

UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
FACULDADE DE ENGENHARIA DE BAURU

EDUARDO LUIZ DE GODOI

ANÁLISE DA INTEGRIDADE SUPERFICIAL E SUBSUPERFICIAL EM
INCONEL 718 APÓS ROLETEAMENTO CONVENCIONAL E A
QUENTE

BAURU
2024

EDUARDO LUIZ DE GODOI

**ANÁLISE DA INTEGRIDADE SUPERFICIAL E SUBSUPERFICIAL EM
INCONEL 718 APÓS ROLETEAMENTO CONVENCIONAL E A
QUENTE**

Tese apresentada à Faculdade de Engenharia,
Universidade Estadual Paulista, UNESP – Campus
de Bauru, para obtenção do título de Doutor em
Engenharia Mecânica.

Área de concentração: Processos de fabricação

Orientador:

Prof. Dr. Luiz Eduardo de Angelo Sanchez

Coorientador: Prof. Dr. Renan Luis Fragelli

BAURU

2024

Godoi, Eduardo Luiz de.

Análise da integridade superficial e subsuperficial em inconel 718 após roleteamento convencional e a quente. Eduardo Luiz de Godoi, Bauru, 2024

126 f.: il.

Tese (Doutorado)-Universidade Estadual Paulista (Unesp), Faculdade de Ciências, Bauru
Orientador: Luiz Eduardo de Angelo Sanchez

1. Roleteamento. 2. Microestrutura. 3. Tensão residual. 4. Rugosidade. 5. Desvio de circularidade. 6. Nanodureza. 7. Inconel 718. I. Universidade Estadual Paulista. Faculdade de Ciências. II. Título.

ATA DA DEFESA PÚBLICA DA TESE DE DOUTORADO DE EDUARDO LUIZ DE GODOI, DISCENTE DO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA, DA FACULDADE DE ENGENHARIA - CÂMPUS DE BAURU.

Aos 05 dias do mês de março do ano de 2024, às 09:00 horas, no(a) Anfiteatro da Pós-graduação, realizou-se a defesa de TESE DE DOUTORADO de EDUARDO LUIZ DE GODOI, intitulada **ANÁLISE DA INTEGRIDADE SUPERFICIAL E SUBSUPERFICIAL EM INCONEL 718 APÓS ROLETEAMENTO CONVENCIONAL E A QUENTE**. A Comissão Examinadora foi constituída pelos seguintes membros: Prof. Dr. LUIZ EDUARDO DE ANGELO SANCHEZ (Orientador(a) - Participação Presencial) do(a) Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Bauru UNESP, Prof. Dr. GILBERTO DE MAGALHÃES BENTO GONÇALVES (Participação Presencial) do(a) Departamento de Engenharia Mecânica / FEB/UNESP/Bauru, Dr. SAMUEL JOSÉ CASARIN (Participação Presencial) do(a) Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Bauru - UNESP, Prof. Dr. ALESSANDRO ROGER RODRIGUES (Participação Presencial) do(a) Departamento de Engenharia Mecânica / Universidade de São Paulo / USP - São Carlos, Prof. Dr. AMAURI HASSUI (Participação Presencial) do(a) Departamento de Engenharia de Manufatura e Materiais / Universidade Estadual de Campinas. Após a exposição pelo doutorando e arguição pelos membros da Comissão Examinadora que participaram do ato, de forma presencial e/ou virtual, o discente recebeu o conceito final: APROVADO __ __. Nada mais havendo, foi lavrada a presente ata, que após lida e aprovada, foi assinada pelo(a) Presidente(a) da Comissão Examinadora.

Prof. Dr. LUIZ EDUARDO DE ANGELO SANCHEZ



Dedico esta Tese de Doutorado primeiramente a Deus,
a minha esposa, meu filho, minha mãe, pai e familiares pelo apoio e incentivo.

Agradecimentos

Agradeço a Deus, na trajetória deste trabalho, por me guiar, conceder força, tranquilidade e paciência.

Um agradecimento muito especial ao meu orientador, professor Dr. Luiz Eduardo de Angelo Sanchez. Uma pessoa que admiro, grande profissionalismo, ensinamentos e orientação para a realização desta tese.

Agradeço aos companheiros(as) e amigos(as) de vida acadêmica nesses anos de UNESP. Em especial ao Samuel José Casarin por toda contribuição, ajuda e incentivo.

Agradeço também ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica (FEB/UNESP), em especial aos técnicos de laboratório pelo apoio.

Agradeço aos professores da Pós-Graduação Engenharia Mecânica por todas as contribuições e suporte à pesquisa.

À VILLARES METALS por disponibilizar os recursos materiais Inconel 718 necessários ao desenvolvimento deste trabalho.

A Empresa SANDIVIK COROMANT pelo fornecimento dos insertos para usinagem do material.

Ao Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia de São Paulo, Campus São Carlos pelo apoio e incentivo.

Por fim, agradeço a todos que, de forma direta ou indireta, contribuíram para a realização deste trabalho.

RESUMO

O roleteamento, tradução livre de “roller burnishing”, é um processo associado à fabricação de peças metálicas, sem remoção de material, que se beneficia do mecanismo de deformação plástica para melhorar vários aspectos mecânicos da peça, como aumento da tensão residual de compressão, aumento da dureza, resistência ao desgaste e diminuição da rugosidade superficial. Para tanto, emprega uma ferramenta de maior dureza que a peça, executando um movimento de avanço. A ferramenta pode ser estática ou dotada de movimento de rotação. O objetivo principal deste trabalho foi avaliar os efeitos superficiais e subsuperficiais do roleteamento, produzido por uma ferramenta em forma de rolo, com rotação livre, em peças de Inconel 718 na temperatura ambiente e sob aquecimento a 310 °C efetuado por um conjunto de resistências de quartzo montadas em torno da peça. A ferramenta adotada foi um rolamento de zircônia, a qual foi mantida sob um carregamento constante de 500 N, sendo executados quatro passes repetidos sobre uma peça cilíndrica previamente torneada. Para ambas as condições de temperaturas ensaiadas, e após cada passe de roleteamento, foram realizadas medidas de rugosidade, desvio de circularidade, nanodureza e tensão residual na superfície da peça. Em adição, foram feitas imagens da microestrutura por meio de microscopia eletrônica de varredura com posterior observação dos efeitos da deformação plástica usando a técnica EBSD. Como resultado, constatou-se que o roleteamento diminuiu tanto a rugosidade média aritmética (R_a) quanto o desvio de circularidade, em relação a peça inicial vinda do torneamento. Observou-se, ainda, que a tensão residual mudou do estado de tração para compressão. Ademais, o roleteamento convencional promoveu um aumento de dureza em cerca de 20% em relação à peça torneada, e de aproximadamente 30 % com auxílio do aquecimento. Na mesma direção, o roleteamento convencional diminuiu a rugosidade superficial em cerca de 60% em relação à peça torneada, enquanto a operação com aquecimento alcançou aproximadamente 75%.

Palavras Chaves: Roleteamento, microestrutura, tensão residual, rugosidade, desvio de circularidade, nanodureza, Inconel 718.

ABSTRACT:

Roller burning, translation of “roller burnishing”, is a process associated with the manufacture of metallic parts, without removing material, which takes advantage of the plastic deformation mechanism to improve various mechanical aspects of the part, such as increasing residual compressive stress, increased hardness, wear resistance and decreased surface roughness. To do so, use a tool that is harder than the part, executing a forward movement. The tool can be static or equipped with rotational movement. The main objective of this work was to evaluate the surface and subsurface effects of rolling, produced by a roller-shaped tool, with free rotation, on Inconel 718 parts at room temperature and under heating to 310 °C carried out by a set of resistance resistors. quartz mounted around the piece. The tool adopted was a zirconia bearing, which was kept under a constant load of 500 N, with four repeated passes being carried out over a previously turned cylindrical part. For both temperature conditions tested, and after each rolling pass, measurements of roughness, circularity deviation, nanohardness and residual stress were carried out on the surface of the part. In addition, images of the microstructure were taken using scanning electron microscopy with subsequent observation of the effects of plastic deformation using the EBSD technique. As a result, it was found that rolling reduced both the arithmetic mean roughness (Ra) and the circularity deviation, in relation to the initial part coming from the turning. It was also observed that the residual stress changed from the state of tension to compression. Furthermore, conventional rolling promoted an increase in hardness of around 20% in relation to the turned part, but approximately 30% with the aid of heating. In the same direction, conventional rolling reduced the surface roughness by approximately 60% in relation to the turned part, while the heated operation achieved approximately 75%.

Keywords: Roller burnishing, microstructure, residual stress, surface roudness, circularity deviation, nanohardness, Inconel 718.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Operação de roleteamento e as mudanças estruturais na peça.....	25
Figura 2 - Processo de roleteamento auxiliado por laser.....	28
Figura 3 - Deformações durante nanoindentação	32
Figura 4 - Modelo de gráfico obtido em ensaios de nanodureza.....	33
Figura 5 - Gráfico de carga-descarga em função do deslocamento do indentador, com fase intermediária de fluência	34
Figura 6 - Rugosidade média Ra em perfil de superfície P em uma amostra de comprimento L	36
Figura 7 - Rugosidade em função do número de passes de roleteamento	37
Figura 8 - Representação gráfica da circularidade	38
Figura 9 - Fluxograma das etapas.....	40
Figura 10 - Usinagem antes do roleteamento	41
Figura 11 - Suporte fabricado para fixação dinamômetro	42
Figura 12 - (a) Alinhamento de centro ferramenta de usinagem (b) Alinhamento de centro ferramenta de roleteamento	43
Figura 13 - (a) Montagem do conjunto para usinagem (b) Montagem do conjunto para roleteamento	43
Figura 14 - Roleteamento em temperatura ambiente.....	46
Figura 15 - Roleteamento aquecido com resistência elétrica	46
Figura 16 - Corte do corpo de prova.....	47
Figura 17 - Corpo de prova embutido para as análises.....	48
Figura 18 - Análise da rugosidade	49
Figura 19 - Análise da circularidade.....	50
Figura 20- Microscópio confocal para aquisição de imagens topográficas da superfície	51
Figura 21 - Região de análise topográfica	52
Figura 22 - Microscópio eletrônico de varredura com acessório para análise de orientação cristalográfica	53
Figura 23 - Resultados da análise de orientação cristalográfica com EBSD.....	53
Figura 24 - Mapa de orientação cristalográfica e triangulo unitário de referência das cores...54	
Figura 25 - Análise tensão residual	55
Figura 26 - Difratômetro de raio – x para análise de tensão residual.....	56

Figura 27 - Região de análise de nanodureza	56
Figura 28 - Região da nanoindentação	57
Figura 29 - Rugosidade média comparativa (unidade: μm).	58
Figura 30 - Imagens topográficas em 3D superiores obtidas por microscopia confocal em corpos de prova de Inconel 718 após roleteamento.....	60
Figura 31 - Microscopia confocal das superfícies dos corpos de prova de Inconel 718 após roleteamento.	62
Figura 32 – Rugosidade (R_a) obtida a partir de dados da microscopia confocal.	64
Figura 33 - Medidas de rugosidade na amostra torneada e naquelas que sofreram operações roleteamento a temperatura ambiente C1 a C4 e com aquecimento Q1 a Q4.	64
Figura 34 - Resultados da medição de rugosidade	66
Figura 35 - Resultados das análises de nanoindentação	68
Figura 36 - Variações de dureza e da profundidade máxima de penetração após descarregamento (hp).	70
Figura 37 - Dureza: Hit x hp.....	71
Figura 38 - Dureza: Eit x hp	71
Figura 39 - Diagramas Força x profundidade para os vários corpos de prova antes e após as operações de roleteamento.....	72
Figura 40 - Fase δ precipitada em uma amostra de Inconel 718 após roleteamento.	75
Figura 41 - Microscopia eletrônica de varredura das amostras de Inconel 718 após roleteamento.	76
Figura 42 - ‘Camada branca’ no Inconel 718 após operação roleteamento	78
Figura 43 – (a) Imagem (MEV) de uma amostra indica presença de precipitados na peça torneada de Inconel 718.....	80
Figura 44 - Distribuição de precipitados no contorno de grão dentro da amostra de Inconel 718 roleteado	80
Figura 45 - Microestrutura de grãos de Inconel 718 após roleteamento, (a) Temperatura ambiente – 1 passe (b) temperatura ambiente – 2 passes (c) temperatura ambiente – 3 passes (d) temperatura ambiente – 4 passes (e) 310 °C – 1 passe (f) 310 °C – 2 passes (g) 310 °C – 3 passes (h) 310 °C – 4 passes.	81
Figura 46 - Orientações cristalográficas.....	84
Figura 47 - Orientações cristalográficas polarizadas.....	87
Figura 48 - Tamanho médio dos grãos	90

Figura 49 - Desvio de Circularidade (RONp + RONv). (1) Um passe de roleteamento; (2) dois passes de roleteamento; (3) três passes de roleteamento e (4) quatro passes de roleteamento.	92
Figura 50 - Medidas de tensão residual no Inconel 718 após operações de roleteamento.	94
Figura 51 - Diagrama em labView para aquisição dos dados de força	119
Figura 52 - Diagrama em labView para aquisição dos dados de temperatura	120
Figura 53 - Aquisição de nanodureza	121
Figura 54 - Parâmetros de circularidade.....	124
Figura 55 - Parâmetros de rugosidade	125
Figura 56 - Análise de tensão residual.....	126

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Fases presentes na liga Inconel 718 e suas características.	20
Tabela 2 - Composição do Inconel 718	41
Tabela 3 - Parâmetros de roleteamento	44
Tabela 4 - Parâmetros de torneamento de regularização	48

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AISI	Instituto Americano do Ferro e do Aço (American Iron and Steel Institute)
CEPAME	Centro de Pesquisa e Análise de Materiais de Engenharia
DEMa	Departamento de Engenharia de Materiais Universidade Federal de São Carlos
EBSD	Difração de Elétrons retroespalhados (Electron Backscatter Diffraction)
FEB	Faculdade de Engenharia de Bauru
HV	Dureza Vickers
IFSP	Instituto Federal de Educação Ciência e Tecnologia de São Paulo
ISO	International Organization for Standardization
LaBES	Laboratório de Biomateriais e Engenharia de Superfícies
LCE	Laboratório de Caracterização Estrutural
LATUS	Laboratório de Tecnologia da Usinagem
Unesp	Universidade Estadual Paulista
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura

LISTA DE SÍMBOLOS

E	Módulo de Elasticidade	GPa
E ϵ	Energia de deformação	
f _n	Avanço de usinagem	[mm/rev]
G	Módulo de Cisalhamento	[Pa]
H	Dureza	[N.mm ²]
n	Número de passes de roleteamento	
Pr	Pressão de roleteamento	[N]
R _a	Desvio aritmético médio do perfil de rugosidade	[μ m]
R _z	Altura máxima do perfil de rugosidade	[μ m]
V _r	Velocidade de roleteamento	[mm/min]
W	Força normal	[N]
ϵ _{EL}	Deformação elástica	
ϵ _{PL}	Deformação plástica	
ϵ _T	Deformação total	
γ	Austenita	
μ	Coeficiente de atrito	
HRC	Dureza Rockwell C	
Ni-Fe,	Níquel Ferro	
Cr	Cromo	
Mo	Molibdênio	
Nb	Nióbio	
NbC	Carboneto de nióbio	
TiC	Carboneto de titânio	
F _f	Força de avanço	
F _n	Força normal	[N]
MPa	Mega Pascal	
GPa	Giga Pascal	
kN	Kilo Newton	

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	16
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	19
2.1	Superligas metálicas	19
2.2	Integridade superficial	21
2.3	Tensão residual	22
2.4	O processo de roleteamento	25
2.5	Influência do aquecimento na operação de roleteamento	27
2.6	Principais propriedades após o processo de roleteamento.....	29
2.6.1	Dureza no processo de roleteamento.....	29
2.6.2	Rugosidade no processo de roleteamento	35
2.6.3	Circularidade no processo de roleteamento.....	37
3	MATERIAIS E MÉTODOS.....	40
3.1	Corpo de prova.....	41
3.2	Projeto do suporte para ferramenta de roleteamento	42
3.3	Montagem experimental dos testes de roleteamento	42
3.4	Corte dos corpos de prova.....	47
3.5	Equipamentos.....	48
3.6	Medidas de rugosidade	48
3.7	Medidas de circularidade	49
3.8	Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)	50
3.9	Microscopia Ótica.....	51
3.10	Microscopia Confocal.....	51
3.11	Difração de Elétrons Retroespalhados (EBSD)	52
3.12	Tensão residual	54
3.13	Nanoindentações	56

4	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	58
4.1	Rugosidade.....	58
4.2	Nanoindentações	67
4.2.1	Aspectos relacionados à dureza em nanoescala em função do número de passes de roleteamento e rugosidade.....	69
4.3	Análise do fenômeno relacionado ao “amolecimento por deformação”	74
4.4	Análise microestrutural.....	78
4.5	Circularidade.....	92
4.6	Tensão residual	94
5	CONCLUSÕES	95
	SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS	97
	REFERÊNCIAS	99
	ANEXO I – Diagrama em labView para aquisição dos dados de força.....	119
	ANEXO II – Diagrama em labView para aquisição dos dados de temperatura.....	120
	ANEXO III – Aquisição de nanodureza.....	121
	ANEXO IV – Parâmetros de circularidade	124
	ANEXO V – Parâmetros de rugosidade	125
	ANEXO VI – Parâmetros da análise de tensão residual	126

1 INTRODUÇÃO

Os diversos setores produtivos industriais (automotivo, aeronáutico, naval, espacial e nuclear) precisam de componentes com elevado grau de qualidade, tanto no que diz respeito ao acabamento, quanto às propriedades mecânicas que devem atender a rigorosos requisitos de projeto e operação.

Há diversos processos de acabamento disponíveis como, por exemplo polimento, retificação e jateamento que conferem aos materiais boa qualidade superficial. Além desses, outro processo não muito explorado é de roleteamento, que é uma tradução adotada para o processo de Roller Burnishing (Verma e Mahato 2013; Okada et.al. 2015; Kurkut e Chavan 2018; Boozarpour e Teimouri 2021) e seus similares (ball burnishing (EL-AXIR, 2008); (Zhao et al. 2020)) cujos resultados baseiam em princípios de deformação hertziana (BREZEANU, 2015).

Tal deformação, que resulta em um melhor acabamento, vem acompanhada de um grau de encruamento que se destaca pelo aumento da dureza causados na superfície e na subsuperfície da peça, provocado pelo aumento do número de discordâncias na estrutura cristalina do metal [CAPELLO (2005); CAPELLO (2006); LEPPERT e PENG (2009); CARUSO et. al. (2011); WAGNER et al. (2011); MONDELIN et al. (2012); AZARBARMAS et al. (2016)]. Contudo, esse aumento de dureza, porém, tem um limite como já foi observado por Bei et al. (2016) e por Klotz et al. (2017), caracterizando o fenômeno do “amolecimento” por deformação.

Neste caso, as discordâncias introduzidas por passes prévios de roleteamento atuam no sentido de mudar o mecanismo de nucleação de discordâncias adicionais de homogênea para heterogênea, gerando fontes de Frank-Read, fazendo com que tensões provocadas por possíveis passes subsequentes ocasionem o amolecimento do material ainda que a densidade de discordância aumente devido à deformação plástica. GUO et al. (2023)

A tensão residual de compressão é a principal variável na avaliação da integridade de uma peça que passou por roleteamento por causa de sua influência direta no desempenho em serviço. Portanto, controlar o processo por meio do conhecimento da influência das variáveis de roleteamento é um caminho para produzir tensões residuais de compressão nas camadas mais externas (camadas subsuperficiais) e, por conseguinte, aumentar a vida por fadiga do componente [VERMA e MAHATO (2013); CHAMANFAR et al. (2013); ANDERSON et al. (2017) e ANBARASAN et al. (2018)].

No roleteamento a ferramenta utilizada deve ter uma dureza maior que a da peça e exercer uma pressão suficientemente elevada para exceder a tensão limite de escoamento do material da peça, causando uma deformação plástica superficial na qual os picos microscópicos remanescentes da usinagem são deslocados para os vales, diminuindo substancialmente a rugosidade [EL-AXIR (2000), MALLESWARA et al. (2011)].

O material escolhido para este estudo é o Inconel 718, por se tratar de uma liga aeronáutica de difícil trabalho, em que o aumento em suas propriedades mecânicas é altamente desejável, permitindo que as dimensões e peso da peça fabricada possam ser reduzidas. Trata-se de uma superliga de Ni-Fe, com destaque para a presença de cromo (Cr) e molibdênio (Mo) em sua composição. Essa liga tem excepcionais resistência à tração, fluência, em relação aos aços comuns, além de elevada soldabilidade (ANDERSON et.al., 2017). De modo geral, este trabalho trata do estudo experimental do processo de roleteamento de uma peça cilíndrica, feita em Inconel 718, quando submetida ao aquecimento, cuja temperatura superficial alcança 310°C, tomando como comparação o roleteamento convencional, executado em temperatura ambiente. A temperatura de 310°C é obtida com o uso de três resistências elétricas em quartzo de 500W cada, dispostas em torno da peça. A adoção desse conjunto de resistências deve-se aos resultados promissores obtidas em trabalhos anteriores quando elas foram utilizadas, tanto em peças de aço ABNT 1045 (Sanchez et al., 2017) quanto em Inconel 718 (CASARIN et al., 2021, CASARIN et al., 2022, GODOI et al, 2023).

Neste contexto, este estudo investiga potenciais vantagens obtidas no roleteamento de peças de Inconel 718 por meio de aquecimento, ainda que em temperatura utilizada seja baixa em termos de modificações microestruturais, porém plausivelmente já identificada como suficiente para promover alterações mecanicamente benéficas à peça.

A fim de se avaliar os efeitos, tanto do aquecimento, quanto das demais variáveis do processo, dentre elas o número de passes de roleteamento, são avaliados os seguintes parâmetros de saída:

- Rugosidade;
- Dureza superficial da peça;
- Tensão residual induzida;
- Desvio de circularidade;
- Microestrutura desenvolvida (orientação cristalográfica, tamanho de grão, e as fases presentes).

Essa tese se divide em capítulos e subcapítulos sobre os seguintes assuntos:

No capítulo II, é apresentada a revisão bibliográfica, sendo os assuntos discutidos na sequência: (i) Superligas metálicas; (ii) Integridade superficial; (iii) Tensão residual (iv) Roleteamento (v) Dureza (vi) Rugosidade (vii) Circularidade (viii) Microestrutura.

No capítulo III são apresentadas os materiais e métodos (i) projeto e produção do suporte do porta-ferramentas; (ii) montagem do dispositivo de roleteamento; (iii) parâmetros de ensaios utilizados; (iv) máquinas, materiais e ferramentas utilizados; (v) sistemas para registros dos esforços de roleteamento e temperaturas; (vi) métodos de análises dos resultados.

No capítulo IV são apresentados os resultados e discussões de todos os experimentos realizados, correlacionando com pesquisas anteriores.

No capítulo V é apresentada a conclusão desta tese de doutorado, assim como sugestões de trabalhos futuros.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Esta revisão bibliográfica tem como objetivo discutir os conceitos fundamentais relacionados à operação de roleteamento nos materiais, o mecanismo de deformação, assim como a relação da temperatura sobre o material utilizado (Inconel 718), a influência na qualidade e integridade superficial e subsuperficial, dureza, circularidade, tensão residual e microestrutura. O estado da arte apresenta poucos estudos relacionados ao processo de roleteamento aquecido aplicado às superligas de níquel, especialmente a liga Inconel 718. Assim, a análise de tensões residuais em Inconel 718 obtidas por roleteamento aquecido ainda não foram profundamente estudadas. Por esta razão, o estudo apresentou diferentes condições de roleteamento à temperatura ambiente e aquecido. Desta forma, o conhecimento das tensões residuais superficiais do Inconel 718 é de grande importância, visto que é a superfície está diretamente em contato e exposta ao ambiente e a sua integridade pode ser relacionada ao desgaste, corrosão, tensões residuais e a vida em fadiga.

2.1 Superligas metálicas

A superliga de Inconel 718 foi projetada para fornecer alta resistência mecânica e desempenho em trabalho; possui resistência à fadiga, boa resistência à corrosão à oxidação, além de ductilidade, rigidez e fluência que é a capacidade de trabalhar continuamente em altas temperaturas com baixa deformação do material (A. SEQUERA, C.H. FU, Y.B. GUO, e X.T. WEI 2014).

O Inconel 718, por sua vez, é tratado como uma superliga que apresenta um elevado grau de dureza (acima de 40 HRC) e é considerado um material de difícil usinagem. No entanto, trata-se de um material que é muito valorizado e aplicado em peças críticas de componentes aeronáuticos como partes de motores a gás, navais e até mesmo na indústria nuclear (AKCA e GURSEL, 2015).

As superligas são usadas em trabalhos com temperaturas que podem chegar em torno de (980°C), com baixa deformação ou desgaste (KALE e KHANA, 2017; MARQUES et al. 2016).

As ligas à base de níquel e estrutura cúbica de face centrada (CFC) possuem uma matriz austenítica que implica em alta ductilidade, endurecimento por precipitação e a presença de fases compactas. Possui adições de elementos de liga que conferem ao material características

relevantes que podem aumentar significativamente a resistência mecânica das ligas. (GOWTHAMAN, 2019; SILVA, 2010).

As fases observáveis em uma microestrutura de uma liga de Inconel 718 e suas respectivas características são apresentadas na Tabela 1 (VEIGA et al. 2012).

Tabela 1 - Fases presentes na liga Inconel 718 e suas características.

FASE	CARACTERÍSTICAS
Matriz γ	Tem estrutura cristalina CFC e tem como principais elementos de liga na sua composição o Co, Fe, Cr, Mo e W.
γ'	Fase coerente com a matriz. Tende a se precipitar com morfologia esférica ou cuboidal, seu tamanho é inferior a 20 nm e sofre coalescimento em altas temperaturas.
γ'' $\text{Ni}_3(\text{Nb, Ta})$	É a principal fase endurecedora das ligas 718 e 725 e pode ser observada em ligas ricas em Nb ou Ta. Apresenta morfologia de discos alongados coerentes com a matriz γ e sua estrutura cristalina é tetragonal.
Delta (δ)	Apresenta estrutura cristalina ortorrômbica e tem composição química Ni_3Nb . Apresenta morfologia na forma de placas. A fase delta é incoerente com a matriz γ e, em grandes quantidades, reduz as propriedades mecânicas da liga.
Fase laves	Essa fase precipita-se no soluto nos diferentes estágios da solidificação. O carbeto NbC e a fase laves são as principais fases segregadas na microestrutura das ligas Inconel 718 [SHI et.al., 2018]

Fonte: (VEIGA et al. 2012).

Inconel 718 pertence às superligas de Fe-Ni endurecidas por precipitação, que contêm na sua composição, ferro, nióbio, molibdênio, alumínio, titânio, cobalto, carbono, carboneto de manganês e silício (SILVA, 1953, DUPONT et al. 2009). Precipitação nos limites de grão da fase δ ou β são características deste material, o que aumenta a resistência intergranular da liga (KRAKOW et al. 2016; D'ADDONA, 2017; THOMAS et al. 2006).

Segundo Gowthaman (2019), a adição de elementos de liga pode melhorar significativamente as propriedades das superligas. Os elementos da liga promovem maior

tenacidade e durabilidade desses materiais. Eles tendem a segregar nas fases γ e γ' e esses elementos estão diretamente relacionados à diferença entre o diâmetro atômico do elemento da liga e do níquel (HASSAN e CORNEY, 2017).

2.2 Integridade superficial

De acordo com Griffiths (2001), integridade superficial é um conjunto de propriedades topográficas, mecânicas, químicas e metalúrgicas de uma superfície fabricada e sua relação com o desempenho funcional, topografia superficial ou rugosidade fazendo parte do desempenho funcional de um componente mecânico. As alterações que são provocadas pela usinagem na subsuperfície também são essenciais para o bom desempenho.

De acordo com Harter (2014), a integridade da superficial está intimamente relacionada ao grau de ondulação (macroscópico) e à rugosidade (microscópico) produzidos durante o processo de manufatura do material. A diferença entre os dois tem a ver com a relação entre comprimento de onda e amplitude de picos e vales. A amplitude da ondulação é menor que o comprimento de onda e a rugosidade tem o comprimento de onda e a amplitude com grandezas semelhantes.

Segundo Jomma (2015), a integridade superficial pode ser representada como a condição superficial existente ou melhorada obtida pela usinagem ou outras operações que geram uma superfície. A camada superficial afetada pela usinagem pode ser definida como a camada que apresenta uma alteração física ou química em comparação com o material antes do processamento. Essas alterações incluem acabamento, alterações mecânicas da área e a relação com o desempenho geral e a vida útil da peça. Ainda, os processos de fabricação normalmente resultam em algumas mudanças no estado inicial das camadas superficiais do material processado. As principais mudanças são deformação plástica, mudanças nos níveis de dureza e a formação ou modificação de tensão residual. As tensões podem ser muito importantes no que diz respeito às propriedades mecânicas da peça e podem afetar a resistência à fadiga, a resistência à fratura, a resistência à corrosão e a estabilidade dimensional. Portanto, a avaliação desses componentes de tensão é importante para avaliar o comportamento mecânico de uma peça específica em condições reais de operação. Dependendo da composição química do material, microestrutura e condições de corte, essas alterações podem incluir transformação de fase, recristalização, alterações no tamanho dos grãos, deformação plástica, tensões residuais, mudança na dureza e formação de camada branca. Este termo refere-se à cor branca desta

camada quando vista ao microscópio óptico. Ela é definida como a camada dura que se forma sob diversas condições de corte em materiais ferrosos.

Na usinagem de aços de alta resistência, ocorrem altas pressões, deformações e alta temperatura com deformação plástica. A superfície da peça sofre alterações metalúrgicas que podem produzir uma “camada branca” (POULACHON et al., 2003).

Uma espessura típica na literatura é de 10 μm , ou pode variar dependendo das condições de corte. A camada branca é considerada uma vantagem tribológica, pois proporciona maior dureza superficial e estabilidade térmica. Em outros casos, podem ocorrer microfissuras e vazios formados em cisalhamento que são prejudiciais para a resistência superficial (BOSHEH e MANTIVENA, 2005).

Segundo Chou e Evans (1999), no torneamento do aço a temperatura junto com a pressão gerada pelo contato da ferramenta e da peça converte a superfície da peça usinada em um estado austenítico. O rápido resfriamento após a retirada da ferramenta leva à formação de martensita por convecção, enquanto a austenita não se transforma e permanece retida e forma a camada branca.

De acordo com Zurecki et al. (2003) observa-se a dissolução quase completa dos carbonetos devido à alta temperatura gerada pela deformação plástica. Quanto maior a quantidade de carbono na matriz, menor será o ponto de fusão do aço. À medida que a ferramenta sai do material, a camada branca esfria rapidamente, causando a solidificação de sua microestrutura.

Loureiro (2015) apresenta dois lados na formação da camada branca, um que é benéfico do ponto de vista tribológico, pois proporciona aumento de dureza com estabilidade térmica, e outro que é prejudicial devido a vazios e microfissuras que podem facilitar a nucleação e propagação de trincas.

2.3 Tensão residual

As tensões residuais são as tensões que permanecem no material após a remoção de uma carga externa ou de um gradiente de temperatura. Elas resultam das interações entre tempo, temperatura, deformação e microestrutura. São influenciados pelo material ou propriedades relacionadas ao material como condutividade térmica, módulo de elasticidade, mecanismos de transformação (BHADESHIA, 2002).

Segundo Wulpi (1985), a tensão residual é descrita em termos das tensões de tração e compressão. Por convenção, a tensão de tração tem sinal positivo e a tensão de compressão tem sinal negativo. Para que ocorra tensão residual, a peça deve sofrer alguma deformação plástica.

De acordo com Valicek et al. (2019), as tensões residuais podem afetar muitos aspectos e até mesmo alterar a resistência à fadiga, a resistência à fratura e a resistência à corrosão. Portanto, o estudo das tensões residuais é muito importante para o projeto de componentes mecânicos. As tensões residuais podem ser classificadas em três tipos:

- Tensão residual tipo 1: São tensões macroscópicas, que são constantes em magnitude e direção sobre uma grande área, através de vários grãos de um material, e permanecem em equilíbrio na maior parte da superfície. Se o equilíbrio e o momento de forças numa porção de um material sofrer alguma interferência dessas tensões, as suas dimensões podem alterar.

- Tensões residuais tipo 2: São tensões residuais microscópicas cuja magnitude e direção são aproximadamente constantes ao longo de uma região microscópica de uma porção de material ou seção transversal.

- Tensão residual tipo 3: São tensões residuais submicroscópicas cuja magnitude e direção não são constantes e ocorrem em uma área do material igual à distância interatômica. Quando o equilíbrio é quebrado, não podemos ver mudanças dimensionais macroscópicas.

As tensões residuais podem ser medidas usando um instrumento de difração de raios X. Quando uma amostra é exposta a um feixe de raios X, o feixe interage com a estrutura cristalina e causa certos padrões de difração. Existe uma relação clara entre padrão de difração com distância entre planos atômicos (distância interplanar) dentro do material. Alterar as distâncias interplanares resultará em diferentes padrões de difração. Alterar o comprimento de onda do feixe de raios X também resultará em um padrão de difração diferente. A distância interplanar de um material livre de tensões cria um padrão de difração característico do material. Quando o material recebe tensão, alongamento e contração ocorrem na rede cristalina e causam uma mudança no padrão de difração (MACHERAUCH, 1987).

A distância interplanar pode ser avaliada e, assim, a tensão no material pode ser derivada. Para isso, é necessário estabelecer relações matemáticas entre a distância interplanar e as tensões, relações que muitas vezes já estão contidas no próprio software dos difratômetros de raios X (FITZPATRICK et al., 2005).

O nível de tensão residual nos aços é altamente influenciado pela quantidade de carbono, o que afeta significativamente o comportamento plástico do material. Além disso, as tensões residuais podem afetar a estabilidade dimensional do material (NOYAN et al., 1987).

Um efeito secundário, porém, bastante desejável, se trata da redução significativa da rugosidade do componente roleteado. Comparado ao seu principal concorrente, o jateamento com granalhas de aço, o roleteamento pode ser realizado na própria máquina - ferramenta onde a peça foi usinada, sendo necessária apenas a montagem do dispositivo no porta - ferramentas, portanto com redução do tempo de fabricação. Como resultado mais relevante, tem-se a indução de tensões residuais em camadas mais profundas do que o jateamento e a redução da rugosidade do componente, [SANCHEZ et al, (2017), ABRÃO et al (2014); SCHULZE (2006)].

Tensões residuais de tração próximas à superfície tendem a acelerar o início do crescimento de trincas por fadiga mecânica (WEBSTER e EZEILO, 2001).

Trincas geradas por fadiga mecânica geralmente ocorrem na superfície dos materiais e podem ser abrandadas pela indução de tensão residual de compressão. Esse abrandamento depende fortemente da magnitude e da distribuição da tensão residual no componente (ZHUANG e HALFORD, 2001).

A tensão residual é uma tensão elástica, sendo tomada como o valor máximo que a componente de tensão residual pode assumir o valor limite de escoamento do material. Caso a componente seja superior ao valor, sem forças externas contra a tensão é aliviada pela deformação plástica até atingir o valor de resistência ao escoamento correspondente (DIETER, 1961).

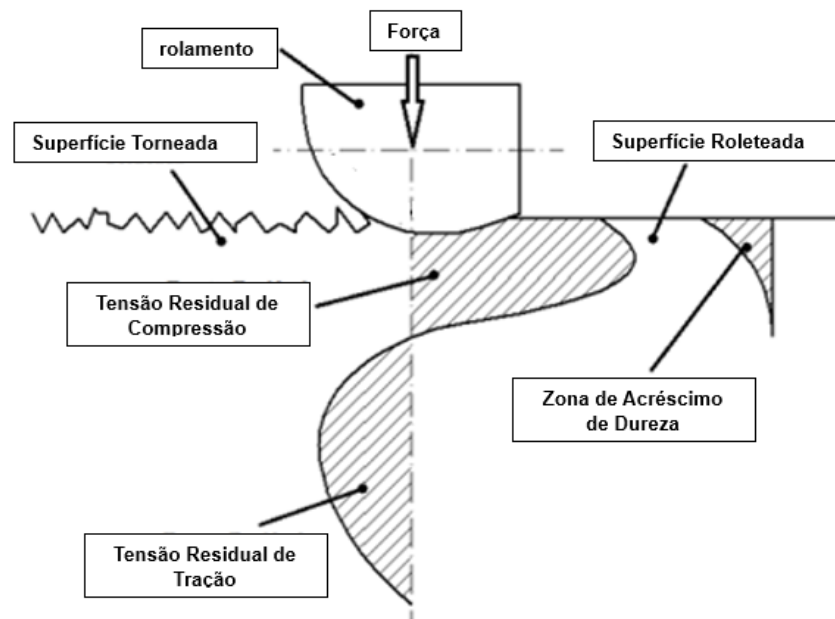
Durante a operação de roleteamento, uma ferramenta em forma de rolete é pressionada contra a peça, em rotação, durante a aplicação de um número pré-determinado de passes para garantir a deformação plástica superficial. A ferramenta é livre para girar e, em geral, os movimentos de rotação e avanço são aplicados simultaneamente. Além disso, um fluido lubrificante deve ser utilizado.

Tal deformação observada, que resulta em um acabamento de excelente qualidade, vem acompanhada de um grau de encruamento que se destaca na superfície e na subsuperfície. Essa elevação de dureza tem como possível explicação no aumento do número de discordâncias na estrutura cristalina do metal.

A tensão residual de compressão é a principal variável na avaliação da integridade de uma peça roleteada por causa de sua influência direta no desempenho em serviço. Então, controlar o processo por meio do conhecimento da influência das condições de roleteamento é um caminho para produzir tensão residual de compressão nas camadas mais externas (camadas

subsuperficiais) e aumentar a vida do componente. A Figura 1 ilustra a indução de tensão e a redução da rugosidade no processo de roleteamento nas camadas da peça.

Figura 1 - Operação de roleteamento e as mudanças estruturais na peça



Fonte: Adaptado de Akkurt (2011).

2.4 O processo de roleteamento

Durante o processo de usinagem, picos e vales são formados com alturas e espaçamentos irregulares deixados pela ferramenta de corte. Em geral, procura reduzir a rugosidade de acordo com a aplicação da peça fabricada (GHARBI et al., 2011). Para tanto, são comumente utilizados processos de acabamento como retificação, lapidação, brunimento e polimento, que, além de baixos valores de rugosidade, reduzem desvios de forma ou até mesmo criam um padrão superficial específico desejado.

Os componentes metálicos utilizados em aplicações industriais exigem alta qualidade na rugosidade e alto nível de resistência mecânica para trabalhos em condições que exigem requisitos operacionais. Peças mecânicas para máquinas-ferramentas, automóveis, aeronaves, moldes de injeção, matrizes mecânicas e vários outros elementos industriais são compostos por

peças que necessitam de tolerância geométrica, alta dureza, baixa rugosidade, alta resistência mecânica e muitas vezes devem ser capazes de trabalhar sob condições de altas tensões como ciclos de fadiga (TRAVIESO-RODRIGUEZ et al., 2015).

O roleteamento é um processo de manufatura projetado especificamente para fornecer os benefícios da deformação plástica à peça. Durante o roleteamento, a peça é submetida a intensa deformação plástica, mas com baixa taxa de deformação, em suas camadas mais superficiais. Como resultado, há um aumento inerente da dureza com aumento da resistência ao desgaste, à corrosão e à fadiga havendo indução de tensões residuais de compressão, de modo que o roleteamento é um processo de acabamento (SAÏ e LEBRUN, 2003).

Tradicionalmente, esta operação é realizada à temperatura ambiente e, devido à carga aplicada, a superfície adquire tensões residuais pelo encruamento superficial e subsuperficial. Além de afetar a qualidade da superfície, as operações de roleteamento podem ajudar a reduzir qualquer irregularidade como desvios de circularidade geradas durante a operação de torneamento (NGUYEN e BA, 2018; KUMAR et al., 2016). Durante a operação de roleteamento, a ferramenta com rolamento é pressionada contra a peça em rotação, aplicando um número predeterminado de passes para proporcionar deformação plástica. Esta deformação observada, que resulta num acabamento de qualidade superior, é acompanhada por um grau de encruamento que é observado na superfície e sub superfície.

A operação de roleteamento é realizada pela deformação plástica da superfície da peça e não existe remoção de material como nos outros processos, é uma operação do processo de fabricação por conformação mecânica e é classificada como de tratamento mecânico superficial (ABRÃO, 2014; SCHULZE, 2006; ZHANG et al., 2014).

O processo de roleteamento foi desenvolvido com base nos requisitos de simplicidade e facilidade de aplicação, a fim de eliminar operações secundárias de usinagem e tratamento térmico que são realizados na própria máquina-ferramenta onde a peça foi usinada. A princípio, o equipamento de roleteamento é montado no lugar do porta-ferramenta, o que reduz significativamente o tempo e o custo de produção, e ao mesmo tempo pode ser uma alternativa aos processos de retificação e jateamento, cada vez mais utilizados na produção de componentes para as indústrias aeroespacial, médica, automotiva e nuclear.

O resultado do roleteamento é uma rugosidade menor em comparação com a usinagem, maior resistência ao desgaste, aumento da dureza na camada superficial devido ao endurecimento e especialmente indução de tensões residuais compressivas, ao contrário da retificação, expondo a superfície da peça processada ao efeito de descarbonetação (MURTHY

& KOTIVEERACHARI, 1981; SAI & LEBRUN, 2003; HASSAN & MOMANI, 2000; NEAGU-VENTZEL, 2011; LUO et al., 2005).

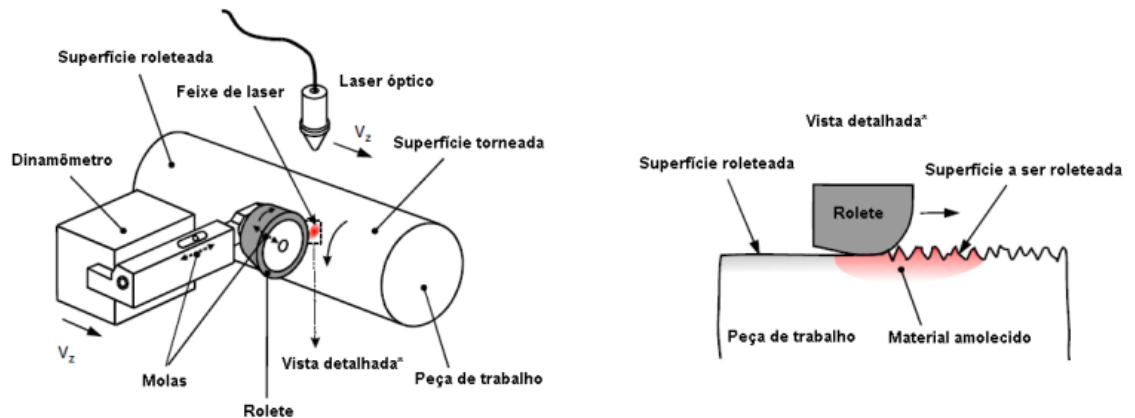
2.5 Influência do aquecimento na operação de roleteamento

A operação de roleteamento depende da capacidade do material de se deformar plasticamente (Hassan e Momani, 2000); o roleteamento convencional em material de alta dureza requer a aplicação de força compressiva excessiva para exceder o limite de escoamento do material, o que muitas vezes leva a um desgaste mais rápido da ferramenta, grande deflexão ou danos à superfície da peça, como trincas e descamação, consequentemente, piora nos resultados de rugosidade e circularidade (TIAN e SHIN, 2007; SCHULZE, 2006). Ao tornear ligas difíceis de usinar, as forças e o desgaste da ferramenta de corte podem ser minimizados pelo aquecimento da peça, reduzindo, assim, o limite de escoamento acompanhado por uma diminuição na pressão específica de corte do material. Para atingir esse objetivo, existem diversas técnicas na literatura que se diferenciam entre si na origem da fonte de calor, que pode ser concentrada localmente ou distribuída na superfície do componente. Assim, pode-se recorrer ao método de aquecimento por corrente elétrica estudado por Okoshi & Uyehara (1963), Barrow (1969) e Chen & Lo (1974), aquecimento por plasma, König et al. (1990) e Kitagawa et al. (1988), Chama, Özler et al. (2001), utilizando o laser investigado em Salem et al. (1995) e por resistência elétrica de quartzo estudada por (SANCHEZ et al., 2014). A relação entre temperatura e roleteamento já foi analisada por El-Axir e ElKhabeery (2001), que observaram que quando a velocidade de roleteamento é aumentada, há uma melhora na rugosidade devido ao aumento da temperatura da zona deformada e, consequentemente, um amolecimento da camada superficial, reduzindo o atrito na montagem peça-ferramenta.

A usinagem por feixe de laser foi aplicada com sucesso para melhorar as propriedades da camada superficial das peças. As vantagens do método laser em relação a outros métodos de tratamento de camadas superficiais incluem alta velocidade de processamento, possibilidade de realizar o processo em ambiente aberto, tratamento de quaisquer pequenos fragmentos ou carbonetos presentes na superfície, o que é responsável pela durabilidade e dureza da peça (GRIGORYANTS e SAFONOV, 1989). Com base no princípio da usinagem assistida por laser, Tian & Shin (2007) utilizando um laser com potência máxima de 500 W realizaram experimentos de roleteamento assistida por laser, conforme mostrado esquematicamente na Figura 2, e compararam com roleteamento convencional em aço temperado 4140 (dureza inicial

42 HRC), recozido 4140 (dureza inicial 94 HRb) e em superliga multifásica MP35N (dureza inicial 45 HRC).

Figura 2 - Processo de roleteamento auxiliado por laser



Fonte: (Tian e Shin, 2007)

As forças de contato do rolamento utilizadas foram 200, 300 e 500 N com potências de laser de 200, 350 e 500 W, produzindo temperaturas na superfície de 80, 120 e 180 °C. Como resultado do processo híbrido proposto, pode-se destacar que o roleteamento a laser é capaz de reduzir a relação entre a força de avanço e a força normal (F_f/F_n), o que leva a um menor desgaste da ferramenta no roleteamento a laser do que no roleteamento convencional. Em comparação com o equivalente convencional, o roleteamento a laser melhora significativamente o acabamento, principalmente para materiais duros, devido ao amolecimento do material da peça, o que permite uma deformação plástica mais intensa da superfície com a mesma força. Quando a temperatura durante o roleteamento a laser atinge um valor ligeiramente inferior à temperatura de revenimento do material da peça, o processo pode produzir uma maior dureza na camada superficial da peça devido ao amolecimento temporário da peça por aquecimento localizado a laser; o roleteamento a laser também gera grandes tensões residuais de compressão na superfície da peça em comparação com peças produzidas pelo roleteamento convencional.

Radziejewska et al. (2008) realizaram estudos sobre o efeito do roleteamento assistido por laser na superfície de uma peça de aço carbono C45 (equivalente ao AISI 1045) e constataram que, quando o feixe de laser era aplicado, as deformações plásticas nas camadas

superficiais eram mais fáceis comparado ao processo convencional, exigindo cargas menores durante o roleteamento aquecido.

No entanto, o processo de roleteamento assistido por laser é caro devido ao equipamento emissor de feixe, também ocupa um grande espaço físico ao redor da máquina-ferramenta, como acontece com outros métodos de aquecimento, como plasma, corrente elétrica e chama. Tendo em conta estas dificuldades, torna-se desejável uma solução mais simples e econômica do que a oferecida pelos métodos descritos e que pelo menos tenha um desempenho melhor do que o roleteamento convencional. Neste contexto, este trabalho foca no roleteamento infravermelho utilizando três resistências elétricas de quartzo de baixo custo, que possuem a importante propriedade de aquecer apenas corpos de prova e não a atmosfera ao seu redor e o espaço físico ocupado ao redor da máquina-ferramenta é mínimo, o que facilita a operação e reduz os riscos para o operador.

2.6 Principais propriedades após o processo de roleteamento

2.6.1 Dureza no processo de roleteamento

A deformação plástica em qualquer componente metálico é permanente, a resistência mecânica e a dureza do material são uma forma de quantificar a dificuldade em realizar qualquer deformação. Essa deformação geralmente envolve o movimento de uma grande quantidade de discordâncias, que são defeitos lineares ou unidimensionais nos quais alguns átomos estão desalinhados na estrutura cristalina (rede) do material (CALLISTER, 2002).

A maioria dos mecanismos de encruamento e deformação está relacionada ao movimento e interação de discordâncias em toda a estrutura do material. Uma discordância é um defeito responsável pelo deslizamento dos grãos, pelo qual a maioria dos metais se deforma plasticamente, ou seja, é a região de falhas na rede cristalina que separa as regiões deslizadas e não deslizadas. As discordâncias não são importantes apenas para explicar o deslizamento do cristal, mas também estão intimamente relacionadas à maioria dos fenômenos mecânicos, como endurecimento por encruamento, escorregamento descontínuo, fluência, fadiga, e fratura frágil (DIETER, 1981).

Abrão et al. (2014) verificaram que a rugosidade de superfícies usinadas de aço AISI 1060 foi reduzida em qualquer condição de roleteamento, porém com o aumento excessivo da pressão danificou o acabamento. O número de passes, por outro lado, não teve grande efeito na

rugosidade. Em relação à dureza superficial, em geral seu aumento aumentava com o aumento da pressão e do número de passes devido ao aumento do grau de encruamento superficial, mas sob certas condições. Além disso, constatou-se que a microdureza e a profundidade da camada afetada aumentaram com a pressão e o número de passes.

Seemikeri et al. (2008) observaram uma interação entre pressão, velocidade, diâmetro da esfera e número de passes na rugosidade e dureza de amostras de aço AISI 1045. Geralmente, o aumento da velocidade, pressão e número de passes e a diminuição do diâmetro da esfera contribuíram para uma diminuição na rugosidade.

Morimoto (1998), utilizando o aço JIS S38C, observou que o aumento da força de roleteamento aumentou a dureza da superfície (um aumento de mais de 50% foi alcançado em relação à superfície torneada). O uso de um, dois ou três passes de roleteamento resultou em aumentos de dureza superficial de 35%, 40% e 45%, respectivamente, e da mesma forma, a dureza superficial aumentou com a diminuição do avanço: o material é repetidamente submetido a deformações plásticas, o que provoca maior encruamento e maior dureza. Além disso, verificou-se que o aumento do número de passes aumentou a profundidade da camada encruada, melhorou o acabamento e obteve o mesmo efeito que o aumento da pressão na deformação da camada subsuperficial.

Blasón et al. (2017), para dois aços-liga com microestrutura ferrítico-perlítica, um com 0,38% e outro com 0,44% de carbono, verificou que a camada subsuperficial não mostrou a presença de distorção de grão significativa no aço de maior carbono. Isto sugere que a força de roleteamento não foi suficiente para causar deformação plástica significativa na camada subsuperficial do material, o que pode ser explicado pela sua maior resistência ao escoamento (725 MPa versus 529 MPa); a deformação plástica subsuperficial depende da relação entre a força de roleteamento e a dureza ou resistência ao escoamento do material roleteado.

Devido às altas cargas que são aplicadas ao material durante as operações de conformação mecânica, mudanças na microestrutura podem ocorrer (Abrão et al., 2014), como o refinamento de grãos que causa aumento na resistência mecânica e nas tensões internas (CAPELLO, 2005, 2006). Os tratamentos térmicos são realizados após a conformação mecânica para alcançar propriedades ideais e fenômenos de recristalização, nucleação e crescimento de grãos podem ocorrer (ANBARASAN et al., 2018; THOMAS et al., 2006). Sabe-se também que na conformação mecânica ou termomecânica dos materiais há a ocorrência de deformações elásticas e plásticas. No entanto, quando se trabalha com operações de conformação com cargas de baixa intensidade, o grau de deformação pode apresentar

características particulares, como o fenômeno de recuperação elástica (KUŁAKOWSKA e BOHDAL, 2020). A deformação hertziana é um exemplo disso, e esse tipo de deformação é observado nos processos roleteamento (PUTTOCK e THWAITE, 1969; WILLIAMS e DWYER-JOYCE, 2001; GHAEDNIA et al., 2017).

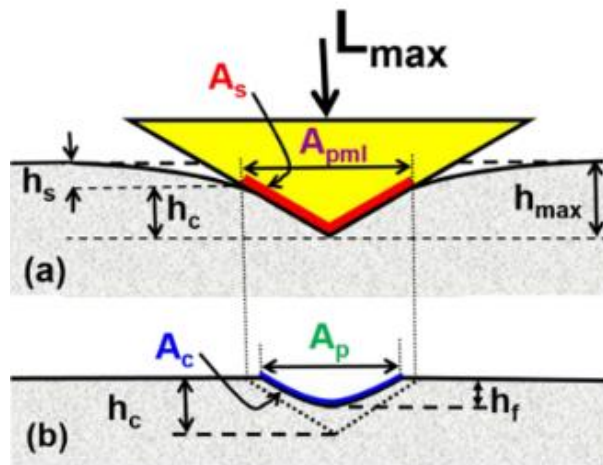
A alta resistência mecânica vem da precipitação das fases metálicas γ' , γ'' e δ (Páramo-Kañetas et al., 2018; Zhang et al., 2018; Anderson e outros, 2017; Tan et al., 2018; Zhang e outros, 2017). Precipitados de carboneto de nióbio (NbC), carboneto de titânio (TiC), (γ''), Ni₃Nb e precipitados em forma de agulha são comumente presentes nas microestruturas do Inconel 718. A fase γ'' desempenha um papel mais importante na microestrutura, e contribui fortemente para o aumento da resistência da liga (Thakur e Gangopadhyay, 2016). Existe também a possibilidade da presença de um constituinte denominado fase de Laves, que ocorre na etapa final do processo de solidificação do Inconel 718, devido à presença de Nb e Mo na fase líquida residual (SHI et al., 2018).

A aplicação de técnica de nanodureza permite, muito mais que técnica de microdureza, determinar o nível de resistência mecânica da superfície submetida ao roleteamento (MERLE et al., 2017).

A medida de dureza e profundidade de penetração são realizadas por um processo chamado indentação dinâmica, que pode ser dividida em ultramicroindentação ou nanoindentação de acordo com a espessura do filme, que determina a profundidade da indentação e a carga a ser aplicada. A técnica utilizada para medir a dureza de filmes finos permite a medição dinâmica do valor da carga, profundidade de indentação e temperatura, o que permite o estudo de outros aspectos relacionados ao comportamento dos materiais (BHATTACHARYA, 1998).

Neste ensaio, o indentador é pressionado contra a superfície do corpo de prova, que provoca deformações elásticas e plásticas (Figura 3). Um dos diferenciais desse teste para macro ou microindentação é que nos equipamentos de nanoindentação o deslocamento do indentador (h) e a carga (L) são constantemente monitorados com alta precisão, e as deduções e equações para o cálculo de (Dureza da indentação H e módulo de elasticidade E) por esse método são detalhadas, e em geral, os equipamentos de nanoindentação já processam os dados coletados e fornecem os valores finais de H , E (BROITMAN, 2016).

Figura 3 - Deformações durante nanoindentação



Fonte: Adaptado de Broitman (2016)

Medidas de nanodureza envolvem pequenos volumes de material (BEI et.al., 2016), sendo que através dos diagramas de carga x profundidade de penetração do indutor consegue-se extrair algumas propriedades mecânicas do material ensaiado, em particular o módulo de elasticidade (Módulo de Young - E). Para tanto, calcula-se o Módulo de Young (E_r) tal que:

$$\frac{1}{E_r} = \frac{1 - \nu_i^2}{E_i} + \frac{1 - \nu^2}{E}$$

Na qual: o subíndice (i) refere-se ao material do indutor (para indutor de diamante. $E_i = 1140$ GPa e $\nu = 0,07$. A ausência do subíndice refere-se ao material que está sendo ensaiado (medido); ν é o coeficiente de Poisson do material.

Uma variável que tem um forte impacto nos resultados de nanodureza é, sem dúvida, o grau de encruamento, que se reflete na sua rugosidade e nas tensões residuais do material.

A nanoindentação é adequada para camadas ou revestimentos tribológicos extremamente finos, evitando o uso de cargas médias ou altas que podem distorcer o valor real da dureza do revestimento. Devido à grande variedade de espessuras de revestimento utilizadas em aplicações tribológicas, existe uma ampla gama de cargas que devem ser aplicadas, desde a nanoescala até a macroescala. A ISO 14577-1 define o que pode ser considerado

nanoindentação, microindentação e macroindentação por meio da profundidade de indentação (h) e carga aplicada (F), conforme:

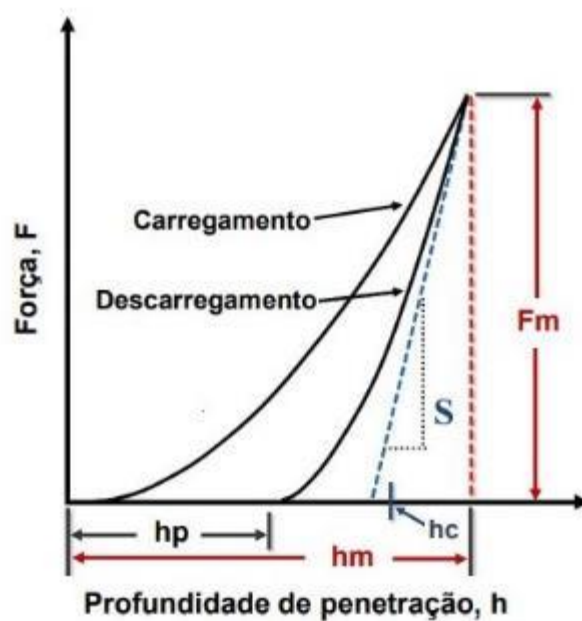
Macroindentação: $2 \text{ N} \leq F \leq 30 \text{ kN}$.

Microindentação: $h_{\text{máx}} \leq 200 \text{ nm}$ e $F < 2 \text{ N}$;

Nanoindentação: $h_{\text{máx}} \leq 200 \text{ nm}$;

Os ensaios de nanodureza fornecem gráficos de carga x profundidade de penetração (Figura 4).

Figura 4 - Modelo de gráfico obtido em ensaios de nanodureza.



Fonte: Kheradmand et al (2016).

Na primeira fase (carga), inicia-se quando o indentador (com deslocamento contínuo na direção perpendicular à superfície do corpo de prova) entra em contato com a peça e termina quando a carga aplicada atinge um valor limite pré-determinado. Durante o processo, a deformação que o material sofre deve-se essencialmente às tensões de compressão. Após a primeira fase, vem a fase intermediária de fluência, que corresponde à manutenção da carga máxima por um determinado período. Na segunda, serve para estabilizar a evolução da deformação durante alguns segundos devido à inércia do indentador. A fase final (descarga) começa quando o indentador retorna. Após a recuperação elástica da deformação, não há mais contato entre o penetrador e a peça, encerrando assim o teste. A deformação plástica cria uma indentação residual que tem a forma de um indentador na profundidade de contato residual h_c .

h_p é a profundidade final após o descarregamento,

h_c é a profundidade de contato entre o indentador e o material,

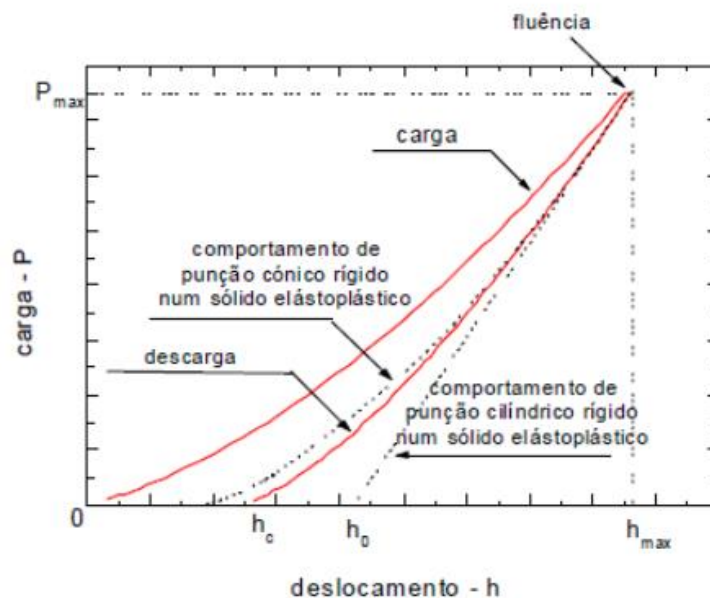
h_m é a profundidade máxima de indentação,

F_m é força máxima aplicada

S é a derivada de F em função de h na curva de descarregamento

Durante a carga e descarga, a forma como a curva se desenvolve em função da profundidade de penetração está relacionada com o comportamento da peça em relação à dureza. Como pode ser observado no gráfico em cada uma das fases do ensaio de nanoindentação, determinados parâmetros do processo e do comportamento do material como: a curva na fase de carga tem um formato parabólico que reflete a relação entre a carga e o quadrado da profundidade do indentador. Esta relação depende da taxa de penetração do indentador, da resistência do material e da geometria do indentador. A fase da descarga auxilia na interpretação de alguns aspectos relacionados à deformação do material (TAVARES, 2002). O teste de nanoindentação é mostrado esquematicamente na Figura 5.

Figura 5 - Gráfico de carga-descarga em função do deslocamento do indentador, com fase intermediária de fluência



Fonte: Tavares (2022)

Na nanoindentação uma carga máxima ($P_{m\acute{a}x}$) é sempre pré-determinada, que quando atingida cria uma profundidade de penetração máxima ($h_{m\acute{a}x}$). À medida que o penetrador é

removido da amostra, o deslocamento de descarregamento (curva de descarregamento) é registrado continuamente até zero para obter a penetração final ou residual (h_f). A inclinação do topo da curva de descarregamento indica a rigidez de contato elástica (S). A dureza na nanoindentação (H) é definida como $H = \frac{L}{A_{pml}}$, onde A_{pml} é a área de contato projetada em $P_{máx}$.

A nanoindentação é usada para caracterizar uma variedade de propriedades mecânicas de materiais, que podem ser medidas em testes de tração ou compressão uniaxiais. Este ensaio é mais comumente utilizado para medir a dureza dinâmica (DH), mas os dados obtidos neste ensaio também podem ser utilizados para estimar o módulo de elasticidade, que é equivalente ao módulo de indentação (E_{it}). O módulo de indentação (E_{it}) pode ser calculado a partir da inclinação da linha tangente usada para calcular a dureza de indentação (H_{it}) e é semelhante ao módulo de Young ou módulo de elasticidade do material (SHIMADZU, 2009).

A dureza de indentação (H_{it}) é uma medida de resistência à deformação permanente, ou seja, o momento em que o esforço associado à penetração da ponta de indentação na superfície do material deixa de ser elástico e a deformação plástica começa (SHIMADZU, 2009).

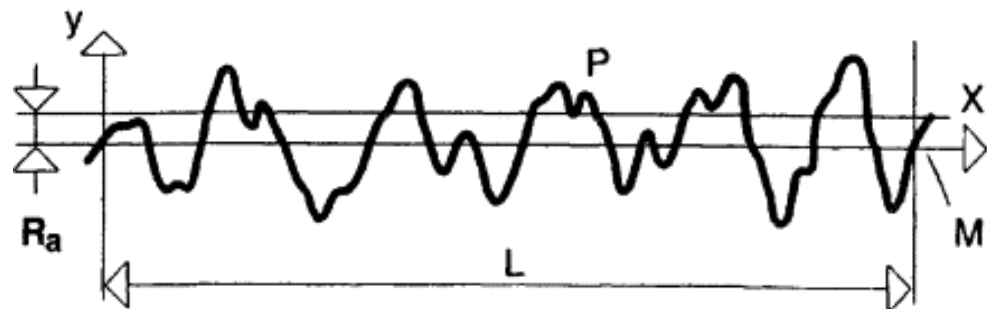
Portanto, a dureza dinâmica é obtida a partir da força aplicada e da profundidade obtida durante o processo de indentação. Estas são propriedades de resistência do material baseadas na deformação plástica e elástica da amostra.

2.6.2 Rugosidade no processo de roleteamento

A qualidade da superficial de um componente pode ser medida por meio da rugosidade, que consiste em desvios microscópicos ou erros geométricos microscópicos e pode variar dependendo de vários parâmetros do processo de fabricação, incluindo máquinas-ferramentas, propriedades do material da máquina, geometria, materiais da ferramenta e parâmetros de corte (HAMMES et al., 2016).

A rugosidade média R_a é um parâmetro utilizado para avaliar a textura de superfícies usinadas e é um parâmetro utilizado internacionalmente para determinar a rugosidade de acordo com a norma ISO 4287 (2002) (Figura 6).

Figura 6 - Rugosidade média R_a em perfil de superfície P em uma amostra de comprimento L



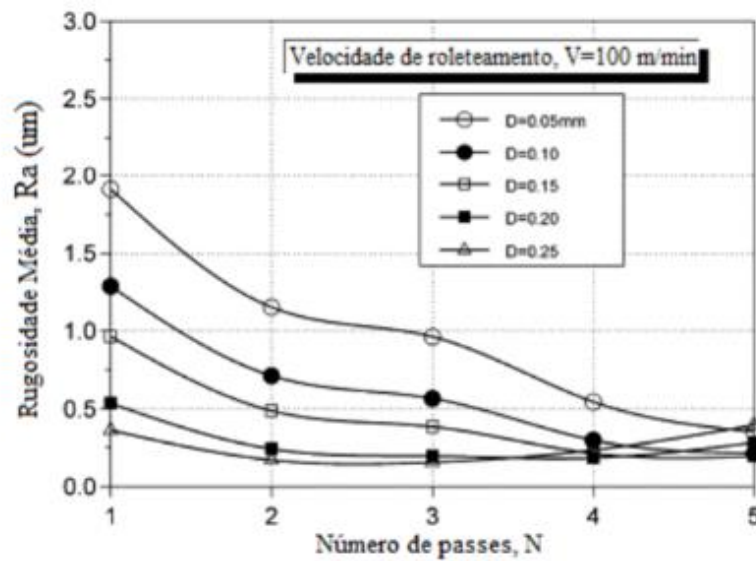
Fonte: Adaptado de Kalpakjian e Schmid (2010).

Jafarian et al. (2014) realizaram um estudo sobre os parâmetros de corte para obter condições ideais de torneamento da superliga Inconel 718 com base nas características de rugosidade. Os autores utilizaram um experimento cujos resultados foram utilizados como base para uma rede neural artificial baseada em algoritmos. Esta rede tem a rugosidade superficial como parâmetro de entrada. As condições ótimas detectadas pela rede neural artificial para a rugosidade são $a_p=0,36\text{mm}$, $f=0,03\text{mm/ver}$ e para a $v_c = 120\text{ m/min}$.

Em seu experimento, Figueiredo et al. (2021) constataram que o uso do roleteamento reduz os valores de rugosidade das peças de aço ABNT 1020 em mais de 90% em comparação aos valores de rugosidade das mesmas peças submetidas a operações de torneamento. Leal (2018) encontrou uma redução de rugosidade de aproximadamente 80% utilizando o aço ABNT 4140. O roleteamento, portanto, não apenas cria uma superfície com menos rugosidade, mas também aumenta a resistência à fadiga, corrosão e desgaste.

O número de passes de roleteamento é um dos fatores mais importantes que afetam a rugosidade. A repetição do processo de roleteamento na mesma peça leva a um aumento na regularidade da peça. Porém, em alguns casos, geralmente quando são utilizadas forças elevadas, o aumento do número de passes acima de um determinado valor também leva a uma deterioração da superfície. A Figura 7 mostra os ensaios realizados sobre corpos de prova de liga de alumínio 6061-T6, utilizando de um a cinco passes e a força de roleteamento do contato do rolete sobre a superfície da peça. (EL-KHABEERY e EL-AXIR, 2001).

Figura 7 - Rugosidade em função do número de passes de roleteamento



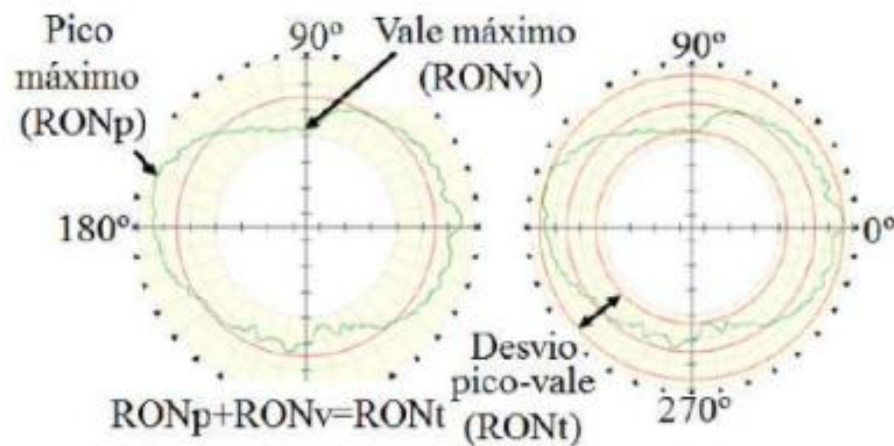
Fonte: (EL-KHABEERY e EL-AXIR, 2001)

2.6.3 Circularidade no processo de roleteamento

A tolerância de circularidade representa o limite inferior (RONv) e limite superior (RONp) tolerado entre dois círculos concêntricos e coplanares (RONt), separados por uma distância que contém o conjunto de pontos do perfil analisado, podendo ocorrer desvios de circularidade ou (ovalização). A Figura 8 representa a tolerância de circularidade. Esses desvios de circularidade são considerados dentro da tolerância dimensional especificada para o diâmetro da peça representado no desvio pico vale (RONt).

A tolerância de refere-se ao desvio aceitável de uma forma geométrica circular. Este parâmetro é tolerado principalmente em componentes cilíndricos e cônicos.

Figura 8 - Representação gráfica da circularidade



Fonte: Adaptada de Taylor Hobson Precision (2003)

Para determinar o desvio de circularidade de uma peça, deve-se utilizar um relógio comparador em torno de toda a circunferência da peça, apoiado por um dispositivo de tamanho adequado ou que elimine os efeitos de outros erros de forma, como um prisma em V ou dispositivo de medir entre centros (AGOSTINHO; RODRIGUES; LIRANI, 2020). Se o medidor não for perpendicular ao eixo da peça, a peça que está sendo medida poderá ser oval e a retilineidade da superfície poderá afetar os resultados. A circularidade também pode ser medida usando um medidor de circularidade conectado a um computador, que fornece medições rápidas. Esses sistemas também podem ser utilizados para medir outros desvios geométricos como desvios de retilineidade (COGORNIO, 2006).

Os seguintes valores podem ser utilizados para a tolerância de circularidade em condições de produção: até 0,01 mm para torneamento, 0,01 mm a 0,015 mm para mandrilamento e 0,005 mm a 0,015 mm para retificação (AGOSTINHO; RODRIGUES; LIRANI, 2020).

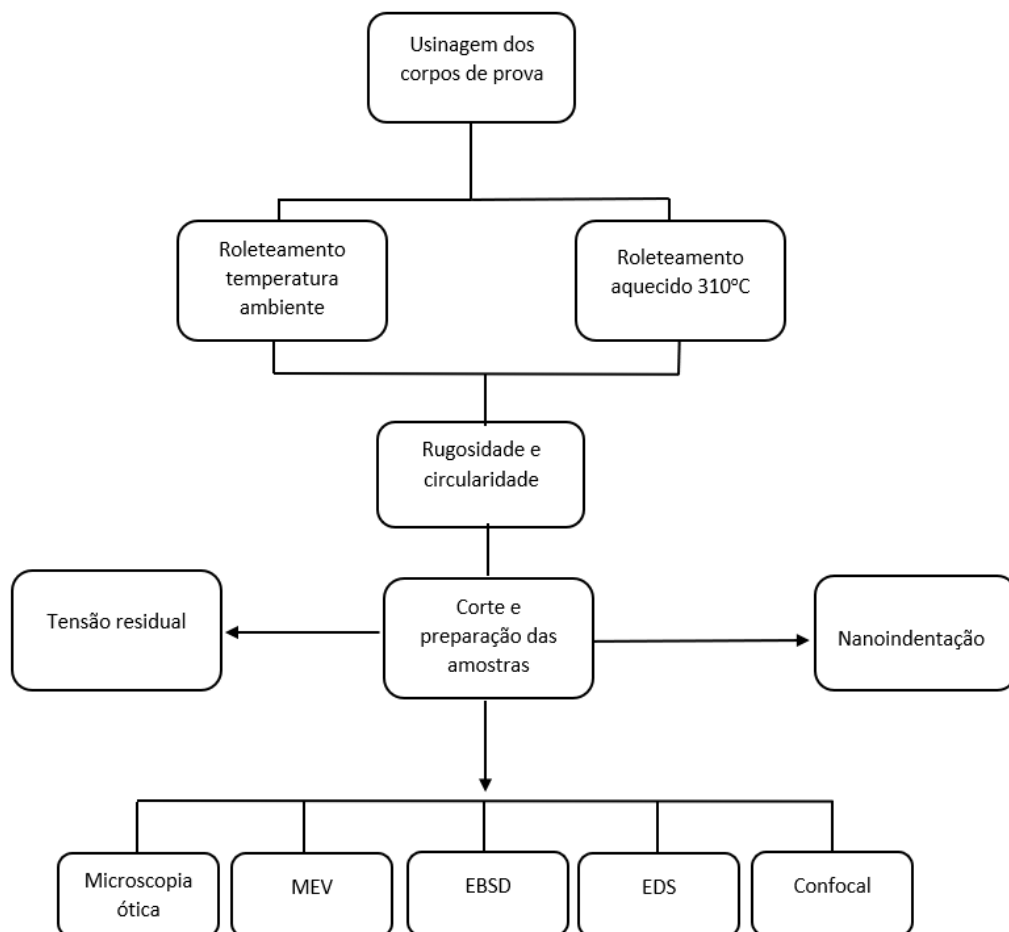
Níveis de rugosidade (abaixo de $0,4 \mu\text{m}$) e desvios de circularidade (abaixo de $0,6 \mu\text{m}$) são fundamentais em peças que são aplicadas em equipamentos que exigem alto desempenho quando em operação, daí o roleteamento ser uma opção de baixo custo e que pode ser usado em escala industrial (OKADA et al., 2018).

Além de afetar o acabamento superficial, as operações de roleteamento podem contribuir para diminuir eventuais desvios de circularidade geradas na fase de torneamento do material (NGUYEN e BA, 2018; KUMAR et al., 2016).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Este capítulo está dividido em duas etapas. A primeira parte apresenta a descrição dos materiais utilizados, a segunda parte descreve os equipamentos, softwares utilizados e a metodologia aplicada à pesquisa. O fluxograma da Figura 9 resume as etapas das atividades realizadas na execução do experimento, na primeira etapa do trabalho, que se inicia com o projeto e a fabricação do dispositivo que auxilia na execução dos ensaios, como o suporte para fixação do dinamômetro e ferramenta de roleteamento em seguida toda preparação, roleteamento e ensaios das amostras de Inconel 718.

Figura 9 - Fluxograma das etapas



Fonte: Elaborada pelo próprio autor

3.1 Corpo de prova

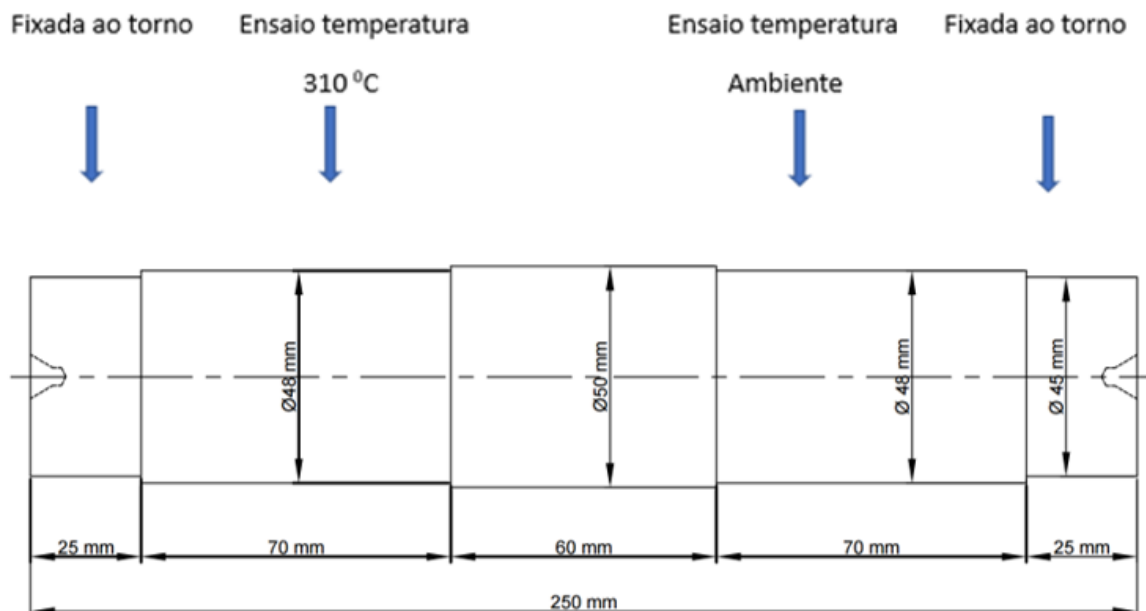
O material utilizado na fabricação dos corpos de prova foi liga à base ferro níquel Inconel 718 na forma de barras cilíndricas com 50 mm de diâmetro e 250 mm de comprimento (Figura 10). O material possui composição química mostrado na tabela 2 com dureza inicial de 40 HRC.

Tabela 2 - Composição do Inconel 718

Ni	Co	Cr	Mo	Al	Ti	Fe	C	Cu	Mn	B	Si	Nb + Ta
Bal.	0,18	19,0	3,0	0,5	0,9	18,5	0,04	0,30	0,08	0,001	0,09	4,97

Fonte: Fornecido pelo fabricante Villares Metals

Figura 10 - Usinagem antes do roleteamento



Fonte: Elaborada pelo próprio autor

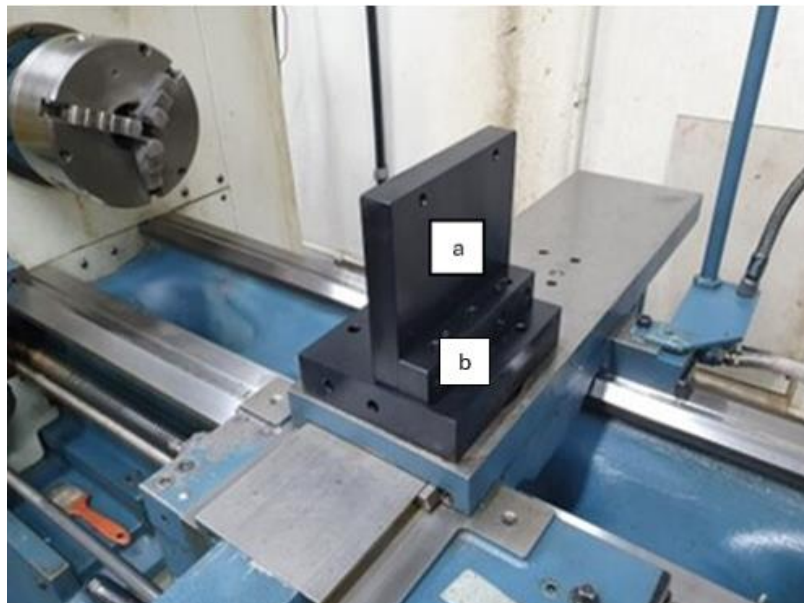
Inicialmente as amostras foram usinadas em torno universal para regularização da superfície. Em seguida foram realizadas as medições de rugosidade, resultando nos seguintes valores de rugosidade média das amostras $R_a = 0,6 \mu\text{m}$, nessa medição foi utilizado o rugosímetro da marca Taylor Hobson, modelo Taylorsurf 50, com filtro Gaussiano e cutt – off

de 0,8 mm. Também foi realizada a medição de circularidade da amostra torneada, resultando em 5,2 μm .

3.2 Projeto do suporte para ferramenta de roleteamento

Foi projetado um novo suporte para fixação do dinamômetro, composto por base de fixação Figura 11 (a) e reforço lateral Figura 12(b). O suporte de roleteamento foi projetado utilizando-se o software *Solidworks* (versão 2022) montado no torno ROMI. O objetivo foi desenvolver um suporte mais versátil para ter um melhor aproveitamento do comprimento da peça no momento do roleteamento.

Figura 11 - Suporte fabricado para fixação dinamômetro



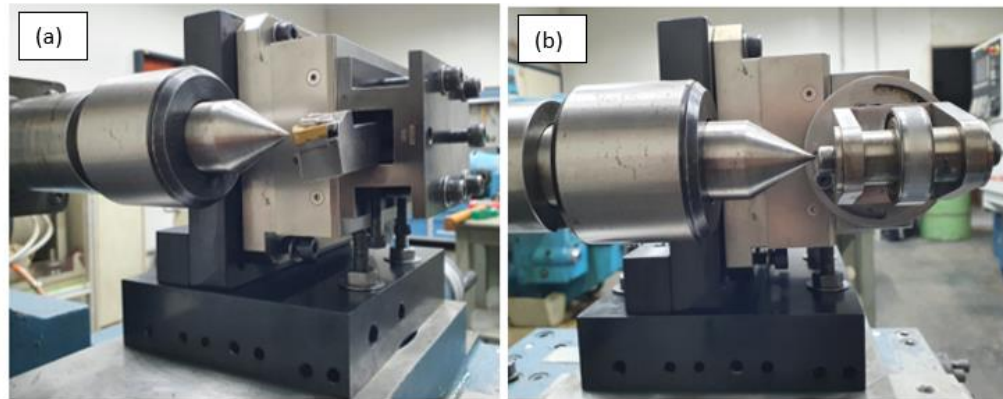
Fonte: Elaborada pelo próprio autor

3.3 Montagem experimental dos testes de roleteamento

Para realizar a operação de roleteamento de uma superfície cilíndrica, foi necessário realizar o acoplamento da ferramenta de roleteamento à máquina-ferramenta. Os ensaios foram realizados no laboratório Latus da Engenharia Mecânica da Unesp de Bauru.

O novo conjunto de suporte foi montado para o início do experimento onde foram conferidos a altura e alinhamento de centro, conforme figuras 12 (a) e (b).

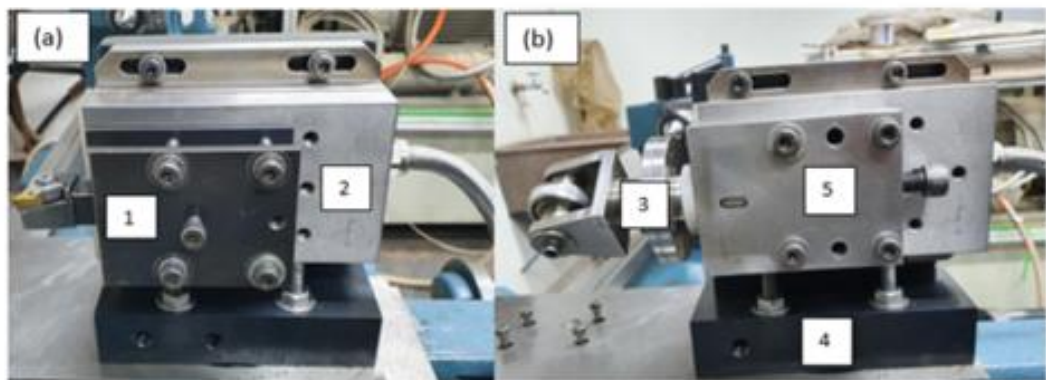
Figura 12 - (a) Alinhamento de centro ferramenta de usinagem (b) Alinhamento de centro ferramenta de roleteamento



Fonte: Elaborada pelo próprio autor

Os equipamentos foram montados no novo suporte para a ferramenta de usinagem e roleteamento Figuras 13 (a) e (b).

Figura 13 - (a) Montagem do conjunto para usinagem (b) Montagem do conjunto para roleteamento



Fonte: Elaborada pelo próprio autor

O conjunto de ferramenta para usinagem (a) contém um suporte para alojamento do porta-ferramentas de usinagem (1) e esta é fixada no dinamômetro para aquisição das forças de corte (2). O conjunto da ferramenta de roleteamento (b) é composto por um conjunto móvel e outro fixo. O conjunto móvel é constituído por um rolamento de cerâmica móvel para posicionar em diferentes ângulos (3); esse é fixado na base do dinamômetro para realizar a aquisição das forças de contato, que por sua vez, é fixado no suporte (4) que é fixado no lugar

do carro longitudinal do torno, o conjunto fixo contém alojamento para a ferramenta de roletear (5).

Antes da operação de roleteamento é necessário realizar uma usinagem de regularização para posteriormente realizar a operação de o roleteamento.

Os equipamentos para as operações de roleteamento foram montados no mesmo torno utilizado para usinagem dos corpos de prova, o conjunto de roleteamento usa um rolamento 6202 de zircônia (ZrO_2) de diâmetro externo de 35 mm com rugosidade $R_a = 0,3 \mu m$. Durante o processo de roleteamento foram testados os rolamentos de aço e cerâmico, entretanto o rolamento de cerâmica foi o que obteve os melhores resultados quanto ao atrito e vibração, por sua vez o rolamento de aço apresentou alto atrito e aderência do material. Assim optou em usar rolamento de cerâmica de zircônia. Os rolamentos de cerâmica possuem algumas vantagens em relação aos rolamentos de aço, incluindo maior resistência ao desgaste, baixo coeficiente de atrito, alta velocidade de trabalho e alta resistência à temperatura. Essas características contribuíram para um melhor desempenho do rolamento de cerâmica no processo de roleteamento.

Primeiramente, os parâmetros foram mantidos constantes para todas as operações realizadas: o equipamento (máquina-ferramenta), a atmosfera lubrificante e as condições de roleteamento, indicados na Tabela 3. A velocidade, avanço, pressão e número de passes de roleteamento são os principais parâmetros de entrada analisados.

Tabela 3 - Parâmetros de roleteamento

Material	Avanço mm/rev	Força (N)	Rotação peça (RPM)	Número de passes
Inconel 718	0,6	500	180	1
				2
Rolamento de cerâmica (zircônia)				3
				4

Fonte: Elaborada pelo próprio autor

Como lubrificante em ambos os experimentos, foi aplicado no corpo de prova com auxílio de uma espátula, uma película de graxa Royal Coat 900, resistente a altas temperaturas, pois foram testados vários tipos de óleos lubrificantes, porém devido à alta temperatura eles secavam rápido comprometendo a lubrificação.

A carga utilizada sobre o corpo de prova ensaiado foi de 500 N, pois nos testes foi a carga que obteve melhores resultados quanto à rugosidade e foi aferida por um dinamômetro modelo Kistler 9257 BA. A Figura 14 ilustra como foi montado o dispositivo completo para as operações de roleteamento à temperatura ambiente.

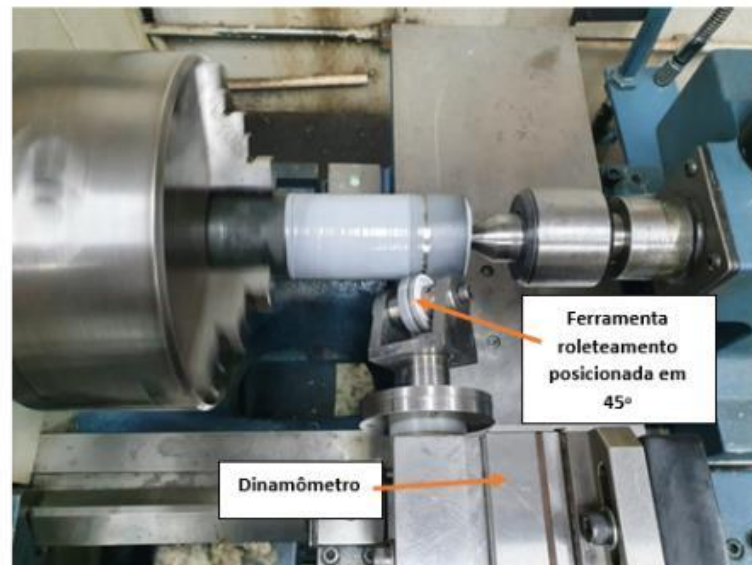
O ângulo entre o corpo de prova e o rolamento usado nos ensaios foi de 45°, contudo, foram testados ângulo reto, 10°, 20°, 30°, e o que obteve os melhores resultados em relação a ruídos e rugosidade foi a posição em 45°.

Esse fenômeno também foi observado por Okada et al. (2015) para perfis 3D de superfícies torneadas e roleteadas, constatando que tanto a roleteamento convencional ($\alpha = 0^\circ$) quanto a roleteamento inclinado podem reduzir irregularidades e, consequentemente, rugosidades. O roleteamento com rolo inclinado com ângulo de 45° obteve os menores valores de rugosidade, o que foi atribuído à menor área de contato da ferramenta nesta configuração, ou seja, para a mesma força em diferentes inclinações, a inclinação de 45° aplica mais pressão e, como resultado, há mais deposição de materiais dos picos nas depressões da superfície da peça.

A primeira etapa do experimento realizado foi roleteamento em temperatura ambiente nos corpos de prova.

Nas operações de roleteamento, uma contraponta foi utilizada para garantir estabilidade e evitar flexão do corpo de prova devido aos esforços atuantes nas duas operações.

Figura 14 - Roleteamento em temperatura ambiente



Fonte: Elaborada pelo próprio autor

A peça foi aquecida com a resistência elétrica de quartzo e foram mantidos os mesmos parâmetros de roleteamento (Figura 15).

Nos ensaios com aquecimento, as amostras foram aquecidas por 10 minutos até o limite da potência da resistência elétrica de quartzo quando a temperatura superficial do corpo de prova atingiu 310 °C.

Figura 15 - Roleteamento aquecido com resistência elétrica



Fonte: Elaborada pelo próprio autor

A aferição da temperatura no roleteamento foi realizada com (termopar tipo k) em contato com o corpo de prova, registrado pelo *software* de aquisição de dados. O circuito de registro de dados utilizado foi o *labview*.

3.4 Corte dos corpos de prova

Foram realizados cortes dos corpos de provas, para isso foi usada máquina de corte por eletroerosão a fio atuando nas direções transversal do corpo de prova e, esses foram utilizados para análises de tensão residual, nanodureza e realizadas imagens topográficas do corpo de prova utilizando microscópio confocal (Figura 16).

Figura 16 - Corte do corpo de prova



Fonte: Elaborada pelo próprio autor

Foi realizado o embutimento em baquelite dos corpos de provas, após foi realizado o processo de lixamento com lixas de granulação de 120, 220, 320, 400, 500, 600, 1200 e 1500 mesh, nesta ordem. Posteriormente, fez-se o polimento utilizando grãos de alumina de $1\mu\text{m}$ de diâmetro (Figura 17).

Para análise metalográfica dos corpos de prova, foram realizados ataques químicos utilizando Glicerégia na proporção de 3: HCL, 2: Glicerol, 1: HNO₃, em imersão durante, aproximadamente, 60 segundos.

Foram analisadas a microestrutura com microscópio eletrônico de varredura, microscópio ótico e microscópio com acessório EBSD para capturar as orientações cristalográficas.

Figura 17 - Corpo de prova embutido para as análises



Fonte: Elaborada pelo próprio autor

3.5 Equipamentos

Os corpos de prova foram usinados no torno convencional da marca Romi, modelo Tormax 30. Os parâmetros de usinagem foram conforme tabela 4.

Tabela 4 - Parâmetros de torneamento

Material	Avanço – f mm/rev	Velocidade corte (m/min)	Profundidade de corte a_p (mm)	Ra corpo de prova torneado do (μm)	Circularidade (μm)
Inconel 718	0,03	30	0,5	0,6	5,2

Fonte: Elaborada pelo autor

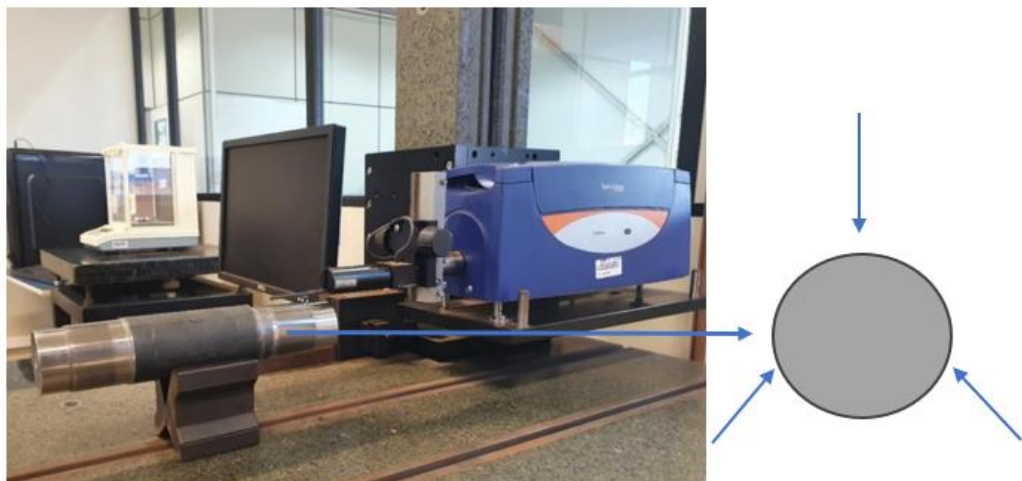
3.6 Medidas de rugosidade

Após o torneamento, no qual procedeu-se a regularização da superfície e as condições iniciais dos ensaios, e após o roleteamento, foi medida a rugosidade, sendo utilizado o parâmetro R_a (μm). Os parâmetros selecionados de comprimento de amostragem (cut-off) e número de comprimentos de amostragem dentro do percurso de medição foram iguais a 0,8 mm e 5 mm, respectivamente. A medição de rugosidade foi realizada em volta do perímetro do

corpo de prova. Foram realizadas 3 medições na direção perpendicular às marcas de avanço na região central defasados em 120° e seguiu a norma NBR ISO 4287:2002 (ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, 2002b).

O resultado é obtido pela rugosidade média (R_a), rugosidade máxima (R_t) e rugosidade referente à média dos 5 maiores picos e vales (R_z). Esses valores são medidos a cada 120° em relação ao ponto anterior medido na peça. As medições foram realizadas em uma extensão de 4 mm na superfície dos corpos de prova, em uma faixa entre 25,4 a 29,4 mm contados a partir da extremidade do eixo (Figura 18).

Figura 18 - Análise da rugosidade



Fonte: Elaborada pelo próprio autor

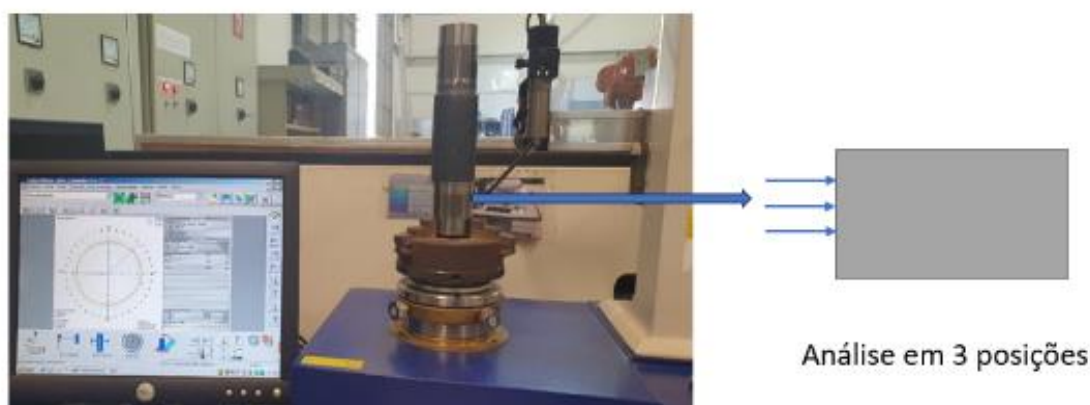
3.7 Medidas de circularidade

As medições e os parâmetros de circularidade foram realizados utilizando um equipamento Taylor Hobson, modelo Taylor Round 131, com filtro Gaussiano 1 -150 UPR (Ondulação por Revolução). Este equipamento é constituído basicamente de um fuso, que gira automaticamente, a peça é posicionada verticalmente na placa sobre a sua mesa, possui um braço radial e uma coluna para o posicionamento do medidor, cuja extremidade apresenta um apalpador. O medidor é ligeiramente inclinado, para garantir o contato permanente da superfície da esfera com o eixo, em todas as situações de medições. Junto com o circularímetro está um

computador com um software dedicado, que movimenta o medidor e analisa todas as informações sobre as medições. O equipamento possui precisão de $0,03\ \mu\text{m}$.

Para medir o desvio de circularidade foram considerados a circularidade RONp (maior desvio de pico local), circularidade RONv (maior desvio de vale local) e circularidade RONt (desvio de pico e vale), onde $\text{RONt} = \text{RONp} + \text{RONv}$. Foram realizadas três medidas em cada corpo de prova em três posições diferentes e calculada a média aritmética e o respectivo desvio padrão. O desvio de circularidade do corpo de prova foi medido tanto no torneado, em sua condição inicial de ensaio, quanto depois, após roleteado em 4 quatro passes. As tolerâncias de circularidade foram medidas em três planos localizados a 15 mm, 10 mm e 5 mm da extremidade da peça. (Figura 19).

Figura 19 - Análise da circularidade



Fonte: Elaborada pelo próprio autor

3.8 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

Os corpos de provas foram analisados por microscopia eletrônica de varredura pelo microscópio FEI Magellan 400 L MEV FEG (Field Emission Gun) de alta resolução. Foram realizados pela empresa MIB (Material Institute of Brasil). As imagens foram obtidas com ampliação de 200x, 500x e 1000x.

3.9 Microscopia Ótica

A microscopia ótica foi realizada no Departamento de Física – Unesp – Bauru empregando o microscópio óptico Olympus, modelo BX51M, com câmera conectada a um microcomputador, e eletrônico de varredura Carl Zeiss, modelo EVO / LS15. As imagens obtidas foram no centro do corpo de prova e na subsuperfície da seção transversal atacada metalograficamente. A imagem da subsuperfície serviu para estudar o efeito do processo de roleteamento aquecido comparando com o material livre de interferência dos processos utilizados na microestrutura da peça.

3.10 Microscopia Confocal

Na microscopia confocal, o uso desta técnica foi no sentido de fazer uma avaliação da rugosidade das amostras após as operações de roleteamento. Para tanto, foi utilizado um microscópio confocal de varredura a laser (laser scanning confocal microscope) modelo Leica DCM 3D Figura 20, aplicando a técnica de reconstrução superficial em 3D, permitindo, assim, realizar um estudo topográfico de cada amostra. O parâmetro Ra foi adotado para analisar a rugosidade superficial.

Figura 20- Microscópio confocal para aquisição de imagens topográficas da superfície

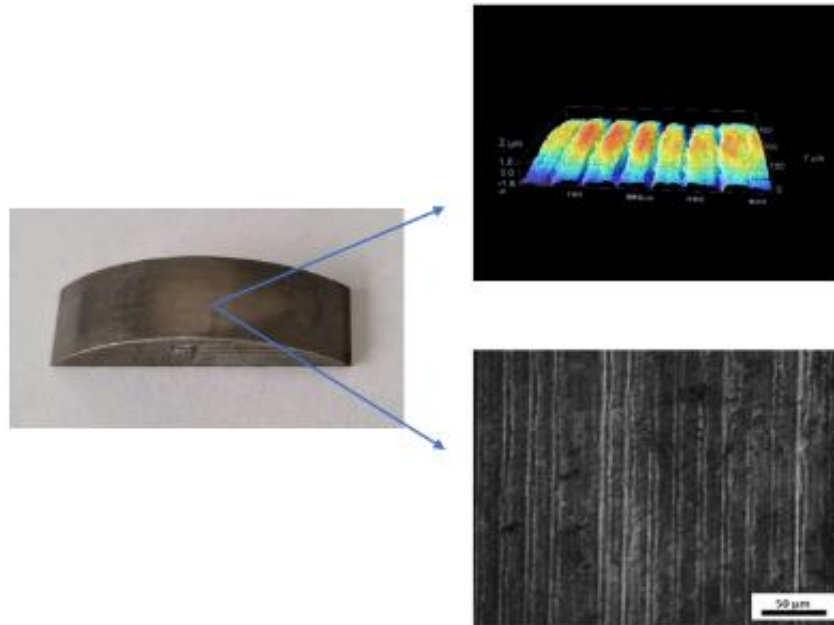


Fonte: Elaborada pelo próprio autor

A rugosidade é obtida por meio das seções ópticas, sem nenhum contato físico com o corpo de prova onde superfícies complexas não podem ser analisadas de outra forma, (estudos topológicos de superfícies), utilizando lente de aumento de 20 vezes. A área analisada de cada

amostra foi de (450 μm x 600 μm) na região (superficial) Figura 21, que é uma das regiões mais afetadas (deformadas) pelo roleteamento.

Figura 21 - Região de análise topográfica



Fonte: Elaborada pelo próprio autor

3.11 Difração de Elétrons Retroespalhados (EBSD)

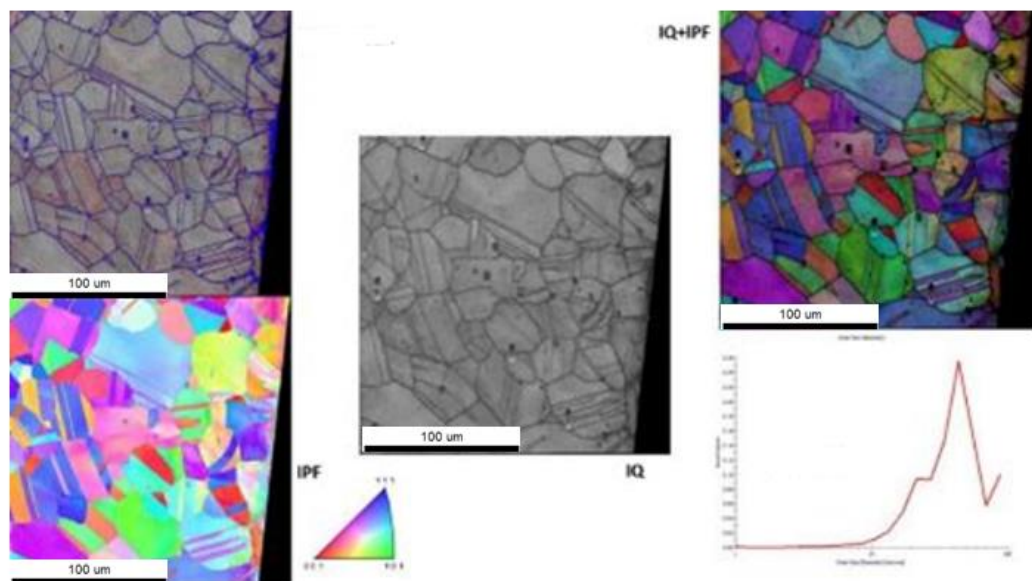
Análise do detalhamento da microestrutura com uso do MEV, Microscopia Eletrônica de Varredura FEI Inspect S50, junto ao Laboratório de Caracterização Estrutural (LCE) DEMa UFSCar, com sistema de EBSD (Electron Back Scattered Diffraction) que permite o mapeamento da orientação cristalográfica da superfície das amostras Figuras 22 e 23.

Figura 22 - Microscópio eletrônico de varredura com acessório para análise de orientação cristalográfica



Fonte: Elaborada pelo próprio autor

Figura 23 - Resultados da análise de orientação cristalográfica com EBSD

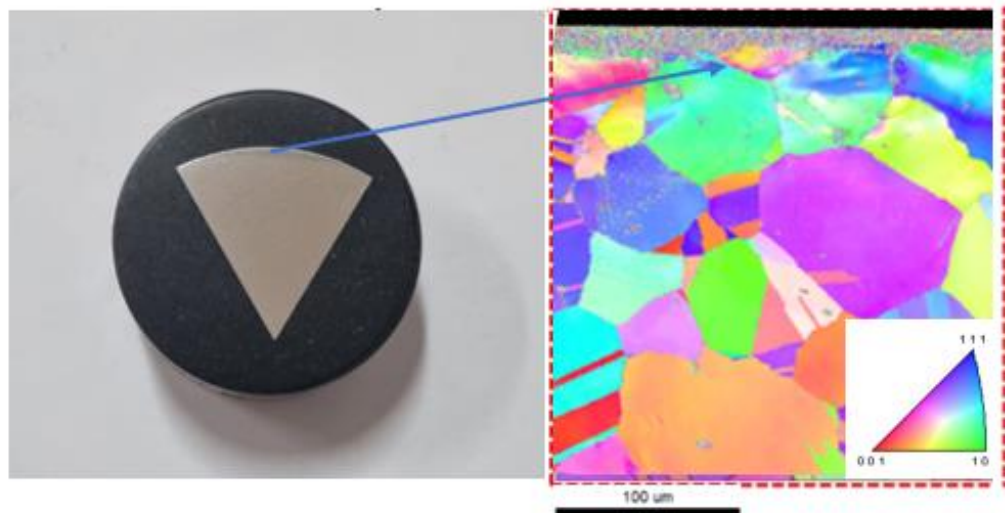


Fonte: Elaborada pelo próprio autor

A microscopia de imagem de orientação ou “orientation imaging microscopy” (OIM) é usada para caracterizar a área da amostra, correspondendo ao termo mapa EBSD/OIM. Nestes mapas, cada plano paralelo à região analisada é atribuído uma cor que corresponde a uma orientação cristalográfica específica, que é identificada por um triângulo de referência. A figura

30 apresenta um mapa EBSD e seu triângulo de referência. Normalmente, após uma varredura EBSD na amostra, o primeiro parâmetro que é analisado geralmente é a textura. A utilização da técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD) em conjunto com mapas de orientação obtidos por microscopia de imagem de orientação (OIM) apresenta dados qualitativos sobre a microestrutura do material (SILVA et. al 2006). Para analisar essas imagens nessa técnica por EBSD, o material deve ter um ótimo acabamento superficial livre de imperfeições para garantir resultados satisfatórios. Para tanto, além da sequência de polimento, foi necessário realizar uma limpeza por ultrassom. As análises foram realizadas na seção transversal do corpo de prova próximo à borda, como identificado na Figura 24.

Figura 24 - Mapa de orientação cristalográfica e triângulo unitário de referência das cores.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor

3.12 Tensão residual

Para as medições de tensão residual foi utilizado Difratômetro de raio-X PANalytical MRD-XL Figura 26, equipamento pertencente CEPAME – Centro de Pesquisa e Análise de Materiais de Engenharia do Departamento de Engenharia de Materiais da USP São Carlos.

A análise de tensão residual foi pela técnica de difração de raio – x e é realizada em cinco ângulos de inclinação (ψ) em cada ponto. O software analisa e determina o valor da tensão, bem como a incerteza subjacente em cada ponto analisado.

Quando os feixes difratados estão em fase, o detector captura os picos de intensidade e gera gráficos característicos de acordo com a composição da amostra. Esses gráficos, chamados de difratogramas, podem oferecer informações relevantes sobre o material analisado, como, densidade, tipo de estrutura cristalina e composição. Quando o metal é tensionado, deformações elásticas se manifestam na rede cristalina dos grãos individuais. Uma tensão externa aplicada ou residual, se menor que o limite de escoamento, é considerada deformação no plano interatômico. Técnicas de difração de raios X são capazes de medir essas distâncias interatômicas, que indicam a macrodeformação a que o metal está submetido. Os valores de tensão são obtidos a partir dessas deformações elásticas nos cristais com base no conhecimento das constantes elásticas do material e assumindo que essas tensões são proporcionais à deformação CALLISTER (2002).

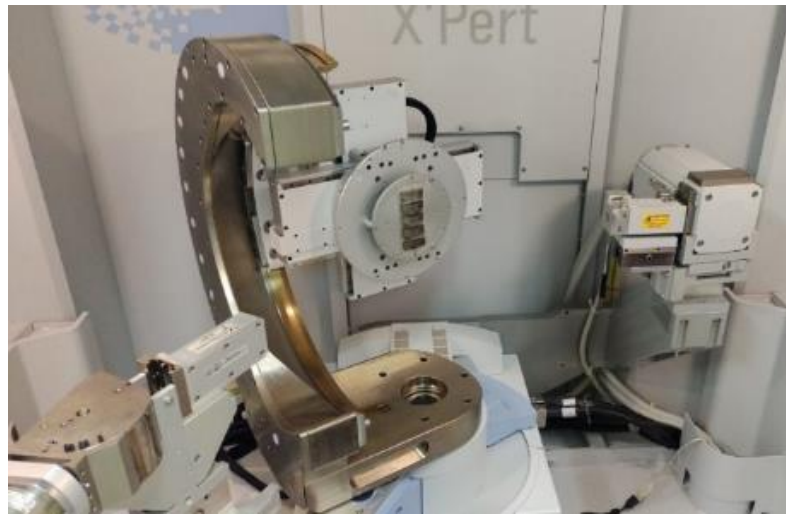
As medições foram feitas sobre a superfície, no centro de cada amostra, na direção longitudinal (L) e transversal (T) à direção de roleteamento (Figura 25).

Figura 25 - Análise tensão residual



Fonte: Elaborada pelo próprio autor

Figura 26 - Difratorômetro de raio – x para análise de tensão residual



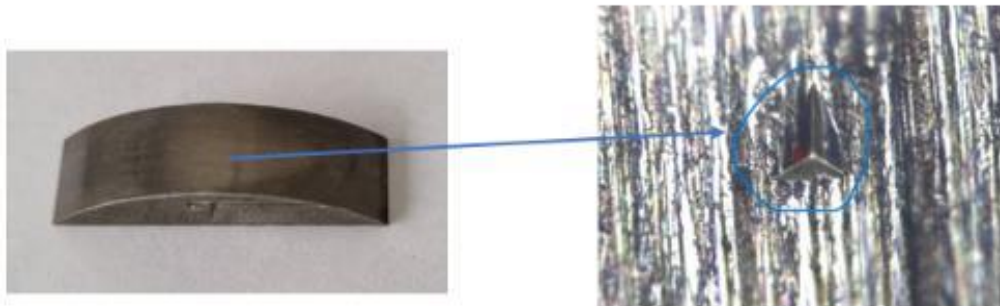
Fonte: Elaborada pelo próprio autor

3.13 Nanoindentações

Para as análises de nanoindentações (H) e módulo de elasticidade (E) foram usados o equipamento DUH-211S (Shimadzu), sistema Nanoindenter XP (MTS Instruments) com ponta de diamante Berkovich.

A carga aplicada foi de 100mN com apenas um ciclo de carga na região indicada na Figura 27. Os ensaios de nanoindentações foram realizados no LaBES – Laboratório de Biomateriais e Engenharia de Superfícies (PUC-PR).

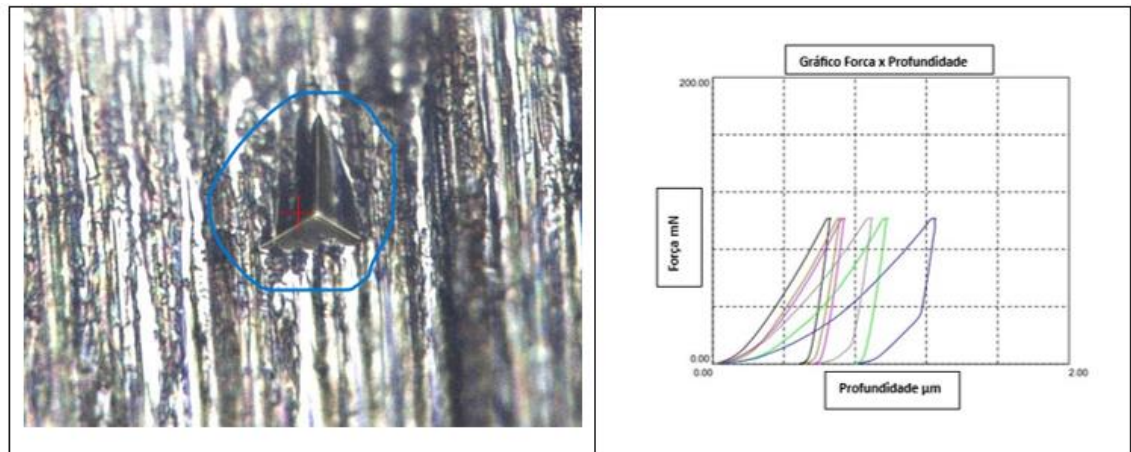
Figura 27 - Região de análise de nanodureza



Fonte: Elaborada pelo próprio autor

Com os resultados das análises de nanoindentação, buscou-se avaliar o grau de nanodureza microestrutura deformada, nos diversos passes de roleteamento, buscando associar esse grau de deformação com a rugosidade.

Figura 28 - Região da nanoindentação



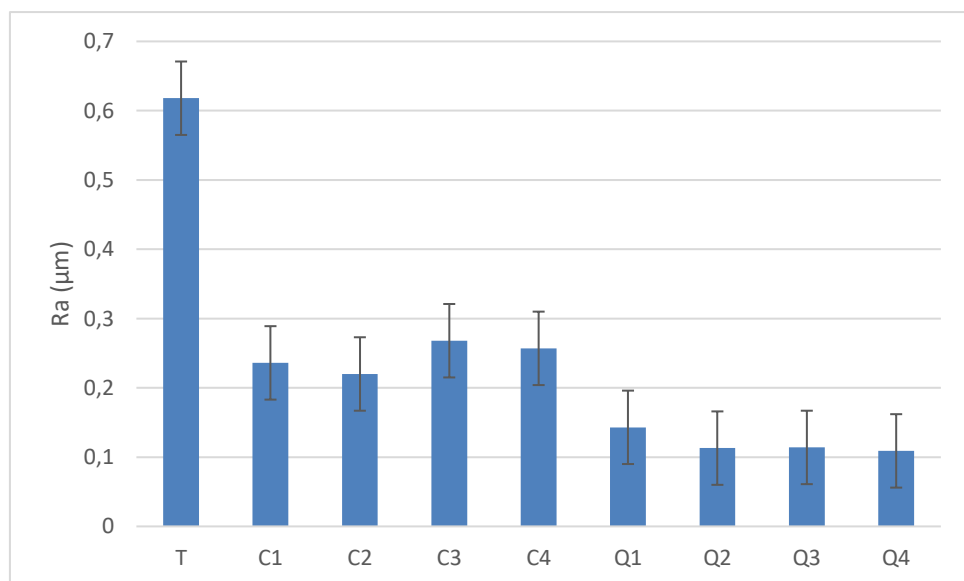
Fonte: Elaborada pelo próprio autor

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Rugosidade

A rugosidade de cada corpo de prova ensaiado por roleteamento tanto na temperatura ambiente com as ensaiadas a 310 °C foram medidas três vezes e o valor médio está indicado na Figura 29. A rugosidade de cada amostra foi analisada através dos parâmetros Ra (média aritmética da altura) e no sentido de melhor caracterizar a rugosidade superficial após os ensaios de roleteamento, onde T é o corpo de prova somente torneando, C1, C2, C3 e C4 representa roleteamento a temperatura ambiente com seu respectivo número de passe e Q1, Q2, Q3 e Q4 representa o roleteamento com aquecimento a 310 °C.

Figura 29 - Rugosidade média comparativa (unidade: μm).



Fonte: Elaborada pelo próprio autor

Observa-se os seguintes fenômenos: seja na temperatura ambiente ou com aquecimento, o valor da rugosidade superficial (Ra) decresceu significativamente quando comparado com a rugosidade da peça apenas torneada. Houve um decréscimo médio de 60,3% na rugosidade nas operações de roleteamento na temperatura ambiente de 80,6% nas operações com aquecimento. Apesar das pequenas variações nos valores de rugosidade (Ra) observados tanto nas operações

na temperatura ambiente quanto aquecido, o número de passes de roleteamento teve pouca ou nenhuma influência nos resultados das operações, embora a diminuição da rugosidade tenha sido mais destacada nas operações com aquecimento, quando comparados com a peça somente torneada.

Essa pequena variação da diminuição da rugosidade citada anteriormente pode estar também associada à carga aplicada pelo rolamento de zircônia da ferramenta de roleteamento. A carga utilizada foi de 500 N. Autores como Hua et. al. (2019) afirmam que a pressão da operação de roller burnishing tem um papel menor na diminuição da rugosidade superficial das amostras, observando, porém, que Hua et.al. (2019) trabalharam com ball-burnishing e aqui estamos tratando de roller burnishing operando em ângulo de 45° em relação ao eixo do corpo de prova. Além disso, a esfera da ferramenta usada por Hua et.al. (2019) era de cerâmica (nitreto de silício) e a deste trabalho é de zircônia (ZrO_2 – dióxido de zircônio).

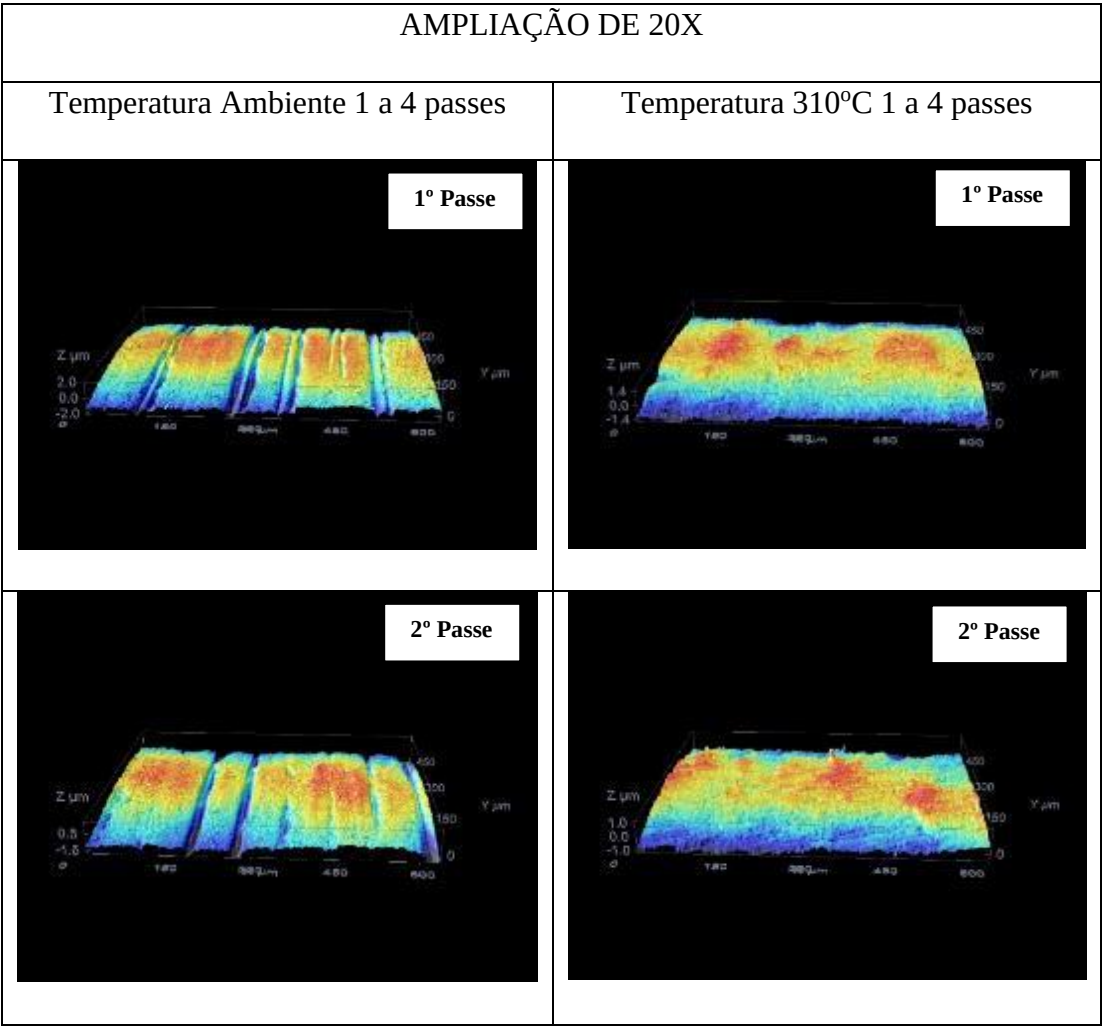
Rotella et.al (2020) trabalharam com operações de roleteamento em um aço inoxidável SS GP1, variando as cargas do rolamento entre 1000 e 2000 N usando um equipamento de roleteamento comercial (sem especificar o material do rolamento) equipado com um sistema regulador de força. Os ensaios de Rotella et.al (2020) conflitam com a afirmação de Hua et.al. (2019), pois foi observado que um aumento na força de roleteamento leva a uma diminuição da rugosidade, uma vez que as irregularidades são severamente reduzidas pela pressão do rolamento sobre a peça de trabalho. Na presente pesquisa, comportamento análogo esperava-se obter variando o número de passes de roleteamento, mesmo mantendo a carga de operação constante em 500 N. Mas isso não aconteceu, concordando dessa forma com as afirmações de HUA et.al. (2019).

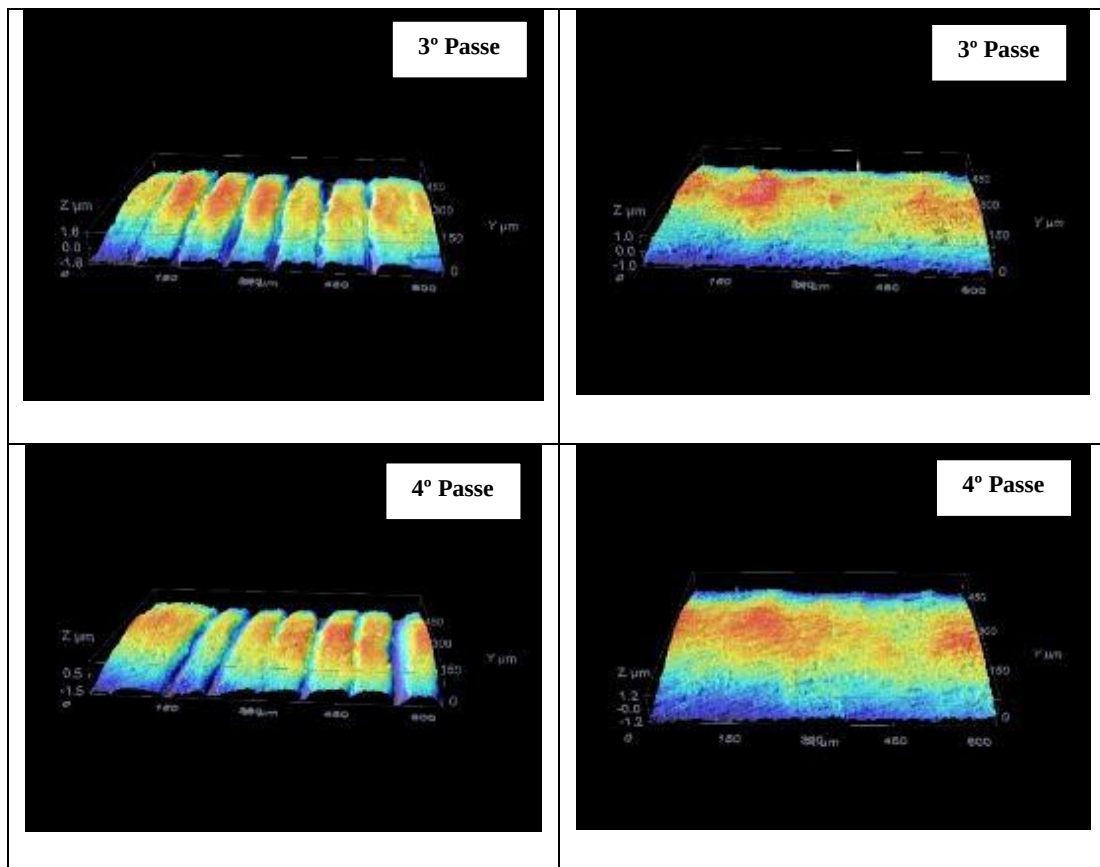
Se por um lado não podemos dar destaque ao aumento do número de passes de roleteamento sobre a diminuição da rugosidade, pode-se dar destaque as sensíveis diferenças observadas nos ensaios realizados à temperatura ambiente e a quente (310 °C). Nota-se claramente, pela Figura 30 que a qualidade da superfície do corpo de prova que sofreu roleteamento aquecido é melhor que a do corpo de prova que sofreu roleteamento na temperatura ambiente, para uma mesma carga de 500N. Não foi avaliado, porém, se o custo de se aquecer o material a 310 °C compensa o ganho de diminuição de rugosidade em cerca de 20% comparando a operação a quente com a operação realizada na temperatura ambiente.

Para ilustrar a topografia introduzida pelo roleteamento, foi realizada a varredura com microscópio Confocal em uma área (450 μm x 600 μm) na região central dos corpos de prova

roleteados sob as duas condições e um corpo de prova torneado. A imagem topográfica do corpo de prova apenas torneado (média de Ra igual a 0,6 μm), na qual é possível identificar as marcas de avanço da ponta da ferramenta de corte utilizada durante o torneamento de regularização, no roleteamento a temperatura ambiente é possível identificar algumas marcas da usinagem, nesse método não foi possível remover totalmente as marcas, já para a topografia dos corpos de prova roleteamento aquecido, não foram identificadas marcas do torneamento, sugerindo maior deformação plástica dos picos e o preenchimento dos vales da superfície após roleteamento. A Figura 30 mostra as topografias das superfícies das amostras nos diversos ensaios de roleteamento realizados.

Figura 30 - Imagens topográficas em 3D superiores obtidas por microscopia confocal em corpos de prova de Inconel 718 após roleteamento.





Fonte: Elaborada pelo próprio autor

As imagens obtidas em amostras do grupo de roleteamento com aquecimento mostra uma superfície muito mais limpa e regular, desde o primeiro passe, com rugosidade média de 300 nm. A topografia mostra a imagem pouco acidentada, o que indica um aspecto menos ondulado e suave.

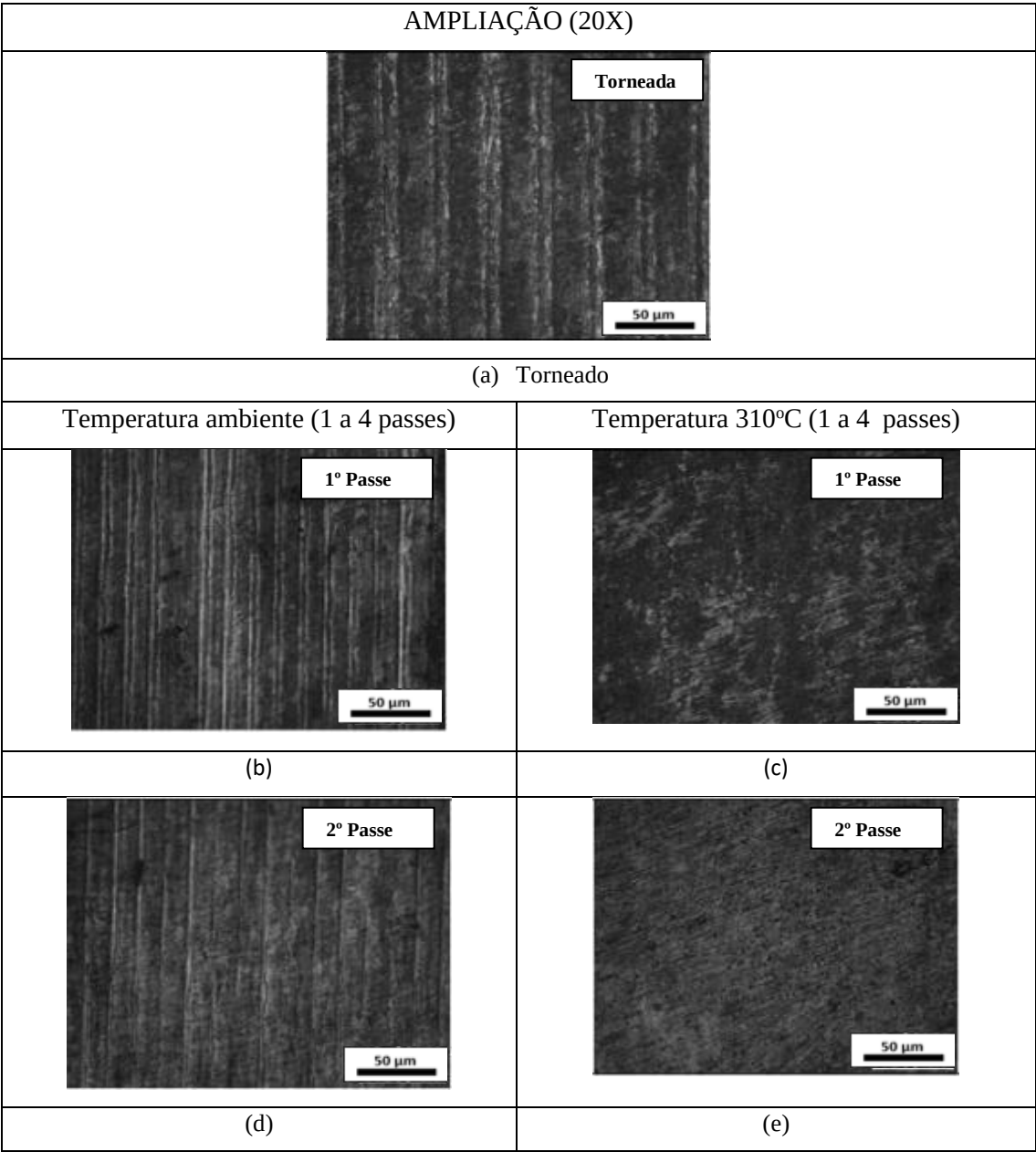
A topografia do grupo de imagens das amostras de roleteamento em temperatura ambiente mostra uma imagem acidentada a que sugere algumas irregularidades, com valores de rugosidade obtidos em média de 500 nm.

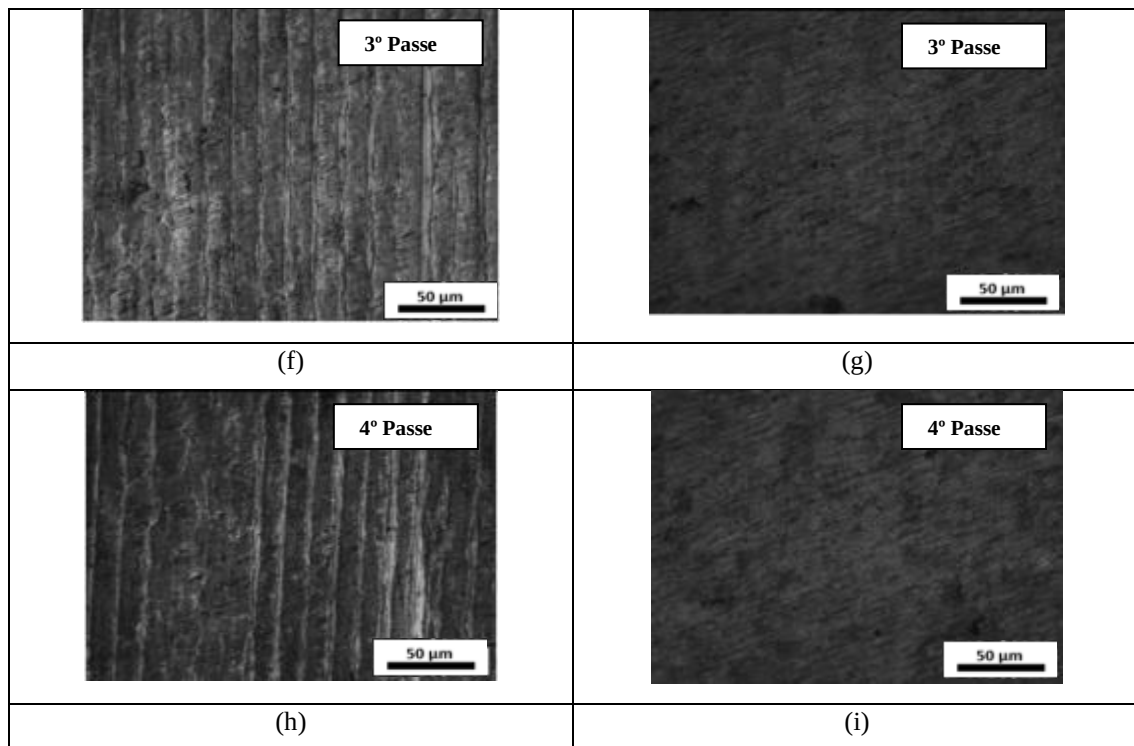
Os resultados da rugosidade também mostram que há uma tendência dos valores se igualarem conforme o andamento do ensaio, como observado nos perfis de rugosidade, os picos vão diminuindo gradativamente com o desenvolvimento do ensaio. Porém, há uma estabilização na rugosidade logo após o segundo passe, sugerindo que o terceiro e quarto passe não sejam necessários.

Pode-se observar a altura do perfil de rugosidade a core azul representam valores mais baixos de rugosidade seguidas das cores amarela e vermelha com maiores valores de rugosidade, conforme as cores se tornam mais escuras, o perfil de rugosidade aumenta.

A figura 31 mostra o perfil obtido pelo microscópio Confocal em 2d.

Figura 31 - Microscopia confocal das superfícies dos corpos de prova de Inconel 718 após roleteamento.





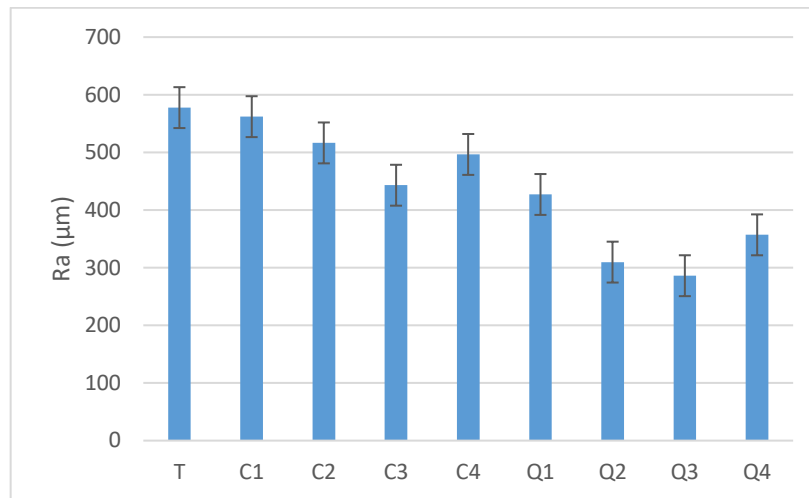
Fonte: Elaborada pelo próprio autor

Essas imagens em 2D mostram que para ensaios a uma mesma temperatura, variando-se o número de passes, confirma-se os resultados apresentados, ou seja, houve pouca influência da variação do número de passes no resultado da rugosidade.

Essa análise e conclusão podem ser confirmadas pelas imagens obtidas por microscopia confocal que mostram as marcas das operações de roleteamento nas duas condições de temperatura adotada.

A partir dos dados numéricos obtidos pelo *software* do microscópio confocal, pode-se construir os gráficos de rugosidade em escala nanométrica conforme mostrado na Figura 32.

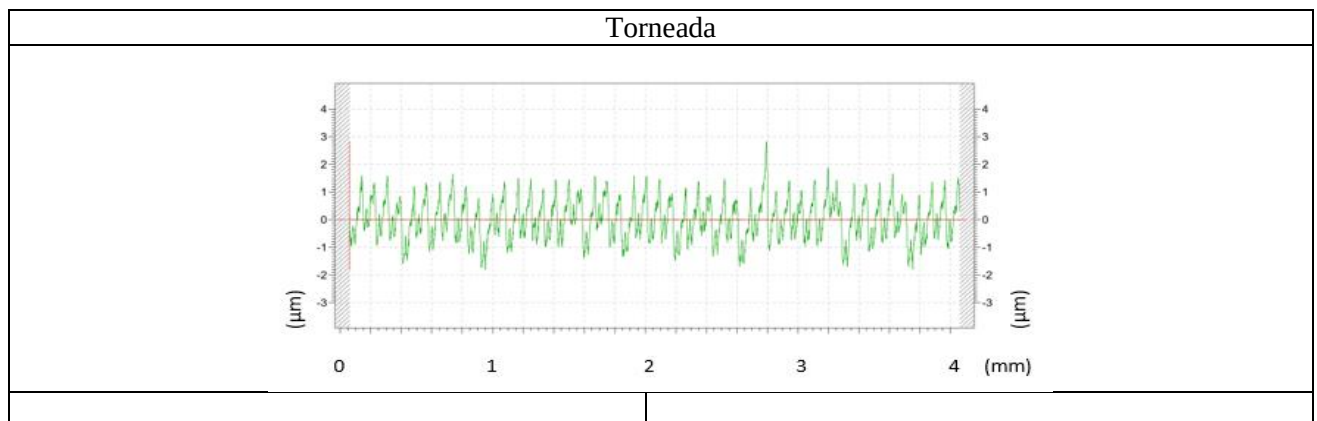
Figura 32 – Rugosidade (Ra) obtida a partir de dados da microscopia confocal.

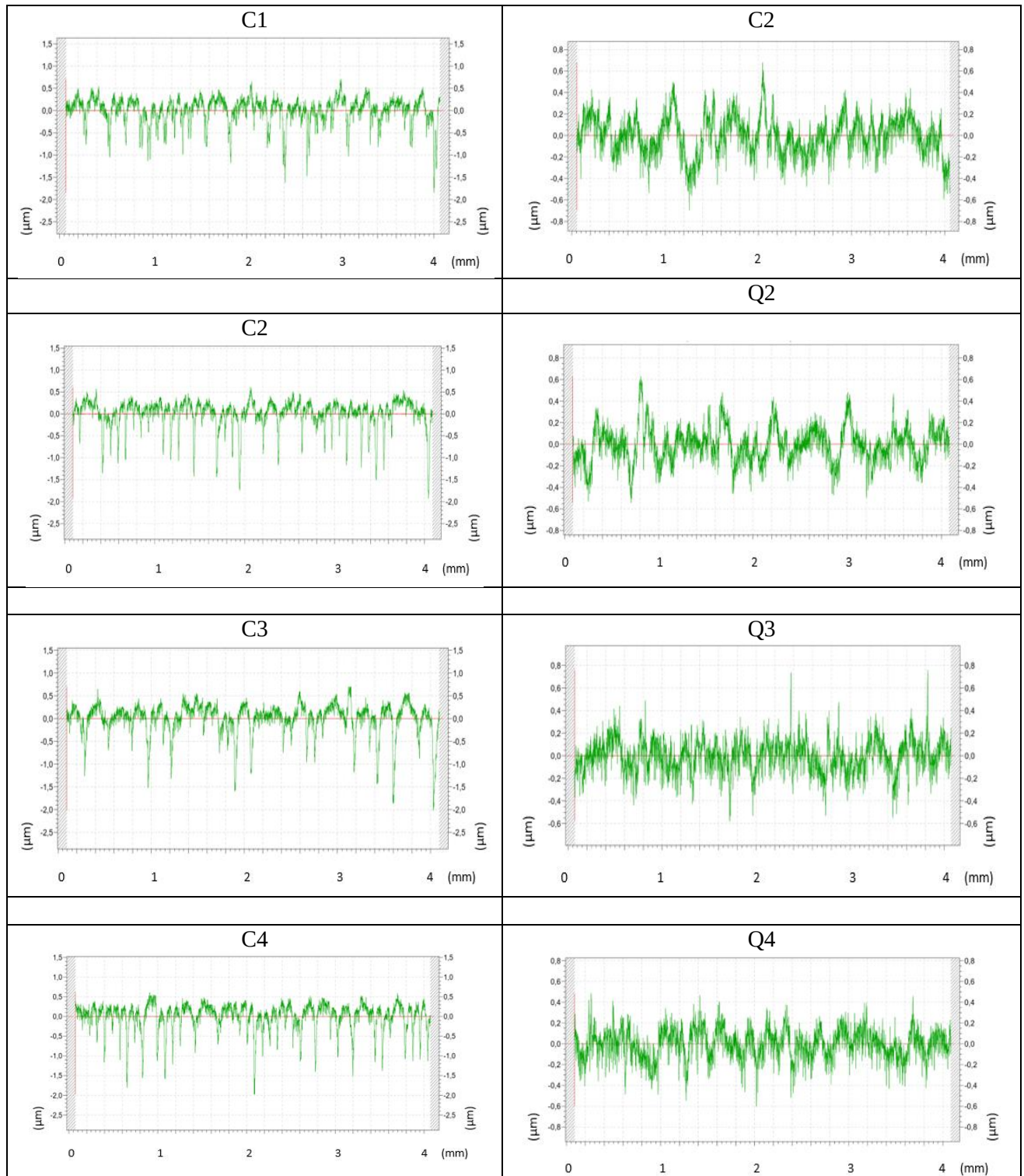


Fonte: Elaborada pelo próprio autor

A sensibilidade da escala nanométrica apresenta-se maior que a da escala micrométrica. O gráfico mostra a diminuição da rugosidade desde o primeiro passe até o terceiro com pouca variação, tanto na temperatura ambiente como a 310 °C, indicando que o quarto passe não é necessário, pois aumentou a rugosidade pelo fato de o material possuir um limite de deformação. T é o corpo de prova somente torneando, C1, C2, C3 e C4 representa roleteamento a temperatura ambiente com seu respectivo número de passe e Q1, Q2, Q3 e Q4 representa o roleteamento com aquecimento a 310 °C.

Figura 33 - Medidas de rugosidade na amostra torneada e naquelas que sofreram operações roleteamento a temperatura ambiente C1 a C4 e com aquecimento Q1 a Q4.



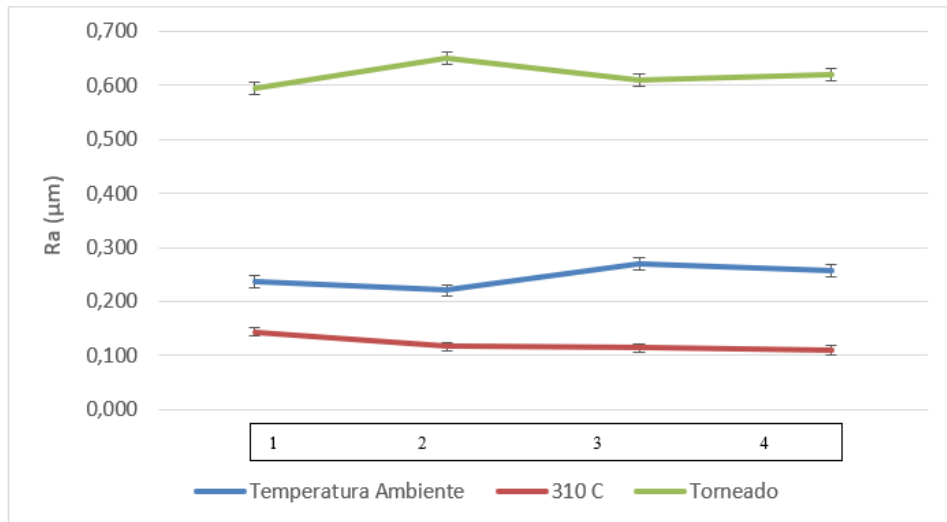


Fonte: Elaborada pelo próprio autor

A rugosidade inicial da amostra torneada é, aproximadamente, $0,60 \mu\text{m}$, enquanto na amostra roleteada em temperatura ambiente, a rugosidade apresentou uma forte diminuição na

primeira passagem de roleteamento (aproximadamente $0,24 \mu\text{m}$), subindo para um valor de cerca de $0,26 \mu\text{m}$ na quarta passagem de roleteamento Figura 34.

Figura 34 - Resultados da medição de rugosidade



Fonte: Elaborada pelo próprio autor

Notas: (1) Um passe de roleteamento; (2) dois passes de roleteamento; (3) três passes de roleteamento; e (4) quatro passes de roleteamento.

O corpo de prova de roleteamento com aquecimento apresentou maior redução na rugosidade do que o operado em temperatura ambiente no primeiro passe: caiu para $0,14 \mu\text{m}$, ou seja, $0,10 \mu\text{m}$ a menos que o corpo de prova trabalhado à temperatura ambiente em um passe. Além disso, com o aumento do número de passes, o corpo de prova roleteado a $310 \text{ }^{\circ}\text{C}$ mostrou uma diminuição contínua da rugosidade, chegando perto de $0,10 \mu\text{m}$ no quarto passe.

Assim, temos a seguinte situação:

Corpo de prova com roleteamento em temperatura ambiente (1º passe): redução de 60% na rugosidade em comparação com o corpo de prova torneado;

Corpo de prova a 310°C (1º passe): redução de 76,7% na rugosidade em relação a amostra torneada.

O roleteamento aquecido ($310 \text{ }^{\circ}\text{C}$), no primeiro passe, foi 16,7% mais eficiente que o roleteamento a temperatura ambiente.

Além disso, a Figura 34 mostra que a rugosidade no corpo de prova trabalhado à temperatura ambiente, desde o primeiro passe até o quarto passe, oscilou entre os valores da

faixa de 0,2 a 0,3 μm , enquanto os corpos de prova trabalhados a 310 °C teve sua rugosidade reduzida até 0,1 μm , entre o primeiro e o quarto passe.

As variações nos valores de rugosidade dos corpos de prova já eram esperadas, pois o processo roleteamento é caracterizado como uma operação de acabamento superficial do material. Assim, a diminuição do valor da rugosidade, no primeiro passe, é compatível com o processo roleteamento.

Nos testes, as variações de rugosidade observadas após o primeiro passe, principalmente nos testes à temperatura ambiente, podem ser atribuídas ao fenômeno de formação de textura (orientação preferencial) dos grãos similares aos observados nas operações de laminação e trefilação. Podemos considerar o roleteamento como uma espécie de 'rooling rotativo', no qual o corpo de prova fixado ao torno gira em torno de seu eixo e o rolamento exerce uma força de deformação na superfície nos picos de rugosidade da peça torneada, que tendem a ser orientados na direção da rotação da parte. Segundo Dieter (1976), essa textura se deve ao fato de certos planos cristalográficos tendem a se orientar preferencialmente em relação a orientação de tensão máxima. A liga Inconel 718 tem uma estrutura predominantemente austenítica, estrutura (metal cúbico centrado na face) que caracteriza a textura no $\langle 111 \rangle$ e $\langle 100 \rangle$. Some-se a isso a ocorrência de um alinhamento de inclusões, vazios e constituintes de segunda fase na direção principal do trabalho mecânico. Tudo isso contribui para variações na rugosidade da superfície do material roleteado.

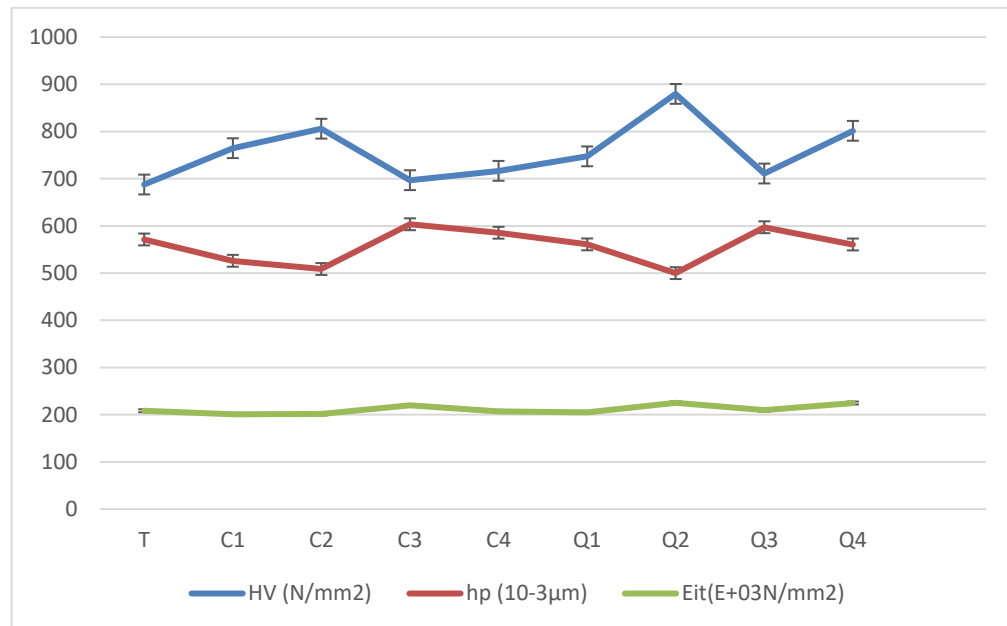
Pode-se concluir que, a operação roleteamento realizada a 310 °C é mais eficaz do que a realizada à temperatura ambiente para a redução da rugosidade do Inconel 718.

4.2 Nanoindentações

O objetivo dos testes de nanoindentação é extrair o módulo de elasticidade e dureza de fase do material da amostra a partir de medições de deslocamento de carga. Os testes convencionais de dureza de indentação envolvem a medição do tamanho de uma impressão residual da deformação plástica na amostra em função da carga do penetrador. Essa dureza é, por sua vez, relacionada às tensões residuais registradas nos ensaios de nanoindentação.

A figura 35 representa a variação na nanodureza, penetração (hp) do penetrador e módulo de elasticidade do Inconel 718 em função das operações roleteamento.

Figura 35 - Resultados das análises de nanoindentação



Fonte: Elaborada pelo próprio autor

Figura 35: Dureza [N/mm²], T = amostra torneada; C1 até C4 = corpo de prova Inconel 718 em temperatura ambiente entre 1 e 4 passes de roleteamento; Q1 até Q4 = corpo de prova Inconel 718 aquecido com temperatura de 310 °C entre 1 e 4 passes de roleteamento.

Observe que a curva de dureza é um espelho da curva hp, fato que é coerente porque o aumento da nanodureza da condição C1 para C2 decorre de uma diminuição proporcional no valor hp (menor profundidade de indentação após remoção da carga de 100mN). Algo semelhante ocorre entre as condições Q1 a Q2. Do C2 ao C4 (passando pelo C3) há uma diminuição da nanodureza devido ao provável efeito de amolecimento do material (strain softening) devido a um limite de encruamento. O amolecimento por deformação ocorre quando um material se torna menos resistente à deformação à medida que é submetido a níveis crescentes de tensão. Isto pode acontecer quando o material sofre extensa deformação, como no caso de certos metais e ligas. Portanto, é possível concluir que, em operações de roleteamento à temperatura ambiente, o limite de dois passes de roleteamento pode ser considerado suficiente para aumentar a dureza superficial do material (Inconel 718) e, conseqüentemente melhorar suas propriedades de resistência mecânica. Fato semelhante é observado nas operações de roleteamento a 310 °C.

Entre C1 e C2 o material atingiu um pico de dureza de 800 N/mm², enquanto de Q1 a Q2 o material atingiu um pico de dureza de, aproximadamente, 885 N/mm², ou seja, na operação a quente houve um aumento de 10,62% no nível de dureza de Inconel 718. Lembrando que a microestrutura predominante do Inconel 718 é sua matriz austenítica e que a austenita possui dureza na faixa de 750 a 1000 N/mm²; os resultados são coerentes. Resta avaliar se o custo e o tempo para elevar a temperatura para a realização das operações de roleteamento da temperatura ambiente para 310 °C valem um aumento de 10,62% no nível de dureza do material.

A partir do material torneado (T) para a condição C2 há um aumento na dureza de 695 N/mm² para 800 N/mm² (aumento de 15,1% na dureza). Do material torneado (T) para a condição Q2 há um aumento na dureza de 695 N/mm² para 885 N/mm² (aumento de 27,3%). Deste ponto de vista, vale a pena realizar as operações de roleteamento a 310 °C em dois passes, pois a dureza do material da condição T para Q2 quase dobra, em termos percentuais, em comparação com a dureza do material da condição T para a condição C2.

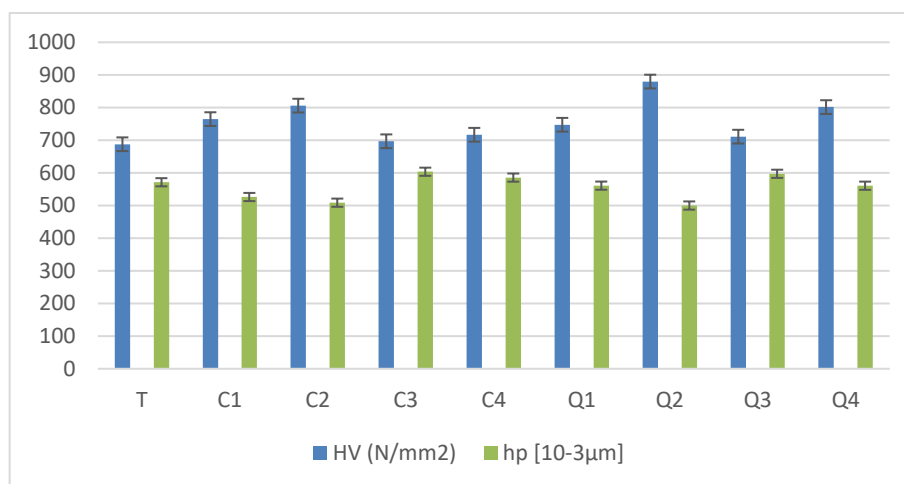
O módulo Eit do material permaneceu constante em todas as condições de roleteamento.

4.2.1 Aspectos relacionados à dureza em nanoescala em função do número de passes de roleteamento e rugosidade.

É notória a influência do acabamento das amostras nos valores de dureza resultantes nas curvas força x profundidade de penetração em ensaios de nanodureza. Dentre as propriedades do material que podem ser medidas estão a resistência ao escoamento, módulo de elasticidade e nanodureza, e dependendo da amostra, a tenacidade à fratura e resistência ao desgaste.

No Figura 36 temos um resumo das análises de dureza e da profundidade de penetração final após o descarregamento (hp), obtidos em ensaios de nanodureza.

Figura 36 - Variações de dureza e da profundidade máxima de penetração após descarregamento (hp).



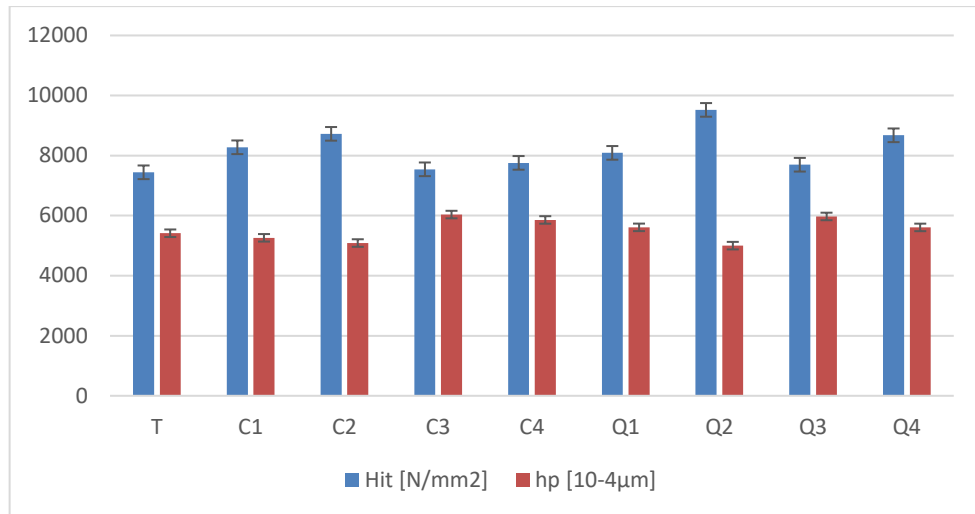
Fonte: Elaborada pelo próprio autor

Dos dados do gráfico da Figura 36, nota-se que para todas as operações de roleteamento (na temperatura ambiente e com aquecimento) os níveis de dureza foram superiores aos do corpo de prova apenas torneado (T), indicando que, independente da temperatura a dureza do corpo de prova que passou pela operação de roleteamento aumentou.

Por outro lado, não foram em todas as situações que o valor de hp das amostras que passaram por roleteamento ficou abaixo do valor do corpo de prova apenas usinado. Nas operações C3, C4 e Q3, o valor de hp foi superior ao do corpo de prova T; nas operações Q1 e Q4 os valores estão próximos (quase iguais) ao da amostra T. Ainda comparando os resultados apresentados, foi na condição Q2 que se obteve o maior valor de dureza e o menor valor de hp (portanto, coerente) e na condição C3 foi onde se obteve menor valor de dureza e maior valor de hp (coerente também).

Essas variações nos valores de hp podem ser atribuídos a condição de rugosidade da região da amostra com área (450 µm x 600 µm), onde se realizou os ensaios de nanodureza.

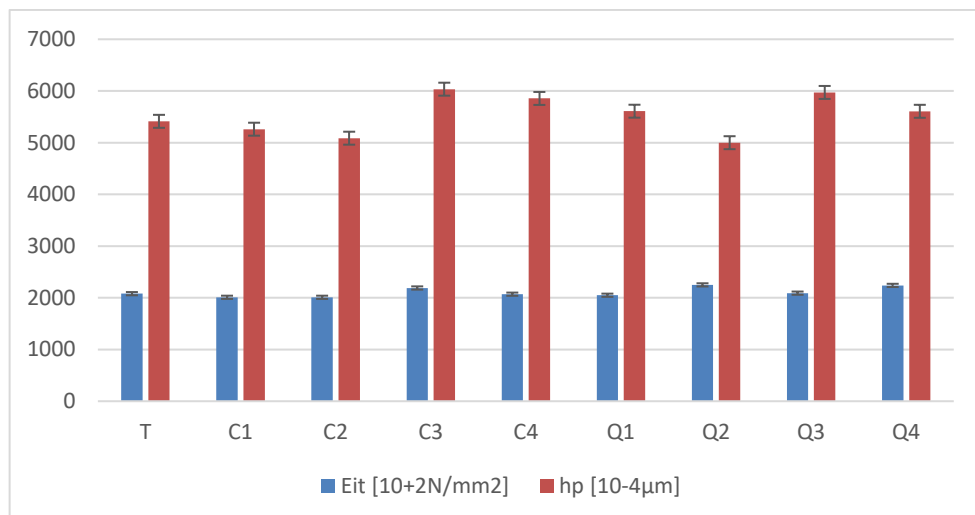
Figura 37 - Dureza: Hit x hp



Fonte: Elaborada pelo próprio autor

Os valores de dureza da indentação obtidos no ensaio mostram a resistência no início da deformação plástica tendo maiores valores no segundo passe tanto do roleteamento à temperatura ambiente e com aquecimento (C2 e Q2), depois tem uma leve redução na resistência à deformação plástica.

Figura 38 - Dureza: Eit x hp

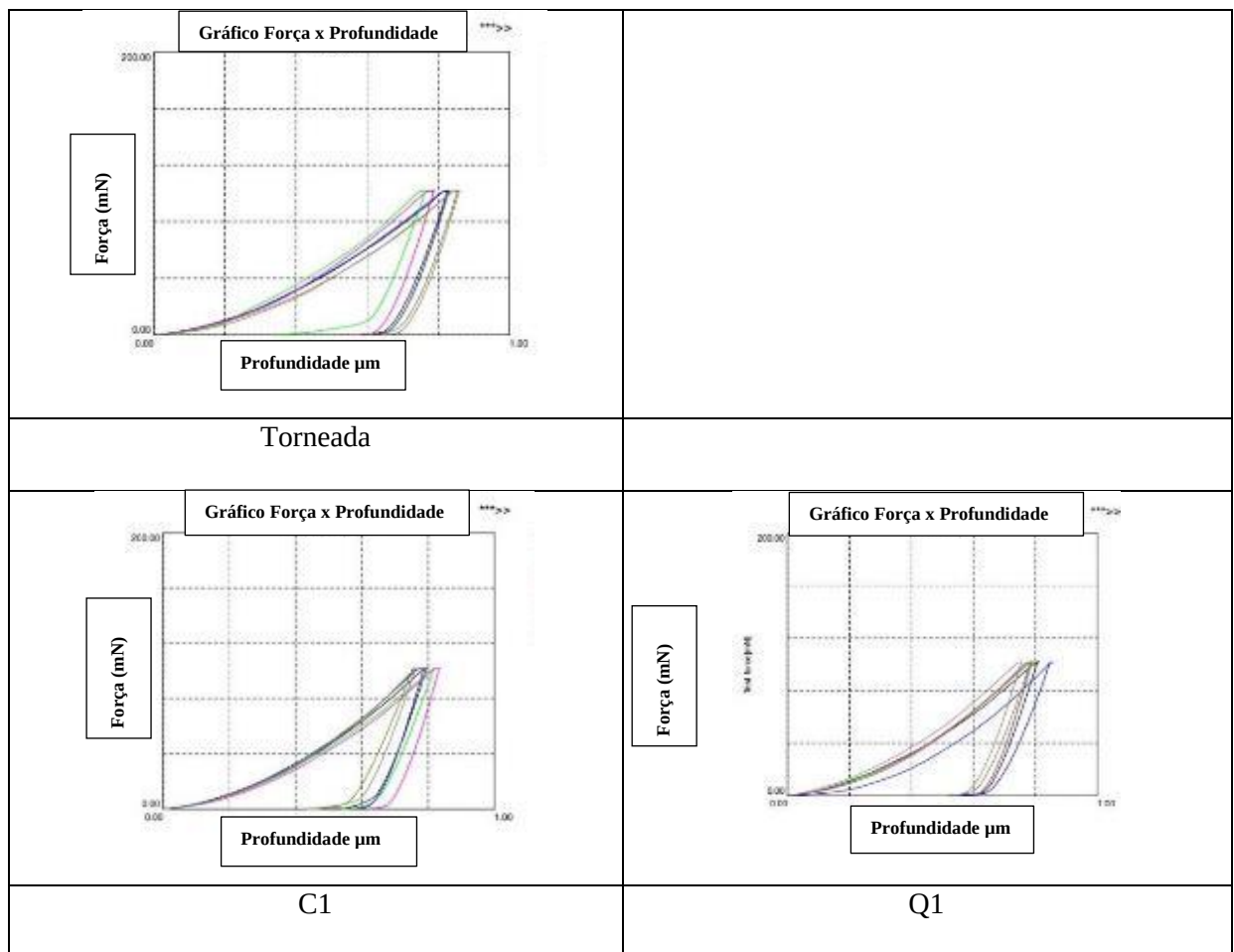


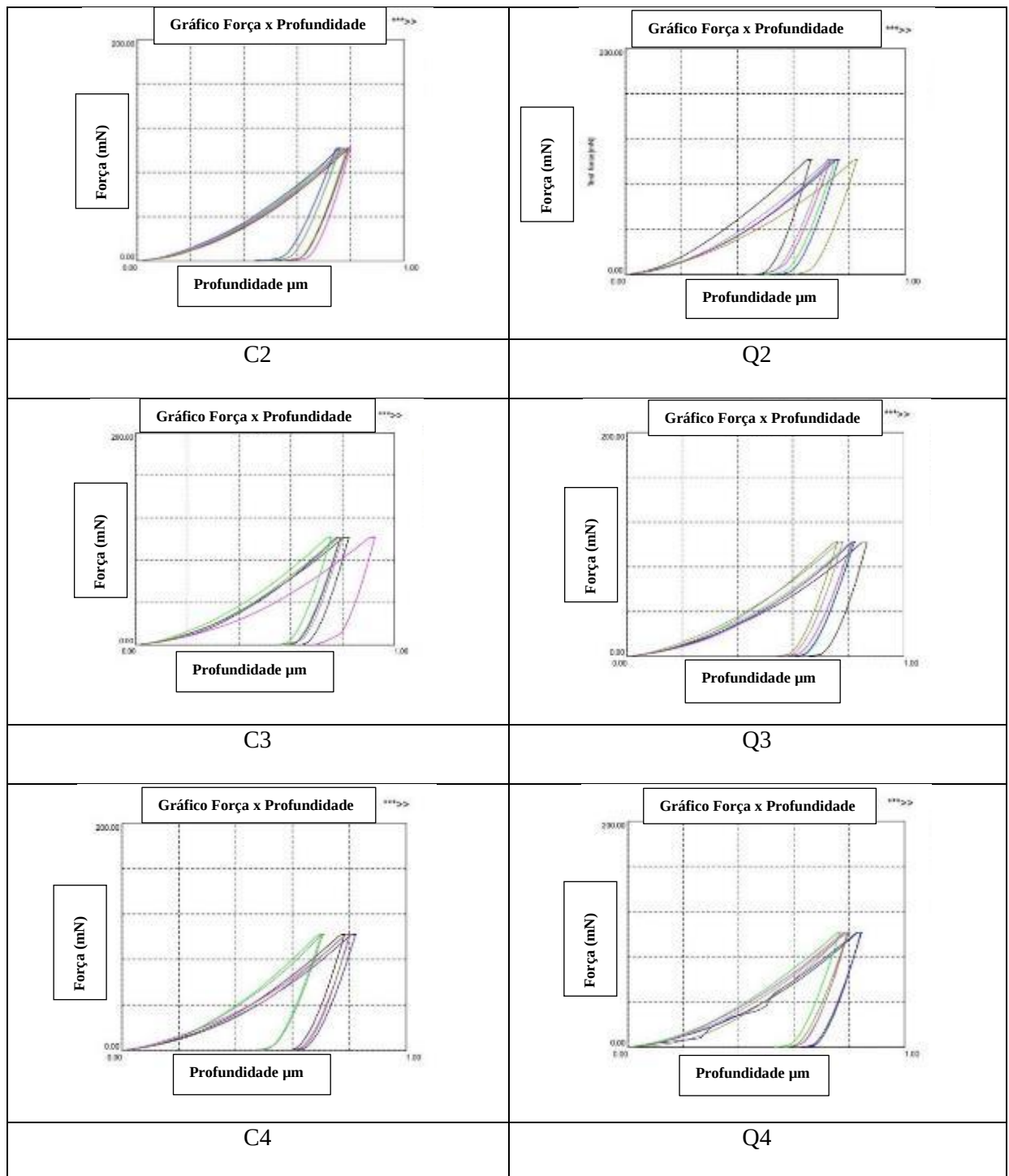
Fonte: Elaborada pelo próprio autor

Os valores do módulo de elasticidade, obtido no ensaio de indentação instrumentada, com a carga de indentação aplicada mostrada na Figura 38. Foi observada regularidade nos valores obtidos para o módulo de elasticidade para todas as amostras analisadas, permanecendo praticamente constante com a carga aplicada e o módulo de elasticidade está na faixa média do módulo elástico do Inconel 718 (200GPa).

Para a indentação nos corpos de prova, importante destacar que o local onde é realizado o ensaio esteja livre de imperfeições para garantir melhores resultados.

Figura 39 - Diagramas Força x profundidade para os vários corpos de prova antes e após as operações de roleteamento.





Fonte: Fornecido pelo próprio autor

Analisando os diversos diagramas de força (mN) x profundidade de penetração (μm) apresentados na Figura 39, onde foram aplicados seis indentações de 100 mN cada uma, em nenhum deles pode se observar uma sobreposição do comportamento das curvas (embora abaixo do constatado no corpo de prova apenas torneado). A amostra C2 foi a que apresentou

um gráfico com comportamento mais próximo da sobreposição das curvas (coincidência das curvas).

4.3 Análise do fenômeno relacionado ao “amolecimento por deformação”

De acordo com Klotz et al. (2017), à temperatura ambiente, a superliga a base de níquel - Inconel 718 - amolece sob certos ciclos reversos de deformação plástica, ou seja, em amostras que passam por ensaios de fadiga. O que não é o caso das amostras sob roleteamento, mas que em algumas delas foi observado fenômeno semelhante.

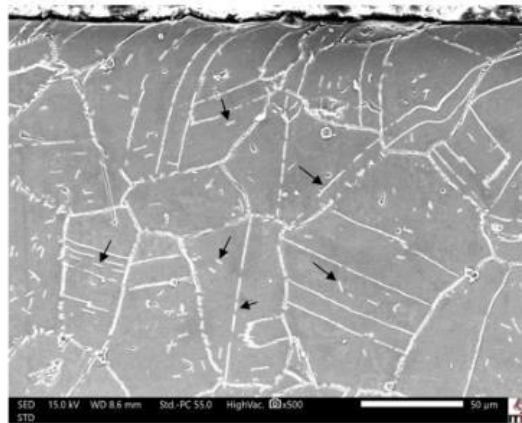
Ainda segundo Klotz et al. (2017), nos resultados de ensaios de fadiga, a transição entre endurecimento, amolecimento rápido e estado de amolecimento constante pode ser explicado por uma evolução dos mecanismos de deformação plástica. Na temperatura ambiente e durante os primeiros ciclos, a deformação plástica distribui-se homogeneamente no material provocando o endurecimento por empilhamento de discordâncias. Subsequentemente, formam-se bandas de deslizamento após um certo nível de acúmulo de deformação plástica. Essas intensas formações de bandas de deslizamento são responsáveis pelo cisalhamento das partículas de segunda fase causando amolecimento.

Os resultados apresentados sugerem que algo similar deva ocorrer após vários passes de roleteamento no corpo de prova da liga de Inconel 718. Pode se observar que, na temperatura ambiente, a dureza das amostras C1 e C2 são maiores que as das amostras C3 e C4, ou seja, a partir do terceiro passe de roleteamento, nesta temperatura, houve diminuição de dureza da liga de Inconel 718 mesmo havendo uma elevação da deformação superficial. Isso não se observa nos ensaios a quente pois, embora a dureza das amostras Q1 e Q2 tenham aumentado em relação a amostra apenas torneada (T), na amostra Q4 observa-se que: $\text{dureza Q1} < \text{Q4} < \text{Q2}$. Apenas a dureza da amostra Q3 é menor que a dureza da amostra Q1.

De acordo com Yuan e Liu (2005), que avaliaram os efeitos da fase δ no comportamento de deformação por aquecimento do Inconel 718, esta fase presente no Inconel 718 não só diminuiu o pico de deformação e o pico de tensão, mas também promoveu o fluxo de amolecimento após o pico de tensão. No entanto, neste presente estudo não houve uma análise entre a quantidade precipitada da fase δ em função do aumento do número de passes de roleteamento, seja na temperatura ambiente ou com aquecimento que possa associar eventual

amolecimento da liga após o segundo passe de roleteamento. Foi feita uma análise metalográfica das amostras que sofreram roleteamento e a presença da fase δ foi observada em várias amostras (Figura 40). A fase δ , que se apresenta na forma de placas, quando em grandes quantidades, resulta em uma diminuição das propriedades mecânicas da liga.

Figura 40 - Fase δ precipitada em uma amostra de Inconel 718 após roleteamento.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor

Segundo Dieter (1976), em um processo de deformação, os grãos individuais em materiais policristalinos sofrem interferência dos efeitos restritivos dos grãos vizinhos. Assim, a resistência à deformação está relacionada inversamente com a mobilidade das discordâncias, isto é: (resistência à deformação) $\propto$ $[1/(\text{mobilidade das discordâncias})] = 1/v_d$; onde v_d é a velocidade média das discordâncias.

Em estruturas compactas, a energia de falha de empilhamento determina o grau de dissociação das discordâncias, a qual influencia a ocorrência de deslizamentos cruzados e a taxa de encruamento.

Devido a sua alta energia, os contornos de grãos atuam como locais preferenciais para reações no estado sólido tais como difusão, transformações de fases e reações de precipitação.

Há dois modelos para explicar o aumento da resistência devido aos contornos de grãos: (1) o contorno de grão atua como uma barreira para o movimento das discordâncias e; (2) avalia a influência do tamanho de grão na densidade de discordâncias e nas tensões de escoamento.

A densidade de discordâncias aumenta com a deformação e a velocidade média delas é fortemente dependente da tensão. O aumento da densidade de discordâncias produz um

aumento do encruamento através da interação das discordâncias. O número de discordâncias é aumentado durante a deformação plástica e, devido as suas interações, provocam um estado de elevadas tensões internas.

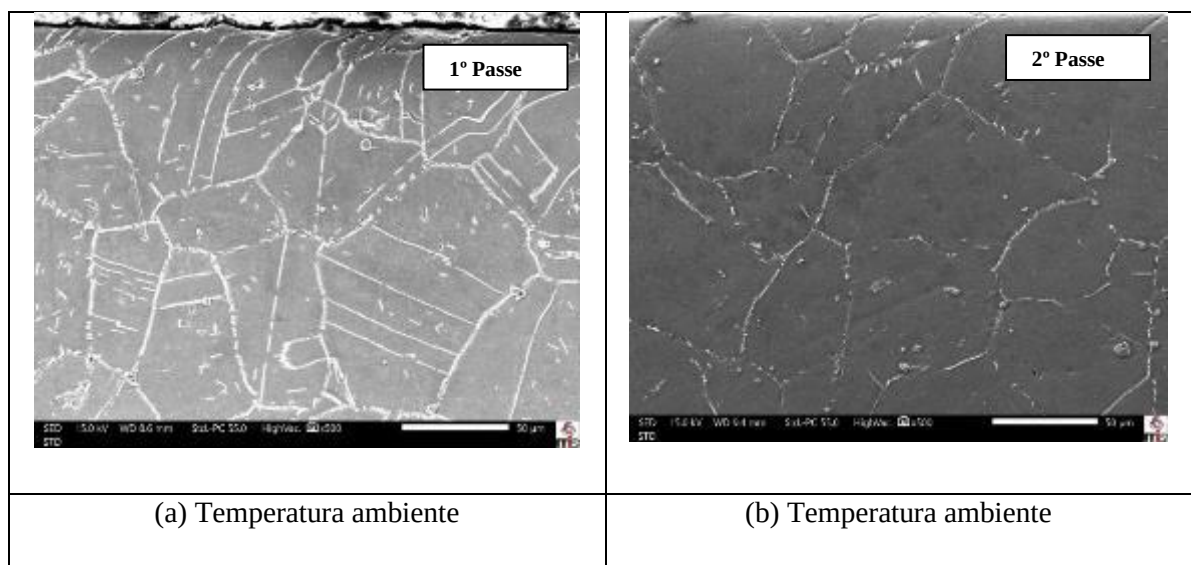
Na estrutura trabalhada a frio formam - se regiões de alta densidade de discordâncias, que se desenvolvem em redes. Assim, a estrutura característica do estado trabalhado a frio é uma estrutura celular em que as paredes celulares são constituídas por emaranhados com alta densidade de discordâncias > 10 discordâncias/cm² (DIETER,1976).

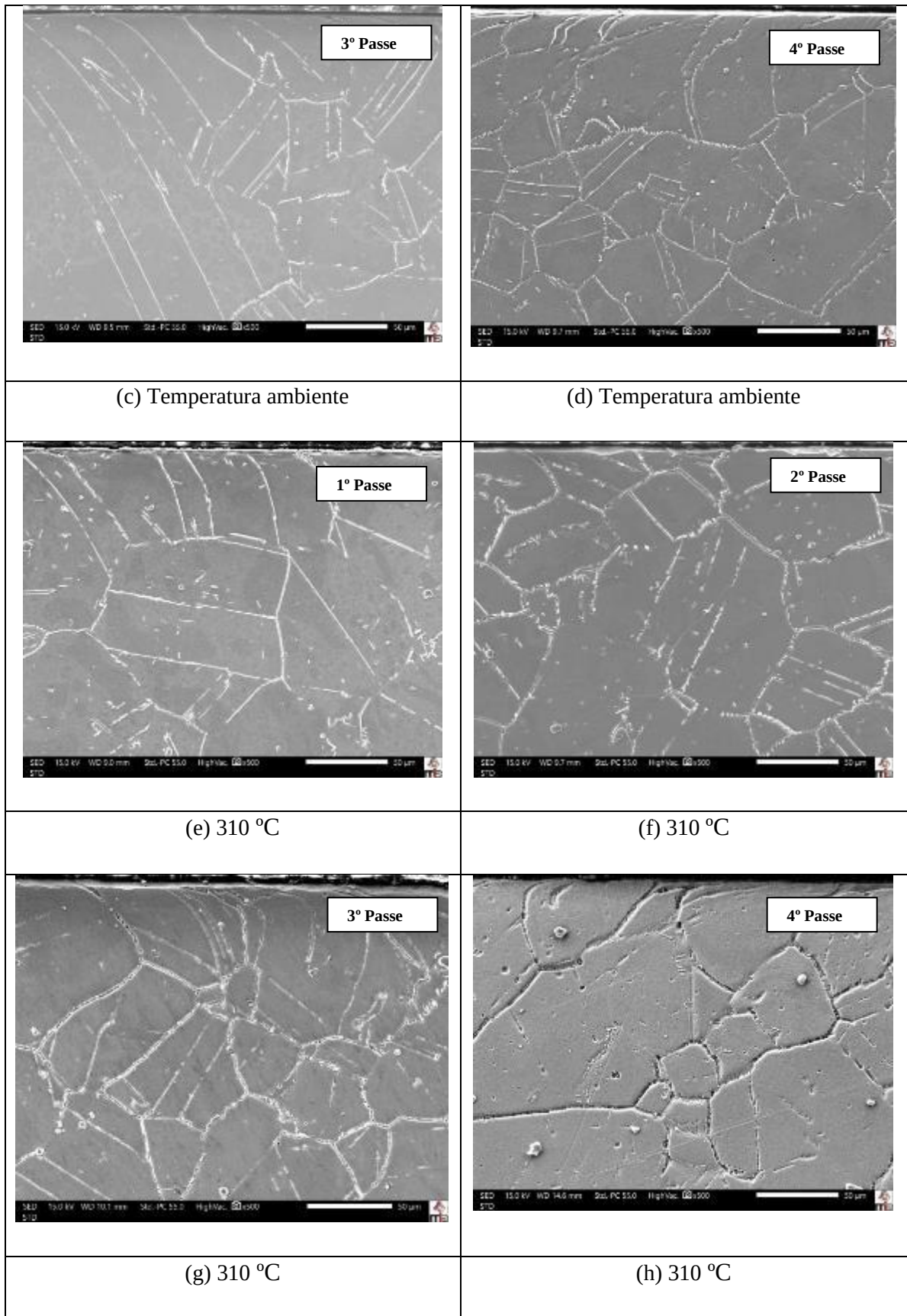
A energia gerada pela deformação de um metal trabalhado a frio é, na maior parte, convertida em calor. Para um dado metal, a energia armazenada depende do tipo de processo de deformação como laminação, trefilação, roleteamento etc. A energia armazenada aumenta com a deformação até um certo limite que corresponde a um valor de saturação.

Materiais laminados e trefilados, deformados, desenvolvem uma orientação preferencial ou textura, na qual certos planos cristalográficos tendem a se orientar de uma forma preferencial com relação à orientação de máxima deformação. Há um alinhamento de inclusões, vazios e constituintes de segunda fase na direção principal do trabalho mecânico.

Todos os fenômenos associados às deformações até aqui explicados, aplicam-se também às operações de roleteamento aqui estudadas.

Figura 41 - Microscopia eletrônica de varredura das amostras de Inconel 718 após roleteamento.





Fonte: Elaborada pelo próprio autor

Legenda: (a), (b), (c) e (d) Microestrutura do Inconel 718 após número de roleteamento de entre 1 e 4, respectivamente, à temperatura ambiente; (e), (f), (g) e (h) Microestrutura do Inconel 718 após número de roleteamento entre 1 e 4, respectivamente, a 310 °C.

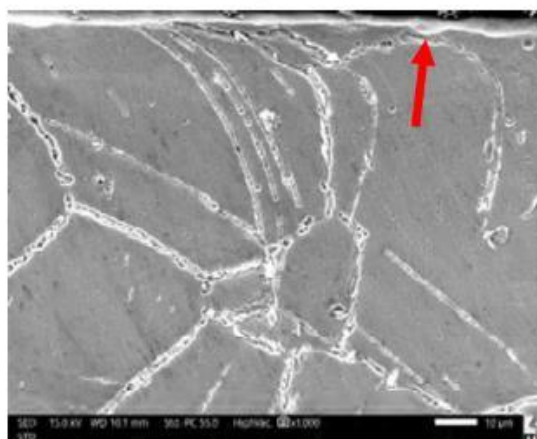
Nestas análises, há uma precipitação abundante da fase δ nos contornos de grão, independentemente das condições de operação do RB.

Além da fase δ , a primeira observação é que a liga apresenta uma série de precipitados que caracterizam a forma como ela amolece. Tais precipitados foram caracterizados pela técnica de EDS (raio X).

4.4 Análise microestrutural

É importante destacar que o foco da parte da análise metalográfica está concentrada na região de subsuperfície, que é da superfície do corpo de prova até 50 μm de profundidade. Nesta região, de acordo com Kułakowska e Bohdal (2020), há um efeito retorno elástico no processo de deformação por roleteamento. Após o descarregamento ou mesmo com a retirada do rolete, durante a movimentação o material sofre uma recuperação elástica. Além disso, há uma camada ligeiramente deformada chamada ‘camada branca’, Figura 42, que é observada principalmente em peças torneadas. Tem cerca de 10 a 15 μm de profundidade, sendo uma região a ser explorada pela análise metalográfica dos materiais polidos (ULUTAN e OZEL, 2011).

Figura 42 - ‘Camada branca’ no Inconel 718 após operação roleteamento



Fonte: Elaborada pelo próprio autor

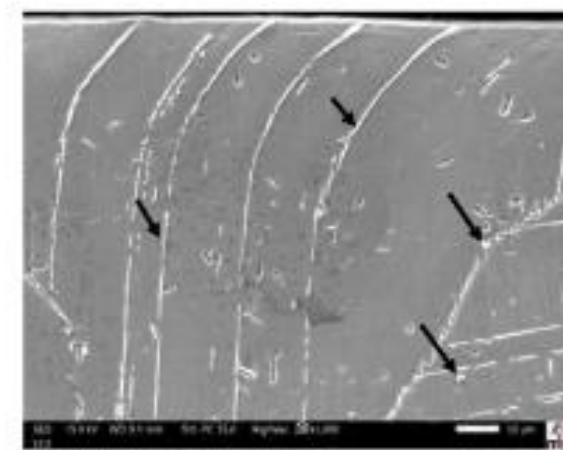
Existem algumas técnicas que permitem caracterizar a camada branca, entre a microscopia eletrônica de transmissão (TEM), difração Kikuchi de transmissão (TKD), tomografia de sonda atômica (APT), bem como nanoindentação (Chen et al., 2017). Brown et al. (2021) usaram técnicas de difração de raio x para caracterizar a camada branca, comparando-a com análises de microscopia. No entanto, de acordo com nossa pesquisa, esse termo ‘camada branca’ foi cunhado por Ulutan e Ozel (2011) no artigo “Machining induced surface integrity in titanium and nickel alloys”, que também aparece e é citado no artigo de Thakur e Gangopadhyay (2016) no artigo “State-of-the-art in surface integrity in machining of nickel-based super alloys”. Assim, dada a descrição da ‘camada branca’ feita pelos autores supracitados, comparando a estrutura observada em nossa amostra e aquelas apresentadas nas ilustrações da literatura consultada, nos levaram a considerar esta região destacada na Figura 48 como a ‘camada branca’ do Inconel 718 após a operação roleteamento, embora esta estrutura é uma característica das ligas Fe-Ni usinadas (torneadas). Além de sua morfologia ao microscópio de varredura, suas dimensões de largura são semelhantes às recomendadas nas fontes indicadas aqui. Essa mesma região se comportou indiferentemente ao ataque químico para revelar a microestrutura. Portanto, concluímos que é realmente a região chamada ‘camada branca’.

Existe também uma revisão de literatura (Baldin et al., 2020) que trata da ocorrência da camada branca sobre Inconel 718 após vários processos de usinagem; este artigo também foi usado como suporte para poder afirmar a existência da camada branca no nosso material. A camada branca que existia quando o corpo de prova endurecido foi torneado continuou presente como uma fina camada uniforme após o roleteamento. Não foram observadas microfissuras ou poros nesta camada.

No estudo realizado por Abrão et al. (2014), foi observada uma camada branca após o roleteamento; como não foi possível medir a temperatura na região do roleteamento, também fica difícil determinar a origem da camada; provavelmente o mecanismo de formação é devido ao excesso de deformação plástica na região da superfície.

Observa-se que o corpo de prova torneado possui um grão bem definido, morfologia e uma clara indicação de precipitação no interior do grão e em seus contornos, como indicado pelas setas da Figura 43.

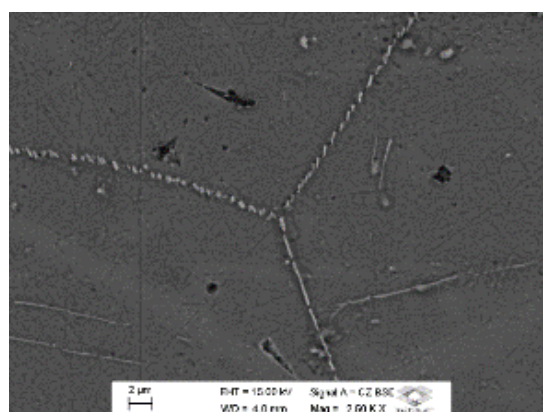
Figura 43 – (a) Imagem (MEV) de uma amostra indica presença de precipitados na peça torneada de Inconel 718.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor

Considerando a distribuição dos precipitados apresentada na Figura 44, observa-se que na microestrutura da amostra há predominância de precipitados intergranulares. No entanto, a ocorrência destes precipitados na zona de deformação plástica (dentro da região de 50 μm), é um indicador relevante de que a presença de partículas contribui para aumentar a resistência mecânica da região subsuperficial do Inconel 718.

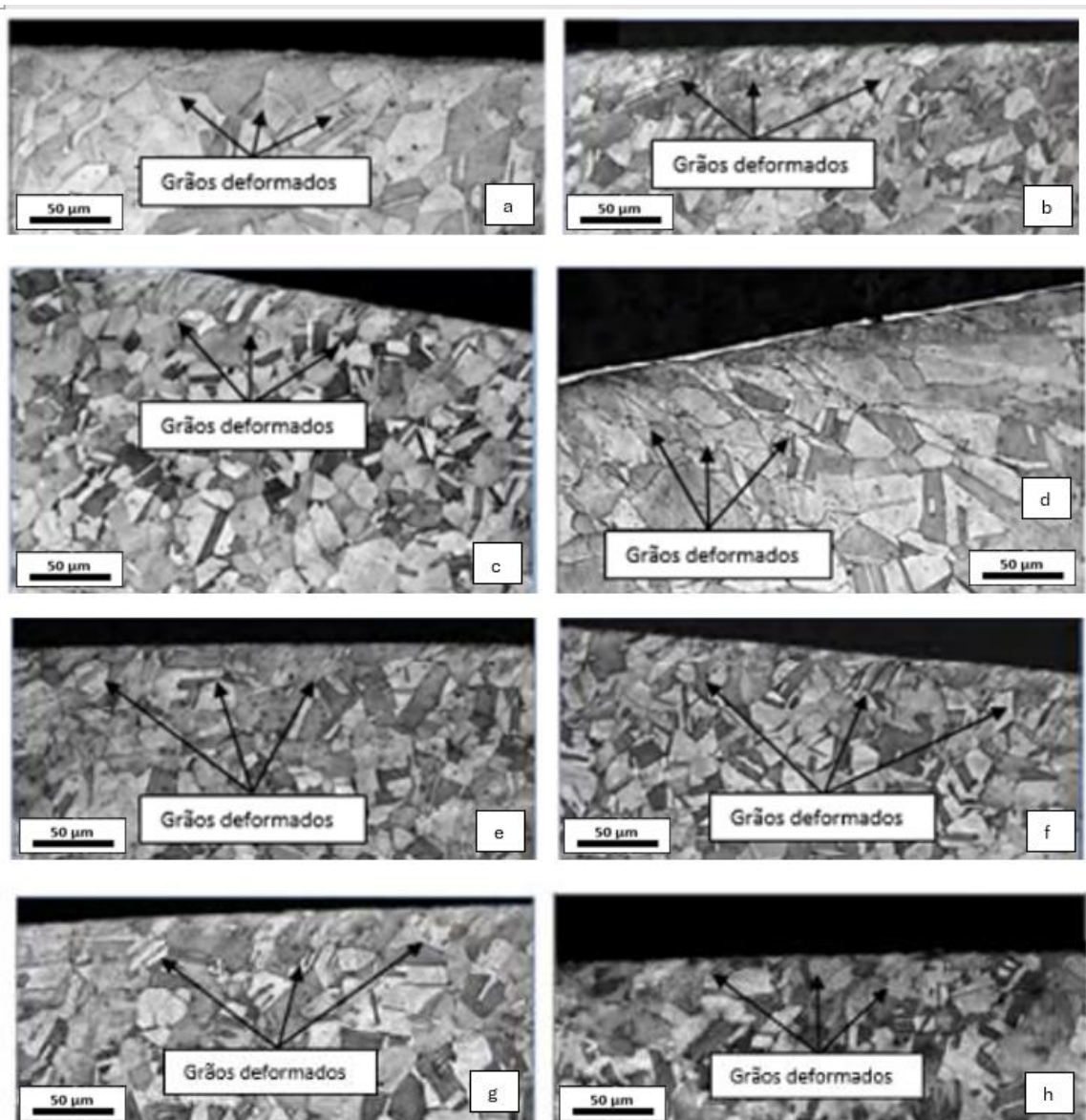
Figura 44 - Distribuição de precipitados no contorno de grão dentro da amostra de Inconel 718 roleteado



Fonte: Elaborada pelo próprio autor

A análise das microestruturas por microscopia óptica mostra grãos intensamente deformados na região subsuperficial, levemente alongada na direção da operação de roleteamento (Figura 45).

Figura 45 - Microestrutura de grãos de Inconel 718 após roleteamento, (a) Temperatura ambiente – 1 passe (b) temperatura ambiente – 2 passes (c) temperatura ambiente – 3 passes (d) temperatura ambiente – 4 passes (e) 310 °C – 1 passe (f) 310 °C – 2 passes (g) 310 °C – 3 passes (h) 310 °C – 4 passes.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor

À temperatura ambiente, a deformação dos grãos durante o primeiro passe roleteamento re[Figura 45(a)] já se observa presentes e, provavelmente, os efeitos da carga aplicada (500 N) causaram não só deformação dos grãos, mas também induziu tensões residuais.

No segundo passe de roleteamento [Figura 45 (b)], é possível observar uma deformação dos grãos na subsuperfície. No terceiro passe de roleteamento também aumenta a deformação. [Figura 45 (c)]. No quarto passe de roleteamento [Figura 45 (d)], uma camada é mais evidente, o que difere muito da subsuperfície dos grãos alongados. No quarto passe de roleteamento, é possível caracterizar três regiões distintas: uma superfície externa mais clara, uma faixa de grão deformada e alongada e, na sequência, os grãos da estrutura do material sem deformação. Observando as diferenças da primeira para a quarta passagem de roleteamento em temperatura ambiente, há uma clara diferença entre as camadas superficiais. Além disso, a microestrutura mostra uma camada externa (subsuperfície) bem definida no quarto passe de roleteamento, em uma cor mais clara quando comparada com o restante do material. Esta é uma possível indicação da camada chamada 'camada branca' (ROY et al., 2018). Nos corpos de prova trabalhados a 310 °C, referentes ao 1º e 2º passes, respectivamente, percebe-se como o aquecimento durante a operação pode afetar as deformações dos grãos na camada mais externa da subsuperfície. Para a microestrutura do corpo de prova que sofreu o terceiro passe de roleteamento, a deformação se intensifica, embora apresente uma espessura discreta da camada de deformação dos grãos na subsuperfície. Observa-se na microestrutura do quarto passe [Figura 45 (h)] que a deformação na subcamada não é tão clara. Com o aquecimento do material, um provável e discreto movimento dos planos cristalinos pode ter ocorrido, alterando a tensão e, portanto, não apresentando uma deformação plástica evidente. Nesse caso, o fenômeno do efeito 'retorno elástico' da deformação pode ter ocorrido (KUŁAKOWSKA e BOHDAL,2020).

A microestrutura do corpo de prova do terceiro passe foi a que melhor representou as camadas distintas na subsuperfície a 310 °C. A análise da microestrutura mostra claramente duas diferentes camadas na região subsuperficial: a primeira se estende da superfície até uma profundidade de aproximadamente 30 µm e a segunda apresenta grãos equivalentes ao material (usinado) mas ainda parcialmente deformado. Uma observação importante é que as camadas são diferentes das camadas observadas no roleteamento à temperatura ambiente. Assim, é possível inferir que quando a peça de Inconel 718 sofre endurecimento por roleteamento, há a formação de três camadas diferentes na subsuperfície da região. Os parâmetros que definirão as características dessas camadas são a carga aplicada, temperatura e o número de passes de

roleteamento. Embora o material tenha apresentado deformação crescente à medida que o número de passes aumenta, no quarto passe o aumento do endurecimento não foi evidente. Este fato pode ser atribuído ao limite de deformação do material para a carga de 500 N.

Uma análise da microestrutura foi realizada por MEV – Microscopia Eletrônica de Varredura FEI Inspect S50, junto ao Laboratório de caracterização estrutural Dema UFSCar. A observação detalhada de discordâncias é possível através do uso do sistema de EBSD (Electron Back Scattered Diffraction) que permite o mapeamento da orientação cristalográfica da superfície das amostras.

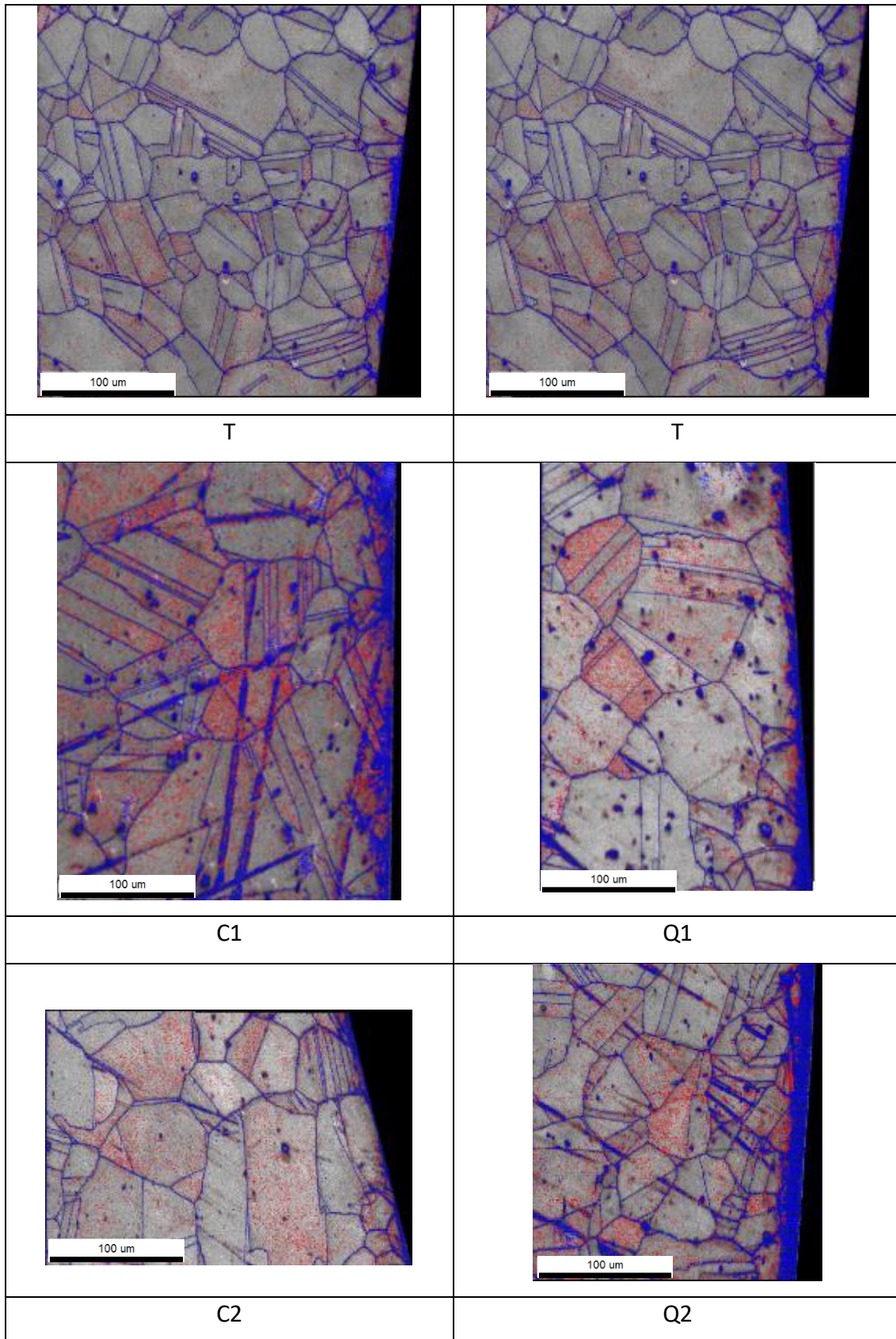
O FEI Inspect S50 possui detectores de EDS (Energy Dispersive X-ray Spectroscopy) para microanálise química que permite quantificação e mapeamento químico. Além disso, este MEV também possui um sistema de EBSD (Electron Back Scattered Diffraction) que permite o mapeamento da orientação cristalográfica da superfície das amostras.

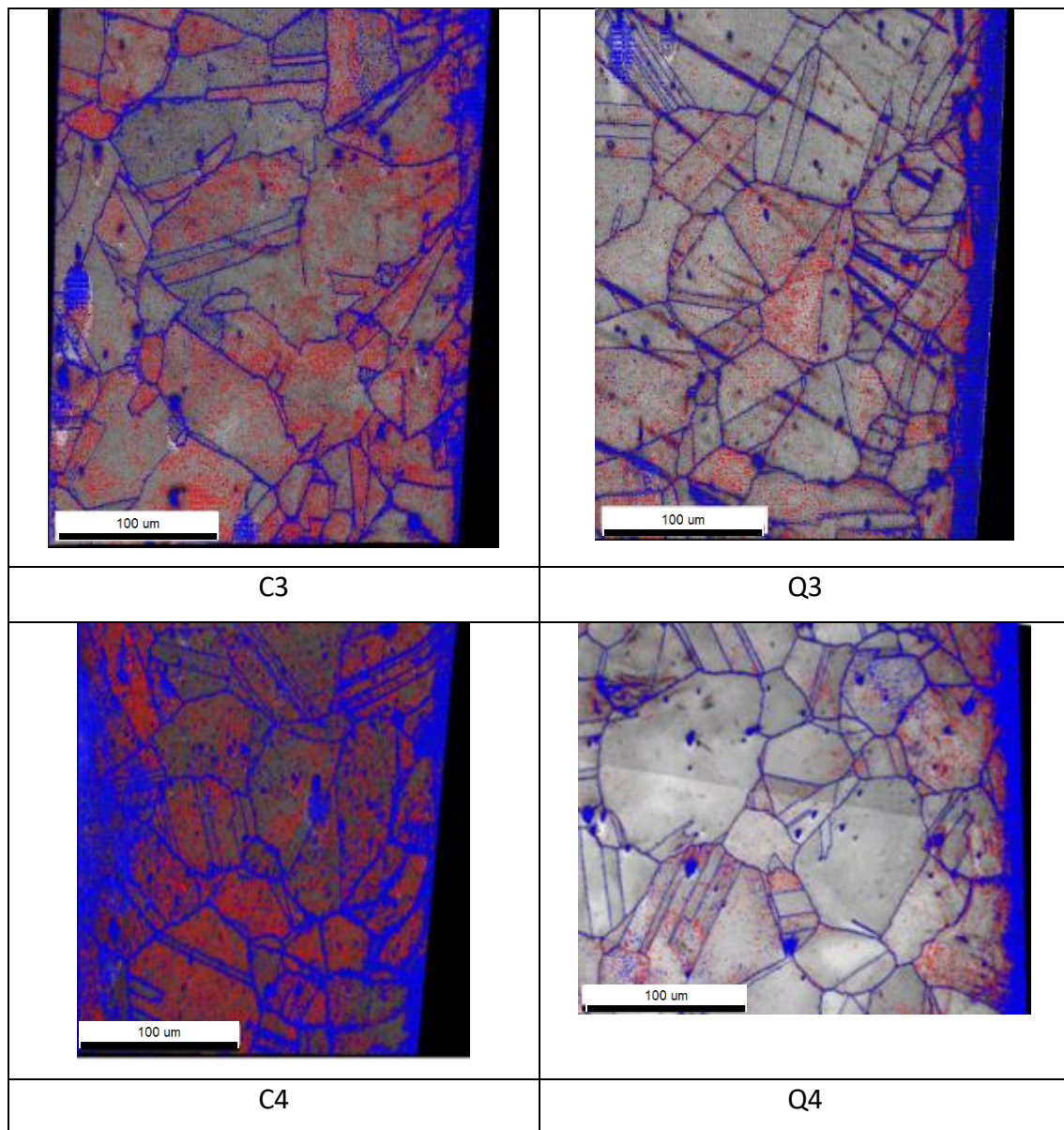
Os resultados dos testes EBSD foram importantes para analisar as estruturas dos grãos das amostras do Inconel 718 que passaram por diversos passes de roleteamento, bem como para avaliar as orientações cristalográficas desses mesmos grãos, com base no trabalho desenvolvido por Ahmadi et.al., (2018) com uma liga de titânio Ti6Al4V após tratamentos térmicos.

É importante considerar que a utilização desta técnica EBSD permite realizar análises de textura, determinando a diferença de orientação entre cada grão e seus vizinhos. Desta forma, pode-se obter a distribuição das diferenças de orientação do conjunto de grãos examinados.

Considerando que a difração de retroespalhamento de elétrons (EBSD) é uma técnica vantajosa para realizar análises microestruturais das superfícies usinadas, esta técnica forneceu informações sobre a estrutura do grão (tamanho e distribuição), características de contorno do grão (Figura 46). As análises aqui apresentadas referem-se a amostras de roleteamento a temperatura ambiente, aquecida com 4 passes e apenas torneada.

Figura 46 - Orientações cristalográficas





Fonte: Elaborada pelo próprio autor

- (15° a 65°) grãos com contornos de alto ângulo
- (2° a 5°) grãos com contornos de baixo ângulo

Uma análise da distribuição da orientação cristalográfica no plano observado pode ser obtida usando mapas de figura polar inversa (IPF). Para amostras não deformadas, é comum que esses mapas mostrem homogeneidade de cores no mesmo grão. Porém, para amostras deformadas, o padrão de qualidade das amostras diminui com o aumento do percentual de deformação (LOW, 2006).

A partir da amostra torneada (T) podemos observar que nos ensaios realizados na temperatura ambiente (C1 a C4) temos uma variação significativa nas orientações dos contornos de grãos nas regiões de bordas das amostras. Pode-se notar que a nessa faixa a coloração azul se intensifica, indicando uma possível recristalização dinâmica a frio pelo aumento dos contornos de alto ângulo (15° a 65°).

Existem muitos contornos de baixo ângulo (2° a 5°) – zona vermelha - nos grãos próximos à superfície, que indica uma maior deformação nesta região, que é bem característico do roleteamento. As linhas azuis (contornos de alto ângulo) identificadas na superfície podem ser efeito da recristalização dinâmica, que indicaria uma deformação muito severa na superfície. Pela formação de contornos de baixo ângulo, está nítido os efeitos dinâmicos em C3 do que em C4, tanto em intensidade quanto em profundidade.

Por sua vez, os ensaios a quente (Q1 a Q4) a 310°C não chega a se configurar como um típico ensaio aquecido. Pode classificá-lo como ensaio morno, no qual ocorre uma recuperação parcial da ductilidade do material e a tensão de deformação situa-se numa faixa intermediária entre a do trabalho a frio e a quente. Ressalta-se que as operações de roleteamento realizadas a 310°C não podem ser comparadas com as operações de conformação a quente (realizadas em temperaturas acima de $0,5T_f$ – onde T_f é a temperatura de fusão da liga). Assim, mesmo sendo uma temperatura não muito elevada, podemos sugerir, pela análise das imagens de Q1 a Q4, a ocorrência do efeito de recuperação dinâmica do material.

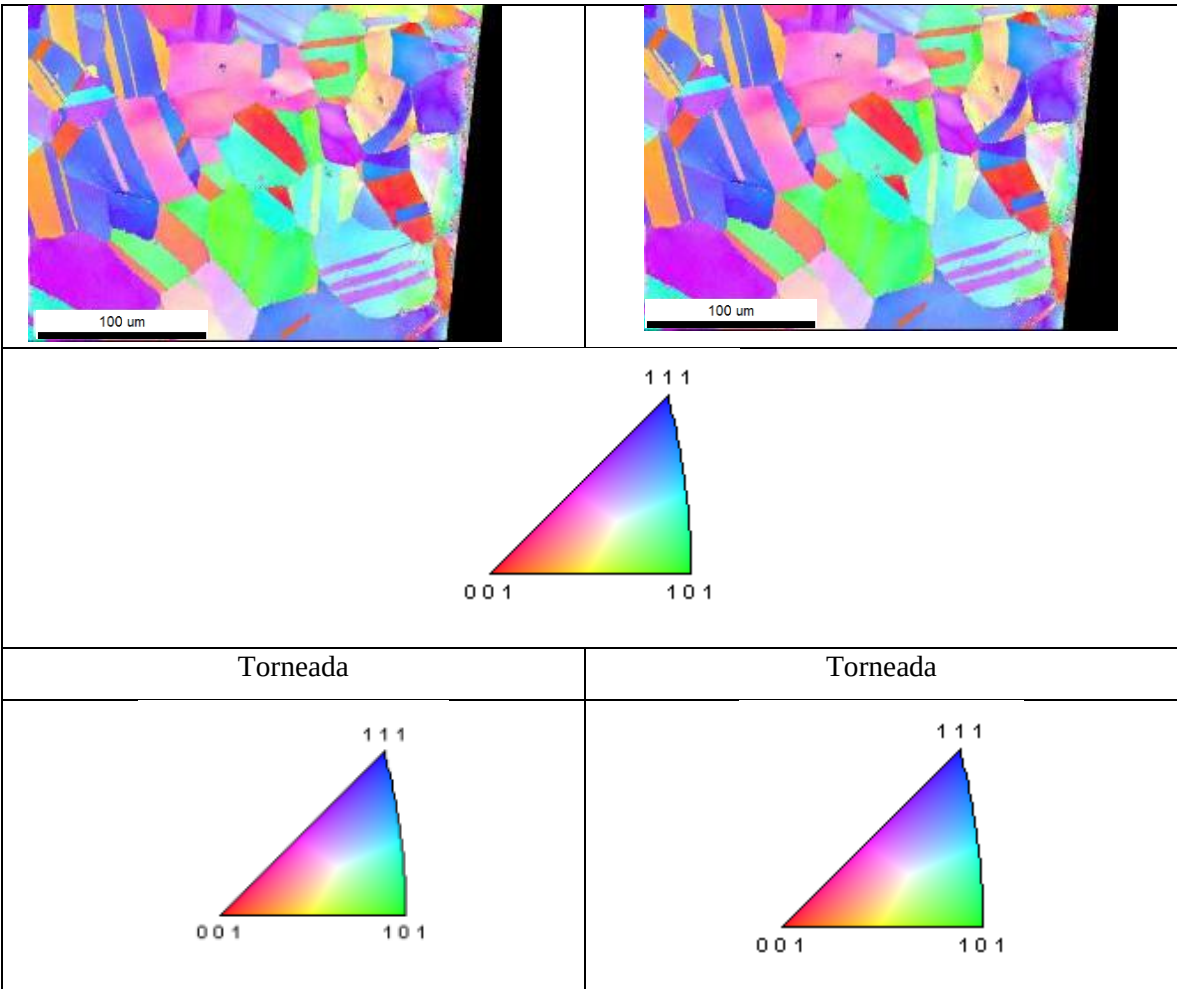
Uma análise mais aprofundada das estruturas de grãos observadas nas imagens da Figura 46 nos leva às imagens polarizadas (IPF) da Figura 47, também obtidas por EBSD. Pode-se notar na amostra Q4 que é possível que tenha ocorrido refinamento de grão, pois há uma forte tendência à reorientação dentro de um mesmo grão (cores diferentes dentro de um mesmo grão).

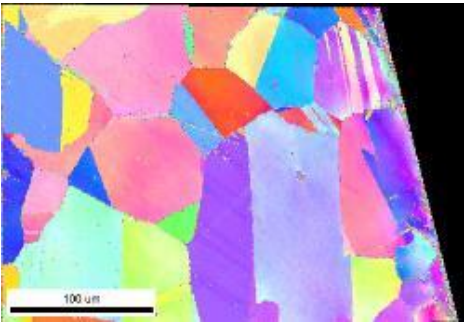
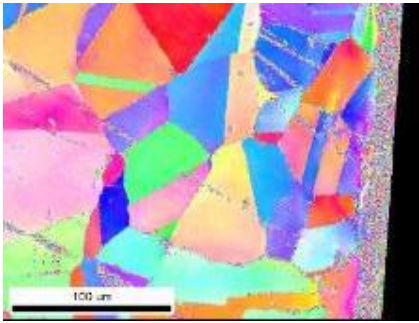
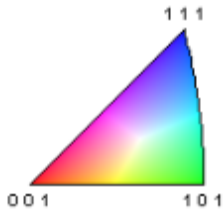
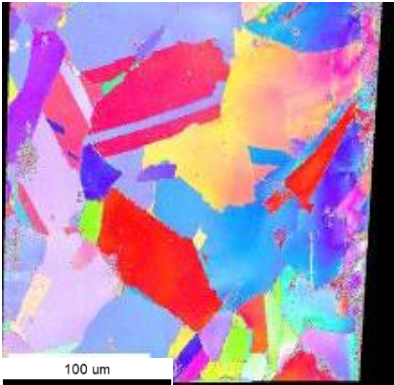
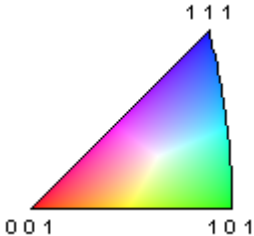
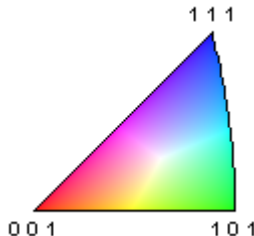
Uma constatação importante é que, bem próximo às bordas do material, onde a ação do roleteamento é mais intensa, pode-se observar uma faixa de cores difusas (mista – área pontilhada um tanto “porosa”), indicando orientações aleatórias dos grãos deformados. Ressalta-se que a visão proporcionada pelas imagens (nas bordas) da Figura 47 se deve ao fato do corte metalográfico nas amostras ter sido feito no sentido transversal ao material (perpendicular ao eixo principal do peça de trabalho) e não na direção longitudinal.

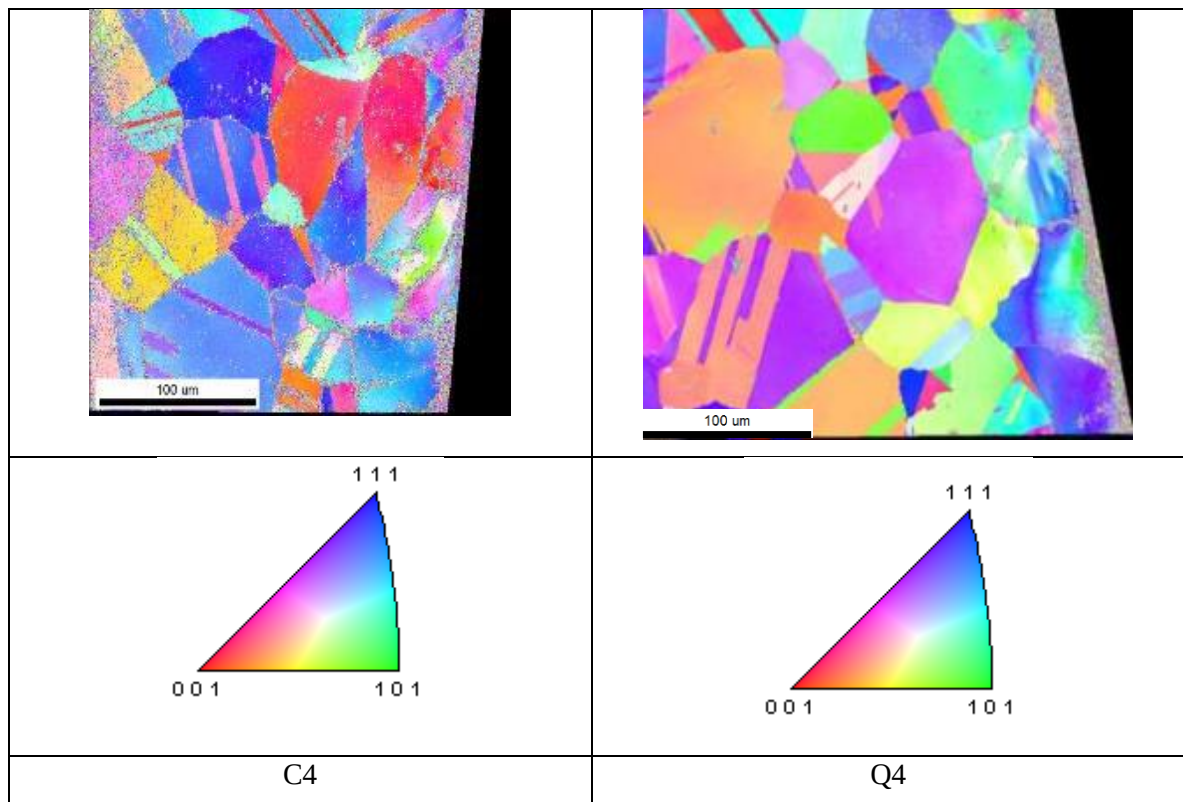
Contornos de baixo ângulo ($< 15^\circ$) formados durante o processo de roleteamento indicam o aumento da rotação entre regiões adjacentes com o acúmulo de discordâncias no contorno e justificam a viabilidade da formação de núcleos de recristalização por coalescência de subgrãos (KESTENBACH, 2003). Utilizando o mesmo programa de microscopia de imagem de orientação (OIM), foi possível quantificar a distribuição dos limites de contorno dos grãos categorizando os contornos em contornos de baixos ângulos (15°).

De acordo com Bruker Nano (2012), o mapa de polo inverso (IPF) é amplamente utilizado para exibir dados de orientação cristalográfica como um mapa. O mapa IPF forma a conexão entre o sistema de coordenadas de referência macroscópica e o sistema de coordenadas cristalográficas. Ou seja, um pixel em um mapa IPF é colorido com uma cor específica com base nas informações de orientação que contém em relação a um sistema de referência macroscópico. Os mapas de orientação mostrados na Figura 47 têm como referência o sentido de rolagem com o eixo Z (IPFZ), com o objetivo de padronizar os resultados.

Figura 47 - Orientações cristalográficas polarizadas



C1	Q1
	
	
C2	Q2
	
	
C3	Q3



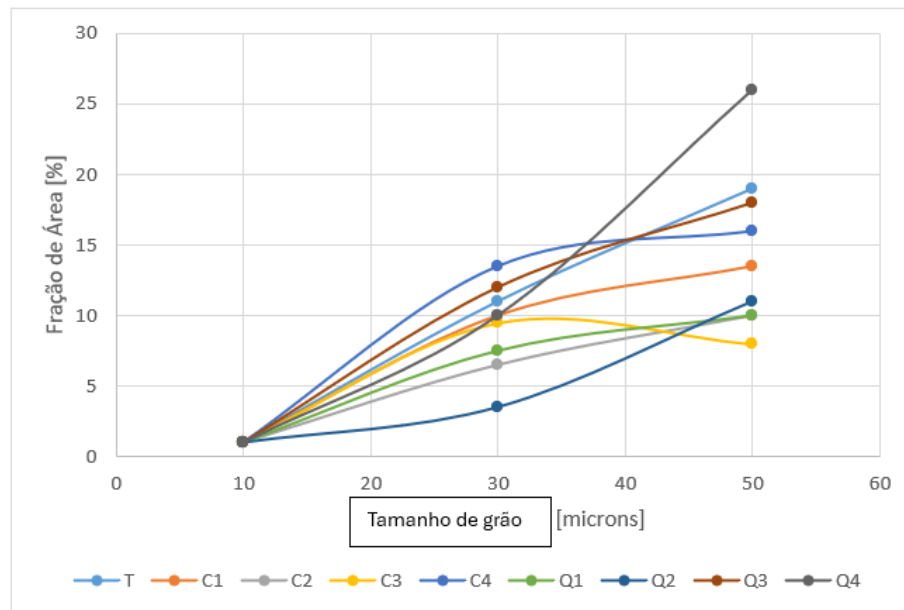
Fonte: Elaborada pelo próprio autor

As cores são selecionadas automática e aleatoriamente pelo programa e não estão relacionadas a nenhuma orientação. O mapa exibe a desorientação entre cada pixel de grão e a orientação média desse grão. Desta forma, é possível visualizar as mudanças de orientação dentro dos grãos através de uma escala de cores, onde azul significa que as mudanças de orientação são baixas, enquanto o vermelho representa desorientação próximo ao máximo da escala (BRUKER NANO, 2012).

Pode se notar na amostra Q4 que é possível que tenha havido refinamento, pois, observa-se uma forte tendência a reorientação no interior de um mesmo grão (distintas cores em um mesmo grão).

O comportamento do tamanho de grãos em cada amostra ensaiada está resumido no conjunto de gráficos da Figura 48.

Figura 48 - Tamanho médio dos grãos



Fonte: Elaborada pelo próprio autor

Legenda: T = amostra torneada. C1 a C4 amostras após operação de roleteamento variando de um a quatro passes de roleteamento na temperatura ambiente. Q1 a Q4 amostras após operação de roleteamento variando de um a quatro passes de roleteamento na temperatura de 310 °C.

Fazendo uma análise dos resultados obtidos nos gráficos acima, temos:

- a) ($D = 10 \mu\text{m}$) Para grãos pequenos (mesmo os com diâmetro menor que $10 \mu\text{m}$):
- Torneado: esses grãos ocupam uma fração da área analisada menor que 2%;
 - Temperatura ambiente 1 a 4 passes: padrão similar ao somente torneado, ou seja, esses grãos ocupam uma fração da área analisada menor que 2%;
 - Temperatura de 310°C de 1 a 4 passes: padrão similar ao somente torneado, ou seja, esses grãos ocupam uma fração da área analisada menor que 2%.

Assim, para grãos com $D = 10 \mu\text{m}$ (mesmo os com diâmetro menor que $10 \mu\text{m}$) a influência dos passes de roleteamento sobre seus tamanhos, quando comparados com o material apenas torneado, mostrou-se insignificativa. O tamanho médio dos grãos permaneceu o mesmo.

- b) Grão com ($10 \mu\text{m} < D < 30 \mu\text{m}$):
- Torneado: a fração da área analisada ocupada por esses grãos varia de 2% a 10%

- Temperatura ambiente (C1 a C4):
- 1 passe (C1): a fração da área analisada ocupada por esses grãos varia de 2% até 10%
- 2 passes (C2): a fração da área analisada ocupada por esses grãos varia de 2% até 8%
- 3 passes (C3): a fração da área analisada ocupada por esses grãos varia de 2% até 9%
- 4 passes (C4): a fração da área analisada ocupada por esses grãos varia de 2% até 10%
- Temperatura de 310 °C:
- 1 passe (Q1): a fração da área analisada ocupada por esses grãos varia de 2% até 7%
- 2 passes (Q2): a fração da área analisada ocupada por esses grãos varia de 2% até 12%
- 3 passes (Q3): a fração da área analisada ocupada por esses grãos varia de 1% até 6%
- 4 passes (Q4): a fração da área analisada ocupada por esses grãos varia de 1% até 9%.

Logo, para grãos com ($10 \mu\text{m} < D < 30 \mu\text{m}$) os roleteamentos na temperatura ambiente (independe do número de passes) teve influência insignificante sobre a fração de área ocupada pelos grãos dessa dimensão, indicando que eles não foram afetados (no diâmetro) pelas operações de roleteamento. Na temperatura de 310 °C houve uma discreta variação da fração de área ocupada pelos grãos nessa faixa de dimensão diametral, porém de baixo impacto.

- c) Grãos com ($30 \mu\text{m} < D < 50 \mu\text{m}$):
- Torneado: a fração da área analisada ocupada por esses grãos varia de 10% a 26%
 - Temperatura ambiente:
 - 1 passe (C1): a fração da área analisada ocupada por esses grãos varia de 10% até 17%
 - 2 passes (C2): a fração da área analisada ocupada por esses grãos varia de 8% até 11%
 - 3 passes (C3): a fração da área analisada ocupada por esses grãos varia de 9% até 11%
 - 4 passes (C4): a fração da área analisada ocupada por esses grãos varia de 10% até 18%
 - Temperatura de 310 °C:
 - 1 passe (Q1): a fração da área analisada ocupada por esses grãos varia de 7% até 16%
 - 2 passes (Q2): a fração da área analisada ocupada por esses grãos varia de 12% até 19%
 - 3 passes (Q3): a fração da área analisada ocupada por esses grãos varia de 6% até 20%
 - 4 passes (Q4): a fração da área analisada ocupada por esses grãos varia de 9% até 26%

Assim, para grãos com ($30 \mu\text{m} < D < 50 \mu\text{m}$) as operações de roleteamento na temperatura ambiente tiveram um forte impacto sobre a variação da fração de área ocupada por grãos dessa dimensão, comparados com os do apenas torneado. Houve uma queda significativa na fração

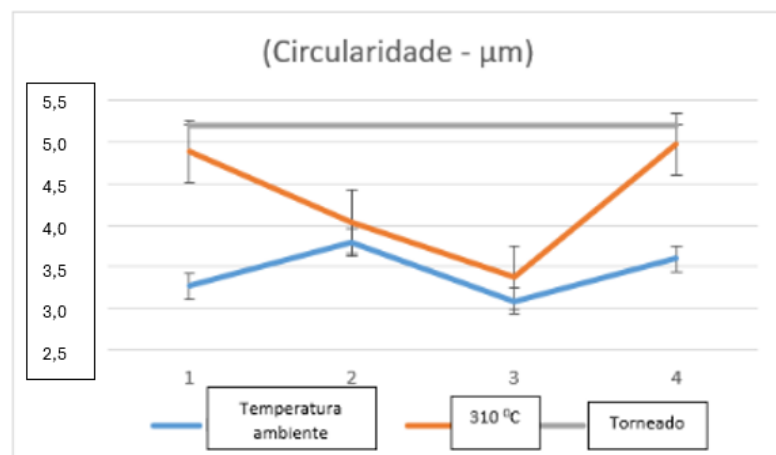
de área ocupada principalmente para os grãos de maiores diâmetros (até 50 μm) cuja participação caiu de 26% no torneado para 11% nas operações de 2 e 3 passes de roleteamento.

Quando se analisa a temperatura de 310 °C, as variações mais significativas são observadas para o primeiro passe (caiu de 10-26% para 7-16% da fração de área) e no segundo passe variou de 10-26% para 12-19% da fração de área – comparados com o torneado. Observa-se que no quarto passe a 310 °C, a fração de área ocupada pelos grãos nessa faixa de ($30 \mu\text{m} < D < 50 \mu\text{m}$) é similar ao do material apenas torneado, indicando um provável esgotamento do processo de deformação superficial, com plena recuperação dos grãos superficiais.

Assim, para grãos com 50 μm de diâmetro, em todas as situações de teste, com exceção de Q4, a fração de área ocupada por estes grãos diminuiu. A situação mais notável é a Q4, onde a fração de área dos grãos de 50 μm atingiu 26%, muito superior até mesmo ao torneamento (T), que apresentou uma fração de área ocupada de pouco mais de 19% para este tamanho de grão. Assim, há um forte indício de que, para a operação roleteamento com quatro passes, associada à temperatura de 310 °C e ao tempo que o material permaneceu nessa temperatura para que os quatro passes pudessem ocorrer, o fenômeno da recristalização dinâmica dos grãos foi proeminente.

4.5 Circularidade

Figura 49 - Desvio de Circularidade (RONp + RONv). (1) Um passe de roleteamento; (2) dois passes de roleteamento; (3) três passes de roleteamento e (4) quatro passes de roleteamento.



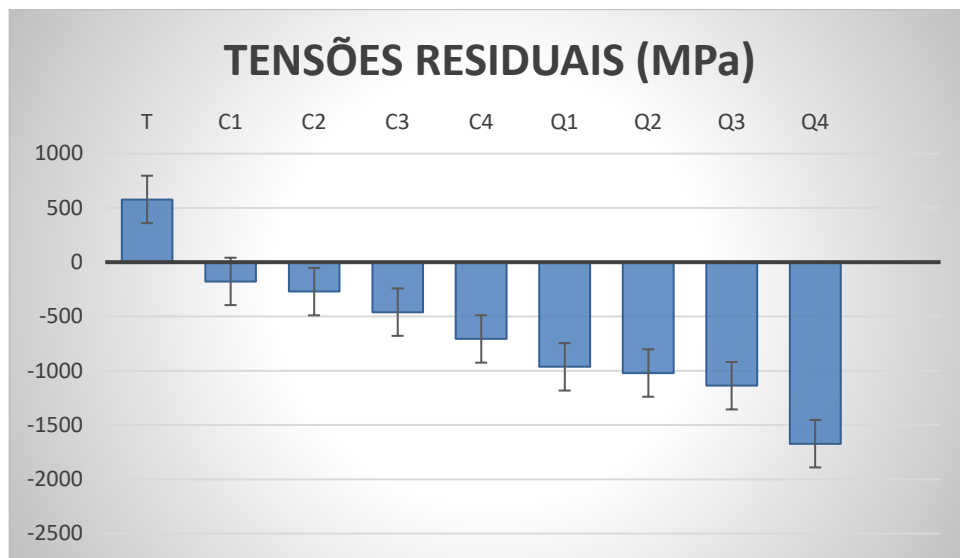
Fonte: Elaborada pelo próprio autor

O corpo de prova torneado apresentou um desvio de circularidade médio ($RONp + RONv$) de $5,20\text{ }\mu\text{m}$. O desvio de circularidade dos corpos de prova trabalhados à temperatura ambiente e a $310\text{ }^{\circ}\text{C}$ apresentou valores inferiores ao da amostra torneada. Para a amostra de roleteamento em temperatura ambiente, o desvio de circularidade para as quatro passagens é menor do que a observada na amostra com aquecimento. Ou seja, o aumento da temperatura induz um maior desvio de circularidade do corpo de prova. Portanto, a operação de roleteamento com aquecimento não é favorável para melhorar a circularidade do corpo de prova. Observou-se no corpo de prova em temperatura ambiente um comportamento de ‘zigue-zague’ (Figura 49) com as mudanças do número de passes. O desvio de circularidade aumentou no segundo e quarto passes e tiveram valores menores no primeiro e terceiro passes. Para a amostra a 310°C , o desvio de circularidade diminuiu significativamente entre o primeiro e o terceiro passe, mas cresceu desproporcionalmente no quarto passe. A explicação para esta variação é que, no quarto passe, o efeito da temperatura de $310\text{ }^{\circ}\text{C}$ na amostra adicionada à carga de roleteamento (500 N) foi mais intensa e causou maior deformação, comprometendo a circularidade do corpo de prova. Os resultados indicam que o número ideal de operações de passes de roleteamento a $310\text{ }^{\circ}\text{C}$ são três, pois os menores valores de rugosidade (cerca de $0,1\text{ }\mu\text{m}$) e os menores valores de desvio de circularidade obtidos foram (cerca de $3,4\mu\text{m}$). Por sua vez, esses mesmos resultados indicam que o número ideal de passes de roleteamento à temperatura ambiente é apenas um passe, pois com um passe, os menores valores de rugosidade (cerca de $0,24\text{ }\mu\text{m}$) e o menor valor de desvio de circularidade (cerca de $3,3\mu\text{m}$) foram alcançados. O corpo de prova torneado tem um perfil de desvio de circularidade uniforme ao longo de todo o seu perímetro. O perfil indicado em temperatura ambiente e 1 passe mostra claramente que a operação de roleteamento deformou todo o perímetro do corpo de prova, dando uma forte indicação, quando comparado aos demais perfis, de que apenas um passe de roleteamento é suficiente para ajustar a circularidade. Por sua vez, nos ensaios a $310\text{ }^{\circ}\text{C}$ nota-se que para $310\text{ }^{\circ}\text{C}$ e 3 passe de roleteamento o perfil de desvio de circularidade foi melhor do que os outros.

4.6 Tensão residual

A Figura 50 mostra os resultados obtidos de tensão residual.

Figura 50 - Medidas de tensão residual no Inconel 718 após operações de roleteamento.



Fonte: Elaborada pelo próprio autor

O que se constata é que as operações de roleteamento geram tensões residuais de compressão desde o primeiro passe a temperatura ambiente (C1) até ao quarto passe a quente (Q4), com intensidade decrescente (no sentido de compressão – valores negativos). De maneira análoga aos resultados obtidos com a nanodureza na seção transversal da peça, a tensão residual também cresce com o aumento do número de passes com exceção do último passe que tem uma diminuição na dureza. Após o torneamento da peça, verifica-se que a tensão residual é de tração e, considerando os demais valores medidos, sua intensidade é a mais elevada. Logo após o primeiro passe de roleteamento, a tensão de tração é anulada. As tensões mudam de natureza, tornando de compressão, e seus valores progressivamente aumentam com o aumento do número de passes. No caso do roleteamento a quente, desde o primeiro passe, as tensões tornam-se de compressão e seus valores também aumentam com o aumento do número de passes, mas com intensidades maior que no processo a temperatura ambiente.

5 CONCLUSÕES

Após a realização de todos os processos aplicados para caracterizar a superfície e a subsuperfície do corpo de prova de Inconel 718 submetido a operações de roleteamento com as variáveis aplicadas (temperatura, número de passes e carga de 500N) levaram às seguintes conclusões:

A ferramenta de roleteamento com uso de rolamento cerâmico se mostrou-se adequada, resistindo aos esforços mecânicos, o que também proporcionou a possibilidade de inclinação, minimizando a área de contato entre a peça/ferramenta, sendo o ângulo de 45° o que gerou os melhores resultados, e o novo suporte permitiu maior aproveitamento do comprimento da peça;

As resistências elétricas de quartzo utilizadas e a subsequente temperatura por elas gerada na superfície da peça, aproximadamente 310 °C, demonstraram ser capazes de afetar o processo de roleteamento, embora o Inconel 718 seja um material com alta resistência ao calor e difícil de trabalhar;

O roleteamento reduziu o valor médio de Ra em pelo menos 80% em relação à superfície torneada na operação realizada a 310 °C sendo mais efetiva do que o processo a temperatura ambiente 60% em relação a superfície torneada.

Em relação à circularidade, as operações de roleteamento reduziram os desvios de circularidade, porém após o terceiro passe de roleteamento a temperatura de 310 °C gera um desvio de circularidade maior no corpo de prova. Portanto, sucessivos passes na operação aquecida não são favoráveis para melhorar a circularidade do corpo de prova;

Em relação aos passes de roleteamento na temperatura ambiente, os resultados indicam que o número de passes ideal são três passes, pois com esse número de passes obtém-se os menores valores de rugosidade e menor valor de desvio de circularidade. Por sua vez, o número de passes ideal para roleteamento nas operações a 310 °C é apenas um passe, pois com um passe obteve-se os menores valores de rugosidade e menor valor de desvio de circularidade e tensão residual de compressão;

Em relação às microestruturas, os ensaios de roleteamento indicaram a presença de precipitados na zona de deformação plástica alterando a direção de contorno de grãos, e sendo um indicador relevante de que a presença dessas partículas também contribui para aumentar a resistência mecânica da região subsuperficial do Inconel 718;

Os resultados do EBSD mostram que, a partir das operações de roleteamento à temperatura ambiente, houve uma variação significativa nas orientações dos contornos de grão

nas regiões de borda das amostras com a possível ocorrência de recristalização dinâmica a frio devido ao aumento nos contornos de alto ângulo (15° a 65°). Por sua vez, existem muitos contornos de baixo ângulo (2° a 5°) nos grãos próximos à superfície, o que indica que há maior deformação nesta região, o que é muito característico das operações de roleteamento;

Comparando a dureza da camada subsuperficial da peça nas duas temperaturas, verificou-se que eram necessários dois passes à temperatura ambiente para obter uma dureza maior que a obtida no primeiro passe a 310°C e o roleteamento convencional introduziu dureza 25% maior, enquanto o roleteamento aquecido obteve um aumento de 31%.

SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS

- Avaliação do desgaste da ferramenta no processo convencional e aquecido.
- Utilizar corpos de provas torneados com diferentes rugosidades para fazer o roleteamento.
- Análise da resistência mecânica para peças torneadas e roleteadas nos processos convencional e a quente.
- Realizar simulação por elementos finitos da tensão residual no corpo de prova para avaliar o processo de roleteamento aquecido em relação ao convencional.
- Medição da tensão residual por camadas em diferentes profundidades crescentes.
- Realizar ensaios de tração nos corpos de prova roleteados para comparar com outros corpos de provas para avaliar a resistência mecânica.

Produção bibliográfica

Nesta seção são apresentados os artigos relacionados ao tema da pesquisa de doutorado, produzidos durante o período de matrícula no programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Unesp Bauru.

Casarin, Samuel José; **Godoi, E. L.**; de Ângelo Sanchez, Luiz Eduardo; Alcantara, a. C. M.; gonçalves, a.c.s, a. C. **Analysis of the inconel 718 properties after roller burnishing.** International journal of machining and machinability of materials (print), v. 24, p. 466-490, 2022. DOI: 10.1504/IJMMM.2022.128464

Casarin, Samuel José; de Ângelo Sanchez, Luiz Eduardo; Bianchi, Eduardo Carlos; Scalon, Vicente Luiz; Fragelli, Renan Luis; **de Godoi, Eduardo Luiz**; Cindra Fonseca, Maria da Penha. **Effect of burnishing on inconel 718 workpiece surface heated by infrared radiation.** Materials and manufacturing processes, v. 36, p. 1853-1864, 2021. doi.org/10.1080/10426914.2021.1926494

José Casarin, Samuel; Eduardo de Ângelo Sanchez, Luís; **Luiz de Godoi, Eduardo. Influência do roller burnishing na rugosidade e na circularidade de um eixo de inconel 718.** In: xxiv colóquio de usinagem, 2022, Curitiba. Anais do colóquio de usinagem. Curitiba: even3, 2022. DOI 10.29327/usinagem.472405

Godoi, E. L.; Casarin, Samuel José; Goncalves, G. M. B., de Ângelo Sanchez, Luiz Eduardo; **Relationship of the roller burnishing process parameters with the surface and subsurface properties of Inconel 718."**, which you submitted to The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, v. 11, p. 23, 2023. DOI: 10.21203/rs.3.rs-3306959/v1

REFERÊNCIAS

- A. SEQUERA, C. H. FU, Y. B. GUO, and X. T. WEI, “**Surface Integrity of Inconel 718 by Ball Burnishing,**” J. Mater. Eng. Perform., vol. 23, no. 9, pp. 3347–3353, 2014.
- ABRÃO, A. M. DENKENA, B.; BREIDENSTEIN, B.; MÖRKE, T. **Surface and subsurface alterations induced by deep rolling of hardened AISI 1060 steel.** Production Engineering, v. 8, n. 5, p. 551–558, out. 2014b.
- ABRÃO, A. M.; DENKENA, B.; KOEHLER, J.; BREIDENSTEIN, B.; MÖRKE, T. **Alterações superficiais e subsuperficiais induzidas no aço alto carbono C60 pela operação de roleteamento.** In: VIII Congresso Nacional de Engenharia Mecânica, 2014, Uberlândia. Anais do VIII Congresso Nacional de Engenharia Mecânica. Rio de Janeiro ABCM, 2014. p. 663.
- ABRÃO, A. M.; DENKENA, B.; KÖHLER, J.; BREIDENSTEIN, B.; MÖRKE, T.; RODRIGUES, P. C. M. **The influence of heat treatment and deep rolling on the mechanical properties and integrity of AISI 1060 steel.** Journal of Materials Processing Technology, v. 214, n. 12, p. 3020–3030, dez. 2014c.
- AGOSTINHO, O. L.; RODRIGUES, C. d. S.; LIRANI, J. **Tolerâncias, ajustes, desvios e análise de dimensões.** São Paulo: Blucher, 2020.
- AKCA, E.; GURSEL, A. **A Review on Superalloys and IN718 Nickel-Based INCONEL Superalloy.** Periodicals of Engineering and Natural Sciences, v. 3, n. 1, p. 15-27, 2015.
- AKKURT, A. **Comparison of Roller Burnishing Method with Other Hole Surface Finishing Processes Applied on AISI 304 Austenitic Stainless Steel.** Journal of materials engineering and performance, v. 20, n. 6, p. 960-968, 2011.
- AKKURT, A.; OVALI, İ. **Improving the surface topography of mild steel with the burnishing process.** International Journal of Materials Research, v. 105, n. 10, p. 1004-1016, 2014.
- AL-QAWABEHA, U.; EID AL-RAWAJFEH, A.; AL-SHAMAILEH, E. **Influence of roller burnishing on surface properties and corrosion resistance in steel.** Anti-Corrosion Methods and Materials, v. 56, n. 5, p. 261-265, 2009.

ANBARASAN N, GUPTA B. K., PRAKASH S, MUTHUKUMAR P, OYYARAVELU R, JOHN FELIX K. R., JEROME S. **Effect of Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of Inconel 718**. *Materials Today: Proceedings* 5 (2018) 7716–7724

ANDERSON M., THIELIN A.L., THIELIN, F., BRIDIER, P., BOCHER, J., SAVOIE. **δ phase precipitation in Inconel 718 and associated mechanical properties**. *Materials Science Eng. A* 679 (2017) 48–55

ARZT, E.; SINGER, R. F. The effect of grain shape on stress rupture of the oxide dispersion strengthened superalloy INCONEL MA 6000. **Proceedings of the Seven Spring Conference on Superalloys, The Metallurgical Society of AIME**, Warrendale, PA, pp. 367-76, 1984.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. NBR 6409: **Tolerâncias geométricas – Tolerâncias de forma, orientação, posição e batimento – Generalidades, símbolos, definições e indicações em desenho**. Rio de Janeiro: ABNT, 1997.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. NBR ISO 4287: **Especificações geométricas do produto (GPS) - Rugosidade: Método do perfil - Termos, definições e parâmetros da rugosidade**. Rio de Janeiro: ABNT, 2005.

AVILÉS, R; ALBIZURI, J.; RODRÍGUEZ, A.; LACALLE, L. L. **Influence of low-plasticity ball burnishing on the high-cycle fatigue strength of medium carbon AISI 1045 steel**. *International journal of fatigue*, v. 55, p. 230-244, 2013.

AZARBARMAS M., AGHAIE-KHAFRI M., CABRERA J.M., CALVO J. **Dynamic recrystallization mechanisms and twinning evolution during hot deformation of Inconel 718**. *Materials Science & Engineering A* 678 (2016) 137–152.

Baldin, V., Baldin, C.R.B., Machado, A.R. *et al.* **Machining of Inconel 718 with a defined geometry tool or by electrical discharge machining**. *J Braz. Soc. Mech. Sci. Eng.* **42**, 265 (2020). <https://doi.org/10.1007/s40430-020-02358-7>

BALLAND, P.; TABOUROT, L.; DEGRE, F.; MOREAU, V. **An investigation of the mechanics of roller burnishing through finite element simulation and experiments**. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, v. 65, p. 29-36, 2013.

BARROW, G. **Use of electric current for hot machining of high strength steels**. *Machinery and Production Engineering*, v. 114, p. 370-374, 1969.

BEI, H., XIA, Y.Z., BARABASH, R.I., GAO, Y.F. **A tale of two mechanisms: Strain-softening versus strain-hardening in single crystals under small stressed volumes.** Scripta Materialia, Vol.110, 1 January 2016, Pages 48-52.

<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2015.07.043>

BLASÓN, S.; RODRÍGUEZ, C.; BELZUNCE, J.; SUÁREZ, C. **Fatigue behaviour improvement on notched specimens of two different steels through deep rolling, a surface cold treatment.** Theoretical and Applied Fracture Mechanics, v. 92, p. 223–228, dez. 2017.

BOOZARPOOR, M., TEIMOURI, R. **Parametric study of multi-roller rotary burnishing process.** International Journal of Lightweight Materials and Manufacture, Vol. 4, Issue 2, June 2021, Pages 179-194. <https://doi.org/10.1016/j.ijlmm.2020.10.001>

BOSHEH, S. S.; MANTIVEGA, P. T. **White layer formation in hard turning of H13 tool steel at high cutting speed using CBN tolling.** International Journal of Machine Tools & Manufacture, Vol: 46, n. 0, p. 225-233, Manchester: 2005.

BORYSENKO, D., WELZEL, F., KARPUSCHEWSKI, B., KUNDRÁK, J., VOROPAI, V. **Simulation of the burnishing process on real surface structures.** Precision Engineering, Vol. 68, March 2021, Pages 166-173. <https://doi.org/10.1016/j.precisioneng.2020.12.004>

BREZEANU, Lígia C. **Contact stresses between two cylindrical bodies: cylinder and cylindrical cavity with parallel axes – Part I: Theory and FEA 3D modeling.** Procedia Technology 19 (2015) 169-176.

BROITMAN, E. **Indentation Hardness Measurements at Macro-, Micro-, and Nanoscale: A Critical Overview.** Tribology Letters, v. 65, n. 1, p. 23, 28 dez. 2016

BRUKER NANO GmbH. **QUANTAX CrystAlign.** User Manual. 1.ed. Berlin, Germany. 121p, 2012.

BUSH, G. F.; ALMEN, J. O.; DANSE, L. A.; HEISS, J. P. How, when and by whom was mechanical prestressing discovered. Society of Automotive Engineers, p. 1–14, 1962.

CALLISTER, W. D. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução.** 5 a edição ed. Rio de Janeiro: LTC, 2002.

CAPELLO E. **Residual stresses in turning Part I:** Influence of process parameters. Journal of Materials Processing Technology 160 (2005) 221–228.

CAPELLO E. **Residual stresses in turning. Part II:** Influence of the machined material. Journal of Materials Processing Technology 172 (2006) 319–326

CARUSO S., UMBRELLO D., OUTEIRO J.C., FILICE L., MICARI F. **An experimental investigation of residual stresses in hard machining of AISI 52100 steel.** Procedia Engineering 19 (2011) 67 – 72. www.sciencedirect.com Procedia Engineering Procedia Engineering 1st CIRP Conference on Surface Integrity (CSI)

CASARIN, S.J., GODOI, E.L., SANCHEZ L.E.A., ALCANTARA, A. C. M., GONÇALVES, A. C ; **Analysis of the Inconel 718 properties after roller burnishing.** Int. J. Machining and Machinability of Materials, Vol. 24, No. 6, 2022 466-490

CASTRO, C. A. C. **Estudo do comportamento à fadiga de metais dentro e fora da água na presença da pressão hidrostática.** Tese de Doutorado. Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, Minas Gerais, 2007.

CHAMANFAR A., SARRAT L., JAHAZI M., ASADI M., WECK A., KOUL A.K. **Microstructural characteristics of forged and heat-treated Inconel-718 disks.** Materials Design 52 (2013) 791–800

CHAUDHARI, P.; AWARI, G. K.; KHANDARE, S. S. **Investigation of effectiveness of combined turning and burnishing operations performed on lathe machine on an aluminium alloy for the modification of surface texture.** International Research Journal of Engineering and Technology, v. 2, n. 6, p. 1316-1320, 2015.

CHEN, C. H.; SHIOU, F.-J. **Determination of optimal ball-burnishing parameters for plastic injection moulding steel.** The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, v. 21, n. 3, p. 177-185, 2003.

CHEN, N. N. S.; LO, K. C. **Factors affecting tool life in hot machining of alloy steels,** International Journal of Machine Tools & Manufacture, v. 14, p. 161-173, 1974.

CHOMIENNE, V.; VALIORGUE, F.; RECH, J.; VERDU, C. **Influence of ball burnishing on residual stress profile of a 15-5PH stainless steel.** CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology, v. 13, p. 90-96, 2016.

CHOU, Y. K. & EVANS, C. J. (1999) – **White Layers and Thermal Modeling of Hard Turned Surfaces** – **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, vol. 39, p.: 1863-1881.

CINDRA FONSECA, M. P. **Evolução do Estado de Tensões Residuais em Juntas Soldadas de Tubulação Durante Ciclos de Fadiga**, Tese de Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, COPPE/UFRJ, 2000.

COBANOGLU, T.; OZTURK, S. **Effect of burnishing parameters on the surface quality and hardness.** Journal of Engineering Manufacture, v. 9, p. 1-9, 2014.

COBANOGLU, T.; OZTURK, S. Effect of burnishing parameters on the surface quality and hardness. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture**, v. 229, n. 2, p. 286-294, 2015.

COGORNO, G. R. **Geometric Dimensioning and Tolerancing for Mechanical Design.** 3. ed. [S.l.]: McGraw Hill, 2006.

Cole, J.; **What Is Roller Burnishing?** Modern Mach Shop. 2018, 90(9), 60–61. [Google Scholar]

D'ADDONAA, D.M.; SUNIL, J.; NARKEC, M.; **High speed machining of Inconel 718: tool wear and surface roughness analysis.** Procedia CIRP 62 (2017) 269 – 274.

DENKENA, B.; BREIDENSTEIN, B.; DE LEON, L.; DEGE, J. **Development of combined manufacturing technologies for high-strength structural components.** Advanced Materials Research. Trans Tech Publications, v. 137, p. 219-246, 2010.

DEVILLEZ A., LE COZ G., DOMINIAK S., DUDZINSKI D. **Dry machining of Inconel 718: workpiece surface integrity.** Journal of Materials and Process Technology. 211 (2011) 1590–1598

DIETER, G. E. **Mechanical Metallurgy.** 1. ed. [S.l.]: McGraw-Hill Book Company, 1961.

DIETER, G.E. (1976) **Mechanical Metallurgy**, McGraw-Hill, Inc., London, UK.

DIETER, G.E. **Metalurgia Mecânica**. Rio de Janeiro: Guanabara Dois. Cap. 4, 1981.

DUCKI, J. K. **Analysis of the Precipitation and Growth Processes of the Intermetallic Phases in an Fe-Ni Superalloy**. Intech. Superalloys. 2015

EL-AXIR M.H. **An investigation into roller burnishing**. International Journal of Machine Tools and Manufacture, v. 40, n. 11, p. 1603-1617, 2000.

EL-AXIR, M. H. **An investigation into the ball burnishing of aluminium alloy 6061-T6. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture**, v. 221, n. 12, p. 1733-1742, 2007.

EL-AXIR, M.H., OTHMANB, O.M., ABODIENA, A.M. **Improvements in out-of-roundness and microhardness of inner surfaces by internal ball burnishing process**. Journal of Materials Processing Technology 196 (2008) 120–128.
doi:10.1016/j.jmatprotec.2007.05.028

EL-KHABEERY, M. M.; EL-AXIR, M. H. **Experimental techniques for studying the effects of milling roller-burnishing parameters on surface integrity**. International Journal of Machine Tools and Manufacture, v. 41, n. 12, p. 1705-1719, 2001.

EL-TAWHEEL, T. A.; EL-AXIR, M. H. **Analysis and optimization of the ball burnishing process through the Taguchi technique**. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, v. 41, n. 3-4, p. 301-310, 2009.

EL-TAYEB, N. S. M.; LOW, K. O.; BREVERN, P. V. **Influence of roller burnishing contact width and burnishing orientation on surface quality and tribological behaviour of Aluminium 6061**. Journal of materials processing technology, v. 186, n. 1, p. 272-278, 2007.

FIGUEIREDO DOS SANTOS, F., DA COSTA SILVA, S., ABRÃO, A. M., DENKENA, B., BREIDENSTEIN, B., & Meyer, K. (2021). **Influence of the Carbon Content on the Surface Integrity of Deep Rolled Steels**. Journal of Tribology, 143(8), 081702.

FITZPATRICK, M. E.; FRY, A. T., HOLDWAY, P.; KANDIL, F. A.; SACHLETON, J.; SUMOMINEN, L. **Determination of residual stresses by X-ray diffraction**. 2005.

FU, T., PENG, X., CHEN, X., WENG, S., HU, N., LI, Q., WANG, Z. **Molecular dynamics simulation of nanoindentation on Cu/Ni nanotwinned multilayer films using a spherical indenter.** *Scientific Reports*, 2016, | 6:35665 | DOI: 10.1038/srep35665

GEORGE Z. VOYIADJIS, MOHAMMADREZA YAGHOUBI, **Size and strain rate effects in metallic samples of confined volumes: Dislocation length distribution**, *Scripta Materialia*, Volume 130, 2017, Pages 182-186, ISSN 1359-6462, <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2016.12.001>.
(<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S135964621630598X>)

GHARBI, F.; SGHAIER, S.; HAMDI, H.; BENAMEUR, T. **Ductility improvement of aluminum 1050A rolled sheet by a newly designed ball burnishing tool device.** *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, v. 60, n. 1-4, p. 87-99, 2012.

GHARBI, F.; SGHAIER, S.; HAMDI, H.; BENAMEUR, T. **Ductility improvement of aluminum 1050A rolled sheet by a newly designed ball burnishing tool device.** *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, v. 60, n. 1-4, p. 87-99, 2012.

GHODAKE, A. P.; RAKHADE, R. D.; MAHESHWARI, A. S. **Effect of Burnishing Process on Behavior of Engineering Materials-A Review.** *IOSR Journal of Mechanical and Civil Engineering (IOSR-JMCE)*, v. 5, n. 5, p. 09-20, 2013.

GIGGINS, C. S.; PETTIT, F. S. **The effect of alloy grain-size and surface deformation on the selective oxidation of chromium in Ni-Cr alloys at temperatures of 900 and 1100o C (Ni-Cr alloys effects of grain size and surface deformation on oxidation properties at high temperature).** *METALLURGICAL SOCIETY OF AIME, TRANSACTIONS*, v. 245, p. 2509-2514, 1969.

GILL A., TELANG A., MANNAVA S.R., QIAN D., PYOUN Y.S., SOYAMA H. **Comparison of mechanisms of advanced mechanical surface treatments in nickel-based superalloy.** *Materials Science Eng. A* (2013).

GODINHO, A. F. E. **Análise do mandrilamento de cilindros de blocos de motores em ferro fundido vermicular com diferentes concepções de ferramentas.** 2007. 129 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2007.

GODOI E. L. **Influência do roleteamento a quente auxiliado por radiação infravermelha na qualidade superficial de uma peça de liga aeronáutica Inconel 718.** Dissertação (Mestrado)–Universidade Estadual Paulista. Faculdade de Engenharia, Bauru, 2017.

Godoi, E. L.; Casarin, Samuel José; Goncalves, G. M. B., de Ângelo Sanchez, Luiz Eduardo; **Relationship of the roller burnishing process parameters with the surface and subsurface properties of Inconel 718."**, which you submitted to The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, v. 11, p. 23, 2023. DOI: 10.21203/rs.3.rs-3306959/v1

GOWTHAMAN, P. S.; JEYAKUMAR, S. **A Review on machining of High Temperature Aeronautics Super-alloys using WEDM.** Materials Today: Proceedings, 18, p. 4782–4791, 2019.

GRIFFITHS, B. J. **Manufacturing surface technology.** 1. ed. London: Penton Press, 2001.

GRIGOR'YANTS, A. G.; SAFONOV, A. H. **Laser technique for surface modification.** Laser Techniques and Technology, 1989.

Grzesik, W. and Zak, K. (2013) ‘**Comparison of surface textures produced by finish cutting, abrasive and burnishing operations in terms of their functional properties**’, Journal of Machine Engineering, Vol. 13, No. 2, pp.46–58

Guo Y, Paramatmuni C, Avcu E. **Void Nucleation and Growth from Heterophases and the Exploitation of New Toughening Mechanisms in Metals.** *Crystals*. 2023; 13(6):860.
<https://doi.org/10.3390/cryst13060860>

HAMADACHE, H.; LAOUAR, L.; ZEGHIB, N. E.; CHAOUI, K. **Characteristics of Rb40 steel superficial layer under ball and roller burnishing.** Journal of Materials Processing Technology, v. 180, n. 1, p. 130-136, 2006.

HAMMES J. M., ROSA A. F. P., WALKER E. “**Optimization of Surface Finish in Cylindrical External Turning of SAE 1045 Steel**”, GEPROS. Gestão da Produção, Operações e Sistemas, Universidade Federal de Pelotas, 2016.

HASSAN, A. M.; AL-BSHARAT, A. S. **Influence of burnishing process on surface roughness, hardness, and microstructure of some non-ferrous metals.** Wear, v. 199, n.1, p. 1- 8, 1996.

HASSAN, A. M.; MAQABLEH, A. M. **The effects of initial burnishing parameters on non-ferrous components.** Journal of Materials Processing Technology, v. 102, n. 1, p. 115-121, 2000.

HASSAN, A. M.; MOMANI, A. MS. **Further improvements in some properties of shot peened components using the burnishing process.** International Journal of Machine Tools and Manufacture, v. 40, n. 12, p. 1775-1786, 2000.

HASSAN, B.; CORNEY, J.; **Grain boundary precipitation in Inconel 718 and ATI 718 Plus.** Department of design, manufacture and engineering management, 121 University of strathclyde, Glasgow. Advanced forming research centre. Materials science and technology, 2017.

HUA, Y., LIU, Z., WANG, B., HO, X. **Surface modification through combination of finish turning with low plasticity burnishing and its effect on fatigue performance for Inconel 718.** Surface and Coatings Technology, Vol. 375, 15 October 2019, Pages 508-517.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2019.07.057>

HUO, Wen-yi, SHI, Hai-fang, REN, Xin., ZHANG, Jing-yuan. **Microstructure and Wear Behavior of CoCrFeMnNbNi High-Entropy Alloy Coating by TIG Cladding.** Hindawi Publishing Corporation, Advances in Materials Science and Engineering, Vol 2015, Article ID 647351, 5 pages, <http://dx.doi.org/10.1155/2015/647351>

HUUKI, J.; LAAKSO, S. VA. **Integrity of surfaces finished with ultrasonic burnishing.** Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture, v. 227, n. 1, p. 45-53, 2013.

J. ANUJA, R. NARASIMHAN, U. RAMAMURTY, **A numerical study of the indentation mechanics of shape memory alloys in different temperature regimes,** Mechanics of Materials, Volume 139, 2019, 103212.

JAFARIAN, F. et al. **Simultaneous Optimizing Residual Stress and Surface Roughness in Turning of Inconel718 Superalloy.** Materials and Manufacturing Processes, v. 29, n. 3, p. 337–343, mar. 2014. ISSN 1042-6914, 1532-2475.

JOMAA, W.; SONGMENE, V.; BOCHER, P. **An Investigation of Machining-Induced Residual Stresses and Microstructure of Induction-Hardened AISI 4340 Steel.** Materials

and Manufacturing Processes, v. 31, n. 7, p. 838–844, maio 2016. ISSN 1042-6914, 1532-2475.

KALPAKJIAN, S.; SCHMID, S. R. **Manufacturing engineering and technology**. 6 ed. Pearson Prentice-Hall, Upper Saddle River, 1176p., 2010.

KHERADMAND, N.; JOHNSEN, R.; OLSEN, J. S.; BARNOUSH, A. **Effect of hydrogen on the hardness of different phases in super duplex stainless steel**. International Journal of Hydrogen Energy, v. 41, n. 1, p. 704–712, jan. 2016.
<https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2015.10.106>

KITAGAWA, T.; KATSUHIRO, K; KUBO, A. **Plasma hot machining for high hardness metals**. Bulletin Japan Society of Precision Engineering, v. 22, n. 2, p. 145-151, 1988.

KLOTZ, T., BLAS, S., LÉVESQUE, M., BROCHU, M. **1D cyclic yield model independent of load spectrum characteristics and its application to Inconel 718**. **Mechanics of Materials**, Vol. 109, June 2017, Pages 34-41. <https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2017.03.011>

KÖNIG, W.; CRONJÄGER, L.; SPUR, G.; TÖNSHOFF, H. K.; VIGNEAU, M.; ZDEBLICK, W. J. **Machining of New Materials**. Annals of the CIRP, v. 39, n. 2, p. 673-681, 1990.

KOWALIK M.; MAZUR T.; TRZEPIECINSKI T. **Assessment of the depth of the deformed layer in the roller burnishing process**. Strength of Materials, Vol. 50, No. 3, May 2018. 493 – 503.

KOWALIK M.; MAZUR T.; TRZEPIECINSKI T. **Assessment of the depth of the deformed layer in the roller burnishing process**. **Strength of Materials**, Vol. 50, No. 3, May, 2018. 493 – 503.

KRAKOW, R.; JHONSTONE, D.; EGEMAN, A.; HUNERT, D.; HARDY, M.; RAE. C.; MIDGLAY, P. **On the crystallography and composition and composition of topologically close-packed phases in ATI 718 Plus**. Acta Materialia 130(2017) 271- 280.

KRELLING, A.P., MELO, F.S., ALMEIDA, E.A.S., DA COSTA, C.E., MILAN, J.C.G. **Microstructure and properties of borided Monel 400 alloy**. Mater. Res. Express 6 (2019) 106410. DOI 10.1088/2053-1591/ab387a

- KUŁAKOWSKA, A., BOHDAL, Ł. (2020) **Researches and Simulation of Elastic Recovery Phenomena during Roller Burnishing Process of Macro-Asperities of Surface.** Materials, 13, 5276. DOI:10.3390/ma13225276
- KUMAR, NARESH & ANISH, SACHDEVA & SINGH, LAKHWINDER & TRIPATHI, HIMANSHU. (2016). **Experimental investigation of effect of roller burnishing process parameters on surface roughness and surface hardness of C40E steel.** International Journal of Machining and Machinability of Materials. 18. 185. 10.1504/IJMMM.2016.075470.
- KURKUT, V., CHAVAN, S.T. **Modeling and Optimization of surface roughness and microhardness for roller burnishing process using response surface methodology for Aluminum 63400 alloy.** Procedia Manufacturing 20 (2018) 542–547. 10.1016/j.promfg.2018.02.081
- KUSABIRAKI K., TSUTSUMI T., SAJI S. **Effects of cold rolling and annealing on the structure of γ'' precipitates in a Ni-18Cr-16Fe-5Nb-3Mo alloy.** Metallurgical Materials Transactions A 30A (1999) 1923–1931
- LEAL, C. A. A. **Efeito dos Parâmetros de Roleteamento Sobre a Vida em Fadiga do Aço ABNT 4140 Endurecido.** Universidade Federal de Minas Gerais. 2018.
- LEPPERT, T., PENG, R. L. **Surface residual stresses in dry turning of 0.45% C steel.** International Centre for Diffraction Data 2009 ISSN 1097-0002. 304 – 311.
- LI, G., LIU, Z., WANG, B. **Microstructural characteristics, deformation behavior and mechanical properties of Inconel 718 treated by Te infiltration.** Journal of Alloys and Compounds, Vol. 892, 5 February 2022, 162211. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.162211>
- LOH, N. H.; TAM, S. C.; MIYAZAWA, S. **A study of the effects of ball-burnishing parameters on surface roughness using factorial design.** Journal of Mechanical Working Technology, v. 18, n. 1, p. 53-61, 1989.
- LOW, M. **Estudo do desenvolvimento da textura durante a recristalização primária de Aços ferríticos por difração de Raios X e Difração de elétrons retroespalhados.** Tese de

Doutorado em Ciência dos Materiais. Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares. USP, São Paulo, 2006.

LOUREIRO, D. **Influência da geometria da ferramenta e das condições de usinagem nas características de superfícies torneadas da liga de níquel 625**. Dissertação (Mestrado em) - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, 2015.

MACHADO, A. R.; ABRÃO, A. M.; COELHO, R. T.; SILVA, M. B. **Teoria da usinagem dos materiais**. São Paulo, Blucher, 2009.

MALLESWARA, R. J. N.; REDDY, A. C. K.; RAO, P. V. R. **The effect of roller burnishing on surface hardness and surface roughness on mild steel specimens**. International Journal of Applied Engineering Research, Dindigul, v. 1, n. 4, p. 777-785, 2011.

MACHERAUCH, & KLOOS KH, “**Origin, Measurements and Evaluation of Residual Stresses**”, Residual Stresses in Science and Technology, DGM Inform. Verlag, 1987.

MEI Y.P., LIU Y.C., LIU C.X., LI C., YU L.M., GUO Q.Y., LI H.J. **Effects of cold rolling on the precipitation kinetics and the morphology evolution of intermediate phases in Inconel 718 alloy**. J. Alloy. Compd. 649 (2015) 949–960.

MERLE, B., MAIER-KIENER, V., PHARR, G.M. **Influence of modulus-to-hardness ratio and harmonic parameters on continuous stiffness measurement during nanoindentation**. Acta Materialia, Vol. 134, 1 August 2017, Pages 167-176.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.05.036>

MONDELIN A., VALIORGUE F, RECH J., CORET M., FEULVARCH E. **Hybrid model for the prediction of residual stresses induced by 15-5PH steel turning**. International Journal of Mechanical Sciences 58 (2012) 69–85

MORIMOTO, T. **Work hardening and tool surface damage in burnishing**. Wear, v. 127, n. 2, p. 149-159, 1988.

MURTHY, R. L.; KOTIVEERACHARI, B. **Burnishing of metallic surfaces—a review**. Precision Engineering, v. 3, n. 3, p. 172-179, 1981.

NAZMY, M.; RYDSTAD, H. **Process for increasing the oxidation resistance and corrosion resistance of a component made of a dispersion strengthened superalloy by a surface treatment.** U.S. Patent n. 4,909,859, 20 mar. 1990.

NEAGU-VENTZEL, S. **A theoretical and experimental study of single roll burnishing process as applied to yokes.** Dissertation, University of Toledo, 2001.

NGUYEN T-T, LE X-B. **Optimization of roller burnishing process using Kriging model to improve surface properties.** Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture. 2019;233(12):2264-2282.
doi:10.1177/0954405419835295

NOYAN, ISMAIL C. e COHEN, JEROME B. **Residual Stress - Measurement by Driffractton and Interpretation.** Evanston: Springer-Verlag, 1987.

OKADA, M., SUENOBU, S., WATANABE, K., YAMASHITA, Y., ASAKAWA, N. **Development and burnishing characteristics of roller burnishing method with rolling and sliding effects.** *Mechatronics*, Vol. 29, August 2015, Pages 110-118.
<https://doi.org/10.1016/j.mechatronics.2014.11.002>

OKOSHI, M.; UYEHARA, K. **Hot machining by electric current.** Proceedings of the International Production Research Conference, p. 264-271, 1963.

ÖZLER, L.; INAN, A.; ÖZEL, C. **Theoretical and experimental determination of tool life in hot machining of austenitic manganese steel.** *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, v. 41, p. 163-172, 2001.

PÁRAMO-KAÑETAS P., ÖZTURK U., CALVO J., CABRERA J. M., GUERRERO-MATA M. **High-temperature deformation of delta-processed Inconel 718.** *Journal of Materials Processing Tech.* 255 (2018) 204–211

PATEL, K. A.; BRAHMBHATT, P. K. **A Comparative Study of the RSM and ANN Models for Predicting Surface Roughness in Roller Burnishing.** *Procedia Technology*, v. 23, p. 391-397, 2016.

PREVÉY, P.; TELESMA, J.; GABB, T.; KANTZOS, P. **FOD resistance and fatigue crack arrest in low plasticity burnished IN718.** In: Proceedings of the 5th Nat. Turbine Eng. HCF Conference. 2000.

POULACHON, G.; BANDYOPADHYAY, B. P.; JAWAHIR, I. S.; PHEULPIN, S.; SEGUIN, E. **The influence of the microstructure of hardened tool steel workpiece on the wear of PCBN cutting tools.** International Journal of Machine Tools & Manufacture, v. 43, p.139-144, 2003 - A.

PU, Z.; SONG, G. L.; YANG, S.; OUTEIRO, J. C.; DILLON, O. W.; PULEO, D. A.; JAWAHIR, I. S. **Grain refined and basal textured surface produced by burnishing for 60 improved corrosion performance of AZ31B Mg alloy.** Corrosion Science, v. 57, p. 192-201, 2012.

PUTTOCK, M.J.; THWAITE, E.G. **Elastic compression of spheres and cylinders at point and line contact.** Melbourne, Vic.: National Standards Laboratory; 1969. legacy:4647. <http://hdl.handle.net/102.100.100/443240?index=1>

RAJESHAM, S.; TAK, J. C. **A study on the surface characteristics of burnished components.** Journal of mechanical working technology, v. 20, p. 129-138, 1989.

RAO, J. M.; REDDY, A. C. K.; RAO, P. R. **Experimental investigation of the influence of burnishing tool passes on surface roughness and hardness of brass specimens.** Indian Journal of Science and Technology, v. 4, n. 9, p. 1113-1118, 2011.

REALUM. Disponível em <http://www.realum.com.br/index.php> (acessado em 015/10/2020).

REED-HILL, R.E. **Princípios de Metalurgia Física.** 2 ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1982.

RODRÍGUEZ, A.; de LACALLE, L. L.; CELAYA, A.; LAMINIZ, A.; ALBIZURI, J. **Surface improvement of shafts by the deep ball-burnishing technique.** Surface and Coatings Technology, v. 206, n. 11, p. 2817-2824, 2012.

ROTELLA, G., FILICE, L., MICARI, F. **Improving surface integrity of additively manufactured GP1 stainless steel by roller burnishing.** CIRP Annals, Vol. 69, Issue 1, 2020, Pages 513-516. <https://doi.org/10.1016/j.cirp.2020.04.015>.

Roy, S., Kumar, R., Anurag, Panda, A. and Kumar Das, R. (2018) **‘A brief review on machining of Inconel 718’**, Materials Today: Proceedings, Vol. 5, pp.18664–18673, <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2018.06.212>

RUESTES, C.J., ALHAFEZ, I.A., URBASSEK, H.M. **Atomistic Studies of Nanoindentation—A Review of Recent Advances.** *Crystals* 2017, 7, 293; doi:10.3390/cryst7100293

RUESTES, CARLOS & BRINGA, E. & GAO, Y. & URBASSEK, HERBERT. (2017). **Molecular Dynamics Modeling of Nanoindentation.** 10.1002/9781119084501.ch14.

SAÏ, W. B.; LEBRUN, J. L. **Influence of finishing by burnishing on surface characteristics.** *Journal of Materials Engineering and Performance*, v. 12, n. 1 p. 37-40, 2003.

SALEM, B. W.; MELHAOUI, A.; COHEN, P.; AHDAD, F.; LONGUEMARD, J. P. **Laser-assisted machining.** *Mecanique Industrielle et matériaux*, v. 48, Iss. 1, p 29-30, 1995.

SANCHEZ L.E.A., GIARETTA F., NOGUEIRA L.G., INGRACI NETO R.R. **Effect of hot burnishing aided by infrared radiation on the modification of surface and subsurface of AISI 1045 steel.** *Procedia CIRP*, 58 463–468, 2017.

SANCHEZ, L. E. A.; MELLO, H. J.; NETO, R. R. I.; DAVIM, J. P.; **Hot turning of a difficult-to-machine steel (saexev-f) aided by infrared radiation.** *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, v. 73, n. 5-8, p. 887-898, 2014.

SARITHA, P. **A Study on Assessment of Theories for Contact Stress Distribution at Roller- Work Piece Contact in Roller Burnishing.** *International Journal of Science, Engineering and Technology Research (IJSETR)*, Volume 3, Issue 1, January 2014. 100- 106.

SARITHA, P. **A Study On Assessment Of Theories For Contact Stress Distribution At Roller- Work Piece Contact In Roller Burnishing.** *International Journal of Science, Engineering and Technology Research (IJSETR)*, Volume 3, Issue 1, January 2014. 100-106. SHI et al., 2018

SCHULZE, V. **Modern mechanical surface treatment: states, stability, effects.** John Wiley & Sons, 2006.

SCHULZE, V., BLEICHER, F., GROCHE, P., GUO, Y.B., PYUN, Y.S. **Surface modification by machine hammer peening and burnishing.** *CIRP Annals*, Vol. 65, Issue 2, 2016, Pages 809-832. <https://doi.org/10.1016/j.cirp.2016.05.005>

SEEMIKERI, C.Y., BRAHMANKAR, P.K., MAHAGAONKAR, S.B., **“Investigations on surface integrity of AISI 1045 using LPB tool”**, Tribology International, v. 41, n. 8, pp. 724 - 734, Aug. 2008.

SHI XIAO, DUAN SHENGCHAO, YANG WENSHENG, GUO HANJIE, GUO JING. **Solidification and Segregation Behaviors of Superalloy IN718 at a Slow Cooling Rate.** Materials 2018, 11, 2398; doi:10.3390/ma11122398

SHIM, S.; BEI, H.; GEORGE, E. P.; PHARR, G. M. **A different type of indentation size effect.** Scripta Materialia, v. 59, n. 10, p. 1095–1098, 1 nov. 2008.

SHIMADZU **Dynamic Ultramicro Hardness Tester**, DUH211/ DUH-211S Instruction Manual, May 2009.

SHIRAZI, H., MIYAMOTO, G., HOSSEIN NEDJAD, S., CHIBA, T., AHMADABADI, M.N., FURUHARA, T. **Microstructure evolution during austenite reversion in Fe-Ni martensitic alloys.** Acta Materialia, Vol. 144, 1 February 2018, Pages 269-280.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.10.068>

SILVA, C. C. **Revestimentos de liga de níquel depositados pelo processo TIG com alimentação de arame frio: Aspectos operacionais e metalúrgicos.** Tese de Doutorado. Universidade Federal do Ceará. Centro de Tecnologia. Fortaleza, 2010.

SILVA, M. C. A. **Acompanhamento por EBSD da textura de um grão de uma chapa de aço elétrico deformada até 55% de redução.** III Workshop sobre Textura. São Paulo, São Paulo, p 13-21, 2006.

SMIRNOV, A. V.; KUZNETSOV, V. A. **Factors affecting the surface roughness in burnishing.** ISSN 1068-798X, Russian Engineering Research, 2018, Vol. 38, No. 10, pp. 814–817. © Allerton Press, Inc., 2018.

SOUZA, D. A. **Determinação de tensões residuais em materiais metálicos por meio de ensaio de dureza.** Dissertação, Universidade Federal de São João Del-Rei, 2012.

Stewart C. Black BSc, MSc, CEng, FIEE, FIMechE, ... S.J. Martin CEng, FIMech, FIProdE, in **Principles of Engineering Manufacture** (Third Edition), 1996

SUI Feng-Li, XU Li-Xia, CHEN Li-Qing, LIU Xiang-Hua. **Processing map for hot working of Inconel 718 alloy**. Journal of Materials Processing Technology 211 (2011) 433–440.

SUNDARARAMAN M., MUKHOPADHYAY P., BANERJEE S. **Precipitation of the δ -Ni₃Nb phase in two nickel base super alloys**. Materials Transactions A 19 (1988) 453–465

SUNDER, R. **Fatigue as a process of cyclic brittle microfracture**. Fatigue & fracture of engineering materials & structures, v. 28, n. 3, p. 289-300, 2005.

T. KLOTZ, S. BLAS, M. LÉVESQUE, M. BROCHU, **1D cyclic yield model independent of load spectrum characteristics and its application to Inconel 718**, Mechanics of Materials, Volume 109, 2017, Pages 34-41, ISSN 0167-6636,
<https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2017.03.011>.(<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0167663616302745>)

TABAIE, S., RÉZAIĀ-ARIA, F., JAHAZI, M. **Microstructure evolution of selective laser melted Inconel 718: Influence of high heating rates**. 20p. Metals 2020, 10, 587;
 doi:10.3390/met10050587

TAN Y.B.; MA Y.H.; ZHAO F. **Hot deformation behavior and constitutive modeling of fine-grained Inconel 718 superalloy**. Journal of Alloys and Compounds 741 (2018) 85 – 96.

TAVARES C.J.M., **Produção e caracterização de revestimentos nanoestruturados em multicamadas de TiAlN/Mo**, Tese de Doutorado, Departamento de Física, Universidade do Minho, (2002)

TAYLOR HOBSON PRECISION. **The Parameter Tree of Surface Roughness** [S.I.], 2003

THAKUR A.; GANGOPADHYAY S. **State-of-the-art in surface integrity in machining of nickel-based super alloys**. International Journal of Machine Tools & Manufacture (100), 2016, 25-34

THOMAS, A.; EL-WAHABI, M.; CABRERA, J.M.; PRADO, J.M. **High temperature deformation of Inconel 718**. Journal of Materials Processing Technology, 177, p.469-472, 2006

TIAN, Y.; SHIN, Y. C. **Laser-assisted burnishing of metals**. International Journal of Machine Tools and Manufacture, v. 47, n. 1, p. 14-22, 2007.

TOTTEN, George E. (Ed.). **Handbook of residual stress and deformation of steel**. ASM international, 2002.

TOUAZINE, H., CHADHA, K., JAHAZI, M., BOCHER, P. **Characterization of subsurface microstructural alterations induced by hard turning of Inconel 718**. Journal of Materials Engineering and Performance, ASM International (2019) 28:7016–7024.
<https://doi.org/10.1007/s11665-019-04416-1>

TRAVIESO-RODRIGUEZ, J. A.; GÓMEZ-GRAS, G.; DESSEIN, G.; CARRILLO, F.; ALEXIS, J.; JORBA-PEIRO, J.; AUBAZAC, N. **Effects of a ball-burnishing process assisted by vibrations in G10380 steel specimens**. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, v. 81, n. 9-12, p. 1757-1765, 2015.

ULUTAN, D.; ALACA, B. E.; LAZOGLU, I. **Analytical modelling of residual stresses in machining**. Journal of Materials Processing Technology, v. 183, n. 1, p. 77-87, 2007.

VALÍČEK, J., CZÁN, A., HARNICÁROVÁ, M., SAJGALÍK, M., KUSNEROVÁ, M., CZÁNOVÁ, T., KOPAL, I., GOMBÁR, M., KMEC, J., SAFÁR, M. **“A New Way of Identifying, Predicting and Regulating Residual Stress After Chip-Forming Machining”**, In: International Journal of Mechanical Sciences, 2019.

VEIGA, F.L da; FARIA, M.I.S.T.; COELHO, G.C. Superliga Inconel-718: **Caracterização microestrutural e validação da base de dados termodinâmicos**. Cadernos UniFOA, dez, p.77-85, 2012.

VERMA, A.; MAHATO, D. Roller Burnishing - **A Literature Review of Developments and Trends in Approach to Industrial Application**. Asian Journal of Engineering and Technology (ISSN: 2321 – 2462), Volume 01– Issue 03, August 2013.

VIJAY KURKUTE, SANDEEP T. CHAVAN, **Modeling and Optimization of surface roughness and microhardness for roller burnishing process using response surface methodology for Aluminum 63400 alloy**, Procedia Manufacturing, Volume 20, 2018, Pages 542-547, ISSN 2351-9789, <https://doi.org/10.1016/j.promfg.2018.02.081>.

VIJAY KURKUTE, SANDIP CHAVAN, **“Modeling the Process Parameters of Roller Burnishing using RSM and Prediction of Micro Hardness using Artificial Neural Network,”** International Journal of Computer Sciences and Engineering, Vol.6, Issue.4,

pp.43-LEPPERT T., PENG R. L. Surface residual stresses in dry turning of 0.45% C steel. JCPDS-International Centre for Diffraction Data 2009 ISSN 1097-0002.

VILLARES METALS. **Specialty alloys**. Villares Metals, 2008. 8p.

VOYIADJIS, G. Z., YAGHOUBI, M. **Review of Nanoindentation Size Effect: Experiments and Atomistic Simulation**. *Crystals* 2017, 7, 321; doi:10.3390/cryst7100321

WAGNER L.; MHAEDE M.; WOLLMANN M.; ALTENBERGER I.; SANO Y. **Surface layer properties and fatigue behavior in Al 7075-T73 and Ti-6Al-4V: Comparing results after laser peening; shot peening and ball-burnishing**. *International Journal of Structural Integrity*, Emerald Group Publishing Limited 1757-9864. DOI 10.1108/17579861111135923. Vol. 2 No. 2, 2011. 185-199.

WILLIAMS, J.; DWYER-JOYCE, R. **Contact Between Solid Surfaces**. In: BHUSHAN, B. (Ed.). *Modern Tribology Handbook*. 1. ed. Boca Raton: CRC Press, 2001. p. 121– 162.

WULPI, D. J.; **Understanding how componentes fail**. ASM American Society for metal. Cap. 7 Metals Park, OH, 1985

YANG H., YANG J., HUANG W., WANG Z., ZENG X. **The printability, microstructure, crystallographic features and microhardness of selective laser melted Inconel 718 thin wall**. *Materials and Design* 156 (2018) 407–418

YELDOSE, B. C.; RAMAMOORTHY, B. **An investigation into the high performance of TiN-coated rollers in burnishing process**. *Journal of materials processing technology*, v. 207, n. 1, p. 350-355, 2008.

YUAN, H., LIU, W.C. **Effect of the δ phase on the hot deformation behavior of Inconel 718**. *Materials Science and Engineering A* 408 (2005) 281–289. doi:10.1016/j.msea.2005.08.126

ZHANG, P.; LINDEMANN, J. **Effect of roller burnishing on the high cycle fatigue performance of the high strength wrought magnesium alloy AZ80**. *Scripta materialia*, v. 52, n. 10, p. 1011-1015, 2005.

ZHANG, T.; BUGTAI, N.; MARINESCU, I. D. **Burnishing of aerospace alloy: A theoretical–experimental approach**. *Journal of Manufacturing Systems*, 2014.

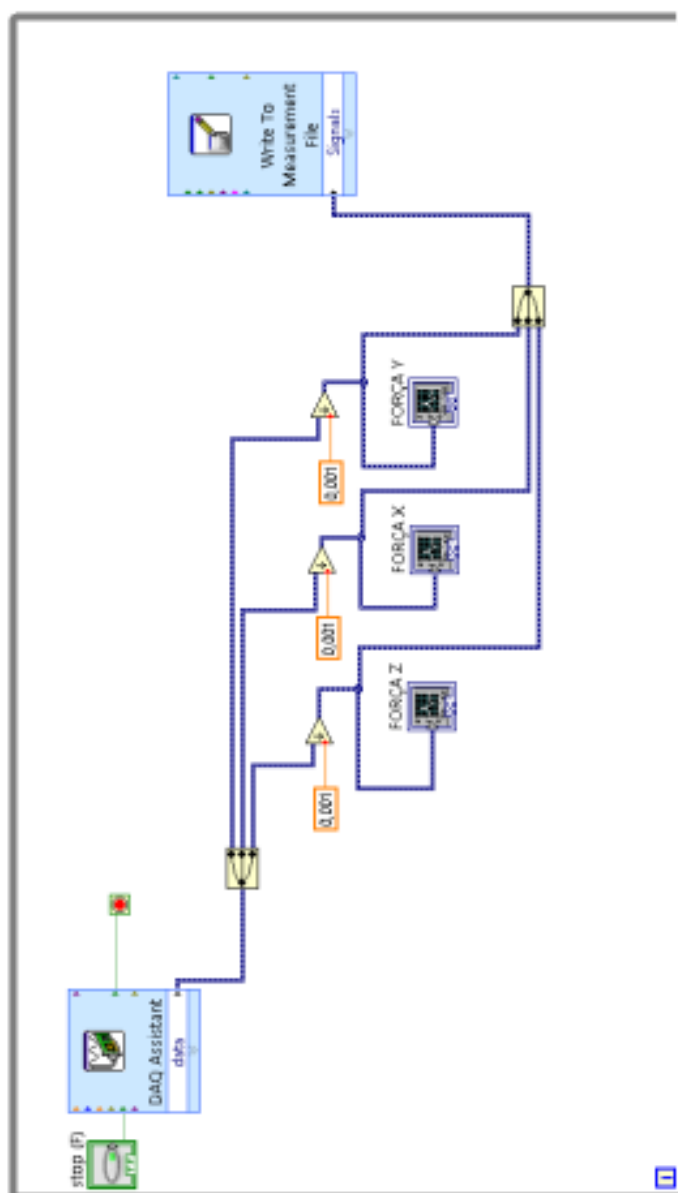
ZHAO. J., LIU, Z., WANG, B., CAI, Y., SONG, Q. **Analytical prediction and experimental investigation of burnishing force in rotary ultrasonic roller burnishing titanium alloy Ti-6Al-4V**. Journal of Manufacturing Science and Engineering, Transactions of the ASME, March 2020, Vol. 142 / 031004-1.

ZHIHAO, F., LIBIN, L., LONGFEI, C., YINGCHUN, G. **Laser polishing of additive manufactured superalloy**. 4th CIRP Conference on Surface Integrity (CSI 2018) Procedia CIRP 71, 150-154. 10.1016/j.procir.2018.05.088

ZURECKI, Z., GHOSH, R. & FREY, J.H. (2003) - **Investigation of White Layers Formed in Conventional and Cryogenic Hard Turning of Steel** – International Mechanical Engineering Congress – Washington.

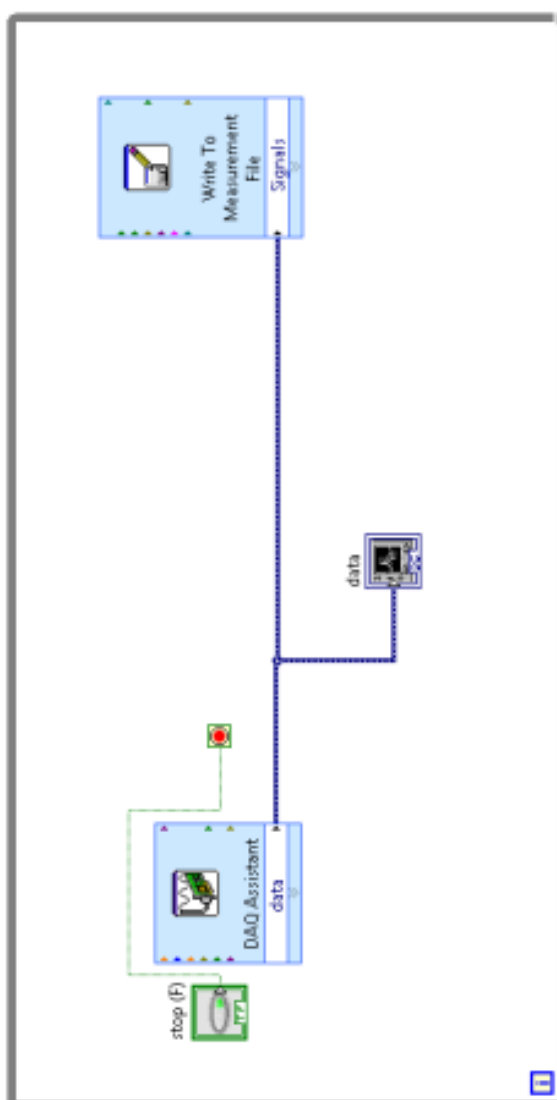
ANEXO I – Diagrama em labView para aquisição dos dados de força

Figura 51 - Diagrama em labView para aquisição dos dados de força



ANEXO II – Diagrama em labView para aquisição dos dados de temperatura

Figura 52 - Diagrama em labView para aquisição dos dados de temperatura



ANEXO III – Aquisição de nanodureza

Figura 53 - Aquisição de nanodureza

```

<<*** Test condition-Edu_am1 ***>>

Test mode      Load-unload
Sample name    Edu_am1
Test force     100.00[mN]
Loading speed  1.0(13.3240[mN/sec])
Hold time at unload 5[sec]
Parameter name Temp
Comment
Poisson's ratio 0.300
Cf-Ap,As Correction ON
Read times     3
Indenter elastic 1.140e+006[N/mm2]

Sample No.     1
Minimum force  0.20[mN]
Hold time at load 5[sec]
Test count     6
Parameter      20

Indenter type   Triangular115
Objective lens  50
Indenter poisson's ra0.070
  
```

<<*** Test result ***>>

SEQ	Fmax	hmax	hp	h _v	HMT115	HMa	HIt	EIt	CIt	rit	HV*	Length	HT115	Data name
	[mN]	[μm]	[μm]	[μm]	[N/mm2]	[N/mm2]	[N/mm2]	[N/mm2]	[%]	[%]		[μm]		
1	101.67	0.8255	0.5893	0.6961	5158.418	3633.652	7308.284	2.023e+005	1.916	23.481	675.285	-----	-----	Edu_am1(1)
2	101.68	0.7647	0.3604	0.8246	8011.982	4031.657	8865.364	2.076e+005	2.892	29.806	810.160	-----	-----	Edu_am1(2)
3	101.66	0.8299	0.6112	0.7039	5102.838	4018.988	7109.791	2.065e+005	2.606	22.247	662.489	-----	-----	Edu_am1(3)
4	101.66	0.7861	0.6016	0.6686	5888.629	4033.688	7055.813	2.376e+005	2.921	22.917	735.117	-----	-----	Edu_am1(4)
5	101.67	0.8543	0.6018	0.7258	4816.752	4119.493	6754.545	1.938e+005	2.165	23.698	624.120	-----	-----	Edu_am1(5)
6	101.67	0.8581	0.6635	0.7358	4774.000	4123.012	6602.811	2.028e+005	2.458	21.515	610.100	-----	-----	Edu_am1(6)
Average	101.67	0.8198	0.5713	0.6924	5258.770	4326.733	7442.768	2.084e+005	2.493	23.941	687.712	-----	-----	
Std. Dev	0.009	0.037	0.107	0.041	493.331	480.988	843.658	15094.381	0.399	2.983	77.954	-----	-----	
CV	0.009	4.554	18.646	5.879	9.381	11.116	11.335	7.241	16.017	12.461	11.335	-----	-----	

<<*** Force-Depth data ***>>

Edu_am1 - 1

SEQ	Force[mN]	Depth[μm]	HD(HMT115)
98	-0.00	0.0001	0.000
110	4.04	0.1052	9341.302
121	11.03	0.2074	7884.107
135	19.95	0.3051	6945.325
154	32.05	0.4059	6453.876
176	46.05	0.5078	6018.558
201	61.97	0.6070	5744.281
229	79.80	0.7078	5507.351
261	100.12	0.8070	5315.523
438	22.46	0.7072	1553.293
497	0.44	0.6080	40.379

<<*** Force-Depth data ***>>

Edu am1 - 2

SEQ	Force[mN]	Depth[um]	HD(HMT115)
39	-0.00	0.0000	0.000
50	2.73	0.1100	5855.185
61	9.74	0.2083	6905.072
82	23.13	0.3084	7894.578
103	36.51	0.4070	7314.180
127	51.78	0.5052	6833.974
155	69.61	0.6062	6469.933
190	91.91	0.7062	6372.071
398	11.08	0.6067	1028.348
409	4.09	0.4996	551.377
427	0.73	0.4004	151.848

<<*** Force-Depth data ***>>

Edu am1 - 3

SEQ	Force[mN]	Depth[um]	HD(HMT115)
98	-0.00	0.0004	0.000
109	3.35	0.0976	8795.458
119	9.72	0.1992	7473.041
134	19.28	0.2987	6992.235
153	31.37	0.3968	6599.682
174	44.76	0.4948	6151.346
198	60.03	0.5931	5818.288
226	77.86	0.6918	5618.710
257	97.60	0.7934	5361.050
454	12.27	0.6941	880.192

<<*** Force-Depth data ***>>

Edu am1 - 4

SEQ	Force[mN]	Depth[um]	HD(HMT115)
97	-0.00	0.0000	0.000
109	3.33	0.1009	8272.360
119	9.72	0.1968	7637.236
132	17.99	0.2936	6739.396
151	30.09	0.3916	6497.336
176	46.01	0.4917	6400.724
205	64.49	0.5931	6250.028
237	84.87	0.6923	6116.023
526	0.15	0.5920	14.910

<<*** Force-Depth data ***>>

Edu_am1 - 5

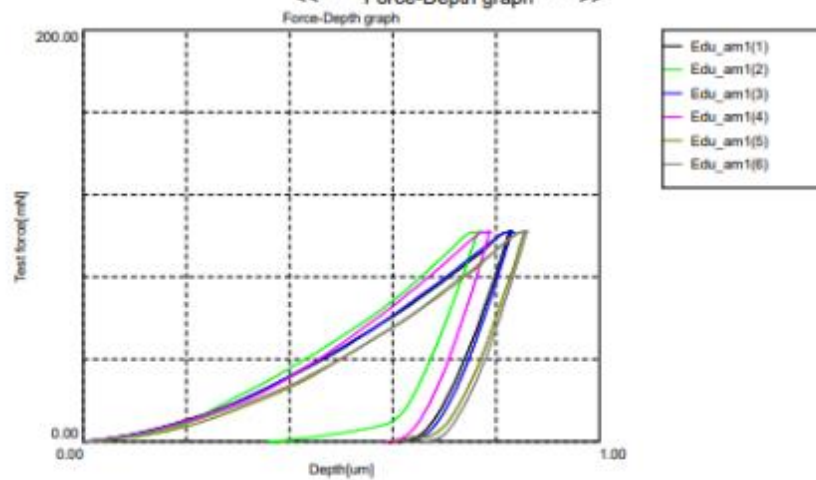
SEQ	Force[mN]	Depth[μm]	HD(HMT115)
98	-0.00	0.0014	0.000
108	2.73	0.1067	6163.669
116	7.83	0.2072	5603.239
130	16.74	0.3094	5677.654
147	27.57	0.4115	5407.880
170	42.21	0.5133	5404.425
194	57.49	0.6120	5245.375
222	75.34	0.7135	5116.719
254	95.70	0.8127	5010.359
455	11.63	0.7132	790.335
499	0.34	0.6134	31.052

<<*** Force-Depth data ***>>

Edu_am1 - 6

SEQ	Force[mN]	Depth[μm]	HD(HMT115)
97	-0.00	0.0000	0.000
108	2.71	0.0926	7748.809
117	8.45	0.1925	6910.479
130	16.72	0.2937	6261.101
146	26.93	0.3965	5675.304
166	39.65	0.4946	5454.109
189	54.30	0.5932	5260.828
217	72.13	0.6935	5181.429
247	91.24	0.7921	5028.046
473	2.06	0.6926	148.605

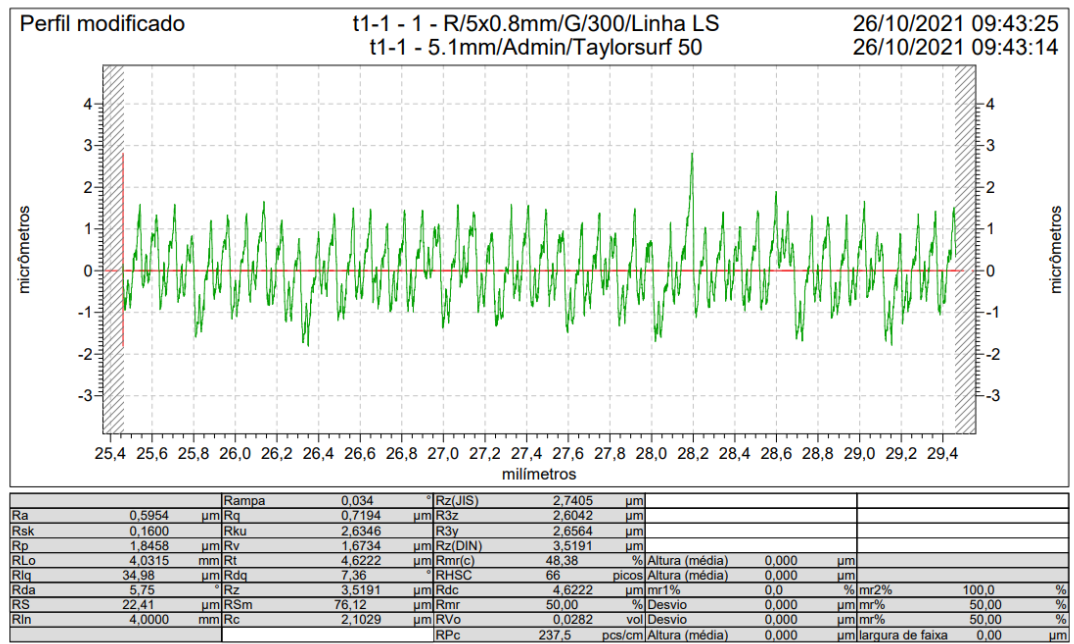
<<*** Force-Depth graph ***>>



ANEXO V – Parâmetros de rugosidade

Figura 55 - Parâmetros de rugosidade

5.5.4.20



ANEXO VI – Parâmetros da análise de tensão residual

Figura 56 - Análise de tensão residual

