO (1) ATTRITION (3) MATERIAL ADERIDO (4)	<p>UFU-LEPU F x250 300 µm</p>	<p>UFU-LEPU F x500 200 µm</p>
FERRAMENTA: TIPO D MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES: MICROLASCAMENTO (1) MATERIAL ADERIDO (4) LASCAMENTO (5) DEFORMAÇÃO PLASTICA (8)	<p>UFU-LEPU F x250 300 µm</p>	<p>UFU-LEPU F x500 200 µm</p>

Tabela 4.3.5 – Superfícies de saída de ferramentas que usinaram superliga de Inconel 718 envelhecida na condição moderada (média) com MQL.

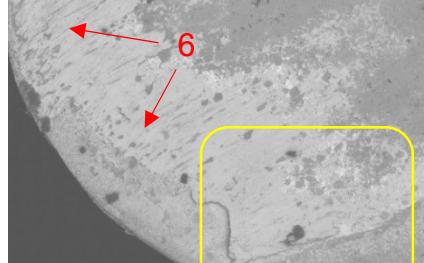
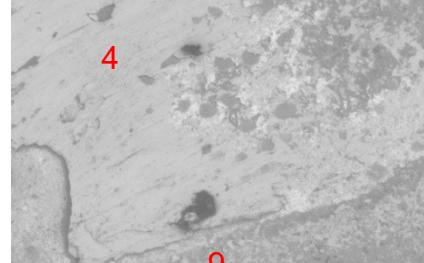
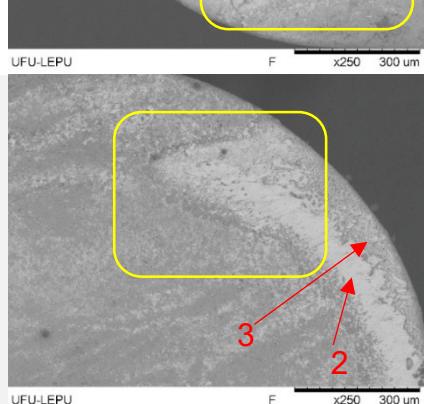
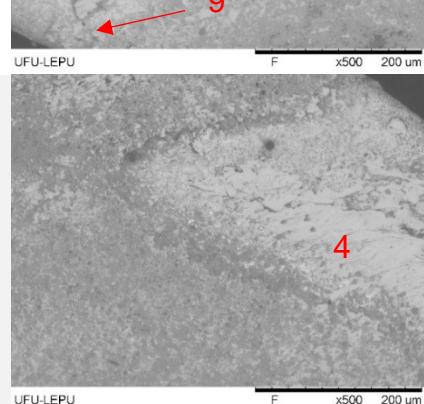
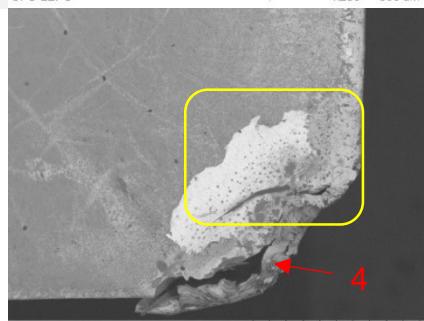
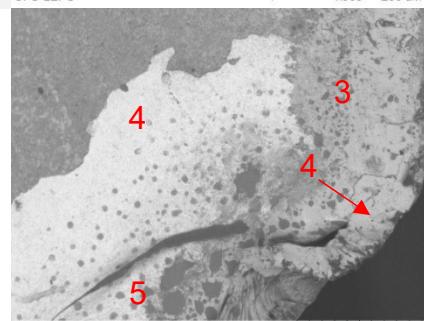
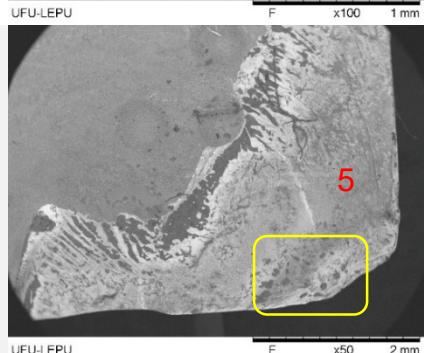
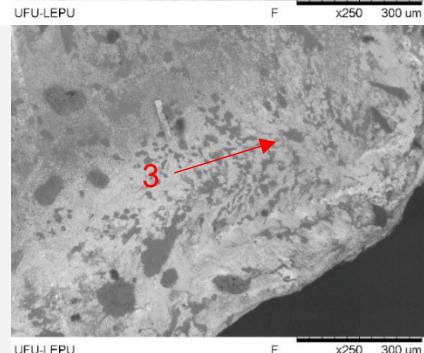
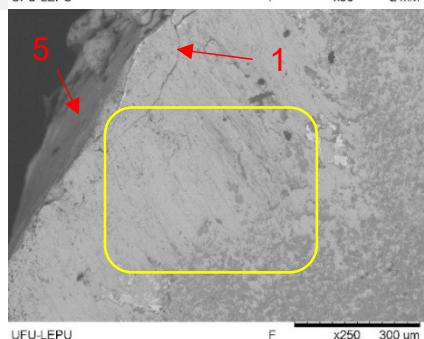
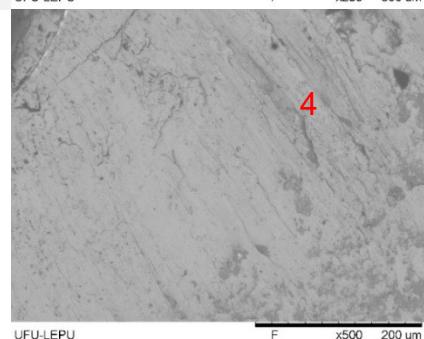
Ferramenta e Mecanismos/Modo de Desgaste	1 ^a imagem	2 ^a imagem
FERRAMENTA: NOVA MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES: MATERIAL ADERIDO (4) ABRASÃO (6) MICROTRINCA (9)		
FERRAMENTA: TIPO A MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES: DESGASTE DE CRATERA (2) ATTRITION (3) MATERIAL ADERIDO (4)		
FERRAMENTA: TIPO B MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES: ATTRITION (3) MATERIAL ADERIDO (4) LASCAMENTO (5)		
FERRAMENTA: TIPO C MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES: ATTRITION (3) LASCAMENTO (5)		
FERRAMENTA: TIPO D MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES: MICROLASCAMENTO (1) MATERIAL ADERIDO (4) LASCAMENTO (5)		

Tabela 4.3.6 – Superfícies de saída de ferramentas que usinaram superliga de Inconel 718 envelhecida na condição de desbaste com MQL.

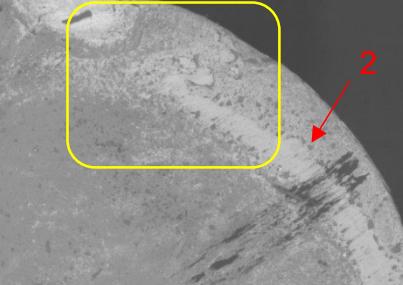
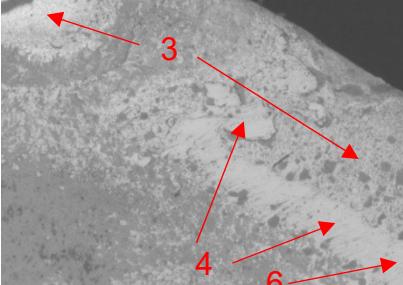
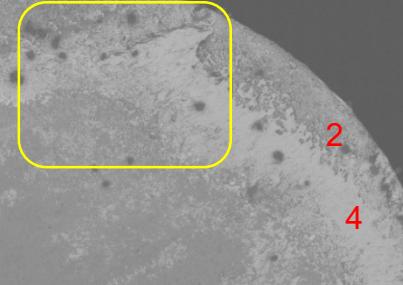
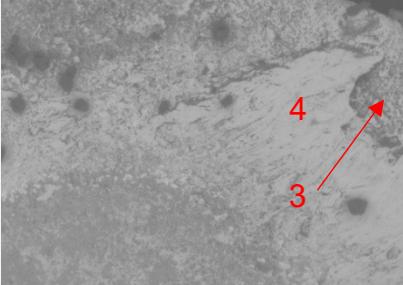
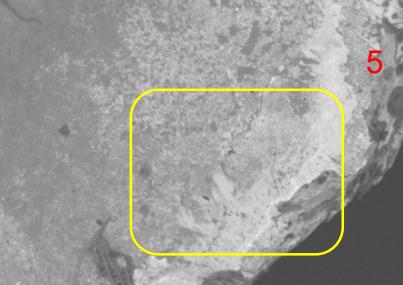
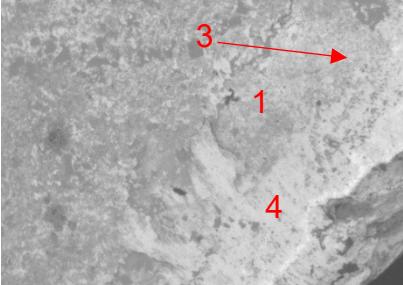
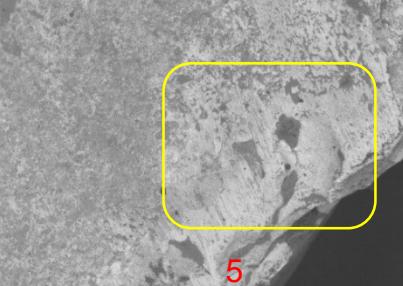
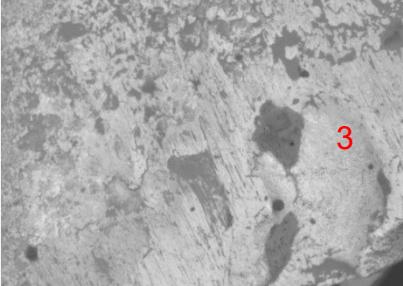
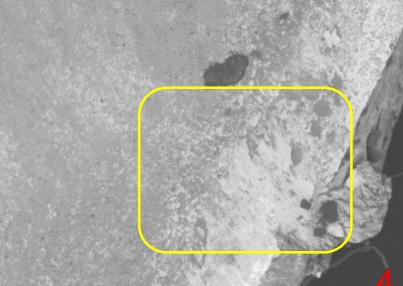
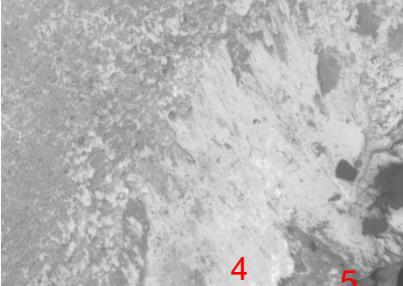
Ferramenta e Mecanismos/Modo de Desgaste	1 ^a imagem	2 ^a imagem
FERRAMENTA: NOVA MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES: DESGASTE DE CRATERA (2) ATTRITION (3) MATERIAL ADERIDO (4) ABRASÃO (6)		
FERRAMENTA: TIPO A MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES: DESGASTE DE CRATERA (2) ATTRITION (3) MATERIAL ADERIDO (4)		
FERRAMENTA: TIPO B MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES: MICROLASCAMENTO (1) ATTRITION (3) MATERIAL ADERIDO (4) LASCAMENTO (5)		
FERRAMENTA: TIPO C MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES: ATTRITION (3) LASCAMENTO (5)		
FERRAMENTA: TIPO D MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES: MATERIAL ADERIDO (4) LASCAMENTO (5)		

Tabela 4.3.7 – Superfícies de saída de ferramentas que usinaram superliga de Inconel 718 envelhecida na condição de acabamento com jorro.

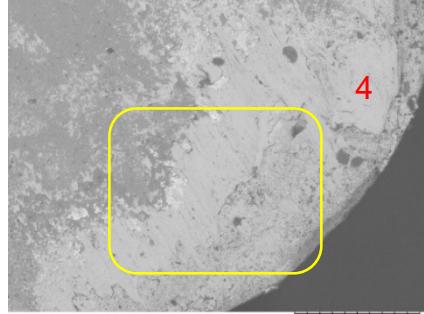
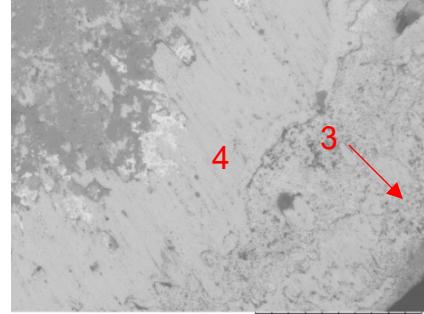
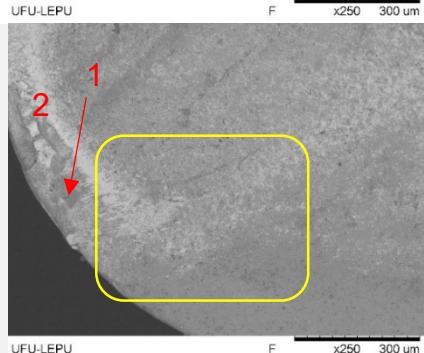
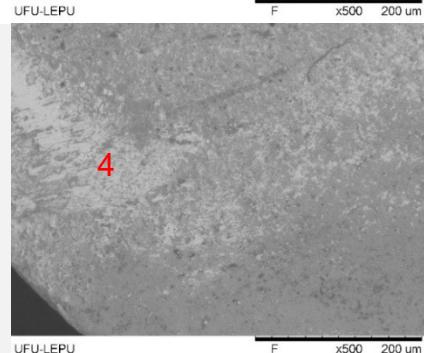
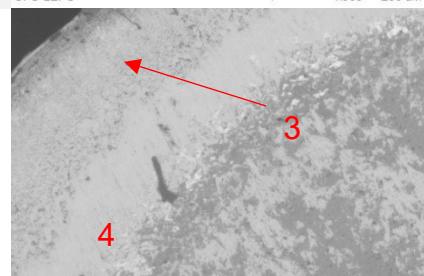
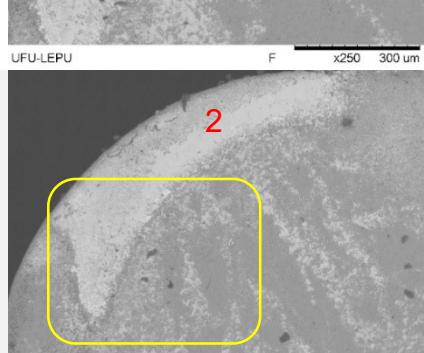
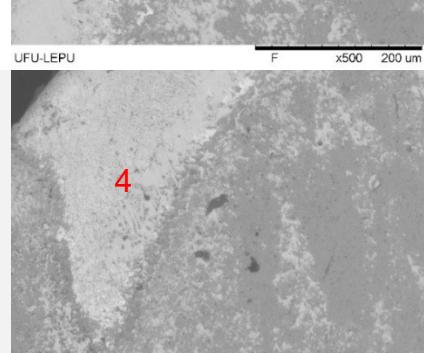
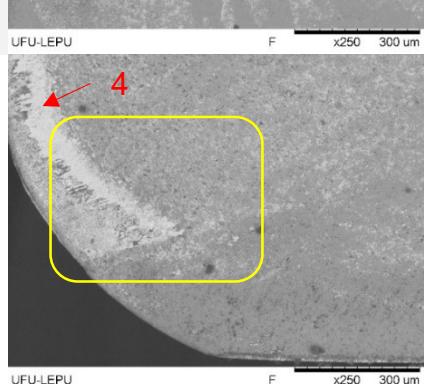
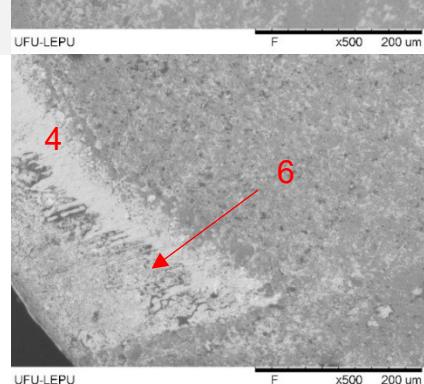
Ferramenta e Mecanismos/Modo de Desgaste	1 ^a imagem	2 ^a imagem
FERRAMENTA: NOVA MECANISMO DE DESGASTE PREDOMINANTE: ATTRITION (3) MATERIAL ADERIDO (4)		
FERRAMENTA: TIPO A MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES: MICROLASCAMENTO (1) DESGASTE DE CRATERA (2) MATERIAL ADERIDO (4)		
FERRAMENTA: TIPO B MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES: DESGASTE DE CRATERA (2) ATTRITION (3) MATERIAL ADERIDO (4)		
FERRAMENTA: TIPO C MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES: DESGASTE DE CRATERA (2) MATERIAL ADERIDO (4)		
FERRAMENTA: TIPO D MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES: MATERIAL ADERIDO (4) ABRASÃO (6)		

Tabela 4.3.8 – Superfícies de saída de ferramentas que usinaram superliga de Inconel 718 envelhecida na condição moderada (média) com jorro.

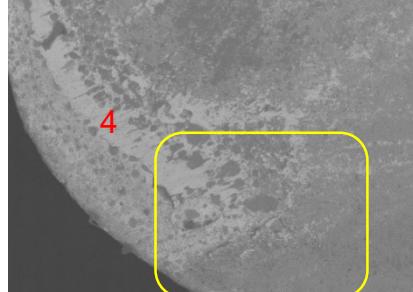
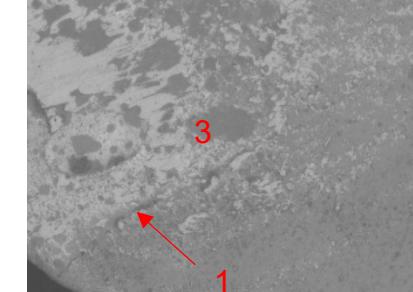
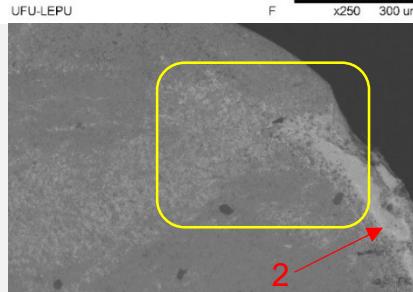
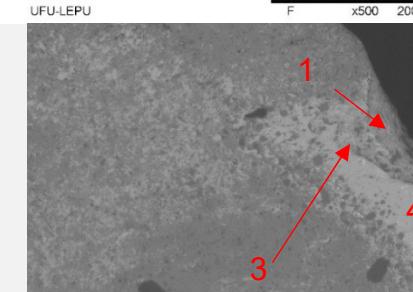
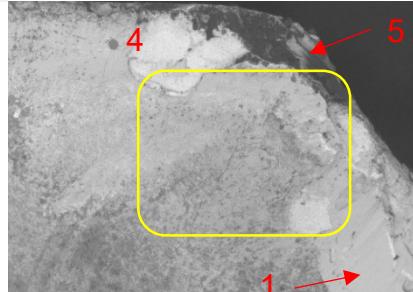
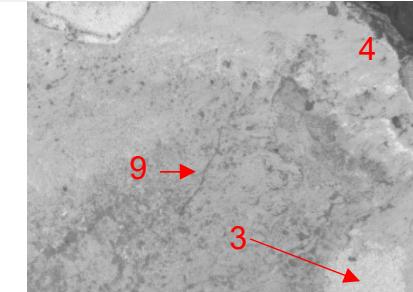
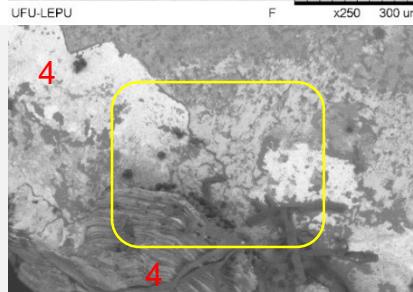
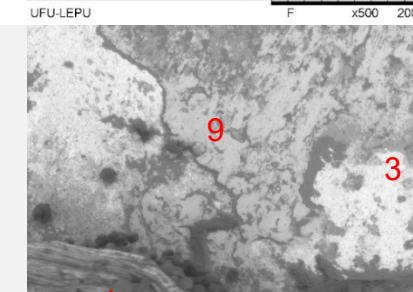
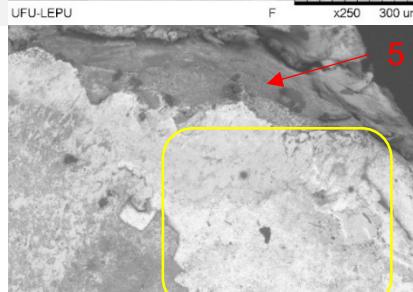
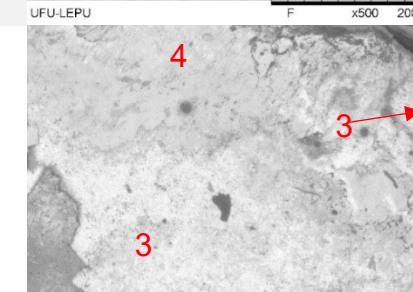
Ferramenta e Mecanismos/Modo de Desgaste	1 ^a imagem	2 ^a imagem
FERRAMENTA: NOVA MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES: MICROLASCAMENTO (1) ATTRITION (3) MATERIAL ADERIDO (4)	 <p>UFU-LEPU F x250 300 µm</p>	 <p>UFU-LEPU F x500 200 µm</p>
FERRAMENTA: TIPO A MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES: MICROLASCAMENTO (1) DESGASTE DE CRATERA (2) ATTRITION (3) MATERIAL ADERIDO (4)	 <p>UFU-LEPU F x250 300 µm</p>	 <p>UFU-LEPU F x500 200 µm</p>
FERRAMENTA: TIPO B MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES: ATTRITION (3) MATERIAL ADERIDO (4) LASCAMENTO (5) MICROTRINCA (9)	 <p>UFU-LEPU F x250 300 µm</p>	 <p>UFU-LEPU F x500 200 µm</p>
FERRAMENTA: TIPO C MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES: ATTRITION (3) MATERIAL ADERIDO (4) MICROTRINCA (9)	 <p>UFU-LEPU F x250 300 µm</p>	 <p>UFU-LEPU F x500 200 µm</p>
FERRAMENTA: TIPO D MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES: ATTRITION (3) MATERIAL ADERIDO (4) LASCAMENTO (5)	 <p>UFU-LEPU F x300 300 µm</p>	 <p>UFU-LEPU F x500 200 µm</p>

Tabela 4.3.9 – Superfícies de saída de ferramentas que usinaram superliga de Inconel 718 envelhecida na condição de desbaste com jorro.

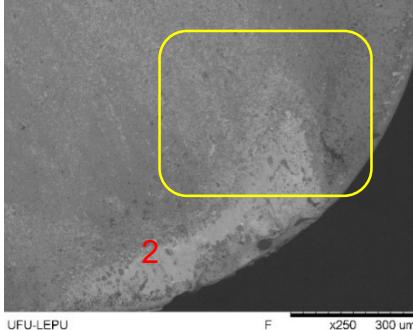
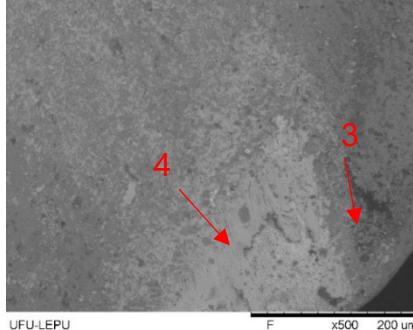
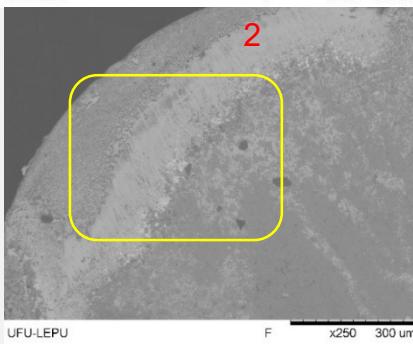
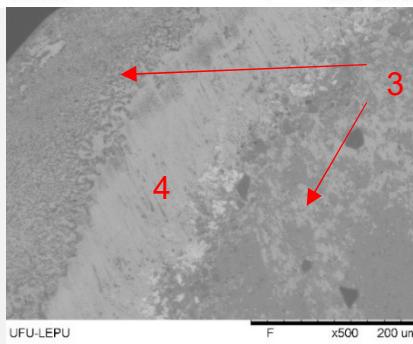
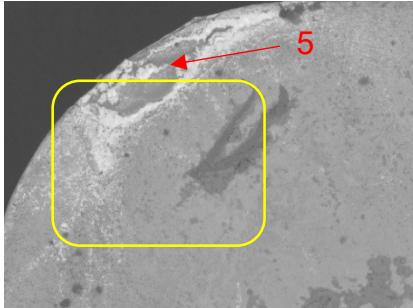
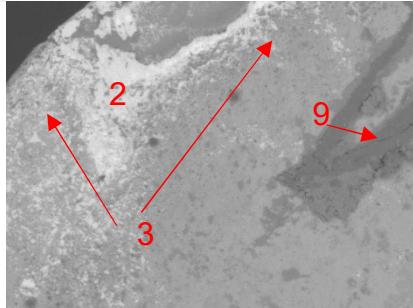
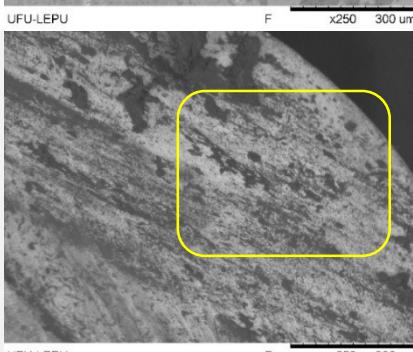
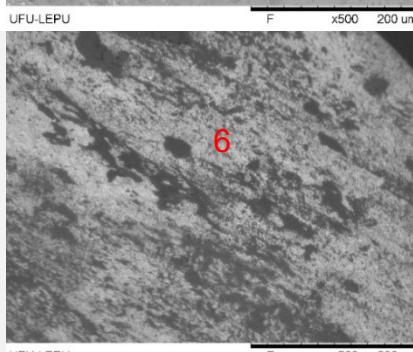
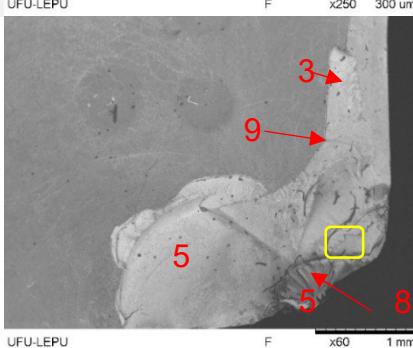
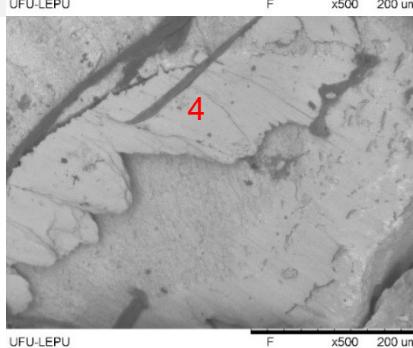
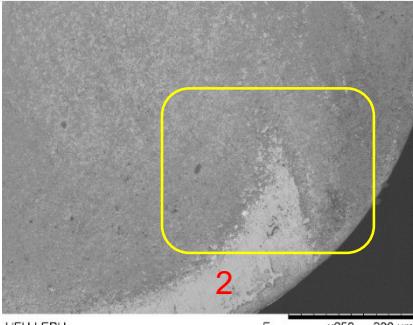
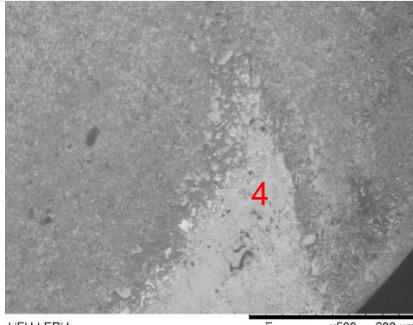
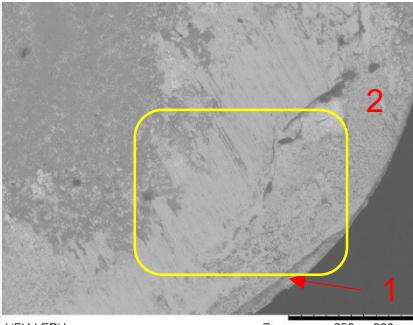
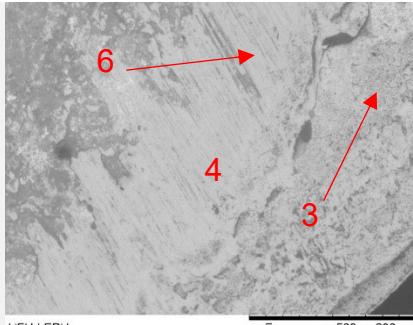
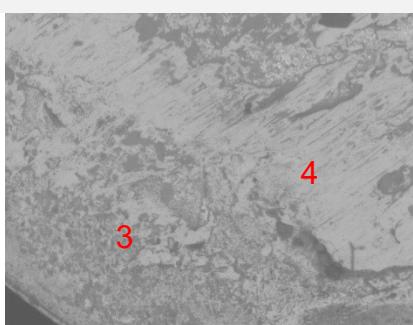
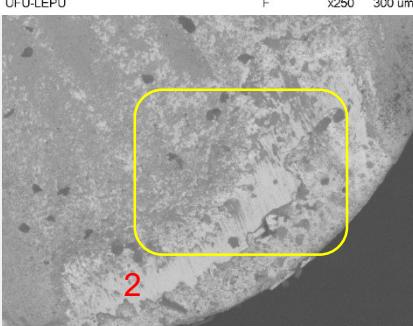
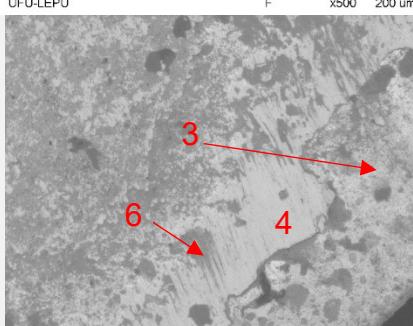
Ferramenta e Mecanismos/Modo de Desgaste	1 ^a imagem	2 ^a imagem
FERRAMENTA: NOVA MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES: DESGASTE DE CRATERA (2) ATTRITION (3) MATERIAL ADERIDO (4)		
FERRAMENTA: TIPO A MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES: DESGASTE DE CRATERA (2) ATTRITION (3) MATERIAL ADERIDO (4)		
FERRAMENTA: TIPO B MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES: DESGASTE DE CRATERA (2) ATTRITION (3) LASCAMENTO (5) MICROTRINCA (9)		
FERRAMENTA: TIPO C MECANISMO DE DESGASTE PREDOMINANTE: ABRASÃO (6)		
FERRAMENTA: TIPO D MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES: ATTRITION (3) MATERIAL ADERIDO (4) LASCAMENTO (5) DEFORMAÇÃO PLASTICA (8) MICROTRINCA (9)		

Tabela 4.3.10 – Superfícies de saída de ferramentas que usinaram superliga de Inconel 718 solubilizada na condição de acabamento e desbaste, ambas a seco.

Ferramenta e Mecanismos/Modo de Desgaste	1 ^a imagem	2 ^a imagem
FERRAMENTA: NOVA		
CONDIÇÃO: ACABAMENTO		
MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES:		
DESGASTE DE CRATERA (2) MATERIAL ADERIDO (4)	2	4
FERRAMENTA: TIPO D		
CONDIÇÃO: ACABAMENTO		
MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES:		
MICROLASCAMENTO (1) DESGASTE DE CRATERA (2) ATTRITION (3) MATERIAL ADERIDO (4) ABRASÃO (6)	1 2	3 4 6
FERRAMENTA: NOVA		
CONDIÇÃO: DESBASTE		
MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES:		
ATTRITION (3) MATERIAL ADERIDO (4) LASCAMENTO (5)	5	4 3
FERRAMENTA: TIPO D		
CONDIÇÃO: DESBASTE		
MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES:		
DESGASTE DE CRATERA (2) ATTRITION (3) MATERIAL ADERIDO (4) ABRASÃO (6)	2	3 4 6

Xue e Chen (2011) observaram uma grande quantidade de material aderido nas superfícies de folga e de saída da ferramenta de corte, na usinagem da liga GH4169, liga similar ao Inconel 718, utilizando ferramentas de metal duro revestida com TiAlN pelo processo PVD. Os autores verificaram que no início do corte, devido a elevada dureza a

quente e estabilidade química do revestimento de TiAlN, a aderência de material na superfície da ferramenta foi minimizada, mas, com o tempo o revestimento da ferramenta começou a ser arrancado e o material da peça se aderiu rapidamente às superfícies expostas da ferramenta, mais evidente na superfície de folga. Isto ocorre devido as altas tensões e temperaturas que atuam sobre as interfaces.

Tabela 4.3.11 – Superfícies de saída de ferramentas que usinaram superliga de Inconel 718 solubilizada na condição de acabamento e desbaste, ambas com MQL.

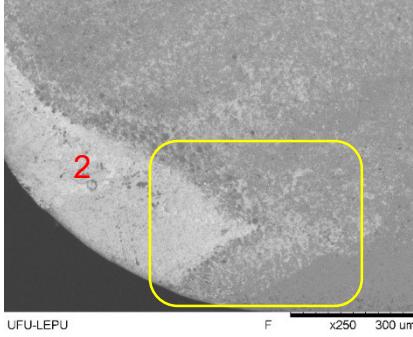
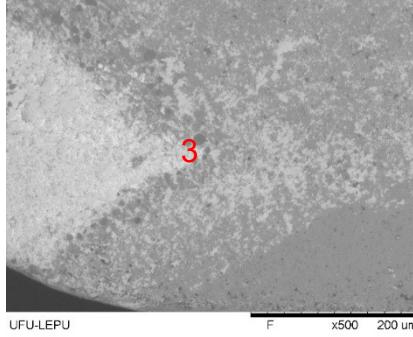
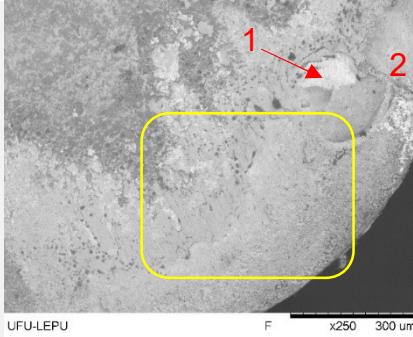
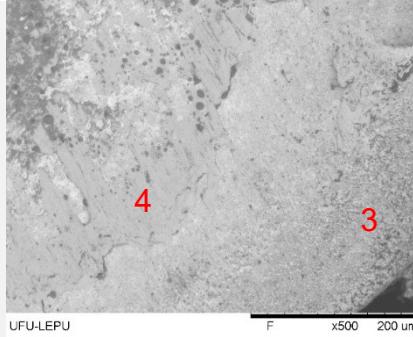
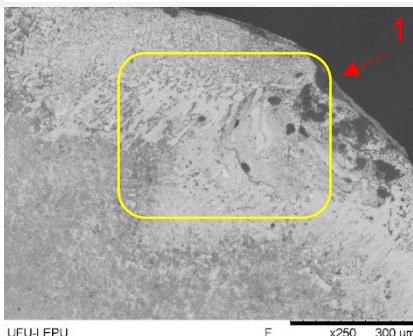
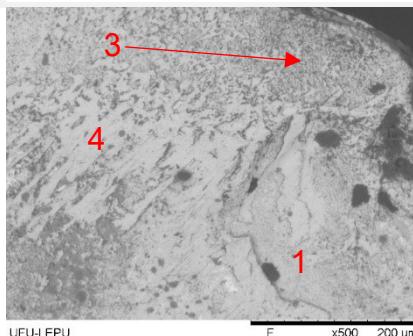
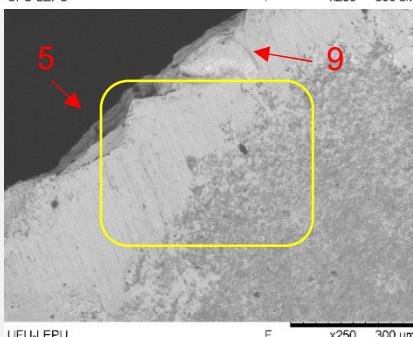
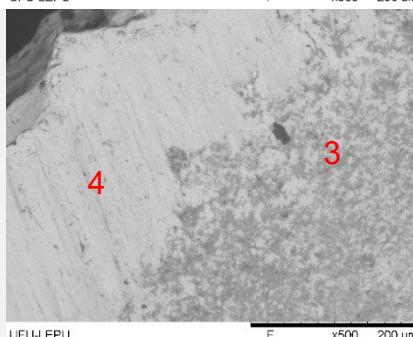
Ferramenta e Mecanismos/Modo de Desgaste	1 ^a imagem	2 ^a imagem
FERRAMENTA: NOVA		
CONDIÇÃO: ACABAMENTO		
MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES:		
DESGASTE DE CRATERA (2) ATTRITION (3)		
FERRAMENTA: TIPO D		
CONDIÇÃO: ACABAMENTO		
MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES:		
MICROLASCAMENTO (1) DESGASTE DE CRATERA (2) ATTRITION (3) MATERIAL ADERIDO (4)		
FERRAMENTA: NOVA		
CONDIÇÃO: DESBASTE		
MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES:		
MICROLASCAMENTO (1) ATTRITION (3) MATERIAL ADERIDO (4)		
FERRAMENTA: TIPO D		
CONDIÇÃO: DESBASTE		
MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES:		
ATTRITION (3) MATERIAL ADERIDO (4) LASCAMENTO (5) MICROTRINCA (9)		

Tabela 4.3.12 – Superfícies de saída de ferramentas que usinaram superliga de Inconel 718 solubilizada na condição de acabamento e desbaste, ambas com jorro.

Ferramenta e Mecanismos/Modo de Desgaste	1 ^a imagem	2 ^a imagem
FERRAMENTA: NOVA CONDIÇÃO: ACABAMENTO MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES: DESGASTE DE CRATERA (2) ATTRITION (3)		
FERRAMENTA: TIPO D CONDIÇÃO: ACABAMENTO MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES: ATTRITION (3) MATERIAL ADERIDO (4) LASCAMENTO (5)		
FERRAMENTA: NOVA CONDIÇÃO: DESBASTE MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES: ATTRITION (3) MATERIAL ADERIDO (4) ABRASÃO (6)		
FERRAMENTA: TIPO D CONDIÇÃO: DESBASTE MECANISMOS DE DESGASTE PREDOMINANTES: MICROLASCAMENTO (1) DESGASTE DE CRATERA (2) MATERIAL ADERIDO (4)		

Segundo Machado *et al.* (2015), o mecanismo aderência e arrastamento (*attrition*) ocorre geralmente a baixas velocidades de corte, nas quais o fluxo de material sobre a superfície de saída da ferramenta se torna irregular, apresentando uma superfície com aspecto áspero. Foram muitas evidências deste mecanismo de desgaste observados nas fotografias das áreas desgastadas das ferramentas de corte apresentadas, sendo indiscutivelmente o mais comum, seguido de lascamentos e microlascamentos.

Pelas Tabelas 4.3.1 a 4.3.12, observam-se que muitas ferramentas apresentam material aderido na superfície de saída, deve-se destacar que este material se aderiu durante o processo de usinagem, e não no processo de parada da máquina, este fato pode ser afirmado, pois a operação teve o cuidado de parar o processo de rotação e avanço da fresa após a mesma passar integralmente pela peça.

A Figura 4.3.1 apresenta o percentual relativo dos eventos observados na superfície de saída da ferramenta, bem como os referentes mecanismos e modos de desgaste ocorridos em todas as arestas ensaiadas nesta etapa do trabalho. As contagens foram realizadas pelas imagens MEV das ferramentas deste tópico, foram analisadas 23 ferramentas, sendo 92 arestas).

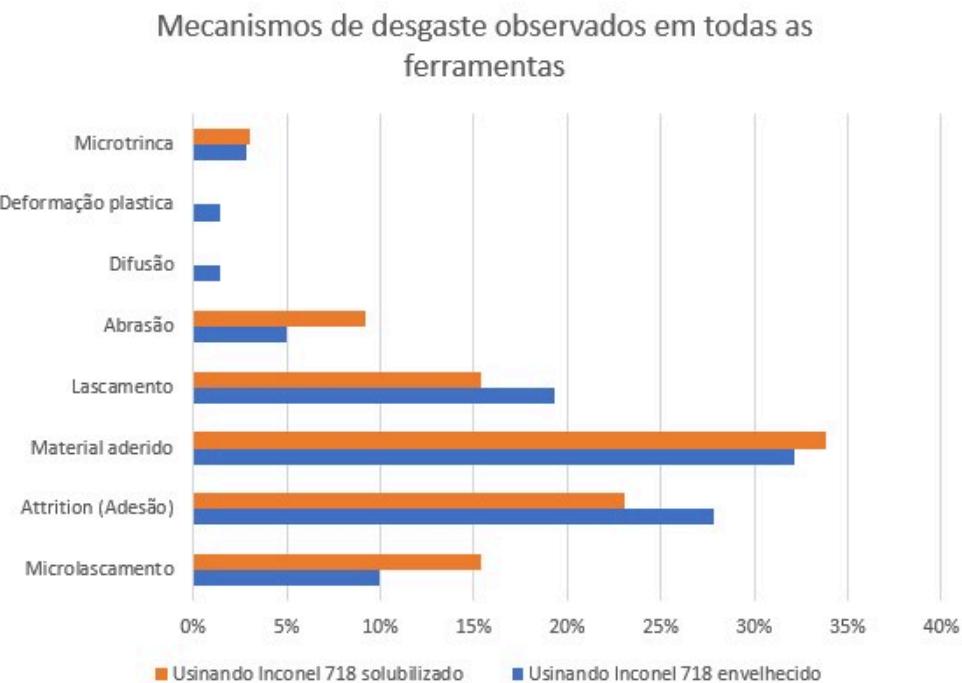


Figura 4.3.1 – Percentual relativo dos mecanismos e modos de desgaste ocorridos na superfície de saída das arestas ensaiadas.

A Figura 4.3.2 apresenta a relação quantitativa (percentual relativo) dos eventos observados na superfície de saída da ferramenta, bem como os referentes mecanismos e modos de desgaste ocorridos nos fresamentos a seco, com MQL e jorro. Analisando o desgaste da ferramenta mediante as condições de lubri-refrigeração, observa-se que nos ensaios a seco os eventos ou mecanismos de desgastes que mais aparecem na usinagem da superliga de Inconel 718 envelhecida são: lascamento da ponta da ferramenta, mecanismo de adesão (*attrition*) e material aderido na aresta de saída. Na usinagem da superliga de Inconel 718 solubilizada prevalecem os eventos e mecanismos de *attrition*, material aderido e abrasão (Figura 4.3.2.a).

Devillez *et al.* (2004) realizaram testes de torneamento a seco do Inconel 718 para investigar o comportamento do desgaste em ferramentas de metal duro revestidas. Os autores observaram que os modos de desgaste dominantes foram soldagem e adesão de material da peça nas superfícies de folga e de saída. O material aderido na aresta de corte forma uma APC, que dependendo das condições de corte pode ser instável. Quando o material se desprende da aresta da ferramenta pode arrastar partículas da ferramenta que levam a formação de desgaste de cratera, de flanco e entalhe na altura da profundidade de corte. O processo de fresamento, diferentemente do torneamento, caracteriza-se por um corte intermitente. Este fato modifica, parcialmente, o processo de desgaste da ferramenta (CLAVIER, 2020). Neste trabalho, observou-se a perda do revestimento e a aderência de material na ponta da ferramenta, observou-se também a adesão da liga na mesma, porém, os processos de desgaste por microlascamento e lascamento são comuns, isto devido à natureza do corte, intermitente (Tabelas 4.3.1 a 4.3.12).

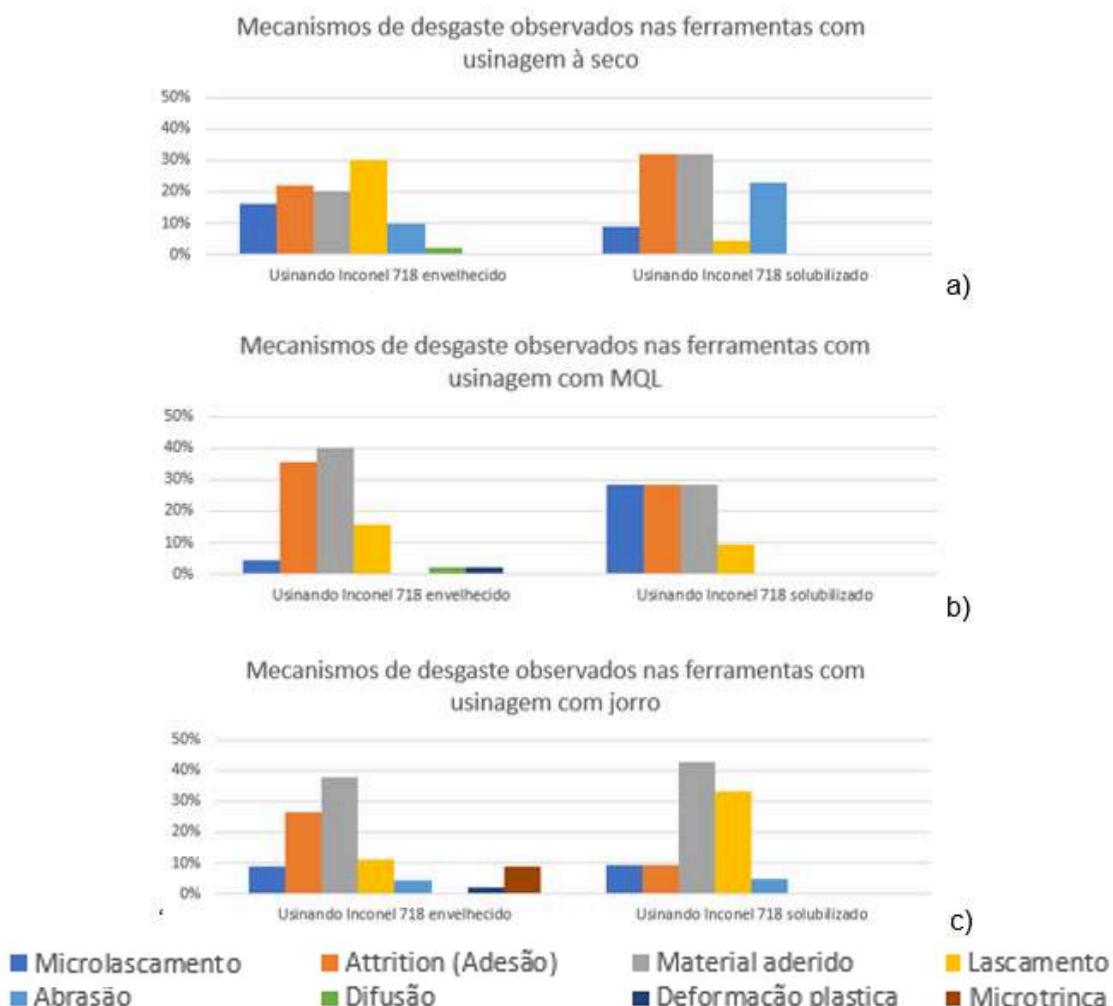


Figura 4.3.2 – Relação quantitativa dos eventos observados na superfície de saída da ferramenta, bem como os referentes mecanismos e modos de desgaste ocorridos no fresamento a seco, com MQL e jorro.

A Figura 4.3.2.b resume os resultados da usinagem com MQL, que podem ser visualizados nas Tabelas 4.3.4 a 4.3.6, que apresentam as imagens das superfícies de saída das ferramentas usadas nos ensaios com aplicação de fluido por MQL na usinagem do Inconel 718 envelhecido; as análises realizadas indicam prevalência de material aderido na ponta da ferramenta, *attrition* e lascamento. Porém, na usinagem com MQL da liga solubilizada, o microlascamento é o mecanismo mais importante, seguido do *attrition* e material aderido na ponta da ferramenta (Tabelas 4.3.10 a 4.3.12).

A Figura 4.3.2.c resume os resultados de usinagem com jorro, neste processo prevalece de forma significativa a aderência de material na ponta da ferramenta e o mecanismo de desgaste por *attrition*, já para usinagem da liga solubilizada, aparece de forma significativa, material aderido e lascamento da ponta da ferramenta.

A Figura 4.3.3 apresenta a relação entre os modos e mecanismos de desgastes relacionados às condições de corte: acabamento, desbaste e moderado. Na usinagem da liga envelhecida na condição de acabamento, material aderido na ponta da ferramenta, *attrition* e microlascamento aparecem em maior grau, enquanto na usinagem da liga solubilizada o *attrition* e material aderido aparecem nesta ordem de importância (Figura 4.3.3.a).

A Figura 4.3.3.b resume os resultados para usinagem em condição moderada, na liga envelhecida prevalece, mais uma vez, material aderido, *attrition* e processo de lascamento. O mesmo ocorre na liga solubilizada.

Na condição de desbaste (Figura 4.3.3.c), a usinagem do Inconel 718 envelhecido mostra a prevalência de lascamento, aderência de material na ponta da ferramenta e *attrition*. Já para a amostra solubilizada, o processo aderência de material na ponta da ferramenta é mais evidente, se destacam também, *attrition* e lascamento.

Ao analisar o desgaste de ferramentas de metal duro revestidas na usinagem da liga à base de níquel Inconel 718, Ezugwu *et al.* (2003) observaram que os desgastes de flanco e de cratera são os principais modos de falhas das ferramentas, enquanto *attrition*, abrasão e difusão são os principais mecanismos de desgaste envolvidos no processo.

Attrition, abrasão e difusão, são mecanismos de desgastes que também foram encontrados por Bhatt *et al.* (2010), no entanto, eles observaram que os mecanismos de desgaste predominante na usinagem do Inconel 718 com ferramentas de metal duro revestidas foram o desgaste abrasivo e adesivo (*attrition*) para uma velocidade de corte de 50 m/min, e quando a velocidade de corte aumentou para 70 m/min foi observado também a presença de difusão, os autores concluíram que o desgaste adesivo ocorre devido às altas temperaturas e pressões geradas durante o corte, fazendo com que ocorra soldagem entre a superfície recém-formada do cavaco e a superfície de saída da ferramenta.

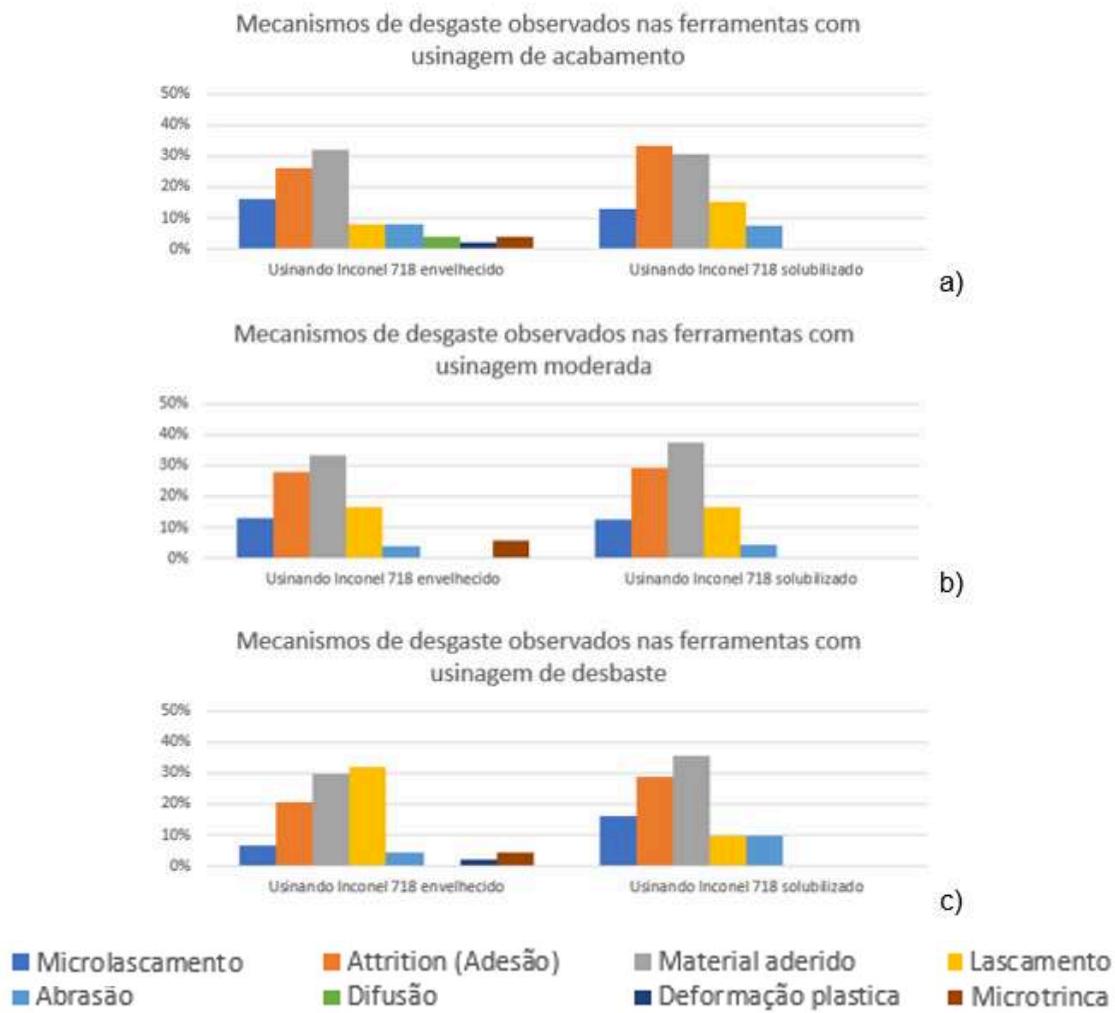


Figura 4.3.3 – Relação quantitativa dos eventos observados na superfície de saída da ferramenta, bem como os referentes mecanismos de desgaste ocorridos no fresamentos com configuração de acabamento, moderado (médio) e desbaste.

A Figura 4.3.4 relaciona o mecanismo de desgaste na aresta de saída da ferramenta com o tipo de desgaste artificial produzidos nos flancos das ferramentas (TA, TB, TC e TD), esta relação também abordou ferramentas novas.

A Figura 4.3.4.a, mostra que na usinagem do Inconel 718 envelhecido com ferramenta nova, prevalece *attrition* e aderência de material na ponta da ferramenta, o mesmo ocorre para amostra solubilizada.

A Figura 4.3.4.b, mostra que na usinagem do Inconel 718 envelhecido com ferramenta com desgaste TA, prevalece a aderência de material na ponta da ferramenta, seguido do processo de *attrition* e microlascamento. Enquanto, para amostra solubilizada o fenômeno de desgaste que prevalece é o *attrition*, seguido do microlascamento e aderência de material.

Para ferramentas com tipo de desgaste TB (Figura 4.3.4.c), usinando Inconel 718 envelhecido prevalece o mecanismo de aderência de material na ponta da ferramenta.

Usinando Inconel 718 solubilizado prevalece o desgaste por *attrition* e material da peça aderido na ponta da ferramenta.

Para ferramentas desgastados com tipo TC (Figura 4.3.4.d) observa-se que há uma mudança no mecanismo de desgaste com relação aos tipos TA e TB, onde o processo de *attrition* sobressai ao processo de aderência de material. Sabe-se que esses processos estão interligados uns aos outros, observa-se também que aparece o mecanismo de microlascamento em quantidade representativa. Já para usinagem da liga solubilizada aparece com maior ênfase material aderido na ponta da ferramenta, *attrition* e lascamento.

Para ferramenta com desgaste TD (Figura 4.3.4.e), observa-se além do material aderido na ponta da ferramenta, grande número de contagens de processo de *attrition* e lascamento, que estão, intimamente, ligados às tensões do processo. Já para o material solubilizado, prevalece a presença de material aderido na ponta da ferramenta, *attrition* e microlascamento.

A presença de avarias como lascamento e microlascamento são observadas em todas as configurações de usinagem e condições de lubri-refrigeração, principalmente nas condições de usinagem mais severas. Os desgastes por lascamento e microlascamento nascem da nucleação de trincas e microtrincas. O aspecto das trincas observadas nas análises, sugere serem de origem mecânica, choques da ferramenta com a peça no processo de reentrada da mesma durante o fresamento. As trincas de origem mecânica ocorrem normalmente paralelas à aresta de corte, tanto na superfície de saída quanto na superfície de folga da ferramenta, podendo levar ao lascamento (MACHADO *et al.*, 2015).

Lima (2012) observou que *attrition* (aderência e arrastamento) em conjunto com abrasão e difusão foram os mecanismos de desgaste predominantes na usinagem das ligas à base de níquel Inconel 751 e Inconel 718, o autor justifica estes mecanismos de desgaste em função das altas temperaturas geradas na região de corte. Sendo o desgaste de flanco médio (VB_B) predominante, seguido do desgaste da ponta da ferramenta.

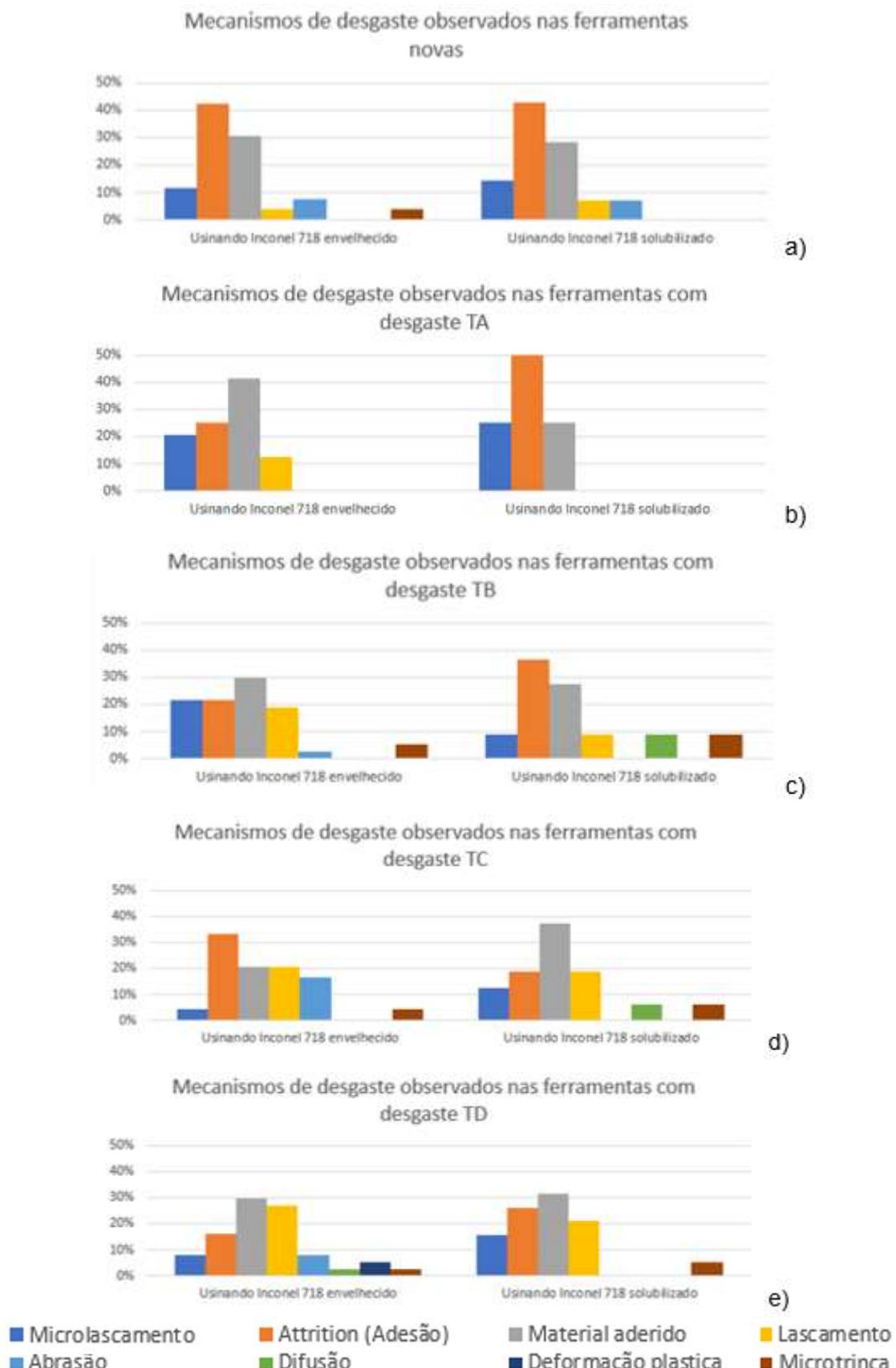


Figura 4.3.4 – Relação quantitativa dos eventos observados na superfície de saída da ferramenta, bem como os referentes mecanismos de desgaste ocorridos nos fresamentos com ferramentas novas e desgastadas artificialmente (TA, TB, TC e TD).

4.3.2 – Microdureza Knoop nas laterais das peças usinadas

Foram realizadas medições de microdureza *Knoop* nas laterais das peças de Inconel 718 envelhecida e solubilizada, na superfície perpendicular ao plano de usinagem (Figura 3.7.1). Conforme descrito na metodologia, a avaliação da microdureza *Knoop* foi realizada em camadas abaixo da superfície usinada. Para tanto, realizou-se medições em quatro faixas:

- Região próxima à borda, ou seja, até 50 μm abaixo da superfície usinada;
- Região entre 50 e 100 μm abaixo da superfície usinada;
- Região entre 100 e 150 μm abaixo da superfície usinada;
- Região entre 150 e 200 μm abaixo da superfície usinada.

Os resultados de microdureza *knoop* em camadas são apresentados nas Figuras 4.3.5 a 4.3.8, os gráficos foram plotados em planos cartesianos, onde se observa o desvio padrão dos resultados com relação à média, para cada condição de usinagem e para cada tipo de ferramenta. Estes gráficos trazem desvios padronizados também no eixo horizontal, ou seja, desvios relacionados ao desgaste artificial da ferramenta, conforme foi apresentado na Tabela 3.5.2 da metodologia.

Para as medições de microdureza *Knoop* realizadas próximas à superfície (Figura 4.3.5), observa-se que há uma grande variação de valores e também alta taxa de interpolação entre os resultados para os ensaios de acabamento, desbaste e moderado.

Os valores de microdureza *Knoop* registrados para a liga envelhecida (Figuras 4.3.5.a, ".b" e ".c") na região até 50 μm abaixo da superfície usinada variam de 220 a 900 kgf/mm², trata-se de uma grande variação que ocorre pela complexidade dos parâmetros de usinagem, pela variação da condição de lubri-refrigeração e pela natureza complexa da microestrutura do material, onde as indentações podem encontrar carbeto de nióbio, carbeto de titânio, fases γ' e γ'' .

Nos ensaios realizados com as amostras que passaram por usinagem a seco (Figura 4.3.5.a), a variação total (delta de variação) é de, aproximadamente, 500 kgf/mm², para a usinagem com MQL (Figura 4.3.5.b) a variação é de, aproximadamente, 400 kgf/mm² e para usinagem com jorro (Figura 4.3.5.c) a variação total está próxima de 380 kgf/mm².

Os ensaios de microdureza *knoop* de referência foram realizados na liga como recebida, os resultados apontam o valor de referência para liga de Inconel 718 envelhecida de 495 ± 55 kgf/mm². Desta forma, pode-se classificar os valores registrados acima desta faixa como valores que indicam encruamento da liga após o processo de usinagem e para valores abaixo desta faixa, pode-se classificar como valores que indicam coalescimento do material.

Estas informações (faixas de referência) estão registradas nos gráficos das Figuras 4.3.5 a 4.3.8.

Na Figura 4.3.5.a são apresentados os resultados da liga envelhecida usinada a seco. Verifica-se que existem alguns pontos acima da faixa de dureza normal da liga, indicando encruamento da liga para a usinagem na condição moderada e com ferramenta desgastada tipo TB, para o outro ponto, a condição foi de desbaste com ferramenta com desgaste tipo TD. O mesmo gráfico (Figura 4.3.5.a) apresenta pontos com microdureza HK abaixo da faixa padrão, ou seja, pontos de coalescimento após processo de usinagem. São pontos na condição de desbaste com ferramentas tipo nova, TA e TC, além de dois pontos na condição moderado com ferramentas tipo TA e TC. Para as demais condições, os pontos estão na faixa padronizada da liga envelhecida. A liga que passou por usinagem a seco, sofre, normalmente, efeitos térmicos e mecânicos, que afetam a dureza subsuperficial da liga. Existem processos de usinagem (configurações) que transferem mais energia térmica para a peça, fato que pode provocar coalescimento da microestrutura na região da superfície e também na região subsuperficial, onde a resistência mecânica da rede diminui, fazendo com que o registro de microdureza seja menor que a referência. Por outro lado, pode haver encruamento, quando a configuração impõe maiores esforços mecânicos à liga e estas encruam, fazendo com que o registro de microdureza se apresentem maior do que a média padrão (referência).

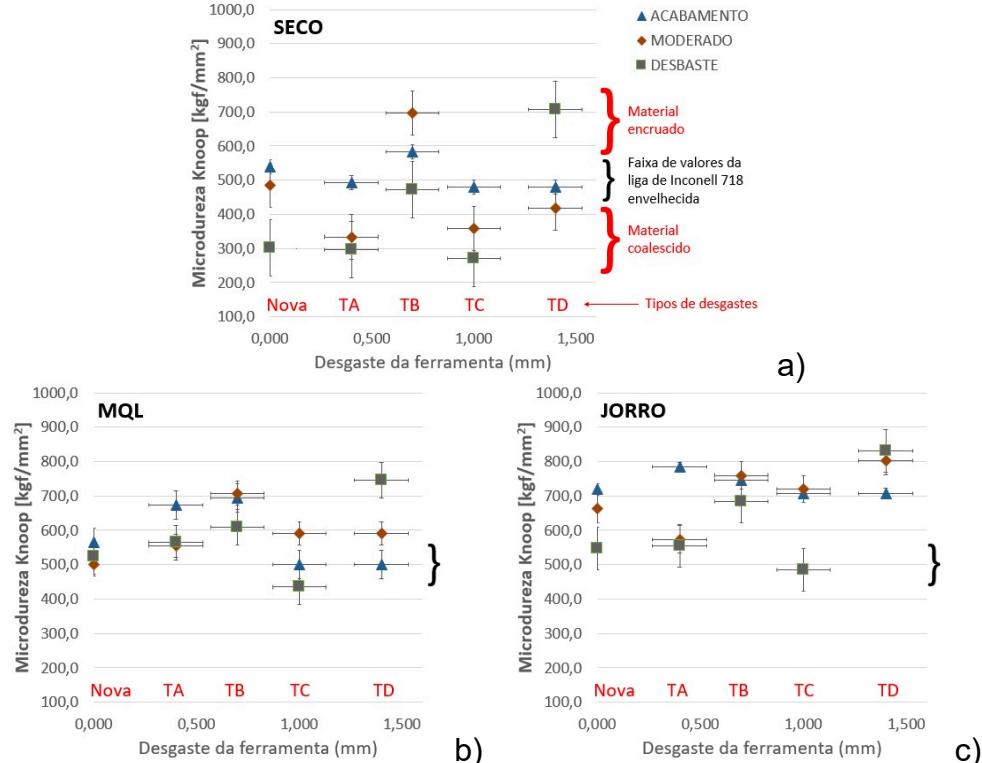
Pelos gráficos da Figura 4.3.5.b e “.c”, observa-se que nas ligas envelhecidas usinadas com jorro e MQL não há registros de microdureza *Knoop* abaixo dos valores de referência. Este fato, mostra a eficiência do processo de lubri-refrigeração utilizado.

Para a liga solubilizada (Figuras 4.3.5.d, “.e” e “.f”), verifica-se que estes resultados também são complexos e que há interpolação entre os valores para condições de corte diferentes. Porém, deve-se registrar que as variações de microdureza HK da liga solubilizada são menores que os registrados na liga envelhecida, a variação total está entre 175 e 500kgf/mm² (delta de variação de 325 kgf/mm²), sendo que para usinagem a seco (Figura 4.3.5.d) a variação é de 175 a 385 kgf/mm², para usinagem com MQL (Figura 4.3.5.e) a variação é de 220 a 500 kgf/mm² e na usinagem com jorro (Figura 4.3.5.f), de 238 a 450 kgf/mm².

Os ensaios de microdureza *knoop* de referência foram realizados na superfície da liga como recebida, os resultados apontam referência para liga de Inconel 718 solubilizada de 225 ± 25 kgf/mm². Portanto, valores acima desta faixa indicam encruamento da liga após o processo de usinagem e valores abaixo desta faixa, indicam coalescimento do material usinado, Figuras 4.3.5 a 4.3.8.

Camada até 50 µm

Microdureza Knoop da liga Inconel 718 envelhecida



Microdureza Knoop da liga Inconel 718 solubilizada

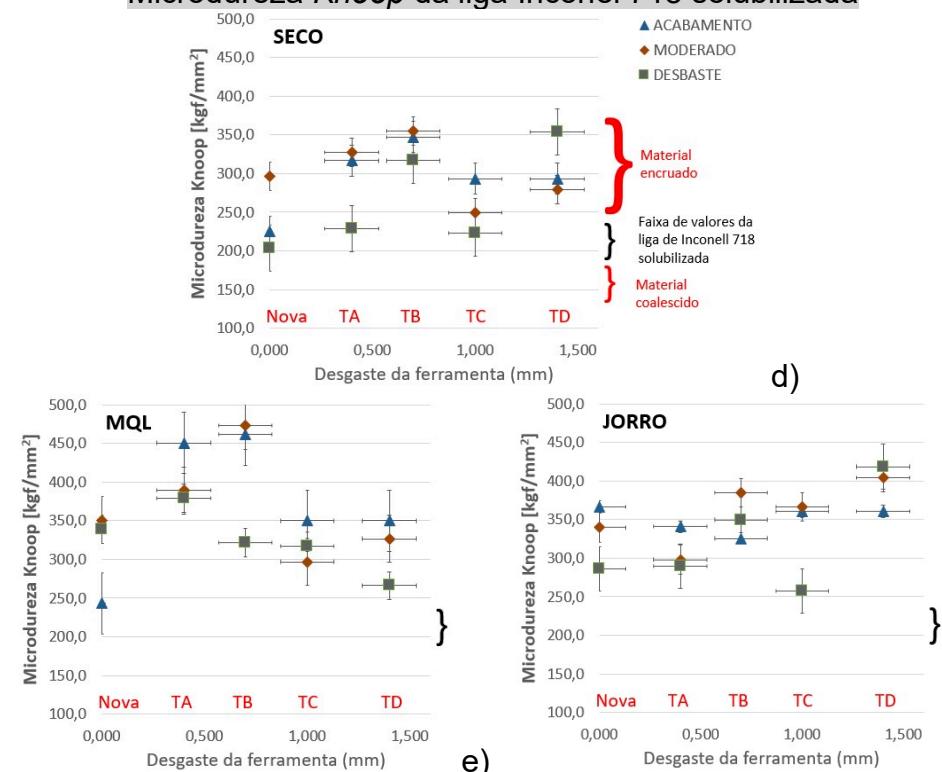


Figura 4.3.5 – Resultados de microdureza Knoop da lateral das peças de Inconel 718 em uma região até 50 µm abaixo da superfície usinada; (a) (b) (c) envelhecida; e (d) (e) (f) solubilizada.

Através dos valores de microdureza *Knoop* medidos na região próxima à superfície (até 50 μm de profundidade) observa-se que o grau de desgaste da ferramenta interfere fortemente na dureza subsuperficial das amostras. Segundo Marques (2016), qualquer processo de usinagem insere tensões residuais nas intercamadas subsuperficiais e estas interferem nos resultados de microdureza, podendo os resultados de microdureza estar acima ou abaixo da microdureza de referência, sendo complexo caracterizar os processos de usinagem que inserem tais tensões, portanto, o processo de caracterização depende de estudos minuciosos.

As Figuras 4.3.5.d, “.e” e “.f”, mostram que não há coalescimento na região subsuperficial do material na usinagem da liga solubilizada, para esta liga, os resultados mostram que há encruamento em praticamente todas as condições de usinagem da liga a seco, com MQL e jorro, este fato mostra que a liga solubilizada é mais suscetível ao encruamento do que a liga envelhecida. Pelos resultados, também é possível inferir que o fluido refrigerante cumpre o seu papel, pois não se observa coalescimento.

Os resultados de microdureza *Knoop* para uma camada entre 50 e 100 μm abaixo da superfície usinada (Figura 4.3.6) mostram que, para usinagem da liga envelhecida a seco (Figura 4.3.6.a), todos os valores de microdureza *Knoop* estão abaixo de 600 kgf/mm², com valores mínimos próximos a 250 kgf/mm²; para a ligas usinadas com MQL (Figura 4.3.6.b) e jorro (Figura 4.3.6.c), os valores estão acima de 450 kgf/mm², chegando até 1005 kgf/mm² em um ponto de usinagem moderada com ferramenta com desgaste tipo TD. Em geral, os valores registrados são maiores para as ligas que utilizaram MQL ou jorro.

Na usinagem da liga envelhecida a seco (Figura 4.3.6.a) observa-se que há coalescimento da mesma, ou seja, são registrados pontos com dureza abaixo da referência, dentre estes pontos, prevalece a condição de desbaste para ferramentas com desgaste tipo TA, TB, TC e TD; e também na condição de acabamento com ferramenta nova e TB. Por estes resultados, pode-se verificar que existem transferências de calor do processo de usinagem a uma profundidade entre 50 e 100 μm abaixo da superfície usinada, fato que é típico da usinagem a seco, visto que não há registros de pontos abaixo da faixa de referência nas condições de usinagem com MQL (Figura 4.3.6.b) e jorro (Figura 4.3.6.c); para estas condições, a grande maioria dos pontos estão acima da faixa de referência, ou seja, houve encruamento da liga na maioria dos processos realizados nas condições refrigeradas.

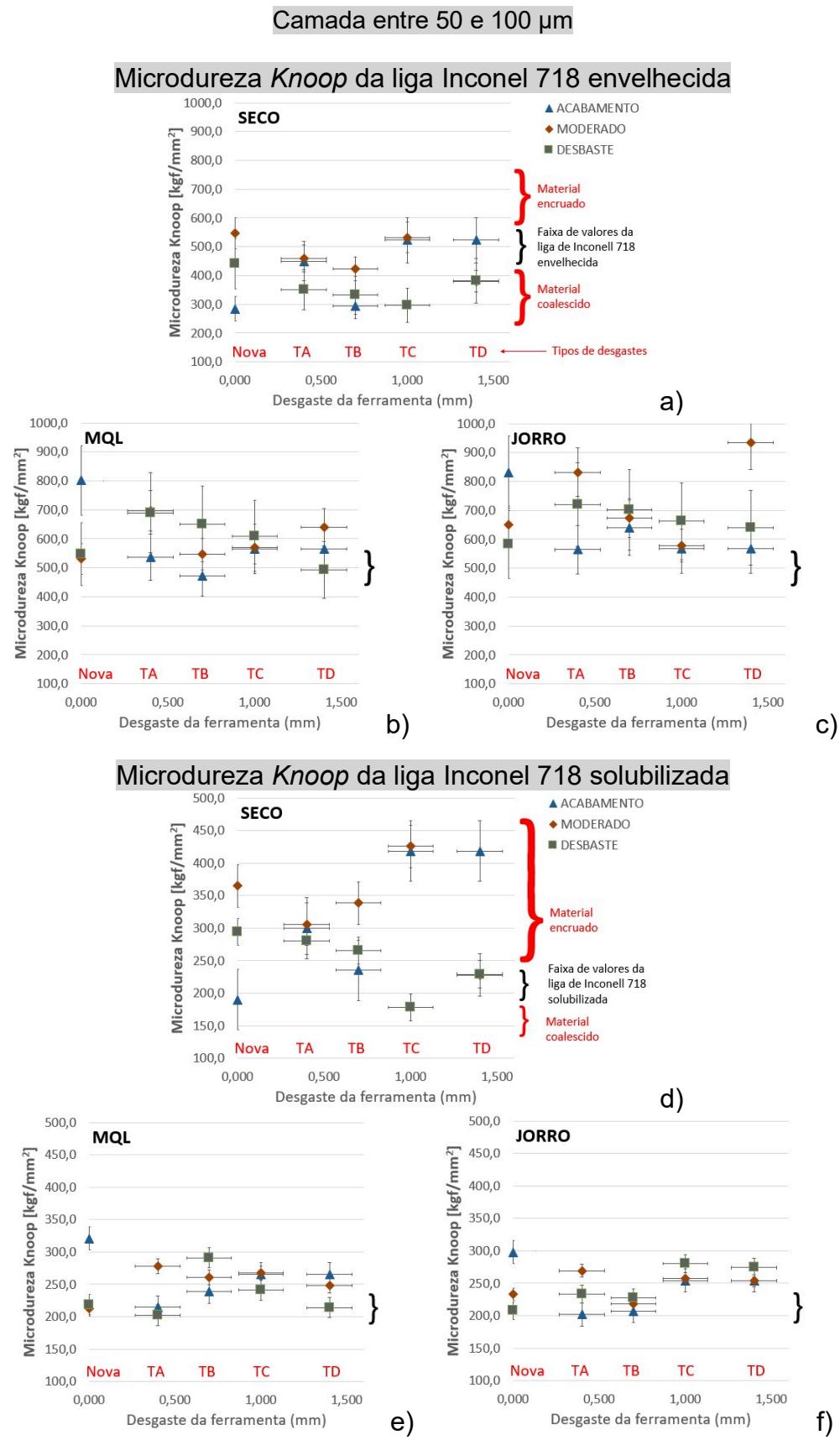


Figura 4.3.6 – Resultados de microdureza Knoop da lateral das peças de Inconel 718 em uma região entre 50 e 100 µm abaixo da superfície usinada; (a) (b) (c) envelhecida; e (d) (e) (f) solubilizada.

Nos processos de avaliação de microdureza *knoop* de camadas subsuperficiais (entre 50 e 100 µm) da liga solubilizada (Figura 4.3.6.d, “.e” e “.f”), também prevalece o encruamento da liga, inclusive na condição a seco.

A usinagem a seco (Figura 4.3.6.d) apresentou valores de microdureza variando entre 150 e 475 kgf/mm², enquanto a mesma liga usinada com MQL (Figura 4.3.6.e) e jorro (Figura 4.3.6.f), os valores estão entre 180 e 350 kgf/mm².

Pode-se verificar que a usinagem da liga solubilizada, em todas as condições de corte, interfere fortemente na microdureza das camadas subsuperficiais entre 50 e 100 µm, sendo que na usinagem a seco existem condições que favorecem a condução de calor pela peça e que provoca redução da resistência mecânica da liga, o mesmo não ocorre com os processos de usinagem com sistemas de lubri-refrigeração, que evita a propagação de calor para as camadas subsuperficiais.

Para a região subsuperficial entre 100 e 150 µm (Figura 4.3.7), verifica-se que os resultados também são complexos e, apesar de se tratar de uma região relativamente profunda, ainda se observa perturbação da microestrutura pelos processos de fresamento. As variações de microdureza *Knoop* da liga envelhecida estão entre 180 e 980 kgf/mm², sendo que para usinagem a seco (Figura 4.3.7.a) a variação está entre ~180 a 705 kgf/mm², para usinagem com MQL (Figura 4.3.7.b) a variação é de ~310 a 890 kgf/mm² e na usinagem com jorro (Figura 4.3.7.c), de ~378 a 980 kgf/mm².

Os resultados mostram que a uma profundidade entre 100 e 150 µm ainda existe propagação de calor provindo dos processos de usinagem, esta observação é válida, pois na usinagem a seco da liga envelhecida apresenta alguns pontos com dureza abaixo da referência, são pontos de usinagem na condição de desbaste com ferramenta TA e TD, além de usinagem de acabamento com ferramenta TB e usinagem moderada com ferramenta TD.

Já para a liga solubilizada, a usinagem a seco (Figura 4.3.7.d) apresenta valores entre 180 e 355 kgf/mm², para usinagem com MQL (Figura 4.3.7.e) a variação é de ~180 a 840 kgf/mm² e na usinagem com jorro (Figura 4.3.7.f), de ~178 a 325 kgf/mm². Para todas as condições de usinagem da liga solubilizada há encruamento, ou seja, a microdureza *knoop* na faixa entre 100 e 150 µm recebe interferência mecânica do processo de fresamento.

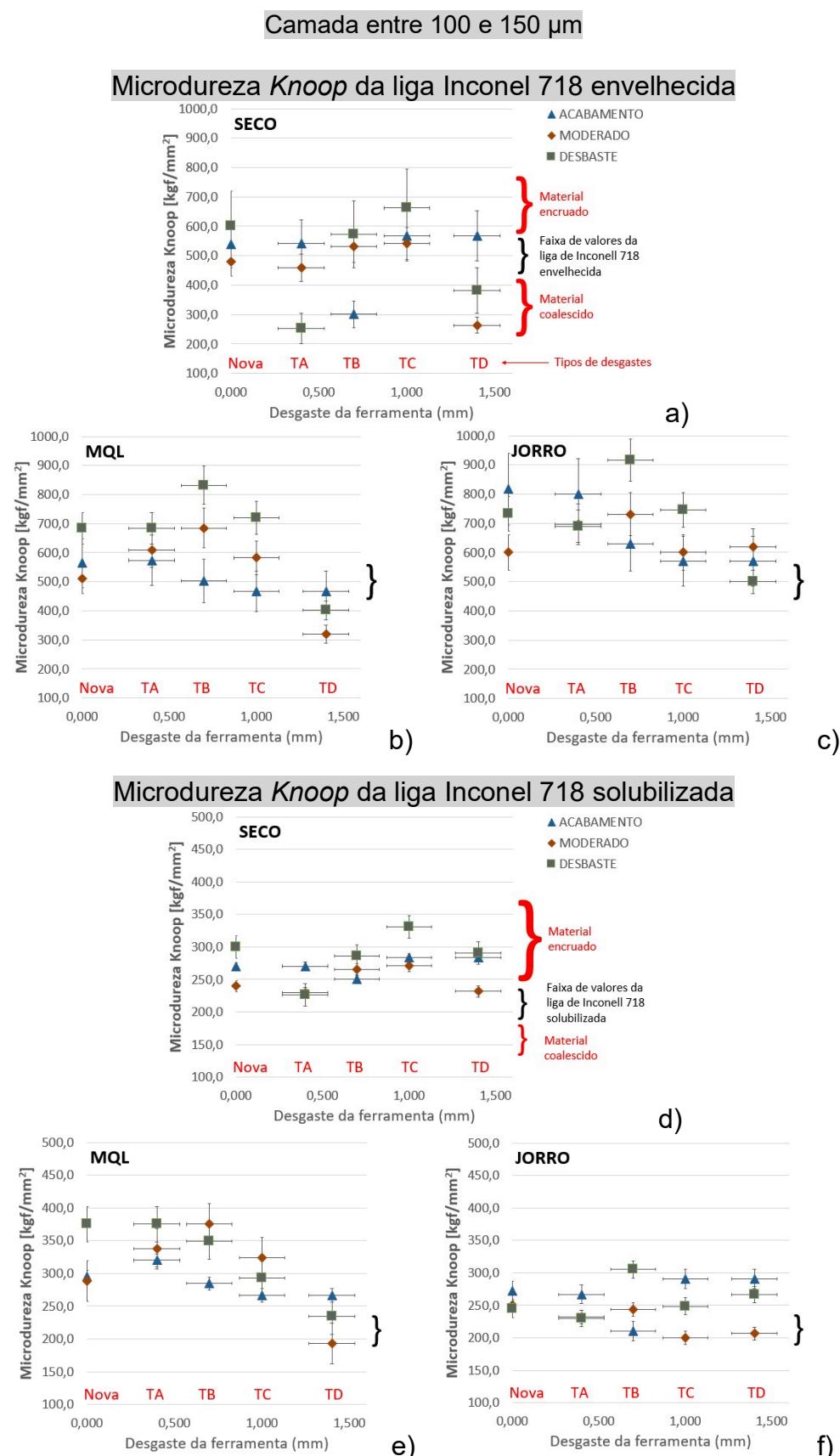


Figura 4.3.7 – Resultados de microdureza Knoop da lateral das peças de Inconel 718 em uma região entre 100 e 150 μm da superfície usinada; (a) (b) (c) envelhecida; e (d) (e) (f) solubilizada.

Comparando toda a faixa de estudo de microdureza *knoop* (até 150 μm de profundidade), observa-se que prevalece o encruamento das ligas, as exceções estão relacionadas a liga envelhecida quando usinada a seco, que apresenta vários pontos de coalescimento da rede cristalina; este fato se deve a alta resistência mecânica imposta ao processo de usinagem pela liga envelhecida, em especial a seco. Devido à grande resistência do processo de usinagem nestas condições, grande parte da energia mecânica do processo é convertida em energia térmica, consequentemente, uma parcela desta é transferida para ferramenta, para o cavaco e também para peça (TRENT, 1988a).

Como apresentado pelos resultados desta etapa, o gradiente térmico na direção da peça na usinagem da liga envelhecida a seco é mais alto do que nos processos de usinagem com MQL e jorro, assim, esta maior parcela de energia térmica transferida para peça modifica a microestrutura do material e interfere fortemente na IS da mesma. O processo de coalescimento não foi verificado na usinagem da liga solubilizada.

A Figura 4.3.8 apresenta os resultados de microdureza *Knoop* para região subsuperficial que está entre 150 e 200 μm abaixo da superfície usinada. Os registros de microdureza *knoop* para esta camada não apresentaram variações consideráveis com relação à referência, ainda que os resultados apontem, de forma geral, um certo nível de encruamento para ambas as ligas. Assim, pode-se afirmar que em camadas subsuperficiais abaixo de 150 μm não há interferência térmica proveniente dos processos de fresamento da liga e que a interferência mecânica é sutil.

Durante a usinagem, o processo de remoção de cavaco cria uma superfície com uma camada bastante diferente daquela existente anteriormente ao corte e, invariavelmente, com alterações abaixo da superfície. Os resultados de microdureza *knoop* deste trabalho mostram que as camadas subsuperficiais foram alteradas por processos mecânicos e térmicos, promovendo em todas peças, em maior ou menor grau, uma camada de material mecanicamente alterada (CMMA). Em outras peças promoveu o surgimento de uma camada de material termicamente alterada (CMTA) até 150 μm , destaque para os ensaios a seco em ambas as ligas. Pode-se dizer que em todos os processos há associação mista dos eventos mecânicos e térmicos, bem como, formação de camadas de material alterado por tensões (CMAT).

A identificação dessas alterações é de suma importância, principalmente em componentes que trabalharão sujeitos a altas tensões, em particular tensões alternadas ou ainda sob altas temperaturas ou em ambientes corrosivos, porque a resistência à fluência e outras propriedades mecânicas podem ser afetadas por alterações provocadas ou inseridas durante o processo de usinagem (OLIVEIRA, 2021).

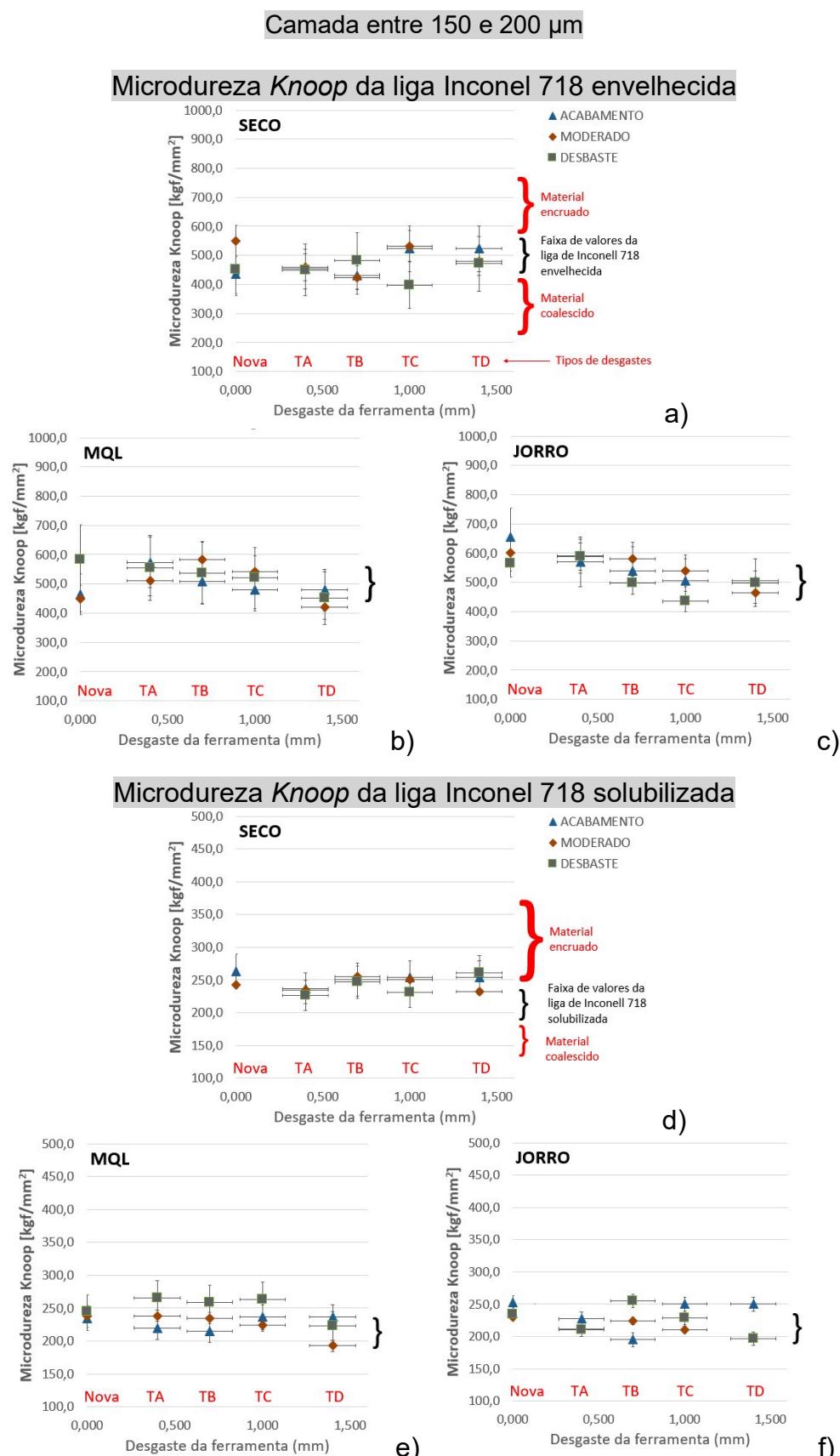


Figura 4.3.8 – Resultados de microdureza Knoop da lateral das peças de Inconel 718 em uma região entre 150 e 200 μm da superfície usinada; (a) (b) (c) envelhecida; e (d) (e) (f) solubilizada.

4.3.3 – Microdureza Vickers das superfícies usinadas das peças

As ligas de Inconel 718 são difíceis de usinar em condições econômicas de corte; como o principal elemento é o níquel, o desempenho em usinagem é substancialmente prejudicado. Este desempenho também é reduzido pela presença do cromo, que proporciona alto encruamento da liga quando trabalhado a frio (EZUGWU, 1999).

Segundo Machado *et al.* (2015), a usinagem das ligas de Inconel devem ser realizadas, preferencialmente, em estado solubilizado e neste caso as condições de corte podem ser comparadas aos aços inoxidáveis austeníticos, onde existe alto encruamento da liga durante processos de usinagem, em geral.

Com o intuito de verificar o grau de encruamento das ligas de Inconel 718 envelhecida e solubilizada, foram realizados ensaios de microdureza *Vickers* na superfície das peças usinadas (SOUSA, 2012). Como referências foram medidas as microdurezas nas superfícies das ligas como recebida, e os resultados apontam para liga de Inconel 718 envelhecida o valor de 475 ± 75 kgf/mm² e para liga solubilizada o valor de 228 ± 38 kgf/mm².

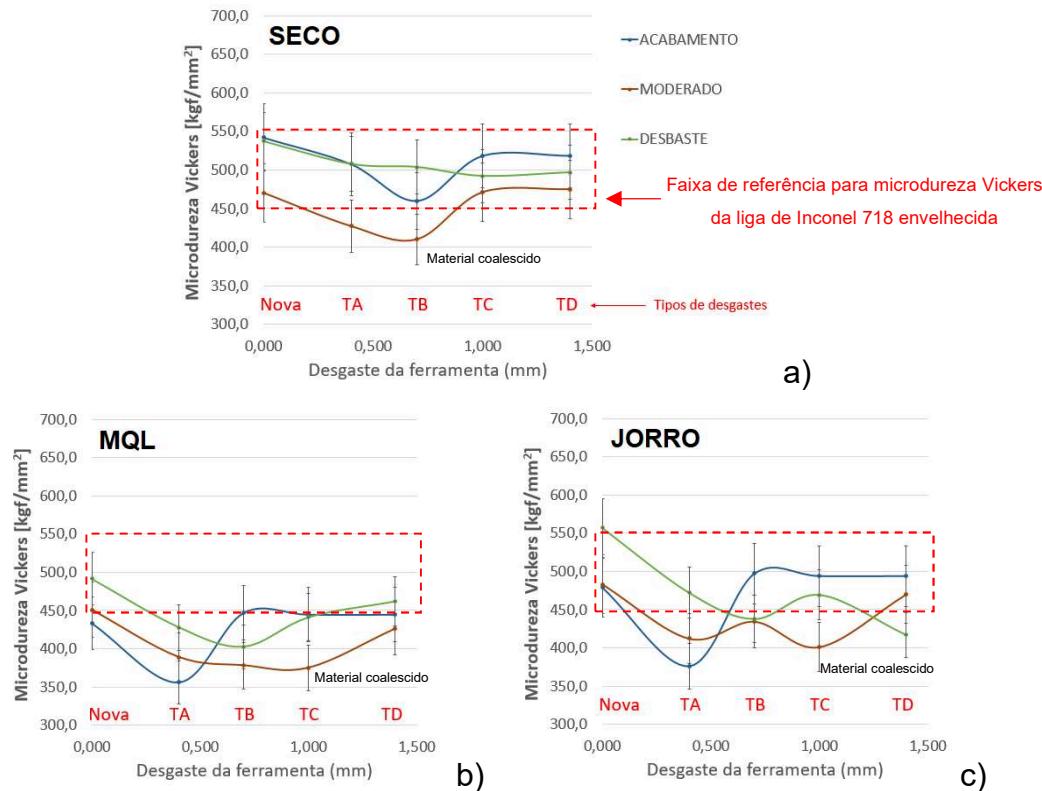
Analizando a Figura 4.3.9, observa-se que as variações de microdureza superficial *Vickers* estão entre 348 e 550 kgf/mm² para a liga envelhecida (Figura 4.3.9.a, “.b” e “.c”) e entre 255 e 445 kgf/mm² para a liga solubilizada (Figura 4.3.9.d, “.e” e “.f”), fica claro que a superfície das ligas são modificadas pelo processo de usinagem, visto que os resultados saem da faixa de referência.

Em uma primeira análise, é possível verificar que os resultados obtidos se interpolam com relação às médias e desvios amostrais em alguns pontos; também é possível identificar que a microdureza superficial das amostras envelhecidas e solubilizadas na condição moderada são inferiores aos resultados obtidos para configurações de acabamento e desbaste.

Analizando a usinagem a seco (Figura 4.3.9.a) da liga envelhecida, observa-se que, para a maioria dos ensaios não há grandes variações de microdureza *Vickers* com relação à faixa padrão; somente a condição moderada com ferramentas tipo TA e TB apresentam coalescimento, estes resultados podem caracterizar uma condição em que se proporciona maior transferência de calor para a peça.

Os resultados de microdureza *Vickers* para a liga envelhecida usinadas com MQL e jorro mostram que alguns valores estão abaixo da faixa de referência. Para quase todos os resultados referentes a liga usinada com MQL (Figura 4.3.9.b) há valores abaixo da faixa de referência, ou seja, a liga passou por processo de aquecimento durante a usinagem e consequentemente, processo de coalescimento.

Microdureza Vickers superficial da liga Inconel 718 envelhecida



Microdureza Vickers da liga Inconel 718 solubilizada

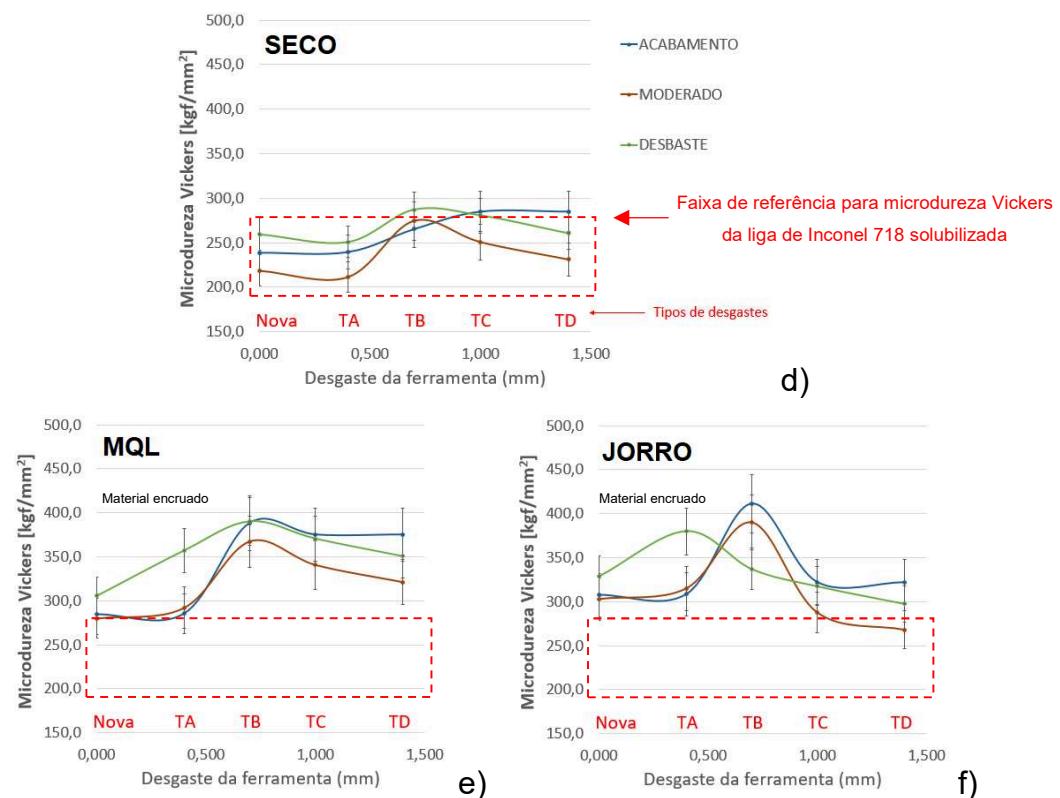


Figura 4.3.9 – Resultados de microdureza Vickers para as ligas de Inconel 718 (a) (b) (c) envelhecida e (d) (e) (f) solubilizada.

A usinagem da liga envelhecida com jorro (Figura 4.3.9.c) também apresenta vários pontos de coalescimento, como na usinagem moderada e de acabamento com ferramentas com desgastes tipo TA, TC e TD.

Para as ligas solubilizadas usinadas a seco (Figura 4.3.9.d) os resultados não apresentam variações com relação à faixa de referência. Porém, na usinagem com MQL (Figura 4.3.9.e) e jorro (Figura 4.3.9.f) observa-se alto encruamento das superfícies usinadas em praticamente todas as condições de corte. Este fato pode ser explicado pela ação refrigerante dos fluidos sobre a liga, procedimento que diminuiu o gradiente térmico na direção da peça, fazendo com que houvesse maior resistência mecânica do material e este entrou em processo de encruamento. O mesmo não acontece com o procedimento a seco, onde as temperaturas geram grandes vetores térmicos em direção à peça, fazendo com que o material tenha a sua resistência mecânica reduzida e consequentemente, não há encruamento dos planos cristalinos.

Para evidenciar os efeitos da resposta de microdureza superficial e facilitar a análise, a Figura 4.3.10 apresenta resultados em diagramas multivariáveis *Kiviat* (Figura 4.3.10.a, ".b" e ".c"), além de um quadro com resultados de correlação de *Pearson* (Figura 4.3.10.d) em função do desgaste da ferramenta.

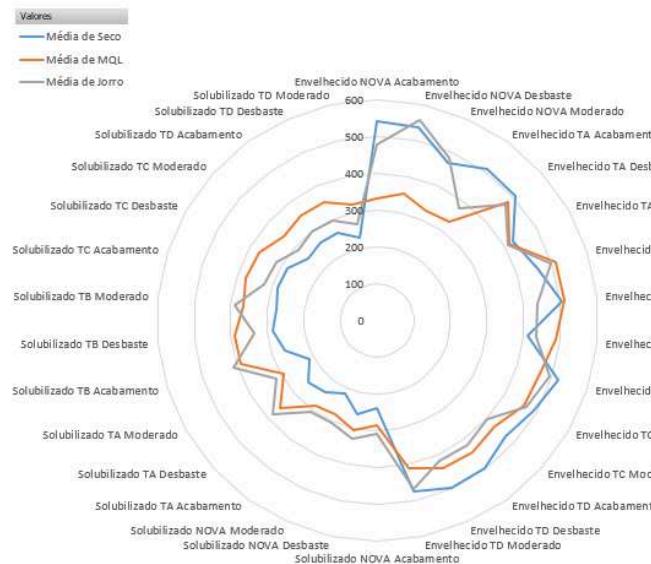
Pelo diagrama de *Kiviat* para microdureza *Vickers* (Figura 4.3.10.a), observa-se que a faixa de resultados é relativamente diferente quando se compara liga solubilizada com a envelhecida. Estas diferenças eram esperadas devido à natureza da própria liga, porém, observa-se que para amostras solubilizadas há uma variação dos resultados médios entre 200 e 400 kgf/mm² e para amostras envelhecidas há uma flutuação dos resultados médios entre 400 e 550 kgf/mm², desvios amostrais que são maiores que os registados para a amostra como recebida.

O diagrama da Figura 4.3.10.b realiza a aplicação de um filtro sobre o diagrama da Figura 4.3.10.a, que mostra os resultados em função do tipo de desgaste da ferramenta de corte, ignorando o tipo de liga (envelhecida ou solubilizada) e a condição de usinagem. Considerando a média de todos os resultados, observa-se que para a ferramenta nova, a maior dureza é da amostra usinada com jorro, seguida pela usinada a seco e os menores resultados são para amostras usinadas com MQL. Para ferramentas com desgaste tipo TA, TC e TD, os valores de microdureza *Vickers* são próximos, porém para ferramenta com desgaste tipo TB, há uma variação maior, dentre elas, a maior dureza é da amostra usinada com MQL, seguida pela usinada com jorro e os menores resultados são para amostras usinadas a seco.

Diagramas *Kiviat* com resultados médios de microdureza *Vickers*

Microdureza Vickers

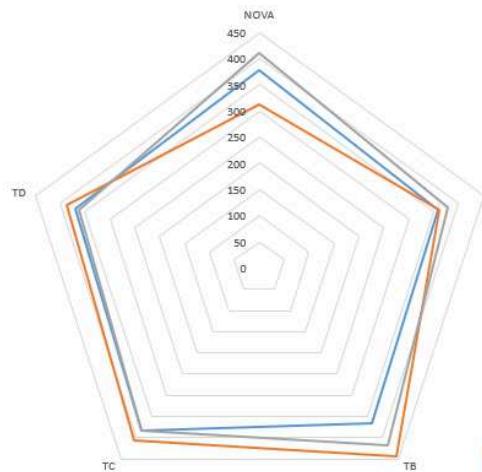
[kgf/mm²]



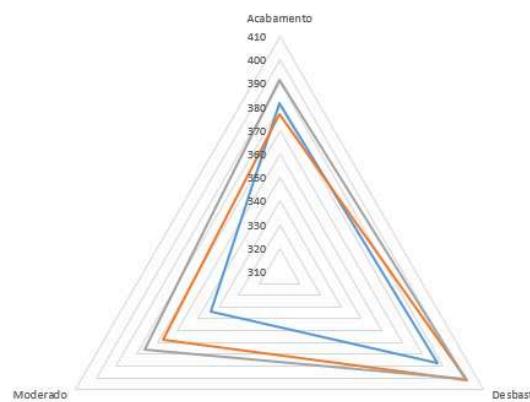
**Inconel 718
Envelhecido**

**Inconel 718
Solubilizado**

a)



b)



c)

Correlação de Pearson entre o desgaste da ferramenta e microdureza *Vickers*

Condição de Corte	Inconel 718 envelhecida			Inconel 718 solubilizado				
	Condição Lubri-refrigerante	Seco	MQL	Jorro	Condição Lubri-refrigerante	Seco	MQL	Jorro
Acabamento		-44%	67%	-7%		73%	70%	-2%
Moderada		26%	51%	-16%		37%	57%	-33%
Desbaste		-87%	43%	-86%		29%	53%	-61%

d)

Figura 4.3.10 – Diagrama de *Kiviat* e correlação de Pearson entre desgaste artificial da ferramenta e resultados de microdureza *Vickers* das superfícies usinadas das ligas Inconel 718 envelhecida e solubilizada

Pela Figura 4.3.10.c, considerando a média de todos os resultados separados pelas condições de usinagem (ignorando o tipo de desgaste da ferramenta), observa-se que os maiores valores de microdureza *Vickers* estão concentrados na condição de desbaste, seguido da condição de acabamento e os menores valores estão relacionados a condição moderada. A condição de desbaste gera e transfere mais energia em seu processo, por deslocar maior volume de material, perturba mais a superfície de usinagem o que tem como consequência, uma microdureza superficial mais elevada.

Analizando a correlação de *Pearson* entre o desgaste artificial da ferramenta e a microdureza *Vickers* (Figura 4.3.10.d), observa-se que para amostra envelhecida existe uma correlação direta quando se usina com MQL e uma relação inversa quando se usina com jorro e a seco. A condição de lubri-refrigeração MQL tem maior efeito lubrificante do que refrigerante (MACHADO *et al.*, 2015), ou seja, não há uma ação refrigerante como a promovida pelo jorro, desta forma o encruamento da liga é maior com o desgaste da ferramenta, portanto, na usinagem com MQL, quanto maior o desgaste da ferramenta, maior é microdureza superficial. Para usinagem com jorro e a seco a relação é inversamente proporcional, ou seja, quanto maior o desgaste da ferramenta, menor a microdureza *Vickers* da superfície da peça. Na condição a seco o material sofre maior aquecimento durante o processo de usinagem, que provoca coalescimento da liga e redução de microdureza, sendo que quanto maior o desgaste da ferramenta maior serão as temperaturas envolvidas no processo de corte e, consequentemente, menor a dureza superficial da peça. No processo com jorro, há resfriamento da peça e da ferramenta, porém, na condição de desbaste as temperaturas são elevadas e a superfície da peça passa por processo de coalescimento no ponto de passagem da ferramenta, região de difícil acesso para o fluido, desta forma a condição de desbaste da liga envelhecida prevalece a condição de que, quanto maior o desgaste da ferramenta menor será a microdureza superficial da peça. Para a condição de acabamento observa-se comportamento semelhante, porém, deve-se destacar que as temperaturas devem ser mais elevadas nesta condição, onde as velocidades são mais altas e estas afetam mais a temperatura que o avanço e a profundidade de corte (MACHADO, *et al.*, 2015).

Na correlação de *Pearson* para amostra solubilizada, existe uma relação direta para usinagem a seco e com MQL, já para usinagem com jorro, existe uma relação inversamente proporcional ao desgaste artificial da ferramenta. Para a amostra solubilizada, a resistência mecânica ao processo de corte é menor que a resistência para liga envelhecida, assim o material solubilizado encrava mais do que o material envelhecido e, portanto, quanto maior o desgaste da ferramenta, maiores serão as interações na região de corte (cavaco-ferramenta-peça), fazendo com que o encruamento do material seja maior. De uma forma geral, verifica-

se que no fresamento da liga solubilizada com jorro, quanto maior o desgaste da ferramenta menor a dureza superficial. Nesta condição há resfriamento da peça e da ferramenta, porém, na condição de desbaste as temperaturas são elevadas provocando um difícil acesso do fluido à área de corte, desta forma, na condição de desbaste da liga solubilizada também prevalece microdureza mais baixa com o aumento do desgaste da ferramenta. A condição de acabamento tem comportamento semelhante, deve-se destacar que as temperaturas nesta condição são influenciadas pela velocidade de corte, que afetam, consideravelmente, a temperatura do processo de usinagem.

4.3.4 – Rugosidade da superfície das peças usinadas

Como descrito na metodologia os resultados de rugosidade da superfície são representados pelo parâmetro Rq , os gráficos das Figuras 4.3.11 e 4.3.12 apresentam os resultados para a liga envelhecida e solubilizada, respectivamente.

Os resultados foram plotados em um plano cartesiano bidimensional em função do desgaste de flanco da superfície principal de folga. A partir dos pontos foram traçadas curvas de tendência polinomiais, cuja finalidade desta aproximação é descrever o comportamento da rugosidade da superfície mediante as variações de desgaste da ferramenta, do tipo de lubrificação e da condição de corte. O comportamento topográfico de peças usinadas é complexo mediante a tantas componentes de entrada, desta forma, a utilização de modelos matemáticos servem como ferramentas para auxiliar nas análises.

A posição da ferramenta com relação à peça pode interferir bastante na qualidade superficial da mesma. Como descrito na metodologia, a fresa foi posicionada de forma simétrica com relação à peça, onde um só dente realizou a operação de corte, desta forma a ferramenta iniciou o corte em movimento discordante e saiu do corte em movimento concordante em relação ao movimento da mesa do centro de usinagem (RICHETTI, 2004). No fresamento discordante, a fresa gira contra o sentido de avanço da peça e no fresamento concordante, a fresa se move no mesmo sentido de avanço. O posicionamento da fresa e o caminho da ferramenta sobre a peça interferem nas cargas mecânicas durante o fresamento, pois neste processo as cargas são intermitentes e isto interfere bastante na vibração do conjunto, fato que tem consequência na qualidade superficial da peça. Como as cargas sobre os dentes de fresamento variam desde zero, antes da entrada da ferramenta na peça, a valores de pico no centro da fresa, onde a espessura de corte é máxima, voltando a zero na saída da peça, o posicionamento da fresa e o controle da espessura dos cavacos interferem fortemente no acabamento superficial (MACHADO *et al.*, 2015).

Observa-se na Figura 4.3.11.a, que para os ensaios a seco da liga envelhecida há um decaimento quadrático para os resultados para a condição moderada, ou seja, estes iniciam-se na ordem de $0,53 \mu\text{m}$ para ferramenta nova e decaem em ordem quadrática à medida que aumenta o desgaste da ferramenta, sendo que para um desgaste de flanco máximo de 1,4 mm, a rugosidade final é da ordem de $0,28 \mu\text{m}$. Para os ensaios na condição de acabamento e desbaste não se observa grandes variações nos valores médios do parâmetro de rugosidade Rq , que estão flutuando entre 0,16 e 0,27 μm . A ferramenta utilizada possui uma aresta raspadora (Figura 3.5.1.a), que tem a finalidade de produzir superfícies uniformes, e a superfície produzida por uma aresta de corte desgastada é parcialmente modificada pela aresta raspadora, gerando melhor acabamento superficial, sem grandes alterações superficiais, mesmo com flanco da aresta principal de corte desgastado.

Outra característica relevante com relação aos gráficos mostrados na Figura 4.3.11 é com relação à variação do comportamento das curvas ajustadas conforme o coeficiente de determinação R^2 . Observa-se que as curvas dos ensaios a seco da liga envelhecida não possuem comportamento similar, pois as curvas apresentam comportamentos polinomiais, variando entre segundo grau com índice negativo para curva de usinagem moderado (Eq. 4.3.2) e de terceiro grau com índice positivo para as curvas de usinagem nas condições de acabamento (Eq. 4.3.1) e desbaste (Eq. 4.3.3).

As curvas polinomiais de segundo grau com índice negativo como apresentada pela condição moderada (Eq. 4.3.2) mostram valores maiores na fase inicial e valores menores na fase final, ou seja, na usinagem com ferramentas novas e com desgaste TA e TB, os resultados são mais altos, e para ferramentas com desgaste TC e TD, os desgastes são menores. Analisando este tipo de curva, verifica-se que com ferramentas novas ou com desgastes menores, a condição moderada gerou uma perturbação maior na superfície da peça, que pode ter sido gerado por uma condição de vibração mais severa nesta fase. Esta hipótese pode ser levantada, pois, em processos de usinagem com arestas novas, a área de contato entre a ferramenta e a peça são menores, e estas levam um tempo para se acomodar às condições de corte. As curvas polinomiais de terceiro grau com índices positivos, como os apresentados pela liga envelhecida usinada em condição de acabamento (Eq. 4.3.1) e desbaste (Eq. 4.3.3), mostram valores maiores nas fases iniciais e finais, bem como, valores menores na fase intermediária das curvas, ou seja, nota-se que a usinagem com ferramentas novas e com desgaste TA, TB e TD, a rugosidade é mais alta e para ferramentas com desgaste TC, a rugosidade é mais baixa.

Parâmetro de rugosidade da superfície Rq da liga Inconel 718 envelhecida

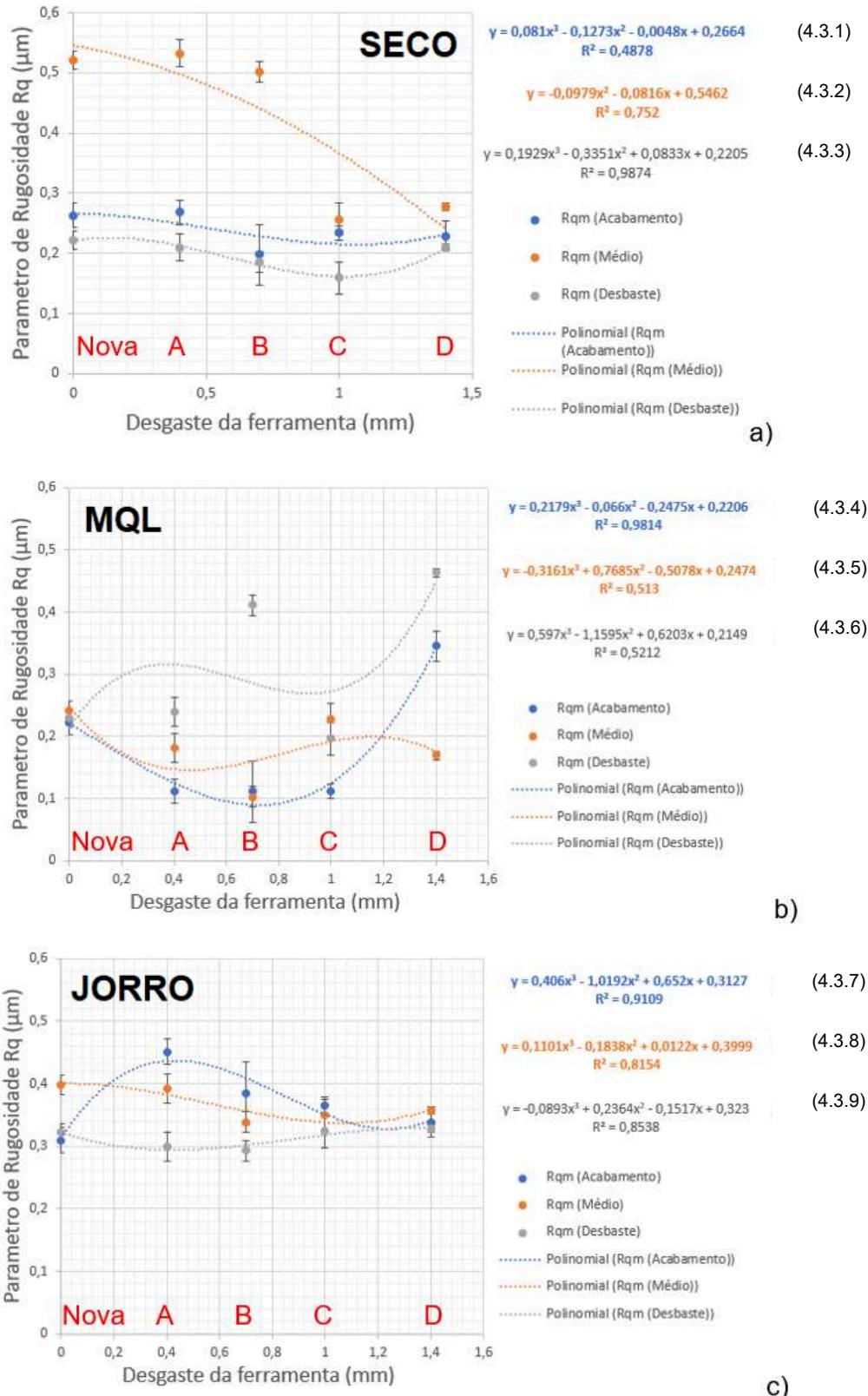


Figura 4.3.11 – Parâmetro de rugosidade Rq para a liga de Inconel 718 envelhecida.
a) Seco; b) MQL; c) Jorro

Para os ensaios com MQL na usinagem da liga envelhecida (Figura 4.3.11.b) observa-se que o R_q médio na condição de desbaste apresenta os maiores valores (entre 0,25 e 0,45 μm). Para as condições de acabamento os valores médios estão flutuando entre 0,08 e 0,34 μm ; na condição moderada não se verifica variações consideráveis, com valores entre 0,18 e 0,22 μm . Na usinagem com MQL da liga envelhecida os menores valores foram registrados para condição de acabamento usinadas com ferramentas com desgaste TA, TB e TC.

Na usinagem da liga envelhecida com MQL (Figura 4.3.11.b), as curvas apresentam comportamento polinomial de terceiro grau, variando os indicie entre positivos para usinagem em condição de acabamento (Eq. 4.3.4) e desbaste (Eq. 4.3.6) e negativos para condição moderada (Eq. 4.3.5). As curvas de rugosidade para os ensaios moderados e de acabamento apresentam decaimento na fase inicial (ferramentas novas e com desgastes TA e TB), e na fase final (com desgastes TC e TD) os valores de rugosidade são mais altos. A curva para os ensaios na condição de desbaste (Eq. 4.3.6) apresenta comportamento de terceiro grau, sendo, valores da ordem de 0,25 a 0,32 μm para ferramentas novas, TA, TB e TC; e valores da ordem de 0,45 μm para ferramentas com desgaste TD.

A Figura 4.3.11.c, apresenta os parâmetros R_q obtidos nos ensaios realizados com jorro na usinagem da liga envelhecida, que não apresentam grandes variações com o desgaste de flanco. Em todas as condições de usinagem (acabamento, moderado e desbaste) os valores estão variando entre 0,28 e 0,45 μm . Como descrito, a ferramenta utilizada possui uma aresta alisadora, que por sua vez uniformiza a textura superficial da peça independente da condição de corte e do nível de desgaste na superfície de folga principal da ferramenta. Na usinagem com jorro (Figura 4.3.11.c), as curvas também apresentam comportamento polinomial de terceiro grau, variando os índices entre positivos para usinagem em condição de acabamento (Eq. 4.3.7) e moderada (Eq. 4.3.8); para a curva de desbaste (Eq. 4.3.9) o índice é negativo.

A amostra solubilizada (Figura 4.3.12) também não apresenta um comportamento único para os resultados de rugosidade R_q , variando entre curvas de segundo e terceiro grau. Conforme metodologia, os ajustes das curvas foram realizados através do R^2 de maior valor entre aproximações polinomiais de primeiro, segundo e terceiro grau.

Para a liga solubilizada, a condição de usinagem a seco (Figura 4.3.12.a), os resultados não apresentam grandes variações do parâmetro R_q , estes estão flutuando entre 0,21 e 0,38 μm . A condição de acabamento (Eq. 4.3.10) e moderada (Eq. 4.3.11) apresentam comportamento quadrático com índice positivo, e a condição de desbaste apresenta comportamento de terceiro grau com índice positivo (Eq. 4.3.12).

Parâmetro de rugosidade da superfície Rq da liga Inconel 718 solubilizada

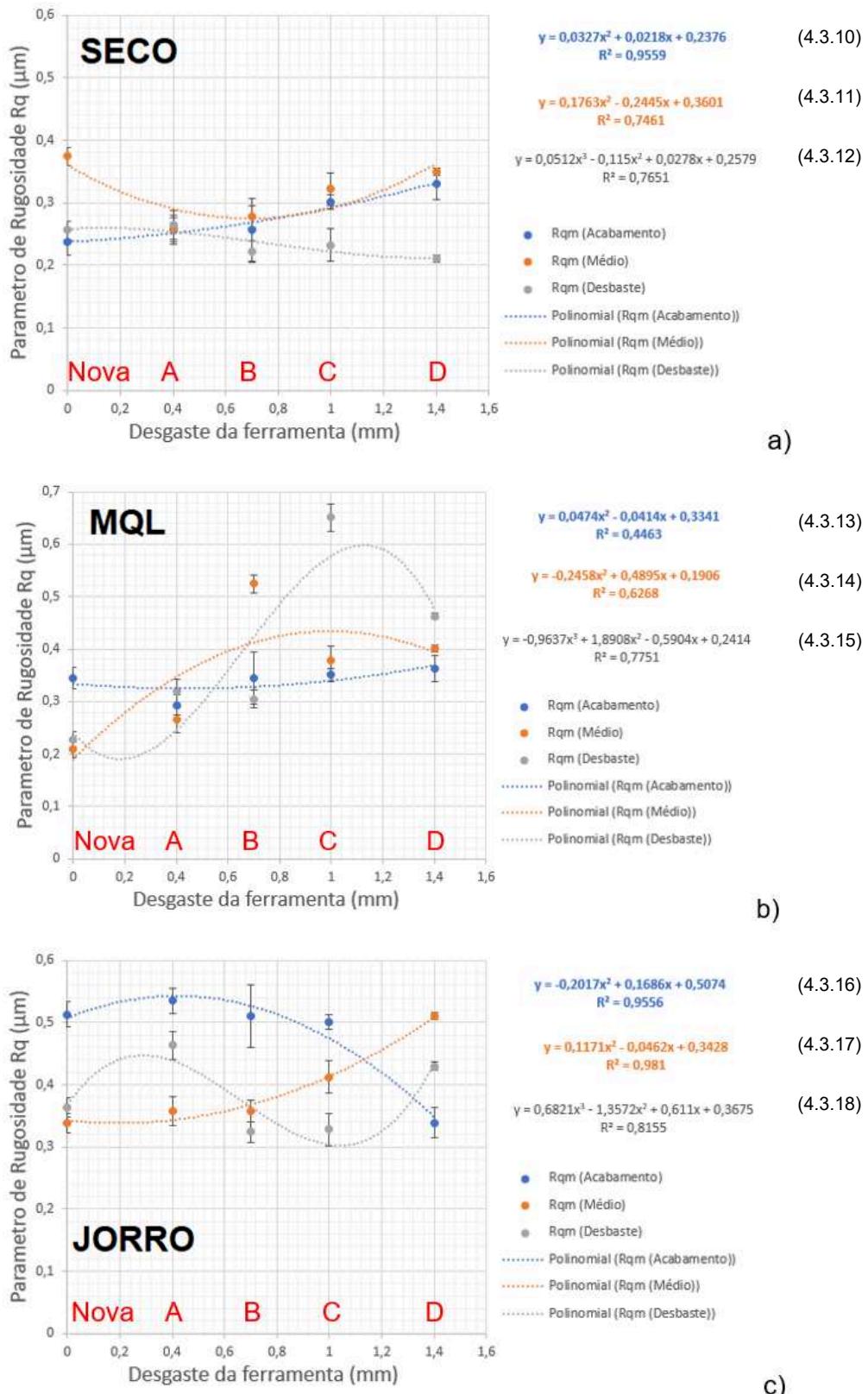


Figura 4.3.12 - Parâmetro de rugosidade Rq para a liga de Inconel 718 solubilizada. a) Seco; b) MQL; c) Jorro

Na usinagem da liga solubilizada com MQL (Figura 4.3.12.b), os valores médios de rugosidade R_q estão entre 0,19 e 0,65 μm . A condição de acabamento apresenta pouca variação (Eq. 4.3.13), enquanto a condição moderada apresenta comportamento quadrático com índice negativo (Eq. 4.3.14).

A condição de desbaste (Eq. 4.3.15) apresenta uma curva com comportamento de terceiro grau onde as ferramentas novas e com desgaste TA, apresentam resultados abaixo de 0,30 μm , as ferramentas com desgaste TB, TC e TD apresentam valores acima de 0,45, chegando a 0,65 μm para a ferramenta TC.

Na usinagem da liga solubilizada com jorro (Figura 4.3.12.c), os valores médios de rugosidade R_q estão entre 0,30 e 0,55 μm . A condição de acabamento apresenta decaimento quadrático (Eq. 4.3.16), enquanto a condição moderada apresenta comportamento quadrático com índice positivo (Eq. 4.3.17). A condição de desbaste (Eq. 4.3.18) apresenta uma curva com comportamento de terceiro grau onde as ferramentas, nova e com desgaste TC, apresentam resultados da ordem de 0,30 μm , as ferramentas com desgaste TB e TD apresentam valores acima de 0,45.

A usinagem da liga solubilizada com jorro apresenta os valores mais altos dentre todas as condições, mesmo quando se compara com a usinagem da liga envelhecida. Este fato pode estar relacionado ao resfriamento da região de corte, fazendo com que as propriedades da liga sejam mantidas e desta forma dificultando o processo de corte. Esta hipótese ganha força quando se relaciona com os resultados de microdureza *Vickers*, apresentados nos subtópico 4.3.3. Neste, verifica-se que a superfície da liga solubilizada usinada com jorro está encruada após o fresamento nestas condições (Figura 4.3.9.f), contribuindo para a elevação da rugosidade da superfície da peça. Esta mesma observação pode ser adotada para a usinagem da liga solubilizada e usinada com MQL (Figura 4.3.9.e).

Analizando o diagrama de *Kiviat* (Figura 4.3.13.a) para resultados médios do parâmetro de rugosidade R_q , observa-se que, desprezando a condição de desgaste das ferramentas e a condição de corte, os maiores valores de rugosidade foram encontrados para usinagem com jorro e os resultados mais baixos de rugosidade aparecem na liga com usinagem a seco. Em média, a maior rugosidade da superfície é proporcionada pela condição de acabamento com jorro na liga solubilizada ($R_q \sim 0,5 \mu\text{m}$) e o menor resultado registrado é na usinagem com MQL da liga envelhecida na condição de acabamento ($R_q \sim 0,2 \mu\text{m}$).

Diagramas *Kiviat* com resultados médios dos parâmetros de rugosidade Rq

Parâmetro de Rugosidade Rq

[μm]

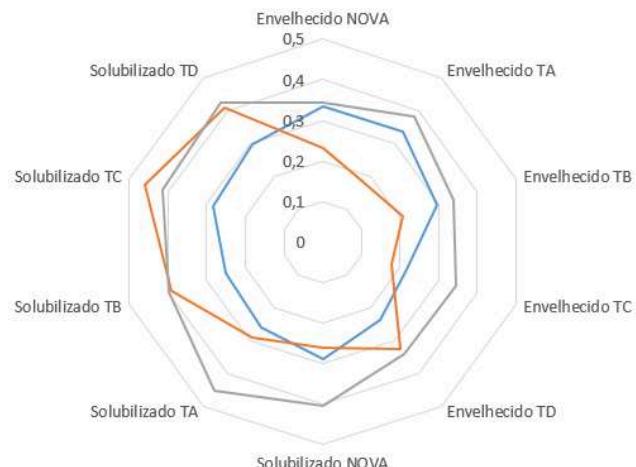
Valores
— Média de Seco
— Média de MQL
— Média de Jorro



**Inconel 718
Envelhecido**

**Inconel 718
Solubilizado**

a)



b)

Correlação de *Pearson* entre o desgaste da ferramenta e a rugosidade Rq

Condição de Corte	Inconel 718 envelhecida			Inconel 718 solubilizado			
	Condição Lubri-refrigerante	Seco	MQL	Jorro	Condição Lubri-refrigerante	Seco	MQL
Acabamento	-56%	38%	-5%	96%	51%	-77%	
Moderada	-85%	-31%	-73%	3%	63%	91%	
Desbaste	-43%	58%	34%	-85%	73%	5%	

c)

Figura 4.3.13 – (a) (b) Diagramas multivariáveis de *Kiviat* com filtros para parâmetros de rugosidade Rq e (c) correlação de *Pearson* entre o desgaste artificial da ferramenta e o parâmetro de rugosidade Rq .

A Figura 4.3.13.b apresenta o diagrama de *Kiviat* desconsiderando as condições de corte. Observa-se que os valores mais altos são para condição de usinagem com jorro, seguido da usinagem com MQL e os menores valores são obtidos para a usinagem a seco. Em média, a maior rugosidade da superfície é proporcionada pelas ferramentas com desgaste TA e TC, na usinagem com jorro da liga solubilizada ($Rq \sim 0,45 \mu m$) e o menor resultado registrado é na usinagem com MQL da liga envelhecida usinada com ferramenta com desgaste TD ($Rq \sim 0,25 \mu m$).

Pela correlação de *Pearson* entre o desgaste artificial da ferramenta e a rugosidade Rq (Figura 4.3.13.c), verifica-se que para liga de Inconel 718 envelhecida a correlação é inversamente proporcional, ou seja, quanto maior o desgaste da ferramenta menor o parâmetro de rugosidade. É possível observar que existem algumas exceções, na usinagem na condição de desbaste com MQL e jorro, porém de forma geral, a liga envelhecida tem sua qualidade superficial aumentada com o aumento do desgaste da ferramenta. Para a liga de Inconel 718 solubilizada a relação é direta, ou seja, quanto maior o desgaste da ferramenta maior será a rugosidade da superfície da peça. Nesta afirmação, entretanto, existem exceções, como na usinagem a seco na condição de desbaste e na usinagem com jorro na condição de acabamento. De forma geral, observa-se que o desgaste da ferramenta aumenta as interações geométricas entre a ferramenta e a peça, ou seja, aumento da área de contato na região de corte, desta forma, pode-se afirmar que a liga envelhecida tem um comportamento melhor em comparação a liga solubilizada, com relação à evolução do desgaste da ferramenta. No processo de fresamento, a liga solubilizada tem maior encruamento do que a liga envelhecida e este fator contribui, bastante, para a redução da qualidade superficial final das ligas.

Segundo Marques (2016), as interações relacionadas à produção de uma superfície são complexas, em que diversos mecanismos estão presentes no processo de usinagem; este pode envolver deslizamento, rolamento, oscilação, impacto entre ferramenta e a peça, além de oxidação. Deve-se destacar também que, no processo de usinagem, em geral, as interações podem ocorrer a 2 ou 3 corpos e estes eventos, ação de partículas sólidas e duras que se soltam da peça e/ou da ferramenta pressionadas entre duas superfícies, modifica fortemente a superfície e a subsuperfície final da peça usinada, o que pode modificar rugosidade e a microdureza superficial dela. Outro fato que pode prejudicar o acabamento final da peça no processo de fresamento está relacionado ao tipo de corte, neste caso intermitente, que aumenta o processo vibracional durante o corte, gerando impactos nos processos de reentrada da ferramenta na peça, além do fato de que partes dos cavacos gerados podem aderir à ponta da ferramenta e estes prejudicam bastante a qualidade superficial da peça.

A Tabela 4.3.13 apresenta valores percentuais para correlação de *Pearson* entre microdureza *Vickers* e o parâmetro de rugosidade *Rq* para todas as combinações de liga, desgaste artificial da ferramenta e condições de usinagem.

Tabela 4.3.13 – Correlação de *Pearson* entre microdureza *Vickers* e o parâmetro de rugosidade *Rq* para todas as combinações de liga, desgaste da ferramenta e condições de usinagem.

Liga de Inconel 718	Condição da ferramenta	Condição de usinagem	Microdureza <i>Vickers</i> / Rugosidade da superfície <i>Rq</i>
Envelhecida	NOVA	Acabamento	65%
		Moderado	86%
		Desbaste	51%
	TA	Acabamento	20%
		Moderado	68%
		Desbaste	-87%
	TB	Acabamento	-6%
		Moderado	-99%
		Desbaste	14%
	TC	Acabamento	52%
		Moderado	-66%
		Desbaste	-45%
	TD	Acabamento	-93%
		Moderado	88%
		Desbaste	-66%
Solubilizada	NOVA	Acabamento	95%
		Moderado	-45%
		Desbaste	61%
	TA	Acabamento	83%
		Moderado	72%
		Desbaste	82%
	TB	Acabamento	85%
		Moderado	61%
		Desbaste	75%
	TC	Acabamento	14%
		Moderado	54%
		Desbaste	98%
	TD	Acabamento	99%
		Moderado	21%
		Desbaste	87%

Observa-se uma correlação direta entre microdureza *Vickers* e o parâmetro de rugosidade *Rq* na usinagem da liga envelhecida utilizando ferramenta novas ou com baixo

nível de desgaste de flanco (TA). A correlação direta se repete na liga envelhecida nas condições de acabamento com ferramenta TC e moderado com ferramentas TB e TD. Para estas combinações, nota-se que a microdureza da superfície da peça usinada proporciona uma queda na qualidade superficial da liga envelhecida. Este fato está relacionado à fase inicial do corte, em que a área de contato entre a ferramenta e a peça é menor em comparação a ferramentas com desgaste mais avançado, desta forma, há ampliação dos processos vibracionais relacionados à usinagem.

Nota-se que, na usinagem da liga envelhecida com ferramentas com desgastes avançados (TB, TC e TD) a relação entre a microdureza e a rugosidade da superfície é inversamente proporcional, ou seja, quanto maior a microdureza, menor a rugosidade (maior a qualidade).

Na usinagem da liga solubilizada, a relação entre microdureza e rugosidade da superfície são diretamente proporcionais em praticamente todas as configurações e tipos de desgastes avaliados. A liga de Inconel 718 solubilizada se mostrou altamente encruável em todos os processos de usinagem testados, tal condição implica em uma queda na rugosidade.

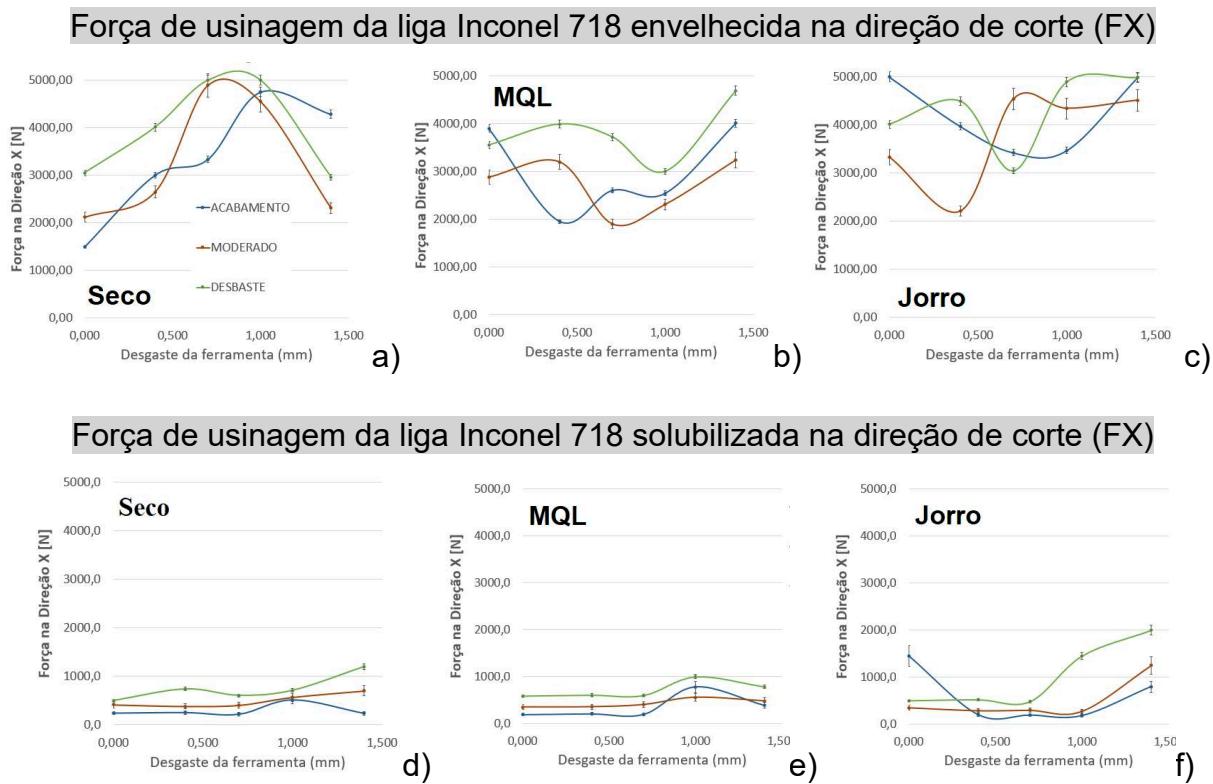
4.3.5 – Forças de usinagem (FX, FY e FZ).

Existem vários fatores que podem influenciar as forças de usinagem; durante o mecanismo de formação de cavacos constata-se que as condições de interface cavaco-ferramenta influenciam significativamente as forças de usinagem. Segundo Machado *et al.* (2015), pode-se afirmar que todos os fatores que contribuem para facilitar o deslizamento do cavaco sobre a superfície de saída da ferramenta atuam no sentido de diminuir as forças de usinagem. Além das condições na interface cavaco-ferramenta a resistência mecânica do material da peça é outro fator a ser considerado para a força de usinagem. Desta forma, todos os outros parâmetros de saída do processo (ângulo do plano de cisalhamento, espessura do cavaco, velocidade de saída do cavaco e forças de corte) são, de forma direta, ou indireta, uma consequência destes dois fatores (condições da interface cavaco-ferramenta e resistência mecânica do material).

Durante os testes de fresamento de topo foram medidas as três componentes de força (FX, FY e FZ), onde FX é a força perpendicular à direção de avanço, FY na direção de avanço da fresa e FZ a força na direção do eixo da fresa, perpendicular à superfície usinada.

Analizando as forças na direção X (transversal ao avanço da fresa) na usinagem do Inconel 718 envelhecida (Figura 4.3.14) observa-se que a variação para usinagem a seco (Figura 4.3.14.a) está, aproximadamente, entre 1500 a 5000 N, enquanto que a variação na condição de usinagem com MQL (Figura 4.3.14.b) e jorro (Figura 4.3.14.c) estão,

aproximadamente, entre 2000 e 5000 N. A diferença na faixa de força na direção X pode ser explicada pela ação do calor na zona de corte, maior na usinagem a seco, que apresenta alguns valores abaixo dos valores registrados para usinagem com MQL e jorro.



Correlação de Pearson entre desgaste da ferramenta e força na direção X

Condição de Corte	Inconel 718 envelhecida			Inconel 718 solubilizada				
	Condição Lubri-refrigerante	Seco	MQL	Jorro	Condição Lubri-refrigerante	Seco	MQL	Jorro
Acabamento		91%	13%	-9%		28%	56%	-38%
Moderada		25%	-1%	67%		87%	79%	68%
Desbaste		11%	38%	47%		83%	67%	88%

Figura 4.3.14 – Forças na direção X para liga de Inconel 718 (a)(b)(c) envelhecida e (d)(e)(f) solubilizada e (g) quadro de correlação de Pearson entre o desgaste da ferramenta e FX.

Para a liga solubilizada, a variação de força na direção X é menor que os valores registrados para usinagem da liga envelhecida, ficando entre 200 e 1000 N para as condições a seco (Figura 4.3.14.d) e MQL (Figura 4.3.14.e) e entre 200 e 2000 N para condição de usinagem com jorro (Figura 4.3.14.f). Como as forças de usinagem dependem principalmente das áreas dos planos de cisalhamento (primário, secundário e terciário) e da resistência do material de trabalho, o resfriamento por MQL ou jorro contribui para a queda das temperaturas

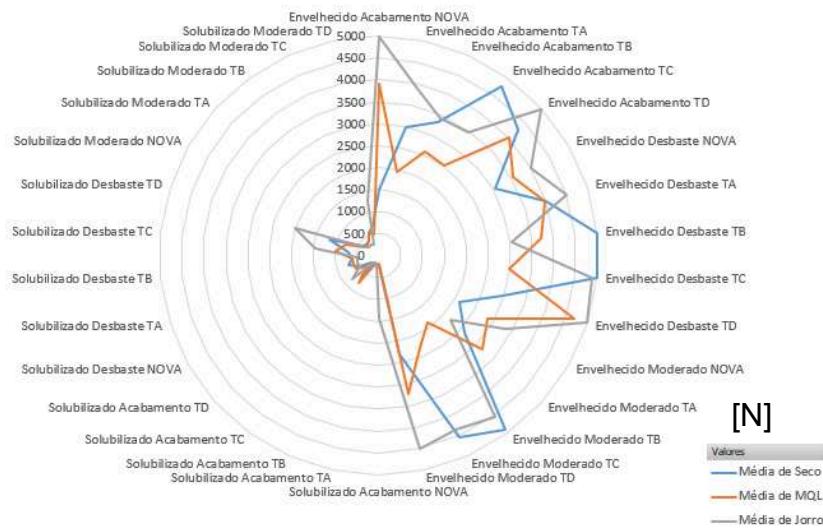
envolvidas no corte, e consequentemente as forças de corte são maiores do que na usinagem a seco, onde as temperaturas são mais altas.

Diagramas *Kiviat* com resultados médios para forças de usinagem

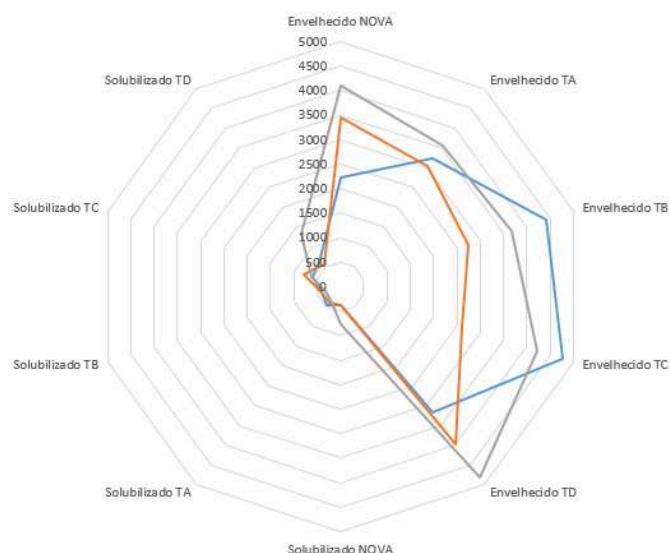
Força na direção X

**Inconel 718
Envelhecido**

**Inconel 718
Solubilizado**



a)



b)

Figura 4.3.15 – Diagrama de *Kiviat* com resultados das forças na direção X (FX) para liga de Inconel 718 envelhecida e solubilizada. (a) Diagrama sem filtro. (b) Diagrama com filtro para condição de usinagem

Pela correlação de *Pearson* entre o desgaste artificial da ferramenta e FX (Figura 4.3.14.g), observa-se que há uma relação direta na usinagem de ambas as ligas, ou seja, quanto maior o desgaste da ferramenta maior será a força na direção X na usinagem da liga Inconel 718 envelhecida e solubilizada. Assim, verifica-se que o desgaste de flanco da aresta principal de corte da ferramenta afeta as áreas do plano de cisalhamento, aumentando as forças de corte na direção X. Pelo quadro de *Pearson* observam-se algumas exceções para a usinagem da liga envelhecida, porém são valores com baixo percentual de correlação. Para a liga solubilizada, há apenas uma exceção, usinagem com jorro na condição de acabamento tem uma relação inversamente proporcional, ou seja, quanto maior o desgaste da ferramenta, menor a força na direção perpendicular ao avanço. De forma geral e objetiva, a correlação de *Pearson* entre o desgaste artificial da ferramenta e FX é direta e aponta que quanto maior o desgaste da ferramenta maior será a força na direção perpendicular ao avanço (FX), isto ocorre, pois, a aresta cortante se desfaz com o aumento do desgaste artificial da ferramenta, fazendo com que os esforços para realização do corte da peça também se elevem.

A Figura 4.3.15 apresenta um diagrama de *Kiviat* que relaciona a média de todos os resultados em função da força de usinagem na direção X. Pela Figura 4.3.15.a fica evidente que as FX para liga envelhecida são maiores que as FX na usinagem da liga solubilizada para todas as condições de corte. A Figura 4.3.15.b faz a média dos valores de FX ignorando a condição de usinagem, desta forma, observa-se que os maiores valores para FX relacionadas a usinagem da liga envelhecida são na condição a seco com ferramentas TB e TC, com jorro com ferramentas nova e TD; e com MQL, os maiores valores ocorrem com ferramenta nova e TD. Os menores valores para condição de usinagem a seco aparecem com ferramenta nova, para usinagem com jorro aparecem para ferramenta TA e para MQL, ferramentas TA e TB. Estes resultados apontam a importância do desgaste da ferramenta na usinagem das ligas de Inconel 718, pois, percebe-se que o desgaste acentuado da ferramenta está relacionado às altas forças de corte o que pode aumentar a taxa de falhas durante a operação.

Na Figura 4.3.16 verifica-se que os resultados da força na direção Y para liga Inconel 718 envelhecida e solubilizada, estas forças foram medidas na direção de avanço da fresa, ou seja, na direção de deslocamento da mesa do centro de usinagem. A Figura 4.3.16 de forma geral, mostra que a condição de desbaste apresenta os maiores valores para FY, seguida da condição moderada, sendo os menores valores registrados para condição de acabamento. Analisando a FY com relação às condições de usinagem da liga Inconel 718 envelhecida, verifica-se que há uma variação maior para os resultados a seco e MQL, sendo que os resultados com jorro tem menor variação, entre 3000 e 5000 N (Figura 4.3.16.a, “.b” e “.c”). Esta diferença na FY pode ser explicada pela ação do calor na zona de corte, maior na

usinagem a seco, que registra alguns valores abaixo dos adquiridos para usinagem com MQL e jorro.

Com relação à força Y para usinagem do Inconel 718 solubilizado (Figura 4.3.16.d, ".e" e ".f"), observa-se que para os menores desgastes da ferramenta de corte (desgaste de flanco até 0,7 mm: ferramenta nova, TA e TB) as forças estão abaixo de 3000 N e para desgastes acima deste valor (TC e TD), as forças estão entre 2000 a 5000 N. Como as forças de usinagem dependem principalmente das áreas dos planos de cisalhamento e da resistência do material de trabalho, o grau de desgaste da ferramenta é importante para os resultados destas forças.

A força de avanço (FY) para ser efetiva, ou seja, produzir o corte da peça (usinar) deve superar as energias superficiais da peça, sendo ela responsável pelo deslocamento dos grãos cristalinos para o cavaco e o esmagamento de alguns outros grãos que ainda continuaram na peça e formarão a nova superfície. O trabalho da força Y modifica a estrutura cristalina do metal usinado através de processos de deformação plástica (FERRARESI, 1977; BOOTHROYD, 1981). Estas se constituem principalmente em um esmagamento e uma tração parcial acompanhada por um deslizamento, cuja tensão atinge e supera o limite de escoamento. Essas deformações consistem em uma alteração da rede cristalina, em um esmagamento dos cristais e uma modificação na estrutura do material. Essa deformação plástica é um processo dissipativo onde a maior parte da energia mecânica se transforma em calor (MACHADO *et al.*, 2015).

Na usinagem do Inconel 718 as forças de corte na direção de avanço são altas, pois produzem altas taxas de deformação plástica para formação do cavaco e geração da superfície final. Esta é uma característica das estruturas austeníticas, onde as forças de usinagem são consideráveis. A utilização de fluidos lubri-refrigerantes, contribui para reduzir o atrito e a área de contato cavaco-ferramenta e sua eficiência vai depender da habilidade de penetrar na interface de corte. Como refrigerante, o fluido de corte favorece a transferência de calor da região de corte, reduzindo assim a temperatura da ferramenta e da peça, ainda que a temperatura na interface cavaco-ferramenta não seja significativamente alterada, este processo interfere diretamente nas forças de corte do processo (MACHADO *et al.*, 2015).

A correlação de Pearson entre o desgaste artificial da ferramenta e a FY (Figura 4.3.16.g), mostra haver uma relação direta para praticamente todas as condições de corte para ambas as ligas, ou seja, quanto maior o desgaste da ferramenta de corte maiores são as forças na direção Y. Com exceção de dois pontos para usinagem da liga Inconel 718 envelhecida nas condições de desbaste a seco e jorro, onde a relação é inversamente proporcional, evidenciando um possível o efeito térmico da condição de desbaste a seco. Machado *et al.* (2015), afirmam que qualquer variável de entrada que ajude a aumentar essas

áreas aumentarão as forças de usinagem. Assim, essas variáveis que tendem a aumentar a temperatura de corte podem reduzir as forças de usinagem, pois o aumento da temperatura significa uma redução na resistência ao cisalhamento do material de trabalho. A condição de desbaste aumentará as áreas do plano de cisalhamento (maior avanço e profundidade de corte) e a temperatura também dependerá da velocidade de corte. Normalmente, o aumento na taxa de avanço e na profundidade de corte resulta em forças de usinagem crescentes e este processo pode ser aumentado com a evolução do desgaste da ferramenta.

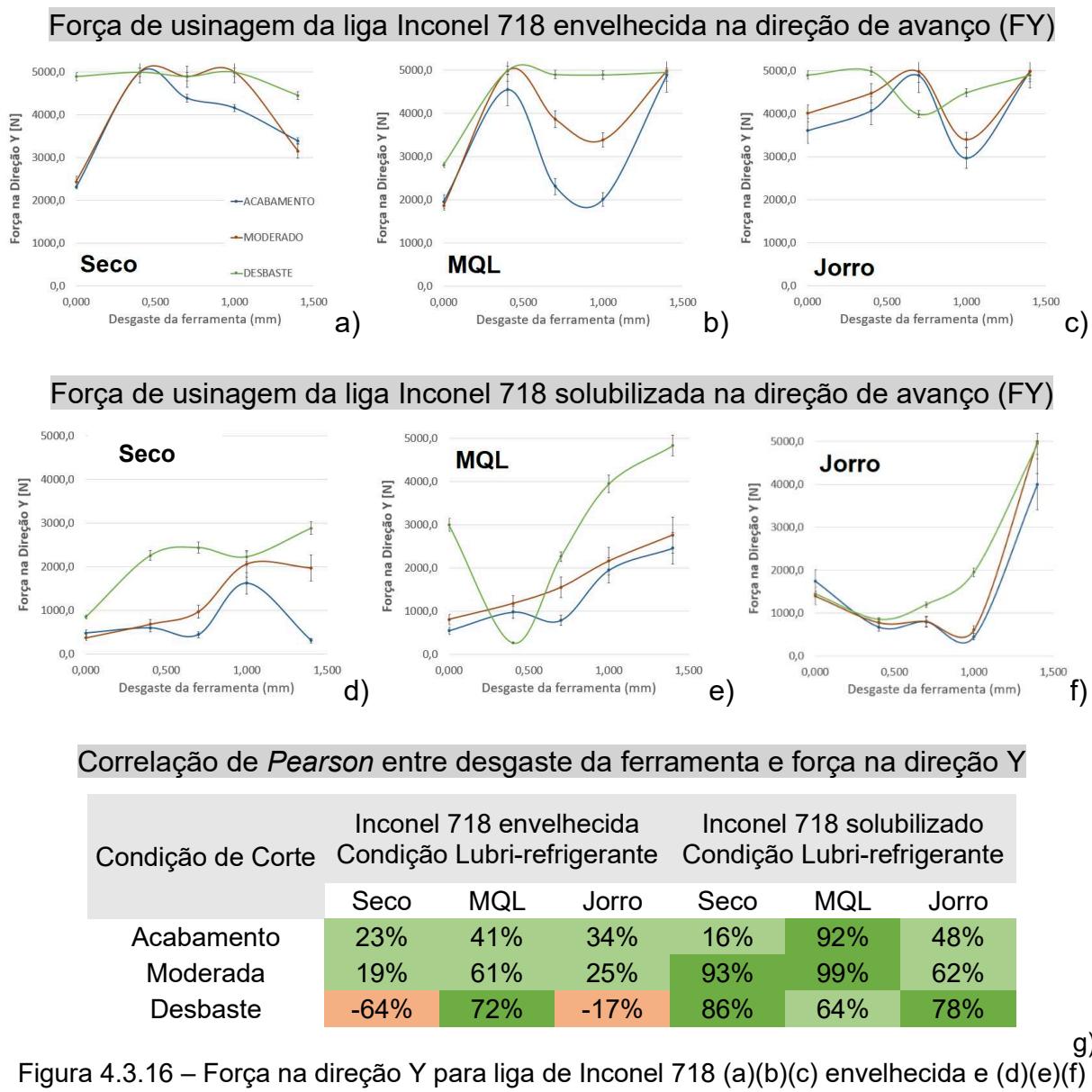


Figura 4.3.16 – Força na direção Y para liga de Inconel 718 (a)(b)(c) envelhecida e (d)(e)(f) solubilizada e (g) quadro de Correlação de Pearson entre o desgaste artificial da ferramenta e FY.

Na Figura 4.3.17 é apresentado um diagrama de *Kiviat* que relaciona a média de todos os ensaios em função da força de usinagem na direção Y. Analisando a Figura 4.3.17.a fica

evidente que as FY para liga envelhecida são maiores do que para liga solubilizada. Comparando FY com FX, observa-se que as forças em Y possuem maior magnitude, principalmente com ferramentas com maior grau de desgaste. Com a aresta da ferramenta desgastada, aumentam-se as forças envolvidas no corte do material (Figuras 4.3.14 e 4.3.16).

Diagramas *Kiviat* com resultados médios para forças de usinagem

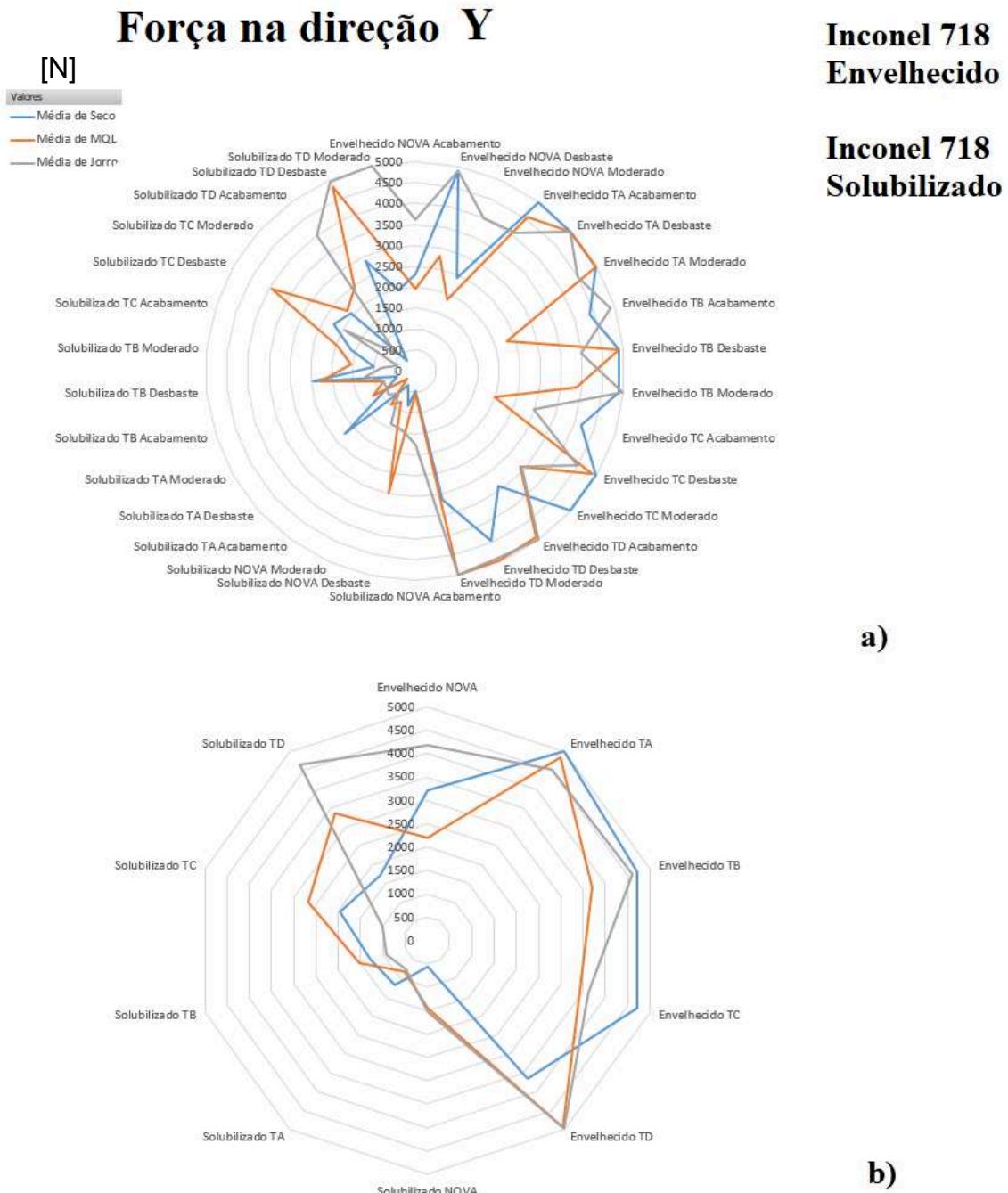
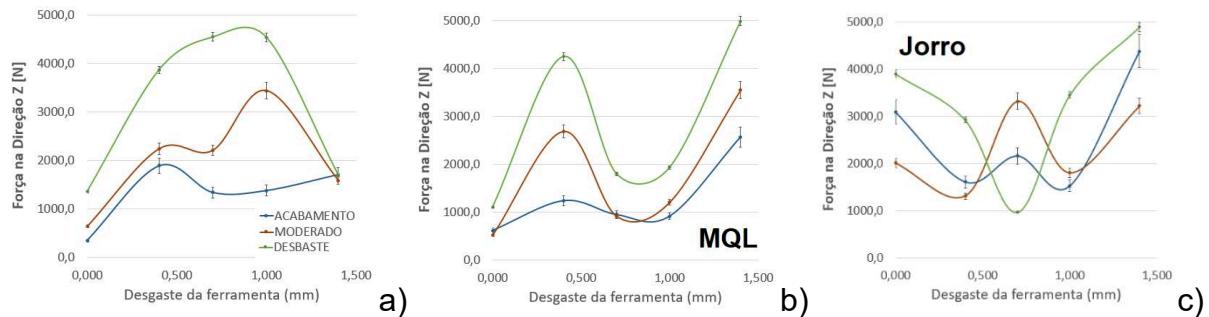


Figura 4.3.17– Diagrama de *Kiviat* com resultados das forças na direção Y (FY) para liga de Inconel 718 envelhecida e solubilizada. (a) Diagrama sem filtro. (b) Diagrama com filtro para condição de usinagem.

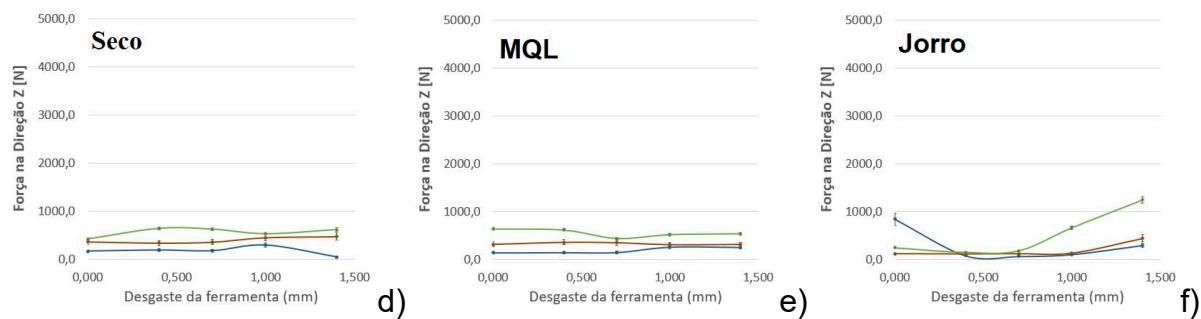
Na Figura 4.3.18 são apresentados os resultados para a força na direção Z (FZ) (força normal à superfície da peça) para liga de Inconel 718 envelhecida e solubilizada. A FZ trata-se de uma força que aparece no processo de fresamento por ação passiva, ou seja, a força passiva ou de profundidade (Fp) é a projeção da força de usinagem em um plano perpendicular ao plano de trabalho e não contribui para a potência de usinagem, dado que é perpendicular aos movimentos exercidos neste plano, onde ocorrem os movimentos de corte e de avanço. Segundo Diniz *et al.* (2006), a norma DIN 6584 (1982), descreve os termos técnicos de usinagem como força, energia, trabalho e potência. Nesta norma, além de apresentada a decomposição da força de usinagem, é descrita a decomposição no plano de trabalho, denominada força ativa e em uma componente perpendicular a este plano, denominada força passiva. A força ativa contribui para o cálculo da potência de usinagem pelo fato de se posicionar no plano onde os movimentos de usinagem são realizados. A força ativa se decompõe, por sua vez, em força de corte, sendo a projeção da força de usinagem sobre a direção de corte, e em força de avanço, que é a projeção da força de usinagem sobre a direção de avanço. Para o fresamento, a força de apoio se torna importante, visto que a direção de corte nem sempre se posiciona perpendicular à direção de avanço. Esta força é a projeção da força de usinagem sobre a direção perpendicular à direção de avanço, situada no plano de trabalho. Analisando as forças na direção Z na usinagem do Inconel 718 envelhecido (Figuras 4.3.18.a, “.b” e “.c”), observa-se grande variação para todas as condições de corte, que estão entre 1500 a 5000 N, enquanto a liga solubilizada (Figuras 4.3.18.d, “.e” e “.f”), a variação é menor, ficando abaixo de 1100 N para todas condições de usinagem.

Para correlação de Pearson entre desgaste artificial da ferramenta e a FZ, nota-se que há uma relação direta para o Inconel 718 envelhecida e uma relação complexa para a liga solubilizada, em que, em alguns momentos a relação é direta com algumas exceções, como na usinagem na condição de acabamento a seco e com jorro e na usinagem com MQL nas condições moderada e de desbaste. Verifica-se que a FZ é uma força relacionada à reação da peça sobre a ferramenta durante o corte, ou seja, trata-se de uma força que “empurra” a ferramenta para cima, pois nesta liga há uma recuperação elástica após o processo de corte. A ferramenta utilizada neste trabalho possui uma aresta raspadora, esta particularidade contribui para o surgimento e ampliação da força na direção do eixo Z, dado que as peças passam por um processo de recuperação elástica após o corte e esta tende a produzir esforço nesta direção. Como já discutido, este evento tem relação direta com o desgaste artificial da ferramenta na usinagem da liga envelhecida e uma pequena variação na usinagem da liga solubilizada, esta por sua vez, é mais dúctil do que a liga envelhecida e menos rígida, fazendo com que esta relação não seja tão importante quanto na liga envelhecida, onde, até mesmo as ferramentas novas apresentaram altos valores para FZ.

Força de usinagem da liga Inconel 718 envelhecida na direção normal à peça (FZ)



Força de usinagem da liga Inconel 718 solubilizada na direção normal à peça (FZ)



Correlação de Pearson entre desgaste da ferramenta e força na direção Z

Condição de Corte	Inconel 718 envelhecida			Inconel 718 solubilizado				
	Condição Lubri-refrigerante	Seco	MQL	Jorro	Condição Lubri-refrigerante	Seco	MQL	Jorro
Acabamento		34%	77%	34%		-29%	86%	-53%
Moderada		25%	61%	52%		84%	-33%	74%
Desbaste		-17%	55%	27%		52%	-58%	85%

g)

Figura 4.3.18 – Força na direção Z para liga de Inconel 718 (a)(b)(c) envelhecida e (d)(e)(f) solubilizada e (g) quadro de Correlação de Pearson entre o desgaste artificial da ferramenta e FZ.

A Figura 4.3.19 apresenta um diagrama de *Kiviat* que relaciona a média de todos os resultados de usinagem em função da força na direção Z. Observa-se pela Figura 4.3.19.a que os ensaios a seco apresentam maiores valores para FZ, os resultados dos ensaios com jorro mostram valores intermediários e os ensaios com MQL apresentam os melhores resultados para a liga Inconel 718 envelhecida, que por sua vez, possui resultados muito maiores do que a liga solubilizada.

Diagramas *Kiviat* com resultados médios para forças de usinagem

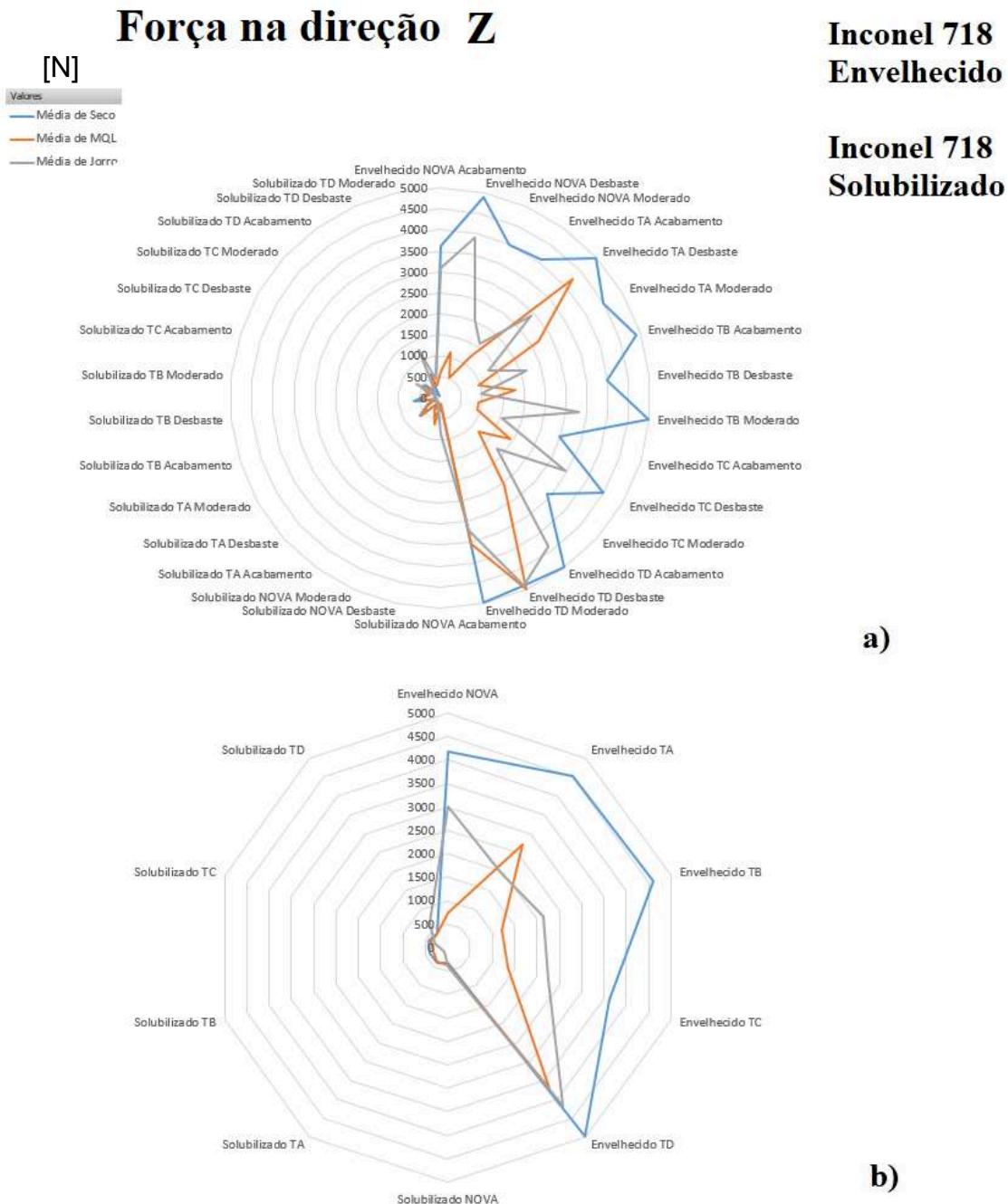


Figura 4.3.19 - Diagrama de *Kiviat* com resultados das forças na direção Z (FZ) para liga de Inconel 718 envelhecida e solubilizada. (a) Diagrama sem filtro. (b) Diagrama com filtro para condição de usinagem.

Analizando a Figura 4.3.19.b, nota-se que para usinagem da liga envelhecida a seco e jorro os maiores valores são encontrados para ferramenta com desgaste TD, para usinagem MQL os maiores valores também ocorrem na usinagem com ferramenta TD. Os menores valores para usinagem a seco são com ferramenta TC, para usinagem com jorro e MQL a ferramenta de menor resultado é a TB. Para a liga envelhecida, a condição de usinagem a

seco apresenta resultados bem acima dos valores para usinagem com MQL e jorro, isto mostra a importância do efeito de recuperação elástica da peça e também a presença de uma dilatação térmica da liga no processo de aquecimento provocado pelo corte, ambos contribuindo para a reação da força na direção do eixo Z.

4.3.6 – *Potência de usinagem*

De acordo com Diniz *et al.* (2000), no processo de fresamento, a potência de usinagem consumida na operação varia a todo instante, devido a variação do número de dentes no corte e da espessura do cavaco. O diagrama de *Kiviat* da Figura 4.3.20.a e ".b" relaciona a potência da máquina medida pelo *Efeito Hall* com a condição de tratamento térmico da liga Inconel 718 e com a condição de usinagem. Observa-se que a potência da máquina foi maior em todas as médias para condição jorro, seguida pela usinagem com MQL, e a condição a seco exigiu menor potência do centro de usinagem, pois esta condição concentra mais calor na região de corte, que provoca coalescimento do material e queda da resistência mecânica da liga, facilitando o processo de corte. Para a usinagem com jorro e MQL, existem processos de resfriamento da liga que passa a resistir mais ao corte, assim há aumento da potência nos processos de usinagem refrigerados.

Na correlação de *Pearson* entre o desgaste da ferramenta e a potência de corte (Figura 4.3.20.c), verifica-se que há uma relação direta para usinagem da liga solubilizada e uma relação complexa para usinagem da liga envelhecida, dado que para a condição de acabamento dessa liga existe uma relação inversamente proporcional ao desgaste da ferramenta, este fato pode ser explicado pelas altas velocidades utilizadas nesta condição, desta forma, altas temperaturas são geradas na zona de corte. As elevadas temperaturas promovem coalescimento do material usinado e queda da resistência mecânica.

Observa-se também para liga envelhecida, uma relação inversa para condição de usinagem a seco em todas as condições de corte (acabamento, moderada e desbaste), porém, para as demais a relação é direta com o desgaste artificial da ferramenta. De forma geral a relação entre evolução do desgaste da ferramenta e potência de corte é diretamente proporcional, visto que o maior desgaste da ponta da ferramenta gera mais esforços no processo de corte (maiores forças) e consequentemente exigem mais potência do motor do centro de usinagem. Nas exceções podemos destacar que a usinagem a seco da liga envelhecida gera altas temperaturas na região de corte e estas promovem coalescimento do material, reduzindo assim as forças envolvidas e por consequência a potência exigida.

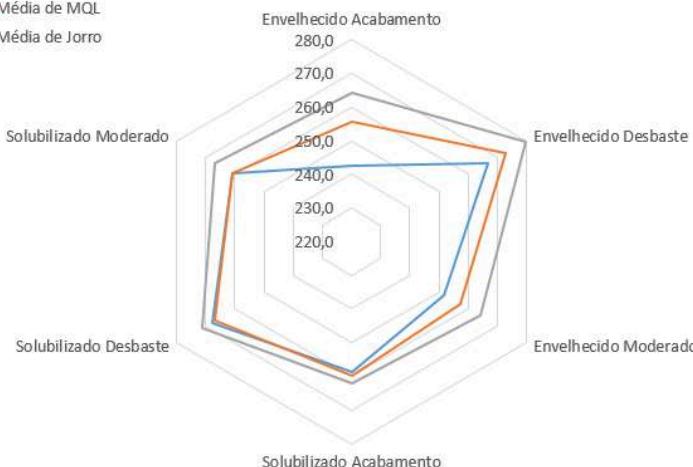
Diagramas *Kiviat* com resultados médios para potência de usinagem

Potência de entrada da Máquina

[W]

Valores

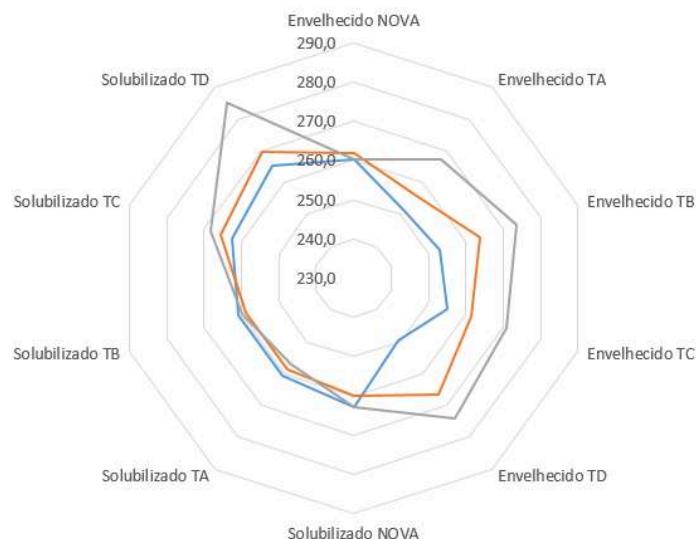
- Média de Seco
- Média de MQL
- Média de Jorro



**Inconel 718
Envelhecido**

**Inconel 718
Solubilizado**

a)



b)

Correlação de *Pearson* entre o desgaste da ferramenta e a potência de usinagem

Condição de Corte	Inconel 718 envelhecida			Inconel 718 solubilizado				
	Condição Lubri-refrigerante	Seco	MQL	Jorro	Condição Lubri-refrigerante	Seco	MQL	Jorro
Acabamento	-56%	-69%	-34%	48%	70%	92%		
Moderada	-33%	64%	88%	76%	93%	89%		
Desbaste	-47%	95%	89%	-25%	56%	54%		

c)

Figura 4.3.20 – Diagrama de *Kiviat* com resultados de potência de usinagem para ligas de Inconel 718 envelhecida e solubilizada. (a) Diagrama com filtro para desgaste da ferramenta, (b) Diagrama com filtro para condição de usinagem e (c) quadro de Correlação de *Pearson* entre o desgaste artificial da ferramenta e a potência de usinagem.

4.3.7 – Temperatura de corte via câmera térmica

A Figura 4.3.21 apresenta diagramas de *Kiviat* com os resultados para temperatura de usinagem medidas via câmera infravermelha para as ligas de Inconel 718 envelhecida e solubilizada, observa-se que as maiores temperaturas registradas são para usinagem a seco, seguida pelas temperaturas de usinagem com MQL e as temperaturas mais baixas são registradas nos ensaios com jorro (Figura 4.3.21.a).

A Figura 4.3.21.b, apresenta um diagrama de *Kiviat* com resultados médios de temperatura ignorando o tipo de desgaste da ferramenta, os resultados mostram que a condição de desbaste exige mais do processo e, por isso as temperaturas são mais altas, ocorrendo desta forma na usinagem de ambas as ligas (envelhecida ou solubilizada). A usinagem da liga solubilizada na condição de desbaste se destaca no diagrama, apresentando médias entre 300 e 350 °C.

As temperaturas são menores quando se utiliza MQL ou jorro, independentemente de qualquer outra variável. Para MQL a faixa média de temperatura está entre 150 e 250 °C, para jorro a faixa está entre 50 e 100 °C. Este fato, mostra que os fluidos aplicados por MQL e jorro cumprem bem o papel de refrigeração da ferramenta e da peça.

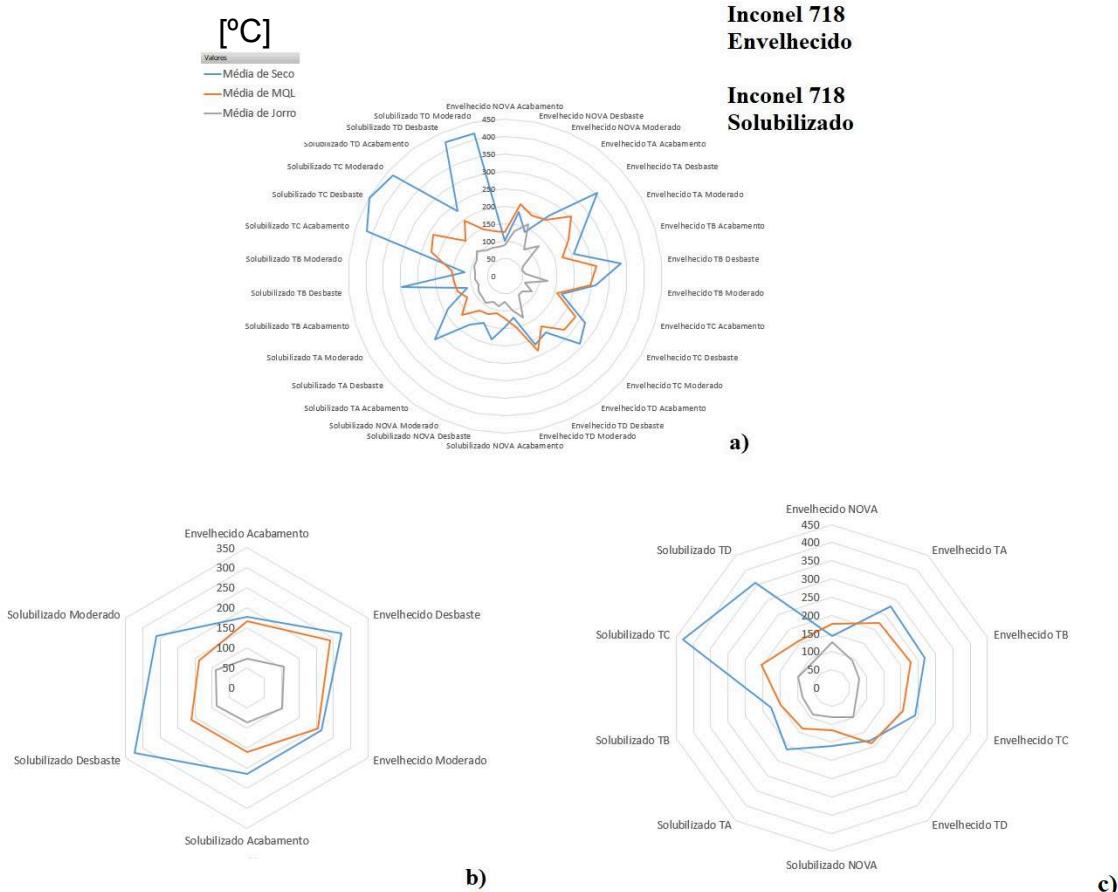
A Figura 4.3.21.c apresenta uma relação de resultados ignorando a condição de corte, destacando somente o tipo de liga e o tipo de desgaste da ferramenta. observa-se a mesma relação de temperatura, ou seja, maiores temperaturas para usinagem a seco seguido pela usinagem com MQL e jorro, porém observa-se que para desgaste tipo TC e TD, as temperaturas são bem elevadas na usinagem da liga solubilizada. Fato que pode ser relacionado ao alto nível de encruamento superficial desta liga quando usinada com ferramentas com alto grau de desgaste.

Na correlação de *Pearson* entre o desgaste artificial da ferramenta e a temperatura de usinagem (Figura 4.3.21.d), observa-se uma relação totalmente direta para usinagem da liga solubilizada e uma relação inversa para usinagem da liga envelhecida, porém, deve-se destacar algumas exceções, condição de acabamento a seco e MQL; e na condição de desbaste com MQL.

A liga solubilizada apresenta uma relação direta, pois esta liga passa por alto processo de encruamento durante a usinagem, a perda da capacidade de corte da ferramenta acentua este encruamento e consequentemente as temperaturas envolvidas nos processos aumentam.

Diagramas Kiviat com resultados médios para temperatura de usinagem

Temperatura Câmera Térmica



Correlação de Pearson entre desgaste da ferramenta e temperatura de usinagem.

Condição de Corte	Inconel 718 envelhecida			Inconel 718 solubilizado				
	Condição Lubri-refrigerante	Seco	MQL	Jorro	Condição Lubri-refrigerante	Seco	MQL	Jorro
Acabamento		55%	39%	-66%		51%	84%	65%
Moderada		-1%	-29%	-44%		80%	50%	45%
Desbaste		-6%	24%	-19%		93%	47%	37%

d)

Figura 4.3.21 — (a) Diagrama de *Kiviat* com resultados de temperatura de usinagem via câmera térmica para ligas de Inconel 718 envelhecida e solubilizada. (b) Diagrama com filtro para desgaste da ferramenta, (c) Diagrama com filtro para condição de usinagem e (d) quadro de Correlação de Pearson entre o desgaste artificial da ferramenta e a temperatura de usinagem.

Para a liga envelhecida o encruamento é muito menor, assim, as demais variáveis tem papel mais importante em algumas configurações, como na usinagem a seco e MQL as temperaturas aumentam com o desgaste, porém na usinagem com jorro, o papel de refrigeração e lubrificação da zona de corte são mais importantes, fazendo com que as temperaturas não acompanhem o aumento do desgaste da ferramenta.

CAPÍTULO V

CONSIDERAÇÕES FINAIS

Este capítulo apresenta as conclusões sobre as análises dos resultados das três etapas deste trabalho. De forma geral conclui-se que o desgaste da ferramenta influencia negativamente na integridade da superfície usinada, sendo que as tensões residuais variaram entre tensões de compressão e tensões de tração, onde esta última prevalece. Conclui-se que houve uma relação direta entre desgaste da ferramenta e o aumento das forças e da temperatura na zona de corte, conclui-se também que o efeito térmico está ligado ao nível de desgaste da ferramenta de corte e este efeito gera modificações em todos os aspectos ligados à integridade superficial da liga.

5.1 – Conclusões da 1^a etapa

Com base nos resultados obtidos na primeira etapa de testes e tendo em vista o objetivo de se analisar a influência do desgaste da ferramenta na integridade superficial da liga Inconel 718 envelhecida após o fresamento de topo com ferramenta de metal duro, conclui-se que existem inúmeras dificuldades para se usinar esta superliga, principalmente com passes subsequentes, onde, grande quantidade de cavacos se solda à lateral da peça e na ferramenta, produzindo alta taxa de encruamento, baixa qualidade superficial e dificultando a operação de usinagem. Estes eventos são maximizados no fresamento a seco. Este trabalho concluiu que o desgaste da ferramenta por lascamento é comum na usinagem desta liga, mesmo quando se usina pequenas áreas (estreito a_e e curto comprimento de usinagem).

Como relação à rugosidade final da peça, conclui-se que ferramentas com desgaste de flanco até 0,1 mm produzem os melhores valores de rugosidade, independente da condição de usinagem (acabamento ou desbaste).

Conclui-se que, na condição de acabamento, os maiores valores de rugosidade surgem com ferramentas com desgaste de flanco entre 0,2 e 0,3 mm; porém desgastes de flanco da ordem de 0,4 mm geram baixa rugosidade na condição de acabamento. Como as velocidades são altas nesta condição de usinagem, a temperatura afeta a rugosidade, onde o calor diminui a resistência mecânica à deformação da liga e assim implica em menores forças

inerentes ao corte, logo também menores vibrações que por sua vez refletem em melhor acabamento.

Conclui-se que, na condição de desbaste, ferramentas novas e com desgaste de flanco da ordem de 0,4 mm têm as piores topografias superficiais, comportamento inverso ao apresentado pela condição de acabamento. Na condição de desbaste, a ferramenta nova gera maior rugosidade da superfície da peça, fato relacionado à processos de acomodação da ferramenta ao corte; já a ferramenta com desgaste de flanco da ordem de 0,4 mm produz alta interação entre a ferramenta e a peça, e assim, o aumento da temperatura de corte coalesce o material a ponto de reduzir a qualidade superficial.

Com relação à microdureza superficial, conclui-se que a utilização de ferramentas novas na usinagem a seco geram superfícies com maior dureza, independente da condição de usinagem (acabamento ou desbaste). As microdurezas caem com o desgaste de flanco das ferramentas a partir de 0,1 mm para condição de desbaste e a partir de 0,2 mm para condição de acabamento. Pelo ajuste linear dos resultados de microdureza, conclui-se que o aumento do grau de desgaste de flanco da ferramenta de corte gera uma menor dureza superficial para ambas as condições de usinagem, sendo o calor gerado na usinagem determinante para tal resultado, pois esta redução de dureza da liga é mais acentuada para condição de desbaste, queda de 9,0 kgf/mm² para cada 0,1 mm de desgaste de flanco da ferramenta, enquanto na condição de acabamento a queda é de 5,9 kgf/mm² para cada 0,1 mm de desgaste de flanco da ferramenta.

Com relação à tensão residual, conclui-se que ferramentas novas e ferramentas com estágio de desgaste de flanco da ordem de 0,4 mm geram tensões residuais de compressão, enquanto desgastes de flanco entre 0,1 e 0,3 mm geram tensões residuais trativas na superfície da peça usinada. As tensões residuais compressivas estão relacionadas à processos mecânicos de deformação plástica da superfície do material (encruamento), enquanto as tensões trativas estão relacionadas aos efeitos térmicos.

Pelos resultados de tensão residual da primeira etapa de testes, conclui-se que, a condição de usinagem de desbaste gera tensões trativas mais elevadas do que a condição de acabamento, fato relacionado a geração de calor no processo de usinagem, maiores na condição de desbaste.

Com relação ao modelo matemático referente ao Índice de Integridade Superficial 1 para a 1^a etapa de testes (I_{2S1₁}), conclui-se que a curva na condição de desbaste apresenta resultados mais severos (três vezes maior) quando comparada com a curva na condição de acabamento, sendo que a condição mais crítica surge para um desgaste de flanco da ordem de 0,20 mm para condição de desbaste e acabamento.

Conclui-se que ferramentas novas e com desgaste de flanco da ordem de 0,4 mm possuem melhores índices de integridade superficial que os apresentados para as ferramentas com desgaste de flanco entre 0,1 e 0,3 mm. Deve-se destacar que o fresamento com ferramenta com desgaste de flanco na faixa de 0,4 mm pode ser considerada leve, porém não é considerada uma faixa indicada para trabalho devido ao risco de falhas da ferramenta por trinca, microlascamento e lascamento da ponta da ferramenta que podem vir a comprometer a qualidade da peça e o processo, gerando prejuízos.

Com relação à quantificação do índice de integridade superficial, conclui-se que existe uma condição ótima com relação ao nível de desgaste da ferramenta, este índice é obtido com ferramentas novas ou com desgaste reduzido, VB_{BMAX} até 0,10 mm para usinagem na condição de desbaste a seco e VB_{BMAX} até 0,13 mm para usinagem na condição de acabamento a seco, estes são os pontos de inflexão da curva I2S1₁, ou seja, após este ponto as ferramentas entram em um estágio onde a integridade superficial da peça reduz rapidamente. Estes valores são representativos e definem um novo conceito para o critério de fim de vida de uma ferramenta de metal duro revestida na usinagem da liga de Inconel 718 envelhecida, ou seja, se há a necessidade de uma alta integridade superficial da peça, devido a sua aplicação, o critério de desgaste da ferramenta pode seguir o modelo matemático I2S1 proposto neste trabalho.

5.2 – Conclusões da 2^a etapa

Na segunda etapa do trabalho, os resultados dos testes de fresamento de topo do Inconel 718 com ferramentas de metal duro com vários níveis de desgaste artificial, permitem concluir que a modificação progressiva da ponta da ferramenta teve influência significativa na temperatura de corte, força de usinagem, tensão residual na peça, rugosidade e microtureza da superfície usinada.

De forma geral, conclui-se que, quanto maior o desgaste de flanco da ferramenta, maiores são as temperaturas de usinagem e as forças de corte. O desgaste de flanco da ferramenta reduz a microtureza da superfície usinada da peça em comparação com a ferramenta nova e produz tensões residuais de tração, devido ao maior calor gerado. Conclui-se que, ferramentas novas produzem tensões residuais de compressão.

Conclui-se que a rugosidade da superfície da peça é afetada pelo desgaste de flanco da ferramenta, sendo maior para condição de desbaste e menor para condição de acabamento.

Conclui-se que na usinagem com aplicação de fluido de corte, a rugosidade é maior que na usinagem a seco. Isso se deve as altas temperaturas geradas no processo de

usinagem a seco, que promovem um coalescimento do material e assim proporcionam uma superfície com melhor rugosidade. Pelos ensaios lubri-refrigerados com jorro, conclui-se que a aplicação do fluido de corte reduz a temperatura de usinagem e a microdureza da superfície usinada em comparação com o corte a seco, mas aumenta a força de usinagem, pois a ação de resfriamento do fluido de corte, neste caso, é mais importante do que a ação de lubrificação.

Com relação aos testes de temperatura, deve-se destacar que o termopar registrou a temperatura da peça e a câmera térmica registrou a temperatura da ferramenta de corte, inclusive nos testes com jorro, assim, conclui-se que a metodologia aplicada neste processo de medição de temperatura de usinagem foi eficiente, diferentemente do exposto por alguns registros da literatura (JIANG, 2016; CUESTA, 2016).

Com relação às diferentes condições de corte testadas, pode-se concluir que a condição de desbaste apresentou maior temperatura e força de usinagem e também produziu a maior microdureza na superfície usinada e tensão residual de tração, bem como a pior rugosidade da superfície usinada.

Destacando o grau de desgaste de flanco da ferramenta, conclui-se que a microdureza obtida pela usinagem com novas ferramentas é maior que com ferramentas gastas, efeito provocado pela maior geração de calor, levando ao efeito de coalescimento da superfície do material.

Comparando as tensões residuais e a temperatura, conclui-se que os testes com temperaturas maiores geram tensões residuais de tração e temperaturas menores de ensaio geram tensões residuais de compressão.

Relacionando o grau de desgaste da ferramenta e as tensões residuais, para o corte a seco, conclui-se que ferramentas novas e com desgaste de flanco da ordem de 1,4 mm geram tensões residuais transversais compressivas, e ferramentas com desgastes entre 0,4 e 1,0 mm geram tensões trativas. As tensões residuais de natureza compressiva são resultados do efeito de deformação plástica, enquanto as tensões de tração são resultados do efeito de coalescimento térmico. Para condições de usinagem com jorro, as tensões residuais são menos influenciadas pelo desgaste da ferramenta.

O Índice de Integridade Superficial 1 para a 2^a etapa de testes (I_{2S1₂}) aponta que na usinagem a seco, a pior integridade superficial ocorre quando se utiliza ferramentas com desgaste de flanco na ordem de 0,7 mm. Ferramentas novas e com outros níveis de desgaste, apresentam os índices de integridade superficial mais amenos, o mesmo ocorre com a usinagem utilizando jorro, independentemente do nível de desgaste da ferramenta. A condição de desbaste a seco apresenta um índice de integridade superficial quatro vezes pior do que os apresentados pelas condições de acabamento a seco nas condições extremas e

uma ordem de grandeza mais acentuado do que as condições de usinagem com jorro. Conclui-se que a condição térmica da usinagem da liga de Inconel 718 envelhecida é fundamental para os resultados de integridade superficial, pois a condição usinada com jorro apresenta, de forma geral, melhor acabamento superficial, maior dureza superficial e tensões residuais trativas menores, quando comparada com as ligas usinadas a seco.

Pelos resultados do I₂S_{1₂}, conclui-se que as condições de usinagem a seco “aceitáveis”, ou seja, com integridade superficial mais altas, ocorrem nos processos de usinagem com ferramentas novas ou com desgaste de flanco até 0,40 mm; nesta faixa as energias envolvidas no processo de usinagem são mais baixas, e este valor é aceitável para as condições de acabamento e desbaste. Acima dos 0,4 mm de desgaste, os resultados de integridade superficial apresentam baixa qualidade superficial, baixa dureza e tensões residuais trativas. As ferramentas com desgaste de flanco acima de 1,0 mm geram superfícies com integridade superficiais mais altas que as geradas pelos desgastes entre 0,4 e 1,0 mm, porém, trata-se de uma usinagem com alto risco de falha por parte da ferramenta, pois elas estão em estado avançado de desgaste.

Pelo Índice de Integridade Superficial 2 da segunda etapa de testes (I₂S_{2₂}), conclui-se que a pior integridade superficial é gerada na usinagem a seco pela ferramenta com desgaste da ordem de 0,4 mm, acima desta faixa de desgaste, a superfície absorve altos níveis de energia, comprometendo a qualidade superficial, a microdureza, além de inserirem tensões residuais trativas na rede.

O I₂S_{2₂}, apresenta resposta similar ao I₂S_{1₂}, corroborando para a interligação e validação dos dois modelos criados para medir a integridade superficial das amostras de Inconel 718 envelhecida, usinados com ferramenta de metal duro revestidas.

5.3 – Conclusões da 3^a etapa

Analizando a evolução dos desgastes naturais das ferramentas (aresta de saída), conclui-se que nos primeiros instantes de usinagem ocorre um pequeno desgaste de cratera no período de acomodação da ferramenta ao processo, em seguida, a depender do grau de desgaste artificial da ferramenta, da condição de corte e do sistema de lubri-refrigeração utilizado, surge uma gama de modos e mecanismos de desgastes naturais da ferramenta, onde os mais comuns são: *attrition*, lascamento e microlascamento.

A presença de material da peça aderido na ponta da ferramenta é inerente à, praticamente, todas as ferramentas ensaiadas. Conclui-se que esta adesão ocorre devido a altas tensões e elevadas temperaturas que estão agindo na interface cavaco-ferramenta-peça e existe grande afinidade química entre a ferramenta e o material usinado.

Por este trabalho pode-se concluir que, os modos e os mecanismos de desgastes se alteram durante a evolução do desgaste da ferramenta. Durante o processo de usinagem a área de contato na interface ferramenta-peça se modifica devido ao desgaste artificial da ferramenta, promovendo maior área de contato, fazendo com que a temperatura de usinagem aumente. Conclui-se que, com o aumento da temperatura os modos e os mecanismos de desgastes se alteram, modificando o tipo de desgaste natural da ferramenta.

Além de modificar a geometria da ponta da ferramenta, o processo de desgaste via EDM removeu parte do revestimento da mesma, o que provocou maior aderência com a peça na aresta de corte principal e na superfície de saída da ferramenta. Conclui-se que os mecanismos de desgaste da ferramenta (adesão e lascamentos) estão presentes na maioria das ferramentas, mesmo utilizando processos de usinagem curtos, com duração de aproximadamente 30 s.

Conclui-se que o desgaste de cratera está presente na superfície de saída na usinagem de ambas as ligas, porém é mais perceptível na usinagem do Inconel 718 solubilizado, a liga solubilizada possui menor suporte mecânico, devido à menor concentração de fases γ' e γ'' .

Os mecanismos de desgaste da ferramenta por lascamento e microlascamento são mais presentes nas ferramentas que usinaram Inconel 718 envelhecido, conclui-se que a liga envelhecida é mais dura e transfere mais energia para a ferramenta durante os choques no processo de fresamento, ou seja, no processo de saída e entrada da ferramenta de corte.

Analizando o desgaste da ferramenta mediante as condições de lubri-refrigeração, conclui-se que nos ensaios a seco os modos e mecanismos de desgastes que mais aparecem na usinagem do Inconel 718 envelhecido são: lascamento da ponta da ferramenta, *attrition*, material aderido na superfície de saída e microlascamento. Na usinagem do Inconel 718 solubilizado prevalecem material aderido e *attrition*. Conclui-se que na usinagem da liga envelhecida com MQL prevalece a condição de aderência de material na ponta da ferramenta, *attrition* e lascamento. Porém, na usinagem com MQL da liga solubilizada o microlascamento, *attrition* e material aderido na ponta da ferramenta são predominantes. Na usinagem com jorro, prevalece a aderência de material na ponta da ferramenta e *attrition*, o mesmo ocorre para liga solubilizada.

Na relação entre os modos e mecanismos de desgastes relacionados às condições de corte, conclui-se que na usinagem da liga envelhecida na condição de acabamento, material aderido na ponta da ferramenta, *attrition* e lascamento aparecem em maior grau e nesta ordem de importância, enquanto na usinagem da liga solubilizada o mecanismo de desgaste por *attrition* prevalece, seguido de material aderido e lascamento. Conclui-se que para usinagem em condição moderadas, na liga envelhecida prevalece material aderido, *attrition* e processo

de lascamento, o mesmo ocorre na usinagem da liga solubilizada. Na condição de desbaste prevalece o lascamento da ponta da ferramenta, seguido da aderência de material e desgaste por *attrition*, já para a amostra solubilizada, o processo de aderência se destaca, aparecendo também, nesta ordem de importância, desgaste por *attrition* e microlascamento.

Ao relacionar o mecanismo de desgaste na aresta de saída da ferramenta com o tipo de desgaste artificial produzidos nos flancos das ferramentas, conclui-se que para ferramentas novas e com desgaste até 0,4 mm prevalece desgaste por *attrition* e aderência de material na ponta da ferramenta, seguido do processo de microlascamento, quando se usina a liga envelhecida. Para a liga solubilizada o fenômeno de desgaste por *attrition* prevalece, juntamente com o material aderido na ferramenta.

Conclui-se que para ferramentas com desgaste da ordem de 0,7 mm usinando Inconel 718 envelhecido prevalece o mecanismo de aderência de material na ponta da ferramenta, *attrition*, microlascamento e lascamento, na liga solubilizada prevalece, nesta ordem, *attrition*, material da peça na ponta da ferramenta, microlascamento, lascamento, difusão e formação de microtrincas. Para ferramentas com desgastes da ordem de 1,0 mm usinando a liga envelhecida, conclui-se que o processo *attrition* sobressai ao processo de aderência de material e lascamento da ponta da ferramenta, na usinagem da liga solubilizada ocorre com maior ênfase, adesão de material, lascamento e *attrition*.

Para ferramenta com desgaste de 1,4 mm, conclui-se que, além do material aderido na ponta da ferramenta, surgem lascamentos, *attrition*, microlascamento, deformações plásticas da ponta da ferramenta, difusão e abrasão, estes últimos estão, intimamente, ligado as tensões e temperaturas do processo. Para o material solubilizado, prevalece material aderido à ponta da ferramenta, *attrition*, lascamento, microlascamento e abrasão.

Conclui-se que a presença de avarias como lascamento e microlascamento foram observadas em muitas ferramentas, em para praticamente todas as condições de lubrificação, principalmente nas condições de usinagem mais severas, tendo estes eventos com origem nas trincas e microtrincas de origem mecânica.

Pelo processo de medição de microdureza *Knoop* realizado em camadas, conclui-se que a liga solubilizada encrua mais que a liga envelhecida. Conclui-se que existe coalescimento da liga envelhecida durante os processos de usinagem a seco. Os efeitos térmicos são observados até a profundidade de 150 μm para ensaios a seco da liga envelhecida. Conclui-se que não há coalescimento na região subsuperficial do material na usinagem da liga solubilizada. Para esta liga, os resultados mostram que há encruamento em praticamente todas as condições de usinagem da liga a seco, com MQL e jorro, sendo que este fato mostra que a liga solubilizada é mais suscetível ao encruamento do que a liga

envelhecida. Pelos resultados, também é possível inferir que o fluido refrigerante cumpre o seu papel, pois não se observa coalescimento na liga solubilizada.

Para as análises subsuperficiais entre 150 e 200 μm abaixo da superfície usinada, os registros de microdureza *knoop* para esta camada não apresentaram variações consideráveis com relação à referência, ainda que os resultados apontem, de forma geral, um certo nível de encruamento para ambas as ligas, conclui-se que em camadas subsuperficiais abaixo de 150 μm não há interferência térmica proveniente dos processos de fresamento da liga e que a interferência mecânica é marginal.

De forma geral conclui-se que a ação refrigerante dos fluidos sobre a liga diminuiu o gradiente térmico na direção da peça, fazendo com que houvesse maior resistência mecânica do material e este entrou em processo de encruamento. O mesmo não acontece com o procedimento de usinagem a seco, onde as temperaturas geram grandes vetores térmicos em direção à peça, fazendo com que o material tenha sua resistência mecânica reduzida e consequentemente, não há encruamento dos planos cristalinos.

Conclui-se que para liga de Inconel 718 envelhecida quanto maior o desgaste da ferramenta menor o parâmetro de rugosidade e assim, de forma geral, a liga envelhecida tem sua qualidade superficial aumentada com o aumento do desgaste da ferramenta. Para a liga solubilizada, quanto maior o desgaste da ferramenta maior é a rugosidade da superfície da peça. No processo de fresamento, a liga solubilizada tem maior encruamento do que a liga envelhecida e este fator contribui, bastante, para a redução da qualidade superficial desta liga.

Conclui-se que o desgaste da ferramenta e a força na direção perpendicular ao avanço da ferramenta têm uma relação direta na usinagem de ambas as ligas, ou seja, quanto maior o desgaste da ferramenta maior será a força F_X , mesmo comportamento observado para força de avanço F_Y . Conclui-se assim que o desgaste de flanco da aresta principal de corte da ferramenta afeta as áreas dos planos de cisalhamento, aumentando as forças de usinagem. A força passiva F_Z não apresentou uma relação concisa com a evolução do desgaste artificial da ferramenta.

Conclui-se que a potência da máquina é maior na usinagem com jorro e MQL, sendo que a condição a seco exigiu menor potência do centro de usinagem. Esta condição concentra mais calor na região de corte, que provoca coalescimento do material e queda da resistência mecânica da liga, facilitando o processo de formação de cavaco e de usinagem.

As temperaturas são menores quando se utiliza MQL ou jorro, independentemente de qualquer outra variável. Para MQL a faixa média de temperatura está entre 150 e 250 °C, para jorro a faixa está entre 50 e 100°C, assim, conclui-se que os fluidos aplicados por MQL e jorro cumprem bem o papel de refrigeração da ferramenta e da peça.

5.4 – Conclusões gerais

Como apresentado pelos resultados gerais da 2^a e 3^a etapa, o gradiente térmico na direção da peça na usinagem da liga envelhecida a seco é mais alto do que na usinagem com MQL e jorro, assim, conclui-se que esta maior parcela de energia térmica transferida para peça interfere fortemente na integridade superficial. O processo de coalescimento não foi verificado na usinagem da liga solubilizada.

Conclui-se que o processo de usinagem da liga de Inconel 718 (envelhecida e solubilizada) cria uma superfície com uma camada diferente daquela existente anteriormente ao corte e, invariavelmente, com alterações abaixo da superfície. Os resultados deste trabalho mostram que as camadas subsuperficiais foram alteradas por processos mecânicos e térmicos, promovendo em todas as peças, em maior ou menor grau, uma camada de material mecanicamente alterada. Conclui-se que a usinagem a seco da liga envelhecida promove o surgimento de uma camada de material termicamente alterada até 150 µm. Pode-se concluir que em todos os processos há associação mista dos eventos mecânicos e térmicos, bem como formação de camadas de material alterado por tensões.

5.5 – Trabalhos futuros

Medir as tensões residuais longitudinais e transversais de todas as amostras da liga solubilizada, amostras utilizadas na 3^a etapa, trata-se de uma parte importante, que está relacionada com o tema desta tese, porém não foi possível concluir por motivos de força maior, cito: pandemia de corona vírus no período de março de 2020 até o momento; as amostras estão prontas e se encontram no LAT/UFF, porém os laboratórios se encontram fechados até o momento. Estes testes serão realizados em breve e os resultados apurados e relacionados em publicações futuras dos grupos de pesquisa envolvidos (LEPU/UFU; LAUS/PUCPR; LAT/UFF).

Medir as tensões residuais longitudinais e transversais de todas as amostras da liga envelhecida usinadas na condição moderada e na usinagem com MQL. Estes resultados não entraram nesta tese pelo mesmo motivo já citado, ou seja, impossibilidade de concluir os testes de difração de raios-X nos laboratórios de pesquisa.

Aplicar a técnica de decapagem nas amostras para se realizar análises de tensão residual subsuperficial, devido ao baixo poder de penetração dos raios-X (30 µm no máximo), para determinação de tensões residuais ao longo da profundidade do material, torna-se necessário remover por ataques eletrolíticos sucessivos, o material da superfície do

componente para exposição aos raios-X e assim medir as deformações e então calcular as distribuições das tensões residuais com a profundidade.

Avaliar o efeito de difração de raios-X com relação à largura da linha de difração. Esta largura da curva gaussiana à meia altura está relacionada à análise e redistribuição de tensões residuais microscópicas e ao relaxamento de tensões, assim é interessante aplicá-lo em análises dos tipos de encruamento relacionados às ligas de Inconel 718 envelhecida e solubilizada após usinagem. Esta sugestão se justifica porque a questão do encruamento se mostrou um assunto muito interessante dentro das discussões geradas nesta tese.

Medir vibração do conjunto de usinagem durante os testes; em vários momentos durante a discussão e conclusão deste trabalho se mencionou a vibração da máquina como uma variável importante, principalmente para se justificar a baixa qualidade da superfície usinada com ferramentas novas. Portanto, em trabalhos futuros, se faz necessário medir a vibração do conjunto de usinagem para todas as condições avaliadas nesta tese.

5.5.1 – Sugestões para trabalhos futuros que se conectam com o assunto desta tese.

- Medir a tensão residual por outros métodos destrutivos ou não destrutivos para confrontar os resultados obtidos nas análises via difração de raios-X;
- Variar a angulação da ferramenta em relação à amostra para se quantificar o efeito dessa variável na integridade superficial das ligas (SHARMAN, 2015);
- Variar a vazão de fluido do jorro para quantificar o efeito térmico e as demais respostas dos sistemas relacionados a integridade superficial das ligas;
- Estudar o efeito do desgaste da ferramenta em ensaios concordantes e discordantes individualmente;
- Estudar a viabilidade de empregar lubrificante sólido, como o grafite, aplicados sob pressão nas superfícies de saída e de folga da ferramenta durante o processo de fresamento de topo e verificar o efeito na integridade superficial resultante (MARQUES, 2015; OLIVEIRA, 2017b);
- Mudar o material da ferramenta e estudar todos os comportamentos relacionados à IS da peça e ao desgaste da ferramenta;
- Investigar outras ligas de níquel com composição química semelhante;
- Aplicar modelos e simulações para estudar a IS das peças;
- Estudar a IS em outros processos (torneamento, furação, etc.).

São inúmeras as possibilidades e combinações que se podem investigar, é neste ponto que se encontra uma das maravilhas da ciência, o infinito.

REFERÊNCIAS

ABKOWITZ, S.; BURKE, J. J.; HILTZ Jr, R. H.; *Technology of Structural Titanium*. D. Van Nostrand Company. p.31-32, 1995.

ADAM, J. A.; BELLOMO, N.; *A Survey of Models for Tumor-Immune System Dynamics*. Birkhauser Boston, 1997.

<https://doi.org/10.1007/978-0-8176-8119-7>

ALAUDDIN, M.; EI-BARADIE, M.A.; HASHMI, M.S.J.; *Optimization of surface finish in end milling Inconel 718*, **Journal of Materials Processing Technology**, v.56, p.54–65, 1996.

[https://doi.org/10.1016/0924-0136\(95\)01820-4](https://doi.org/10.1016/0924-0136(95)01820-4)

ALEXOPOULOS, P.; BYRNE, J. G.; *Metallurgical Transaction*, 1978.

ALLOY WIRE, *Principais Característica do Inconel 718*, Disponível em: <https://www.alloywire.com.br/wp-content/uploads/2016/09/AW_dadostecnicos_Inconel-718-BR.pdf>, acesso em 22 out. de 2018.

ALMEN, J. O.; BLACK, P. H.; *Residual Stresses and Fatigue in Metals*. New York, MacGraw Hill, Book Company, 1963.

ANDERSON, T.L.; *Fracture Mechanics Fundamentals and Applications*. N. York, Boca Raton, 1991.

ANDERSON, T.W.; “R. A. Fisher and Multivariate Analysis. **Statistical Science**, 11, 1: 20-34. 1996.

<https://doi.org/10.1214/ss/1032209662>

ANIJDAN, M. S. H; BAHRAMI, A.; *A new method in prediction of TCP phases formation in superalloys*. **Materials Science and Engineering A**, v.396, p.138-142, 2005.

<https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.01.012>

ANScombe, F. J.; *Graphs in Statistical Analysis*. **The American Statistician**, v.27, p.17-21, 1973.

<https://doi.org/10.1080/00031305.1973.10478966>

ANSI/HPS N43.2, *Radiation Safety for X-ray Diffraction and Fluorescence Analysis Equipment*, 2021.

ALTIN, A.; NALBANT, M.; TASKESEN, A., *The effects of cutting speed on tool wear and tool life when machining Inconel 718 with ceramic tools*, **Materials and Design**, v.28, p.2518–2522, 2007.

<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2006.09.004>

ANTOSZCZYSYN, T. J.; PAES, R. M. G.; OLIVEIRA, A. S. C. M.; Scheid A.; *Impact of dilution on the microstructure and properties of Ni-Based 625 alloy coatings*, **Soldagem & Inspeção**, v.19. p.134-144, 2014.

<https://doi.org/10.1590/0104-9224/SI1902.05>

ARANACHALAM, R.; MANNAN M.; *Facing of inconel 718 using alumina based ceramics and PVD-TIALN coated carbide tools-A comparison*, **31st North American Manufacturing Research Conference, NAMRC 31**, p.161-168, 2003.

ASM METALS HANDBOOK; *Machining*, **ASM International, USA**, Ed.10, v.16, p.929, 2004.

ASM METALS HANDBOOK; *Properties and selection of nonferrous alloys and special purpose materials: nickel and nickel alloys*, **ASM International, USA**, v.2, 1990.

ASM SPECIALTY HANDBOOK; *Nickel, Cobalt, and Their Alloys*, Ed.5, **ASM International, USA**, 2000.

ASTM E2860-20, *Standard Test Method for Residual Stress Measurement by X-Ray Diffraction for Bearing Steels*, **ASTM International**, West Conshohocken, PA, 2020.

ASTM E384-17, *Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials*, **ASTM International**, West Conshohocken, PA, 2017.

ASTAKHOV, V. P.; *Tribology of metal cutting*, Elsevier, 2006.

AZADIAN, S.; WEI, L. Y.; WARREN, R.; *Delta phase precipitation in Inconel 718. Materials Characterization*, v.53, p.7-16, 2004.

<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2004.07.004>

BACKMAN, D. G.; WILLIANS, J. C., *Advanced Materials for Aircraft Engine Applications, Science*, v.255, p.1082-1087, 1992.

<https://doi.org/10.1126/science.255.5048.1082>

BALDAN, R.; *Processamento e Caracterização de Rotores Automotivos da Superliga MAR-M247*. Dissertação de Mestrado. Lorena, São Paulo, EEL-USP, 2009.

BALDIN, V.; BALDIN, C.R.B.; MACHADO, Á.R.; *Machining of Inconel 718 with a defined geometry tool or by electrical discharge machining*. **J Braz. Soc. Mech. Sci. Eng.**, v.42, p.265, 2020.

<https://doi.org/10.1007/s40430-020-02358-7>

BHATT, A.; ATTIA, H.; VARGAS, R.; THOMSON, V.; *Wear mechanisms of WC coated and uncoated tools in finish turning of Inconel 718*, **Tribology International**, v.43, p.1113–1121, 2010.

<https://doi.org/10.1016/j.triboint.2009.12.053>

BELLOWS, G., *Applying surface integrity principles in jet engine production*, 1972.

BETTERIDGE W.; HESLOP J.; *The Nimonic Alloys, and Other Nickel-Base High-Temprature Alloys*, New York, USA, 1974.

<https://doi.org/10.1179/mst.1987.3.9.682>

BETTERIDGE W.; SHAW, S. W. S.; *Development of superalloys*, **Materials Science and Technology**, p.682–694, 1987.

<https://doi.org/10.1179/mst.1987.3.9.682>

BETTERIDGE, W.; *Nickel and its alloys*. **Ellis Horwood Limited**, New York, USA, v.9, 1984.

BONIFACIO, M. E. R.; DINIZ, A. E.; *Correlating tool wear, tool life, surface roughness and tool vibration in finish turning with coated carbide tools*, **Wear**, v.173, p.137-144, 1994.
[https://doi.org/10.1016/0043-1648\(94\)90266-6](https://doi.org/10.1016/0043-1648(94)90266-6)

BOOTHROYD, G.; *Fundamentals of Metal Machining and Machine Tools*. International Student Edition, Mc Graw-Hill, Ed.5, 1981.

BORLAND, d.; *Residual stress measurement--methods, limitations and significance, Quality Control and Assurance in Advanced Surface Engineering*, Institute of Materials, Carlton House Terrace, London, UK, p.113-125, 1997.

BOYER, R.R.; COTTON, J.D.; MOHAGHEGH, M.; *Materials considerations for aerospace applications*, **MRS Bulletin**; v.40, p.1055–1066; 2015.
<https://doi.org/10.1557/mrs.2015.278>

BRIKSMEIER, E.; CAMMETT, J.; KÖNIG, W.; LESKOVAR, P.; PETERS, J.; TÖNSHOFF, H.; *Residual stresses measurement and causes in machining processes*, **CIRP annals**, v.31, p. 491-510, 1982.

[https://doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)60172-3](https://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)60172-3)

BROOKS, C. R.; *Heat treatment, structure and properties of nonferrous alloys*. **Metals Park**, Ohio, ASM, 1982.

BUSHLYA, V.; LENRICK, F.; BJORKE, A.; ABOULFADL, H.; THUVANDER, M.; STÅHL, J.; M'SAOUBI, R.; *Tool wear mechanisms of P_cBN in machining Inconel 718: Analysis across multiple length scale*, **CIRP Annals**, 2021.

<https://doi.org/10.1016/j.cirp.2021.04.008>

BYRNE, G.; *Thermoelectric signal characteristics and average interfacial temperatures in the machining of metals under geometrically defined conditions*. **Int. J. Mach. Tools Manufactory**. v.27, p.215-224. 1987.

[https://doi.org/10.1016/S0890-6955\(87\)80051-2](https://doi.org/10.1016/S0890-6955(87)80051-2)

BYUN, T. S.; FARRELL, K.; *Tensile properties of Inconel 718 after low temperature neutron irradiation*. **Journal of Nuclear Materials**, v.318, p.292-299, 2003.
[https://doi.org/10.1016/S0022-3115\(03\)00006-0](https://doi.org/10.1016/S0022-3115(03)00006-0)

CALLISTER, W. D.; *Ciência e engenharia de materiais: uma introdução*, LTC, Ed.8, Rio de Janeiro, 2012.

CAMPBELL, F.C.; *Manufacturing Technology for Aerospace Structural Materials*, Elsevier Ltd. Library of Congress Control Number: 2006927672, 2006.
<https://doi.org/10.1016/B978-185617495-4/50011-1>

CAMPOS, F.A.R.; SOUZA, F.C.R.; FRANÇA, P.H.P.; DA SILVA, L. R. R.; *The effect of mesh parameters on computational cost and results in simulation of milling in Inconel 718*. **ACTA Scientiarum Technology**, v.1, p.1, 2021.
<https://doi.org/10.4025/actascitechnol.v43i1.50363>

CARON, P.; KHAN, T.; *Evolution of Ni-based superalloys for single crystal gas turbine blade applications*, **Aerospace Science and Technology**, v.3, p.513-523, 1999.
[https://doi.org/10.1016/S1270-9638\(99\)00108-X](https://doi.org/10.1016/S1270-9638(99)00108-X)

CARVALHO, D.O.A.; DA SILVA, L. R. R.; SOPCHENSKI, L.; JACKSON, M.; MACHADO, Á.R.; *Performance evaluation of vegetable-based cutting fluids in turning of AISI 1050 steel. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, p.1-17, 2019.
<https://doi.org/10.1007/s00170-019-03636-y>

CASTO, S.L.; VALVO, E.L.; PIACENTINI, M.; RUISI, V.F.; LUCCHINI, E.; MASCHIO, S.; *Cutting Temperatures Evaluation in Ceramic Tools: Experimental Tests, Numerical Analysis and SEM Observations, Annals of the CIRP*, v.43, p.73-76, 1994.
[https://doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)62167-2](https://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)62167-2)

CHATURVEDI, M.C.; HAN, Y.; *Strengthening Mechanisms in Inconel 718 Superalloy. Metal Science*, v.17, p.145-149, 1983.
<https://doi.org/10.1179/030634583790421032>

CHEN, P.Y.; POPOVIC, P.M.; *Correlation*. London, Sage. 2002.

CHILDS, T.; MAEKAWA, K.; OBIKAWA, T.; YAMANE, Y.; *Metal machining - Theory and applications*. ARNOLD, London, p.416, 2001.

CHOU, Y.K.; EVANS, C.J.; *Tool wear mechanism in continuous cutting of hardened tool steels. Wear*, v.212, p.59-65, 1997.
[https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(97\)00139-7](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(97)00139-7)

CHOUDHURY, I. A.; EL-BARADIE, M. A.; *Machinability of nickel-base superalloys: a general review*, *Journal of Materials Processing Technology*, v.77, p.278-284, 1998.
[https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(97\)00429-9](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(97)00429-9)

CLAVIER, F.; VALIORGUE, C.; COURBON, M. D.; RECH, J.; VAN ROBAEYS, A.; LEFEBVRE F.; BROSSE A.; KARAOUNI H.; *Impact of cutting tool wear on residual stresses induced during turning of a 15-5 PH stainless steel*, *Procedia CIRP*, v. 87, p. 107-112, 2020.
<https://doi.org/10.1016/j.procir.2020.02.074>

COHEN, J.; *Statistical power analysis for the behavioral sciences*, Hillsdale, NJ, Erlbaum. 1988.

COSTA, F.A.; IGLOI, S.B.C.; *Estudo da periodicidade a partir da modelagem matemática à luz da Teoria da Aprendizagem Significativa. Revista de Produção Discente em Educação Matemática*, 2018.

CUESTA, M.; ARISTIMUÑO, P.; GARAY, A.; ARRAZOLA, P.; *Heat transferred to the workpiece based on temperature measurements by IR technique in dry and lubricated drilling of Inconel 718*, *Applied Thermal Engineering*, v.104, p.309-318, 2016.
<https://doi.org/10.1016/j.applthermaleng.2016.05.040>

CULLITY, B.D.; STOCK, S.R.; *Elements of X-ray Diffraction*, Pearson Education, 2014.

DAI, S.; LIU, W.; *First-principles study on the structural, mechanical and electronic properties of δ and γ' phases in Inconel 718*. *Computational Materials Science*, 2010.
<https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2010.05.031>

DEARNLEY, P.A.; TRENT, E.M.; *Wear mechanisms of coated carbides tools*, *Metal technology*, v.9, p.60-75, 1982.
<https://doi.org/10.1179/030716982803285909>

DEPARTAMENTO NACIONAL DE PRODUÇÃO MINERAL (2009), SUMÁRIO MINERAL, v.29, Disponível em: <<https://www.gov.br/anm/pt-br/centrais-de-conteudo/dnpm/sumarios/sumario-mineral-2009>>, acesso em 20 de dezembro de 2020.

DEVILLEZ, A.; LE COZ, G.; DOMINIAK, S.; DUDZINSKI, D.; *Dry machining of Inconel 718, workpiece surface integrity*, **Journal of Materials Processing Technology**, v.211, p.1590–1598, 2011.

<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2011.04.011>

DEVILLEZ, A.; LESKO, S.; MOZER, W.; *Cutting tool crater wear measurement with white light interferometry*, **Wear**, v.256, p.56-65, 2004.

[https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(03\)00384-3](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(03)00384-3)

DIN-6584; Terms of the cutting technique; forces, energy, work, power, 1982.

DINIZ, A.E.; MARCONDES, F.C.; COPPINI, N.L.; *Tecnologia da usinagem dos materiais*. 5.ed., São Paulo: Editora Artliber, 255p., 2006.

DOLINSEK, S.; KOPAC, J.; *Acoustic emission signals for tool wear identification*. **Wear**, v.225, p.295-303, 1999.

[https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(98\)00363-9](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(98)00363-9)

DOS SANTOS, A.G.; DA SILVA, M.B.; JACKSON, M.J.; *Tungsten carbide micro-tool wear when micro milling UNS S32205 duplex stainless steel*, **Wear**, p.109-117, 2018.

<https://doi.org/10.1016/j.wear.2018.08.007>

DOS SANTOS, J.C.; *Estudo do uso de ferramentas cerâmicas na usinagem de Inconel 718*, Dissertação, Mestrado em Engenharia Mecânica, Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade estadual Paulista, Guaratinguetá, 64 f, 2010.

DU, J.H.; LU, X.D.; DENG, Q.; QU, J.L.; ZHUANG, J.Y.; ZHONG, Z.Y.; *Hightemperature stability and mechanical properties of novel 718 superalloy*, **Materials Science and Engineering**, v.452-453, p.584-591, 2007.

<https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.11.039>

EL-KHABEERY, M.; FATTOUH, M.; *Residual stress distribution caused by milling*, **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v.29, p.391-401, 1989.

[https://doi.org/10.1016/0890-6955\(89\)90008-4](https://doi.org/10.1016/0890-6955(89)90008-4)

ELLENBERG, J.; *O poder do pensamento matemático: A ciência de como não estar errado*, 2015.

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

[https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(02\)01042-7](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(02)01042-7)

EZUGWU, E.O.; *Key improvements in the machining of difficult-to-cut Aerospace superalloys*, **International Journal of Machine Tools & Manufacture**, v.45, p.1353 1367, 2005.

<https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2005.02.003>

EZUGWU, E.O.; MACHADO, Á.R.; Face milling of aerospace materials, Proc. 1st Int. Conf. on the Behaviour of Mats. in Mach., Stratford-Upon-Avon, England, p.3-11, 1988.

EZUGWU, E.O.; WANG, Z.M.; MACHADO, Á.R.; *The machinability of nickelbased alloys: a review*; **Journal of Materials Processing Technology**, v.86, pp.1-16, 1999.
[https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(98\)00314-8](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(98)00314-8)

FAVERO FILHO, A.; SILVA, L.R.R.; SOUZA RUZZI, R.; COSTA, E.S.; SALES, W.F.; JACKSON, M.J.; MACHADO, Á.R.; *Influence of milling direction in the machinability of Inconel 718 with submicron grain cemented carbide tools*, **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, 105, 1343-1355, 2019.
<https://doi.org/10.1007/s00170-019-04328-3>

FERNANDES, M.F.; TORRES, M.A.S.; FONSECA, M.P.C.; BATISTA, C.A.R.P.; *Investigation of residual stress, stress relaxation and work hardening effects induced by shot peening on the fatigue life of AA 6005-T6 aluminum alloy*, **Materials Research Express**, v.6, 2020.
<https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab6c8f>

FERRARESI, D.; *Fundamentos da Usinagem dos Metais*, Editora Edgard Blücher Ltda., v.1, p.751, 1977.

FISHER, R.A.; *On the “probable error” of a coefficient of correlation deduced from a small sample*. Metron, v.1, p.3-32. 1921.

FRIENDLY, M.; *Statistical Graphics for Multivariate Data*, **SAS SUGI Conference**, v.16, 1991.

GAO, M.; WEI, R.P., *Grain boundary niobium carbides in inconel 718*, Scripta Materialia, v.37, p.1843-1849, 1997.
[https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(97\)00373-4](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(97)00373-4)

GRIFFITHS, B.; *Manufacturing Surface Technology: Surface Integrity and Functional Performance*, Elsevier, 256p., 2001.

GRIFFITHS, M., *Ni-Based Alloys for Reactor Internals and Steam Generator Applications, in Structural Alloys for Nuclear Energy Applications*, Elsevier. p.349–409, 2019.
<https://doi.org/10.1016/B978-0-12-397046-6.00009-5>

GRZESIK, W.; *Machining of Hard Materials, Fundamentals and Recent Advances*, London, Springer-Verlag London Limited, p.98-126, 2008.

GUROVA, T; TEODÓSIO, J. R; REBELLO, J.M.A; *Study of Residual Stress State During Plastic Deformation under Uniaxial Tension in 5.0 Cr and 0.5 Mo Steel*, **Scripta Materialia**, v.36, p.1031-1035, 1997.
[https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(96\)00475-7](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(96)00475-7)

HADDAG, B.; NOUARI, m.; *Tool wear and heat transfer analyses in dry machining based on multi-steps numerical modelling and experimental validation*, **Wear**, v.302, p.1158-1170, 2013.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2013.01.028>

HAIG, B.D.; *Spurious correlation, in N. J. Salkind*, Encyclopedia of Measurement and Statistics, Thousand Oaks, Sage, 2007.

HENDERSON, M.B.; ARRELLB, D.; HEOBEL, M.; LARSSONB, R.; MARCHANTC, G.; *Nickel-Based Superalloy Welding Practices for Industrial Gas Turbine Applications*, **Science and Technology of Welding and Joining**, p.13-21, 2004.
<https://doi.org/10.1179/136217104225017099>

HOLLAND, P.W.; *Statistics and Causal Inference*, **Journal of American Statistical Association**, v.81, p.945-960, 1986.

<https://doi.org/10.1080/01621459.1986.10478354>

HOLMBERG, J.; WRETLAND, A.; BERGLUND, J.; BENO, T.; MILESIC KARLSSON, A.; *Surface Integrity Investigation to Determine Rough Milling Effects for Assessment of Machining Allowance for Subsequent Finish Milling of Alloy 718*. **J. Manuf. Mater. Process.** v.5, p.48, 2021.

<https://doi.org/10.3390/jmmp5020048>

HOLMBERG, J.; WRETLAND, A.; BERGLUND, J.; BENO, T.; *Selection of milling strategy based on surface integrity investigations of highly deformed Alloy 718 after ceramic and cemented carbide milling*, **Journal of Manufacturing Processes**, v. 58, 2020.

<https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.08.010>

HONG, S.J.; CHEN, W.P.; WANG, T.W.; *A Diffraction study of the γ'' phase in Inconel 718 Superalloy*, **Metallurgical Materials Transactions A**, v.32, p.1887-1901, 2001.

<https://doi.org/10.1007/s11661-001-0002-4>

HSU, C.Y.; LIN, Y.Y.; LEE, W.S.; LO, S.P.; *Machining characteristics of Inconel 718 using ultrasonic high temperature-aided cutting*, **Journal of Material Processing Technology**, v.198, p.359-365, 2008.

<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.07.015>

HUTCHINGS, I.M.; *Tribology- Friction and Wear of Engineering Materials*, Published by Edward Arnold, Londod, 1992.

[https://doi.org/10.1016/0261-3069\(92\)90241-9](https://doi.org/10.1016/0261-3069(92)90241-9)

INMETRO; O Sistema Internacional de Unidades, 94 p, 2014, Disponível em: <http://www.inmetro.gov.br/inovacao/publicacoes/sistema_internacional_de_unidades_suplemento_2014-2016-jan.pdf>, acessado em 10 de janeiro de 2021.

ISO-25178-2 — *Geometrical Product Specifications (GPS) — Surface Texture: Areal — Part 2: Terms, Definitions and Surface Texture Parameters*, International Standards Organization: Geneva, Switzerland, 2012.

ISO-3685, *Tool-life testing with single-point turning tools*, 1997.

ISO-4287 – *Geometrical Product Specifications (GPS) – Surface Texture: Profile Method – Terms, Definitions and Surface Texture Parameters*, International Organization for Standardization: Geneva, Switzerland, 1997.

ISO-8688, *Tool life testing in milling*, 1989.

JIANG, F; LIU, Z.; WAN, Y.; SHI, Z.; ZHANG H.; *Experimental investigation of cutting tool temperature during slot milling of AerMet 100 steel*. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture**, V. 230, P. 838-847, 2016.

<https://doi.org/10.1177/0954405414563421>

JIANHONG. H.; TANG.X.Y.; FUKUYAMA, S.; *Boundary in γ'' Precipitates in Inconel 718 Nickel- Base Superalloy*, **Acta Metall. Mater**, v.43, p.4403- 4409, 1995.

[https://doi.org/10.1016/0956-7151\(95\)00124-E](https://doi.org/10.1016/0956-7151(95)00124-E)

KAHN, H.; *Difração de Raios X*, Material da disciplina PMI2201- Técnicas de Caracterização de Materiais da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Politécnica-USP, 2010.

KHAMSEHZADEH, H.; *Behaviour of Ceramic Cutting Tools When Machining Superalloys*, PhD Thesis, 1991.

KEAR, B.H.; THOMPSON, E.R.; *Aircraft Gas Turbine Materials and Processes*, **Science**, v.208, p.847-856, 1980.

<https://doi.org/10.1126/science.208.4446.847>

KLECKA, W.R.; *Discriminant Analysis*. **Beverly Hills**, Sage, 1980.

<https://doi.org/10.4135/9781412983938>

KOZAK, M.; *What is strong correlation?*, **Teaching Statistics**, v.31, p.85-86, 2009.

<https://doi.org/10.1111/j.1467-9639.2009.00387.x>

KRABBE, D.F.M.; *Otimização do Fresamento do Aço Inoxidável Aeronáutico*, Dissertação de Mestrado - Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 119 f., 2006.

KRONMAL, R.A.; *Spurious Correlation and the Fallacy of the Ratio Standard Revisited*, **Journal of the Royal Statistical Society**, v.156, p.379-392, 1993.

<https://doi.org/10.2307/2983064>

KUMAR, A.S.; DURAI, A.R.; SORNAKUMAR, T.; *Machinability of hardened steel using aluminâ based ceramic cutting tools*, **International Journal of Refractory Metals & Hard Materials**, v.21, p.109–117, 2003.

[https://doi.org/10.1016/S0263-4368\(03\)00004-0](https://doi.org/10.1016/S0263-4368(03)00004-0)

KUO, C.M.; YANG, Y.T.; BOR, H.Y.; WEI, C.N.; TAI, C.C.; *Aging effects on the microstructure and creep behavior of Inconel 718 superalloy*, **Materials Science and Engineering A**, v.510-511, p.289-294, 2009.

<https://doi.org/10.1016/j.msea.2008.04.097>

KUSHAN, M.C.; UZGUR, S.C.; UZUNONAT, Y.; DILTEMIZ, F.; *ALLVAC 718 Plus™ Superalloy for Aircraft Engine Applications*, Eskisehir Osmangazi University, Ondokuz Mayis University, Anadolu University Air Supply and Maintenance Base Turkey, 2012.

LAMINERIES MATTHEY, Nickel et ses alliages, Disponível em: <http://www.matthey.ch/fileadmin/user_upload/downloads/fichetechnique/EN/Alu_X718_C.pdf>, acessado em 06 novembro de 2018.

LE COZ, G, DUDZINSKI, D.D.; *Temperature variation in the workpiece and in the cutting tool when dry milling inconel 718*, **Int J Adv Manuf Technol**, v.74, p. 113–1139, 2014.

<https://doi.org/10.1007/s00170-014-6006-1>

LIANG, X.; LIU, Z.; WANG, B.; *State-of-the-art of surface integrity induced by tool wear effects in machining process of titanium and nickel alloys: A review*, **Measurement**, v.132, p.150-181, 2019.

<https://doi.org/10.1016/j.measurement.2018.09.045>

LIMA, F.F.; *Estudo do Desgastes de Ferramentas de Metal Duro e Cerâmicas no Torneamento do Inconel 751 e Inconel 718*, Tese de Doutorado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia. 229f, 2012.

LOCQ, D.; CARON, P.; *On Some Advanced Nickel Based Superalloys for Disk Applications*. **Journal Aerospace Lab**, 2011.

LODINI, A. *Analysis of Residual Stress by Diffraction using Neutron and Synchrotron Radiation*. **Taylor & Francis**, p.48, 2003.

LORINCZ, J.; *Waterjets: Evolving from Macro to Micro, Manufacturing Engineering, Society of Manufacturing Engineers*, 2009.

LU, J.; *Handbook of Measurement of Residual Stress*. Ed. **Society for Experimental Mechanics Inc., USA**, 1996.

MACHADO, A.R.; ABRÃO, A.M.; COELHO, R.T. & DA SILVA, M.B.; *Teoria da usinagem dos materiais*, **Editora Edgard Blucher**, Ed.3, 2015.

MACHADO, Á.R.; DINIZ, A.E.; *Tool wear analysis in the machining of hardened steels*, **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v.92, p.4095-4109, 2017. <https://doi.org/10.1007/s00170-017-0455-2>

MACHERAUCH, E., KLOSS, K.H., *Origin Measurements and Evaluation of Residual Stress*. Proceedings of the International Conference on Residual Stress, Garmisch, Partenkirchen, Germany, p.3-26, 1986.

MACHERAUCH. E.; *Introduction to Residual Stress*, In A. Niku- Lari (ed). *Advances in Surface Treatments :Technology- Applications- Effects*. International Guidebook on Residual Stresses, Published in cooperation with the Institute for Industrial Technology Transfer. Pergamon Press, v.4, p.1-36, 1987.

<https://doi.org/10.1016/B978-0-08-034062-3.50011-2>

MANKINS, W. L., LAMB, S., *Nickel and Nickel Alloys*, ASM Handbook, v.2., ed.9, p.428- 445, 1990.

<https://doi.org/10.31399/asm.hb.v02.a0001072>

MARCHESE, G.; PARIZIA, S.; RASHIDI, M.; SABOORI, A.; MANFREDI, D.; UGUES, D.; LOMBARDI, M.; HRYHA, E.; BIAMINO, S.; *The role of texturing and microstructure evolution on the tensile behavior of heat-treated Inconel 625 produced via laser powder bed fusion*; **Materials Science and Engineering: A**, v.769, 2020.

<https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138500>

MARQUES A.; SUAREZ, M.P.; SALES, W.F.; MACHADO, Á.R.; *Turning of Inconel 718 with whisker-reinforced ceramic tools applying vegetable-based cutting fluid mixed with solid lubricants by MQL*, **Journal of Materials Processing Technology**, v.266, p.530-543, 2019. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.11.032>

MARQUES, A.; GUIMARÃES, C; SILVA, R.B.; FONSECA, M.P.C.; SALES, W.F.; MACHADO, Á.R.; *Surface Integrity Analysis of Inconel 718 after Turning with Different Solid Lubricants Dispersed in Neat Oil Delivered by MQL*. **Procedia Manufacturing**, v.5, p.609-620, 2016. <https://doi.org/10.1016/j.promfg.2016.08.050>

MARQUES, A.; *Torneamento de Inconel 718 com Aplicação de Lubrificantes Sólidos*, Tese de Doutorado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia-MG, 226f, 2015.

MATTINGLY, J.D.; *Elements of Gas Turbine Propulsion*, Ed. McGrawhill Co, 1996.

- McCULLAGH, P.; *What is a statistical model?*, Annals of Statistics, v.30, p.1225-1310, 2002.
<https://doi.org/10.1214/aos/1035844977>
- McGEOUGH, J.A.; *Advanced methods of machining*, Springer Science & Business Media, 1988.
- MCLEAN, J.E.; ERNEST, J.M.; *The Role of Statistical Significance Testing In Educational Research*, Research in the Schools, v.5, 2, p.15-22. 1998.
- MEETHAM, G.W.; VOORDE, M.H.V.; *Materials for High Temperature Engineering Applications*, Springer, Germany, 2000.
<https://doi.org/10.1007/978-3-642-56938-8>
- MILLER, M.K.; BABU, S.S.; BURKE, M.G.; *Intragranular precipitation in alloy 718*, Materials Science and Engineering, v.270, p.14-18, 1999.
[https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(99\)00235-X](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(99)00235-X)
- MOLAIKIA, F.; KHOEI, A.; ARAMESH, M; *Machined surface integrity of inconel 718 in high-speed dry milling using SiAlON ceramic tools*. Int J Adv Manuf Technol, 112, 1941–1950, 2021.
<https://doi.org/10.1007/s00170-020-06471-8>
- MOORE, D.; *The Basic Practice of Statistics*. New York, Freeman, 2007.
- MOORE, D; McCABE, G.; *Introduction to the practice of statistics*. New York, Freeman, 2004.
- MUDDAPUR, M.V.; *A Simple Test for Correlation Coefficient in a Bivariate Normal Distribution*, The Indian Journal of Statistics, v.50, p.60-68, 1988.
- MUKAKA, M.M.; *Statistics Corner: A guide to appropriate uso of Correlation coefficient in medical research*, Malawai Medical Journal, 2016.
- MUSFIRAH, A.H.; GHANI, J.A.; HARON, C.H.C.; *Tool wear and surface integrity of inconel 718 in dry and cryogenic coolant at high cutting speed*, Wear, v.376-377, p.125-133, 2017.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2017.01.031>
- NAGELKERKE, N.J.D.; *A Note on a General Definition of the Coefficient of Determination* Biometrika, v.78, p. 691-692, 1991.
<https://doi.org/10.1093/biomet/78.3.691>
- NALAWADE, S.A.; SUNDARARAMAN, M.; SINGH, J.B.; VERMA, A.; KISHORE, R.; *Precipitation of γ' phase in δ -precipitated Alloy 718 during deformation at elevated temperatures*, Materials Science and Engineering A, v.527, p.2906-2909, 2010.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.01.006>
- NAVAS, V.G.; GONZALO O.; BENGOETXEA I.; *Effect of cutting parameters in the surface residual stresses generated by turning in AISI 4340 steel*, International Journal of Machine Tools and Manufacture, v.61, p.48-57, 2012.
<https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2012.05.008>
- NIANG, A.; VIGUIER, B.; LACAZE, J.; *Some features of anisothermal solid-state transformations in alloy 718*, Materials Characterization, v.61, p.525-534, 2010.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2010.02.011>

NICOLAY, A.; FRANCHET, J.M.; COZZOLO, N.; CORMIER, J.; *Metallurgical Analysis of Direct Aging Effect on Tensile and Creep Properties in Inconel 718 forgings*, Springer International Publishing, V.1, 2020.

https://doi.org/10.1007/978-3-030-51834-9_54

OCH, S.H.; OLENIK, C.A.; BODEAN, E.; BODEAN, L.; *Avaliação do Impacto de Jato D'água em Superfícies Sólidas*, 2008.

OLIVEIRA, A.R.F.; SILVA, L.R.R.; BALDIN, V.; FONSECA, M.P.C.; SILVA, R.B.; *Effect of tool wear on the surface integrity of Inconel 718 in face milling with cemented carbide tools*; **Wear**, 203752; 2021.

<https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.203752>

OLIVEIRA, A.R.F.; *Desenvolvimento de um microscópio confocal de varredura laser para caracterização topográfica de superfície*; **Dissertação de Mestrado**, Universidade Federal de Uberlândia; 90 f; 2012.

OLIVEIRA, A.R.F.; OLIVEIRA Jr., M.M. ; RASLAN, A.A. ; MELLO, J.D.B.; Desgaste por Deslizamento do Aço ABNT 4140 Nitretado Pelo Processo de Descargas Elétricas (NDE), **68th ABM International Annual Congress**, Belo Horizonte, MG; v.1, p.3621-3629, 2013.

OLIVEIRA, D.; *Retificação de Inconel 718 com Multicamadas de Grafeno Dispersas em Fluido de Corte Aplicado via Técnica MQL*, Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Uberlândia – MG, 109f, 2017.

OLIVEIRA, G.P.; FONSECA, M.P.C.; ARAUJO, A.C.; *Analysis of residual stress and cutting force in end milling of Inconel 718 using conventional flood cooling and minimum quantity lubrication*, **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v.1, p.1-8, 2017.

OLIVEIRA, G.P.; FONSECA, M.P.C.; ARAUJO, A.C.; *Residual stresses and cutting forces in cryogenic milling of Inconel 718*, **8th CIRP Conference on High Performance Cutting (HPC)**, Budapest, 2018.

OLOVSJÖ, S.; WRETLAND, A.; SJÖBERG, G.; *The effect of grain size and hardness of wrought Alloy 718 on the wear of cemented carbide tools*, **Wear**, v.268, p.1045-1052, 2010.

<https://doi.org/10.1016/j.wear.2010.01.017>

OLSEN, J. H.; *Motion Control for Quality in Jet Cutting*, 1999.

ORADEI-BASILE, A.; RADAVICH, J.F.; *A current TTT diagram for wrought alloy 718, Superalloys 718, 625 and various derivatives*, Ed. Loria E. A., TMS, p.325-335, 1991.

https://doi.org/10.7449/1991/Superalloys_1991_325_335

PATEL, S.J.; SMITH, G.D.; *The role of Niobium in wrought superalloys*, **International symposium niobium 2001**, TMS, Orlando, Florida, p.1081–1102, 2001.

PAULONIS, D.F.; SCHIRRA, J.J.; *Alloy 718 at Pratt & Whitney historical perspective and future challenges, Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives*, E.A. Loria, TMS, p.13-23, 2001.

https://doi.org/10.7449/2001/Superalloys_2001_13_23

PAVEL, R.; MARINESCU, I.; DEIS, M.; PILLAR, J. *Effect of tool wear on surface finish for a case of continuous and interrupted hard turning*, **Journal of Materials Processing Technology**, v.170, p.341-349, 2005.

<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2005.04.119>

PEARSON, K.; *The grammar of science*, London, J. M. Dent and Company, 1937.

PEARSON, K; FISHER, R.; INMAN, H.F.; *Statistical Tests: A 1935 Exchange from Nature, The American Statistician*, v.48, p.2-11. 1994.

<https://doi.org/10.1080/00031305.1994.10476010>

PECK, C.A.; *Practical aspects of residual stress measurements by X-ray diffraction, Proceedings of the ASM's Conference on Residual Stress in Design, Process, and Materials Selection*, Cincinnati, OH, p.11-18, 1987.

PING, D.H.; GU, Y.F.; CUI, C.Y.; HARADA, H.; *Grain boundary segregation in a Ni-Fe bases (Alloy 718) superalloy*, **Materials Science and Engineering A**, v.456, p.99-102, 2007.

<https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.01.090>

POLLOCK, T.M; TIN, S.; *Nickel-Based Superalloys for Advanced Turbine Engines: Chemistry, Microstructure, and Properties*, University of Michigan, Ann Arbor, Michigan 48109, University of Cambridge, Cambridge, England CB2 3QZ, United Kingdom, 2006.

POPPER, K.; *Philosophy of science*, British Philosophy in the Mid-Century, ed. CA Mace. London: George Allen and Unwin, 1957.

PORTER, M.M.; NIKSIAR, P.; *Multidimensional mechanics: Performance mapping of natural biological systems using permuted radar charts*. **PLOS ONE**. V.13, 2018.

<https://doi.org/10.1371/journal.pone.0204309>

POULACHON, G.; MOISAN, A.; JAWAHIR, I.S.; *Tool-wear mechanisms in hard turning with polycrystalline cubic boron nitride tools*. **Wear**, v.250, p.576-586, 2001.

[https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(01\)00609-3](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(01)00609-3)

PREVEY, P.S.; *Problems with Non Destructive Surface X-ray Diffraction Residual Stress Measurement*. Conference Proceeding on Practical Applications of Residual Stress 7. Indianapolis, Indiana, USA, p.15-17, 1991.

RADAVICH, J.F.; COUTS, W.H.; *Factors affecting δ phase precipitation and growth at hot work temperatures for direct aged INCO 718*, Superalloys, Ed. M.Gell et al., TMS, Warrendale, PA, p.497-507, 1984.

https://doi.org/10.7449/1984/Superalloys_1984_497_507

RADAVICH, J.F.; *The physical metallurgy of cast and wrought alloy 718*, **Superalloy 718 - Metallurgy and Applications**, TMS. p.229-240, 1989.

RADHAKRISHNA, C.H.; RAO, K.P.; *The formation and control of Laves phases in superalloy 718 welds*, **Journal of Materials Science**, v.32, p.1997-1984, 1997.

REDDY, N.S.K.; NOUARI, M.; YANG, M.; *Development of electrostatic solid lubrication system for improvement in machining process performance*, **International Journal of Machine Tools & Manufacture**, v.50, p.789–797, 2010.

<https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2010.05.007>

- REED, R.C.; *The Superalloys: Fundamentals and Applications*. Cambridge, University Press, 2006.
<https://doi.org/10.1017/CBO9780511541285>
- RAHMAN, M.; SENTHIL, K.A.; SALAM, M.U.; *Evaluation of minimal quantities of lubricant in end milling*, **Int J Adv Manuf Technol**, v.18, p.235–241, 2001.
<https://doi.org/10.1007/s001700170063>
- RICE, P.K.; *Process for Cutting and Working Solid Materials*. 1962.
- RICHETTI, A.; MACHADO, Á.R; SILVA, M.; EZUGWU, E.; BONNEY, J.; *Influence of the number of inserts for tool life evaluation in face milling of steels*, **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v.44, p.695-700, 2004.
<https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2004.02.007>
- ROCHA, J.M.A.M.; PIMENTA, A.R.; CORREA, S.R.; CINDRA FONSECA, M.; DINIZ, M.G.; *Fracture failure analysis in compression spring of a wagon torpedo*, **Engineering Failure Analysis**, v.122, 2021.
<https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2021.105245>
- RODGERS, J.L.; NICEWANDER, W.A.; *Thirteen Ways to Look at the Correlation Coefficient*, **The American Statistician**, v.42, p. 59-66, 1988.
<https://doi.org/10.1080/00031305.1988.10475524>
- RODRIGUES, L.D.; *Medição de Tensões Residuais em Tubos Visando a Determinação de Esforços em Dutos Enterrados*, Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro- PUC-Rio, Rio de Janeiro, 2007.
- RONG, Y.; CHEN, S.; HU,G.; GAO, M.; WEI, R.; *Prediction and Characterization of Variant Electron Diffraction Patterns for γ'' and δ Precipitates in Inconel 718 Alloy*, **Metallurgical Materials Transactions A**, v.30, p.2297-2303, 1999.
<https://doi.org/10.1007/s11661-999-0239-x>
- RUDD, C.O.; *A Review of Selected Non-Destructive Methods for Residual Stress Measurements*, **NDT International**, p.15-22, 1982.
[https://doi.org/10.1016/0308-9126\(82\)90083-9](https://doi.org/10.1016/0308-9126(82)90083-9)
- ROUT, I.S.; PARDIAN, P.P.; RAJ, A.; *Variable parametric test to improve the machinability of Inconel-718 using Tungsten Carbide tool*, **Materials Today: Proceedings**, v.47, p.5564-5569, 2021.
<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2021.03.456>
- RUZZI, R.S.; SILVA, R.B.; SILVA, L.R.R.; MACHADO, Á.R.; JACKSON, M.J.; HASSUI, A.; *Influence of grinding parameters on Inconel 625 surface grinding*, **Journal of Manufacturing Processes**, v.55, p.174-185, 2020.
<https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.04.002>
- SALES, W.F.; DINIZ, A.E., MACHADO, Á.R.; *Application of Cutting Fluids in Machining Processes*, **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences**, v.23, p.225-240, 2001.
<https://doi.org/10.1590/S0100-73862001000200009>

SALES, W.F.; OLIVEIRA, A.R.F.; RASLAN, A.A.; *Titanium perovskite (CaTiO₃) formation in Ti6Al4V alloy using the electrical discharge machining process for biomedical applications*; **Surface and Coatings Technology**; 307, 1011-1015; 2016.

<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2016.10.028>

SANTOS, R.F.; SILVA, E.R.; COSTA, H.L.; OLIVEIRA, A.R.F.; RASLAN, A.A.; *Nitriding of the AISI 4140 steel by EDM*; **Proceedings of the World Tribology Congress (WTC)**, Torino–Italy; 2013.

SANTOS, R.F.; SILVA, E.R.; OLIVEIRA, A.R.F.; RASLAN, A.A.; *Nitretação por descargas elétricas (nde) de cavidade do aço AISI 4140*, 8º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, Salvador, Bahia, Brasil, 2015.

SATYANARAYANA, D.V.V.; PRASAD, N.E.; *Nickel-Based Superalloys*, in *Aerospace Materials and Material Technologies*, Springer Singapore, p.199–228, 2016.

https://doi.org/10.1007/978-981-10-2134-3_9

SAWILOWSKY, S.; *Deconstructing Arguments From The Case Against Hypothesis Testing*, **Journal of Modern Applied Statistical Methods**, v.2, p.467-474, 2003.

<https://doi.org/10.22237/jmasm/1067645940>

SAYIT, E.; ASLANTAS, K.; ÇIÇEK, A.; *Tool wear mechanism in interrupted cutting conditions*, **Materials and Manufacturing Processes**, v.24, p.476-483, 2009.

<https://doi.org/10.1080/10426910802714423>

SCHIELD, M.; *Correlation, Determination And Causality In Introductory Statistics*, American Statistical Association, Section on Statistical Education, 1995.

SCHLAUER, C.; PENG, R.L.; ODÉN, M.; *Residual stresses in a nickel-based superalloy introduced by turning*, **Materials Science Forum**, Trans Tech Publ, P.173-178, 2002.

<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.404-407.173>

SCHWEITZER, P.A.; *Fundamentals of Metallic Corrosion: Atmospheric and Media Corrosion of Metals*, Corrosion Engineering Handbook, Second Edition, CRC Press, USA, 2007.

<https://doi.org/10.1201/9780849382444>

SENAI, Apostila; *Corte com jato de água*, São Paulo-SP, 2009.

SHARMAN, A.R.C.; HUGLES, J.I.; RIDGWAY K.; *The effect of tool nose radius on surface integrity and residual stresses when turning Inconel 718*, 2015.

<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.09.002>

SHAW, M.C.; COOKSON, J.; *Metal cutting principles*, Oxford university press New York, 2005.

SHAW, M.C.; *Metal Cutting Principles*, Oxford Scientific Publications, USA, 594 p, 1986.

SHOKRANI, A.; DHOKIA, V.; NEWMAN, S.; IMANI-ASRAI, R.; *An initial study of the effect of using liquid nitrogen coolant on the surface roughness of inconel 718 nickel-based alloy in cnc milling*, **Procedia CIRP**, v.3, p.121– 125, 2012.

<https://doi.org/10.1016/j.procir.2012.07.022>

SILVA, A.E.; SILVA, L.R.R.; DOS REIS, A.; MACHADO, Á.R.; GUESSER, W.L.; EZUGWU, E.O.; *Relationship between mechanical and metallurgical properties with machinability when drilling high-strength cast irons. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, v.106, p.3389-3407, 2020a.

<https://doi.org/10.1007/s00170-019-04677-z>

SILVA, C.S.; Relatório anual do Departamento Nacional de Produção Mineral (2010), Disponível em:

<https://sistemas.anm.gov.br/publicacao/mostra_imagem.asp?IDBancoArquivoArquivo=3984#:~:text=Atualmente%2C%20aproximadamente%2065%25%20do%20n%C3%ADquel,medas%2C%20revestimentos%20met%C3%A1licos%20e%20fundi%C3%A7%C3%A3o.> , acessado em 20 de dezembro de 2020.

SILVA, D.P.; BASTOS, I.N.; FONSECA, M.C.; *Influence of surface quality on residual stress of API 5L X80 steel submitted to static load and its prediction by artificial neural networks*, **Int J Adv Manuf Technol**, v.108, P.3753–3764, 2020b.

<https://doi.org/10.1007/s00170-020-05621-2>

SILVA, L.R.R.; DEL CLARO, V.T.S.; ANDRADE, C.L.F.; GUESSER, W.L.; JACKSON, M.J.; MACHADO, Á.R.; *Tool wear monitoring in drilling of high-strength compacted graphite cast irons. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, v.235, p.207-218, 2021a.

<https://doi.org/10.1177/0954405420937857>

SILVA, L.R.R.; FAVERO FILHO, A.; COSTA, E.S.; PICO, D.F.M.; SALES, W.F.; GUESSER, MACHADO, Á.R.; *Cutting temperatures in end milling of compacted graphite irons*, **Procedia Manufacturing**, v.26, p.474-484, 2018.

<https://doi.org/10.1016/j.promfg.2018.07.056>

SILVA, L.R.R.; OLIVEIRA, A.R.F.; MACHADO, Á.R.; *Correlation between the topography of the tool's worn surface and the resulting workpiece roughness in the milling process of the Inconel 718*; Editora Atena, 2021b.

<https://doi.org/10.22533/at.ed.8262109022>

SILVA, L.R.R.; RUZZI, R.S.; TELES, V.C.; SALES, W.F.; GUESSER, W.L., MACHADO, Á.R.; *Analysis of the coefficient of friction at the workpiece-tool interface in milling of high strength compacted graphite cast irons*, **Wear**, v.426-427, p.1646-1657, 2019.

<https://doi.org/10.1016/j.wear.2019.01.111>

SILVA, L.R.R.; SOUZA, F.; GUESSER, W.L.; JACKSON, M.; MACHADO, Á.R.; *Critical assessment of compacted graphite cast iron machinability in the milling process*. **Journal of Manufacturing Processes**, v.56, p.63-74, 2020c.

<https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.04.061>

SLAMA, C.; ABDELLAOUI, M.; *Structural characterization of the aged Inconel 718*, **Journal of Alloys and Compounds**, v.306, p.277-284, 2000.

[https://doi.org/10.1016/S0925-8388\(00\)00789-1](https://doi.org/10.1016/S0925-8388(00)00789-1)

SMART, E.F.; TRENT, E.M.; *Temperature Distribution in Tools Used to Cutting Iron, Titanium and Neckel*, **Int. J. Prod. Res.**, v.13(3), p.265-290. 1975.

<https://doi.org/10.1080/00207547508942996>

SOUSA. D. A.; *Determinação de Tensões Residuais em Materiais Metálicos por meio de Ensaio de Dureza*, Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de São João del-Rei- UFSJ, São João del-Rei-MG, 114 f, 2012.

SREEJITH, P.S.; NGOI, B.K.A.; *Dry machining: machining of the future*, **Journal of Material Processing Technology**, v.101, p.287–291, 2000.
[https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(00\)00445-3](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(00)00445-3)

SRINIVAS, S.; PRASAD, K.S.; GOPIKRISHNAAND, D.; PANDEY, M.C.; *Stress rupture property-microstructure correlation in hot-rolled superalloy*, **Materials Characterization**, v.35, p.93-98, 1995.
[https://doi.org/10.1016/1044-5803\(95\)80108-1](https://doi.org/10.1016/1044-5803(95)80108-1)

STIGLER, S.; *Francis Galton's Account of the Invention of Correlation*, **Statistical Science**, v.2, p.73-79. 1989.
<https://doi.org/10.1214/ss/1177012580>

SUÁREZ, A.; VEIGA, F.; POLVOROSA, R.; ARTAZA, T.; HOLMBERG, J.; LÓPEZ DE LACALLE, L.N.; WRETLAND, A.; *Surface integrity and fatigue of non-conventional machined Alloy 718*, **Journal of Manufacturing Processes**, v.48, 2019.
<https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2019.09.041>

TACKECFU, H.; NAMBA, K.; RUJIWARA, K.; *Evaluation of Subsurface Fatigue Damage in Strip Mill Rolls by an X ray Diffraction Method*, **Trans. ISIJ**, v.21, p.92-99, 1981.
<https://doi.org/10.2355/isijinternational1966.21.92>

TAN, L.; YAO, C.; ZHANG, D.; *Effects of Tool Wear on Machined Surface Integrity During Milling of Inconel 718*, **Research Square**, v.1, 2021.
<https://doi.org/10.21203/rs.3.rs-349683/v1>

THAKUR A., GANGOPADHYAY S.; *State-of-the-art in surface integrity in machining of nickel-based super alloys*, **International Journal of Machine Tools & Manufacture**, v.100, p. 25-54, 2015.
<https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2015.10.001>

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, p.1718–1725, 2009.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2008.07.011>

THOMAS, A.; EL-WAHABI, M.; CABRERA, J.M.; PRADO, J.M.; *High temperature deformation of Inconel 718*, **Journal of Material Processing Technology**, v.177, p 469-472, 2006.
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2006.04.072>

TOENSHOFF, H.K.; ARENDT, C.; AMOR, R.; *Cutting of hardened steel*. CIRP 49/2, p.547-566, 2000.
[https://doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)63455-6](https://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)63455-6)

TRENT, E.M.; *Metal Cutting and the Tribology of Seizure: I. Seizure in Metal Cutting, Wear*, v.128, p.29-45, 1988.
[https://doi.org/10.1016/0043-1648\(88\)90251-7](https://doi.org/10.1016/0043-1648(88)90251-7)

TRENT, E.M.; *Metal Cutting and the Tribology of Seizure: III. Temperature in Metal Cutting, Wear*, v.128, p.65-81, 1988.

[https://doi.org/10.1016/0043-1648\(88\)90253-0](https://doi.org/10.1016/0043-1648(88)90253-0)

TRENT, E.M.; *Metal Cutting*, 2nd Edition, Butterworths, 245p, ISBN 0-408-108568, 1984.

TRENT, E.M.; WRIGHT, P.K.; *Metal Cutting*, 4 ed., Elsevier Science, 2013.

TRESA, M.P.; SAMMY, T.; *Nickel-Based Superalloys for Advanced Turbine Engines: Chemistry, Microstructure and Properties*, *Journal of Propulsion and Power*, v.2, p.361-374, 2006.

<https://doi.org/10.2514/1.18239>

ULUTAN. D.; OZEL.T.; *Machining induced surface integrity in titanium and nickel alloys: A review*, *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, p.250- 280, 2010.

<https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2010.11.003>

VALLE, L.C.M.; *Efeitos da solubilização e do envelhecimento na microestrutura e nas propriedades mecânicas da superliga Inconel 718*, Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Rio de Janeiro, UFRJ, Rio de Janeiro, Brasil, 2010.

VAN VLACK, L.H.; *Princípios de Ciência do Materiais*, Traduzido pelo Eng. Luiz Paulo Camargo Ferrão, São Paulo, Edgard Blucher, 1970.

VARADARAJAN, A.S.; PHILIP, P.K.; RAMAMOORTHY, B.; *Investigations on hard turning with minimal cutting fluid application and its comparison with dry and wet turning*, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, v.42, p.193–200, 2002.

[https://doi.org/10.1016/S0890-6955\(01\)00119-5](https://doi.org/10.1016/S0890-6955(01)00119-5)

VIERICK, D., LOHE, D., VOHRINGER, et.al. O., *Relaxation of Residual Stresses in a Nickel-base Superalloy due to Dislocation Creep*. UK Conference paper Inconel 617Ni, Nickel base Alloys, Superalloys. 31. Met A: 9207-31-2321, 1991.

VISHAY MEASUREMENTS GROUP; *Measurement of Residual Stresses by the Hole Drilling Strain Gauge Method*, Tech Note TN 503-4, Raleigh, N. Carolina, USA, 2010, Disponível em: <<http://www.vishaypg.com/docs/11053/tn503.pdf>>, acessado em 10 de novembro de 2018.

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*. *Int J Adv Manuf Technol*, 98, 1925–1975, 2018.

<https://doi.org/10.1007/s00170-018-2314-1>

WITTING, H.; *Torneamento de superligas, Máquinas e Metais*, v.38 (440), p.156–165, 2002.

WRIGHT, P.K.; BIAGCHI, A.; *Wear Mechanisms that Dominates Tool- Life in Machining*, *Journal Applied Metal Working*, ASM, v.1, p.15-23, 1981.

<https://doi.org/10.1007/BF02834342>

YOVANOVICH M.; *Micro and Macro Hardness Measurements, Correlations, and Contact Models*, Collection of Technical Papers - 44th, Aerospace Sciences Meeting, v.16, 2006.

<https://doi.org/10.2514/6.2006-979>

XUE, C.; CHEN, W.; *Adhering layer formation and its effect on the wear of coated carbide tools during turning of a nickel-based alloy*, **Wear**, v.270, p.895-902, 2011.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2011.02.018>

ZAMRIK, S.Y.; PANGBORN, R.N.; *Fatigue Damage Assessment using X-ray Diffraction and Life*, 1988.
[https://doi.org/10.1016/0029-5493\(89\)90099-X](https://doi.org/10.1016/0029-5493(89)90099-X)

ZHOU, L.; MEHTA, A.; McWILLIAMS, B.; CHO, K.; SOHN, Y.; *Microstructure, precipitates and mechanical properties of powder bed fused inconel 718 before and after heat treatment*, **Journal of Materials Science & Technology**, Volume 35, Issue 6, Pages 1153-1164, ISSN 1005-0302, 2019.
<https://doi.org/10.1016/j.jmst.2018.12.006>

ZUM GAHR, K. H.; *Microstructure and wear of materials*, Elsevier, 1987.

ANEXO A

A técnica de determinação das tensões residuais aplicada nas duas primeiras etapas deste trabalho foi muito importante para a conclusão desta tese, assim, o Anexo A deste trabalho descreve os princípios básicos para determinação de tensões residuais pelas técnicas de difração de raios-X, que se baseiam na natureza da estrutura cristalina dos materiais (CULLITY, 2014).

O método da difração de raios-X utiliza como referência a lei de *Bragg*, definida pela Eq. A.1.

$$n\lambda = 2 d_{hkl} \sin \theta \quad (\text{A.1})$$

onde n é um número natural;

λ é o comprimento de onda dos raios-X;

d_{hkl} é o espaçamento entre planos sucessivos (hkl) da rede cristalina;

θ é o ângulo relativo à direção do feixe incidente sobre o plano no qual a difração ocorre.

A Figura A.1 apresenta o espalhamento de *Bragg* para interferências construtivas e espalhamento coerente. A partir da lei de *Bragg*, observa-se que existem duas maneiras de determinar o parâmetro de rede “ d ”. A primeira técnica, denominada de método da varredura 2θ , o comprimento de onda λ é fixo e o ângulo de difração θ é medido. A segunda técnica é o chamado método de varredura, onde o ângulo de difração é mantido constante e o comprimento de onda λ é variado. No entanto deve-se notar, que a técnica de difração de raios-X é normalmente restrita ao método de varredura 2θ , visto que a utilização de comprimento de onda constante está relacionada ao tipo de ânodo em operação. A lei de *Bragg* estabelece que para um dado comprimento de onda existe apenas um espaçamento “ d ” entre planos atómicos paralelos, a distância interplanar, e um ângulo θ , ângulo de interferência construtiva, para os quais é satisfeita a equação A.1.

Os raios-X ao atingirem um material cristalino podem ser espalhados elasticamente sem perder energia pelos elétrons de um átomo. O fóton de raios-X, após a colisão com o elétron, muda a sua trajetória mantendo a mesma fase e energia do fóton incidente. O ângulo formado pela direção do raio incidente e o ângulo do raio difratado é designado como 2θ (PECK, 1987). Supondo que os átomos que geram o espalhamento estejam arranjados de uma forma cristalina, ou seja, apresentam entre eles distâncias próximas ao do comprimento de onda da radiação incidente, pode-se verificar que as relações de fase entre os

espalhamentos tornam-se periódicas e que efeitos de difração dos raios-X podem ser observados em vários ângulos (SILVA, 2020b).

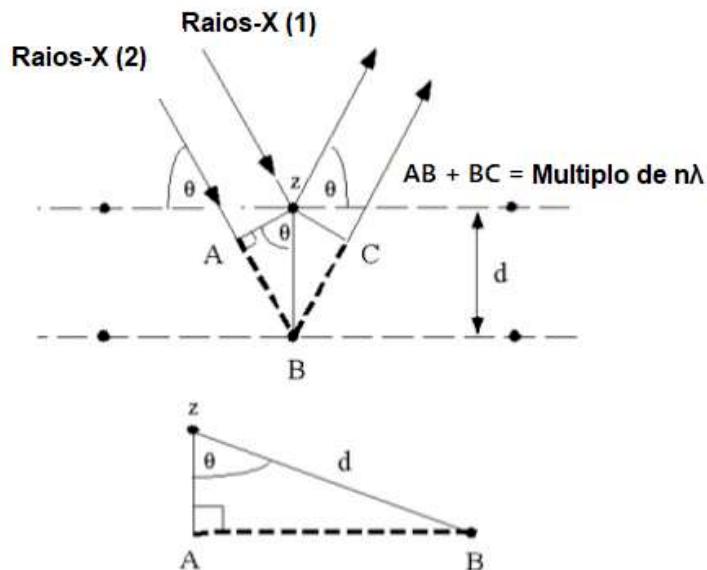


Figura A.1 – Esquema de Incidência de raios-X. Lei de Bragg. Sendo “ d ” a distância entre os planos mais compactos, determinando-se assim o parâmetro de rede (KAHN, 2010).

A intensidade de difração dos raios-X depende da concentração de átomos em um plano cristalino. Para um mesmo material a concentração de átomos varia para diferentes planos cristalográficos fazendo, por conseguinte variar também a intensidade difratada. Esta difração ocorre em uma camada superficial com cerca de $20 \mu\text{m}$. Se a superfície estiver sobre compressão os átomos estarão em um menor espaçamento entre si, menor “ d ”. Para cada material, existe um espectro de intensidade característico. Fazendo uma varredura em um material livre de tensões e outra no mesmo material com tensões residuais, pode-se verificar que os mesmos picos se encontrarão deslocados para a direita ou para a esquerda, dependendo da origem das tensões, ou ainda mais largos ou finos (Figura A.2) (KAHN, 2010).

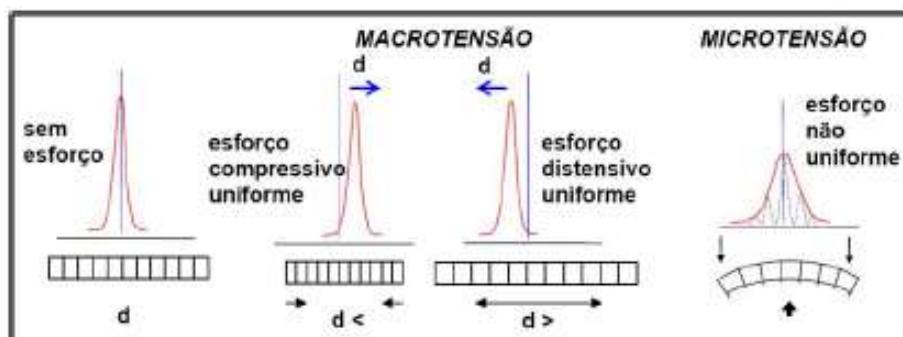


Figura A.2 - Deslocamento de picos comparado com material sem tensão residual (KAHN, 2010).

O equipamento utilizado para a emissão dos raios-X é denominado difratômetro. Visto que a lei de *Bragg* refere-se a radiações monocromáticas, o próprio equipamento possui fontes e dispositivos que tornam a radiação monocromática. A Figura A.3 mostra um esquema de tubo de raios-X. Vários materiais podem ser utilizados como ânodos, a saber, Cu, Fe, Mo e Mn e suas características podem ser vistas na Tabela A.1. Assim, diferentes geometrias construtivas podem modificar a forma e a intensidade de raios-X por unidade de área.

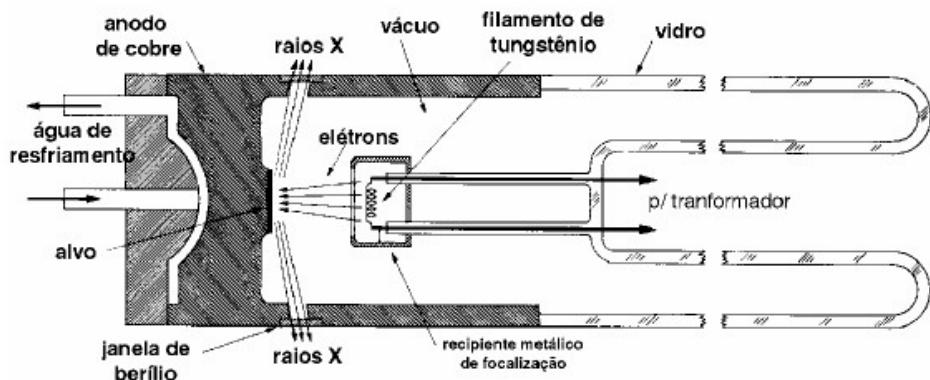


Figura A.3 - Esquema de tubos de raios-X (KAHN, 2010).

Tabela A.1 - Características dos ânodos mais comuns utilizados em tubos de raios-X (KAHN, 2010).

Ânodo	Número Atômico	K α (angstrom)	Energia crítica de excitação (keV)	Voltagem ótima (kV)
Cr	24	2,291	5,99	40
Fe	26	1,937	7,11	40
Cu	29	1,542	8,98	45
Mo	42	0,710	20,00	80

A seleção do ânodo está relacionada com o tipo de material que se quer analisar, sempre buscando uma menor relação de absorção de massa entre ânodo/amostra. O tubo e o foco a ser empregado estão relacionados com a aplicação a ser efetuada.

O espectro de radiação gerado a partir de raios-X não é totalmente monocromático, apresentando tanto radiação do material empregado como ânodo ($K\alpha$, $K\beta$ e outros) como também do espectro contínuo. Visto que se tem a necessidade de utilização de raios monocromáticos, normalmente se utilizam filtros monocromadores situados na passagem da radiação entre a amostra e o detector ou entre tubo e amostra o qual, de acordo com a lei de *Bragg*, permite a passagem apenas da radiação de interesse. A utilização do filtro após a amostra tem a vantagem de eliminar os raios-X oriundos de espalhamentos difusos da interação com a amostra e dessa forma a análise é feita apenas com a radiação de interesse (KAHN, 2010).

Os principais parâmetros que têm influência sobre a qualidade dos resultados de medição das tensões residuais são:

- 1) Preparação da superfície da peça a ser analisada;
- 2) Valores das constantes elásticas (módulo de elasticidade (E) e coeficiente de *Poisson* (ν) para um dado material e plano cristalino (hkl);
- 3) Colimador de raios-X;
- 4) Tubo de radiação;
- 5) Tipo de *bracket* (o valor do ângulo de *Bragg*);
- 6) Filtro de radiação característica $K\beta$;
- 7) Corrente e tensão do tubo de raios-X;
- 8) Valores do ângulo ψ e sua oscilação;
- 9) Tempo de medição.

Do ponto de vista de medidas de tensões residuais, a rede cristalina pode ser considerada como um pequeno extensômetro, dado que pode se determinar, a partir de alterações do parâmetro de rede “ d ”, as deformações induzidas por um carregamento externo.

Assim, caso “ d ” seja o parâmetro de rede livre de deformação e “ d_l ” o parâmetro da rede após deformação, causada pelo carregamento, a deformação relativa da rede pode ser definida pela Eq. A.2.

$$\varepsilon = \frac{d_1 - d}{d} = \frac{\Delta d}{d} \quad (\text{A.2})$$

onde Δd é a variação absoluta do parâmetro de rede.

No caso do chamado método de varredura 2θ , onde o comprimento de onda é fixo e a difração no ângulo θ é medido, a equação básica relacionando a deformação e a mudança no ângulo de difração $\Delta\theta$ é determinada diferenciando a Equação de *Bragg* (Eq. A.3 e A.4):

$$\Delta\lambda = 2 \operatorname{sen}\theta + 2d \cos\Delta\theta \quad (\text{A.3})$$

para um comprimento de onda constante (λ), a deformação da rede fica:

$$\varepsilon = \frac{\Delta d}{d} = -\Delta\theta \cdot \cot\theta \quad (\text{A.4})$$

onde $\Delta\theta$ é a variação angular do pico de difração em relação à situação sem deformação.

Deste modo para melhorar a resolução nas medidas de deformação, torna-se necessário aumentar $\Delta\theta$, reduzindo $\cot\theta$ ou aumentando o ângulo do feixe incidente.

O método de raios-X mede, de forma combinada e sem distinção, as tensões residuais de tipo 1, através da mudança na posição do pico de difração do ângulo θ do material tensionado em relação ao material livre de tensão.

As microtensões do tipo 3, que se estendem a distâncias da ordem do tamanho da célula unitária, não podem ser medidas individualmente, mas podem ser quantificadas a partir do alargamento do pico de difração, que estas microtensões produzem no material, e assim pode-se determinar o grau de encruamento a que o material foi submetido (PREVEY, 1991).

A largura do pico de difração pode ser relacionada às mudanças microestruturais induzidas por deformação mecânica em materiais cristalinos (ALEXOPOULOS, 1978).

Alexopoulos (1978) cita que a fadiga de metais e seus danos microestruturais, pode ser determinadas pela largura do pico de difração. Estas observações, por serem uma medida dos danos acumulados por deformação cíclica de fadiga, permitem prever a fração da vida em fadiga gasta durante o processo de danos microestruturais e com isso prever a vida em fadiga remanescente.

Um dos parâmetros da difração de raios-X, frequentemente utilizado para verificação do amolecimento ou endurecimento cíclico do material é a largura da linha de difração. Tackecfu e colaboradores (1981) relacionaram a variação da largura da linha de difração à redistribuição de tensões residuais microscópicas ao relaxamento de tensões. As medidas de tensões residuais do tipo 2 e 3 são calculadas pelas medidas de deformação na rede cristalina e as tensões residuais assim calculadas não são significativamente afetadas pelas propriedades do material, tais como: dureza, encruamento a frio ou textura. O método possui alta resolução espacial, da ordem de milímetros na superfície, e capacidade de resolução na profundidade do material da ordem de micrometros (PREVEY, 1991). Este método, da linha média, não foi aplicado neste trabalho, neste foi aplicado somente o método de variação 2θ , onde as tensões residuais do tipo 1 são avaliadas com excelência, porém, os autores pretendem aplicar tal método em trabalhos futuros, principalmente na análise dos tipos de encruamento relacionados as ligas de Inconel 718 envelhecida e solubilizada após usinagem. Isto porque a questão do encruamento se mostrou um assunto muito interessante dentro das discussões geradas nesta tese.

O método de raios-X permite a determinação simultânea das tensões residuais macroscópicas e informações relacionadas ao grau de encurramento do material. Nas técnicas de difração de raios-X, utiliza-se os chamados picos de reflexão de fundo, ou seja, ângulo θ próximo à 90° , devido à baixa penetração dos raios-X, que costuma ser da ordem de 10 à 30 micrometros. Nestas condições temos a melhor resolução para determinação das tensões residuais no material (CULLITY, 2014).

Devido ao baixo poder de penetração dos raios-X, para determinação de tensões residuais ao longo da profundidade do material, torna-se necessário remover através de ataques eletrolíticos sucessivos, o material da superfície do componente para exposição aos raios-X e assim medir as deformações e então calcular as distribuições das tensões residuais com a profundidade (GUROVA, 1997). Esta técnica de decapamento também está dentro do escopo de trabalhos futuros do autor desta tese.

Devido a seu baixo poder de penetração, os raios-X que incidem em um material podem ser considerados como difratados em uma superfície. Esta superfície pode ser considerada como submetida a um estado biaxial de tensões principais (σ_1 e σ_2), em que a tensão σ_3 normal à superfície é igual à zero, ocorrendo então um estado triaxial de deformações ε_1 , ε_2 e ε_3 (PREVEY, 1991).

As tensões e deformações desta condição são apresentados na Figura A.4, o princípio aplicado para determinação das tensões residuais através da difração de raios-X também é apresentado, para um estado biaxial de tensões residuais do tipo 1, onde aparecem junto as tensões principais σ_1 e σ_2 no ponto A.

Os cálculos das tensões a partir das medidas de deformação da rede cristalina obedecem a teoria da elasticidade (OLIVEIRA, FONSECA e ARAUJO, 2017). Assim, supondo-se que a direção de interesse para determinação da tensão residual, na Figura A.4, seja a direção da tensão σ_φ , que forma um ângulo φ em relação a tensão principal σ_1 , a deformação residual da rede deverá ser medida no plano macroscópico φ dado pela normal da superfície e a tensão σ_φ , em diferentes direções ψ . Portanto, a posição do ângulo de Bragg 2θ das linhas de interferência, determinadas a partir do espaçamento da rede $D_{\varphi\psi}$ dos planos (hkl) e a correspondente deformação residual da rede $\varepsilon_{\varphi\psi}$, pode ser determinada.

Como resultado da teoria da elasticidade, no caso em questão, uma distribuição linear de deformação da rede versus $\sin^2\psi$ pode ser esperada, como mostra a Figura A.4. A inclinação da reta fornece a tensão σ_φ , e a interseção nos eixos das ordenadas é igual à soma das tensões principais (RUDD, 1982).

Atualmente, estas medidas podem ser automatizadas por softwares conectados à difratômetros de raios-X controlados por computadores. A determinação de tensões residuais

ao longo da profundidade é feita utilizando a técnica de Múltiplas Exposições (MACHERAUCH, 1986).

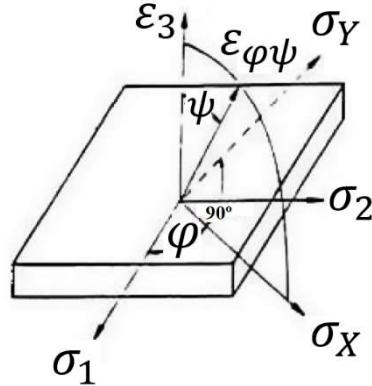


Figura A.4 – Representação das tensões e deformações em um sistema tridimensional e notação angulares utilizados na análise de tensões por difração de raios-X (RUDD, 1982).

Nesta técnica, o comprimento de onda λ é constante para as medidas de difração e o ângulo θ de incidência dos raios-X é fixo, resultando em medidas de deformação em uma única família de planos, que é previamente escolhida por apresentar melhor resolução do ângulo θ de difração.

As tensões planas nesta situação são calculadas utilizando a técnica das múltiplas exposições, também conhecida como método $\text{sen}^2\psi$ (FERNANDES *et al.*, 2020). Neste método as deformações da rede são medidas a vários ângulos ψ , mantendo φ constante, para o estado biaxial de tensões do plano paralelo à superfície. A tensão residual é obtida diretamente através da inclinação da reta correspondente à Equação A.5 em um plano $\Delta\theta$ versus $\text{sen}^2\psi$.

$$\sigma = K' \frac{\partial \Delta\theta}{\partial \text{sen}^2\psi} \quad (\text{A.5})$$

onde K' é uma constante de tensão que pode ser determinada por calibração ou pela Equação A.6.

$$K' = -\frac{1}{2} \left(\frac{E}{1+v} \right) \cot\theta \left(\frac{\pi}{180} \right) \quad (\text{A.6})$$

A Equação A.5 estabelece a relação básica entre as mudanças na posição angular e as tensões medidas pelo método de difração de raios-X. Ela pode ser usada ainda para

determinar a componente de tensão σ_φ que age em qualquer direção da superfície do plano, sem que seja necessário o conhecimento das tensões principais.

As mesmas medidas de deformações residuais e, portanto, de tensões residuais, podem ser realizadas aplicando-se o mesmo procedimento das múltiplas exposições, porém utilizando apenas duas exposições para o ângulo ψ , ou seja, uma incidência do feixe de raios-X normal à superfície da amostra e outra incidência inclinada em relação a normal da amostra de ângulo ψ de aproximadamente 45º (CULLITY, 2014).

Assim, o padrão de difração da incidência normal mede a deformação aproximadamente normal à superfície e o padrão de difração do feixe inclinado mede a deformação na direção de $\varepsilon_{\varphi\psi}$, sendo estas deformações aproximadamente iguais a ε_3 e ε_ψ , onde ε_ψ é a deformação na direção que faz um ângulo ψ com a normal da superfície. A teoria da elasticidade fornece as seguintes relações (Eq. A.7):

$$\varepsilon_\psi - \varepsilon_3 = \frac{\sigma_\varphi}{E(1+\nu)\operatorname{sen}^2 \psi} \quad (\text{A.7})$$

$$\varepsilon_\psi = \frac{(d_i - d_0)}{d_0} \quad (\text{A.8})$$

onde: d_i é o espaçamento entre os planos cristalinos da família nos quais se deu a difração do feixe incidente no material tensionado e d_0 é o espaçamento entre os planos cristalinos de uma mesma família no material livre de tensão.

$$\varepsilon_3 = \frac{(d_n - d_0)}{d_0} \quad (\text{A.9})$$

então:

$$\sigma_\varphi = \frac{E}{(1+\nu)\operatorname{sen}^2 \psi (d_i - d_n)/d_n} \quad (\text{A.10})$$

A Equação A.10 permite calcular as tensões em qualquer direção escolhida a partir do espaçamento cristalino de planos determinados por dois padrões de difração, um relativo a um feixe incidente normal à superfície e outro relativo a um feixe inclinado a um ângulo ψ da

direção normal à superfície. O ângulo φ não aparece na equação, portanto, não é necessário conhecer as tensões principais a priori e nem é necessário conhecer o espaçamento cristalino.

O equipamento utilizado para as medições das tensões residuais possui algumas diferenças para os difratômetros convencionais. Este equipamento possui múltiplos eixos de rotação. Isso permite rotacionar o feixe de raios-X para obtenção da tensão residual pontual, de acordo com o necessário, para se obter uma varredura pelo método $\sin^2\psi$.

Para determinação das tensões residuais, o ângulo ω e 2θ podem ser movidos independentemente. Em difratômetros convencionais o ângulo ω é fixo e equivale à metade do valor do 2θ .

O equipamento utilizado neste trabalho é portátil, esses tipos de equipamento possuem um tamanho bem menor e são específicos para a determinação das tensões residuais. Para as medições, este equipamento leva em consideração a diferença entre as curvas (gaussianas) criada pela varredura do material e curva gaussiana padrão, pré-definida no banco de dados para cada material (Figura A.5).

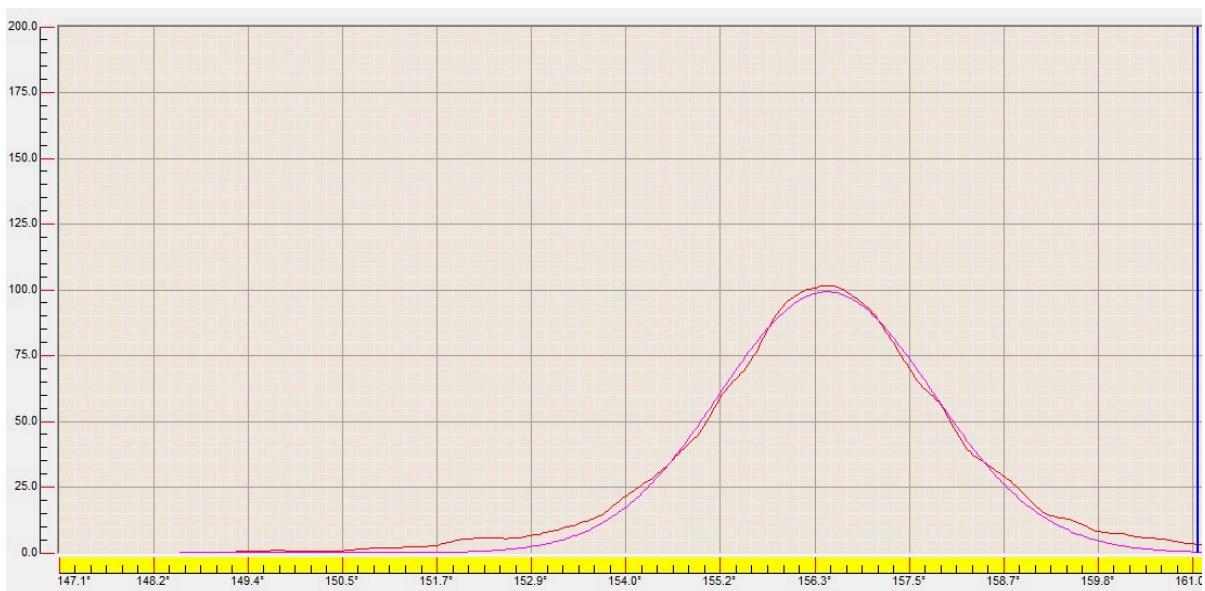


Figura A.5 - Linha vermelha: espectro de material sem tensões, linha roxa: espectro do material com tensões residuais.

A escolha do tipo de colimador interfere na área de incidência e na intensidade do feixe sobre o material. A Figura A.6 mostra o efeito do colimador e a caixa de colimadores do equipamento utilizado.

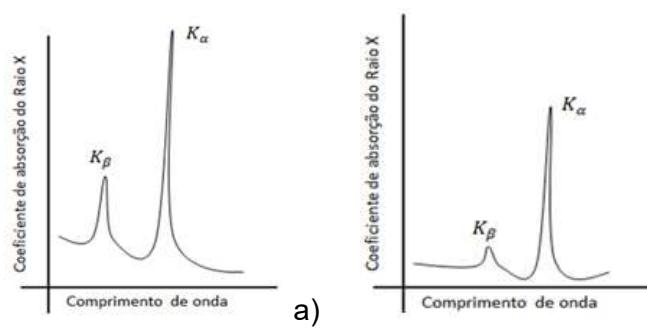


Figura A.6 - Colimadores SARA TEC 4000.

A escolha do tipo do filtro de radiação depende do alvo. O filtro é sempre um número atômico abaixo do número atômico do elemento do alvo do tubo. A Figura A.7 mostra a tabela periódica e um exemplo de alvo de Níquel e filtro de Cobalto. O filtro minimiza a intensidade dos picos $K\alpha$ e $K\beta$ (Figura A.8).

Grupo →	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18
↓ Período																		
1	1 H																2 He	
2	3 Li	4 Be															10 Ne	
3	11 Na	12 Mg															18 Ar	
4	19 K	20 Ca	21 Sc	22 Ti	23 V	24 Cr	25 Mn	26 Fe	27 Co	28 Ni	29 Cu	30 Zn	31 Ga	32 Ge	33 As	34 Se	36 Kr	
5	37 Rb	38 Sr	39 Y	40 Zr	41 Nb	42 Mo	43 Tc	44 Ru	45 Rh	46 Pd	47 Ag	48 Cd	49 In	50 Sn	51 Sb	52 Te	54 Xe	
6	55 Cs	56 Ba		72 Hf	73 Ta	74 W	75 Re	76 Os	77 Ir	78 Pt	79 Au	80 Hg	81 Tl	82 Pb	83 Bi	84 Po	86 Rn	
7	87 Fr	88 Ra		104 Rf	105 Db	106 Sg	107 Bh	108 Hs	109 Mt	110 Ds	111 Rg	112 Cn	113 Uut	114 Fl	115 Uup	116 Lv	118 Uus	
Lantanideos																		
Actinideos																		
	57 La	58 Ce	59 Pr	60 Nd	61 Pm	62 Sm	63 Eu	64 Gd	65 Tb	66 Dy	67 Ho	68 Er	69 Tm	70 Yb	71 Lu			
	89 Ac	90 Th	91 Pa	92 U	93 Np	94 Pu	95 Am	96 Cm	97 Bk	98 Cf	99 Es	100 Fm	101 Md	102 No	103 Lr			

Figura A.7 - Tabela periódica com exemplo de filtro e alvo.

Figura A.8 - Efeito do filtro sobre a intensidade dos picos $K\alpha$ e $K\beta$. (a) sem filtro; (b) com filtro.

A operação do equipamento é facilitada pelo software SARA TEC 4000 onde é possível determinar até o tipo de tubo a ser utilizado, dependendo do tipo de material (Figura A.9).

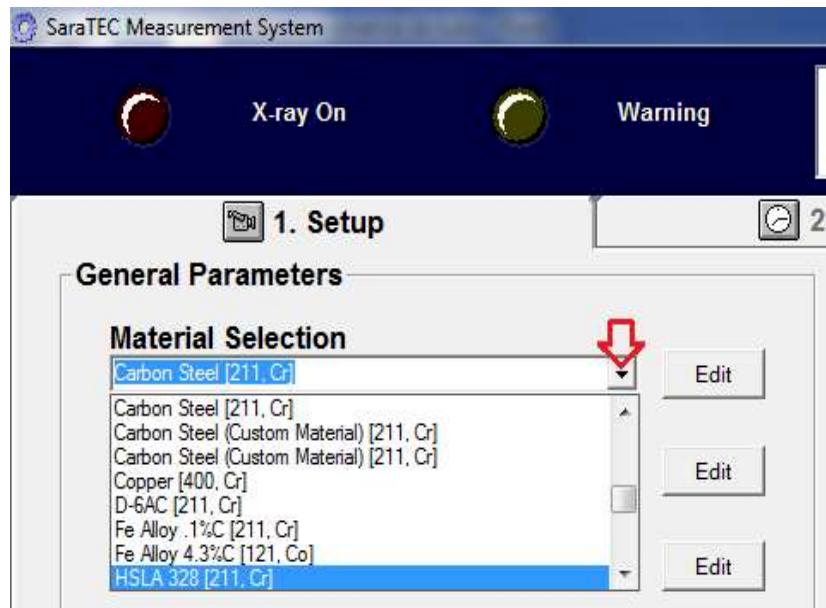


Figura A.9 - Tela do software mostrando a escolha do tipo de material e consequentemente o tipo de tubo a ser utilizado na análise.

Após a escolha do tubo de raios-X é necessário estipular a corrente e tensão para o mesmo. A escolha dos valores de corrente e tensão se faz manualmente, e foi determinado em consonância com outros trabalhos da mesma área (Figura A.10).

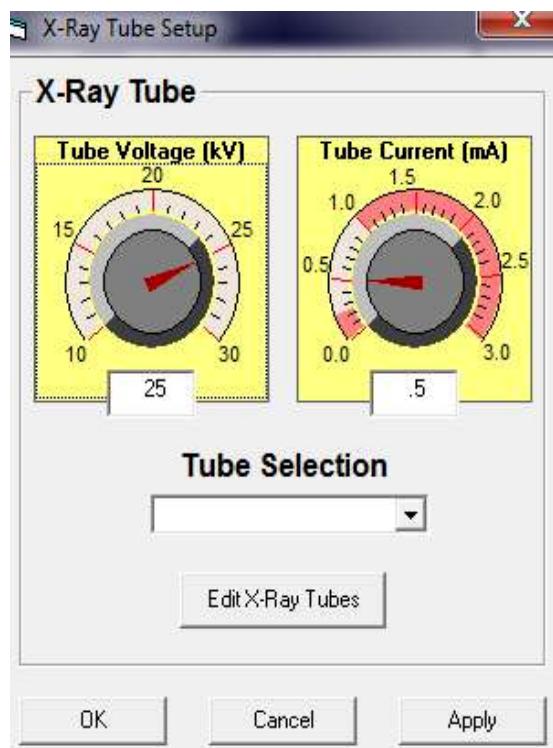


Figura A.10 - Tela do software mostrando valor da corrente e tensão no tubo.

Após a escolha da tensão e corrente no tubo, define-se os ângulos de medições. Segundo a norma ASTM E2860-20 o perfil de difração é coletado variando-se o ângulo ψ para um dado plano (khl). Recomenda-se utilizar no mínimo sete ângulos diferentes. O Equipamento Sara TEC 4000 possui um mecanismo simples para se definir a variação do ângulo Ψ (Figura A.11).

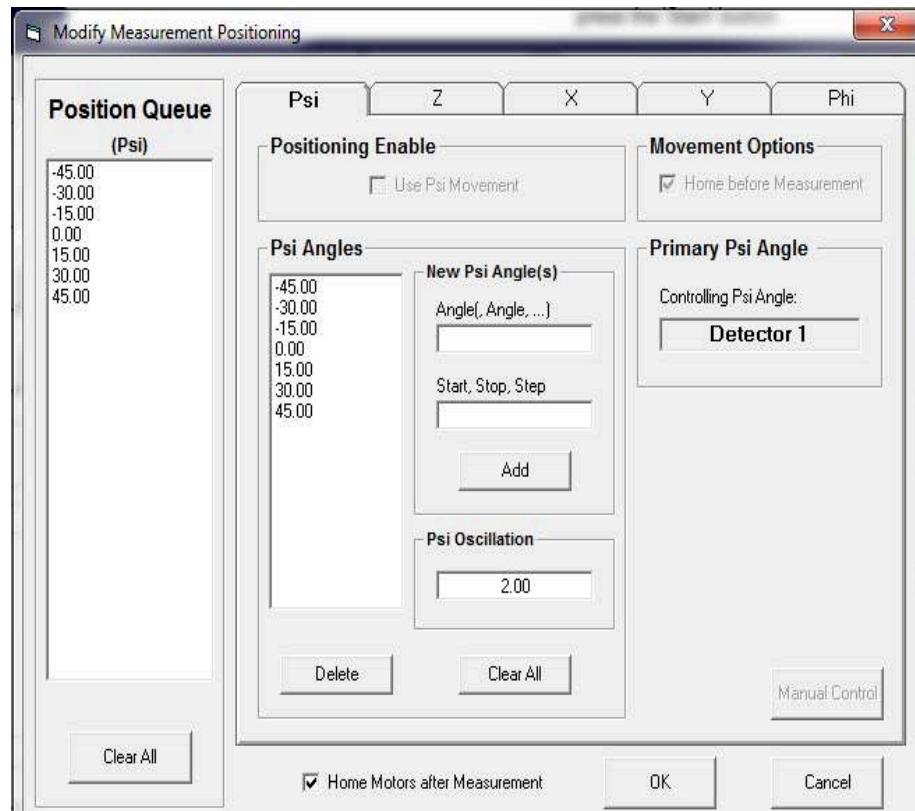


Figura A.11- Definição do ângulo ψ no software Sara TEC 4000.

Para se diminuir o erro relativo devido à orientação preferencial dos grãos, o equipamento disponibiliza uma opção de oscilar o ângulo ψ em torno do valor determinado. Por exemplo, para $\psi = 45^\circ$ e uma oscilação de $\Delta\psi = \pm 2^\circ$ o goniômetro varrerá entre 43° e 47° . Segundo a fabricante, o uso de oscilação reduz a não linearidade relacionada à distância entre os planos $\sin^2\psi$.

Deve-se definir também o tempo de medição, para tanto, deve-se levar em consideração: o tipo de colimador, a intensidade da radiação, o tipo de material a ser analisado e a quantidade de ângulos ψ . Ao final de cada varredura (15 minutos cada para os dados coletados para este trabalho), o software libera um relatório com os dados de tensão residual de cada amostra.

ANEXO B

O Anexo B descreve o processo de corte por jato d'água abrasivo utilizado no procedimento experimental deste trabalho. O corte por jato d'água abrasivo é um processo onde ocorre a erosão ou desgaste do material a ser cortado, e quanto maior a velocidade da saída do jato de corte, maior a remoção ou desgaste do material. Neste processo, o fluxo de água passa por um orifício a altíssima velocidade, o orifício de saída do jato abrasivo, que geralmente é feito de rubi, safira ou diamante artificial (RICE, 1962).

Segundo Lorincz (2009), o corte com jato d'água abrasivo ganha em popularidade e se apresenta como uma forma de cortar vários tipos de materiais. De fácil utilização, o jato d'água possibilita cortar quase todos os materiais em variadas espessuras. O jato d'água abrasivo possui a grande vantagem de promover o corte dos materiais a frio não danificando termicamente os materiais. Cortes com jato d'água também são capazes de produzir geometrias mais complexas.

O corte com jato d'água abrasivo usa a velocidade da água em um jato “coerente” contendo abrasivos. A água sai do sistema de pressurização à, aproximadamente, 60.000 psi. O jato passa imediatamente no centro de um tubo de mistura. A velocidade da água chega a cerca de três vezes a velocidade do som, e este processo gera um *Venturi* que é responsável pela aspiração do abrasivo (OLSEN, 1999). A mistura através do tubo se faz entre a água, abrasivo e ar. O diâmetro do furo de saída varia entre 0,005 e 1,5 mm. O jato carrega de 0,40 a 0,68 kg/minuto de abrasivo. A configuração do jato é definida pelo material a ser cortado.

Nos processos de corte com jato d'água, em geral, os abrasivos mais utilizados são: sílica (SiO_2); óxido de alumínio (Al_2O_3); nitreto de silício (Si_3N_4), metal duro granulado (OCH, 2008). Para cortar superligas metálicas ou materiais cerâmicos muito duros podem ser usados abrasivos à base de carbeto de boro. Além desses, a granalha e o *Garnet* são abrasivos bastante utilizados.

O *Garnet* é o abrasivo mais utilizado atualmente. Este abrasivo é ambientalmente limpo e combina excelente habilidade de corte com bom desempenho de consumíveis (OLSEN, 1999). O abrasivo *Garnet* é comercializado em cinco granulometrias diferentes (#40, #50, #60, #70 e #80), este trabalho utilizou abrasivo *Garnet* com granulometria #80, cujo tamanho médio do abrasivo é de 0,177 mm, densidade de 2,34 g/cm³, dureza *Moh's* de (7,5 – 8,0), ponto de fusão de 1250 °C, condutividade abaixo de 15 m.S/m, concentração de cloretos inferior à 20ppm e pH 7.

O *Garnet* utilizado possui composição química de, aproximadamente 31% de sílica (SiO_2), 21% de alumina (Al_2O_3), 37% de óxido de ferro (FeO), 7,4% de óxido de magnésio (MgO), 0,55% de óxido de titânio (TiO_2), 0,53% de óxido de manganês (MnO), 1,84% de óxido de cálcio (CaO), e 0,05% de óxido de cromo (Cr_2O_3).

O corte com jato d'água abrasivo possui alguns benefícios, tais como: não forma zona térmica afetada, baixa força de contato, não gera distorção no corte, possibilita eliminar processos secundários, pode atingir precisão de até 0,1 mm.

Materiais comumente cortados com jato d'água abrasivo são aqueles refletivos, condutivos, resistentes à temperatura e sensíveis a temperatura. Com o aumento da espessura do material o corte com jato d'água abrasivo se torna a técnica de corte ideal (LORINCZ, 2009).

Em chapas ou peças com espessura acima de seis milímetros, a qualidade do corte é superior aos dos processos de corte a quente. Materiais refletivos e polidos não são danificados pelo corte ou perfuração por jato d'água abrasivo. A precisão e a qualidade de corte a jato d'água abrasivo são similares ao *laser* para chapas finas e superior a todos os outros processos de corte de chapas, sendo que o processo de corte com jato d'água abrasivo só deixa a desejar se comparado ao processo de corte com descarga elétrica (EDM), em materiais espessos (OLSEN, 1999; SANTOS, 2013).

O corte com jato d'água abrasivo é mais lento que os processos a quente para materiais não condutivos e similar para materiais condutivos como alumínio.

O jato d'água abrasivo tem um limite de 300 mm de espessura em sua capacidade de corte, sendo que para o corte a plasma o limite é de 50 mm e para o corte a *laser* o limite é de aproximadamente 15 mm (SENAI, 2009).

A qualidade do corte é determinada pelo diâmetro de saída e inclinação do jato. O avanço e a velocidade de corte também estão relacionados à qualidade de acabamento.

O avanço do cabeçote influencia na curvatura do corte. Uma redução na velocidade pode aumentar o nível de acabamento. Um avanço muito alto promove aspecto de estrias na zona de corte. A Tabela B.1 mostra uma escala de qualidade de corte definida de 1 a 5. (OLSEN, 1999).

Em metais e materiais duros, 90% do corte são realizados pelo abrasivo e não pela água, o abrasivo produz uma ação de cisalhamento que permite cortar materiais de grande dureza até a espessura de 300 mm. Desta forma o corte com jato d'água abrasivo é eficaz tanto para materiais duros, como para peças que passaram por endurecimentos superficiais.

Tabela B.1. Qualidade de corte com jato d'água definida de 1 a 5 (SENAI, 2009)

Escala	Qualidade do corte
5	Excelente, sem estrias, melhor geometria.
4	Muito bom, pequenas marcas de estrias.
3	Bom com marcas de estrias do centro ao fundo.
2	Áspero, marcas de estrias mais presentes.
1	Extra áspero, pobre e raramente usado.

A água fornecida ao intensificador é um fator crucial no corte do jato d'água abrasivo de precisão por causa do seu efeito direto na vida dos componentes do equipamento. O filtro interno da bomba é suficiente para a remoção de sólidos na água. Os sólidos dissolvidos (PPM) na água de entrada terá um efeito adverso em válvulas de retenção, selos, orifícios, e em outros materiais de consumo. A maioria dos sistemas deve tratar a água antes que entre na bomba.

O trocador de calor do equipamento utiliza fluido líquido refrigerante. A temperatura do óleo hidráulico deve ser mantida abaixo de 55°C. Para tanto, o sistema requer um fluxo consistente de água de 10 l/min, em uma temperatura de entrada que não exceda 21°C, todos estes fatores influenciam no resultado final do corte (SENAI, 2009).

B.1 – Corte das peças deste trabalho.

Neste trabalho as barras cilíndricas originais fornecida pela *Villares Metals S.A.*, foram cortadas com jato d'água abrasivo, para que os CP tivessem a menor influência possível do efeito do corte. Desta forma, também foi realizado um estudo do corte com jato d'água abrasivo da liga de Inconel 718 envelhecido e solubilizado.

O equipamento utilizado nesse trabalho foi o *Water Jet Prime* modelo 1830. Esta possui sistema de corte Hypertherm de até 60.000 psi e 50 hp de potência máxima; mesa de corte padrão 1800 mm X 3000 mm (área útil de corte); movimentação CNC programável, por fuso esférico nos eixos X, Y e Z; servo drivers e motores *Yaskawa*; sistema de remoção de partículas, descarte seco e embalado; sistema de tratamento da água (pré-filtragem), abrandamento, armazenamento; reservatório de abrasivo de 300 litros; e definição de até 5 acabamentos de corte em qualquer parte da geometria da peça.

As bombas elevam a pressão da água a aproximadamente 4000 bar, a água pressurizada é armazenada em um acumulador, que regulariza o fluxo de saída do fluido. Depois é levada por tubulações até um bocal feito de safira Figura B.1.

No acoplado do bocal, utilizou-se o abrasivo *Garnet 80 e*, assim que a água passa pelo bocal, arrasta o material abrasivo, o que promove o corte da liga de Inconel com alta potência de corte. O jato é expelido pelo bocal através de um orifício de focalização, com diâmetro regulado entre 0,1 mm e 0,6 mm, este diâmetro é regulado e o corte ocorre quando a pressão do jato supera a tensão limite de resistência à compressão do material.

Nos cortes realizados neste trabalho, a mistura água-abrasivo atingiu uma velocidade de, aproximadamente, 1400 km/h. Após atravessar o material, o jato de água é amortecido num tanque, contendo água e esferas de aço, que fica sob a mesa do equipamento. A Figura B.1 ilustra o sistema de corte.

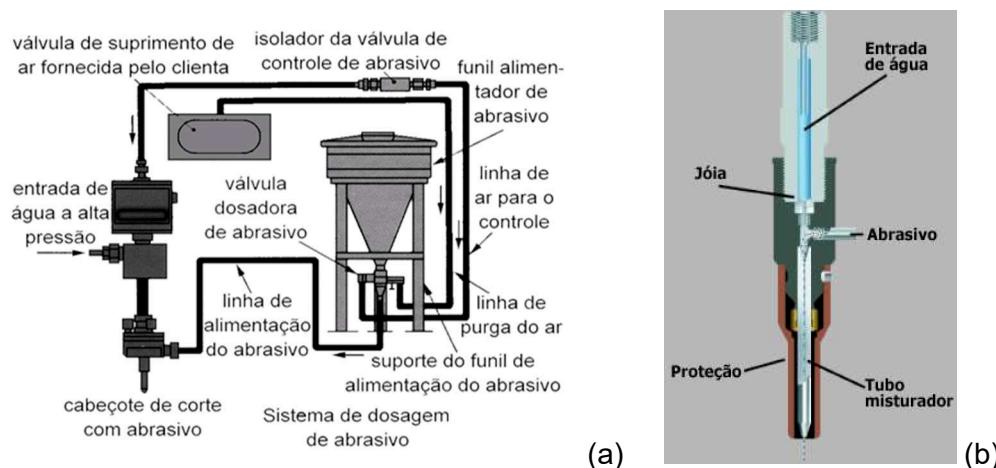


Figura B.1. (a) Sistema de Funcionamento do equipamento e (b) sistema de dosagem de abrasivo. (Manual Water Jet Prime modelo 1830, 2014).

O avanço do cabeçote da máquina influencia na curvatura do corte, uma redução na velocidade pode aumentar o nível de acabamento e avanço alto promove aspecto de estrias na zona de corte. Para o corte das amostras de Inconel 718 envelhecida e solubilizada, a configuração utilizada foi de 0,05m/min., com carga de 600 g de abrasivo por minuto e uma pressão de 35000 psi.

Após as etapas de corte, foram realizadas medições de dureza *Vickers*, medidas de rugosidade na superfície das peças com rugosímetro linear e as imagens das topografias foram realizadas via microscopia eletrônica de varredura (MEV).

Os resultados de rugosidade foram tratados com software *Digital Surf MountainsMap Universal®*, versão 3.0. Para medição de dureza das amostras, foi utilizado ensaio *Vickers* com carga de 30 kgf e tempo de aplicação de carga de 30 segundos. Para se identificar possíveis alterações superficiais, foi utilizada microscopia eletrônica de varredura e análise espectral de energia dispersiva. Para tanto, utilizou-se um MEV, marca *HITACHI*, Modelo TM3000.

As imagens e análises de espectroscopia de energia dispersiva (EDS) foram feitas com uma potência do feixe de elétrons de 15 kV. Nas análises de composição química via EDS, utilizou-se um tempo de aquisição de 30 segundos. Ao final das análises MEV e EDS, observa-se que há incrustações de abrasivos na superfície das peças cortadas com jato d'água abrasivo, e elevado nível de oxidação na sua superfície. Pode-se afirmar com relativa precisão que os resultados são conclusivos, pois se observam elementos químicos presentes nas superfícies cortadas que não estão presentes na matriz do Inconel 718.

Estes eventos não são significativos com relação às propriedades mecânicas do material. Fato que atribui vantagens ao processo de corte com jato d'água abrasivo, uma vez, que outros processos térmicos (corte *laser* e corte à plasma) provocam modificações microestruturais que interferem nas propriedades mecânicas das regiões onde a peça foi cortada, impossibilitando estudos e caracterizações adequadas da liga. A Figura B.2 mostra duas peças (CP) de Inconel 718 cortadas com jato d'água abrasivo. Uma das peças é envelhecida e a outra solubilizada.



Figura B.2 - Imagem das peças cortadas com jato d'água abrasivo. Inconel 718 (Envelhecido e Solubilizado).

Este trabalho avaliou as topografias das superfícies das peças, sendo que para a medição da rugosidade foi utilizado um rugosímetro portátil, *Surtronic S100*, fabricado por *Taylor Hobson*, com ponta de diamante com raio de 0,2 μm , para garantir a reprodutibilidade, três medidas com 9,6 mm de comprimento foram feitas para cada ensaio. O comprimento de amostragem foi regulado para 0,8 mm e foram realizadas medições dos parâmetros Ra, Rq, Rt e Rz. A Figura B.3 faz uma comparação entre os resultados médios para os parâmetros de rugosidade das peças de Inconel 718 envelhecida e solubilizada cortadas com jato d'água abrasivo.

Observa-se que a liga Inconel 718 envelhecida ($\text{HV} = 520 \text{ kgf/mm}^2$) possui topografia menos irregular com relação à liga Inconel 718 solubilizada ($\text{HV} = 350 \text{ kgf/mm}^2$), dado que esta última apresenta dureza superficial inferior, o que explica o pior acabamento, pois quanto mais dúctil o material, mais afetado ele é pela erosão promovida pelo jato de corte.

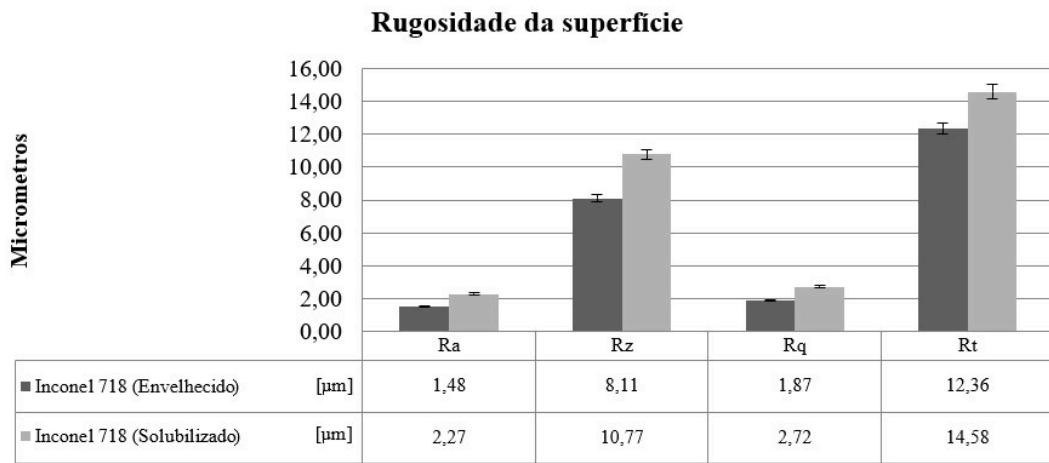


Figura B.3 - Resultados de topografia das peças cortadas com jato d'água abrasivo. Inconel 718 envelhecido e solubilizado.

A Figura B.4 mostra as imagens MEV da superfície cortada com jato d'água abrasivo, que demonstram presença de óxidos superficiais em meio às marcas de desgaste abrasivo na superfície da peça. As imagens da Figura B.4.a e “.b”, mostram pontos mais escuros nas superfícies cortadas com jato abrasivo. Os pontos mais escuros nas imagens (Figura B.4), são abrasivos encrustados nas amostras. As análises mostram que as partes escuras nas imagens são ricas em elementos diferentes dos elementos constituintes da matriz (estes pontos possuem baixo número atômico com relação à matriz), nestes pontos existem altas concentrações de elementos que têm como origem os abrasivos que constituem o *Garnet*.

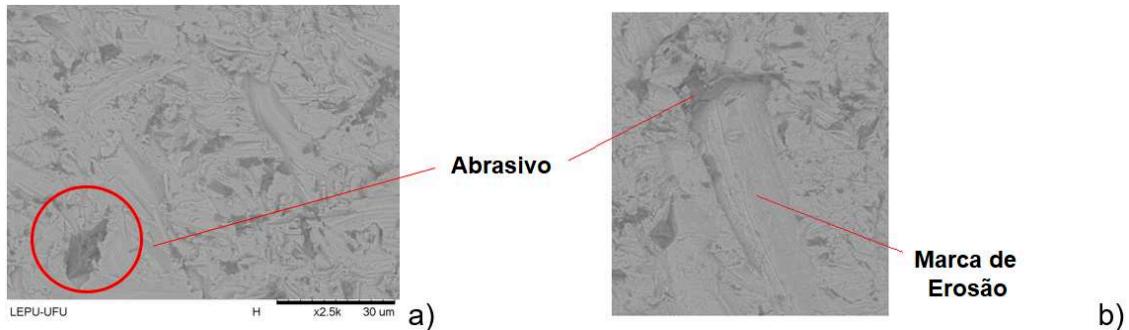


Figura B.4 - Imagens MEV da superfície do Inconel 718. (a) abrasivo encrustado na superfície da peça; (b) marca de erosão na superfície da peça cortada com jato d'água abrasivo.

Na Figura B.4, nas proximidades dos pontos cinza escuro, também se verifica marcas de erosão dos abrasivos. Pelas análises no MEV e de EDS, foi detectado que na microestrutura superficial do material há resíduos do abrasivo utilizado no corte. Este fato, não afeta as propriedades mecânicas das peças e por serem só superficiais não afetam a superfície usinada da peça no fresamento. Por estas técnicas, também foram identificados

óxidos na superfície das peças cortadas, fato promovido pela abundância de oxigênio no ambiente de corte (ar e água).

O corte com jato d'água abrasivo é vantajoso em relação outras formas de corte por não afetar termicamente o material (como ocorre nos cortes a *laser* e a plasma), e também não afeta consideravelmente a microestrutura do material como nos cortes mecânicos (disco abrasivo, guilhotina e serra fita).

ANEXO C

O Anexo C apresenta resultados sobre a relação entre a rugosidade da superfície de saída da ferramenta de corte utilizada neste trabalho e a rugosidade da superfície da peça após processo de fresamento da liga de Inconel 718 envelhecida usinada em três condições de corte: acabamento, moderado e desbaste; e em três sistemas de lubri-refrigeração: a seco, mínima quantidade de líquido (MQL) e jorro.

Esta parte do estudo foi colocada em anexo por não contemplarem os objetivos centrais desta tese. Todos os ensaios desta etapa de testes foram realizados na PUCPR e as caracterizações topográficas das peças e das ferramentas foram realizadas na UFU. Esta parte do trabalho visa uma nova abordagem para correlacionar os parâmetros de textura da superfície de saída da ferramenta usada no processo de fresamento do Inconel 718 em diferentes valores médios de desgaste artificial de flanco (aresta principal de corte), taxas de remoção de material e atmosferas de corte com os parâmetros de rugosidade da superfície usinada. Esta abordagem quantitativa para a textura da superfície da aresta de saída da ferramenta leva a uma correlação considerável com o perfil de rugosidade da peça usinada e com as forças de corte (SILVA, 2021b).

C.1 – Correlação entre a topografia da peça e superfície desgastada da ferramenta

Segundo Popper (1957), embora fenomenologicamente correlações não se traduzam necessariamente em causalidade, conhecer as interações entre as variáveis é um bom começo para uma compreensão mais profunda do fenômeno estudado. No tribossistema de usinagem, essas interações são especialmente complexas, já que quase todas as variáveis são interdependentes, levando a interações caóticas.

A grande variedade de técnicas empregadas no estudo do sistema tribológico em usinagem não é apenas a prova de sua complexidade, mas também uma constatação de que a comunidade científica tem muitas dúvidas e poucas certezas sobre os mecanismos tribológicos existentes na interface ferramenta-peça.

Para Machado e Diniz (2017), o desgaste da ferramenta é um dos principais indicadores da usinabilidade de um sistema. Esta variável pode ser medida por vários métodos, como interferometria (DEVILLEZ, 2004), microscopia óptica (SILVA, 2020a), microscopia eletrônica de varredura (FAVERO FILHO, 2019), e monitoramento por várias

técnicas, como emissão acústica (DOLINSEK, 1999), vibração (BONIFACIO, 1994), consumo de energia elétrica (SILVA, 2020a).

Se analisado corretamente, o mecanismo de desgaste da ferramenta é um excelente registro de um processo de usinagem e, de acordo com Astakhov (2006), pode ser diretamente correlacionado a variáveis como forças de corte e temperatura, parâmetros de usinagem e afinidade química da ferramenta e do material da peça (SILVA, 2020c).

As normas ISO-3685 (1993) para corte o contínuo e ISO-8688 (1989) para o corte interrompido especificam os parâmetros de desgaste e sugerem critérios de fim de vida das ferramentas baseados em suas dimensões, como o desgaste médio de flanco (VB_B), desgaste máximo de flanco ($VB_{B\max}$), desgaste de cratera (K_T) e desgaste de entalhe (VB_N) como ilustrados na Figura 2.5.2.

Análises dos mecanismos de desgaste das ferramentas, tanto para o corte contínuo (CHOU, 1997) quanto para o corte interrompido (SAYIT, 2009), em taxas menores de remoção de material (DOS SANTOS, 2018) ou em taxas maiores (CARVALHO, 2019), são geralmente qualitativas, usando técnicas de microscopia.

Embora os principais padrões de cada mecanismo de desgaste sejam bem conhecidos, esse tipo de análise deixa margem para interpretações duvidosas e não é compatível com o rigor científico exigido para a modelagem de processos.

A textura da superfície de desgaste de ferramentas de corte pode ser avaliada de acordo com a ISO 25178 (2012). Este é o primeiro padrão internacional que leva em consideração a especificação e medição da textura da superfície 3D. Em particular, o padrão define os parâmetros de textura da superfície 3D e os operadores de especificação associados. Esta norma, por sua vez, divide os parâmetros de rugosidade em parâmetros de amplitude, funcionais, espaciais, híbridos, funcionais (volume), característica e funcional (superfícies estratificadas), conforme detalhado na Tabela C.1.

A rugosidade bidimensional da peça usinada pode ser avaliada de acordo com a ISO 4287 (1997) em amplitude, proporção do material, espaçamento e parâmetros de pico. Esta divisão é detalhada na Tabela C.2.

Tabela C.1 - Parâmetros de textura de superfície de acordo com a ISO 25178 (2012).

Categoria	Parâmetros	Nome	Descrição
Altura	Sq (μm)	Raiz quadrada média	Desvio padrão da distância das alturas do plano médio.
	Ssk	Skewness	Simetria da distribuição.
	Sku	Curtose	Nitidez da distribuição.
	Sp (μm)	Pico máximo	Valor máximo do plano médio da superfície.
	Sv (μm)	Vale máximo	Valor mínimo do plano médio da superfície.
	Sz (μm)	Altura máxima	Distância entre a altura máxima e mínima
	Sa (μm)	Média aritmética	Média da distância das alturas do plano médio.
Funcional	Smr (%)	Relação de material de área	Porcentagem da área da seção transversal da superfície em um determinado ponto alto.
	Smc (μm)	Relação de material de área inversa	O maior valor alto para uma determinada proporção de material.
	Sxp (μm)	Pico de altura extrema	Diferença de alturas nos valores de relação do material da área p% e q%.
Espacial	Sal (μm)	Comprimento de autocorrelação	Distância horizontal na direção
	Str	Proporção da textura	Uniformidade da textura da superfície
	Std ($^\circ$)	Direção da textura	Ângulo em que o espectro angular é o maior.
Híbrido	Sdq	Gradiente quadrado médio de raiz	Raiz quadrada média das inclinações em todos os pontos.
	Sdr (%)	Razão de área interfacial desenvolvida	Razão entre a superfície adicional da área adicionada pela textura e a área de definição plana.

Continuação da Tabela C.1 - Parâmetros de textura de superfície de acordo com a ISO 25178 (2012).

Categoria	Parâmetros	Nome	Descrição
Funcional (Volume)	$V_m (\mu m^3/\mu m^2)$	Volume de material	Volume de material por unidade de área entre uma proporção de material de 0% a p%.
	$V_v (\mu m^3/\mu m^2)$	Volume vazio	Volume de espaço por unidade de área entre uma proporção de material de 0% a p%.
	$V_{mp} (\mu m^3/\mu m^2)$	Pico de volume de material	Volume de material em uma proporção de material p%.
	$V_{mc} (\mu m^3/\mu m^2)$	Volume vazio do núcleo	Representa a diferença entre o volume vazio em uma proporção de material p% e q%.
	$V_{vc} (\mu m^3/\mu m^2)$	Volume do material central	Representa a diferença entre o volume do material em uma proporção de material p% e q%.
	$V_{vv} (\mu m^3/\mu m^2)$	Volume de vazio por volume	Representa o volume vazio de vale em uma proporção de material de área p%.
Característica	$Spd (1/\mu m^2)$	Densidade de picos	Número de picos por unidade de área.
	$Spc (1/\mu m)$	Curvatura de pico média aritmética	Média aritmética da curvatura dos picos.
Funcional (Superfícies Estratificadas)	$Sk (\mu m)$	Profundidade de rugosidade do núcleo	Diferença de alturas nos valores de proporção de material 0% e 100% na linha equivalente.
	$Spk (\mu m)$	Altura de pico reduzida	Altura média dos picos acima da superfície do núcleo
	$Svk (\mu m)$	Profundidade de vale reduzida	Profundidade média dos vales abaixo da superfície do núcleo
	$Smr1 (\%)$	Porção de material de pico	Porcentagem da superfície na intersecção da superfície do núcleo e a altura do pico.
	$Smr2 (\%)$	Porção de material de vale	Porcentagem da superfície na intersecção da superfície do núcleo e a altura do vale.

Tabela C.2. Parâmetros de rugosidade bidimensional da superfície conforme ISO 4287 (1997).

Categoria	Parâmetros	Nome	Descrição
Amplitude	Rp (µm)	Altura máxima do pico	Altura máxima do perfil acima da linha média.
	Rv (µm)	Altura máxima do vale	Profundidade máxima do perfil acima da linha média.
	Rz (µm)	Altura de dez pontos	A diferença é alta entre a média dos cinco picos mais altos e dos cinco vales mais baixos.
	Rc (µm)	Altura média do perfil	Valores médios da distância entre os picos e vales vizinhos.
	Rt (µm)	Altura máxima do perfil	Distância vertical entre o pico mais alto e o vale mais baixo.
	Ra (µm)	Altura média aritmética	Média aritmética do perfil.
	Rq (µm)	Rugosidade quadrada média	Desvio padrão das alturas da superfície.
	Rsk	Skewness	Simetria do perfil.
	Rku	Curtose	Nitidez do perfil.
Relação de Material	Rmr (%)	Razão de comprimento	Relação entre o comprimento dos elementos do perfil em relação a uma relação do material c%.
	Rdc (µm)	Diferença de altura da seção de perfil	Diferença de altura na altura da seção, correspondendo às duas relações de material c% e q%.
Espaçamento	RSm (mm)	Largura média	Média do comprimento dos elementos do perfil,
	Rdq (°)	Inclinação quadrada média da raiz	Raiz quadrada média para a inclinação local dentro do comprimento de amostragem.
Pico	RPc (1/mm)	Contagem de pico	Número de picos do perfil de rugosidade por unidade de comprimento.

C.2 – Metodologia aplicada

Nesta etapa utilizou-se ferramentas desgastadas artificialmente por processo EDM (aresta principal de corte), tal como na 2^a etapa de testes desta tese, porém os testes de usinagem foram realizados a seco, com jorro e também com MQL. Foram utilizadas as mesmas condições de usinagem apresentadas na Tabela 3.5.2.

Nesta etapa de testes procurou-se avaliar a influência e a relação da rugosidade do desgaste natural da ferramenta (aresta de saída) na rugosidade superficial da liga de Inconel 718 envelhecida. Utilizou-se MEV em conjunto com técnicas de processamento de imagem para avaliar e correlacionar a topografia das marcas de desgaste natural na superfície de saída das ferramentas de metal duro e a topografia de superfície resultante das peças de Inconel 718 no processo de fresamento de topo. Atualmente, o MEV é fortemente utilizado para formar imagens de alta resolução em comparação aos sistemas ópticos que utilizam a interação da luz visível com a superfície da amostra, o que otimiza os cálculos de caracterização topográfica.

Em todos os ensaios, as forças de corte triaxiais foram medidas por uma plataforma dinamométrica estacionária piezoeétrica, modelo 9272, fabricada pela *Kistler*, com uma taxa de aquisição de dados de 4 kHz, desta forma, a força média de usinagem foi determinada, e esta também foi correlacionada com os parâmetros topográficos de desgaste da ferramenta e superfície usinada resultante.

Imagens adquiridas por MEV (usando elétrons secundários) da aresta de saída das ferramentas de corte foram usadas para calcular os parâmetros topográficos. A Tabela C.3 apresenta detalhes da metodologia, equipamentos e configurações aplicadas.

Tabela C.3 – Detalhamento da metodologia, equipamentos e configurações aplicadas.

Natureza da atividade	Configuração aplicada
Tratamento térmico do CP de Inconel 718	Envelhecida
Condição de usinagem	Acabamento, desbaste e moderado
Condição de Lubrificação	Seco, MQL e Jorro
Desgaste de flanco da ferramenta	Desgaste artificial, realizado via EDM
Realização dos ensaios de usinagem	Realizados na PUCPR
Caracterização peças e ferramentas	Realizados na UFU
Rugosidade da superfície	Parâmetros 2D das peças e parâmetros 3D da ferramenta
Microscopia óptica	Microscopia óptica da ferramenta
Microscopia eletrônica de varredura	MEV da ferramenta
Medição de temperatura no ensaio	Medição de temperatura da peça com termopar.
Medição de forças de usinagem	Força de usinagem resultante (F_u)
Modelagem e análise matemática	Análises de acordo com a ISO25178 E ISO4287 e aplicação do coeficiente de correlação de Pearson.

Os resultados topográficos da aresta de saída foram relacionados com a topografia das peças de Inconel 718 envelhecida, estes resultados também foram relacionados aos resultados de forças de usinagem (F_u). Esta abordagem inovadora sugere que a topografia da ferramenta pode ser usada para modelar a rugosidade resultante na peça, com o recíproco também sendo verdadeiro.

Após os ensaios de usinagem, as ferramentas foram limpas, usando Nital 5% por 1 hora, porém, em algumas das ferramentas foi verificada a presença de material aderido mesmo após limpeza, estas passaram por uma limpeza química com uma solução de 10% de HCl (ácido clorídrico) por mais uma hora para a retirada desse material. As texturas das superfícies das regiões desgastadas nos processos de usinagem (aresta de saída da ferramenta) foram medidas por meio de microscopia eletrônica de varredura usando elétrons secundários (MEV-ES) em um MEV TM3000 fabricado pela *Hitachi*, pertencente ao LEPU-UFU.

Para cada ferramenta, três regiões com $200 \times 200 \mu\text{m}^2$ foram tomadas. As imagens MEV-ES foram plotadas em 3D usando o software *MountainsMap®*, usando o módulo de reconstrução de imagem MEV, conforme ilustrado nas Figuras C.1.a, "b" e "c".

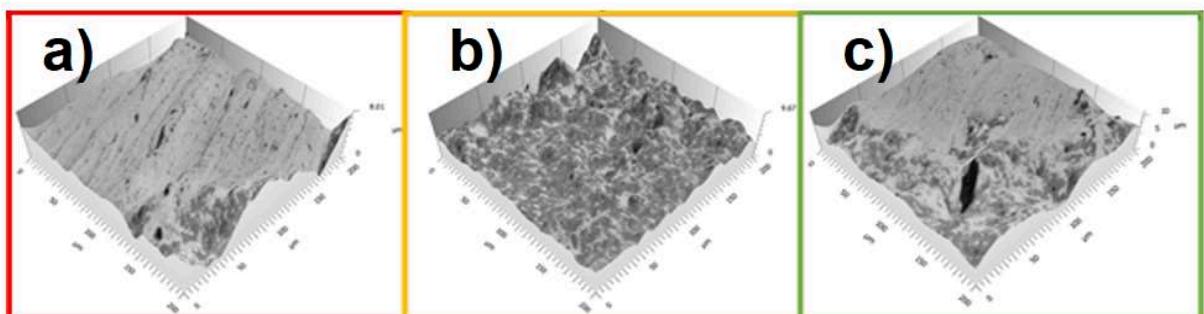


Figura C.1 - Criação de um perfil 3D a partir das imagens do MEV-ES do desgaste da face da ponta da ferramenta (aresta de saída); (a)(b)(c) perfil 3D em três regiões.

A rugosidade da superfície usinada da peça foi medida usando um rugosímetro portátil, *Surtronic S100*, fabricado por *Taylor Hobson*, com ponta de diamante com raio de $0,2 \mu\text{m}$. Para garantir a reproduzibilidade, três medidas com 9,6 mm de comprimento (Figura C.2) foram feitas para cada ensaio.

Para avaliar as correlações é proposta a representação apresentada na Tabela C.4. Os valores médios em relação às variáveis de entrada, ou seja, a atmosfera de corte (seca, MQL e jorro), desgaste da ferramenta produzido artificialmente por EDM (Tabela 3.5.1) e parâmetros de corte (Tabela 3.5.2) de cada um dos parâmetros de rugosidade da aresta de folga da ferramenta (Tabela C.4) foram correlacionados por meio do índice de *Pearson*, de forma semelhante à proposta por da Silva, *et al.* (2020).

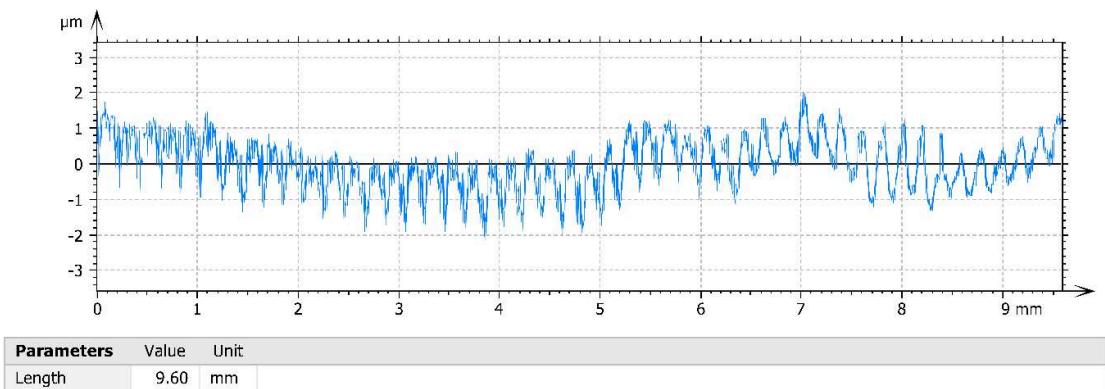


Figura C.2 - Exemplo de um perfil de rugosidade da peça após usinagem de desbaste a seco usando uma ferramenta de desgaste tipo A.

Tabela C.4 - Exemplo de como serão apresentadas as correlações para os valores médios de cada variável de entrada.

Parâmetros de rugosidade da peça usinada / força de corte		Parâmetro classe β		
Parâmetros de rugosidade da aresta de saída da ferramenta	Parâmetro A	Parâmetro X	Parâmetro Y	
	Parâmetro B	Correlação direta de Pearson mais forte entre A e X	Correlação inversa de Pearson mais fraca entre A e Y	Correlação média para a classe de parâmetro α
		Correlação média para a classe de parâmetro β		

As correlações diretas terão a célula correspondente colorida em verde e a correlação inversa em vermelho. A paleta de cores estará diretamente relacionada à força da correlação, com cores mais profundas e mais claras significando correlações mais próximas de, respectivamente, 100% e 0%.

Ao relacionar a rugosidade da aresta de saída da peça e a rugosidade da superfície da peça deve destacar que a correlação de *Pearson* apresenta resultados sobre condições de linearização dos resultados. A Figura C3 apresenta alguns exemplos fictícios para as possíveis condições de correlação.

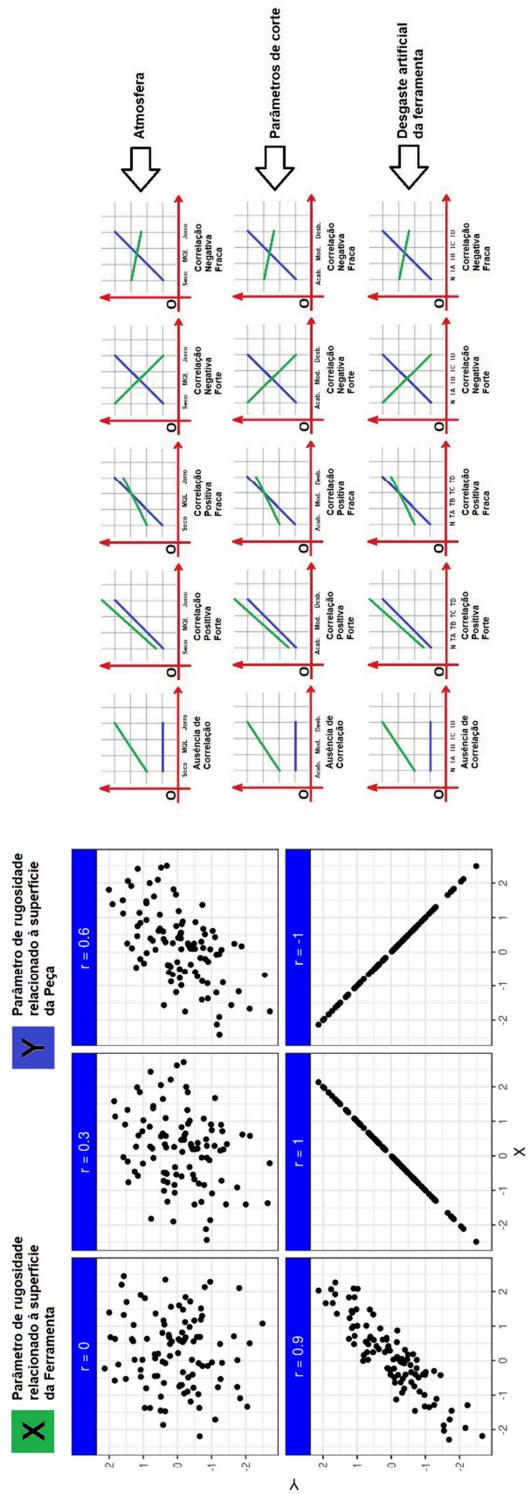


Figura C.3 - Exemplos fictícios para as possíveis condições de correlação de *Pearson* entre variáveis de saída.

C.3 – Resultados obtidos

Esta parte do trabalho usa microscopia eletrônica de varredura (MEV) em conjunto com técnicas de processamento de imagem para avaliar e correlacionar a topografia das marcas de desgaste na superfície de saída das ferramentas de metal duro e a topografia de superfície resultante de uma peça Inconel 718 no processo de fresamento de topo. Como descrito na metodologia, para estudar a influência do desgaste da ferramenta, foram utilizadas ferramentas com diferentes níveis de desgaste de flanco da aresta principal (de 0,4 a 1,4 mm) gerados artificialmente por usinagem por descargas elétrica (EDM)

C.3.1 – *Correlações entre às atmosferas de corte*

A Tabela C.5 apresenta as correlações entre os parâmetros de amplitude da superfície usinada (Figura 3.6.2) e os parâmetros de rugosidade da superfície de saída da ferramenta (Figura 3.6.1) em relação aos valores médios para cada uma das diferentes atmosferas de corte (seco, MQL e jorro).

Em geral, os parâmetros de amplitude de rugosidade da superfície da peça resultaram em cerca de 70% de correlação com os parâmetros de rugosidade da ferramenta desgastada. Isso pode ser explicado pela correlação entre o desgaste da ferramenta e a atmosfera de corte, visto que o desgaste foi maior para a condição de jorro e menor para o MQL.

O melhor desempenho do MQL quanto ao desgaste da ferramenta no processo de fresamento é bem conhecido na literatura (SILVA, 2020), pois melhora a lubrificação na zona de corte em relação ao corte a seco sem aumentar os gradientes térmicos na ferramenta como ocorre no processo de jorro, que resulta em fissuras térmicas. Portanto, a menor amplitude do desgaste na superfície de saída aumenta a estabilidade da formação de cavacos, levando a uma menor rugosidade na peça.

O grau de assimetria e a curvose do perfil de rugosidade da peça, entretanto, mostraram em média correlação consideravelmente menor com a rugosidade da superfície de saída desgastada da ferramenta (64,0%) do que a média dos outros perfis (71,6%), indicando que a real altura do perfil tem mais correlação com o desgaste da ferramenta do que sua distribuição morfológica. Como exceção, o parâmetro R_t resultou em correlações ligeiramente mais baixas, visto que mede a distância entre o pico mais alto e o vale mais profundo, e os picos mais altos geralmente se desgastam rapidamente nos primeiros estágios da interação tribológica (ZUM GAHR, 1987). Além disso, o parâmetro de rugosidade R_t detecta defeitos ou falhas pontuais, sem representar, portanto, um comportamento genérico, que pode ser mais facilmente relacionado com o desgaste da ferramenta.

A assimetria de ambos os perfis também resultou em correlações menores, o que pode ser explicado pelas interações caóticas entre o cavaco e a aresta de saída, principalmente na região do plano de cisalhamento secundário, o que pode fazer com que a simetria dos perfis se comporte de forma aleatória, levando a uma correlação mais baixa do parâmetro de assimetria.

A curtose de superfície (Rku) resultou em uma correlação acima de 90% com os parâmetros de altura da ferramenta. Esta correlação foi, no entanto, inversamente proporcional, mostrando que a diferença no tribofilme na interface de corte, como resultado da diferença nas atmosferas de corte, resultou nas condições com uma amplitude menor de rugosidade de desgaste na face de saída (encontrada na atmosfera MQL), esta situação gera uma superfície na peça menos rugosa, sendo este, resultado da menor deformação plástica na zona de corte.

Os parâmetros funcionais, híbridos e de recursos mostraram uma correlação geral pobre com a amplitude de rugosidade da peça. Uma exceção em relação aos parâmetros funcionais foi o Sxp, o que pode ser explicado porque tanto a razão da área do material (Smr) quanto a razão da área inversa do material (Smc) não fazem sentido na região do contato da zona de cisalhamento secundária, pois as pressões de corte são tão grandes que o cavaco e a ferramenta têm uma área total de contato entre as superfícies, e não obedecem à lei de atrito de *Coulomb*. Se excluídas as correlações com o Rsk e Rku que apresentaram menor correlação com todas as variáveis utilizadas para medir a rugosidade da superfície de saída da ferramenta, os parâmetros híbridos têm uma correlação média melhorada, ficando na ordem de 71,1%.

Ambos os parâmetros funcionais relacionados ao volume e superfícies estratificadas apresentaram uma correlação geral pouco acima de 70% com os parâmetros de amplitude do perfil de rugosidade na peça usinada. Isso pode ser explicado pelo fato desses dois parâmetros estarem correlacionados com a quantidade de material entre duas superfícies (peça e ferramenta). Isso permitiu correlações médias excepcionalmente altas em parâmetros como Vm ($\cong 83,8\%$), Vmp ($\cong 83,9\%$), Vvv ($\cong 82,5\%$), Spk ($\cong 91,0\%$), Smr1 ($\cong 84,7\%$) e Smr2 ($\cong 90,9\%$), visto que esses parâmetros podem ser usados para descrever a influência do percentual de picos e vales na interface de corte, principalmente na zona de cisalhamento secundário.

Tabela C.5 - Correlação entre os parâmetros de rugosidade da ferramenta desgastada (superfície de saída) de acordo com a ISO 25178 e os parâmetros de rugosidade da superfície da peça de acordo com a ISO 4287 em relação aos valores médios para cada atmosfera de corte (Seco, MQL e Jorro).

ISO 25178	ISO 4287	Parâmetros de amplitude da rugosidade da superfície da peça									
		Parâmetros	Rp (μm)	Rv (μm)	Rz (μm)	Rc (μm)	Rt (μm)	Ra (μm)	Rq (μm)	Rsk	Rku
Parâmetros de rugosidade da superfície de saída da ferramenta	Altura	Sq (μm)	91.5%	90.2%	90.8%	91.0%	64.4%	99.3%	97.6%	-45.3%	-86.3%
		Ssk	39.1%	36.2%	37.4%	37.8%	-5.5%	64.0%	56.2%	28.1%	-97.5%
		Sku	81.7%	79.8%	80.6%	80.8%	47.8%	94.8%	91.3%	-26.6%	-94.6%
		Sp (μm)	81.4%	79.6%	80.3%	80.6%	47.5%	94.7%	91.1%	-26.2%	-94.8%
		Sv (μm)	90.7%	89.3%	89.9%	90.1%	62.8%	99.0%	97.1%	-43.4%	-87.3%
		Sz (μm)	86.3%	84.7%	85.4%	85.6%	55.3%	97.2%	94.5%	-34.8%	-91.5%
		Sa (μm)	89.9%	88.4%	89.1%	89.2%	61.3%	98.7%	96.7%	-41.7%	-88.2%
	Funcional	Smr (%)	-11.4%	-8.3%	-9.6%	-10.0%	33.5%	-39.6%	-30.5%	-54.1%	87.2%
		Smc (μm)	47.7%	44.9%	46.1%	46.5%	4.1%	71.0%	63.9%	18.8%	-99.2%
		Sxp (μm)	97.6%	98.2%	98.0%	97.9%	97.2%	87.2%	91.6%	-89.3%	-39.7%
	Espacial	Sal (μm)	-90.2%	-91.5%	-91.0%	-90.8%	-99.7%	-74.0%	-80.1%	97.1%	18.0%
		Str	97.7%	97.0%	97.3%	97.4%	78.4%	99.7%	99.1%	-62.2%	-74.5%
		Std (°)	-96.9%	-97.7%	-97.4%	-97.3%	-97.8%	-85.8%	-90.3%	90.5%	37.0%
	Híbrida	Sdq	85.1%	86.7%	86.1%	85.9%	99.5%	66.4%	73.3%	-99.1%	-7.4%
		Sdr (%)	60.0%	62.5%	61.4%	61.1%	89.1%	34.4%	43.3%	-97.1%	29.6%
	Funcional (Volume)	Vm (μm³/μm²)	91.3%	89.9%	90.5%	90.7%	63.9%	99.2%	97.5%	-44.7%	-86.6%
		Vv (μm³/μm²)	51.3%	48.6%	49.7%	50.1%	8.2%	73.9%	67.0%	14.7%	-99.6%
		Vmp (μm³/μm²)	91.3%	89.9%	90.5%	90.7%	63.9%	99.2%	97.5%	-44.7%	-86.6%
		Vmc (μm³/μm²)	83.7%	81.9%	82.7%	82.9%	51.0%	95.9%	92.7%	-30.0%	-93.4%
		Vvc (μm³/μm²)	33.0%	30.0%	31.3%	31.7%	-12.0%	58.8%	50.7%	34.3%	-95.8%
		Vvv (μm³/μm²)	91.4%	92.6%	92.1%	92.0%	99.9%	75.8%	81.8%	-96.4%	-20.7%
	Característica	Spd (1/μm²)	43.3%	46.1%	45.0%	44.6%	78.6%	15.5%	25.0%	-90.6%	47.6%
		Spc (1/μm)	29.5%	26.5%	27.8%	28.2%	-15.6%	55.8%	47.5%	37.7%	-94.7%
	Funcional (superfícies estratificadas)	Sk (μm)	58.5%	61.0%	60.0%	59.6%	88.3%	32.6%	41.6%	-96.6%	31.4%
		Spk (μm)	99.0%	99.7%	99.3.0%	99.6%	90.1%	95.5%	98.0%	-77.8%	-58.0%
		Svk (μm)	20.0%	23.0%	21.7%	21.3%	61.1%	-9.1%	0.6%	-77.5%	67.7%
		Smr1 (%)	92.3%	91.0%	91.6%	91.7%	65.9%	99.5%	98.0%	-47.0%	-85.3%
		Smr2 (%)	-99.8%	-99.5%	-99.6%	-99.7%	-86.6%	-97.5%	-99.2%	72.9%	64.0%
69.9%											

Os parâmetros espaciais resultaram na melhor correlação geral entre uma classe de parâmetros da ferramenta e os parâmetros de amplitude da rugosidade da superfície da peça. Tanto Sal quanto Std resultaram em uma relação inversamente proporcional e Str em correlações diretamente proporcionais. Isso pode ser explicado porque um maior espaçamento/ângulo (Sal e Std) entre os padrões de desgaste na ferramenta são geralmente uma indicação de textura de superfície mais uniforme (Str). Esses resultados estão diretamente correlacionados com micromecanismos de desgaste menos agressivos, como o desgaste por difusão com IS, de acordo com Machado e Diniz (2017), pois é caracterizado por uma superfície mais lisa e homogênea em contraste com o desgaste por *attrition* (adesivo)

que é caracterizado por uma superfície com um aspecto mais áspero. Conforme afirmado por Sales (2001), esses micromecanismos de desgaste estão diretamente ligados à atmosfera de corte.

A Tabela C.6 apresenta as correlações entre a proporção do material, espaçamento e parâmetros de pico da superfície usinada (Figura 3.6.2) e os parâmetros de rugosidade da aresta de saída da ferramenta (Figura 3.6.1) para as diferentes atmosferas de corte (seco, MQL e jorro).

Em geral, os parâmetros de relação do material da superfície usinada resultaram em correlações menores (68,4%) em relação à rugosidade da aresta de saída desgastada da ferramenta quando comparados aos parâmetros de amplitude mostrados na Tabela C.5 (69,9%). Apesar disso, o Rdc resultou em correlação significativamente maior ($\cong 75,2\%$) com os parâmetros da superfície desgastada da ferramenta quando comparado ao Rmr ($\cong 61,7\%$). Isso pode ser explicado pelo fato de que o Rdc está relacionado à diferença de altura entre duas relações de materiais, neste caso, a relação está entre 20% e 80% do valor de pico, resultando em uma medição mais próxima da variação da amplitude do perfil do que o Rmr, que é relacionado com a razão entre o comprimento total do perfil em 1 μm sob o pico mais alto. Essa assertiva é corroborada pelo fato de que, considerando apenas a correlação com os parâmetros de altura da superfície desgastada da ferramenta, o Rdc teve uma correlação de 49,1% e o Rmr uma correlação de 96,2%.

Os parâmetros de espaçamento e pico da rugosidade da peça resultaram nas melhores correlações quanto à rugosidade na aresta de saída da ferramenta. Esse resultado era esperado, principalmente para aquelas correlações entre diferentes atmosferas de corte, visto que os parâmetros de espaçamento e pico estão diretamente ligados às diferentes condições interfaciais na zona de corte resultantes das diferentes condições de lubrificação-refrigeração. Essas correlações são em média excepcionalmente altas ($> 93\%$) para as correlações entre esse grupo de parâmetros e os parâmetros de altura na região gasta da ferramenta. Esses resultados indicam que a relação entre a altura do perfil na aresta de saída da ferramenta e o espaçamento/contagem dos elementos do perfil na superfície da peça é um fator chave para modelar a diferença no tribossistema de usinagem sob diferentes atmosferas de corte.

Tabela C.6 - Correlação entre dos parâmetros de rugosidade da superfície de saída da ferramenta desgastada de acordo com a ISO 25178 e os parâmetros de relação, espaçamento e pico da rugosidade da superfície da peça, de acordo com a ISO 4287, em relação aos valores médios para cada atmosfera de corte (Seco, MQL e Jorro).

ISO 25178	ISO 4287	Parâmetros de rugosidade da superfície da peça						
		Relação de Material		Espaçamento		Pico		
		Parâmetros	Rmr (%)	Rdc (μm)	RSm (mm)	Rdq ($^{\circ}$)	RPc (1/mm)	
Parâmetros de rugosidade da superfície de saída da ferramenta	Altura	Sq (μm)	-64.3%	99.9%	-98.5%	97.6%	99.7%	85.1%
		Ssk	5.7%	76.1%	-83.5%	56.0%	67.2%	
		Sku	-47.7%	98.8%	-99.5%	91.2%	96.1%	
		Sp (μm)	-47.3%	98.8%	-99.9%	91.0%	96.0%	
		Sv (μm)	-62.7%	99.5%	-98.9%	97.1%	99.5%	
		Sz (μm)	-55.1%	99.8%	-99.8%	94.4%	98.1%	
		Sa (μm)	-61.2%	99.3%	-99.1%	96.6%	99.3%	
Parâmetros de rugosidade da superfície de saída da ferramenta	Funcional Espacial	Smr (%)	-33.7%	-54.6%	64.5%	-30.3%	-43.5%	63.9%
		Smc (μm)	-3.9%	81.9%	-88.4%	63.7%	74.0%	
		Sxp (μm)	-97.1%	77.6%	-69.3%	91.6%	85.0%	
		Sal (μm)	98.9%	-61.5%	51.3%	-80.3%	-71.0%	
		Str	-78.3%	96.9%	-93.1%	99.2%	99.3%	
		Std ($^{\circ}$)	97.8%	-75.8%	67.1%	-90.4%	-83.5%	
		Sdq	-99.6%	52.7%	-41.9%	73.5%	63.1%	
Parâmetros de rugosidade da superfície de saída da ferramenta	Híbrida	Sdr (%)	-89.2%	17.9%	-5.6%	43.5%	30.3%	51.7%
		Vm ($\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$)	-63.8%	99.9%	-98.6%	97.4%	99.6%	
		Vv ($\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$)	-8.0%	84.2%	-90.2%	66.8%	76.7%	
		Vmp ($\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$)	-63.8%	99.9%	-98.6%	97.4%	99.6%	
		Vmc ($\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$)	-50.8%	99.3%	-98.9%	92.6%	97.0%	
		Vvc ($\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$)	12.2%	71.7%	-79.7%	50.5%	62.2%	
		Vvv ($\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$)	-99.9%	63.7%	-53.7%	81.9%	72.9%	
Parâmetros de rugosidade da superfície de saída da ferramenta	Funcional (superfícies estratificadas)	Spd (1/ μm^2)	-78.7%	-1.5%	13.8%	25.2%	11.2%	40.0%
		Spc (1/ μm)	15.8%	69.1%	-77.5%	47.3%	59.3%	
		Sk (μm)	-88.4%	16.1%	-3.8%	41.9%	28.5%	
		Spk (μm)	-90.0%	89.1%	-82.9%	98.0%	94.2%	
		Svk (μm)	-61.3%	-25.9%	37.6%	0.8%	-13.4%	
		Smr1 (%)	-65.7%	99.8%	-98.2%	98.0%	99.8%	
		Smr2 (%)	86.5%	-92.3%	86.8%	-99.2%	-96.4%	
			68.4%		75%		75.6%	

C.3.2 – Correlações entre as condições de desgastes artificiais das ferramentas

A Tabela C.7 apresenta as correlações entre os parâmetros de amplitude da superfície usinada (Figura 3.6.2) e os parâmetros de rugosidade da aresta de saída da ferramenta (Figura 3.6.1) em relação aos valores médios para cada uma das diferentes condições de desgaste da ferramenta (Tabela 3.4.2).

Em geral, os parâmetros de amplitude de rugosidade da superfície da peça resultaram em correlações acima de 70% com os parâmetros de rugosidade da ferramenta desgastada. Esta correlação relativamente alta pode ser explicada pela influência do desgaste da ferramenta de corte nas tensões e deformações na interface de corte, conforme relatado por Musfirah, *et al.* (2017). Uma discrepância ainda maior do que a observada na (Tabela C.5) foi encontrada entre a rugosidade da superfície de saída da ferramenta com a correlação média do Rsk e Rku (52,5%) e os demais parâmetros de amplitude (77,5%).

Os parâmetros de amplitude da peça e os parâmetros de altura da ferramenta apresentaram uma correlação geral de 72%, com a maioria dos parâmetros apresentando correlação acima de 90%, exceto para a assimetria e curtose de cada superfície. Esses resultados indicam que os parâmetros mais focados na altura real dos picos e vales são mais adequados para modelar as relações entre o desgaste na face de saída da ferramenta e a rugosidade da superfície da peça do que o terceiro (assimetria) e quarto (curtose) momentos centrais da distribuição, como estão mais relacionadas com a dispersão da amplitude do perfil.

Em geral, o espacial e o funcional (superfícies estratificadas) foram os únicos parâmetros de rugosidade da superfície de desgaste da ferramenta com correlação inferior a 70% com os parâmetros de amplitude do perfil da peça. Isso pode ser explicado pelo fato de que o desgaste da ferramenta está diretamente relacionado com as pressões de contato na interface de corte (HADDAG, 2013), aumentando a região de aderência, em que a área de contato real é igual à aparente. Como os parâmetros espaciais estão relacionados com a direção da textura e o funcional (superfícies estratificadas) com a área de rolamento e o aumento da área de contato real tornaram as diferenças em relação a essas classes de parâmetros irrelevantes em relação ao fluxo do material.

As correlações mais altas (acima de 80%) foram encontradas para as classes de volume híbrido e funcional dos parâmetros de rugosidade para a superfície de saída desgastada da ferramenta. Como o maior desgaste da ferramenta tem relação direta com as pressões de corte (HADDAG, 2013; TAN, 2021), já era esperado que o aumento no volume dos padrões de desgaste da ferramenta estivesse relacionado com um aumento da amplitude do perfil de rugosidade na peça de trabalho. Como os parâmetros híbridos estão correlacionados com a uniformidade da peça de trabalho, a maior pressão de contato e as

condições de corte mais severas causadas pelo aumento do desgaste artificial da ferramenta (Tabela 3.5.2) levam a um desgaste não uniforme da superfície de saída, podendo causar desequilíbrio na formação de cavacos e consequentemente maior amplitude do perfil de rugosidade da peça.

Os parâmetros de rugosidade da superfície de saída da ferramenta resultaram em correlação inversa com a amplitude do perfil de rugosidade na peça de trabalho conforme aumenta o desgaste artificial da ferramenta. A correlação inversa entre o número de picos por área (Spd) e a curvatura do pico (Spc) na superfície de saída com a rugosidade da peça pode ser explicada pelo maior contato pressionado na interface de corte, provavelmente os picos são nivelados, reduzindo seu número por área e curvatura. Em relação aos parâmetros funcionais apenas o (Smr) resultou em uma correlação pobre com a amplitude do perfil de rugosidade na peça (53,3%), pois descreve a área de rolamento na superfície de saída, com menor significância em pressões de contato mais elevadas, levando a uma correlação fraca com a rugosidade da peça conforme o desgaste artificial da ferramenta aumenta.

Conforme mostrado na Tabela C.8, em geral, apenas os parâmetros de proporção de material da superfície da peça resultaram em boas correlações gerais com a rugosidade da superfície de saída desgastada da ferramenta. De forma semelhante, apenas os parâmetros funcionais (volume) e híbridos da superfície de saída resultaram em boa correlação com a rugosidade da superfície da peça. A correlação geralmente inversa entre o Rmr da peça e os parâmetros de rugosidade da superfície de saída da ferramenta pode ser explicada pelo fato de que quanto maior a pressão de corte causada pelo aumento do desgaste da ferramenta na aresta de corte principal, também aumenta o desgaste na superfície de saída. Este maior desgaste resulta em um fluxo de cavacos mais instável e leva a uma rugosidade menor na superfície usinada, o que por sua vez leva a uma relação de material menor em $c = 1 \mu\text{m}$ abaixo do pico mais alto, pois a deformação plástica é favorecida em relação ao cisalhamento puro. O Rdc se comporta inversamente, pois é mais correlacionado com a massa do perfil.

O parâmetro Rdq da classe de espaçamento também resultou em correlações relativamente boas com a rugosidade da superfície de saída da ferramenta à medida que o desgaste artificial da ferramenta aumenta, (79,3%), indicando que as mudanças na inclinação do perfil de rugosidade da peça estão diretamente correlacionadas com o aumento do desgaste na superfície de saída da ferramenta. De forma semelhante aos resultados encontrados para os parâmetros de amplitude (Tabela C.7) do perfil de rugosidade da peça, os parâmetros de volume híbrido e funcional da superfície de saída desgastada também resultaram nas melhores correlações à medida que o desgaste artificial da ferramenta aumenta.

Tabela C.7 - Correlação entre os parâmetros de rugosidade da superfície de saída desgastada da ferramenta de acordo com a ISO 25178 e os parâmetros de amplitude da rugosidade da superfície da peça de acordo com a ISO 4287 em relação aos valores médios para as diferentes condições de desgaste de flanco artificial da ferramenta ($VB_{BMAX} \sim 0,4$ a $1,4$ mm).

Tabela C.8 - Correlação entre os parâmetros de rugosidade da superfície de saída desgastada da ferramenta de acordo com a ISO 25178 e os parâmetros de rugosidade da superfície da peça de acordo com a ISO 4287 em relação aos valores médios para cada condição de desgaste de flanco artificial da ferramenta ($VB_{BMAX} \sim 0,4$ a $1,4$ mm).

ISO 25178	ISO 4287	Parâmetros de rugosidade da superfície da peça						
		Parâmetro	Relação de Material		Espaçamento		Pico	
			Rmr (%)	Rdc (μm)	RSm (mm)	Rdq ($^{\circ}$)	RPc (1/mm)	
Parâmetros de rugosidade da superfície de saída da ferramenta	Altura	Sq (μm)	-95.8%	96.8%	41.4%	97.8%	-39.9%	66.1%
		Ssk	-32.6%	27.7%	-72.3%	0.3%	73.0%	
		Sku	81.2%	-71.2%	-9.5%	-65.7%	4.9%	
		Sp (μm)	-95.6%	96.8%	43.2%	99.1%	-41.8%	
		Sv (μm)	-94.7%	97.0%	44.5%	99.3%	-43.4%	
		Sz (μm)	-95.2%	96.9%	43.9%	99.3%	-42.6%	
		Sa (μm)	-96.2%	96.8%	39.8%	97.4%	-38.2%	
Parâmetros de rugosidade da superfície de saída da ferramenta	Funcional Espacial	Smr (%)	37.7%	-18.8%	-34.3%	-41.8%	27.5%	61.2%
		Smc (μm)	-96.4%	96.3%	38.9%	96.8%	-37.1%	
		Sxp (μm)	-90.1%	93.7%	55.2%	98.4%	-54.3%	
		Sal (μm)	-55.4%	71.5%	-11.5%	49.8%	6.7%	
		Str	66.5%	-70.4%	-78.3%	-87.9%	77.5%	
		Std ($^{\circ}$)	38.7%	-14.1%	-12.6%	-30.7%	4.2%	
		Sdq	-83.1%	75.3%	59.8%	89.6%	-55.2%	
Parâmetros de rugosidade da superfície de saída da ferramenta	Híbrida	Sdr (%)	-81.5%	73.0%	58.9%	88.6%	-54.2%	71.9%
		Vm ($\mu m^3/\mu m^2$)	-98.0%	98.7%	28.8%	96.0%	-27.5%	
		Vv ($\mu m^3/\mu m^2$)	-96.5%	96.4%	38.6%	96.8%	-36.8%	
		Vmp ($\mu m^3/\mu m^2$)	-98.0%	98.7%	28.8%	96.0%	-27.5%	
		Vmc ($\mu m^3/\mu m^2$)	-95.0%	95.7%	44.0%	97.4%	-42.3%	
		Vvc ($\mu m^3/\mu m^2$)	-96.8%	96.3%	37.0%	96.3%	-35.1%	
		Vvv ($\mu m^3/\mu m^2$)	-90.6%	94.4%	53.6%	99.0%	-52.9%	
Parâmetros de rugosidade da superfície de saída da ferramenta	Característica	Spd ($1/\mu m^2$)	77.0%	-89.3%	-48.2%	-85.9%	50.3%	69.1%
		Spc (1/ μm)	83.9%	-87.7%	-37.5%	-93.3%	37.6%	
		Sk (μm)	-72.8%	62.8%	65.3%	80.0%	-59.9%	
		Spk (μm)	-67.2%	63.1%	78.6%	79.9%	-74.8%	
		Svk (μm)	-91.7%	86.9%	46.2%	96.6%	-43.0%	
		Smr1 (%)	36.6%	-13.1%	-14.2%	-31.4%	6.2%	
		Smr2 (%)	-29.4%	12.5%	49.2%	28.9%	-41.9%	
			76.2%			61%	40.6%	

C.3.3 – Correlações entre os parâmetros de corte

A Tabela C.9 apresenta as correlações entre os parâmetros de amplitude de rugosidade da superfície usinada (Figura 3.6.2) e os parâmetros de rugosidade da superfície de saída da ferramenta (Figura 3.6.1) em relação aos valores médios de cada um dos diferentes parâmetros de usinagem (Tabela 3.5.2). Quando comparada às médias para cada condição de corte, a amplitude dos parâmetros de rugosidade da superfície na peça de trabalho resultou na maior correlação geral com os parâmetros de rugosidade da superfície de saída da ferramenta. Essas correlações foram predominantemente diretas, indicando que para diferentes condições de corte a evolução do desgaste na superfície de saída evoluiu de forma semelhante ao aumento da rugosidade da peça.

A condição de corte resultou na maior discrepância geral na correlação entre a rugosidade da superfície de saída da ferramenta e a peça, Rsk e Rku (52,5%), demais parâmetros de amplitude da peça (77,5%).

Se excluída a correlação média entre o Rsk e Rku, todos os parâmetros de amplitude da peça resultaram em uma correlação média de mais de 89% com a rugosidade da superfície de saída da ferramenta, com exceção do Std e Sdq. Este resultado indica que a direção da textura (Std) e a raiz quadrada média do gradiente da textura (Sdq) da ferramenta estão correlacionados com a rugosidade da peça. Isso pode ser explicado pelo fato de que a taxa de cisalhamento (ditada pela velocidade de corte) e o volume dos cavacos (ditada pela taxa de avanço e profundidade de corte) influenciam significativamente a textura na superfície de saída da ferramenta, de modo que esses parâmetros impõem uma influência significativa na rugosidade da peça.

Ao contrário da tendência geral da Tabela C.6, o Smc, Spc e Sk apresentaram correlações inversas. O Smc apresentou uma correlação geral inversa, pois é o inverso do parâmetro Smr em relação à razão da área do material. Da mesma forma, o Sk representa a altura do núcleo da superfície, que diminui à medida que tanto o Svk quanto o Spk aumentam, explicando a correlação inversa. Em relação ao Spc, quanto menor o valor, maior o raio da ponta dos picos das irregularidades na superfície de saída da ferramenta, com aumento da deformação plástica na superfície de saída e torna a formação do cavaco mais instável, levando a maior rugosidade da peça.

Tabela C.9 - Correlação entre os parâmetros de rugosidade da superfície de saída desgastada da ferramenta de acordo com a ISO 25178 e os parâmetros de amplitude de rugosidade da superfície da peça de acordo com a ISO 4287 em relação aos valores médios dos parâmetros de corte (Acabamento, Moderado e Desbaste).

De acordo com a Tabela C.10, a proporção do material, o espaçamento e as classes de parâmetros de pico resultaram nas correlações gerais mais altas com o perfil de rugosidade da superfície de saída desgastada da ferramenta, com todas as combinações de classes de parâmetros com média de correlação acima de 80%. A única exceção foram os parâmetros de classe espacial da ferramenta Str e Std, que representam a direção e gradiente da textura, respectivamente. Essas correlações mais baixas indicam que a direção do fluxo do material na superfície de saída, que dita a direção da textura da superfície desgastada, não se correlacionou com a distribuição resultante dos picos e vales na superfície usinada.

Os parâmetros de altura e híbrido da superfície de saída da ferramenta apresentaram correlação acima de 90% com a proporção do material, espaçamento e parâmetros de pico da ferramenta. Este resultado indica que, para os diferentes volumes de cavacos e taxas de cisalhamento sob as condições de acabamento, corte moderado e desbaste, o fluxo de cavacos pode influenciar tanto a altura do padrão de desgaste da superfície de saída quanto a inclinação, que por sua vez influenciam a distribuição de picos e vales na superfície usinada.

Os parâmetros de proporção de material da superfície usinada se comportaram inversamente. Isso pode ser explicado pelo fato de que maior desgaste da ferramenta leva a uma maior diferença de altura entre a proporção de material do perfil da peça (R_{dc}), mas também a uma proporção inferior entre o comprimento do material a 1 μm abaixo do pico mais alto e do comprimento de avaliação, pois a deformação plástica da superfície é favorecida em relação a um processo de cisalhamento mais dominante.

A correlação geral mais alta entre os parâmetros de rugosidade ao considerar as médias dos parâmetros usinados em relação à atmosfera de corte e ao desgaste ilustra que os principais pontos para entender e modelar a relação dessas superfícies ainda são o volume de cavacos (avanço) e a taxa de cisalhamento (velocidade de corte).

Tabela C.10 - Correlação entre os parâmetros de rugosidade da superfície de saída desgastada da ferramenta de acordo com a ISO 25178 e os parâmetros de amplitude da rugosidade da superfície da peça de acordo com a ISO 4287 em relação aos valores médios de cada parâmetro de corte (Acabamento, Moderado e Desbaste).

ISO 25178	Parâmetro	Parâmetros de rugosidade da superfície da peça				
		Relação de Material		Espaçamento		Pico
		Rmr (%)	Rdc (μm)	RSm (mm)	Rdq ($^{\circ}$)	RPc (1/mm)
Altura	Sq (μm)	-94.7%	89.9%	63.2%	99.7%	85.1%
	Ssk	-93.8%	88.7%	61.1%	99.5%	83.7%
	Sku	-88.8%	93.9%	99.7%	74.6%	96.8%
	Sp (μm)	-98.5%	95.6%	74.5%	99.7%	92.2%
	Sv (μm)	-99.8%	99.8%	87.6%	95.3%	98.6%
	Sz (μm)	-99.7%	98.0%	80.7%	98.4%	95.6%
	Sa (μm)	-93.9%	88.8%	61.4%	99.5%	83.9%
Funcional Espacial	Smr (%)	97.4%	-93.7%	-70.4%	-99.3%	-89.8%
	Smc (μm)	-92.5%	86.9%	58.2%	99.0%	81.6%
	Sxp (μm)	-93.6%	88.3%	60.6%	99.4%	83.3%
	Sal (μm)	-91.1%	95.6%	99.1%	78.1%	98.0%
	Str	-19.8%	32.1%	68.9%	-5.2%	41.3%
	Std ($^{\circ}$)	-37.0%	24.9%	-18.0%	58.9%	15.3%
Híbrida	Sdq	-97.0%	93.1%	69.3%	99.7.0%	89.1%
	Sdr (%)	-99.3%	96.9%	77.7%	99.2%	94.0%
Funcional (Volume)	Vm ($\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$)	-98.7%	99.5%	86.3%	96.1%	98.1%
	Vv ($\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$)	-93.1%	87.7%	59.6%	99.3%	82.6%
	Vmp ($\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$)	-99.0%	99.5%	86.3%	96.1%	98.1%
	Vmc ($\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$)	-94.0%	88.9%	61.5%	99.5%	84.0%
	Vvc ($\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$)	-93.3%	88.0%	60.0%	99.3%	82.9%
	Vvv ($\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$)	-88.7%	82.0%	50.5%	97.4%	76.0%
Característica	Spd (1/ μm^2)	96.4%	-92.3%	-67.7%	-99.3%	-88.1%
	Spc (1/ μm)	77.6%	-85.0%	-99.3%	-59.5%	-89.8%
Funcional (superfícies estratificadas)	Sk (μm)	-89.8%	94.7%	99.5%	76.0%	97.4%
	Spk (μm)	-97.1%	99.4%	95.0%	88.1%	99.8%
	Svk (μm)	-72.1%	62.6%	24.2%	87.0%	54.7%
	Smr1 (%)	-84.6%	77.1%	43.3%	95.2%	70.4%
	Smr2 (%)	-99.7%	99.9%	88.8%	94.5%	99.0%
		87.6%	80%		83.9%	

C.3.4 – Correlações entre as forças de usinagem (F_u)

A Tabela C.11 ilustra a correlação entre a força de usinagem e os valores médios das atmosferas de corte (seco, MQL e jorro), condição da ferramenta (Tabela 3.5.1) e parâmetros de corte (Tabela 3.5.2) com os parâmetros de rugosidade da superfície de saída desgastada da ferramenta. Em geral, a condição da ferramenta apresentou a menor correlação em relação às forças de usinagem e à rugosidade na superfície de saída da ferramenta. Isso pode ser explicado pelo fato de o desgaste fabricado artificialmente ter sido colocado na aresta de corte principal, enquanto o desgaste durante os ensaios de usinagem se concentrou na superfície de saída. Esses resultados indicam que, para os parâmetros avaliados, as forças de corte estão intimamente relacionadas ao desgaste na zona de cisalhamento secundária (interface cavaco-ferramenta).

Como a atmosfera de corte está diretamente ligada ao fluxo de cavacos, especialmente na região de deslizamento na superfície de saída, não é surpresa que as correlações entre esta variável foram em média acima de 70%. Essa correlação relativamente alta foi obtida principalmente pela boa correlação (92,5%) entre as forças de corte e os parâmetros de altura da superfície de saída. Os valores médios para cada parâmetro de corte resultaram na maior correlação geral entre a força de corte e a rugosidade da superfície de saída da ferramenta. Esses resultados eram esperados, dado que, conforme mostrado no tópico C.3.3, a variação dos parâmetros de corte também resultou na maior correlação com a rugosidade da peça. A única classe de parâmetros que não se apresentou acima de 90% é a espacial, mas isso já era esperado, visto vez que de forma semelhante às seções anteriores os parâmetros Str e Std, que representam a direção e gradiente da textura, também apresentaram baixas correlações.

Tabela C.11 - Correlação entre os parâmetros de rugosidade da superfície de saída desgastada da ferramenta de acordo com a ISO 25178 e a força de usinagem (F_u).

ISO 2517	Parâmetro	F_u (N)		
		Atmosfera	Condição da Ferramenta	Parâmetro de corte
Parâmetros de rugosidade da superfície de saída da ferramenta	Sq (μm)	99.3%	80.7%	90.7%
	Ssk	64.0%	-17.9%	89.5%
	Sku	94.8%	-61.8%	93.3%
	Sp (μm)	94.7%	79.3%	96.1%
	Sv (μm)	99.0%	79.6%	99.9%
	Sz (μm)	97.2%	79.5%	98.4%
	Sa (μm)	98.7%	80.1%	89.7%
	Smr (%)	-39.6%	-20.3%	-94.3%
	Smc (μm)	71.0%	80.0%	87.8%
	Sxp (μm)	87.2%	86.3%	89.2%
Parâmetros de rugosidade da superfície de saída da ferramenta	Sal (μm)	-74.0%	35.6%	95.1%
	Str	99.7%	-79.3%	30.3%
	Std ($^{\circ}$)	-85.8%	-13.3%	26.7%
	Sdq	66.4%	79.4%	93.8%
	Sdr (%)	34.4%	75.0%	97.4%
Parâmetros de rugosidade da superfície de saída da ferramenta	Vm ($\mu m^3/\mu m^2$)	99.2%	73.0%	99.7%
	Vv ($\mu m^3/\mu m^2$)	73.9%	79.8%	88.7%
	Vmp ($\mu m^3/\mu m^2$)	99.2%	73.0%	99.7%
	Vmc ($\mu m^3/\mu m^2$)	95.9%	82.8%	89.8%
	Vvc ($\mu m^3/\mu m^2$)	58.8%	79.2%	88.9%
Parâmetros de rugosidade da superfície de saída da ferramenta	Vvv ($\mu m^3/\mu m^2$)	75.8%	84.3%	83.1%
	Spd ($1/\mu m^2$)	15.5%	-84.3%	-93.0%
	Spc ($1/\mu m$)	55.8%	-55.3%	-84.0%
	Sk (μm)	32.6%	80.1%	94.0%
	Spk (μm)	95.5%	92.4%	99.1%
Parâmetros de rugosidade da superfície de saída da ferramenta	Svk (μm)	-9.1%	69.9%	79.2%
	Smr1 (%)	99.5%	-9.2%	84.3%
	Smr2 (%)	-97.5%	56.9%	99.9%
		75.5%	66.7%	86.9

Este resultado demonstra que mesmo em um sistema altamente caótico, como a interface de corte, se os parâmetros corretos de caracterização da superfície forem escolhidos, as correlações entre as características topográficas da superfície podem ser traçadas. Os resultados também abrem a possibilidade de servir de base para novos modelos matemáticos para uma simulação mais completa das interações de superfícies e perfis resultantes no processo de usinagem de forma semelhante ao aplicado por Campos *et al.* (2021).

C.4 – Considerações finais desta etapa

Nesta etapa do trabalho foi discutida uma nova abordagem para correlacionar os parâmetros de rugosidade da superfície de saída gasta de ferramentas de corte de metal duro com a rugosidade da superfície resultante da peça e com as forças de usinagem no processo de fresamento do Inconel 718, sob diferentes atmosferas de corte, parâmetros de usinagem e desgastes de ferramentas ($VB_{B\max}$). As seguintes conclusões podem ser tiradas em relação às correlações:

Em relação às variáveis de entrada, as correlações gerais mais altas entre a rugosidade da superfície de saída e a rugosidade da peça foram encontradas para os valores médios dos parâmetros de corte.

A melhor classe de parâmetro para modelar a rugosidade da peça foi o Funcional (volume) da rugosidade na superfície desgastada da ferramenta, pois obteve em média mais de 80% de correlação entre as variáveis de entrada.

A melhor classe de parâmetro para modelar a rugosidade na superfície desgastada artificialmente da ferramenta foi o parâmetro de amplitude da rugosidade da superfície da peça, já que era o único parâmetro com média de correlação superior a 70% para todas as variáveis de entrada.

As melhores classes de parâmetros para modelar as forças de corte foram a Altura e Funcional (Volume) da rugosidade na superfície desgastada da ferramenta, já que ambos tiveram em média 85% de correlação.

ANEXO D

D.1 – Correlação de Pearson entre todas as respostas dos ensaios realizados

Para facilitar as análises e discussões referentes à terceira etapa deste trabalho foi realizada uma correlação entre todas as respostas (saídas) dos ensaios realizados, assim foram plotadas as Tabelas de D.1 a D.4 que apresentam os resultados percentuais para uma inter-relação entre as variáveis de saída dos ensaios de fresamento das ligas de Inconel 718 envelhecida e solubilizada. A análise é quantitativa e qualitativa para correlação de Pearson entre as variáveis dos resultados de microdureza *Vickers*, parâmetro de rugosidade *Rq*, forças nas três direções (X, Y, Z), potência de usinagem e temperatura de usinagem.

A Tabela D.1 apresenta uma inter-relação entre as variáveis de saída para todos os ensaios, independente da condição de usinagem. Observa-se que para a liga envelhecida os resultados indicam haver uma relação direta entre todas as variáveis de saída, com exceção das relações entre temperatura de usinagem e o parâmetro de rugosidade *Rq*, que apresenta uma relação inversamente proporcional, ou seja, quanto maior a temperatura de usinagem, menor será a resposta para a rugosidade da superfície da peça. Existem também as correlações nulas, abaixo de 10% em módulo, podendo citar: parâmetro de rugosidade *Rq* e a microdureza *Vickers*; força na direção X e microdureza *Vickers*; força na direção X e temperatura de usinagem, força na direção Z e potência de usinagem.

Tabela D.1 - Correlação de Pearson entre todas as respostas (saídas) para todos os ensaios realizados.

Correlação entre as respostas saída dos ensaios.	Microdureza a Vickers	Parâmetro <i>Rq</i>	Força na direção X	Força na direção Y	Força na direção Z	Potência de corte	Temperatura de corte	Inconel 718 solubilizada
Microdureza <i>Vickers</i>	100%	48%	-1%	10%	-14%	6%	-35%	
Parâmetro <i>Rq</i>	-7%	100%	19%	25%	-3%	0%	-33%	
Força na direção X	2%	22%	100%	72%	86%	5%	11%	
Força na direção Y	20%	18%	44%	100%	62%	16%	14%	
Força na direção Z	41%	20%	37%	50%	100%	-2%	23%	
Potência de corte	27%	12%	18%	11%	4%	100%	-9%	
Temperatura de corte	13%	-28%	5%	28%	29%	-17%	100%	
Inconel 718 envelhecida								

Para a liga solubilizada, existem variáveis correlacionáveis, mas as relações de saída são mais complexas, observando-se relações inversas entre a microdureza *Vickers* e a força FZ, entre a microdureza *Vickers* e a temperatura de usinagem e entre a rugosidade Rq e a temperatura de usinagem. As correlações nulas aparecem entre a força na direção X e a microdureza *Vickers*, entre a força na direção Z e a rugosidade Rq, e para todos os parâmetros de saída com relação à potência de usinagem, com exceção da força na direção Y.

As Tabelas D.2 a D.4 apresentam resultados de correlação de *Pearson* entre o desgaste artificial da ferramenta e as variáveis de saída para todos os ensaios, para as ligas envelhecida e solubilizada.

A Tabela D.2 apresenta resultados de inter-relações entre as variáveis de saída para todos os ensaios, dependente da condição de usinagem de acabamento.

Tabela D.2 - Correlação de *Pearson* entre todas as respostas (saídas) para os ensaios na condição de acabamento.

Correlação entre as respostas saída dos ensaios na condição de acabamento	Microdureza Vickers	Parâmetro Rq	Força na direção X	Força na direção Y	Força na direção Z	Potência de corte	Temperatura de corte	
Microdureza Vickers	100%	55%	9%	23%	-2%	9%	-14%	Inconel 718 solubilizada
Parâmetro Rq	2%	100%	24%	2%	19%	-36%	-43%	
Força na direção X	-8%	48%	100%	62%	93%	-66%	-1%	
Força na direção Y	-9%	42%	34%	100%	45%	7%	7%	
Força na direção Z	40%	17%	30%	46%	100%	-81%	-4%	
Potência de corte	-2%	24%	36%	-4%	-6%	100%	19%	
Temperatura de corte	-1%	-65%	-24%	9%	21%	-39%	100%	
Inconel 718 envelhecida								

A Tabela D.2 apresenta os resultados para correlação de *Pearson* entre todas as respostas (saídas) para os ensaios na condição de acabamento, podendo-se afirmar:

- Na usinagem na condição de acabamento da liga Inconel 718 envelhecida observa-se uma relação diretamente proporcional entre os parâmetros de saída:
 - Microdureza *Vickers* e FZ;
 - Parâmetro Rq e FX; FY; FZ; potência de usinagem;
 - FX e FY; FZ; potência de usinagem;
 - FZ e temperatura de usinagem.

- Na usinagem na condição de acabamento da liga Inconel 718 envelhecida observa-se uma relação inversamente proporcional entre os parâmetros de saída:
 - Parâmetro Rq e temperatura de usinagem;
 - FX e temperatura de usinagem; potência de usinagem;
 - Temperatura e potência de usinagem
- Na usinagem na condição de acabamento da liga Inconel 718 envelhecida observa-se que não há relação (ou há baixa relação) entre os parâmetros de saída:
 - Microdureza *Vickers* e parâmetro Rq; FX; FY; potência e temperatura de usinagem;
 - FY e temperatura de usinagem;
 - FZ e potência de usinagem.
- Na usinagem na condição de acabamento da liga Inconel 718 solubilizada observa-se uma relação diretamente proporcional entre os parâmetros de saída:
 - Microdureza *Vickers* e FY;
 - Parâmetro Rq e FX; FZ;
 - FX e FY; FZ;
 - Temperatura de usinagem e potência de usinagem.
- Na usinagem na condição de acabamento da liga Inconel 718 solubilizada observa-se uma relação inversamente proporcional entre os parâmetros de saída:
 - Microdureza *Vickers* e temperatura de usinagem ;
 - Parâmetro Rq e potência de usinagem; temperatura de usinagem.
- Na usinagem na condição de acabamento da liga Inconel 718 solubilizada observa-se que não há relação (ou há baixa relação) entre os parâmetros de saída:
 - Microdureza *Vickers* e FX; FZ; potência de usinagem;
 - FX e temperatura de usinagem;
 - FY e potência de usinagem; temperatura de usinagem;
 - FZ e temperatura de usinagem;

A Tabela D.3 apresenta resultados de inter-relações entre as variáveis de saída para todos os ensaios, dependente da condição de usinagem moderada.

Tabela D.3 - Correlação de Pearson entre todas as respostas (saídas) para os ensaios na condição moderada.

Correlação entre as respostas saída dos ensaios na condição moderada.	Microdureza Vickers	Parâmetro Rq	Força na direção X	Força na direção Y	Força na direção Z	Potência de corte	Temperatura de corte	Inconel 718 solubilizada
Microdureza Vickers	100%	36%	-25%	3%	-53%	7%	-45%	
Parâmetro Rq	3%	100%	47%	55%	3%	42%	-13%	
Força na direção X	-10%	18%	100%	91%	62%	50%	22%	
Força na direção Y	23%	4%	49%	100%	47%	61%	10%	
Força na direção Z	30%	49%	30%	37%	100%	-15%	61%	
Potência de corte	32%	12%	14%	0%	-19%	100%	-17%	
Temperatura de corte	7%	-13%	2%	18%	13%	-15%	100%	
Inconel 718 envelhecida								

A Tabela D.3 apresenta os resultados para correlação de Pearson entre todas as respostas (saídas) para os ensaios na condição moderada, podendo-se afirmar:

- Na usinagem na condição moderada da liga Inconel 718 envelhecida observa-se uma relação diretamente proporcional entre os parâmetros de saída:
 - Microdureza Vickers e FY; FZ; potência de usinagem;
 - Parâmetro Rq e FX; FY; potência de usinagem;
 - FX e FY; FZ. potência de usinagem;
 - FY e FZ; temperatura de usinagem.
- Na usinagem na condição moderada da liga Inconel 718 envelhecida observa-se uma relação inversamente proporcional entre os parâmetros de saída:
 - Microdureza Vickers e FX;
 - Parâmetro Rq e temperatura de usinagem;
 - FZ e potência de usinagem;
 - Potência e temperatura de usinagem.
- Na usinagem na condição moderada da liga Inconel 718 envelhecida observa-se que não há relação (ou há baixa relação) entre os parâmetros de saída:
 - Microdureza Vickers e parâmetro Rq;
 - Parâmetro Rq e FY;
 - FX e temperatura de usinagem;
 - FY e potência de usinagem.

- Na usinagem na condição moderada da liga Inconel 718 solubilizada observa-se uma relação diretamente proporcional entre os parâmetros de saída:
 - Parâmetro Rq e microdureza *Vickers*; potência de usinagem;
 - Parâmetro Rq e FX; FY; potência de usinagem.
- Na usinagem na condição moderada da liga Inconel 718 solubilizada observa-se uma relação inversamente proporcional entre os parâmetros de saída:
 - FZ e microdureza *Vickers*; potência de usinagem;
 - Temperatura de usinagem e microdureza *Vickers*; parâmetro Rq; FZ, potência de usinagem.
- Na usinagem na condição moderada da liga Inconel 718 solubilizada observa-se que não há relação (ou há baixa relação) entre os parâmetros de saída:
 - Microdureza *Vickers* e FY; potência de usinagem;
 - Parâmetro Rq e FZ.

A Tabela D.4 apresenta resultados de correlações entre as variáveis de saída para todos os ensaios, dependente da condição de usinagem de desbaste.

Tabela D.4 - Correlação de *Pearson* entre todas as respostas (saídas) para os ensaios na condição de desbaste.

Correlação entre as respostas saída dos ensaios na condição de Desbaste	Microdureza Vickers	Parâmetro Rq	Força na direção X	Força na direção Y	Força na direção Z	Potência de corte	Temperatura de corte	Inconel 718 solubilizada
Microdureza Vickers	100%	64%	-19%	-5%	-37%	0%	-53%	
Parâmetro Rq	-10%	100%	24%	38%	-5%	11%	-38%	
Força na direção X	-5%	21%	100%	61%	81%	-6%	-1%	
Força na direção Y	69%	11%	34%	100%	62%	-6%	9%	
Força na direção Z	43%	-8%	39%	60%	100%	-17%	11%	
Potência de corte	41%	19%	2%	12%	5%	100%	-25%	
Temperatura de corte	23%	-35%	10%	27%	31%	-29%	100%	
Inconel 718 envelhecida								

A Tabela D.4 apresenta os resultados para correlação de *Pearson* entre todas as respostas (saídas) para os ensaios na condição de desbaste, podendo-se afirmar:

- Na usinagem na condição de desbaste da liga Inconel 718 envelhecida observa-se uma relação diretamente proporcional entre os parâmetros de saída:
 - Microdureza *Vickers* e FY; FZ; potência de usinagem; temperatura de usinagem;
 - Parâmetro Rq e FX; FY; potência de usinagem;

- FX e FY; FZ; potência de usinagem; temperatura de usinagem;
 - FY e FZ; potência de usinagem; temperatura de usinagem;
 - FZ e temperatura de usinagem.
- Na usinagem na condição de desbaste da liga Inconel 718 envelhecida observa-se uma relação inversamente proporcional entre os parâmetros de saída:
 - Microureza *Vickers* e parâmetro Rq;
 - Parâmetro Rq e temperatura de usinagem.
 - Na usinagem na condição de desbaste da liga Inconel 718 envelhecida observa-se que não há relação (ou há baixa relação) entre os parâmetros de saída:
 - Microureza *Vickers* e FX;
 - Parâmetro Rq e FZ;
 - Na usinagem na condição de desbaste da liga Inconel 718 solubilizada observa-se uma relação diretamente proporcional entre os parâmetros de saída:
 - Microureza *Vickers* e Parâmetro Rq; FY;
 - Parâmetro Rq e FX; FY; FZ; potência de usinagem;
 - FX e FY; FZ;
 - FY e FZ; potência de usinagem;
 - FZ e temperatura de usinagem.
 - Na usinagem na condição de desbaste da liga Inconel 718 solubilizada observa-se uma relação inversamente proporcional entre os parâmetros de saída:
 - Microureza *Vickers* e FX; FZ; temperatura de usinagem;
 - Parâmetro Rq e temperatura de usinagem;
 - FZ e potência de usinagem;
 - Potência e temperatura de usinagem.
 - Na usinagem na condição de desbaste da liga Inconel 718 solubilizada observa-se que não há relação (ou há baixa relação) entre os parâmetros de saída:
 - Microureza *Vickers* e potência de usinagem;
 - Parâmetro Rq e FZ;
 - FX e temperatura de usinagem;
 - FZ e potência de usinagem.

ANEXO E

Dentro do desenvolvimento desta tese foram geradas 13 produções acadêmicas, cito: um artigo de revista internacional (***Wear - International Journal on the Science and Technology of Friction, Lubrication and Wear***), um congresso internacional (***WOM - 23rd International Conference on Wear of Materials***), um capítulo de livro: "Engenharia Mecânica: Inovações Tecnológicas de Elevado Valor" (***Editora Atena***), um congresso nacional (***9º COBEF - Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação***), um colóquio de usinagem (***XXII Colóquio de Usinagem***) e quatro trabalhos de nível regional (***POSMEC – Simpósio do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica-UFU***; (***SECITEC - Semana de Educação, Ciência e Tecnologia-IFG***), além de quatro trabalhos de conclusão de curso.

Effect of tool wear on the surface integrity of Inconel 718 in face milling with cemented carbide tools

A. R. F. Oliveira¹, L. R. R. da Silva^{1*}, V. Baldin²,
M. P. C. Fonseca³, R. B. Silva^{1*}, A. R. Machado^{1,2}

¹ *Federal University of Uberlândia, School of Mechanical Engineering, Av. João Naves de Ávila, 2121, Bloco 1M, 38400-902, Uberlândia/MG, Brazil.*
² *Graduate Program in Mechanical Engineering, Pontifícia Universidade Católica do Paraná – PUC-PR, R. Imaculada Conceição, 1155, Bairro Prado Velho, 80215-901, Curitiba/PR, Brazil.*
³ *Federal Fluminense University, School of Mechanical Engineering, Rua Passo da Pátria, 156, Bloco E, 24210-240, Niterói/RJ, Brazil*

**Corresponding author, e-mail: leonardo.rrs@gmail.com*

Abstract

Nickel-based superalloys are known for their high-temperature performance regarding oxidation, creep and fatigue resistance. For this reason, they are widely used as structural components in the aerospace industry. However, because of these properties, they are difficult to machine, and normally a rigorous control of the surface integrity and residual stresses are required to avoid structural premature failures. Residual stresses are present in all mechanical components regardless of the manufacturing process applied, and they are either of thermal or mechanical origins. In machining several variables affect the residual stresses, but the tool quality is one that is most influential. The present work studies the influence of the wear of coated cemented carbide tools on the surface integrity of Inconel 718 alloy in the face milling process. Tools with different stages of wear were tested under finishing, roughing, and moderate machining conditions. During milling tests, the machining forces and cutting temperatures were monitored, the latter by two different techniques, using a thermal camera and with J-type thermocouples welded on the workpiece surface close to the cutting region. The surface roughness, microhardness, and residual stresses were measured after each machining test. The results showed that there is a close relationship between the tool wear and the residual stresses that varied from compressive to tensile stresses – the latter being of thermal origin. A direct relationship between tool wear and machining forces and cutting temperature were also observed.

Keywords: Tool wear, Surface integrity, Residual stresses, Inconel 718, Milling process.

Figura E.1 – 23^a Conferência Internacional sobre Desgaste de Materiais.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.203752>



Correlation between the topography of the tool's worn surface and the resulting workpiece roughness in the milling process of the Inconel 718

Topographic characterization techniques are widely used for functional control of surface wear. The use of scanning electron microscopy (SEM) provides high-resolution images compared to optical systems that use the interaction of the visible light with the sample surface, that optimizes topographic characterization calculations. This work uses SEM in conjunction with image processing techniques to evaluate and correlate the topography from the wear scars at the rake face of cemented carbide tools and the resulting surface topography of an Inconel 718 workpiece in the face milling process. To study the influence of tool wear tools with different flank wear levels (from 0.1 to 0.4 mm) artificially generated by electric discharge machining (EDM) were used. The trials were carried out under finishing, moderate and rough machining conditions, and under dry, flood and minimum lubrication (MQL) conditions. Images acquired by SEM (using secondary electrons) of the worn rake face of the cutting tools were used for calculating the topographic parameters. The results show that the topography of the wear marks on the cutting tool is related to the results of the topography of the workpieces. This innovative approach suggests that if tool wear mechanisms can be characterized by its roughness parameters, these results could be used to model the resulting roughness at the workpiece, with the reciprocal being also true.

Figura E.2 – Editora Atena; data: 04/02/2021; DOI 10.22533/at.ed.8262109022

9º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação
Joinville, Santa Catarina, Brasil
Copyright © 2017 ABCM

ANÁLISE DE TENSÃO RESIDUAL SUPERFICIAL DA LIGA DE INCONEL 718 FRESADA COM FERRAMENTA DE METAL DURO

André Rezende de Figueiredo Oliveira, arfoliveira@ufu.br¹
Iago Carvalho Teixeira, iago_patrocínio@hotmail.com¹
Lucas Barcelos da Silva, lukas10barcelos@hotmail.com¹
Álisson Rocha Machado, alisson.rocha@pucpr.br¹⁻²

¹Universidade Federal de Uberlândia, Faculdade de Engenharia Mecânica, Av. João Naves de Ávila, 2121, Uberlândia, MG, 38.400-089, Brasil.
² Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Pontifícia Universidade Católica do Paraná, Av. Imaculada Conceição 1155, Prado Velho Curitiba, PR, CEP: 80.215-901

Resumo: Tensões residuais superficiais presentes em componentes de engenharia podem interferir de forma significativa na resistência à fratura, na vida em fadiga e na capacidade desses materiais suportar carregamento. As tensões residuais se sobrepõem à tensão aplicada ao equipamento, podendo aumentar ou reduzir a tensão efetiva aplicada, conforme a sua natureza trativa ou compressiva. As tensões residuais podem ser introduzidas deliberadamente ou de forma acidental durante os diversos processos de fabricação. No fresamento de ligas de níquel, tensões residuais compressivas e trativas podem ser introduzidas na superfície do material, aumentando ou diminuindo a vida em fadiga e a resistência à iniciação e à propagação de trincas. Por se tratar de material nobre e, normalmente, aplicado em componentes da área aeronáutica, onde a falha em serviço deve ser evitada a qualquer custo, para preservar vidas humanas, este trabalho propõe estudar o comportamento das tensões residuais deixadas na peça após usinagem em diversas condições de corte. Os testes de fresamento foram realizados em Inconel 718 em condições de desbaste e acabamento, com ferramentas de metal duro novas e desgastadas e as tensões residuais foram medidas por difração de Ratos-X. De uma forma geral, obteve-se tensões compressivas para ferramentas novas e tensões residuais trativas para ferramentas desgastadas, próximas do fim de vida.

Palavras-chave: Inconel 718. Ferramenta de Metal Duro. Fresamento frontal. Tensões Residuais

Figura E.3 – 9º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação (2017) – Joinville/SC.

POSMEC 2019
29º Simpósio do Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica
Faculdade de Engenharia Mecânica – Universidade Federal de Uberlândia
26 a 28 de Junho, Uberlândia, Minas Gerais, Brasil
<http://posfemec.org/>

Análise da Integridade Superficial do Inconel 718 após Fresamento

André Rezende de Figueiredo Oliveira*, Joaquim Júnior Lopes Dias; Vitor Rodrigues Amorim; Weber Sebastião da Silva, Giorgio Gomes da Fonseca.

*Laboratório de Ensino e Pesquisa em Usinagem, arfoliveira@ufu.br

Palavras-chave
Integridade Superficial; Inconel 718, Ferramenta de Metal Duro, Tensões Residuais

Figura E.4 – 29º Simpósio do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica (2019) – Uberlândia/MG.

**XXII COLÓQUIO
DE USINAGEM**

XXII Colóquio de Usinagem
21 a 23 de novembro de 2018
Universidade Federal do Triângulo Mineiro – UFTM
Uberaba, MG, Brasil

**CARACTERIZAÇÃO DA SUPERFÍCIE DE CORTE POR JATO D'ÁGUA
ABRASIVO VARIANDO VELOCIDADE DE AVANÇO**

André Rezende de Figueiredo Oliveira, andre.rezende@una.br¹
 Ronaldo da Cruz, ronaldo.cruz1327@gmail.com¹
 Weber Sebastião da Silva, weber_silva23@hotmail.com¹
 Gilcimar Cardoso de Paula, gil.eng.mec@gmail.com¹
 Joaquim Junior Lopes Dias, joaquimj014@gmail.com¹

¹ Centro Universitário UNA, Al. Paulina Margonari, 59 - B. Karaíba, Uberlândia, MG, 38411-206, Brasil.

Resumo. O presente trabalho se propõe analisar o corte com jato d'água abrasivo do aço ABNT 4140 e da liga de níquel Inconel 718 em diferentes condições de avanço. O abrasivo utilizado foi o Garnet 80, este tipo de abrasivo combina: SiO_2 , Al_2O_3 , FeO entre outros; esta combinação promove equilíbrio entre a velocidade de corte e precisão da borda. Os ensaios foram realizados em configurações diferentes, que por sua vez, promoveram acabamentos superficiais diferenciados. As amostras cortadas foram analisadas por microscopia óptica, para se avaliar a qualidade da topografia deixada pelo processo de corte. Foram realizadas também análises de microscopia eletrônica de varredura (MEV) e de Espectroscopia por Dispersão de Energia (EDS), nestas investigações procurou-se detectar quais elementos químicos poderiam estar incrustados na superfície das ligas.

Palavras chave: Corte com jato abrasivo; Aço ABNT 4140; Inconel 718; Garnet 80.

Figura E.5 – XXII Colóquio de Usinagem (2018) – Uberlândia/MG

POSMEC 2015

POSMEC 2015 – Simpósio do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica
 Faculdade de Engenharia Mecânica – Universidade Federal de Uberlândia
 18 e 19 de Novembro de 2015, Uberlândia - MG

**ESTUDO DA INTEGRIDADE SUPERFICIAL DA LIGA DE INCONEL 718
FRESADA COM FERRAMENTA DE METAL DURO EM DIFERENTES
CONDIÇÕES DE DESGASTE**

André Rezende de Figueiredo Oliveira, UFU, arfoliveira@femec.ufu.br
 Iago Carvalho Teixeira, UFU, iago_patrocino@hotmail.com
 Álisson Rocha Machado, UFU, alissonm@mecanica.ufu.br

Resumo. A presença de tensões residuais em componentes de engenharia pode afetar significantemente a resistência à fratura, a vida em fadiga e a capacidade destes materiais de suportar carregamento. Uma vez que estas tensões residuais se sobrepõem à tensão aplicada ao equipamento elas podem aumentar ou reduzir a tensão efetiva aplicada, conforme a sua natureza trativa ou compressivas. As tensões residuais podem ser introduzidas deliberadamente ou de forma acidental durante os diversos processos de fabricação tais como: soldagem, tratamentos térmicos, operações de conformação mecânica, trefilação, laminação, dobramento e nos processos mecânicos de usinagem. Em usinagem de ligas de níquel com processo de fresamento, tensões residuais compressivas e trativas podem ser introduzidas na superfície do material aumentando ou diminuindo a vida em fadiga e a resistência à iniciação e à propagação de trincas. Para se avaliar tensões residuais, este estudo utilizou difração de Raios-X. Foram realizados testes de fresamento de ligas de Inconel 718 utilizando ferramenta de corte de metal duro. Os teste foram realizados em configurações de acabamento e desbaste, com ferramentas novas e usadas. De uma forma geral, obteve-se tensões compressivas para ferramentas novas e tensões residuais trativas para ferramentas próximas do fim de vida.

Palavras chave: Inconel 718, Ferramenta de Metal Duro, Fresamento, Tensões Residuais.

Figura E.6 – 25º Simpósio do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica (2015)
 – Uberlândia/MG.



INSTITUTO FEDERAL
Goiás
Câmpus Itumbiara



SECITEC
2018
Ciência para o Desenvolvimento Sustentável

CARACTERIZAÇÃO SUPERFICIAL DE LIGAS DE INCONEL 718 RECOZIDO

Danilo S. Machado¹ (EG); Rafael A. Campos¹ (EG); Joaquim J. L. Dias¹ (EG); Vitor R. Amorim¹ (EG); André R. F. Oliveira¹ (PQ).

¹Centro Universitário UNA Uberlândia

Área do Conhecimento: Engenharias.

Palavras-chave: *Superliga de Níquel; Inconel 718; Ensaio de Rockwell D; Análise de Rugosidade.*

Figura E.7 - Semana de Educação, Ciência e Tecnologia (2018) – Itumbiara/GO.



INSTITUTO FEDERAL
Goiás
Câmpus Itumbiara



SECITEC
2018
Ciência para o Desenvolvimento Sustentável

ANÁLISES MICROESTRUTURAIS DE SUPERLIGAS DE INCONEL 718.

Vitor R. Amorim¹ (EG); Joaquim J. L. Dias¹ (EG); Danilo S. Machado¹ (EG); André R. F. Oliveira¹ (PQ).

¹ Centro Universitário UNA, Campus Uberlândia.

3.05.00.00-1 – Engenharia Mecânica 3.03.04.01-6 – Estruturas dos Metais e Ligas

Palavras-chave: *Inconel 718, Superligas, Microestrutura.*

Figura E.8 - Semana de Educação, Ciência e Tecnologia (2018) – Itumbiara/GO.

Tabela E.1 – Orientações de trabalhos de conclusão de curso de Engenharia Mecânica.

Ano	Título do TCC	Aluno Orientado	Instituição de Ensino Superior
2015	Influência do desgaste da ferramenta na tensão residual no fresamento do Inconel 718.	Iago Carvalho Teixeira*	Universidade Federal de Uberlândia
2016	Corte da liga de Inconel 718 com jato d'água abrasivo.	Weber Sebastião da Silva**	Faculdade Politécnica de Uberlândia
2018	Análises microestruturais da liga de Inconel 718.	Danilo Sousa Machado**	Centro Universitário UNA – Uberlândia.
2018	Análise microestrutural de superligas de Inconel 718.	Vitor Rodrigues Amorim**	Centro Universitário UNA – Uberlândia.

*Aluno coorientado pelo autor desta tese; **Alunos orientados pelo autor desta tese.

“Fim”
Obrigado JESUS.
Por tudo SENHOR, obrigado.

André Rezende de Figueiredo Oliveira.